



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

LOMOVÉ CHOVÁNÍ TEPELNĚ OVLIVNĚNÉ OBLASTI HETEROGENNÍHO SVAROVÉHO SPOJE

FRACTURE BEHAVIOUR OF HEAT AFFECTED ZONE NEAR HETEROGENEOUS WELD JOINT

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. VLADIMÍR JELÍNEK

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. MARTIN JULIŠ, Ph.D.

BRNO 2012

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství

Akademický rok: 2011/12

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

student(ka): Bc. Vladimír Jelínek

který/která studuje v **magisterském studijním programu**

obor: **Materiálové inženýrství (3911T011)**

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 diplomové práce:

Lomové chování tepelně ovlivněné oblasti heterogenního svarového spoje

v anglickém jazyce:

Fracture behaviour of heat affected zone near heterogeneous weld joint

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Práce bude zaměřena na popis mikrostruktury uhlíkové oceli (22K) v blízkosti heterogenního svarového spoje s austenitickou ocelí. Bude nezbytné provést zevrubnou analýzu struktury celého svarového spoje, mapu tvrdosti a provést výběr míst pro další analýzy. Bude provedeno hodnocení lomového chování na základě zkoušek CT těles při různých teplotách vybraného místa ve výchozím stavu. Bude vyhodnocen posuv tranzitních teplot a riziko zkřehnutí vybrané oblasti pod návarem v důsledku provozní expozice.

Cíle diplomové práce:

Cílem práce bude vyhodnotit riziko zkřehnutí podnávarové oblasti svarového spoje oceli 22K/austenit.



Seznam odborné literatury:

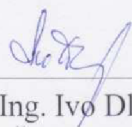
- [1] Pokluda, J., Kroupa, F., Obdržálek, L.: Mechanické vlastnosti a struktura pevných látek, PC-Dir s.r.o., 385s, ISBN 80-214-0575-9
[2] Pokluda, J., Šandera, P.: Micromechanisms of Fracture and Fatigue In a Multi-scale Context, 1st Edition., 2010, XIV, 295 s, ISBN 978-1-84996-265-0
[3] ASM Handbook. Welding, Brazing and Soldering. Vol. 6. USA: ASM, 2003. 1298 s. ISBN 0-87170-382-3
[4] ČSN EN ISO 12737 (420348) Kovové materiály - Stanovení lomové houževnatosti při rovinné deformaci

Vedoucí diplomové práce: Ing. Martin Juliš, Ph.D.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2011/12.

V Brně, dne 8.3.2012





prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
Ředitel ústavu



prof. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc.
Děkan

Abstrakt:

Tato diplomová práce se zabývá mechanickými charakteristikami heterogenního svarového spoje. Jako experimentální materiál byl použit svarový spoj nízkouhlíkové oceli (22K), která je ve výchozím stavu feriticko-perlitická, a austenitické oceli. Vzorek byl hodnocen ve výchozím stavu a po žíhání simulující podmínky provozu.

V experimentální části byl posouzen vliv žíhání na strukturu a mechanické vlastnosti, byl proveden detailní rozbor mikrostruktury pomocí světelné mikroskopie. Mechanické vlastnosti byly zkoumány také v obou stavech a to měřením mikrotvrdosti dle Vickerse a zkoušek lomové houževnatosti na CT tělesech.

Abstract:

The study deals with mechanical characteristic of heterogeneous weld joint. The low carbon steel 22K and austenitic steel have been used as a experimetnal materials. The low carbon steel has special properties in basic condition. The sample has been evaluated in basic condition and after annealation.

There have been evaluated impact of annealation proces to structure and mechanical characteristics in experimental part of study. The particularised analysis of microstructure has been done by pictorial analysis. Mechanical characteristics has been examined in both conditions by 2 different methods – measurment of microhardness according to Vickers and test of fracture toughness on compact tension specimens.

Klíčová slova:

heterogenní svarový spoj, nízkouhlíková ocel 22K, křehký lom, lomová houževnatost, CT těleso, mikrotvdost, mikrostruktura

Keywords:

heterogeneous weld joint, low carbon steel 22K, brittle fracture, fracture toughness, compact tension specimen, microhardness, microstructure

Bibliografická citace:

JELÍNEK, V. *Lomové chování tepelně ovlivněné oblasti heterogenního svarového spoje*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2012. 125 s. Vedoucí diplomové práce Ing. Martin Juliš, Ph.D.

Čestné prohlášení

Prohlašuji, že jsem tuto diplomovou práci „Lomové chování tepelně ovlivněné oblasti heterogenního svarového spoje“ vypracoval samostatně pod vedením Ing. Martina Juliše, Ph.D. a s použitím níže uvedené literatury.

V Brně dne 23. května 2012

.....

Vladimír Jelínek

PODĚKOVÁNÍ

Na tomto místě bych především rád poděkoval vedoucímu této práce panu Ing. Martinu Julišovi PhD. za velkou trpělivost, přínosné konzultace a cenné připomínky, které mi poskytl při psaní této diplomové práce. Dále pak panu prof. Ing. Ivo Dlouhému CSc. a paní Ivě Davidové za pomoc při přípravě vzorku a všem pracovníkům z ÚMVI FSI VUT v Brně a ÚFM AV, kteří se na práci podíleli.

V neposlední řadě bych také rád poděkoval svým rodičům za neustálou podporu během studia a všem mým šesti spolužákům za všechny radosti i strasti studentského života.

Obsah

1. Úvod	10
2. Svařování různorodých materiálů	12
2.1 Diagramy určující strukturní stav oceli	12
2.1.1 Schaefflerův diagram	14
2.1.2 De Longův diagram.....	15
2.1.2 Diagram WRC - 1992	16
2.2 Materiálové vlivy při svařování	17
2.3 Volba přídavného materiálu	18
2.4 Svařování v jaderné energetice	20
2.4.1 Svařování vysokolegovaných ocelí.....	20
2.4.2 Svařování žáruvzdorných ocelí	21
3. Lomová mechanika	23
3.1 Griffithovo kritérium	24
3.2 Lineárně-elastická lomová mechanika	27
3.2.1 Součinitel intenzity napětí	28
3.2.2 Hnací síla trhliny	29
3.3 Elasticko-plastická lomová mechanika	30
3.3.1 Koncepce J-integrálu.....	30
3.3.2 Koncepce otevření trhliny	33
3.4 Měření lomové houževnatosti	35
3.5 Křehký lom	41
3.5.1 Tranzitní chování.....	45
3.5.2 Charakteristické znaky nízkouhlíkových a nízkolegovaných ocelí	46
4. Cíle práce	47
5. Experimentální část	48
5.1 Použitý materiál a technika	48
5.2 Mikrotvrdość	54
5.2.1 Vzorek ve výchozím stavu	54
5.2.1.1 Vzorek ve výchozím stavu - lícni strana svarového spoje	54
5.2.1.2 Vzorek ve výchozím stavu - středni část svarového spoje.....	58

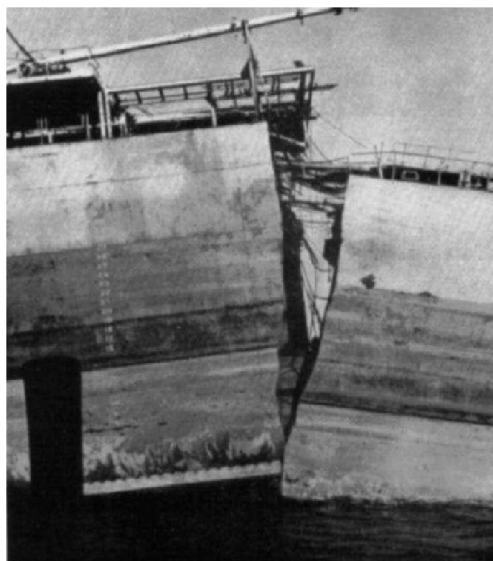
5.2.1.3	Vzorek ve výchozím stavu - kořenová část svarového spoje	60
5.2.1	Vzorek po žíhání	62
5.2.1.1	Vzorek po žíhání - lící strana svarového spoje	62
5.2.1.2	Vzorek po žíhání - střední část svarového spoje	68
5.2.1.3	Vzorek po žíhání - kořenová část svarového spoje	70
5.3	Mikrostruktura svarového spoje ve výchozím stavu	71
5.3.1	Lící strana - výchozí stav	73
5.3.2	Střední část - výchozí stav	77
5.3.3	Kořenová část - výchozí stav	81
5.3.4	Vada - výchozí stav	85
5.4	Mikrostruktura svarového spoje po dlouhodobém žíhání	87
5.4.1	Lící strana - po žíhání	88
5.4.2	Střední část - po žíhání	92
5.4.3	Kořenová část - po žíhání	96
5.4.4	Vada - po žíhání	100
5.5	Měření lomové houževnatosti	102
5.5.1	Výpočet lomové houževnatosti za podmínek rovinné deformace K_{Ic}	105
5.5.2	Výpočet lomové houževnatosti pomocí J-integrálu	108
5.5.3	Teplotní závislost lomové houževnatosti v podnávarové oblasti	110
6.	Diskuse výsledků	112
7.	Závěr	118
	Seznam nejpoužívanějších značek a symbolů	119
	Seznam použitých zdrojů	121

1. Úvod

Výrazný pokrok v technické praxi je spojen s masovým užitím ocelí a dalších slitin kovů na konci 19. století. Zatímco na začátku 19. století bylo využití kovových slitin spíše zvláštností a např. kolejnice byly dosud dřevěné, pak koncem téhož století již průmyslově vyspělé státy byly protkány hustou sítí kovových kolejnic. V Paříži pak byla roku 1889 postavena tehdy nejvyšší stavba světa Eiffelova věž z 18 tisíc ocelových dílů a 2,5 miliónu nýtů [1].

Technický pokrok byl ovšem provázen rostoucím počtem nehod konstrukcí (např. ocelových mostů, kolejnic, rozměrných zásobníků plynu, kotlů aj.). Některé z těchto havárií byly způsobeny špatnou konstrukcí, ale hlavním problémem byly především defekty v použitém materiálu. Výrazného snížení počtu havárií bylo dosaženo až zlepšením technologií a soustavným prohlubováním poznatků o vlastnostech konstrukčních materiálů.

Druhá fáze nárůstu počtu nehod nastala v období, kdy se začalo stále více používat rozměrných celosvařovaných konstrukcí, tj. ve 40. až 60. letech 20. století. V průběhu 2. světové války bylo postaveno asi 2700 transportních lodí třídy Liberty, z nichž se 12 plavidel rozlomilo na 2 části (obr. 1) a u téměř 1500 dalších došlo k vážným poruchám způsobeným lomy. Při následné analýze napjatosti bylo zjištěno, že kritické místo horní paluby mohlo být vystaveno napětí asi 70 MPa, což odpovídalo asi 1/2 dovoleného pracovního zatížení, na které byla loď konstruována. K poškození došlo za relativně nízké teploty (teplota vzduchu -3°C , teplota vody v přístavu $4,5^{\circ}\text{C}$) [2].



Obr. 1 Válečná loď rozlomená na dvě části [2]

K velice závažným haváriím došlo i u jiných rozměrných svařovaných konstrukcí (např. u mostů, plynovodů, tlakových nádob apod.). Tyto zpočátku neobjasněné nehody se po rozsáhlých výzkumech podařilo objasnit. Hlavní příčinou byly opět převážně defekty v konstrukčních materiálech nebo ostré konstrukční vruby, na kterých docházelo ke koncentraci napětí a ke vzniku trojosého stavu napjatosti. Lomy měly křehký charakter a byly doprovázeny malou plastickou deformací. Bylo zjištěno, že ke zvýšení přechodové teploty může dojít v důsledku lokálního ohřevu materiálu svařované konstrukce. V dnešní době se proto navrhuje konstrukce tak, aby se omezil výskyt míst s velkou koncentrací napětí a kritická místa jsou podrobena defektoskopické kontrole.

Po 2. světové válce došlo ke značnému rozvoji letecké dopravy, který byl však opět doprovázen velkým počtem nehod. Hlavní konstrukční části letadel se vyráběly ze slitin na bázi Ti nebo Al, které se vyznačují jak nízkou specifickou hmotností, tak i vysokou pevností. Spolu s využitím nových metod ke zjištění napěťové analýzy, bylo možno snížit hodnotu koeficientu bezpečnosti, což umožňovalo další snížení hmotnosti letadel. Náhodné zvýšení provozního napětí (např. důsledkem porывu větru) spolu s agresivním prostředím mohlo ovšem vést ke vzniku trhlin. Materiály s vysokou statickou pevností mají většinou poměrně nízkou lomovou houževnatost (odpor proti vzniku a šíření nestabilních trhlin). Zbytková pevnost tělesa s trhlinou je tedy poměrně nízká. Existence malé trhliny může způsobit, že se konstrukce poruší při napětí daleko nižším, než je maximální provozní napětí, na které byla konstrukce navrhována. Lomy při nízkých napětích, které jsou iniciovány na malých trhlínách, jsou v mnoha ohledech podobné křehkým lomům u svařovaných konstrukcí vyrobených z ocelí o nižší pevnosti.

Snaha po objasnění zákonitostí vzniku lomu při nízkých napětích v materiálu o vysoké pevnosti, vedla k vytvoření nové vědní disciplíny - mechaniky lomu. Mechanika lomu poskytuje metodiku, která vyplňuje mezery u konvenčních konstrukčních návrhů, které jsou založeny na tahové zkoušce, hodnotě meze kluzu a podobných statických vlastnostech materiálu. Tyto metody jsou sice použitelné pro řadu návrhů, ale jsou neúspěšné pro ty případy, kdy připouštíme možnost výskytu defektu. Existence těchto defektů (trhliny, strukturní vady, stopy po opracování aj.) je však normálním jevem, který je třeba při návrhu konstrukce vzít v úvahu. Hlavním úkolem lomové mechaniky je tedy stanovení příčiny vzniku trhlin, popis jejich šíření a stanovení podmínek zastavení růstu trhlin. Aplikací poznatků lomové mechaniky lze snížit riziko poruchy a zvýšit bezpečnost a spolehlivost provozu konstrukce.

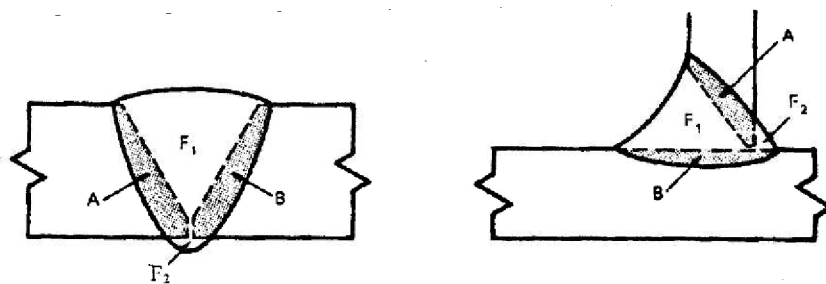
2. Svařování různorodých materiálů

Svařování ocelí různého chemického složení a strukturních fází vede vždy k degradaci svařovaných materiálů z toho důvodu, že v přechodu základní materiál-svarový kov vzniká natavená (fúzní) zóna, která má odlišné chemické složení, mechanické a fyzikální (zejména termodynamické) vlastnosti. Při tepelném zpracování a dlouhodobém provozu za teplot vyšších jak 400°C probíhají mezi základním materiálem a svarovým kovem výrazné difuzní pochody (zejména uhlíku), které mají za následek tvorbu oduhličených a nauhličených zón, jenž vedou ke snížení spolehlivosti, životnosti a bezpečnosti svarového spoje [3, 5].

Při svařování různých materiálů je důležité zvolit vhodně složení svarového kovu a následně i postup svařování a tepelného zpracování svarových spojů. Chemické složení svarového kovu bude záviset na složení obou materiálů, složení přídatného materiálů a stupně promísení svarového kovu. Důležité je, že při svařování různorodých materiálů nebývá chemické složení svarového kovu homogenní, zejména v případě mnohovrstvých svarů. Za všeobecné pravidlo je bráno, že pevnost a korozní odolnost svarového kovu se musí nejméně rovnat vlastnostem horšího ze základních materiálů. Spoj musí být také odolný vůči praskání, čehož se u austenitických svarů docílíje přídatným materiálem s vyšším obsahem manganu. Při svařování dvou různých korozivzdorných austenitických ocelí, musí mikrolegování svarového kovu být bližší k vícelegované oceli [4, 6].

U mnohovrstvých svarů je nutné předpokládat jiné složení svarového kovu v kořenové oblasti, v oblasti krycích vrstev a jiné ve středu průřezu. Složení jednotlivých vrstev svaru lze odhadnout nebo spočítat, ze znalosti chemického složení obou základních materiálů, chemického složení přídatného materiálů a stupně promísení svaru z každé strany svařované dvojice [4].

Promísení lze spočítat z příčného výbrusu zkušebního vzorku (obr. 2), kdy promísení svarového kovu ocelí A je dáno poměrem $A / [A + B (F_1 + F_2)] \times 100$ (v %), obdobně pro ocel B. Celkové promísení udává vztah $(A + B) / [A + B (F_1 + F_2)] \times 100$ (v %) [2].



Obr. 2 Schéma promísení svarového kovu se základním materiálem [4]

Obsah určitého prvku ve svarovém kovu lze podle Americké svářečské společnosti (AWS) spočítat z rovnice [4]:

$$X_W = (D_A)(X_A) + (D_B)(X_B) + (1 - D_T)(X_F) \quad [\text{hm. \%}] \quad (1)$$

X_W ... průměrný obsah prvku X ve svarovém kovu

X_A ... obsah prvku X v základním materiálu A

X_B ... obsah prvku X v základním materiálu B

X_F ... obsah prvku X v přídavném materiálu

D_A ... promísení kovem A

D_B ... promísení kovem B

D_T ... promísení kovy A i B

Očekávanou strukturu svarového kovu lze vyčíst ze Schaefflerova, De Longova nebo diagramu WRC - 1992.

2.1 Diagramy určující strukturní stav oceli

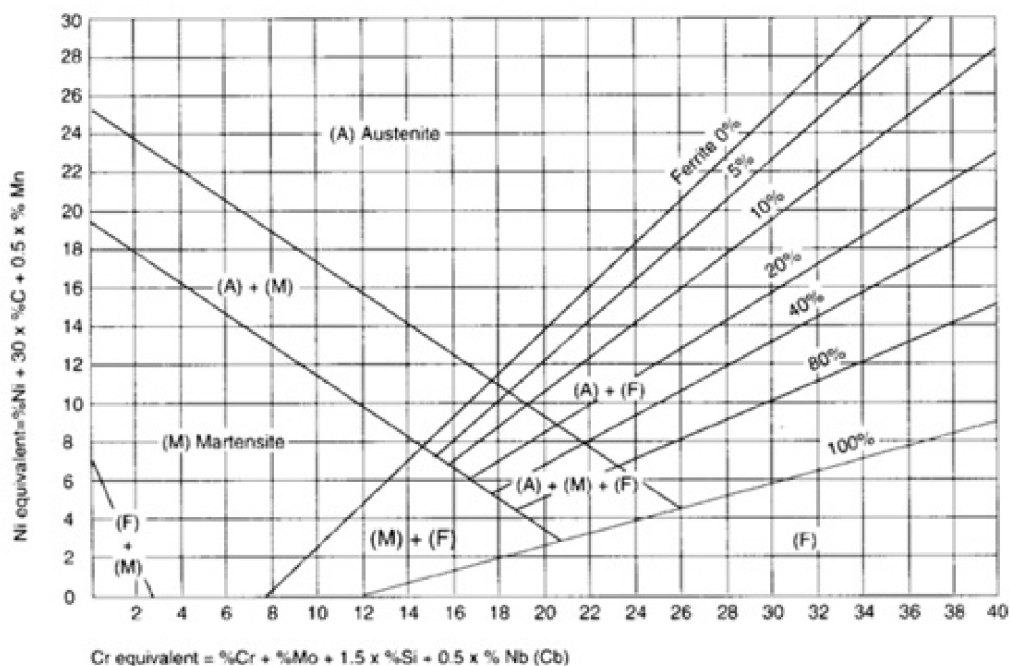
Postup svařování různorodých materiálů je určován provozní teplotou, dobou a působícím namáháním svarového spoje. Uvedené parametry určují chování, tzn. stabilitu přechodu mezi základním materiálem a svarovým kovem. Nejsou-li přechody stabilní, pak v provozu dochází k degračním změnám vlastností v přechodech [3].

2.1.1 Schaefflerův diagram

Význam Schaefflerova diagramu je v přiblížení strukturních stavů, které získáme u oceli v závislosti na jejím chemickém složení po rychlém ochlazení z rozpouštěcí teploty (1050 °C) na teplotu 20 °C. Tento diagram lze také použít k přibližnému určení strukturních stavů mezi základním materiálem a svarovým kovem [3, 5].

Ze Schaefflerova diagramu (obr. 3) je zřejmé, že v přechodu mezi feritickou ocelí a austenitickým svarovým kovem se vyskytuje směs struktur, které mohou zejména podle obsahu uhlíku znesnadnit postup svařování. Při existenci martenzitické struktury je bezpodmínečně nutné svařovanou součást přehřívat. Martenzit, který se transformuje z austenitu za poměrně nízkých teplot okolo 200 °C a který je dále ochlazován na teplotu 20 °C může být zdrojem trhlin za studena, jenž mohou být ve svarovém kovu indukovány vodíkem ze vzdušné vlhkosti nebo z obalu elektrod. Přehřevem za teplot okolo 150 °C dochází k popuštění martenzitu za současné polygonizace dislokací s výsledným snížením zbytkových napětí spoje po svařování [3, 5].

Nutno zdůraznit, že diagram je pouze informativní, což se týká zejména přesnosti výpočtů pro chromový (Cr_e , rov. 2) a niklový (Ni_e , rov. 3) ekvivalent.



Obr. 3 Schaefflerův diagram strukturních stavů [6]

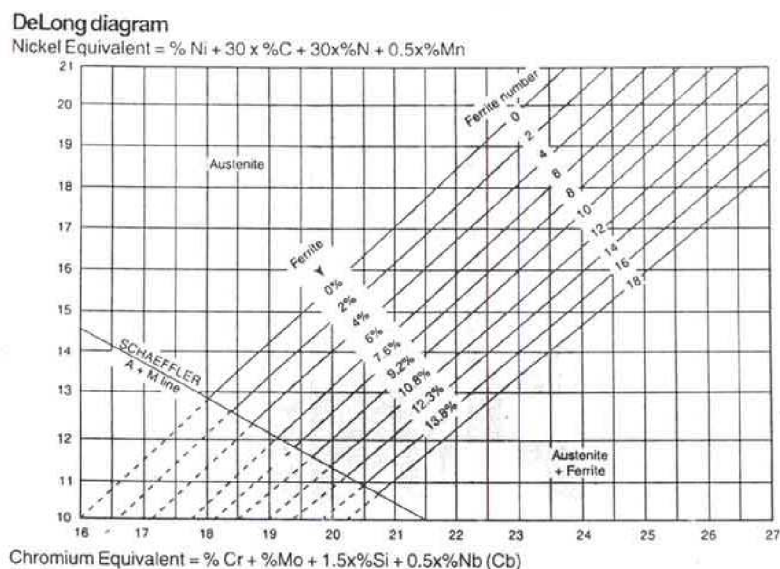
$$Cr_e = \%Cr + \%Mo + 1.5\%Si + 0,5\%Nb \quad [\text{hm. \%}] \quad (2)$$

$$Ni_e = \%Ni + 30\%C + 0,5\%Mn \quad [\text{hm. \%}] \quad (3)$$

2.1.2 De Longův diagram

De Longův diagram (obr. 4) je upřesněním Schaefflerova diagramu. Do výpočtu niklového ekvivalentu zařadil De Long i vliv dusíku jako významného austenitotvorného prvku s koeficientem 30 (rov. 4). De Longův diagram je proto s výhodou možné použít i pro austenitické Cr - Ni oceli s dusíkem. S dostatečnou přesností určuje mikrostrukturu Cr - Ni austenitických oceli s obsahem feritu 0–15%. Jeho použití není ale vhodné pro oceli s vysokým obsahem manganu. Zjištěné obsahy feritu odpovídají oceli s 1 hm. % manganu [8, 9].

Po normalizaci objemových metod měření obsahu feritu (magnetometrická měření) byl De Longův diagram upraven tak, že udává tzv. *Feritové číslo (FN)* místo obsahu feritu v hm. %. Do obsahu cca 10 % δ -feritu ve struktuře jsou obsahy feritu ve struktuře stanovené plošnou (metalograficky) a objemovou (*FN*) cestou prakticky totožné. Ovšem při vyšším obsahu feritu zjistíme metalograficky nižší hodnoty než ve skutečnosti. Proto se v současné době dává přednost metodám objemovým [8].



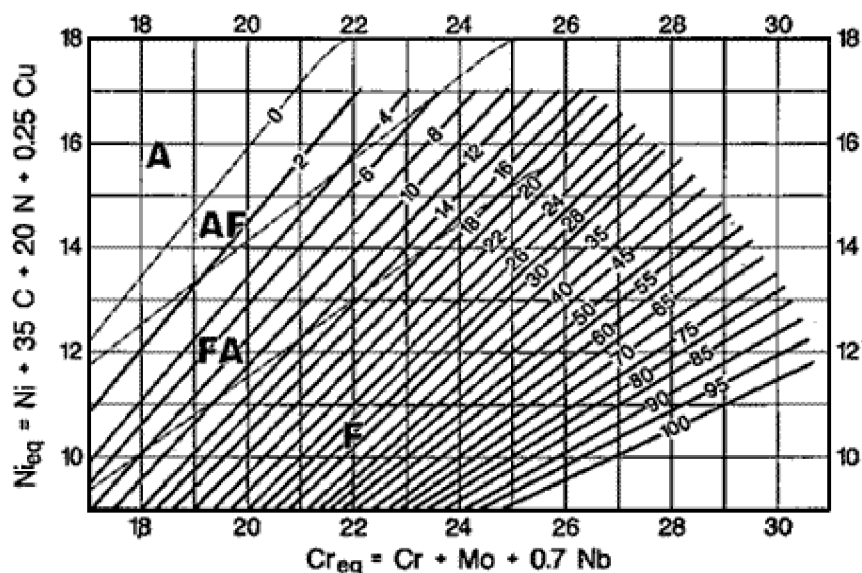
Obr. 4 De Longův diagram strukturních stavů [10]

$$Ni_e = \%Ni + 30\%C + 30\%N + 0,5\%Mn \quad [\text{hm. \%}] \quad \text{rov. (4)}$$

2.1.3 Diagram WRC - 1992

Schäefflerův ani De Longův diagram ovšem není možno použít k odhadům mikrostruktury Cr - Ni oceli s vyšším obsahem feritu ve struktuře, zejména u feriticko-austenitických duplexních ocelí. Pro tento účel byl zkonstruován konstituční diagram, jenž umožňuje spolehlivě odhadnout obsah feritu ve struktuře Cr - Ni oceli v rozsahu 0 až 100 FN. Byl nazván diagram WRC - 1992 (obr. 5) [8,11, 12].

Od Schäefflerova a De Longova diagramu se liší především změnou výpočtu Cr_e (rov. 5) a Ni_e (rov. 6). Tento diagram dále vyjadřuje náchylnost ke vzniku krystalizačních trhlin v závislosti na způsobu krystalizace. Oblasti A a AF jsou oblasti s primární austenitickou krystalizací, ve kterých je více pravděpodobný výskyt krystalizačních trhlin. V oblastech FA a F dochází k primární feritické krystalizaci a výskyt krystalizačních trhlin je méně pravděpodobný. Konstrukce byla navržena pro rychlosti ochlazování odpovídající svařování elektrickým obloukem. Je vhodný pro oceli s obsahem do 10 hm. % manganu a 0,25 hm. % dusíku. U ocelí s obsahem nad 1 hm. % křemíku a nad 3 hm. % molybdenu se přesnost odhadu feritu ve struktuře snižuje [8, 11, 12].



Obr. 5 Diagram strukturních stavů WRC - 1992 [13]

$$Cr_e = \%Cr + \%Mo + 0,7\%Nb \quad [\text{hm. \%}] \quad \text{rov. (5)}$$

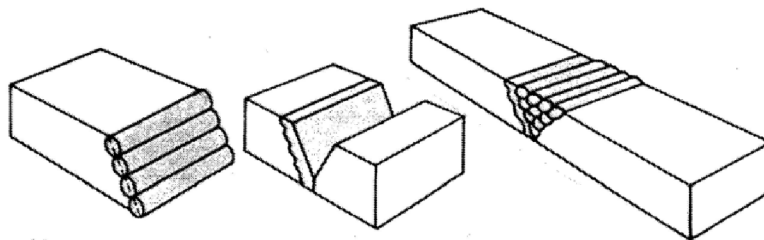
$$Ni_e = \%Ni + 35\%C + 20\%N + 0,25\%Cu \quad [\text{hm. \%}] \quad \text{rov. (6)}$$

Všechny výše zmíněné diagramy lze použít k odhadům obsahu feritu a austenitu jak v základním materiálu, tak i ve svarovém kovu. Při odhadech obsahu feritu je ovšem nutné počítat se stupněm promísení svarového kovu nataveného z přídatného materiálu se základním svařovaným materiálem, který je závislý na technologii a parametrech svařování [10].

2.2 Materiálové vlivy při svařování

Při svařování různých ocelí je nutné uvažovat i rozdíl jejich teplot tavení. Více legovaná ocel, zejména austenitická, má nižší teplotu tavení oproti oceli méně legované. Navíc austenitické oceli mají širší interval tuhnutí než běžné konstrukční oceli. Velký rozdíl v teplotě tavení způsobuje praskání na straně oceli s nižší hodnotou teploty tavení, protože smrštění svaru na straně konstrukční oceli vyvolává působení přechodných teplotních napětí na straně austenitické oceli, jejichž teploty leží ještě v oblasti teplotní křehkosti. Tento problém lze odstranit tak, že při svařování jsou nanášeny svarové housenky nejprve na stranu konstrukční oceli s vyšší teplotou tavení (obr. 6). Tento technologický postup je znám jako polštářování [4].

Polštářování lze využít i jako bariéru pro nežádoucí migraci některých prvků (zejména uhlíku do svarového kovu), ke kterému může dojít během následného žíhání svarového spoje nebo během dlouhodobého vystavení teplotám vyšším než 400 °C [4].



Obr. 6 Polštářování při svařování feritické oceli s austenitickou [4]

Rozdílné koeficienty teplotní vodivosti svařovaných materiálů mohou také způsobit problémy při výrobě svarového spoje. Austenitická ocel má menší tepelnou vodivost než konstrukční ocel. Při svařování je proto nutné umístit zdroj tepla (např. el. oblouk) blíže ke konstrukční oceli, aby se austenitická ocel příliš nenatavovala. Pokud je nutné svar předeřhřivat, orientuje se zdroj předeřhřevu více na materiál s vyšší tepelnou vodivostí. Rozdíly v koeficientech teplotní roztažnosti mohou vyvolat ve svarovém kovu vznik napětí na straně oceli s vyšší hodnotou koeficientu teplotní roztažnosti. Zejména svarové spoje, které pracují v proměnlivém teplotním režimu (tepelné cykly, náběhy teplot a odstávky) jsou v důsledku rozdílných koeficientů teplotní roztažnosti cyklicky namáhané v oblasti tepelné (vysokodeformační) únavy. Proto je nutné upravit složení svarového kovu tak, aby hodnota jeho koeficientu teplotní roztažnosti ležela mezi hodnotami obou svařovaných materiálů. Případně je nutné zajistit, aby svarový kov byl natolik plastický a dokázal tak akomodovat vzniklé cyklické deformace [4].

Při svařování austenitické oceli s feritickou pro konstrukce pracující do 400 °C je možno použít austenitický přídavný materiál s dostatečným obsahem legujících prvků tak, aby se při jeho případném zředění předešlo vzniku martenzitu v blízkosti přechodové zóny a udržel se určitý obsah feritu pro minimalizování náchylnosti k praskání za tepla [4].

Kromě materiálových aspektů mohou hrát roli i některé technologické problémy jako rozdílnost magnetických vlastností obou spojovaných materiálů. To vede k vychylování svarového elektrického oblouku na stranu feritického materiálu při svařování jednosměrným proudem nebo při elektronovém svařování odklon elektronového paprsku. Feritická část spoje je totiž feromagnetická, oproti nemagnetické austenitické, což vychyluje magnetické pole vytvořené přechodem svařovacího proudu na stranu feritické oceli. Tato část se následně natavuje více, což může způsobit výraznější promísení svarového kovu nebo při svařování kořenové části i vznik neprůvarů. Řešením proto může být zvětšení svarové mezery při svařování těchto ocelí [4].

2.3 Volba přídavného materiálu

Při výběru vhodného přídavného materiálu je nutné také brát v úvahu požadavky konstruktéra, tj. potřebné mechanické, korozní a fyzikální vlastnosti [3, 5].

Při velkém rozdílu v teplotě tavení obou spojovaných materiálů, se přídavný materiál volí dle teploty níže tavitelného materiálu podobně jako při pájení. Přídavný materiál musí mít i dostatečnou tažnost, aby překonal rozdíly v teplotní roztažnosti obou spojovaných materiálů. Přídavný materiál by měl mít i nízký obsah intersticiálních prvků (uhlík, dusík, kyslík a vodík) [3, 5].

Nejčastěji používaným typem přídavného materiálu při svařování feritických a nízkolegovaných ocelí s austenitickými korozivzdornými oceli je typ 25Cr-12Ni. Svarový kov této elektrody obsahuje okolo 8 až 15 FN feritu. Pokud má svarový spoj pracovat za teplot převyšujících 400 °C je třeba minimalizovat problémy se snížením hladiny indukovaných napětí, doporučuje se použití niklové slitiny jako přídavného materiálu. Druhou možností je použití polštářování svarových hran feritické oceli austenitickou vrstvou o tloušťce 1 - 2 mm a až následné zhotovení svarového spoje (obr. 6) [4, 5].

Jedním ze zásadních problémů svařování a svařitelnosti austenitických ocelí s feritickými, je migrace uhlíku. Chrom má vyšší afinitu k uhlíku než železo. Při svařování nelegované nebo nízkolegované oceli za použití přídavného materiálu s vyšší koncentrací chromu dochází k difuzi uhlíku ze základního materiálu do svarového kovu, pokud je svar vystaven účinkům vyšších teplot (okolo 450 °C) [1]. Rychlost difuze uhlíku je funkcí teploty a času a rapidně roste při teplotách nad 600 °C. Kromě samotného svařování může k migraci dojít i při žhání svarového spoje nebo během provozu energetického zařízení. Austenitická ocel má vyšší rozpustnost uhlíku než feritická a proto bude oduhličení feritické části svarového kovu větší pokud se na svařování použije austenitický přídavný materiál. Výrazná migrace uhlíku a oduhličení se projeví vznikem čistě feritické mikrostruktury, která může snadno rekrystalizovat a důsledkem je pak výrazně zhrublé zrno. Na druhé straně difuze uhlíku k fázovému rozhraní způsobí zvýšení jeho koncentrace na hranici tohoto rozhraní a precipitaci karbidů, zejména na bázi chromu. Tato oduhličená oblast, jejíž šířka je v řádech několika desetin až jednotek mm, má nižší tvrdost a pevnost než okolní tepelně ovlivněná oblast nebo svarový kov (při leptání se projevuje jako světlá ploška). Výskyt feritické vrstvy a existence karbidické difuzní vrstvy může způsobit problémy při mechanických zkouškách svarových spojů nebo při jejich provozu. Při zkoušce v ohybu může iniciovat trhliny a následný lom již při malých úhlech ohybu. Při creepovém namáhání svarových spojů mohou v této zóně vznikat kavity a lom. Tato zóna se může ukázat jako kritická i při cyklickém teplotním zatěžování svarového spoje (horší únavové vlastnosti, zejména při únavě s velkou

amplitudou deformace). Během tepelného zpracování pro snížení zbytkových napětí může však také dojít i v této oblasti k iniciaci trhlin vzhledem k přídavnému napětí, které vyplývá z rozdílnosti koeficientů teplotní roztažnosti obou částí svarového spoje. Dalším jevem je přednostní oxidace tohoto povrchu urychlená přítomností napětí [4].

Jedním z možných řešení tohoto problému je použití niklové slitiny jako svarového kovu, protože nikl je pro difuzi uhlíku nepřekonatelnou bariérou. Chemické složení niklové slitiny je možno upravit takovým způsobem, aby měla menší koeficient teplotní roztažnosti [4].

2.4 Svařování v jaderné energetice

Při výstavbě, provozu i opravách komponent jaderných elektrárnách je svařování nezastupitelnou technologií. Technologie svařování u primárního i sekundárního okruhu jaderné elektrárny podléhá přísným pravidlům stanoveným Státním úřadem pro jadernou bezpečnost, tyto pravidla jednoznačně určují postup a schvalování svarových spojů dle evropských norem (WPS a WPAR). Vlastní technologie svařování jsou navrženy s ohledem na základní materiál, tepelná a tlaková namáhání svarových spojů, ale i s ohledem na možnost opravy na vlastním zařízení [17].

Základními materiály které se svařují, jsou vysokolegované austenitické a žárupevné oceli používané zejména v primární části a žárupevné a konstrukční oceli používané v sekundární části. Ze svarových spojů se v obou částech vyskytují jak základní typy, tak i speciální spoje, které se používají při opravách nebo náhradách jednotlivých komponent v průběhu provozu [17].

2.4.1 Svařování vysokolegovaných ocelí

Vysokolegované chromniklové oceli se vyznačují vysokou odolností v korozním prostředí. Tato odolnost je způsobena tvorbou ochranné pasivační vrstvy, která se vytváří na povrchu při obsahu chromu podle rov. 7 [18].

$$\%Cr = 11,74 + 14,5 \cdot \%C \quad \text{rov. (7)}$$

Při svařování těchto ocelí nabíhají v kořenové oblasti svaru barvy, které jsou v závislosti na způsobu svařování a použitém ochranném plynu od žluté až po intenzivně modrou. V důsledku jejich vzniku klesá korozivzdornost chromniklových ocelí v tepelně ovlivněné oblasti (TOO). Náběhové barvy vznikají při svařování, při ne zcela optimální ochraně plynem, a nelze je vždy plně odstranit. Aby se předešlo škodám vlivem koroze, je nutné při svařování zabránit vzniku těchto barev. Je nutné použití ochranných plynů, zejména na kořenové straně, které zabraňují pronikání kyslíku z ovzduší. Jako ochranné plyny se používají argon a argonové směsi, pro ochranu kořene svaru pak dusík. Pro vysokovýkonové svařovací procesy se používají plyny s podílem hélia, vodíku, případně dusíku [18].

Pro konstrukce z korozivzdorných ocelí je samozřejmým předpokladem stejně dobrá korozivzdornost základního materiálu i svarového kovu. U tavného svařování platí pravidlo, že přídavný materiál by měl být vzhledem k základnímu stejný nebo velmi blízký. Především při svařování metodami MIG a MAG má výběr ochranného plynu velmi významný vliv na korozivzdornost svarového spoje. Čím vyšší je koncentrace kyslíku v plynu, tím je vyšší oxidace svaru a především propal důležitých legujících prvků. Kromě korozní odolnosti je dalším požadavkem na vysokolegované oceli velká přesnost dílců. Svařované konstrukce musí být vyrobeny s velmi vysokou tvarovou přesností [18].

Kromě klasických obalovaných elektrod a svařovacích drátů se v posledních letech uplatňuje používání trubičkových drátů. Důvodem je snaha o docílení vysoké kvality a vyšší produktivity práce. Oproti plným svařovacím drátům je možné použití trubičkových drátů se směsným plynem ($\text{Ar} + 15 \text{ až } 25\% \text{ CO}_2$) nebo čistým CO_2 . Použití čistého argonu nebo směsi Argon- CO_2 může způsobovat vady (např. neúplný průvar, spoj bez převýšení nebo póry) [18].

2.4.2 Svařování žárupevných ocelí

Do této skupiny ocelí patří nízkolegované chromové, chróm-molybdenové a chróm molybden-vanadové oceli, které jsou určeny pro práci za zvýšených teplot, nad 450°C , při kterých již v materiálu probíhají tepelně aktivované procesy. Oceli této skupiny obsahují od 0,5 do 12% chrómu a 0,5 nebo 1% molybdenu. Obsah uhlíku bývá obvykle pod 0,2%. Přísada chrómu zvyšuje korozní odolnost a molybden zvyšuje pevnost při vyšších teplotách tím, že stabilizuje perlit, který není náchylný na globulizaci [4].

Procesy tečení se u ocelí výrazně projevují nad jejich homologickou teplotou, která je přibližně dána jako $0,4T_m$, kde T_m je teplota tavení. Na žárupevnost ocelí budou mít výrazný vliv faktory, které zpevňují mřížku tuhého roztoku a tím omezují dislokační skluz, difuzní pohyb nebo jejich kombinaci. Mezi faktory zpevnění patří [3]:

- typ krystalové mřížky základního tuhého roztoku (oceli s austenitickou strukturou mají vyšší odolnost proti tečení než feritické oceli)
- substituční zpevnění tuhého roztoku pomocí atomů legujících prvků s velkým atomovým poloměrem (následná deformace mřížky brání dislokacím v pohybu)
- přítomností částic jemného precipitátu ve struktuře (karbidy, nitridy popř. karbonitridy legujících prvků jako Cr, Mo, V, Nb), které brání dislokačnímu pohybu pomocí tzv. Orowanova mechanismu (účinek precipitátu se hodnotí pomocí tzv. střední vzájemné vzdálenosti částic) [3]

Pro svařování CrMo ocelí je možné použít všechny svařovací procesy, které se používají při svařování nelegovaných ocelí. Jde o ruční obloukové svařování, svařování v ochranných atmosférách, svařování pod tavidlem, elektrostruskové svařování, svařování elektronovým paprskem, laserové svařování a svařování třením nebo elektrickým odporem. Dříve populární svařování plamenem bylo vzhledem k obtížné kontrole chemického složení a neurčitosti mechanických vlastností svaru (spojené s nahromaděním uhlíku a propalem legur) nahrazen obloukovým svařováním. Nejlepší vlastnosti svarového spoje je dosaženo po tepelném zpracování (normalizační žíhání, zušlechťování). Svary lze rozdělit do dvou základních skupin: s velkou nebo malou tloušťkou. Pokud při malých tloušťkách nehraje důležitou roli rozložení napětí, pak při velkých tloušťkách může pnutí způsobit vznik trhlin. Bez ohledu na použitý proces svařování je nutné minimalizovat obsah vodíku, který ve svaru nejvíce podporuje vznik trhlin [4].

Vzhledem k chemickému složení, jsou nízkolegované CrMo a CrMoV oceli náchylnější k prokalení, mají vysoký uhlíkový ekvivalent a jsou tedy náchylnější ke vzniku prasklin. Chromem legované oceli mají také vysokou vrubovou citlivost a je tedy nutné použít přehřev a kontrolovat celý teplotní režim svařování včetně následného tepelného zpracování. Často se doporučuje i použití mezižhání po vyplnění 1/3 nebo 1/2 svaru [4].

3. Lomová mechanika

Významnou vlastností konstrukčních materiálů je jejich houževnatost, která je obecně definovaná jako schopnost absorpce deformační energie. Z hlediska lomové mechaniky houževnatost materiálu úzce souvisí se schopností plastické deformace, která je určena pohybem dislokací. Klesá-li tato pohyblivost (např. shlukem dislokací, snížením teploty atd.), klesá schopnost plastické deformace a tím i schopnost absorpce deformační energie, důsledkem toho se snižuje houževnatost materiálu. Houževnatost konstrukčních slitin mimo jiné závisí i na typu krystalové mřížky a přítomnosti intersticiálních a substitučních atomů v této mřížce [20].

Houževnatost materiálu ovlivňuje případný lomový proces a tedy i charakter lomové plochy tělesa. Je-li houževnatost materiálu malá, jde o křehký lom, který je doprovázen malou plastickou deformací. U materiálů s velkou houževnatostí jde o lom houževnatý charakterizovaný plastickou deformací většího rozsahu. Dělení lomů na křehké a houževnaté je založeno na hledisku energetické náročnosti, kdy nezáleží obecně na mikromechanismu porušování. Charakter porušování se bere v potaz při fraktografické klasifikaci lomu. Každému mikromechanismu porušování odpovídá určitý soubor znaků lomové plochy. Dle jejich charakteru dělíme lomy na štěpné a tvárné a také na transkrystalické a interkrystalické [20].

V kovových materiálech je proces porušování v provozních podmínkách zkoumán z různých hledisek, v současné době se uplatňují dva základní principy:

- mechanika kontinua - vyšetřuje makroskopické zákonitosti procesu porušování a stability trhliny a následně stanovuje napěťově-deformační a energiová kritéria lomu
- fyzika pevné fáze - zkoumá mikromechanismy porušování a souvislosti mezi strukturními a mechanickými charakteristikami lomových procesů [19].

3.1 Griffithovo kritérium

Dle tohoto kritéria je stabilita trhliny založena na prvním zákoně termodynamiky (zákon zachování energie), tento přístup je jednou z nejstarších, avšak nejobecnějších koncepcí. Vychází z energetické bilance nekonečně široké desky (šířka i výška stěny jsou mnohem větší než délka trhliny) o jednotkové tloušťce s centrální trhlinou, zatíženou homogenním tahovým napětím (obr. 8). Trhlina se začne šířit nestabilně, pokud je proces šíření spojen s poklesem celkové energie tělesa. Práce spojená s přírůstkem *lomové plochy* dA bude kompenzována elastickou energií uvolněnou v okolí rostoucí trhliny, pak Griffithova energetická bilance je dána vztahem[19, 21, 25, 28]:

$$\frac{dW}{dA} = \frac{dW_{el}}{dA} + \frac{dW_s}{dA} = 0$$

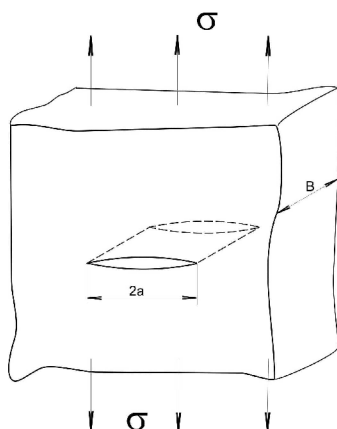
$$-\frac{dW_{el}}{dA} = \frac{dW_s}{dA} \quad \text{rov. (8)}$$

W ... celková energie systému

W_{el} ... elastická energie akumulovaná v systému

W_s ... práce spojená s vytvořením nových povrchů

A ... velikost lomové plochy, $A = 2a \cdot B$



Obr. 8 Nekonečně široká deska[36]

Elastická energie, která se uvolní v důsledku relaxace napětí v okolí vzniklé trhliny o délce $2a$ lze vyjádřit ve tvaru [19, 21, 28]:

$$W_{el} = \frac{\pi \sigma^2 a^2}{E} \quad \text{rov. (9)}$$

Práce potřebná pro vznik nových povrchů (2 povrchy) trhliny je dána rovnicí [19, 21, 28]:

$$W_s = 4a\gamma_s \quad \text{rov. (10)}$$

γ_s ... měrná povrchová energie materiálu

Změna celkové energie W je tedy [19]:

$$W = -W_e + W_s = -\frac{\pi \sigma^2 a^2}{E} + 4a\gamma_s \quad \text{rov. (11)}$$

Hodnota W dosahuje maxima při určité tzv. *kritické délce trhliny* a_c . Při větších hodnotách délky již dochází k poklesu celkové energie soustavy a trhlina se šíří nestabilně. Podmínka nestability je tedy $dW/da \leq 0$, tj. [19]

$$-\frac{\pi}{E} \sigma^2 a + 2\gamma_s \leq 0 \quad \text{rov. (12)}$$

První člen v absolutní hodnotě představuje tzv. *hnací sílu trhliny* G a druhý pak *odpor materiálu vůči šíření trhliny* R . Z rov. 12 lze stanovit kritické hodnoty délky trhliny a napětí (rov. 13, 14) [19, 21].

$$a_c \geq \frac{2E\gamma_s}{\pi\sigma^2} \quad \text{rov. (13)}$$

resp.

$$\sigma_c \geq \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}} \quad \text{rov. (14)}$$

Znaménko rovnosti v rovnicích 13 a 14 odpovídá vzniku nestabilního lomu v ideálně křehkém tělese s trhlinou. Při odvozování těchto vztahů však nebyly zohledněny následující faktory, uplatňující se v reálných případech [19, 21]:

- a) práce W_F vnějších sil při deformaci tělesa konečných rozměrů
- b) vznik lokální plastické deformace na čele trhliny

V případě kovů je ovšem pevnost tělesa s trhlinou i v případě křehkých (bezdeformačních) lomů mnohem vyšší než předpovídá Griffithova teorie. Irwin a Orowan nezávisle na sobě upravili Griffithův vztah pro materiály, které jsou schopny plastické deformace. Upravený výraz je ve tvaru [19, 21]:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a}} = \sqrt{\frac{2E\gamma_{ef}}{\pi a}} \quad \text{rov. (15)}$$

E ... modul pružnosti v tahu

γ_p ...plastická práce potřebná k vytvoření lomové plochy, $\gamma_p \gg \gamma_s$

γ_{ef} ...efektivní povrchová energie

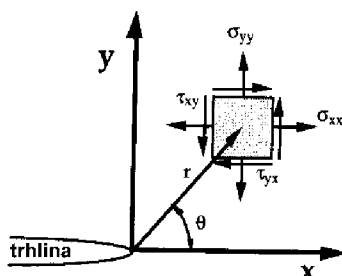
I když Griffithovo kritérium poskytuje základní představu o faktorech ovlivňujících stabilitu trhlin, možnost jeho užití v inženýrské praxi je velmi omezená. Při aplikaci na tělesa s makrotrhlinami má Griffithův přístup tyto zásadní nedostatky [19]:

- neuvažuje práci vnějších sil
- neuvažuje vnější tvar a velikost tělesa ani polohu trhliny
- neuvažuje rozmístění vnějších sil
- vychází pouze z energetických úvah (pro porušení meziatomových vazeb je nutná i dostatečná koncentrace napětí) [19]

Odstranění výše uvedených nedostatků přinesly dvě základní koncepce lomové mechaniky: lineárně-elastická lomová mechanika a elasticko-plastická lomová mechanika [19].

3.2 Lineárně-elastická lomová mechanika (LELM)

Celá teorie LELM pro součást s trhlinou je odvozena ze vztahu popisující napjatost v tělese za předpokladu izotropního lineárně-elastického materiálu. Při užití polárního souřadnicového systému s počátkem v místě čela trhliny (obr. 9) je pole napětí ve stěně s trhlinou dáno vztahem [21, 24, 26, 36]:



Obr. 9 Napjatost na čele trhliny [21]

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{k}{\sqrt{r}}\right) f_{ij}(\theta) + \sum_{m=0}^{\infty} A_m r^{\frac{m}{2}} g_{ij}^{(m)}(\theta) \quad \text{rov. (16)}$$

r, θ polární souřadnice

σ_{ij} složky tenzoru napětí

k konstanta

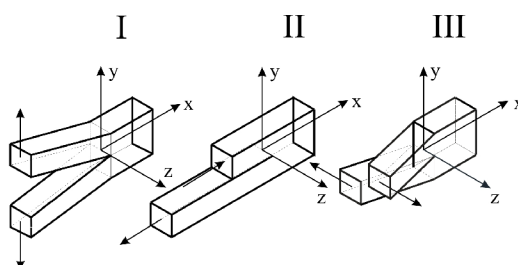
$f_{ij}(\theta), g_{ij}(\theta)$ bezrozměrné veličiny, které jsou funkcí úhlu θ

Z rov. 16 je patrné, že v blízkosti čela trhliny ($r \rightarrow 0$) roste první člen nade všechny meze - vyjadřuje tedy singularitu napětí v blízkosti čela trhliny. Ostatní členy mají již konečné hodnoty a závisí na geometrii tělesa. To znamená, že v blízkosti trhliny rozhoduje o velikosti napětí pouze první člen. Existuje dohoda, že místo konstanty k se užívá výraz $K = k\sqrt{2\pi}$ a tato veličina nese název *součinitel intenzity napětí* [21, 24, 26, 36].

3.2.1 Součinitel intenzity napětí

Při analýze pole napětí se předpokládá, že na čele trhliny převládá jeden ze tří základních typů zatížení (obr. 10). Kterýkoliv jiný případ zatížení tělesa s trhlinou lze vyjádřit superpozicí těchto módů [19, 26, 29].

- Mód I - tahové napětí kolmé k rovině trhliny
- Mód II - smykové napětí rovnoběžné s rovinou trhliny a kolmé k jejímu čelu
- Mód III - smykové napětí rovnoběžné s rovinou trhliny i jejím členem



Obr. 10 Základní módy zatěžování [36]

V praxi je nejvýznamnější případ I zejména z toho důvodu, že rostoucí únavová trhlina se vždy stáčí tak, aby platilo zatěžování podle módu I. Řešení pro zatěžování dle módu I odpovídá případu rovinné deformace. Pro konkrétní případ tvaru tělesa s trhlinou je možno *součinitel intenzity napětí* K_I vypočítat a formálně přepsat do tvaru [19, 24, 29]:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} Y \left(\frac{a}{W} \right) \quad \text{rov. (17)}$$

$Y \left(\frac{a}{W} \right)$... tvarový faktor intenzity napětí závislý na tvaru součásti a způsobu zatěžování

Určení funkce Y se nazývá *K-kalibrace* a pro nekonečně velké těleso je $Y = 1$. Lineárně-elastická lomová mechanika předpokládá, že pro každý materiál existuje kritická hodnota K_c součinitele K taková, že pro případ $K_I < K_{Ic}$, se trhlina šířit nebude. Materiálová charakteristika K_{Ic} se nazývá *lomová houževnatost* [19, 29].

3.2.2 Hnací síla trhliny

Hnací síla trhliny vychází z Griffithova modelu a definuje veličinu G jako sílu působící na čelo trhliny. Ta představuje energii, která je potřebná k velice malému přírůstku trhliny [19, 21, 24, 36].

$$G = -\frac{dW_{el}}{dA} = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad \text{rov. (18)}$$

Veličina G je chápána jako rychlost změny potenciální energie soustavy v závislosti na růstu lomové plochy. Protože G je získáno derivací energie, má význam síly a tato veličina se také nazývá *hnací síla trhliny*. Druhá strana rov. 8 vyjadřuje podmínku, za jaké dojde k šíření trhliny [21, 36].

$$G_C = \frac{dW_s}{dA} \quad \text{rov. (19)}$$

Energie, která je potřebná na vznik nových povrchů W_s může být charakterizována jednou hodnotou, označovanou jako *houževnatost materiálu* G_C nebo *R - křivkou*, která vyjadřuje změnu odporu se šířící se trhlinou [21, 22, 36].

Pro lineárně elastický materiál jsou parametry K_I a G ve zcela jednoznačném vztahu, což vyplývá z rovnic 17 a 18. Pro průchozí trhlinu v nekonečné stěně zatížené rovnoměrně tahovým napětím platí [21, 36]:

$$G = \frac{K_I^2}{E} \quad \text{rov. (20)}$$

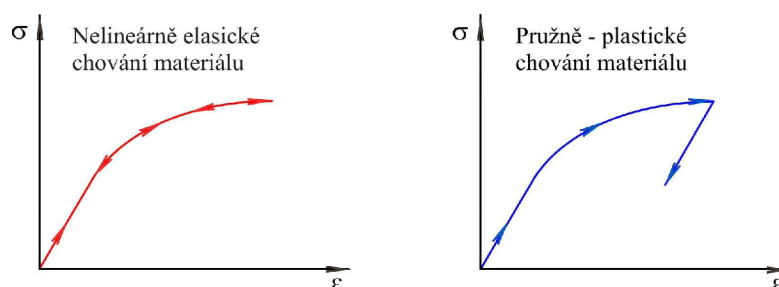
3.3 Elasticko-plastická lomová mechanika (EPLM)

U materiálů, kde dochází před porušením k časově nezávislé plastické deformaci, přestávají platit zákony LELM. To se týká především těles z materiálů nízké popř. střední pevnosti a malých zkušebních těles a dílců. V takových případech je nutno pro popis napětí-ovně-deformačních poměrů u čela trhliny použít výsledků EPLM. Ta má v současnosti dva hlavní směry [20, 21]:

- koncepce J-integrálu
- koncepce kritického rozevření trhliny

3.3.1 Koncepce J-integrálu

Křivkový *J-integrál* se uplatňuje jako parametr charakterizující lom materiálu, u něhož je závislost $\sigma \approx \varepsilon$ nelineární (obr. 11) [21, 29, 36]



Obr. 11 Chování nelineárně elastického a elasticko-plastického materiálu při tahové zkoušce [36]

Při zatěžování je chování těchto dvou materiálů identické. Odezvy materiálů se nicméně liší při jejich odlehčování. U elasticko-plastického materiálu probíhá odlehčování po přímce, která má sklon v závislosti na velikosti modulu pružnosti v tahu. U nelineárně elastického materiálu probíhá odlehčování po stejné stopě jako probíhalo zatěžování. Vztah mezi napětím a přetvořením je u elastického materiálu dán jednoznačně. V případě elasto-plastického materiálu může jednomu přetvoření odpovídat více hodnot napětí, pokud je materiál cyklicky zatěžován a odlehčován [29, 36].

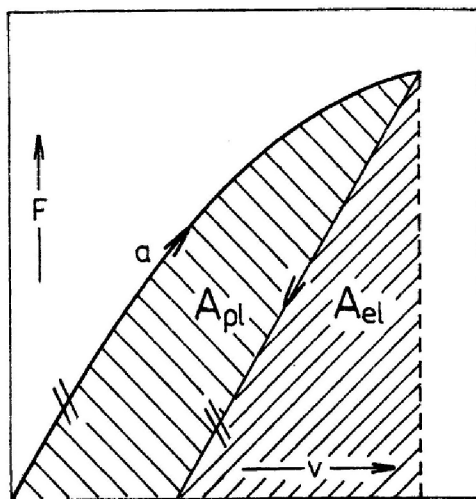
Elasticko-plastická lomová mechanika využívá deformační plasticitu k analýze poměrů v okolí trhliny v nelineárním materiálu. Integrál J_I představuje změnu potenciální energie tělesa dU při změně délky trhliny o da [21, 29, 36]:

$$J_I = - \frac{dU}{da} \quad \text{rov. (21)}$$

Tato rovnice je formálně stejná jako definice rychlosti uvolňování elastické energie G (rov. 18), je nutné zdůraznit, že hodnota energie zahrnutá ve veličině J_I není k dispozici pro šíření trhliny a lze ji chápat jako parametr charakterizující intenzitu napjatosti na čele trhliny. V okamžiku iniciace lomu tedy J_I nabývá kritické hodnoty charakterizující odolnost materiálu vůči iniciaci lomu a označuje se jako J_{Ic} [21, 29].

Podstata stanovení hodnoty J -integrálu je znázorněna na obr. 12. Plocha pod křivkou závislosti $F=F(V)$ je rozdělena na část, která odpovídá elastické (A_{el}) a plastické (A_{pl}) deformaci. Výsledná hodnota J -integrálu je součtem elastické a plastické části (rov. 22) [20, 29].

$$J_C = J_{el} + J_{pl} \quad \text{rov. (22)}$$



Obr. 12 Rozdělení J -integrálu na elastickou a plastickou deformaci [20]

Elastická část je pro stav *RD* a tahový mód I dána vztahem [20]:

$$J_{el} = \frac{1-\nu^2}{E} K_I^2 \quad \text{rov. (23)}$$

Plastická část *J-integrálu* se stanoví z rovnice [20]:

$$J_{pl} = \frac{2A_{pl} X_i \left(\frac{a}{W}\right)}{B(W-a)} \quad \text{rov. (24)}$$

kde hodnota součinitele X_i je rovna 2 pro ohybové těleso, v případě CT tělesa je $2 + 0,522\left(1 - \frac{a}{W}\right)$. Tělesa jsou popsána v kapitole 3.4 [23].

Vypočtená hodnota J_C je charakteristickou odolností materiálu proti iniciaci křehkého porušení v elasticko-plastické oblasti a je hodnotou lomové houževnatosti určené z *J-integrálu*, pokud splňuje požadavek:

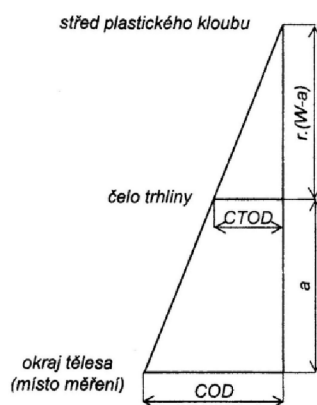
$$\min(B, a, W - a) \geq 50 \frac{J_C}{R_e + R_m} \quad \text{rov. (25)}$$

Lomovou houževnatost určenou z *J-integrálu* lze přepočítat na hodnotu K_{JC} za podmínek *RD* ze vztahu:

$$K_{JC} = \left(\frac{E}{1-\nu^2} \cdot J_{IC}\right)^{1/2} \quad \text{rov. (26)}$$

3.3.2 Koncepce otevření trhliny (COD)

Tato koncepce je parametrem charakterizující stabilitu trhliny za pomoci měření velikosti *otevření kořene trhliny* δ (*CTOD*). Jedná se o deformační kritérium, podle kterého k nestabilní iniciaci lomu dojde ve chvíli, kdy δ dosáhne jisté kritické hodnoty δ_c . Tato kritická velikost je nezávislá na geometrii tělesa a je materiálovou konstantou. Kritériu *COD* (crack opening displacement), přesněji *CTOD* (crack-tip opening displacement, obr. 13) je věnována velká pozornost zejména u svarových spojů. [20, 23, 29]



Obr. 13 Vztah mezi *COD* měřeným na okraji tělesa a *CTOD* [20]

Za obecný vztah pro výpočet δ bývá považován výraz: [23]

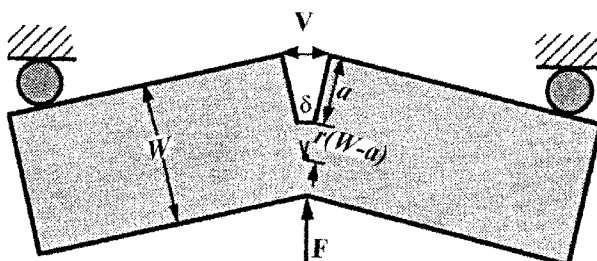
$$\delta = \frac{K_I^2}{mR_e E} = \frac{G}{mR_e} \quad \text{rov. (27)}$$

m ... bezrozměrná konstanta, pro RN je $m = 1$ a pro RD je $m = 2$

V současné době je nejběžnějším způsobem měření rozevření V v místě vyústění trhliny na povrchu zkušebního tělesa a hodnota δ je odvozena z představy, že polovina vzorku je tuhá a otočná v plastickém kloubu (obr. 14). Dle obrázků 13 a 14 můžeme hodnotu δ určit z podobnosti trojúhelníků [20, 23].

$$\frac{\delta}{r(W-a)} = \frac{V}{r(W-a)+a} \quad \text{rov. (28)}$$

r ... bezrozměrný rotační faktor, hodnota r se pohybuje v rozmezí od 0 do 1



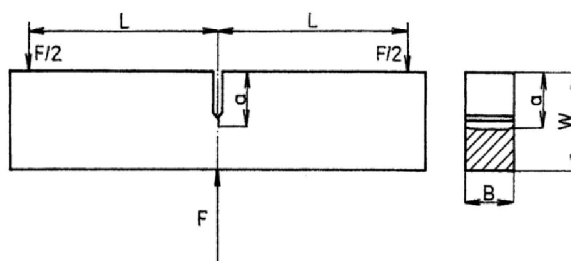
Obr. 14 Znázornění rozevření V a odvození δ [23]

Model plastického kloubu vykazuje značné nepřesnosti, pokud je rozevření převážně elastické. Z tohoto důvodu byla metodika měření δ_c upravena tím způsobem, že je hodnota rozevření V podle vztahu (28) rozdělena na část elastickou a plastickou [20, 23].

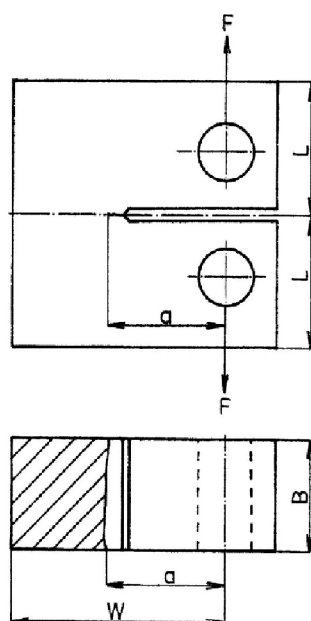
$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} = \frac{K_I^2}{mR_e E} + \frac{r(W-a)V}{r(W-a)+a} \quad \text{rov. (29)}$$

3.4 Měření lomové houževnatosti

Zkoušky lomové houževnatosti se dle normy [32] provádějí na tělesech dvou typů, ozn. A a B (obr. 15, obr. 16) [20, 29].



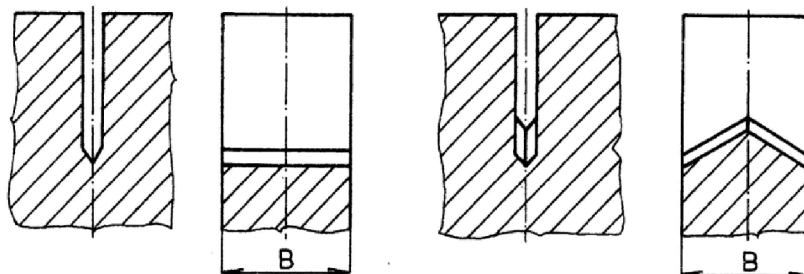
Obr. 15 Zkušební těleso typu A (3PB)[20]



Obr. 16 Zkušební těleso typu B (CT) [20]

Ve zvláštních případech je povoleno užití i zkušebních těles jiné geometrie. Zkušební těleso typu A (označováno obvykle 3PB) je namáháno tříbodovým ohybem, těleso B (označované CT) se pro stanovení lomové houževnatosti zatěžuje excentrickým tahem. Oba typy těles jsou opatřeny jednostranným vrubem, který je buď přímý (obr. 17a)) nebo lomený

(obr. 17b)). Použití lomeného vrubu (angl. chevron notch) je výhodné pro možnost kontroly šíření trhliny ve stabilním stavu [20, 22, 29].



Obr. 17 a) Přímý vrub v tělese b) Lomený vrub v tělese [20]

Standardní rozměry zkušebních těles musí vyhovovat jistým požadavkům, které jsou nezbytné pro zachování podmínek RD na čele trhliny. Základní podmínky jsou vyjádřeny ve tvaru nerovnosti [20, 23, 29].

$$\min(B, a, W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{R_{p0,2}} \right)^2 \quad \text{rov. (30)}$$

Podmínka (30) vychází z empiricky stanoveného požadavku, aby velikost plastické zóny před čelem trhliny byla alespoň 50x menší, než příslušný geometrický parametr B , a resp. $(W - a)$ [20]. Tab.1 uvádí konkrétní požadavky, které se týkají požadavku na minimální tloušťku zkušebního vzorku B_{min} [20, 25, 27].

Tab. 1 - Minimální tloušťka zkušebních těles pro měření K_{Ic} [20].

Materiál	$R_{p0,2}$ [MPa]	K_{Ic} [MPa·m ^{1/2}]	B_{min} [mm]
martenzitická ocel	1 962	56	2,1
austenitická ocel	343	195	810
nízkouhlíková ocel	235	217	2 150
Ti6Al4V	1 099	38	3
AlZn6Mg2Cu	540	29	7,3
AlCu4Mg1	392	34	19
kompozity WC-Co	300	13	4,7
PMMA	30	1	2,8

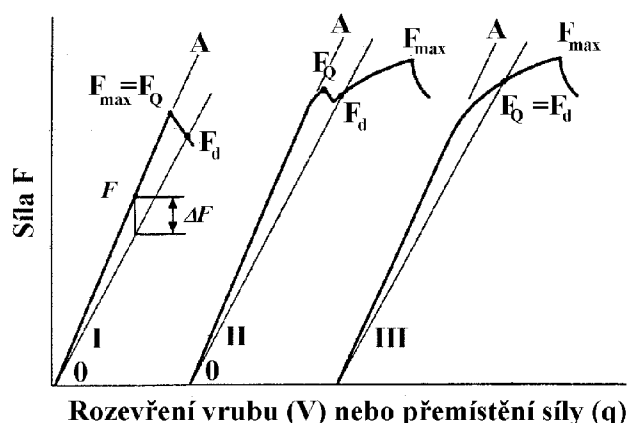
Z údajů v tab.1 vyplývá, že u materiálů s nízkou hodnotou meze kluzu a vysokou lomovou houževnatostí lze předepsanou podmínku splnit jen velmi obtížně. U těchto materiálů se volí jiný způsob zjištění lomové houževnatosti [20, 29].

Ostatní rozměry u standardních zkušebních těles jsou u obou typů odvozeny od tloušťky B (např. šířka tělesa $W = 2B$) [20]. Ve zvláštních případech, u kterých by standardně stanovené rozměry těles byly z praktického hlediska nevhodné, se vzájemný poměr jednotlivých rozměrů volí jiný (např. těleso A: $0,25W \leq B \leq W$, u těles typu B: $0,25W \leq B \leq 0,5W$ apod.) [20, 29].

Vruby ve zkušebních tělesech jsou iniciátory únavových trhlin, které jsou před vlastní zkouškou lomové houževnatosti vytvořeny cyklickým zatěžováním. Při zkoušce lomové houževnatosti je nevhodné tyto trhliny, představující velmi ostrý defekt, nahrazovat trhlínami umělými (tj. vruby), protože naměřená hodnota K_{Ic} je výrazně závislá na poloměru zaoblení kořene defektu ρ [20, 29].

Cyklické zatěžování, pomocí kterého se vytváří únavová trhlina, musí splňovat podmínku, aby maximum faktoru intenzity napětí K_{max} (odpovídající maximální síle F_{max} v cyklu) nepřesáhlo hodnotu $0,75 \cdot K_{Ic}$ (pro stádium iniciace a šíření v lomeném vrubu), příp. hodnotu $0,6 \cdot K_{Ic}$ (ve stádiu šíření únavové trhliny mimo vrub). Doporučena hodnota asymetrie cyklu R je 0,1 až 0,25. Celková délka nacyklované trhliny má splňovat požadavek $0,45 \leq a/W \leq 0,55$, což souvisí s podmínkou v rov. 30 [20, 29].

Při vlastní zkoušce je snímána závislost zátěžné síly F na rozevření vrubu V . V technické praxi mívá závislost F na V jeden ze tří možných typů uvedených na obr. 18 [23, 29].



Obr. 18 Závislost zátěžné síly F na rozevření vrubu V - způsob stanovení kritické hodnoty síly F_Q při měření lomové houževnatosti [23]

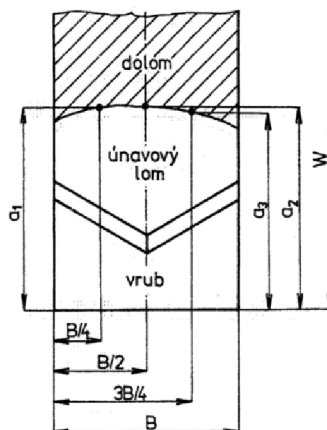
Nelineární počátek záznamu, odpovídající usazování snímače, se zanedbává. Lineární částí záznamu se proloží přímkou 0A a následně se bodem 0 vede druhá přímka, jenž má sklon o 5% menší než přímka 0A. V záznamu síla F_d odpovídá průsečíku 5ti % přímky se záznamem. Dále je vyznačena síla F_{max} , která odpovídá nejvyšší síle dosažené při zkoušce. Velikost síly F_Q , ze které se počítá hodnota lomové houževnatosti se určuje u jednotlivých typů závislosti $F = F(V)$ takto [20, 23]:

- a) typ I $F_Q = F_{max}$ (síla při porušení tělesa)
- b) typ II $F_Q =$ síla, při které dochází na grafu $F = F(V)$ k prodlevě
- c) typ III $F_Q = F_d$

Pro výpočet hodnoty lomové houževnatosti je dále nutné stanovit délku trhliny a , která odpovídá rozhraní mezi únavovou a statickou částí lomu. Čelo trhliny většinou nemá tvar přímky, ale rovinné či prostorové křivky. V blízkosti bočních povrchů bývá trhlina nejkratší a uprostřed tělesa nejdelší (obr. 19). Délka trhliny je definovaná smluvně. Podle rov. (33) se délka trhliny a stanoví pomocí vztahu [20, 30]:

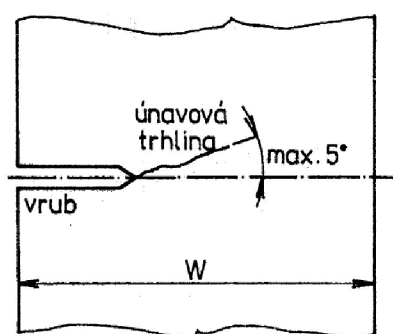
$$a = \frac{1}{3}(a_1 + a_2 + a_3) \quad \text{rov. (31)}$$

Kde hodnoty a_1, a_2, a_3 odpovídají makrofraktograficky stanovené délce trhliny v 1/4, 1/2 a 3/4 tloušťky B (obr. 25). Žádné dvě z naměřených hodnot a_1, a_2, a_3 se nesmějí lišit o více jak 2,5% W (tj. $|a_i - a_j| \leq 0,025W$ pro $i, j = 1, 2, 3$) a žádné dvě libovolné délky trhliny se nesmějí lišit o více než 5% W (tato podmínka je kritická zvláště při porovnávání délky trhliny uprostřed a na povrchu tělesa). Stanovení délky trhliny a ze třech naměřených hodnot je mezním případem, v technické praxi je počet měřených délek obvykle vyšší [20, 30].



Obr. 19 Fraktografické vyhodnocení délky trhliny[20]

Úhel mezi rovinou vrubu a rovinou únavové trhliny má být menší než 5° a dále následovat větvení trhliny (obr. 20) [20].



Obr. 20 Úhel mezi rovinou původního vrubu a rovinou únavové trhliny[20]

Provizorní hodnota lomové houževnatosti (K_Q) se vypočte ze vztahu [20]:

a) v případě tělesa A dle normy ČSN EN ISO 12737 [32]

$$K_Q = \frac{F_Q L}{BW^{3/2}} \cdot \frac{3 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^{1/2} \cdot 1,99 - \left(\frac{a}{W}\right) \cdot \left(1 - \frac{a}{W}\right) \cdot [2,15 - 3,93 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + 2,7 \left(\frac{a}{W}\right)^2]}{2 \cdot \left(1 + \frac{2a}{W}\right) \cdot \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \quad \text{rov. (32)}$$

nebo dle normy ASTM E 1820 - 11[31]

$$K_Q = \frac{F_Q L}{BW^{3/2}} \frac{3\left(\frac{a}{W}\right)^{1/2} \left[1,99 - \frac{a}{W} \left(1 - \frac{a}{W}\right) \cdot \left(2,15 - 3,93 \frac{a}{W} + 2,7 \left(\frac{a}{W}\right)^2\right)\right]}{\left(1 + 2 \frac{a}{W}\right) \cdot \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \quad \text{rov. (33)}$$

b) v případě tělesa B dle normy ČSN EN ISO 12737[32]

$$K_Q = \frac{F_Q}{BW^{1/2}} \cdot \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right) \cdot \left[0,886 + 4,64 \cdot \frac{a}{W} - 13,32 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^4\right]}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \quad \text{rov. (34)}$$

nebo dle normy ASTM E 1820 - 11[31]

$$K_Q = \frac{F_Q}{BW^{1/2}} \cdot \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right)}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left[0,886 + 4,64 \left(\frac{a}{W}\right) - 13,32 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6 \left(\frac{a}{W}\right)^4\right] \quad \text{rov. (35)}$$

K_Q je platná hodnota lomové houževnatosti ve stavu RD při splnění rov. 36, v opačném případě je nutné zvětšit příslušné rozměry zkušebních těles [20, 23, 27].

$$\min(B, a, W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{R_p 0,2}\right)^2 \quad \text{rov. (36)}$$

3.5 Křehký lom

Tento typ lomu nastává bez větší předchozí plastické deformace, pod makroskopickou mezí kluzu materiálu. U těles bez apriorních trhlin je řízen kritickou hodnotou normálového napětí, u těles s trhlínami kritickou hodnotou hnací síly trhlíny. Lom nastává tak, že u krystalických látek dojde k porušení meziatomových vazeb krystalu podél určitých krystalografických rovin - tzv. rovin štěpení. Roviny lomu bývají obvykle nejhustěji obsazené atomy. U monokrystalů dochází k lomu při těch orientacích, kdy složka napětí způsobující skluz (smyk) je malá oproti normálové složce. Křehký lom jako mezní stav se vyskytuje zejména u těchto konstrukčních materiálů [34, 35, 36, 37]:

- u ocelí nízké a střední pevnosti (tj. u nízkouhlíkových a nízkolegovaných ocelí s mezí kluzu pod 1250 MPa, majících tranzitní chování)
- u ocelí vysoké pevnosti (tj. u ocelí s mezí kluzu nad 1250 MPa) prakticky v celém rozsahu teplot používaných při jejich aplikacích
- u ocelí, u nichž se oslabily hranice zrn zkřehnutím (bez zřetele k pevnostním vlastnostem)
- u velmi tenkých plechů (bez ohledu na pevnost) [35, 36, 37]

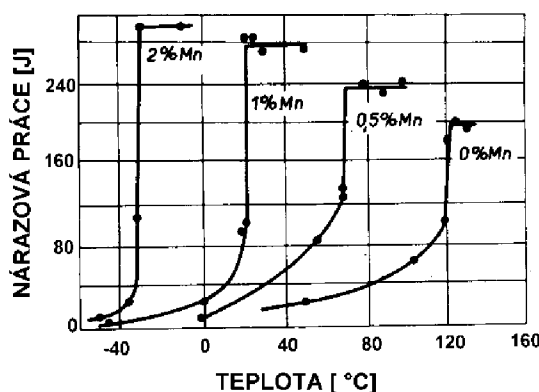
U reálných konstrukcí z nízkouhlíkových ocelí dochází ke zkřehnutí za teplot vyšších než je tomu na hladkých laboratorních vzorcích. Tento jev je způsoben zejména těmito metalurgickými faktory [34]:

a) velikost zrna

U jemnozrnných ocelí jsou tranzitní teploty posunuty směrem k nižším teplotám než u hrubozrnných ocelí a současně jsou i vyšší hodnoty meze kluzu [34].

b) chemické složení:

- uhlík - s jeho klesajícím obsahem klesá tranzitní teplota, ale současně klesá také pevnost. K dosažení určité hodnoty meze pevnosti se leguje Mn, který snižuje náchylnost ke křehkému lomu (obr. 21). Důležitý je poměr mangan - uhlík, optimální hodnota je 5:1 až 6:1 [34].



Obr. 21 Tranzitní křivky ocelí s různým obsahem Mn[38]

- nikl - také posouvá tranzitní teplotu. V malých množstvích (do 0,5%) snižuje u normalizačně žíhaných ocelí tranzitní teplotu. Při obsahu Ni okolo 9% se již tranzitní oblast do -196°C prakticky nevyskytuje. Proto se niklové oceli používají pro kryogenní účely [34].
- hliník - reaguje s dusíkem, snižuje účinek zkřehnutí způsobený kyslíkem a mění strukturu sulfidických vměstků [34].

c) stárnutí ocelí:

Stárnutí u ocelí je rozpadu přesyceného tuhého roztoku α , kdy se stabilního stavu nedosahuje ihned během ochlazování, ale až po určité prodlevě. Během prodlevy přechází metastabilní přesycený tuhý roztok ve stabilní koncentraci za současného vylučování nové fáze, tento jev se označuje jako vytvrzování [34].

Stárnutí u ocelí, kdy se vylučují fosfidy, nitridy a oxidy, výrazně snižuje odolnost proti křehkému lomu. Jeho vliv se projevuje nejvíce u nízkouhlíkových a nízkolegovaných ocelí, zejména při tavném svařování, kdy je zkřehnutí v přechodové oblasti způsobeno rychlým ochlazením z teplot pod A_{C1} [34].

d) tváření za studena:

Způsobuje zpevnění ocelí a vede ke zkřehnutí vlivem deformačního stárnutí. Negativní vliv stárnutí po deformaci roste se stupněm zpevnění a teplotou stárnutí. Tento jev je nebezpečný u ocelí o vyšší pevnosti, kde zvyšuje nebezpečí vzniku křehkého lomu [34].

e) tepelné zpracování:

Významně ovlivňuje uživatelské vlastnosti oceli a tím i odolnost vůči křehkému lomu. Normalizační žíhání, zušlechťování a žíhání na odstranění zbytkového napětí obvykle zvyšuje odolnost oceli vůči porušení křehkým lomem [34].

f) svařování:

Bývá nejčastější příčinou vzniku křehkých lomů, kdy dochází k porušení ve svarech nebo v těsné blízkosti. Nejčastější příčiny jsou [34]:

- vady ve svarovém kovu důsledkem nekvalitního svařování a s tím spojený pokles plasticity [34]
- trhliny v TOO, jak v přechodovém pásmu na rozhraní mezi svarovým kovem a základním materiálem, tak i trhliny za studena [34]
- v TOO dochází ke zhrubnutí zrna a tím ke snížení houževnatosti, u svarů kde dochází k velkému přívodu tepla (elektrostruskové svařování) je žádoucí provést normalizační žíhání [34]

- různá vrubová houževnatost přídavného materiálu a základního materiálu [34]
- vyčerpání tvárných vlastností kovu u kořene trhlín [34]
- zbytková tahová napětí v okolí svaru (řádově o velikosti meze kluzu) [34]

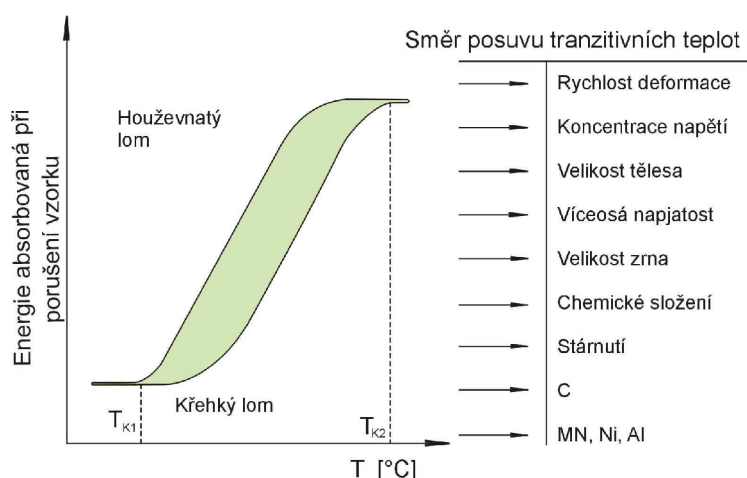
U běžných svařovaných konstrukcí je prakticky nemožné vyloučit všechny druhy a typy vad, je ale důležité snížit jejich velikost a počet na přijatelné minimum.

g) zbytková napětí:

Jednoosá zbytková napětí mohou způsobit, že k lomu dojde za nižších napětí vyvolaných vnějším zatížením. V kombinaci s některými metalurgickými faktory (deformační stárnutí) mohou vést ke zkřehnutí. Nebezpečná jsou z hlediska zkřehnutí trojosá napětí. Prospěšné je žíhání na odstranění zbytkového napětí, kdy dochází k regeneraci houževnatosti u kořene případných vad [34].

3.5.1 Tranzitní chování

Pravděpodobnost vzniku křehkého lomu roste s klesající teplotou (obr. 22), na tomto obrázku je schematicky znázorněna závislost vrubové houževnatosti na teplotě. Z grafu je zřejmé, že křehký lom je energeticky méně náročný než lom houževnatý. Přechodová (tranzitní) teplota, při které dochází k poklesu hodnoty vrubové houževnatosti, je velice důležitou charakteristikou vrubové citlivosti konstrukčních materiálů [34, 36, 37].



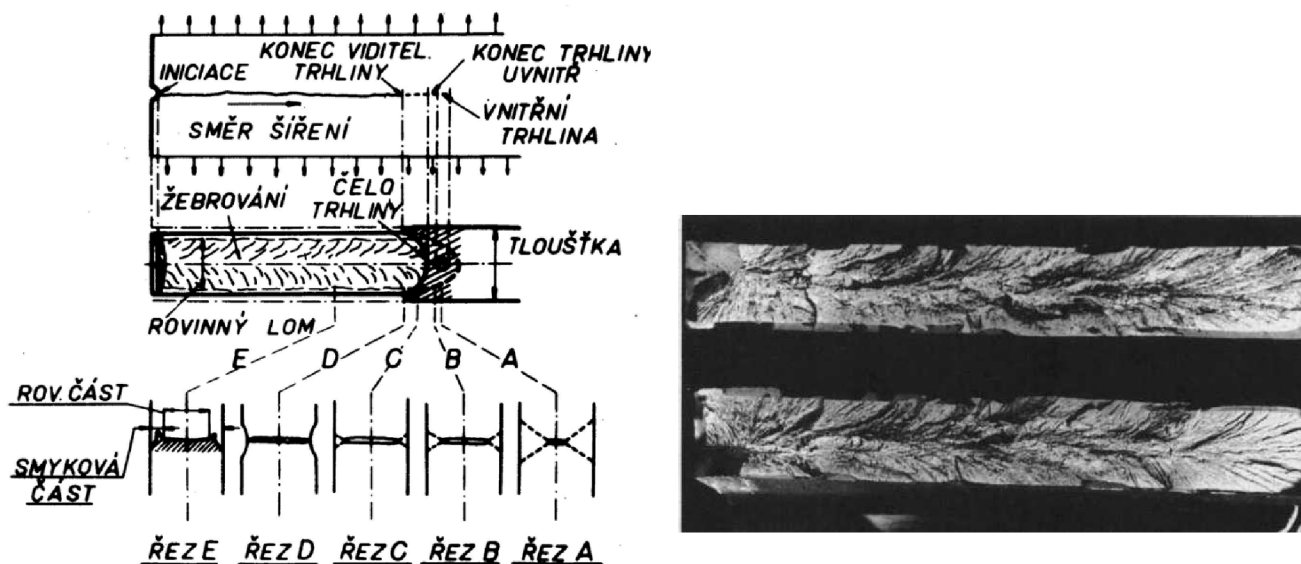
Obr. 22 Přechodová křivka mezi houževnatým a křehkým lomem [34]

Tvar a poloha křivky teplotní závislosti závisí obecně na řadě různých faktorů (obr. 22). U ocelí je rozhodující chemické složení, při snižujícím se obsahu uhlíku vrubová houževnatost roste a tranzitní teplota se snižuje. Podobný vliv má naopak rostoucí obsah manganu a niklu [36, 37]. U kovů, které se porušují štěpným i tvárným mechanismem je přechod mezi těmito mechanismy závislý na stavu napjatosti. Pro štěpný lom je rozhodující maximální tahová složka napětí, oproti tomu u tvárného lomu je rozhodující maximální smyková složka [36, 37].

Vývoj odolnosti vůči křehkému lomu lze u konstrukčních materiálů ukázat na příkladu ocelových plechů, používaných při stavbě lodí. Současné lodě mají v porovnání s ocelí použitou na stavbu Titanicu nižší přechodovou teplotu i vrubovou houževnatost (při teplotě 0°C ve směru příčném ke směru válcování cca 10x, ve směru podélném 30x) [36, 37, 39].

3.5.2 Charakteristické znaky křehkého lomu nízkouhlíkových a nízkolegovaných ocelí

U těchto materiálů je křehký lom charakterizován štěpením jednotlivých zrn kovu (lomová plocha má krystalický charakter). U ocelí s nízkou pevností křehké lomy vykazují na lomové ploše žebrování (obr. 23), které poukazuje na místo iniciace lomu a často mívají na okrajích úzký lem smykového lomu. Při šíření lomu za velmi nízkých napětí a teplot popř. ve velmi tlustých deskách je toto žebrování méně výrazné nebo nemusí být přítomno vůbec. Oblast zastavení lomu je charakterizována zakončením trhliny ve tvaru paraboly. Lomová plocha má rovinný charakter s malou deformací kolem lomové plochy a vyznačuje se malou spotřebou energie potřebné k šíření. Lom se zpravidla šíří vysokou rychlostí (0,5 až 2 km/s) [35].



Obr. 23 Lomová plocha křehkého lomu a) schematicky [35] b) na reálné součásti [14]

4. Cíle práce

Hlavním cílem této práce je stanovení vlivu dlouhodobého žíhání na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti heterogenního svarového spoje. Dílčí cíle této práce jsou:

- Hodnocení mikrotvrlosti svarového spoje přes rozhraní (základní materiál – návar – svarový kov) u vzorku ve výchozím stavu a po dlouhodobém žíhání.
- Hodnocení mikrostruktury základního materiálu (ocel 22K), tepelně ovlivněné oblasti, návaru a svarového kovu pomocí světelné mikroskopie na vzorku ve výchozím stavu a po dlouhodobém žíhání.
- Hodnocení lomové houževnatosti na CT tělesech na vzorku ve výchozím stavu v oblasti základního materiálu - oceli 22K a v podnávarové oblasti.
- Hodnocení lomové houževnatosti na CT tělesech na vzorku po dlouhodobém žíhání v podnávarové oblasti.
- Porovnání dosažených výsledků mikrotvrlosti a lomové houževnatosti s ohledem na predikci zkřehnutí svarového spoje vlivem dlouhodobého žíhání.

5. Experimentální část

5.1 Použitý materiál a technika

Experimentálním vzorkem byl heterogenní svarový spoj nízkouhlíkové a austenitické oceli, který byl vyroben metodou tavného svařování. Nízkouhlíková ocel měla označení 22K, popř. dle normy DIN 20Mn5. Chemická analýza byla provedena pomocí spektrometru fy Leco, Spectrumat GDS 750. Výsledné složení této oceli je uvedeno v tab. 2.

Tab. 2 - chemické složení základního materiálu - 22K

materiál	C [hm. %]	Mn [hm. %]	Si hm. %]	Cu [hm. %]	Ni [hm. %]	Cr [hm. %]
22K	0,21	0,60	0,34	0,20	0,23	0,25

Austenitická žáruvzdorná ocel měla označení X8CrNiTi18-10, chemické složení této oceli dle materiálového listu je uvedeno v tab. 3.

Tab. 3 - chemické složení základního materiálu - Austenit

materiál	C [hm. %]	Mn [hm. %]	Si [hm. %]	Cr [hm. %]	Ni [hm. %]	Ti [hm. %]
X8CrNiTi18-10	max 0,10	max 2,00	max 1,00	17,0-19,0	9,00-12,0	5xC - 0,80

Materiálem návaru byla elektroda s označením EA395/9. Chemické složení elektrody bylo analyzováno pomocí spektrometru fy Leco, Spectrumat GDS 750 a je uvedeno tab. 4.

Tab. 4 - chemické složení návaru - EA395/9

materiál	C [hm. %]	Mn [hm. %]	Si [hm. %]	Ni [hm. %]	Cr [hm. %]	Mo [hm. %]	Co [hm. %]
EA395/9	0,1	1,86	0,51	24,5	16,2	5,8	0,05

Materiálem svarového kovu byla zvolena obalovaná elektroda s označením FOX SAS 2. Chemické složení bylo určeno pomocí spektrometru fy Leco, Spectrumat GDS 750 a je uvedeno v tab. 5.

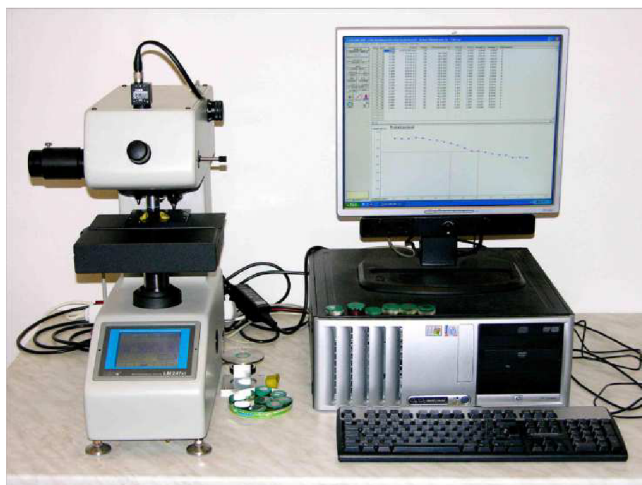
Tab. 5 - chemické složení svarového kovu - FOX SAS 2

	C [hm. %]	Mn [hm. %]	Si [hm. %]	Cu [hm. %]	Ni [hm. %]	Cr [hm. %]	Mo [hm. %]	Nb [hm. %]
FOX SAS 2	0,03	1,24	0,47	0,06	10,2	19,2	0,11	0,4

Hodnocení mikrotvrlosti, mikrostruktury a lomového chování svarového spoje bylo provedeno na vzorku ve výchozím stavu a na vzorku po dlouhodobém žíhání (500 hodin) při teplotě 450 °C.

Měření mikrotvrlosti

Mikrotvrdot byla u vzorku ve výchozím stavu (obr. 29) i u vzorku po žíhání (obr. 34) měřena směrem od základního materiálu do osy svarového spoje metodou dle Vickerse při zatížení HV 1 podle normy ČSN EN ISO 9015-2 [33]. Měření bylo provedeno pomocí mikrotvrdoměru LECO LM 247AT - obr. 24, který pracuje v poloautomatickém režimu.



Obr. 24 - Mikrotvrdoměr LECO LM 247AT

Mikrostruktura

Mikrostruktura svarového spoje byla hodnocena v rovině kolmé na osu svaru přes svarové rozhraní. Výbrus vzorku pro pozorování byl připraven standardními metalografickými technikami – broušením za mokra a leštěním diamantovými pastami. Broušení bylo provedeno na brusce Metasinx a brusných papírech o drsnostech 220 a 400 μm . Leštění vzorků probíhalo na stroji Montasupal a leštících kotoučích o drsnosti 3 a 1 μm .

Mikrostruktura nízkouhlíkové oceli 22K byla zviditelněna chemickým leptáním pomocí 2% leptadla NITAL (roztok kyseliny dusičné), návar a svarový kov leptadlem MARBLE (roztok síranu měďnatého, kyseliny chlorovodíkové a vody).

Mikrostruktura materiálu byla pozorována na světelném mikroskopu Olympus GX-71 s digitálním fotoaparátem DP11 při zvětšení 50x a 500x.

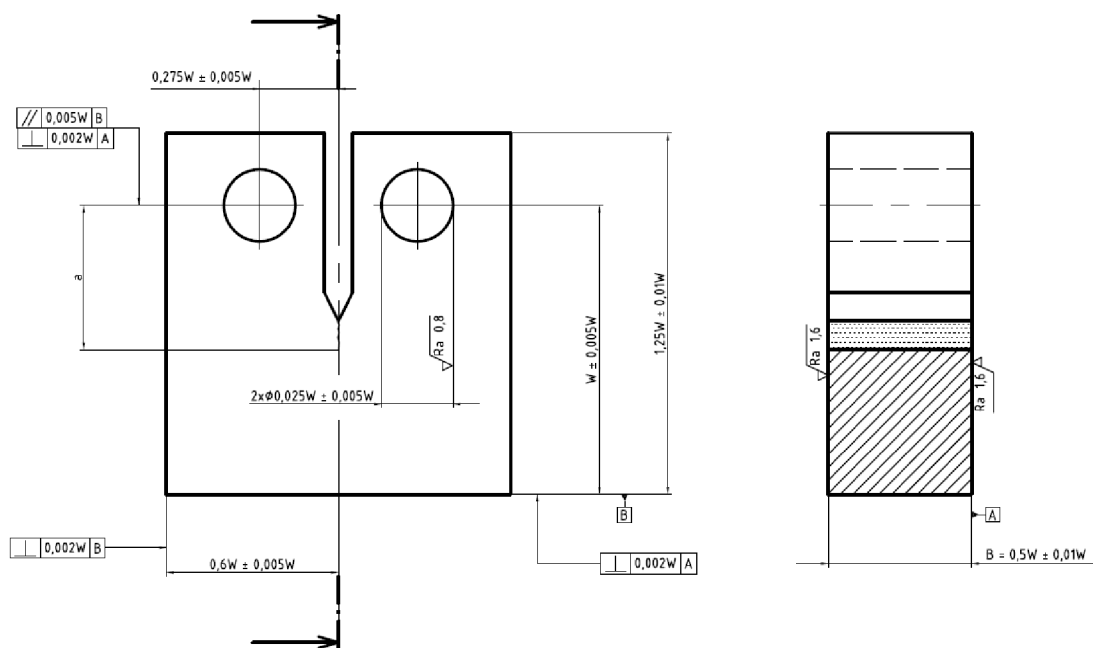
Zkoušky lomové houževnatosti

Měření lomové houževnatosti probíhalo na vzorcích ve výchozím stavu a po dlouhodobém žíhání. Na vzorku ve výchozím stavu se lomová houževnatost hodnotila ve dvou oblastech s různou mikrostrukturou. První oblast byla v místě základního materiálu 22K (dále označeno jako série série I) a druhá oblast byla v podnávarové části heterogenního svarového spoje (dále označeno jako série série II).

U vzorku po dlouhodobém žíhání se lomová houževnatost hodnotila pouze v podnávarové oblasti heterogenního svarového spoje (dále označeno jako série III).

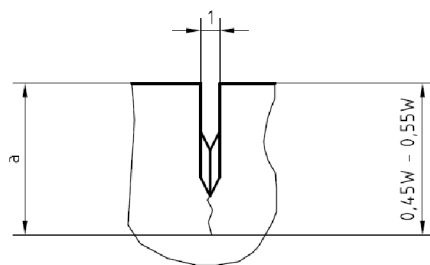
Zkušební tělesa

Zkušební tělesa pro měření lomové houževnatosti byly normované desky s jednostranným vrubem a únavovou trhlinou zatěžované v tahu - dle ČSN EN ISO 12737 typ B (CT, obr. 25) o tloušťce 25 mm. V místě vrubu, v rovině zatěžovacích čepů, byl umístěn snímač rozevření vrubu, který umožňoval měřit obě veličiny definované normou ČSN EN ISO 12737 - síla a rozevření vrubu.



Obr. 25 Kompaktní vzorek (typ CT) pro stanovení lomové houževnatosti

U všech zkušebních těles byl vyroben šípový (chevronový) tvar vrubu (obr. 26), který má zajistit, aby čelo trhliny bylo rovné. Šířka vrubu (1) nesmí přesáhnout $0,1W$, ale musí být větší než 1,6 mm. Cyklování únavové trhliny je popsána v odstavci dále. Před přípravou trhliny je nutné určit základní rozměry zkušebního tělesa - tloušťka B a šířka W , třetí charakteristický rozměr délka trhliny a je měřena až po zkoušce, odměřením na lomové ploše obou polovin vzorku.



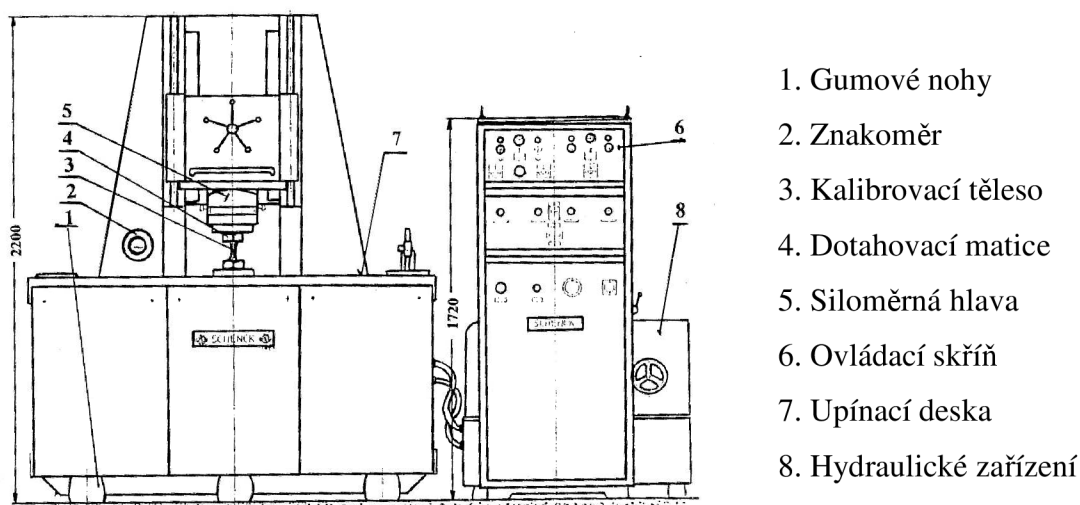
Obr. 26 Chevronový vrub

Tloušťka vzorku se měří ve třech místech od sebe rovnoměrně vzdálených a to s přesností 0,025 mm nebo 0,1%, podle toho, která z hodnot je větší, podél předpokládané trajektorie šíření trhliny. Tloušťka je potom určena jako průměr z těchto měření.

Šířka vzorku se měří v okolí vrubu ve třech místech od roviny určené osami děr, a to s přesností 0,025 mm nebo 0,1%, podle toho, která z hodnot je větší. Šířka je potom určena jako průměr z těchto měření.

Cyklování únavové trhliny

Únavová trhlina se vytvářela na zkušebních tělesech za pomoci vysokofrekvenčního stroje SCHENCK s typovým označením 6-Mp-VERTIKAL-PULSER PVQO (obr. 27), který umožňuje stanovení zatěžující síly, frekvence a počtů kmitů.



Obr. 27 Pulsátor SCHENCK

Během cyklování byla držena konstantní hodnota statické F_{STAT} a dynamické F_{DYN} síly. Hodnota přípustné síly se stanoví ze vztahu:

$$F_{fmax} = F_{STAT} + F_{DYN} \quad \text{rov. (37)}$$

Z této rovnice vycházíme při upravování podmínek cyklování. Faktor intenzity napětí je dán vztahem:

$$K_{f \max} = \frac{F_{f \max} \cdot Y\left(\frac{a}{W}\right)}{B \cdot W^{1/2}} \quad \text{rov. (38)}$$

Při stanovení hodnoty K_{Ic} musí faktor intenzity napětí K_{fmax} při dokončování únavové trhliny splňovat podmínku:

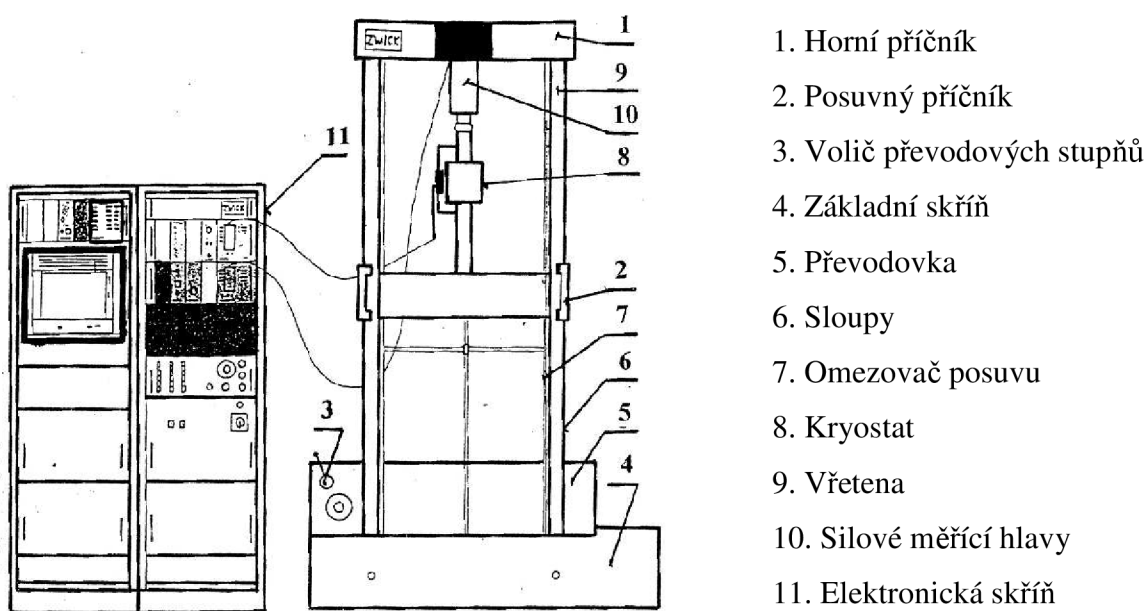
$$K_{y2max} \leq 0,6 K_Q \quad \text{rov. (39)}$$

Protože tvarový faktor $Y\left(\frac{a}{W}\right)$ je funkcí délky trhliny a , je nutné při cyklování únavové trhliny při konstantním K_{fmax} snižovat sílu F_{fmax} .

Provedení zkoušek

Ke stanovení lomové houževnatosti na CT tělesech je postačující závislost síla-rozevření vrubu až do okamžiku porušení zkušební tělesa.

Ke zkouškám byl použit elektronický trhací stroj firmy ZWICK typ 1382/1 (Obr. 28) s rokem výroby 1971. Konstrukce je v provedení čtyřsloupové a dvouřetenové. Maximální možná síla je 200 Kilonewtonů.

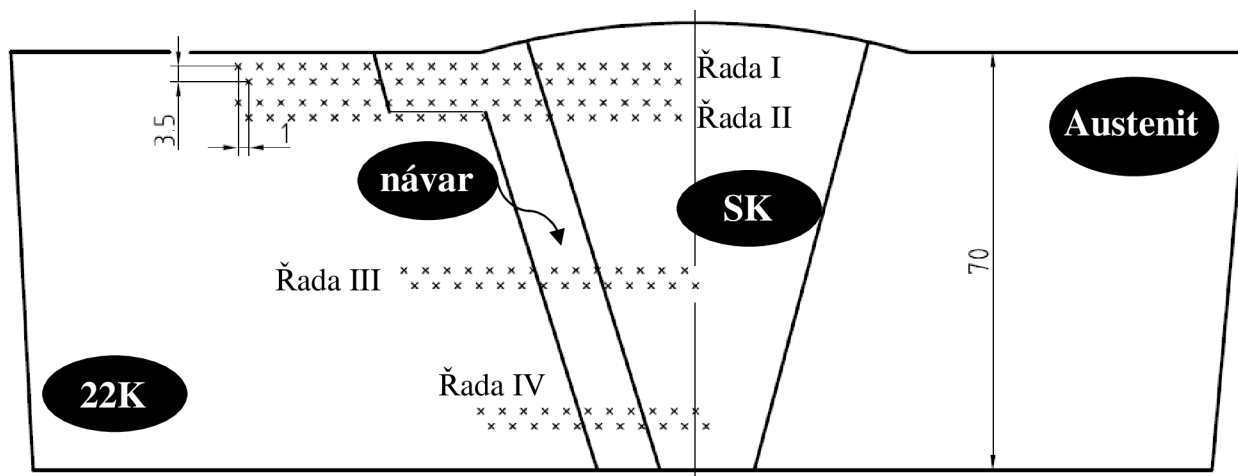


Obr. 28 Trhací stroj ZWICK

5.2 Mikrotvrdość

5.2.1 Vzorek ve výchozím stavu

Měření mikrotvrdości na vzorku ve výchozím stavu probíhalo na lícni straně (řada I, II) a ve střední (řada III) a kořenové (řada IV) části (obr. 29). Hodnoty mikrotvrdości jsou uvedené v tab. 6, 7, 8 a 9, kde jsou barevně odlišeny hodnoty pro jednotlivé části svarového spoje (ocel 22K, návar, svarový kov). V grafech na obrázcích 30, 31, 32 a 33 jsou červenými čarami odlišeny jednotlivé oblasti svarového spoje.



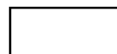
Obr. 29 Poloha řad vtisků

5.2.1.1 Vzorek ve výchozím stavu - lícni strana svarového spoje - řada I

V tab. 6 jsou uvedeny hodnoty mikrotvrdości základního materiálu (22K), návaru a svarového kovu pro řadu I (viz schéma na obr. 29). Průměrná hodnota mikrotvrdości v základním materiálu (22K) je 177 HV 1, v návaru 234 HV 1 a ve svarovém kovu 238 HV 1.

V tab. 6 jsou barevně odlišeny jednotlivé materiály svarového spoje, kdy:

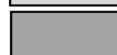
- mikrotvrdość v oceli 22K je značena:



- mikrotvrdość v návaru je značena:



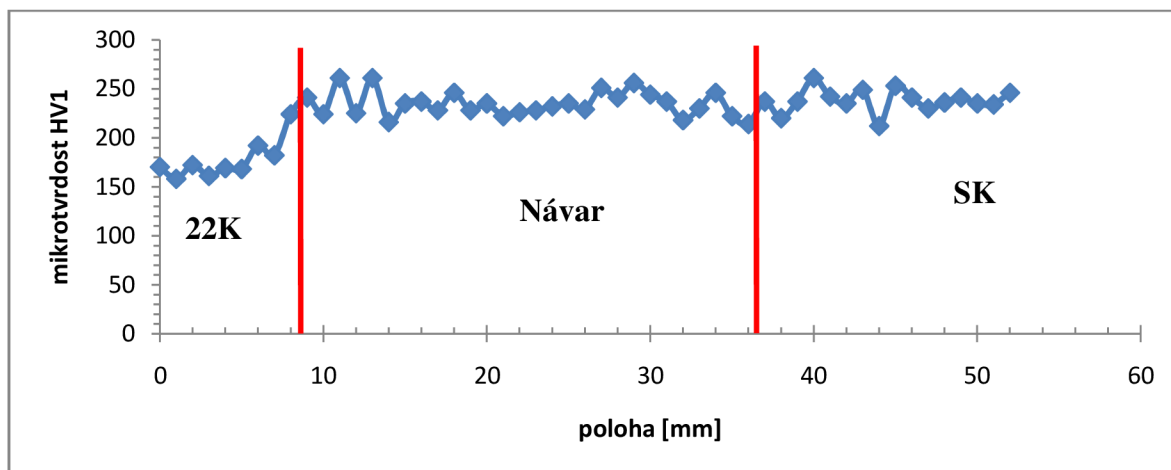
- mikrotvrdość ve svarovém kovu je značena:



Tab. 6 - Hodnoty mikrotvrdości pro lícni stranu svarového spoje

Lícni strana - mikrotvrdość - řada I			
Vzdálenost [mm]	mikrotvrdość HV 1	Vzdálenost [mm]	mikrotvrdość HV 1
0	170	27	251
1	158	28	241
2	172	29	256
3	161	30	244
4	169	31	237
5	168	32	228
6	192	33	230
7	182	34	246
8	224	35	222
9	241	36	224
10	224	37	237
11	251	38	220
12	225	39	237
13	251	40	261
14	222	41	242
15	235	42	235
16	237	43	249
17	228	44	212
18	246	45	253
19	228	46	241
20	235	47	230
21	222	48	236
22	226	49	241
23	228	50	235
24	232	51	234
25	235	52	246
26	229		

V grafu na obr. 30 je závislost mikrotvrdomosti HV 1 na poloze indentoru mikrotvrdoměru, červenými čarami jsou značeny rozhraní základního materiálu (22K), resp. tepelně ovlivněné oblasti a návaru a druhou čarou je označeno rozhraní návaru a svarového kovu



Obr. 30 Průběh mikrotvrdomosti - řada I - lícní strana

Vzorek ve výchozím stavu - lícní strana svarového spoje - řada II

Tab. 7 udává hodnoty mikrotvrdomosti základního materiálu (22K), návaru a svarového kovu naměřených v řadě II (viz schéma na obr. 29). Průměrná hodnota mikrotvrdomosti v základním materiálu (22K) byla 176 HV 1, v návaru 243 HV 1 a ve svarovém kovu 241 HV 1. V tab. 7 barevně odlišuje jednotlivé materiály svarového spoje, kdy:

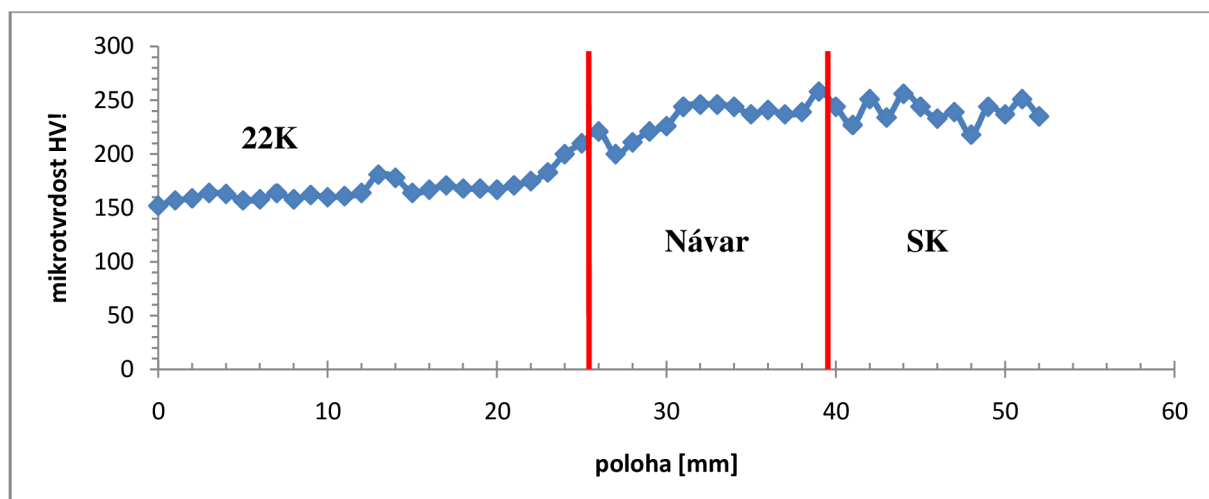
- mikrotvrdomost v oceli 22K je značena:
- mikrotvrdomost v návaru je značena:
- mikrotvrdomost ve svarovém kovu je značena:

V tab. 7 je střídání hodnot mikrotvrdomosti mezi ocelí 22K a návarem (hodnoty pro polohu indentoru 13 – 26 mm) způsobeno tím, že při měření se v horní poloze nacházel indentor již v návaru a ve spodní poloze stále ještě v základním materiálu 22K (viz schéma na obr. 29).

Tab. 7 - Hodnoty mikrotvrdości pro lícni část svarového spoje

Lícni strana - mikrotvrdość - řada II			
Vzdálenost [mm]	mikrotvrdość HV 1	Vzdálenost [mm]	mikrotvrdość HV 1
0	152	27	251
1	157	28	256
2	159	29	231
3	164	30	226
4	163	31	244
5	157	32	246
6	158	33	246
7	164	34	244
8	158	35	237
9	162	36	241
10	160	37	237
11	161	38	239
12	164	39	258
13	181	40	244
14	244	41	227
15	164	42	251
16	244	43	234
17	171	44	256
18	241	45	244
19	168	46	233
20	235	47	239
21	167	48	218
22	251	49	244
23	175	50	237
24	256	51	251
25	221	52	235
26	250		

Na obr. 31 je graficky znázorněna závislost mikrotvrdomosti HV 1 na poloze indentoru mikrotvrdoměru, červenými čarami jsou značeny rozhraní základního materiálu (22K), resp. tepelně ovlivněné oblasti a návaru a druhou červenou čarou je označeno rozhraní návaru a svarového kovu.



Obr. 31 Průběh mikrotvrdomosti - řada II - lící strana

5.2.1.2 Vzorek ve výchozím stavu - střední část svarového spoje - řada III

V tab. 8 jsou prezentovány hodnoty mikrotvrdomosti základního materiálu (22K), návaru a svarového kovu v řadě III (viz schéma na obr. 29). Průměrná hodnota mikrotvrdomosti v základním materiálu (22K) je 164 HV 1, v návaru 243 HV 1 a ve svarovém kovu 248 HV 1.

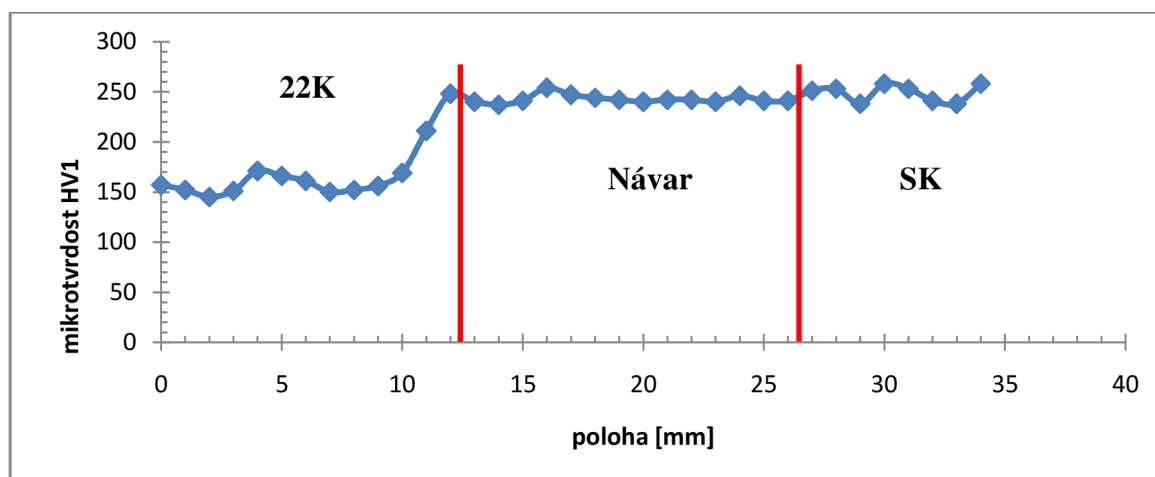
V tab. 8 jsou barevně odlišeny jednotlivé oblasti svarového spoje, kdy:

- mikrotvrdomost v oceli 22K je značena:
- mikrotvrdomost v návaru je značena:
- mikrotvrdomost ve svarovém kovu je značena:

Tab. 8 - Hodnoty mikrotvrdomosti pro střední část svarového spoje

Střední část - mikrotvrdomost - řada III			
Vzdálenost [mm]	mikrotvrdomost HV 1	Vzdálenost [mm]	mikrotvrdomost HV 1
0	157	18	240
1	152	19	237
2	145	20	241
3	151	21	254
4	171	22	247
5	166	23	244
6	161	24	242
7	150	25	240
8	152	26	242
9	156	27	251
10	169	28	253
11	211	29	238
12	248	30	258
13	240	31	253
14	237	32	241
15	241	33	238
16	254	34	258
17	247		

Grafu na obr. 32 udává závislost mikrotvrdomosti HV 1 na poloze indentoru mikrotvrdoměru, červenými čarami je značeno rozhraní základního materiálu (22K), resp. tepelně ovlivněné oblasti a návaru a druhou čarou rozhraní návaru a svarového kovu.



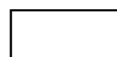
Obr. 32 Průběh mikrotvrdości - řada III - střední část

5.2.1.3 Vzorek ve výchozím stavu - kořenová část svarového spoje - řada IV

Tab. 9 udává výsledky měření mikrotvrdości základního materiálu (22K), návaru a svarového kovu pro řadu IV (viz schéma na obr. 29). Průměrná hodnota mikrotvrdości základního materiálu je 167 HV 1, návaru 240 HV 1 a svarového kovu 243 HV 1 .

V tab. 9 jsou barevně odlišeny materiály svarového spoje, kdy:

- mikrotvrdość v oceli 22K je značena:



- mikrotvrdość v návaru je značena:



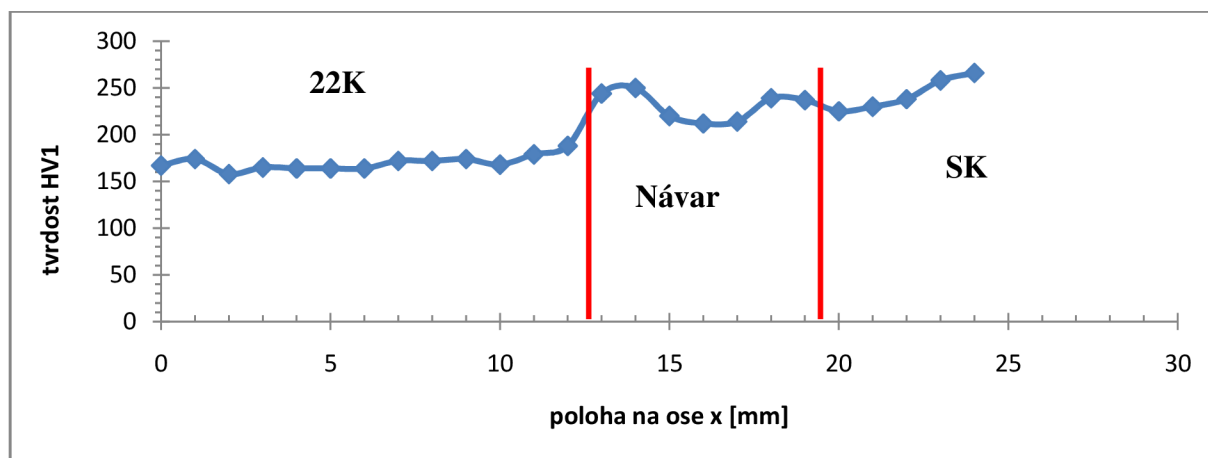
- mikrotvrdość ve svarovém kovu je značena:



Tab. 9 Hodnoty mikrotvrdości pro kořenovou část svarového spoje

Kořenová část - mikrotvrdość - řada IV			
Vzdáleność [mm]	mikrotvrdość HV 1	Vzdáleność [mm]	mikrotvrdość HV 1
0	167	13	244
1	174	14	250
2	158	15	220
3	165	16	222
4	164	17	224
5	164	18	249
6	164	19	237
7	172	20	225
8	172	21	230
9	174	22	238
10	168	23	258
11	179	24	266
12	188		

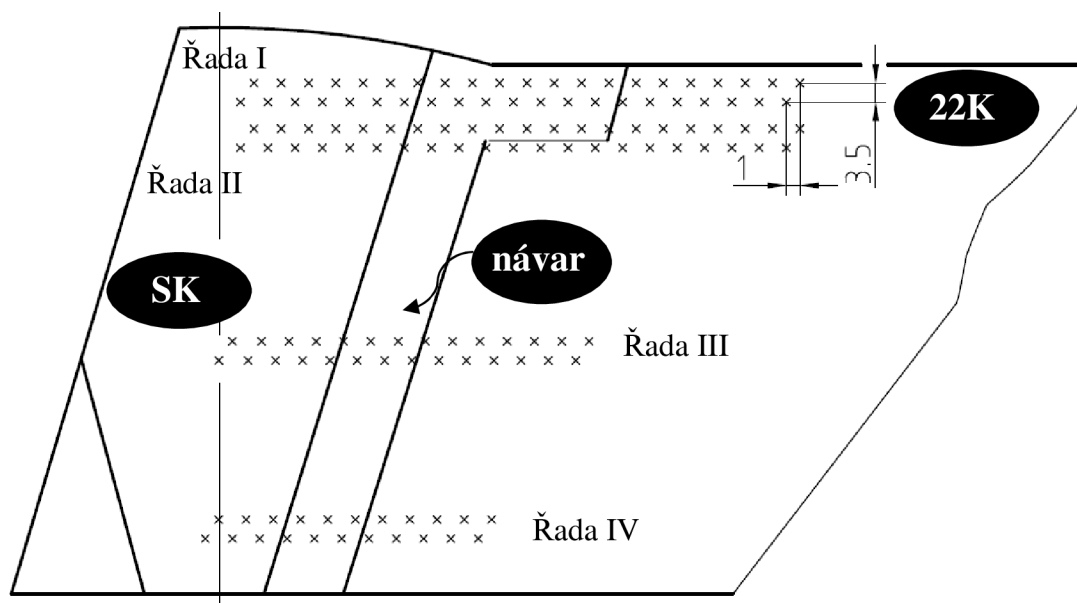
V grafu na obr. 33 je prezentována závislost mikrotvrdości HV 1 na poloze indentoru mikrotvrdoměru, červenými čarami jsou označeny rozhraní základního materiálu (22K), resp. tepelně ovlivněné oblasti a návaru a druhou čarou je označeno rozhraní návaru a svarového kovu.



Obr. 33 Průběh mikrotvrdości - řada IV - kořenová část

5.2.2 Vzorek po dlouhodobém žíhání

Měření mikrotvrdości na vzorku po dlouhodobém žíhání probíhalo na lící straně (řada I, II) a ve střední (řada III) a kořenové (řada IV) části (obr. 34). Hodnoty mikrotvrdości jsou uvedené v tab. 10, 11, 12 a 13, kde jsou barevně odlišeny hodnoty pro jednotlivé části svarového spoje (ocel 22K, návar, svarový kov). V grafech na obrázcích 35, 36, 37 a 38 jsou červenou čarou odlišeny jednotlivé oblasti spoje.



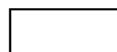
Obr. 34 Poloha řad vtisků

5.2.2.1 Vzorek po žíhání - lící strana svarového spoje - řada I

V tab. 10 jsou uvedeny hodnoty mikrotvrdości základního materiálu (22K), návaru a svarového kovu pro řadu I (viz schéma na obr. 34). Průměrná hodnota mikrotvrdości v základním materiálu je 166 HV 1, v návaru 247 HV 1 a ve svarovém kovu 250 HV 1.

V tab. 10 jsou barevně odlišeny jednotlivé materiály svarového spoje, kdy:

- mikrotvrdość v oceli 22K je značena:



- mikrotvrdość v návaru je značena:



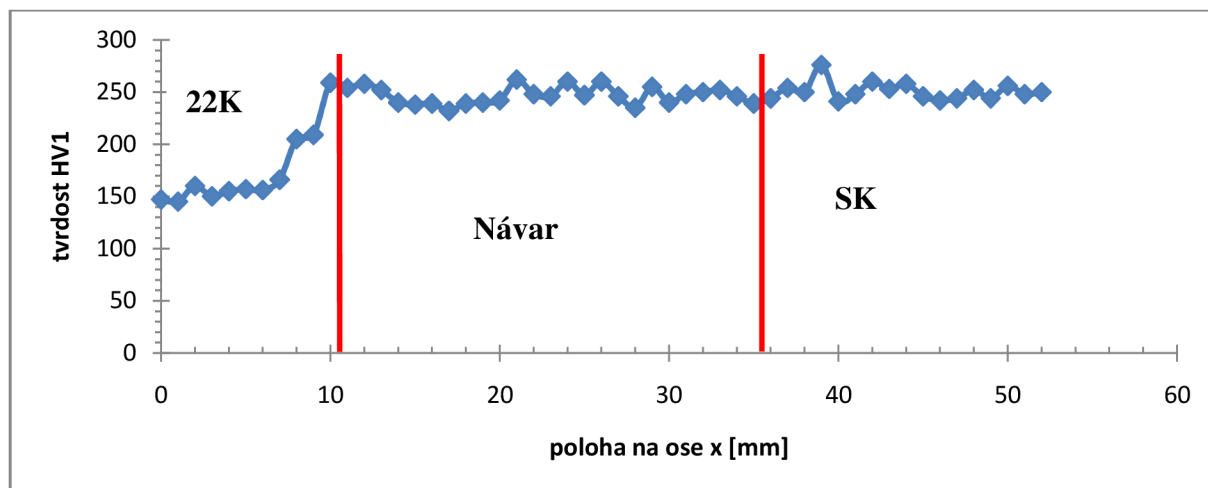
- mikrotvrdość ve svarovém kovu je značena:



Tab. 10 Hodnoty mikrotvrdomosti pro lící stranu svarového spoje po žíhání

Lící strana - mikrotvrdomost - řada I			
Vzdálenost [mm]	mikrotvrdomost HV 1	Vzdálenost [mm]	mikrotvrdomost HV 1
0	147	27	246
1	145	28	235
2	160	29	255
3	150	30	240
4	155	31	248
5	157	32	250
6	156	33	252
7	166	34	246
8	205	35	239
9	194	36	244
10	188	37	254
11	259	38	250
12	254	39	276
13	258	40	241
14	252	41	248
15	240	42	260
16	238	43	253
17	239	44	258
18	232	45	246
19	239	46	242
20	240	47	244
21	242	48	252
22	262	49	244
23	248	50	256
24	246	51	248
25	260	52	250
26	247		

V grafu na obr. 35 je znázorněna závislost mikrotvrdoměru HV 1 na poloze indentoru mikrotvrdoměru, červenými čarami jsou zaznamenány rozhraní základního materiálu (22K), resp. tepelně ovlivněné oblasti a návaru a druhou čarou rozhraní návaru a svarového kovu.



Obr. 35 Průběh mikrotvrdoměru - řada I - lící strana

Vzorek po žíhání - lící strana svarového spoje - řada II

Tab. 11 udává hodnoty mikrotvrdoměru základního materiálu (22K), návaru a svarového kovu pro řadu II (viz schéma na obr. 34). Průměrná hodnota mikrotvrdoměru v základním materiálu je 169 HV 1, v návaru 255 HV 1 a ve svarovém kovu 251 HV 1.

V tab. 11 jsou barevně odlišeny jednotlivé materiály svarového spoje, kdy:

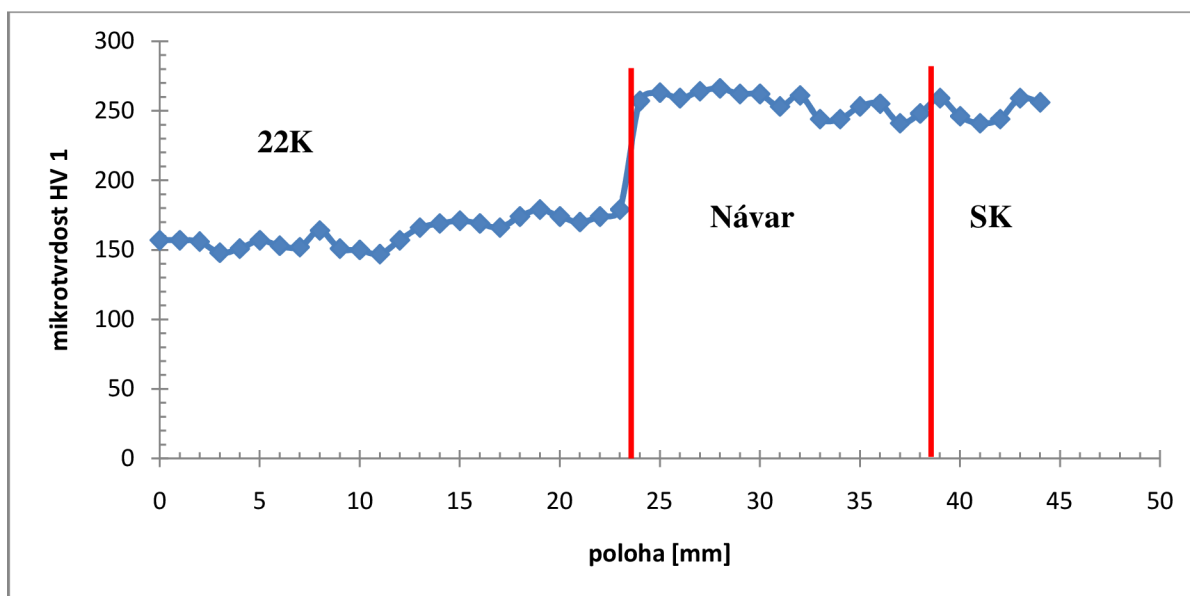
- mikrotvrdoměr v oceli 22K je značena:
- mikrotvrdoměr v návaru je značena:
- mikrotvrdoměr ve svarovém kovu je značena:

V tab. 11 je střídání hodnot mikrotvrdoměru mezi ocelí 22K a návarem (hodnoty pro polohu indentoru 11 – 24 mm) způsobeno tím, že při měření se v horní poloze nacházel indentor již v návaru a ve spodní poloze stále ještě v základním materiálu 22K (viz schéma na obr.34).

Tab. 11 Hodnoty mikrotvrdości pro lícni strana svarového spoje po žíhání

Lícni strana - mikrotvrdość - řada II			
Vzdáleność [mm]	mikrotvrdość HV 1	Vzdáleność [mm]	mikrotvrdość HV 1
0	157	23	179
1	157	24	257
2	156	25	263
3	148	26	259
4	151	27	264
5	157	28	266
6	153	29	262
7	152	30	262
8	164	31	253
9	151	32	261
10	150	33	244
11	147	34	244
12	254	35	253
13	166	36	255
14	254	37	241
15	171	38	248
16	243	39	259
17	166	40	246
18	240	41	241
19	179	42	244
20	243	43	259
21	170	44	256
22	253		

V grafu na obr. 36 je znázorněna závislost mikrotvrdomosti HV 1 na poloze indentoru mikrotvrdoměru, červenými čarami jsou značeny rozhraní základního materiálu (22K), resp. tepelně ovlivněné oblasti a návaru a druhou čarou je označeno rozhraní návaru a svarového kovu.



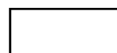
Obr. 36 Průběh mikrotvrdomosti - řada II - lící strana

5.2.2.2 Vzorek po žihání - střední část svarového spoje - řada III

Tab. 12 udává hodnoty mikrotvrdomosti základního materiálu (22K), návaru a svarového kovu pro řadu III (viz schéma na obr. 34). Průměrná hodnota mikrotvrdomosti v základním materiálu je 173 HV 1, v návaru 260 HV 1 a ve svarovém kovu 256 HV 1.

V tab. 12 jsou barevně odlišeny jednotlivé materiály svarového spoje, kdy:

- mikrotvrdomost v oceli 22K je značena:



- mikrotvrdomost v návaru je značena:



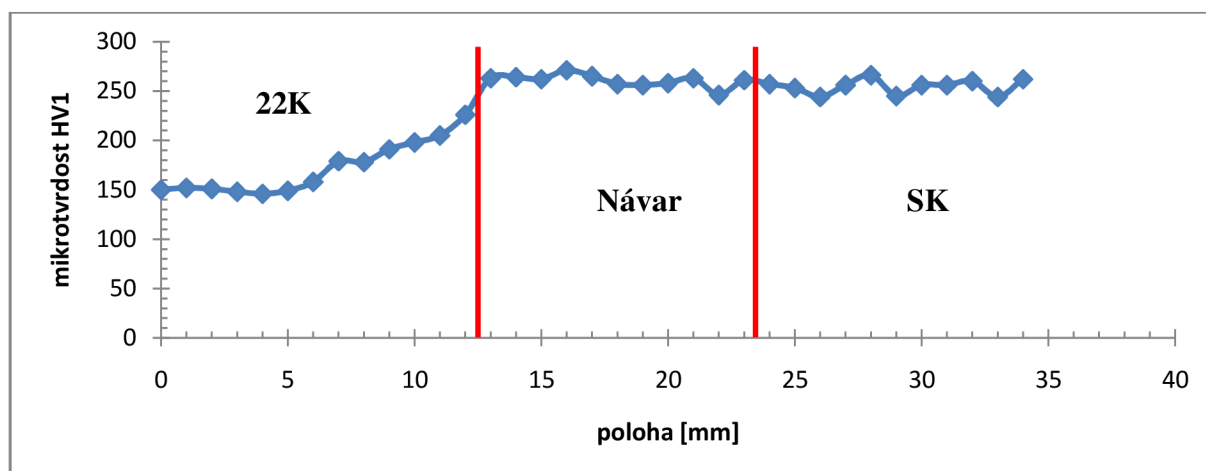
- mikrotvrdomost ve svarovém kovu je značena:



Tab. 12 Hodnoty mikrotvrdomosti pro střední část svarového spoje po žíhání

Střední část - mikrotvrdomost - řada III			
Vzdálenost [mm]	mikrotvrdomost HV 1	Vzdálenost [mm]	mikrotvrdomost HV 1
0	150	18	257
1	152	19	256
2	151	20	258
3	148	21	263
4	146	22	246
5	149	23	261
6	158	24	257
7	179	25	253
8	178	26	244
9	191	27	256
10	198	28	266
11	205	29	245
12	226	30	256
13	263	31	256
14	264	32	260
15	262	33	244
16	271	34	262
17	265		

V grafu na obr. 37 je znázorněna závislost mikrotvrdomosti HV 1 na poloze indentoru mikrotvrdoměru, červenými čarami jsou značeny rozhraní základního materiálu (22K), resp. tepelně ovlivněné oblasti a návaru a druhou čarou je označeno rozhraní návaru a svarového kovu.



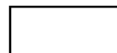
Obr. 37 Průběh mikrotvrđosti - řada III - střední část

5.2.2.3 Vzorek po žíhání - kořenová část svarového spoje - řada IV

V tab. 13 jsou prezentovány hodnoty mikrotvrđosti základního materiálu (22K), návaru a svarového kovu pro řadu IV (viz schéma na obr. 34). Průměrná hodnota mikrotvrđosti v základním materiálu je 167 HV 1, v návaru 258 HV 1 a ve svarovém kovu 253 HV 1.

V tab. 13 jsou barevně odlišeny jednotlivé materiály svarového spoje, kdy:

- mikrotvrđost v oceli 22K je značena:



- mikrotvrđost v návaru je značena:



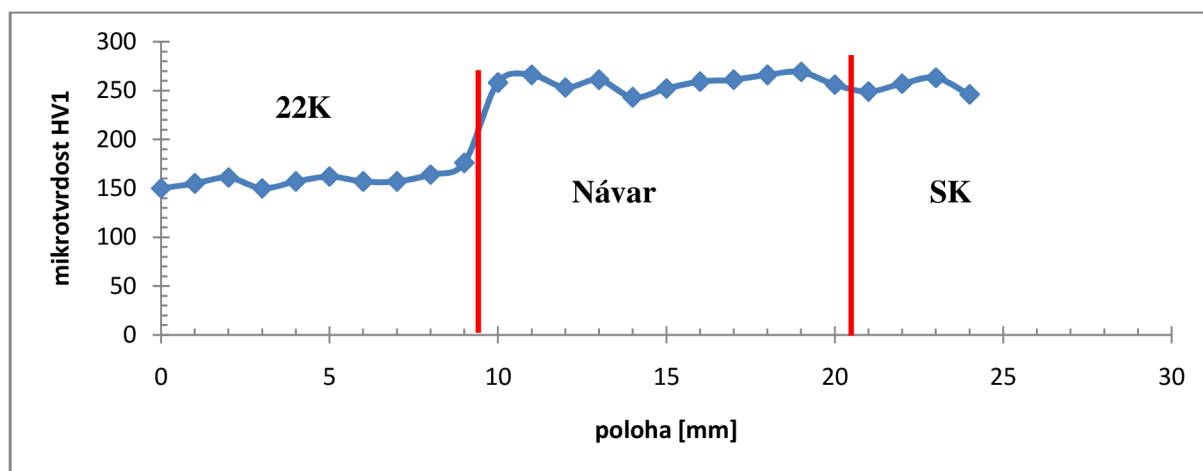
- mikrotvrđost ve svarovém kovu je značena:



Tab. 40 Hodnoty mikrotvrdości pro kořenovou část svarového spoje po žihání

Kořenová část - mikrotvrdość - řada IV			
Vzdáleność [mm]	mikrotvrdość HV 1	Vzdáleność [mm]	mikrotvrdość HV 1
0	150	13	261
1	155	14	243
2	161	15	252
3	150	16	259
4	157	17	261
5	162	18	266
6	157	19	269
7	157	20	256
8	164	21	249
9	176	22	257
10	258	23	263
11	266	24	246
12	253		

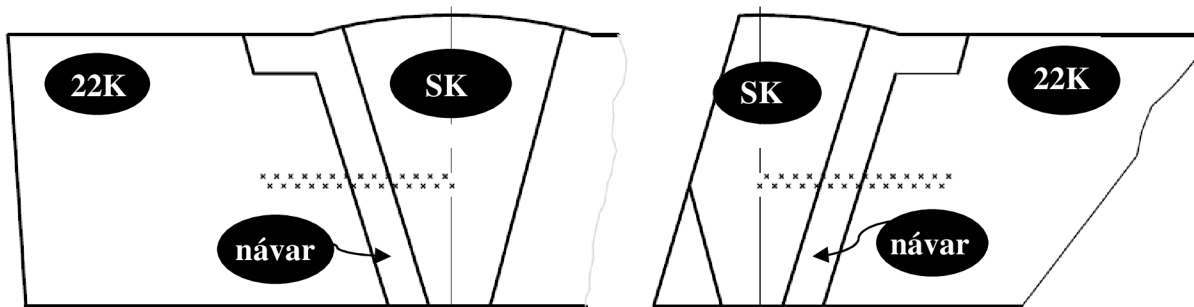
V grafu na obr. 38 je znázorněna závislość mikrotvrdości HV 1 na poloze indentoru mikrotvrdoměru, červenými čarami jsou značeny rozhraní základního materiálu (22K), resp. tepelně ovlivněné oblasti a návaru a druhou čarou je označeno rozhraní návaru a svarového kovu.



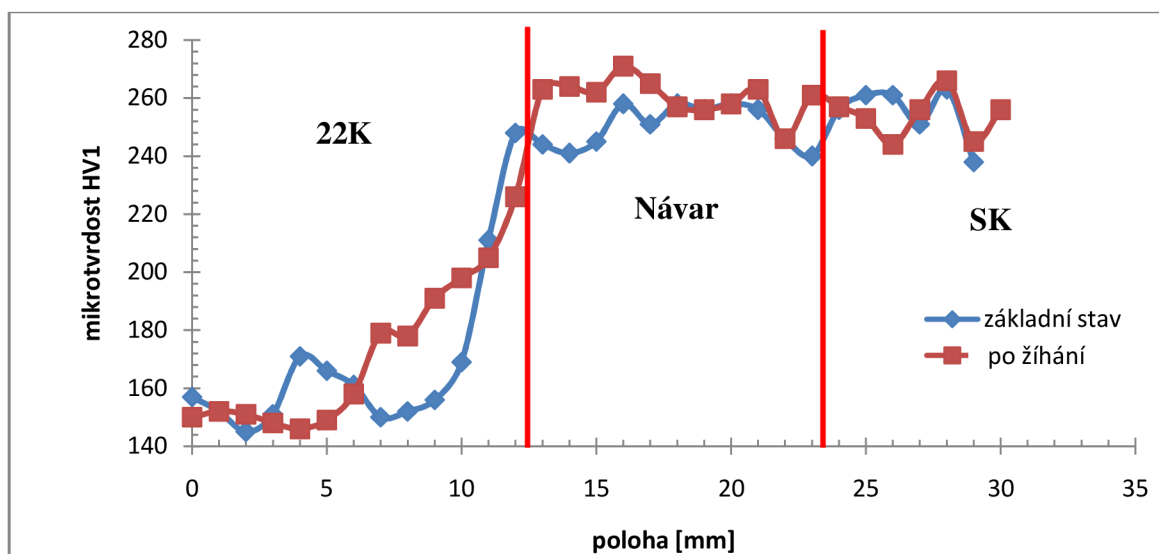
Obr. 38 Průběh mikrotvrdości - řada IV - kořenová část

5.2.3 Vliv dlouhodobého žihání na mikrotvrdość

Pro stanovení vlivu žihání na hodnoty mikrotvrdości byla vybrána střední část svarového spoje - viz schéma na obr. 39. V grafu na obr. 40 je znázorněna modrou barvou závislost mikrotvrdości na poloze indentoru pro vzorek ve výchozím stavu a červenou barvou pro vzorek po dlouhodobém žihání.



Obr. 39 - Místo měření na vzorku a) ve výchozím stavu b) po dlouhodobém žihání



Obr. 40 Srovnání mikrotvrdości u vzorku ve výchozím stavu a po dlouhodobém žihání

Z grafu na obr. 40 je patrné, že po dlouhodobém žihání došlo v tepelně ovlivněné oblasti a v oblasti návaru k mírnému nárůstu hodnot mikrotvrdości.

5.3 Mikrostruktura svarového spoje ve výchozím stavu

Tab. 41 Označení místa pro hodnocení mikrostruktury svarového spoje ve výchozím stavu

	Zvětšení	Základní materiál (ZM)	Tepelně ovlivněná oblast (TOO)	Návar	Svarový kov (SK)	vada
Lící strana	50x	Obr. 43	Obr. 45	Obr. 47	Obr. 49	
	500x, detail	Obr. 44	Obr. 46	Obr. 48	Obr. 50	
Střední část	50x	Obr. 51	Obr. 53	Obr. 55	Obr. 57	
	500x, detail	Obr. 52	Obr. 54	Obr. 56	Obr. 58	
Kořenová část	50x	Obr. 59	Obr. 61	Obr. 63	Obr. 65	Obr. 68
	500x, detail	Obr. 60	Obr. 62	Obr. 64	Obr. 66	



Obr. 41 Místa pozorovaných mikrostruktur na svarovém spoji

K odhadu struktury návaru a svarového kovu je možné použít Schaefflerův diagram (viz kapitola 2.1.1). Pro materiál návaru je postup následovný:

Jako první je nutné spočítat chromový ekvivalent podle rovnice (2).

$$Cr_e = \%Cr + \%Mo + 1.5\%Si + 0,5\%Nb$$

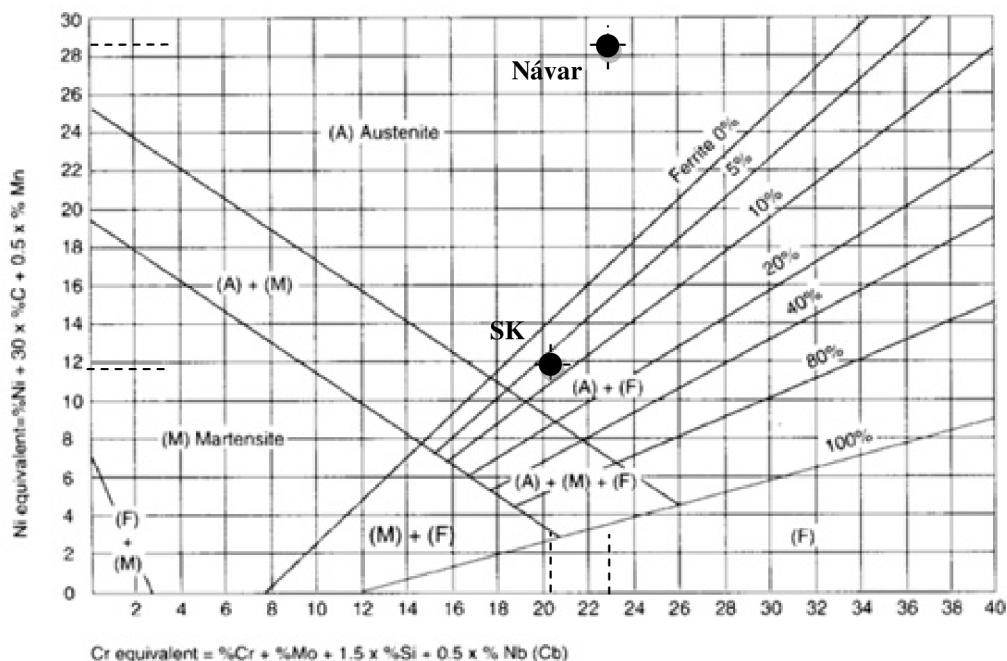
$$Cr_e = 16,2 + 5,8 + 1.5 \cdot 0,51 = 22,77$$

Druhým krokem je výpočet niklového ekvivalentu dle rovnice (3).

$$Ni_e = \%Ni + 30\%C + 0,5\%Mn$$

$$Ni_e = 24,5 + 30 \cdot 0,1 + 0,5 \cdot 1,86 = 28,43$$

Posledním krokem je vynesení hodnot do Schaefflerova diagramu (obr. 42). Postup odhadu je stejný i pro materiál svarového kovu (SK).

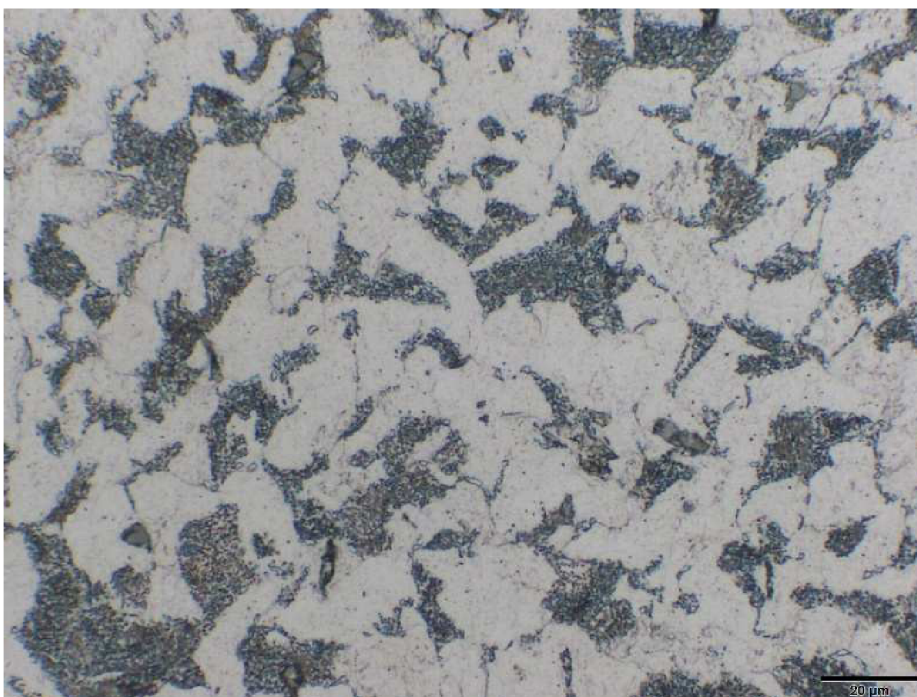


Obr. 42 Odhad struktur v Schaefflerově diagramu

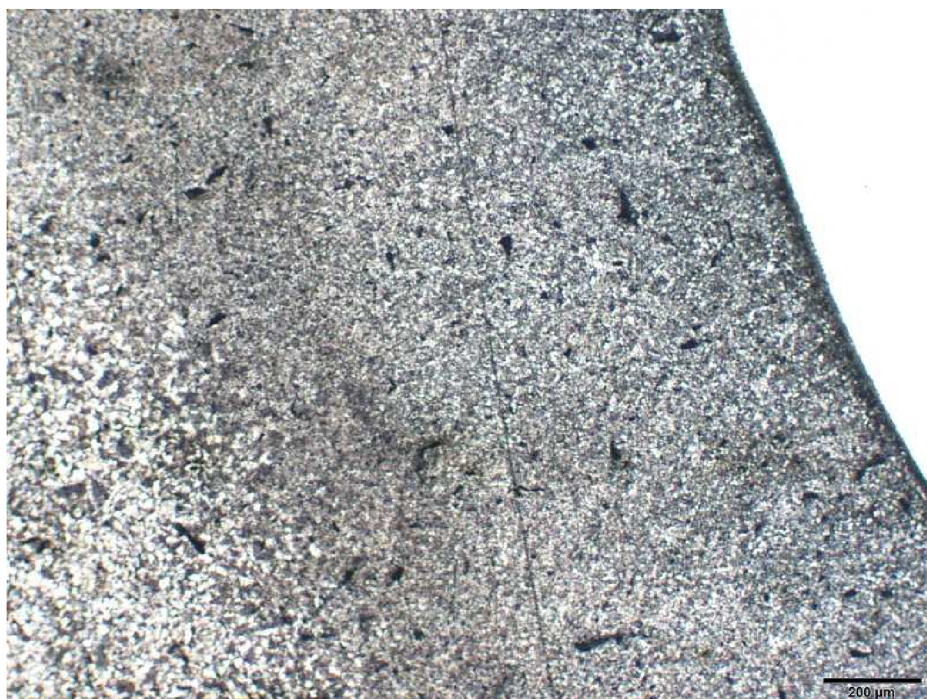
5.3.1 Lící strana - výchozí stav



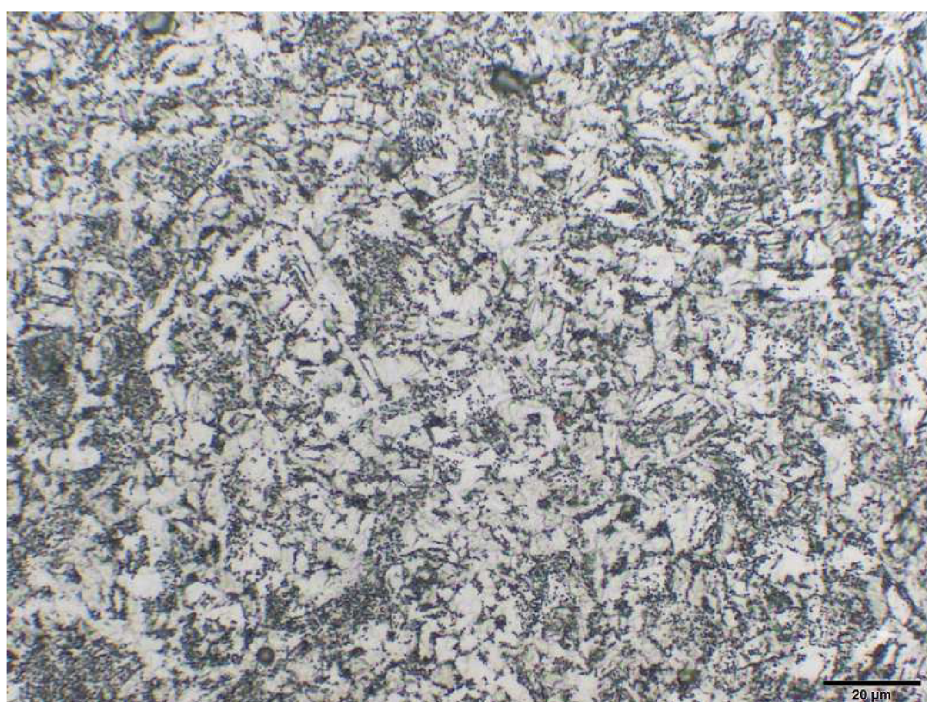
Obr. 43 Mikrostruktura základního materiálu v lící oblasti svaru



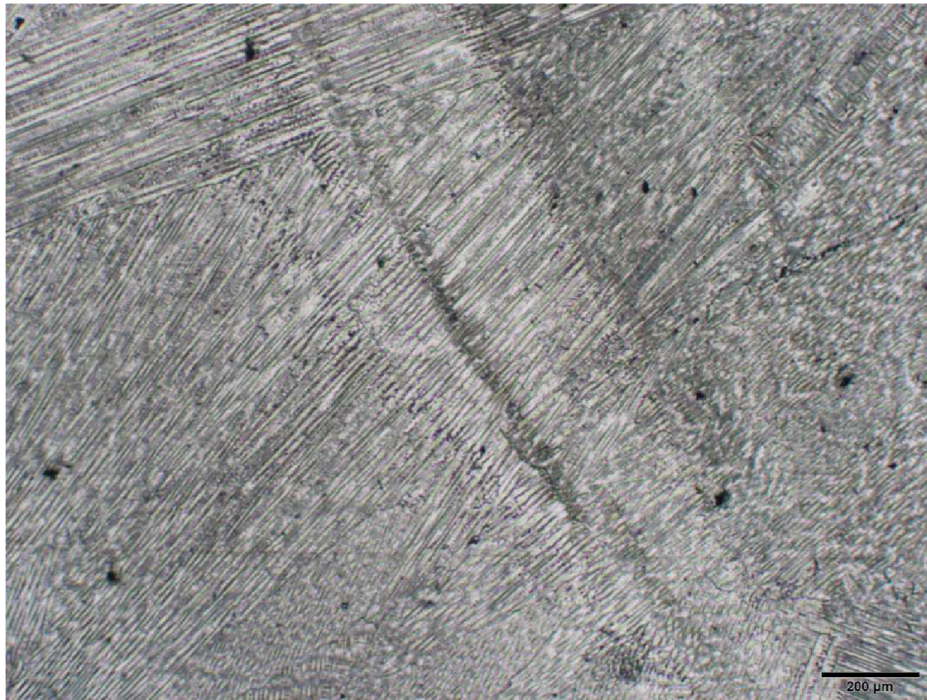
Obr. 44 Mikrostruktura základního materiálu v lící oblasti svaru, detail



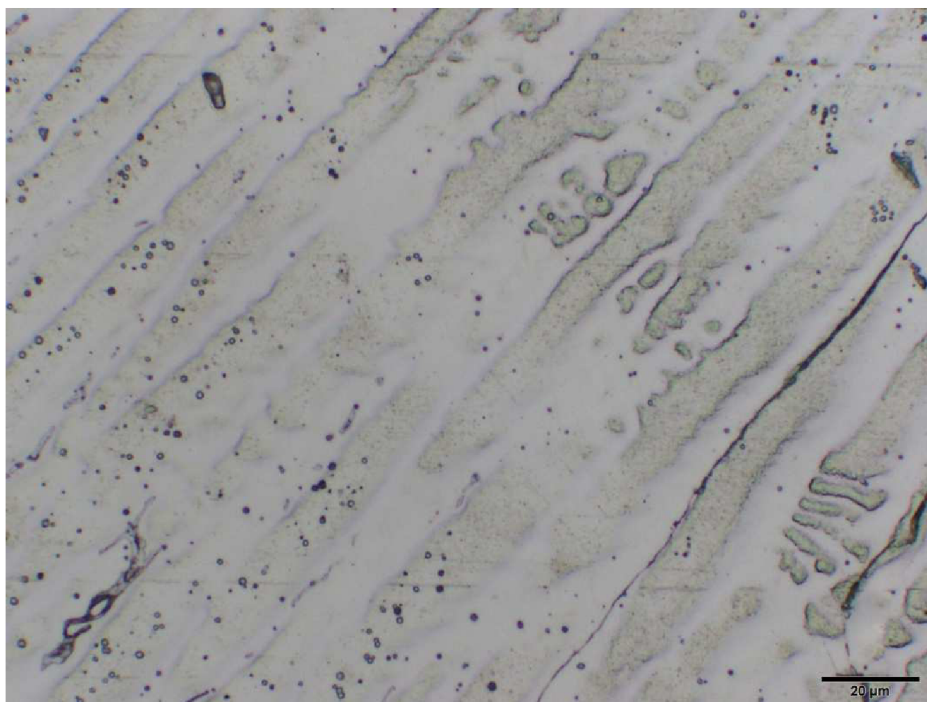
Obr. 45 Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti v lící oblasti svaru



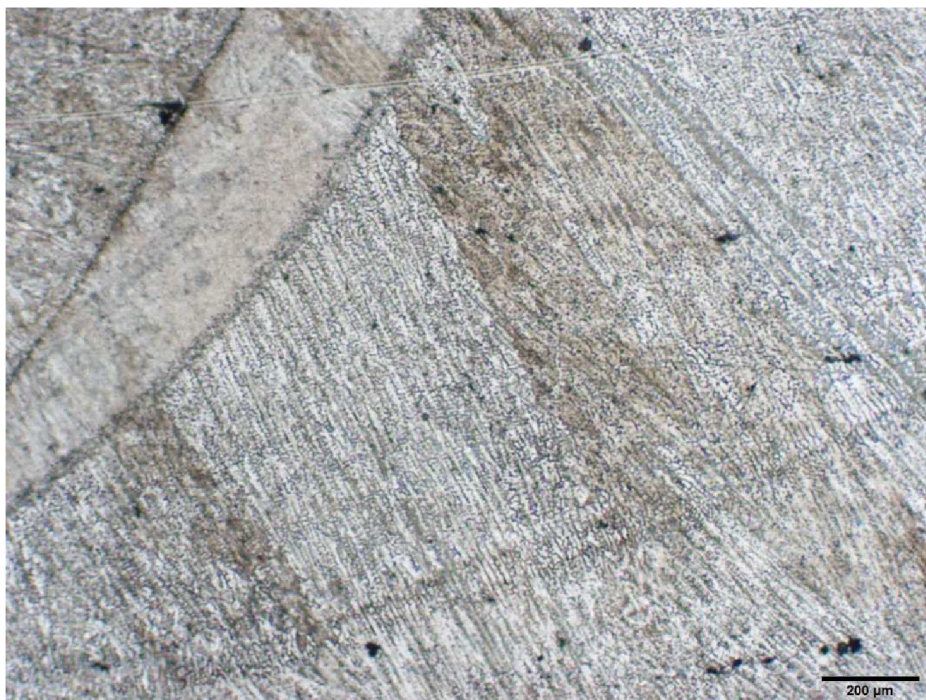
Obr. 46 Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti v lící oblasti svaru, detail



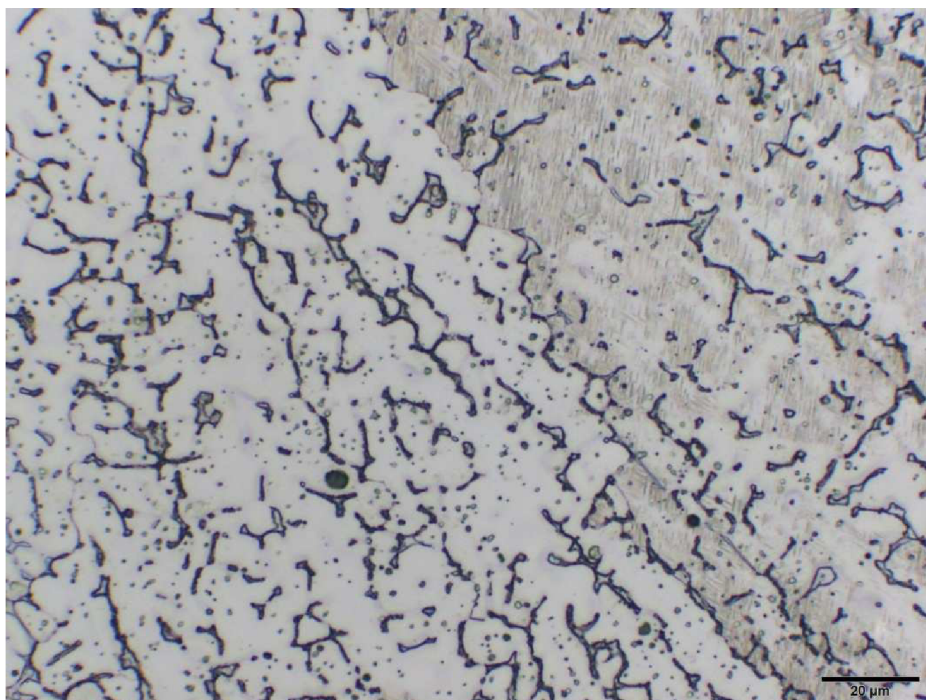
Obr. 47 Mikrostruktura návaru v lící oblasti svaru



Obr. 48 Mikrostruktura návaru v lící oblasti svaru, detail

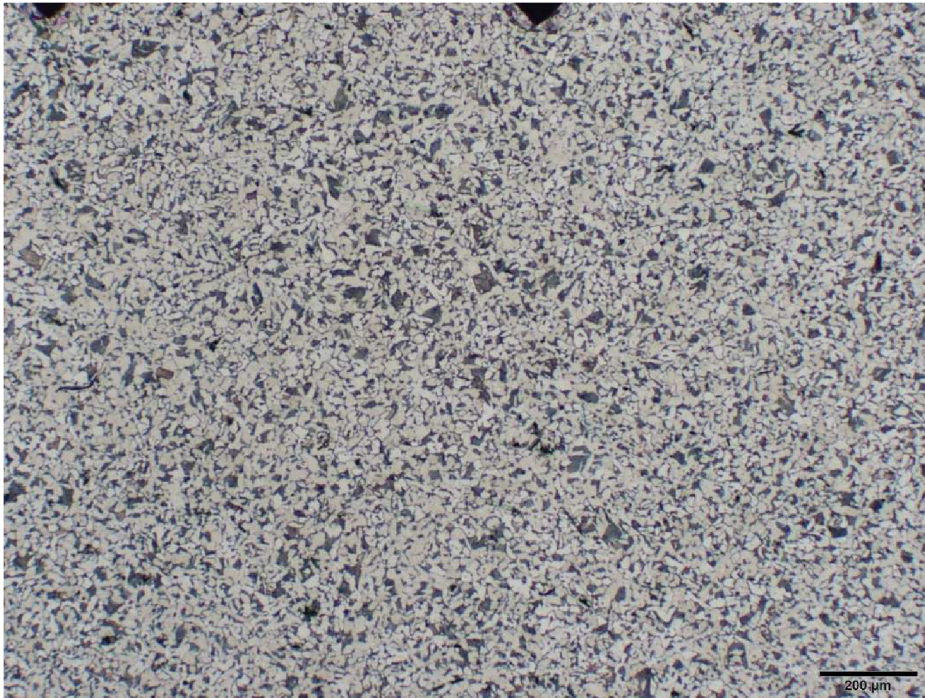


Obr. 49 Mikrostruktura svarového kovu v lící oblasti svaru

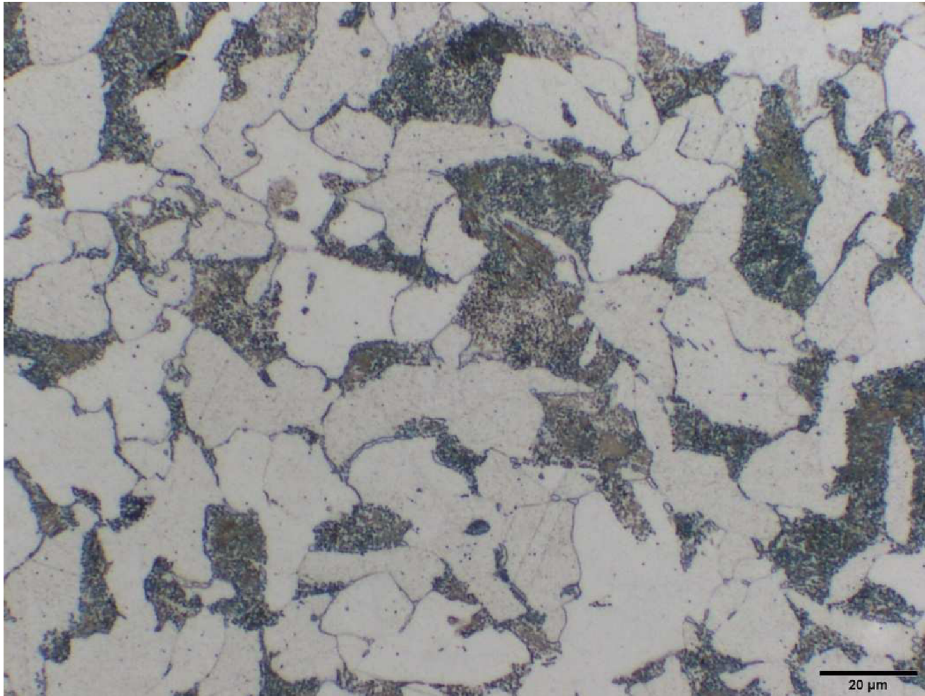


Obr. 50 Mikrostruktura svarového kovu v lící oblasti svaru, detail

5.3.2 Střední část - výchozí stav



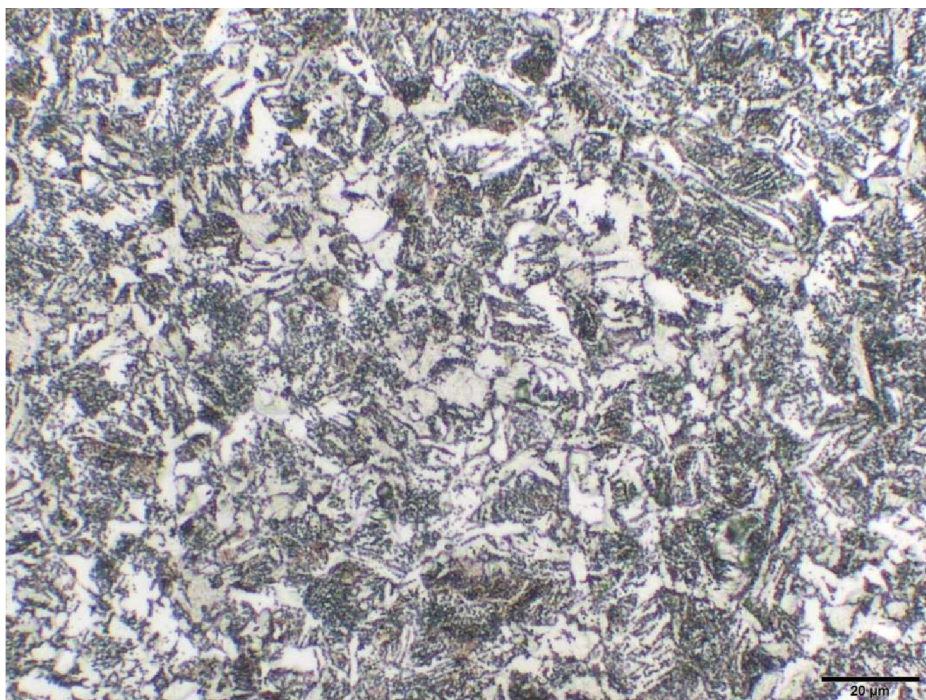
Obr. 51 Mikrostruktura základního materiálu ve střední části svaru



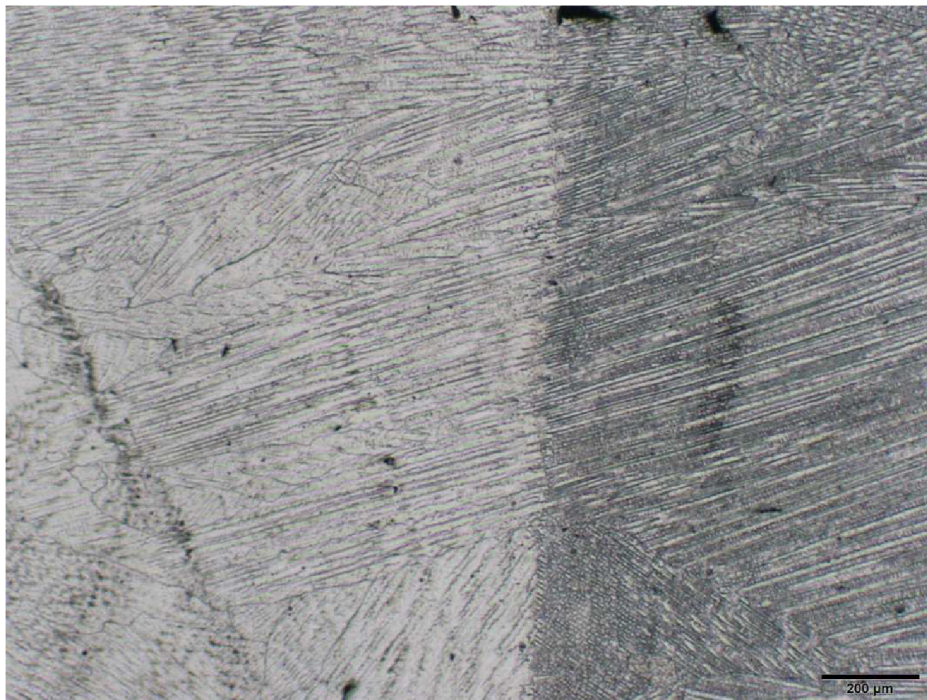
Obr. 52 Mikrostruktura základního materiálu ve střední části svaru, detail



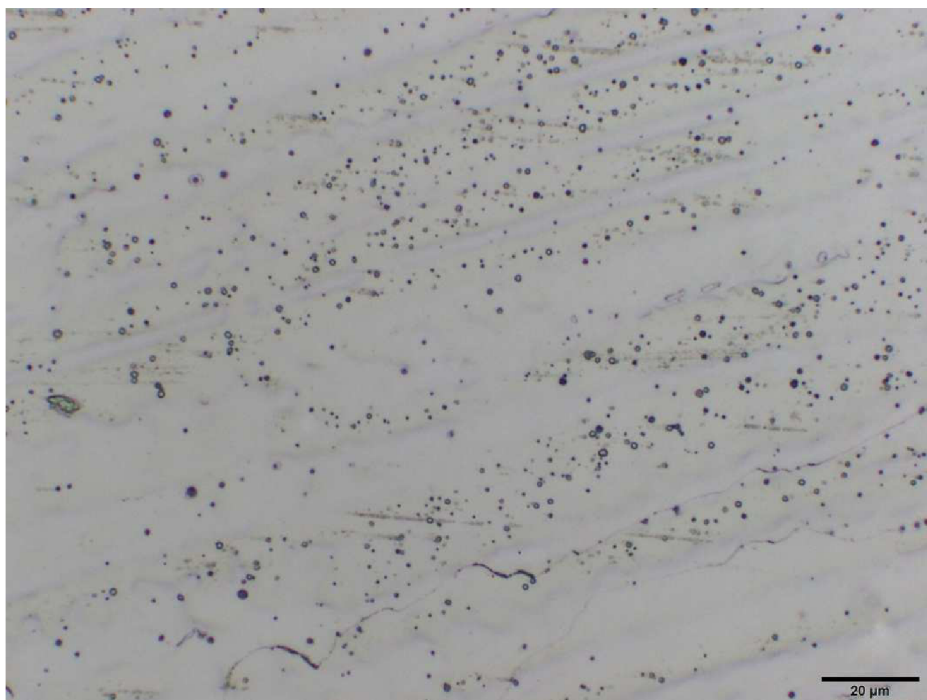
Obr. 53 Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti ve střední části svaru



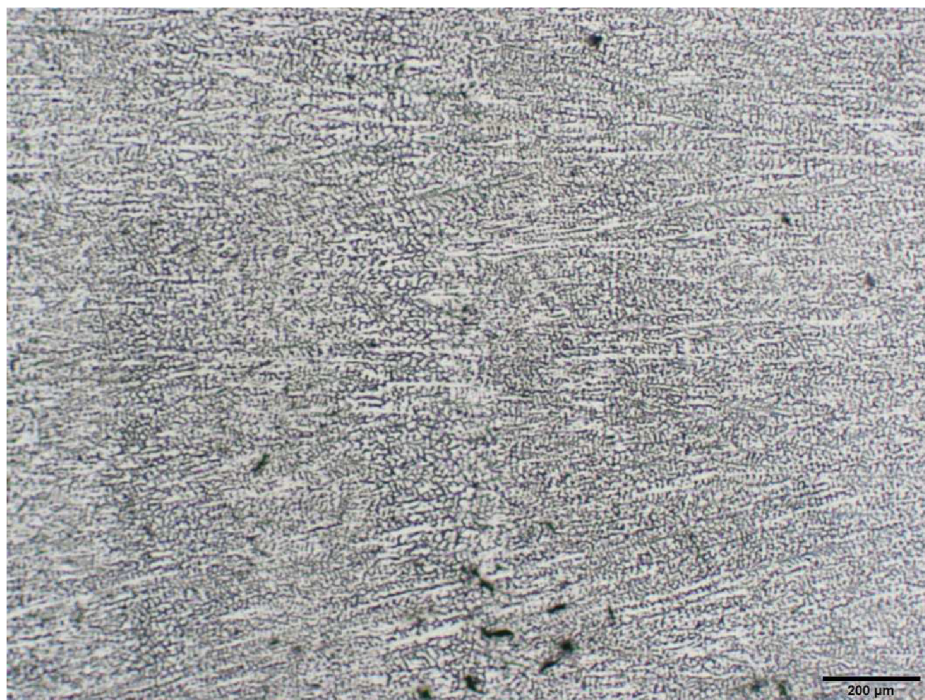
Obr. 54 Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti ve střední části svaru, detail



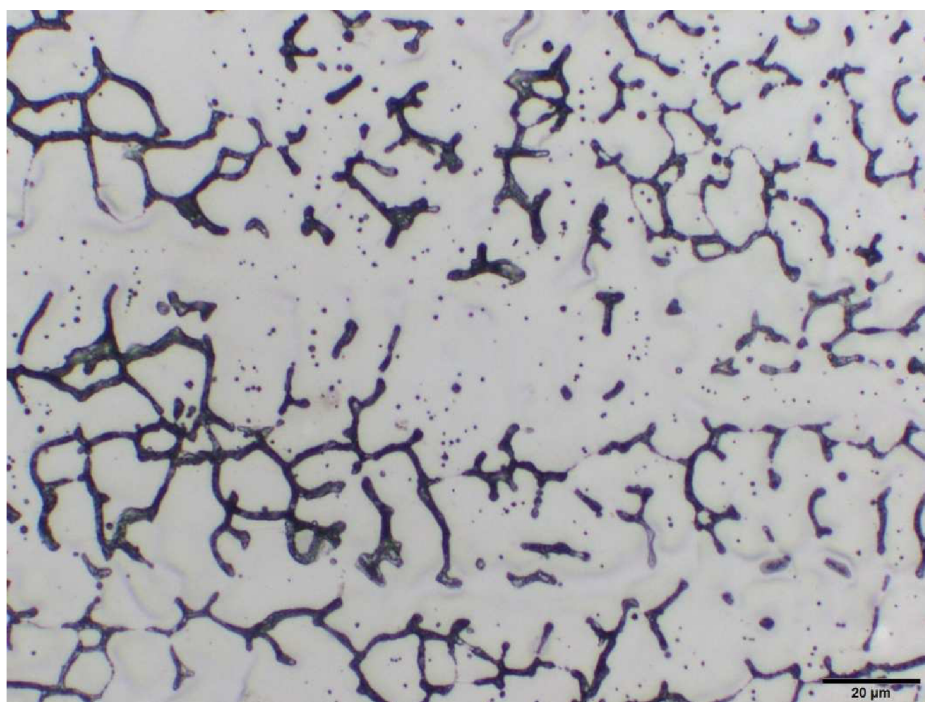
Obr. 55 Mikrostruktura návaru ve střední části svaru



Obr. 56 Mikrostruktura návaru ve střední části svaru, detail

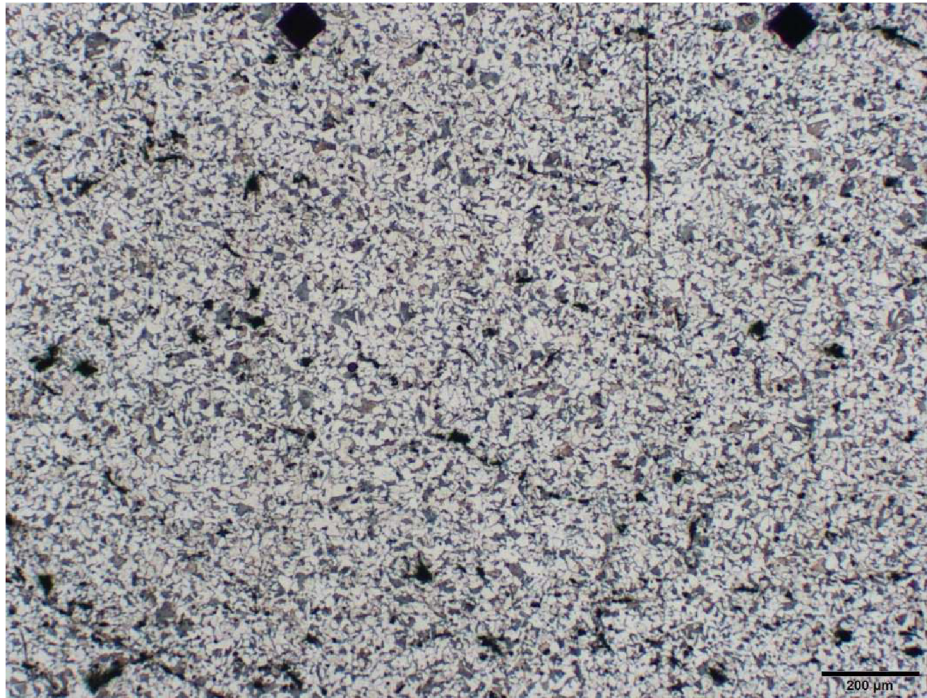


Obr. 57 Mikrostruktura svarového kovu ve střední části svaru

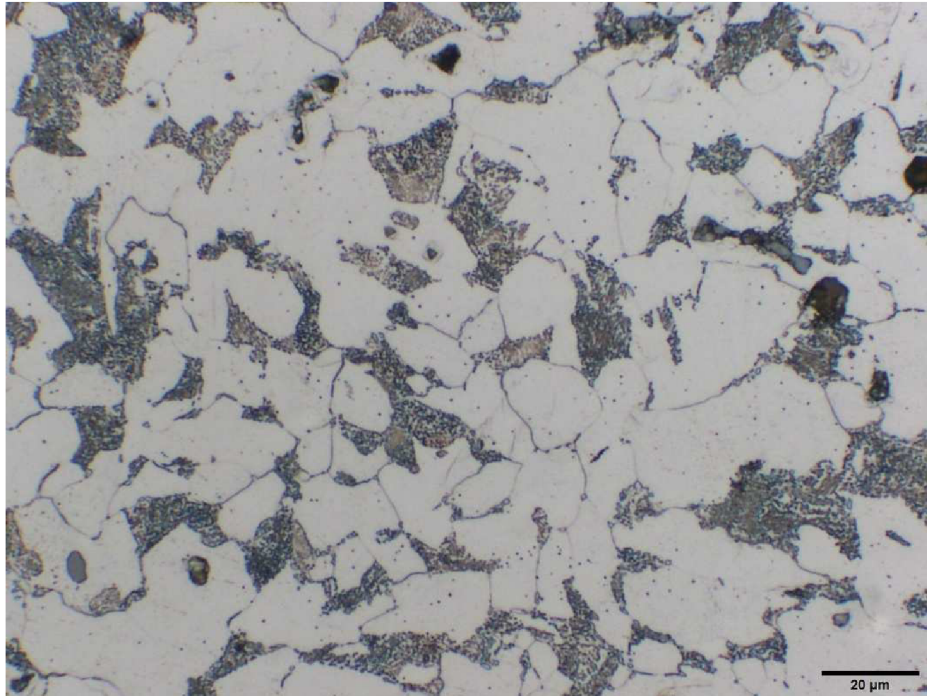


Obr. 58 Mikrostruktura svarového kovu ve střední části svaru, detail

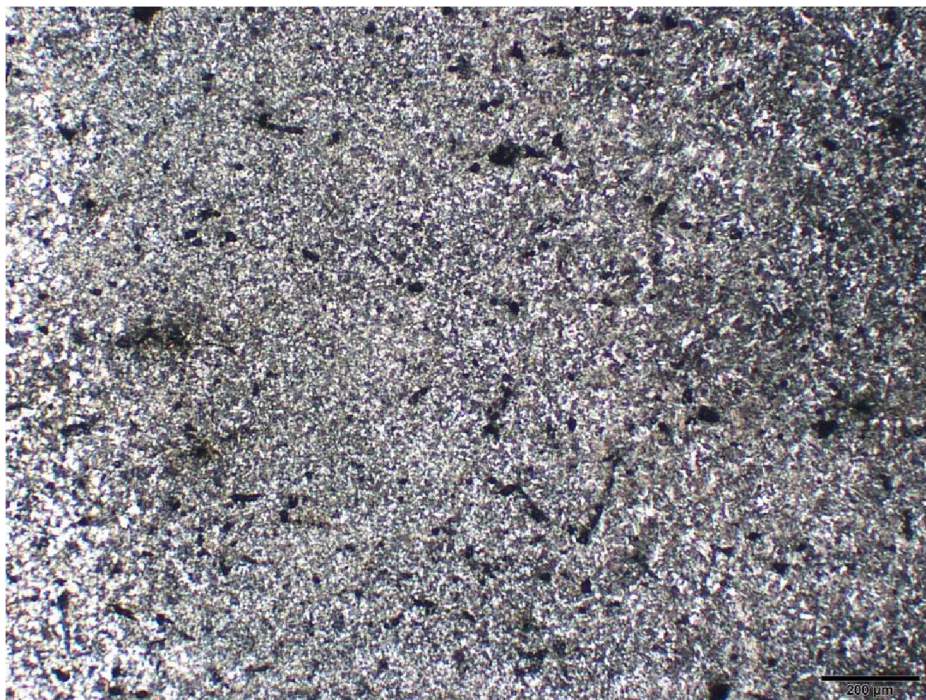
5.3.3 Kořenová část - výchozí stav



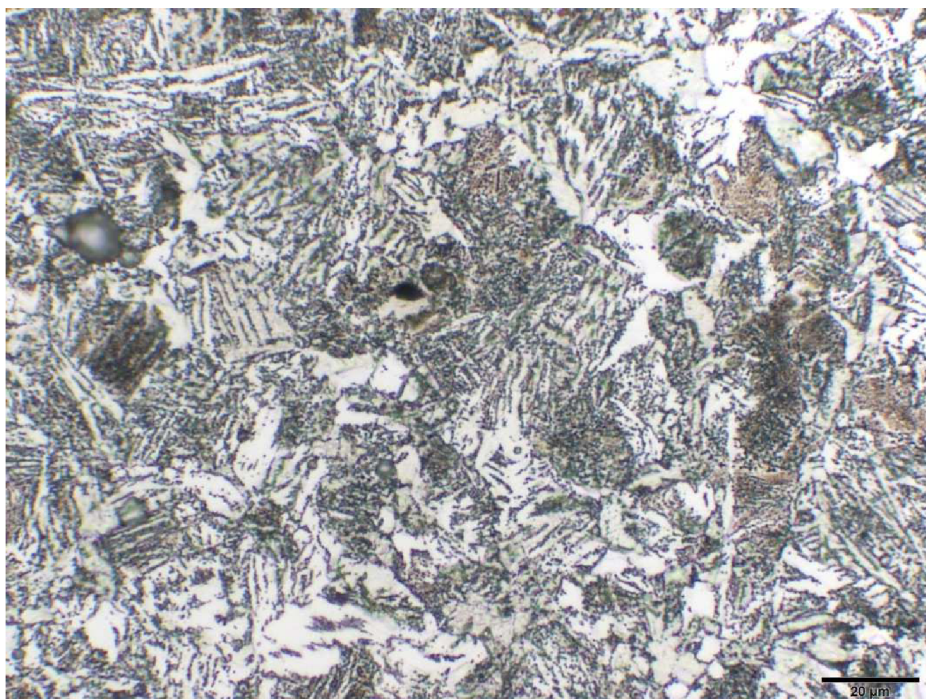
Obr. 59 Mikrostruktura základního materiálu v kořenové části svaru



Obr. 60 Mikrostruktura základního materiálu v kořenové části svaru, detail



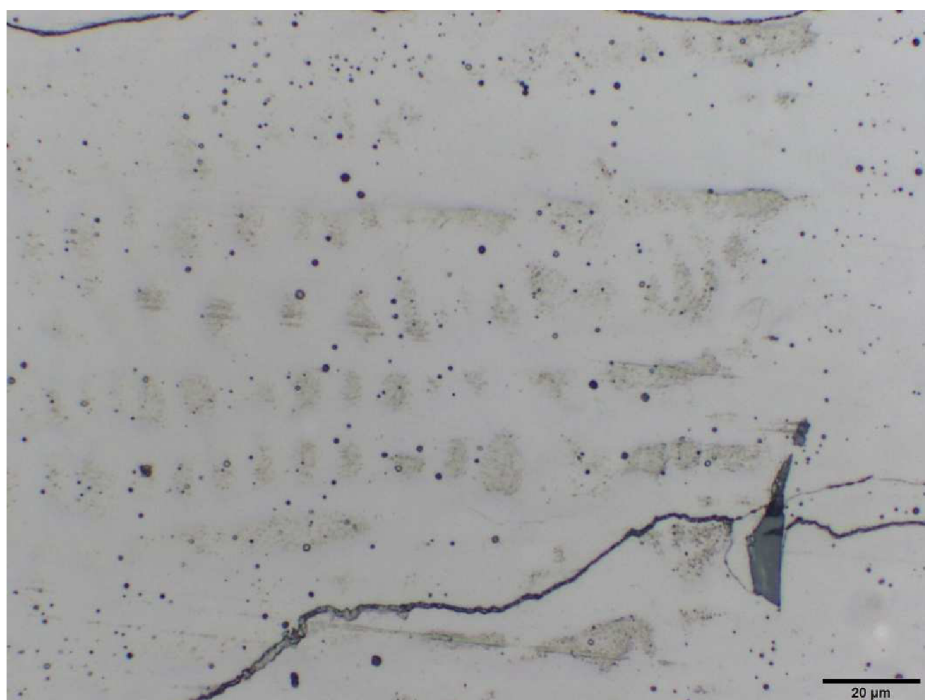
Obr. 61 Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti v kořenové části svaru



Obr. 62 Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti v kořenové části svaru, detail



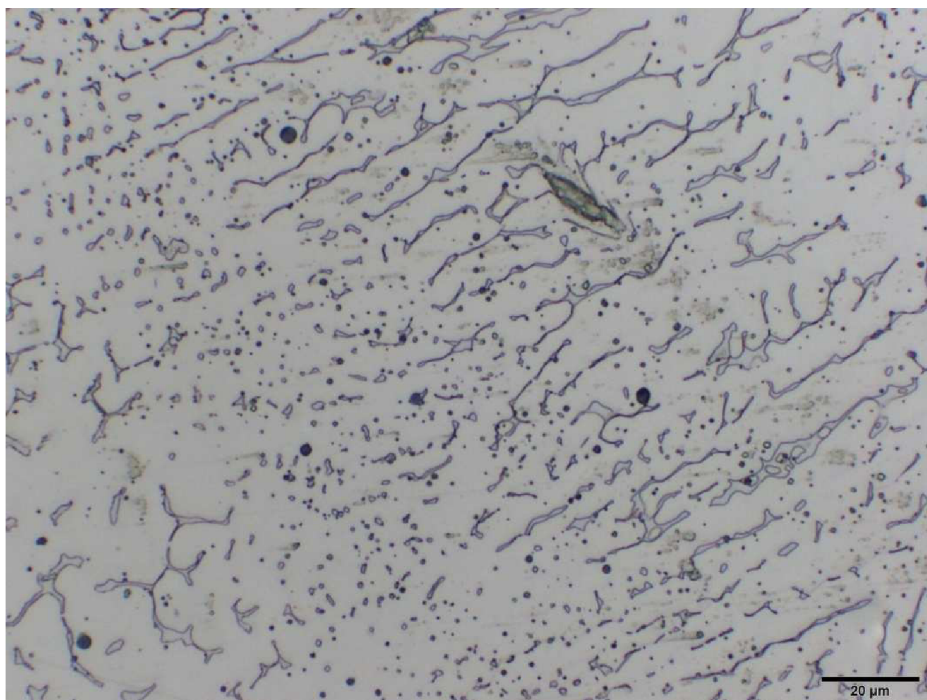
Obr. 63 Mikrostruktura návaru v kořenové části svaru



Obr. 64 Mikrostruktura návaru v kořenové části svaru, detail



Obr. 65 Mikrostruktura svarového kovu v kořenové části svaru



Obr. 66 Mikrostruktura svarového kovu v kořenové části svaru, detail

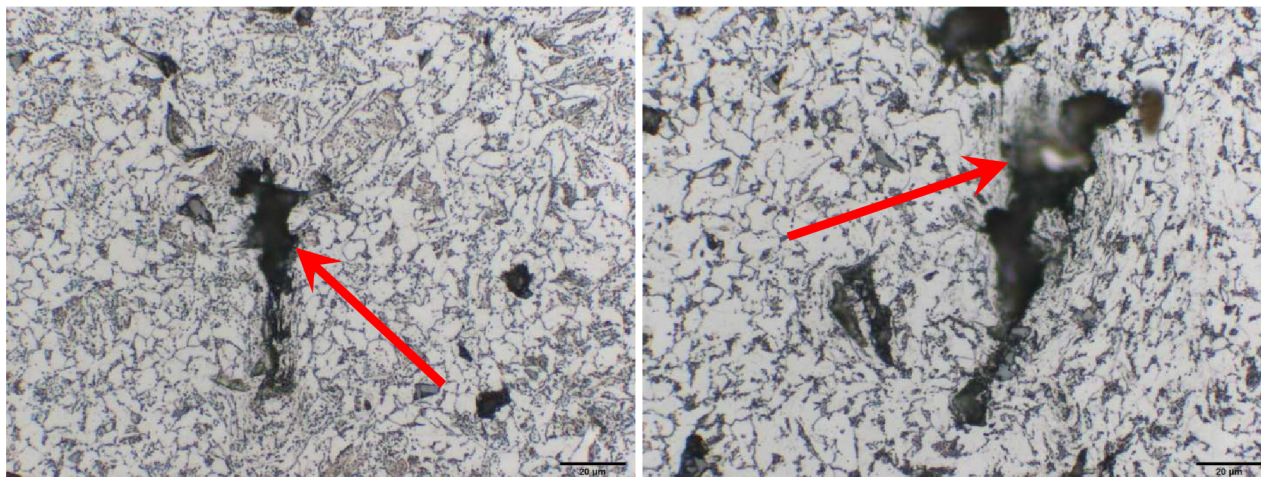
5.3.4 Vada - výchozí stav

Po vyleštění vzorku svarového spoje bylo možno identifikovat vadu na rozhraní svarový kov - austenitická ocel (obr. 67), velikost vady byla přibližně 0,2 x 1 mm.



Obr. 67 vada na rozhraní svarový kov - austenit

Následně po naleptání vzorku bylo pomocí světelného mikroskopu pozorováno velké množství vad v podnávarové oblasti v místě základního materiálu (ocel 22K) – viz obr. 68 a), b), které jsou označeny červenou šipkou, velikost vad se pohybovala přibližně okolo 100 μm.



Obr. 68 a), b) vady v kořenové části svaru

Na svarovém spoji ve výchozím stavu byly na lící straně, ve středové části a v kořenové části pozorovány mikrostruktury základního materiálu (ocel 22K), tepelně ovlivněné oblasti, návaru a svarového kovu, které se v jednotlivých polohách (tj. v lící straně, střední části a kořenové části) mezi sebou lišily jen velmi nepatrně.

Základní materiál (22K):

V základním materiálu na lící straně, střední části a kořenové části byla pozorována feriticko-perlitická struktura (viz obr. 43, 44, 51, 52, 59 a 60). Hodnoty mikrotvrlosti se v těchto oblastech pohybovaly okolo 170 HV 1.

Tepelně ovlivněná oblast (TOO):

V tepelně ovlivněné oblasti na lící straně, střední části a kořenové části se nacházela feriticko-cementitická směs s velkým podílem bainitu (viz obr. 45, 46, 53, 54, 61 a 62).

Návar:

V oblasti návaru byla pozorována austenitická struktura s dendritickou morfologií (viz obr. 47, 48, 55, 56, 63 a 64). Orientace hlavních os dendritů odpovídala směru největšího odvodu tepla z místa svarového spoje. Hodnoty mikrotvrlosti v oblasti návaru ve všech pozorovaných částech (tj. v lící straně, střední části a kořenové části) byly průměrně 240 HV 1. Pozorované mikrostruktury v této části svarového spoje byly v souladu s výpočtem dle Schäfflerova diagramu – viz obr. 42.

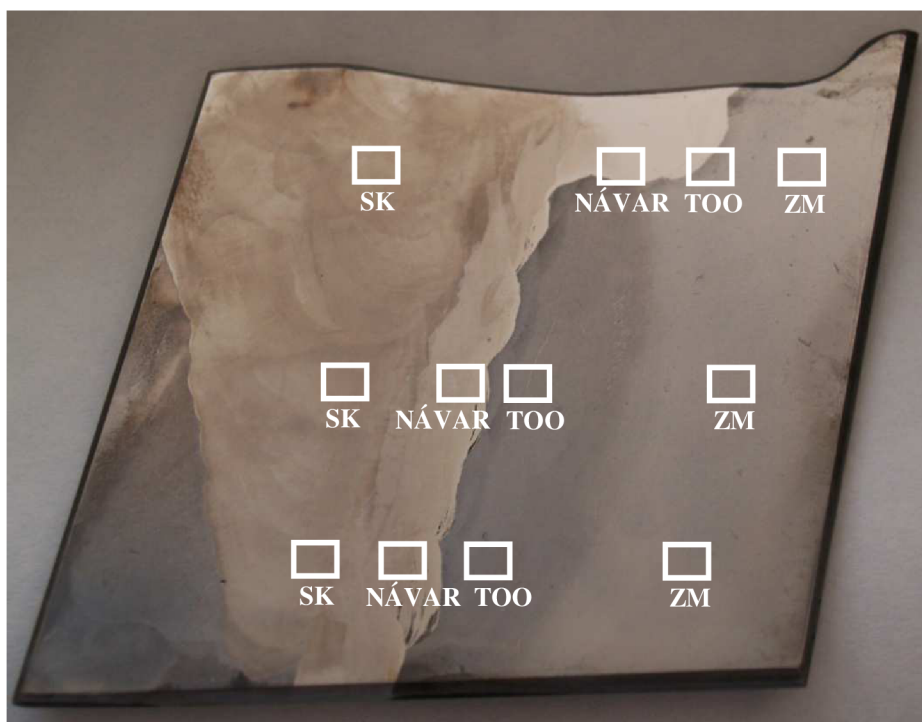
Svarový kov:

Ve svarovém kovu se nacházela austenitická struktura s menším podílem δ feritu (viz obr. 49, 50, 57, 58, 65 a 66), což bylo opět ve shodě se Schäfflerovým diagramem (obr. 42). Mikrotvrdot se v této oblasti pohybovala okolo 245 HV 1.

5.4 Mikrostruktura svarového spoje po dlouhodobém žhání

Tab. 42 Označení místa pro hodnocení mikrostruktury svarového spoje po dlouhodobém žhání

	Zvětšení	Základní materiál (ZM)	Tepelně ovlivněná oblast (TOO)	Návar	Svarový kov (SK)	vada
Lící strana	50x	Obr. 70	Obr. 72	Obr. 74	Obr. 76	
	500x, detail	Obr. 71	Obr. 73	Obr. 75	Obr. 77	
Střední část	50x	Obr. 78	Obr. 80	Obr. 82	Obr. 84	Obr. 94
	500x, detail	Obr. 79	Obr. 81	Obr. 83	Obr. 85	
Kořenová část	50x	Obr. 86	Obr. 88	Obr. 90	Obr. 92	
	500x, detail	Obr. 87	Obr. 89	Obr. 91	Obr. 93	

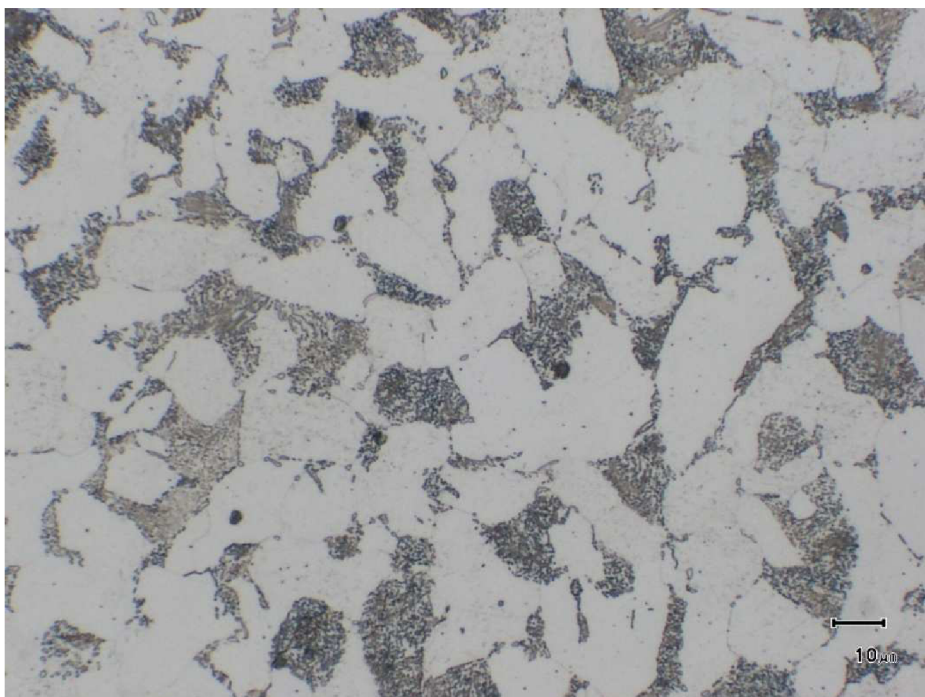


Obr. 69 Místa pozorovaných mikrostruktur na svarovém spoji

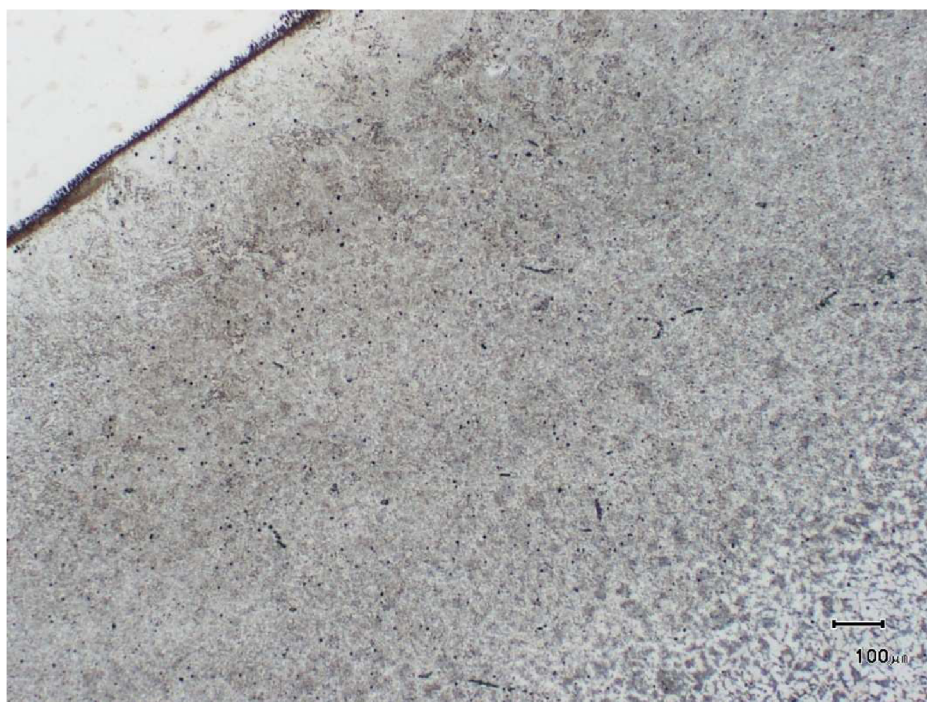
5.4.1 Lící strana - po žihání



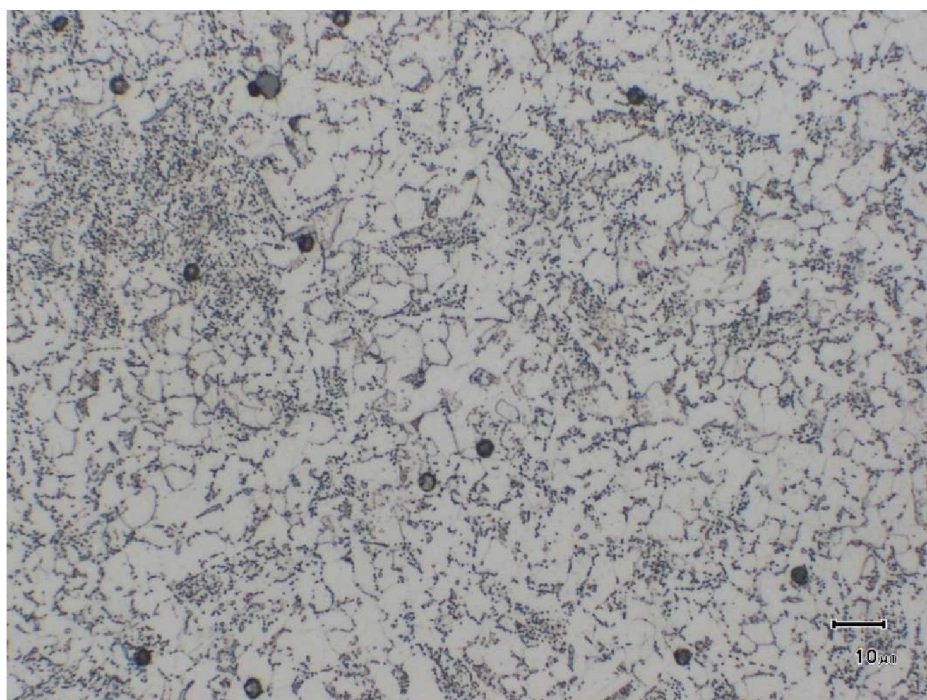
Obr. 70 Mikrostruktura základního materiálu v lící oblasti svaru



Obr. 71 Mikrostruktura základního materiálu v lící oblasti svaru, detail



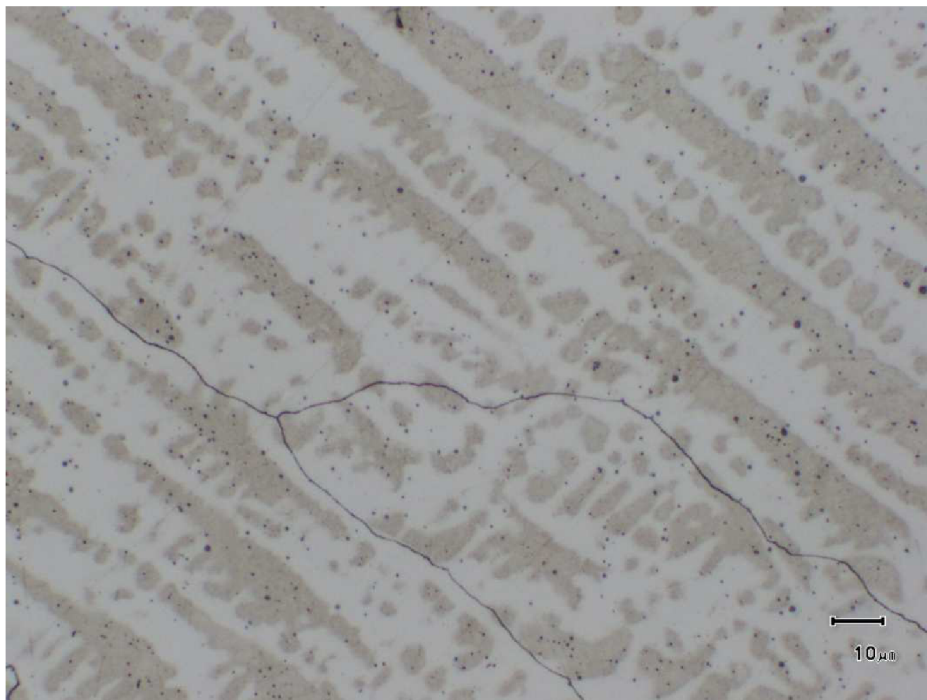
Obr. 72 Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti v lícni oblasti svaru



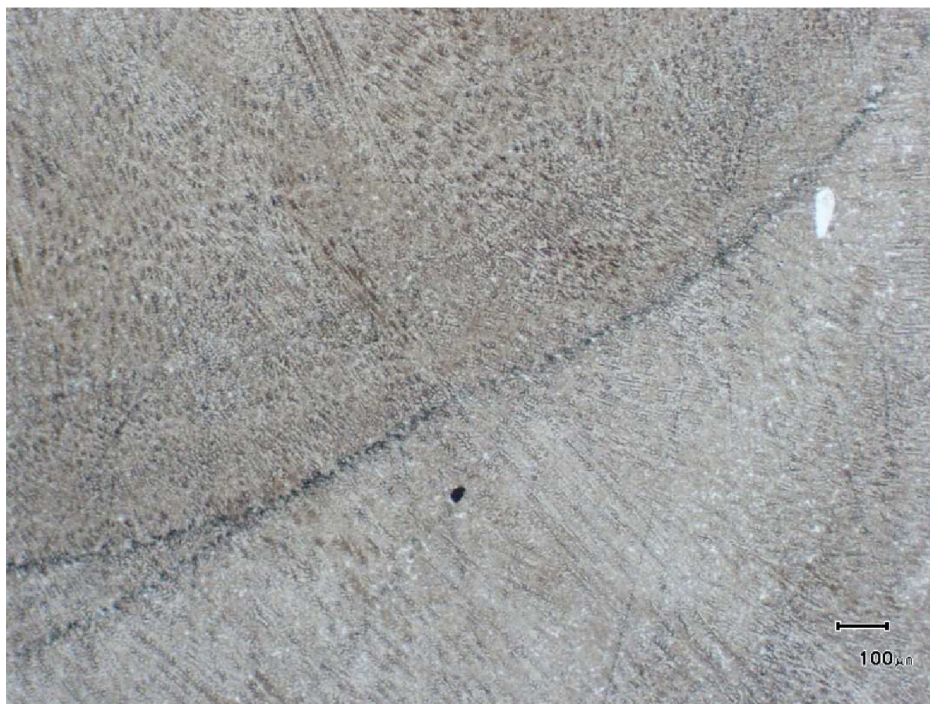
Obr. 73 Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti v lícni oblasti svaru, detail



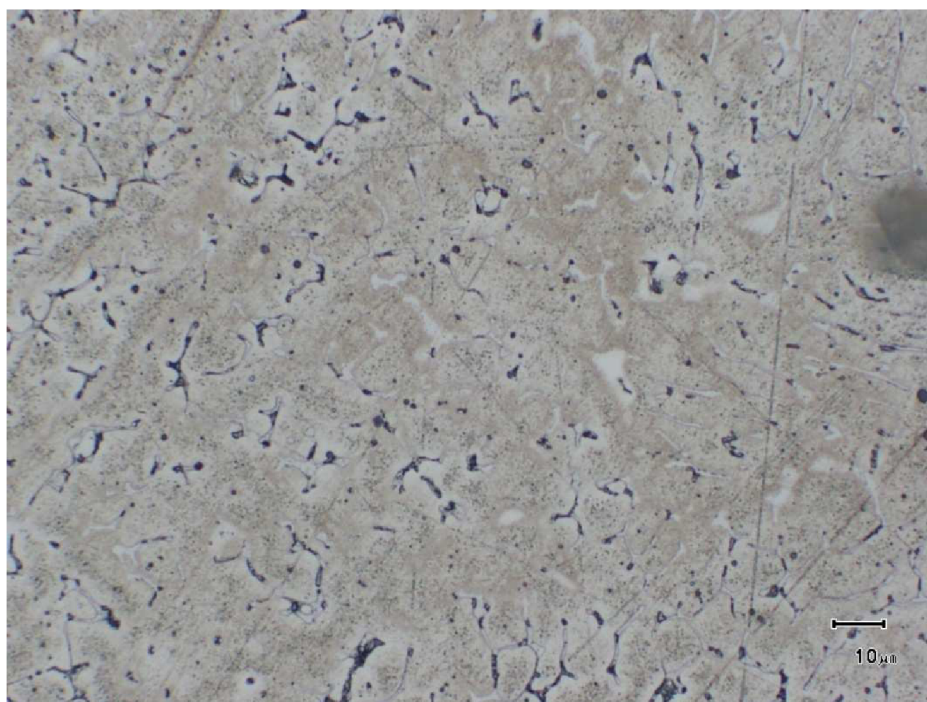
Obr. 74 Mikrostruktura návaru v lící oblasti svaru



Obr. 75 Mikrostruktura návaru v lící oblasti svaru, detail



Obr. 76 Mikrostruktura svarového kovu v lící oblasti svaru

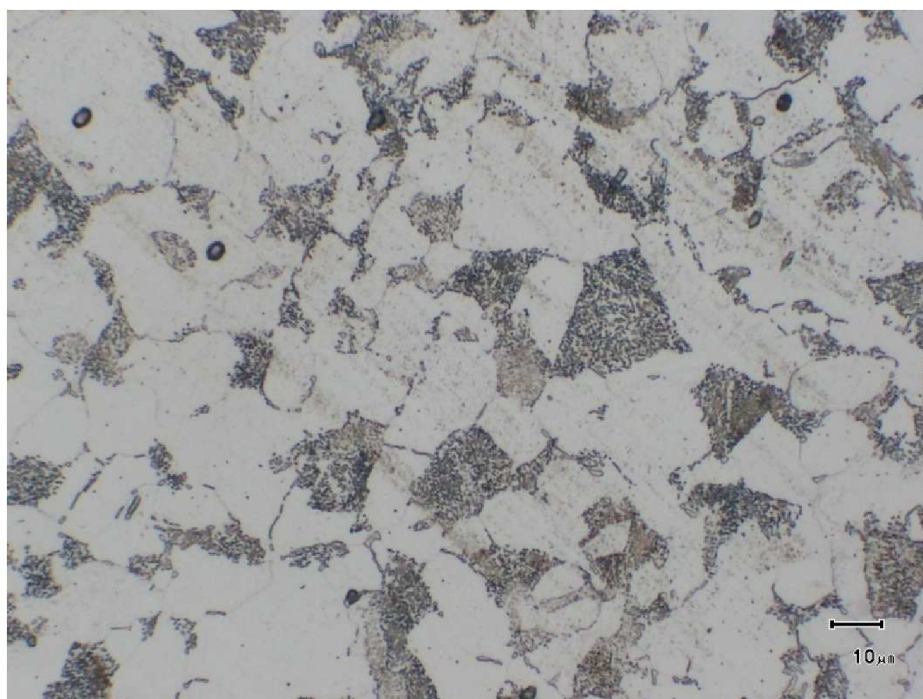


Obr. 77 Mikrostruktura svarového kovu v lící oblasti svaru, detail

5.4.2 Střední část - po žhání



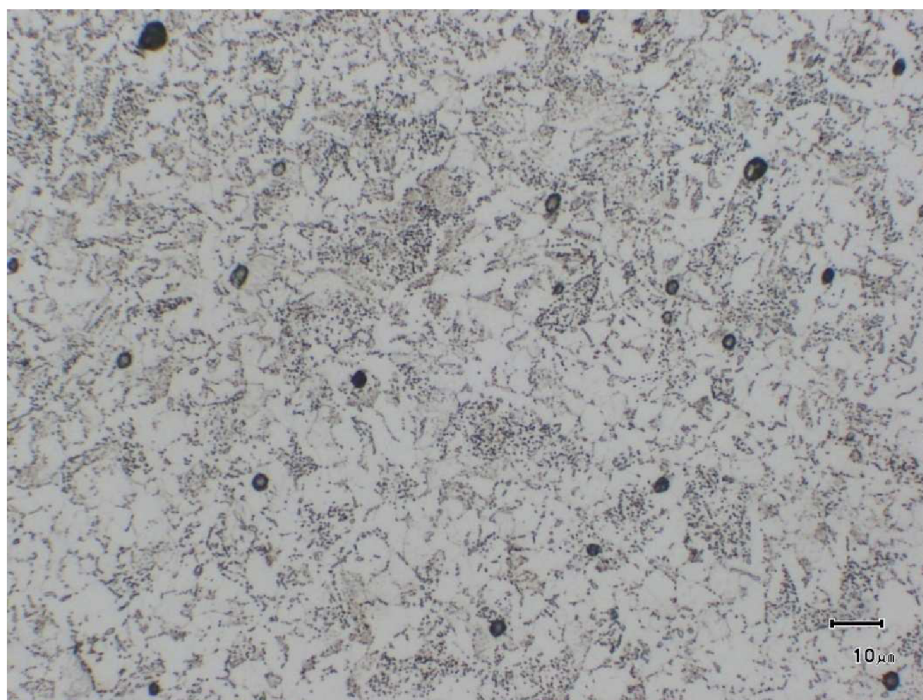
Obr. 78 Mikrostruktura základního materiálu ve střední části svaru



Obr. 79 Mikrostruktura základního materiálu ve střední části svaru, detail



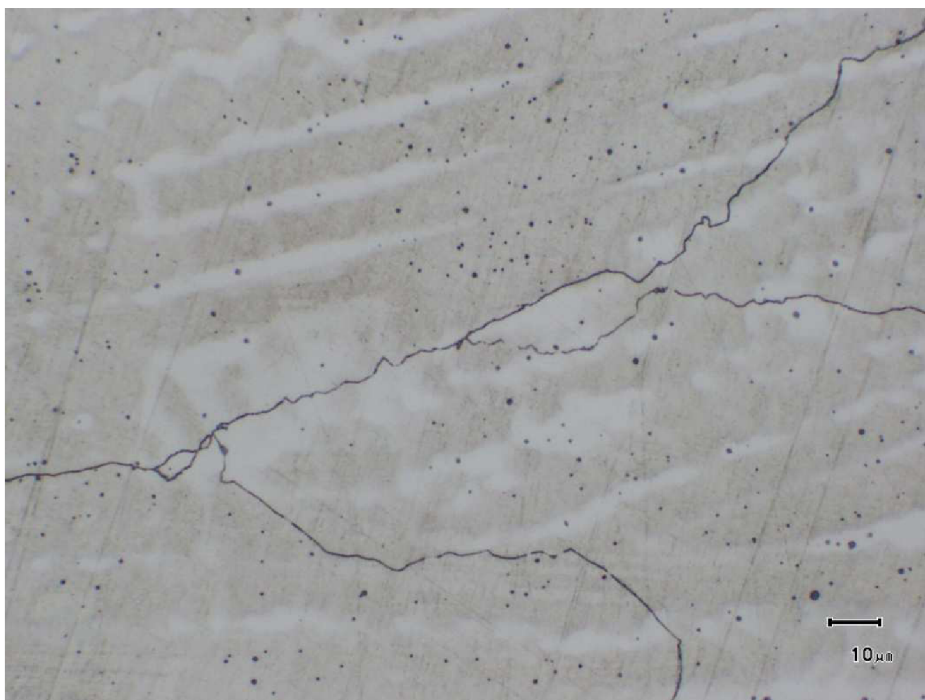
Obr. 80 Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti ve střední části svaru



Obr. 81 Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti ve střední části svaru, detail



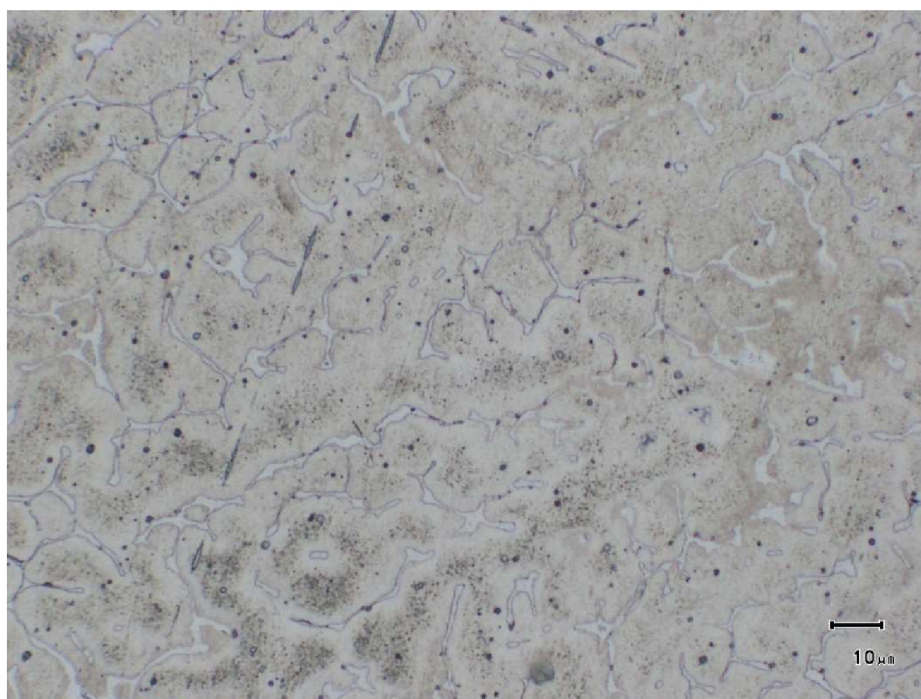
Obr. 82 Mikrostruktura návaru ve střední části svaru



Obr. 83 Mikrostruktura návaru ve střední části svaru, detail



Obr. 84 Mikrostruktura svarového kovu ve střední části svaru



Obr. 85 Mikrostruktura svarového kovu ve střední části svaru, detail

5.4.3 Kořenová část - po žhání



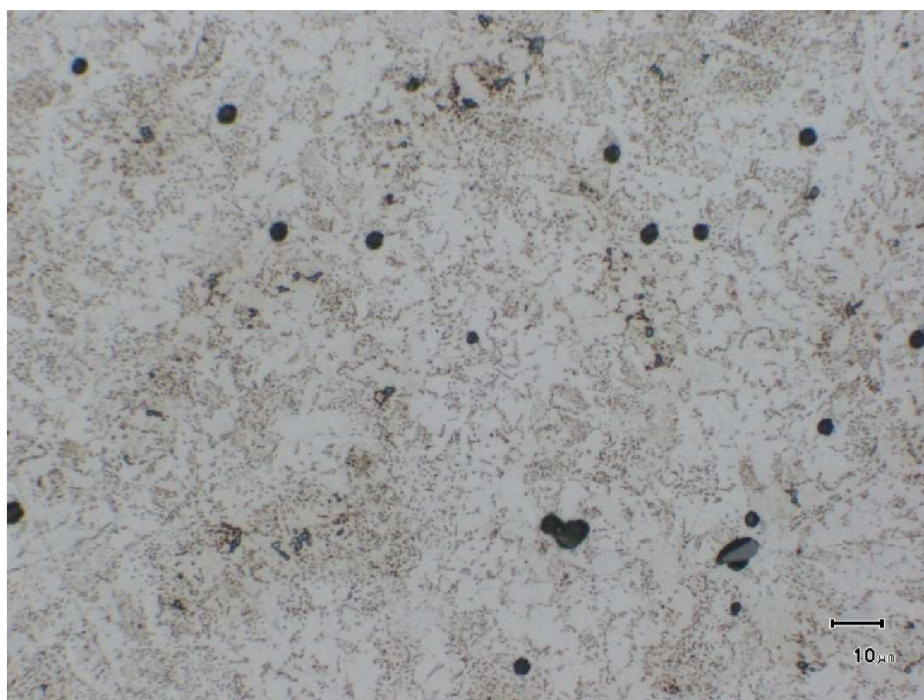
Obr. 86 Mikrostruktura základního materiálu v kořenové části svaru



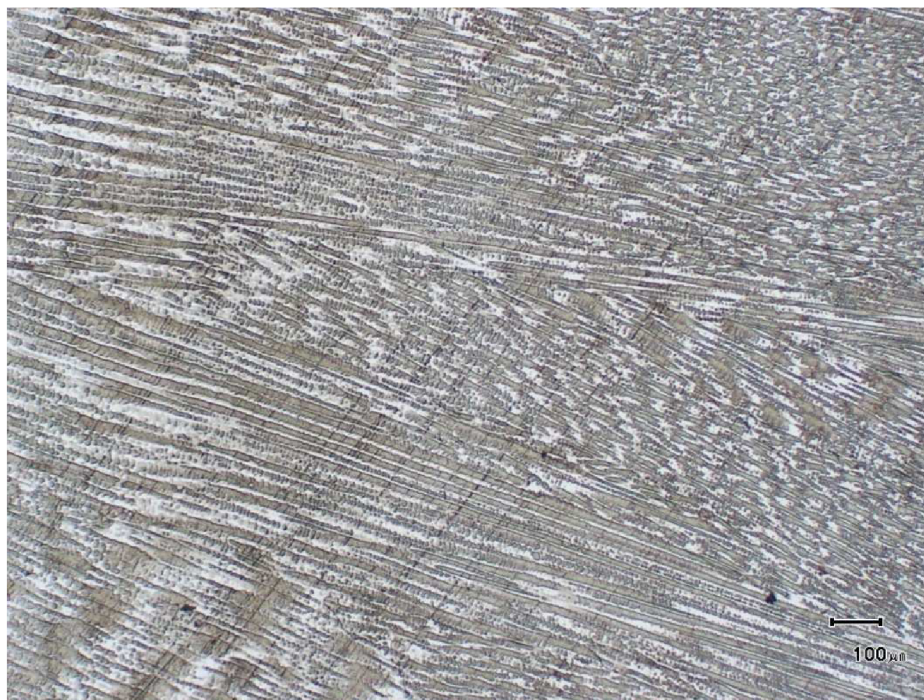
Obr. 87 Mikrostruktura základního materiálu v kořenové části svaru, detail



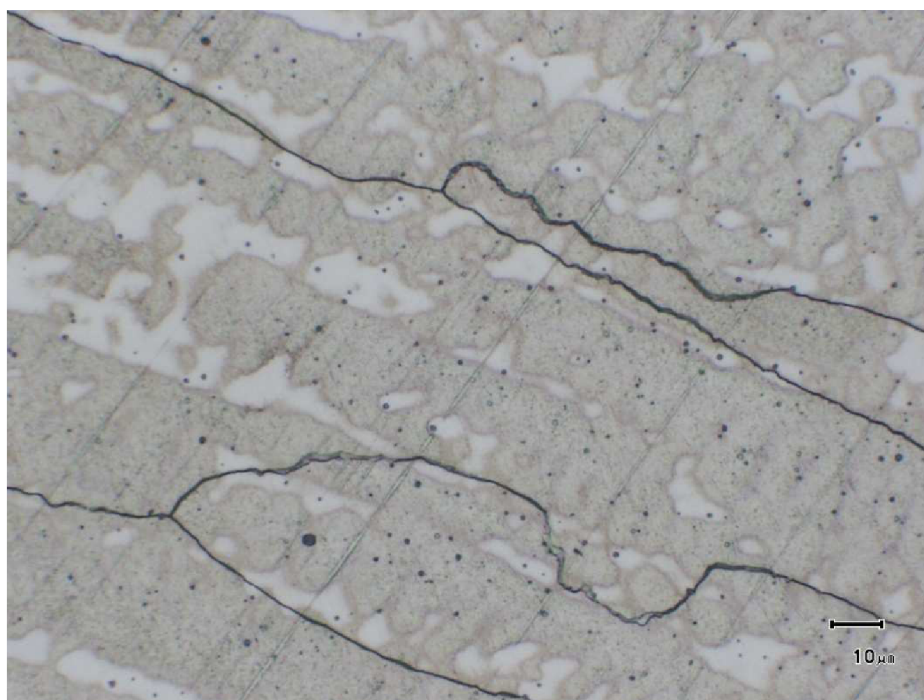
Obr. 88 Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti v kořenové části svaru



Obr. 89 Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti v kořenové části svaru, detail



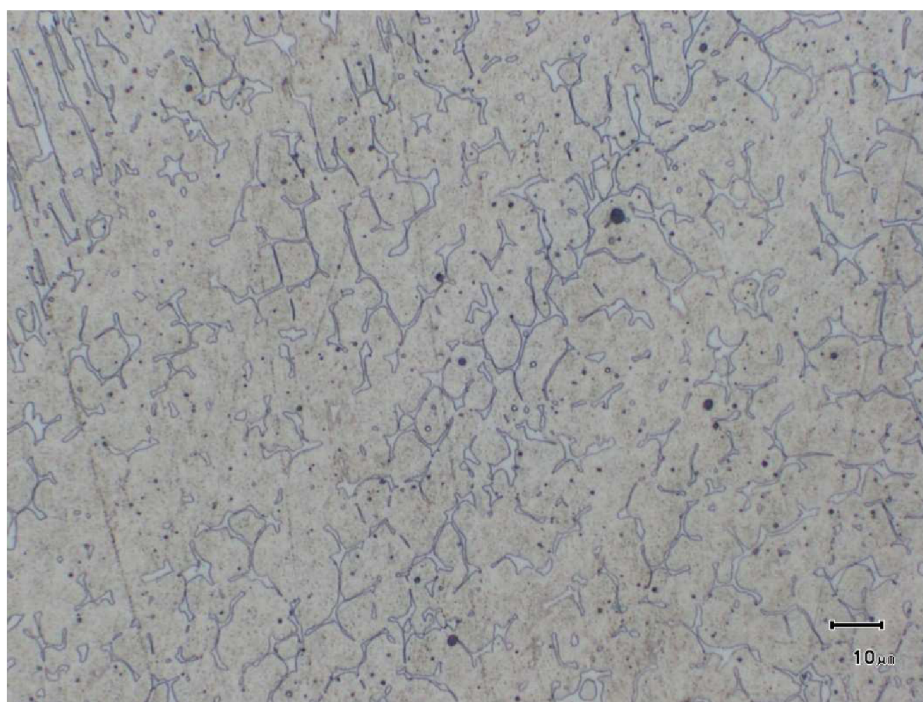
Obr. 90 Mikrostruktura návaru v kořenové části svaru



Obr. 91 Mikrostruktura návaru v kořenové části svaru, detail



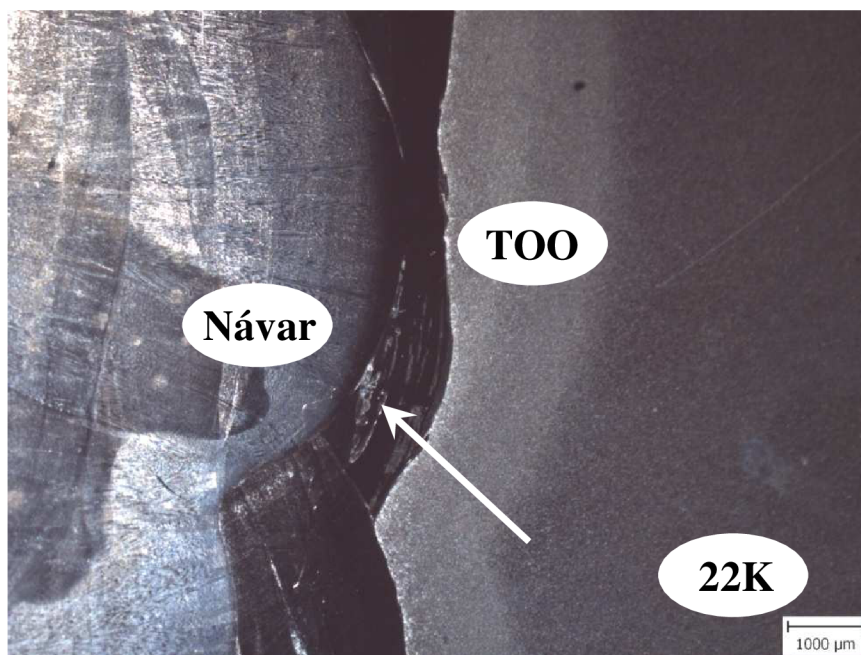
Obr. 92 Mikrostruktura svarového kovu v kořenové části svaru



Obr. 93 Mikrostruktura svarového kovu v kořenové části svaru, detail

5.4.4 Vada

Na vzorku po dlouhodobém žhání byly patrné četné vady v oblasti návaru. Na obr. 94, je vada označena bílou šipkou, její velikost byla přibližně 1 mm.



Obr. 94 Vada v návarové oblasti

Na svarovém spoji po dlouhodobém žhání byly na lícni straně, ve středové části a v kořenové části pozorovány opět mikrostruktury základního materiálu (ocel 22K), tepelně ovlivněné oblasti, návaru a svarového kovu, které se v jednotlivých polohách (tj. v lícni straně, střední části a kořenové části) mezi sebou lišily jen velmi nepatrně.

Základní materiál (22K):

V základním materiálu ve všech pozorovaných oblastech (tj. v lícni straně, střední části a kořenové části) se vyskytovala feriticko-perlitická struktura (viz obr. 70, 71, 78, 80, 86 a 87), kde oproti výchozímu stavu došlo ke změně morfologie perlitu z lamelárního na lobulární. Hodnoty mikrotvrlosti se v těchto oblastech pohybovaly okolo 170 HV 1.

Tepelně ovlivněná oblast (TOO):

V tepelně ovlivněné oblasti na lícni straně, střední části a kořenové části se nacházela feriticko-cementická směs (viz obr. 72, 73, 80, 81, 88 a 89).

Návar:

V oblasti návaru na lícni straně, střední části a kořenové části byla pozorována austenitická struktura s dendritickou morfologií (viz obr. 74, 75, 82, 83, 90 a 91). Orientace hlavních os dendritů odpovídá gradientu odvodu tepla ze svarového spoje. Hodnoty mikrotvrlosti se v této části svarového spoje pohybovaly okolo 255 HV 1.

Svarový kov:

Ve svarovém kovu byla austenitická struktura s menším podílem δ feritu (viz obr. 76, 77, 84, 85, 92 a 93). Mikrotvrlost se v této oblasti byla průměrně 250 HV 1.

5.5 Měření lomové houževnatosti

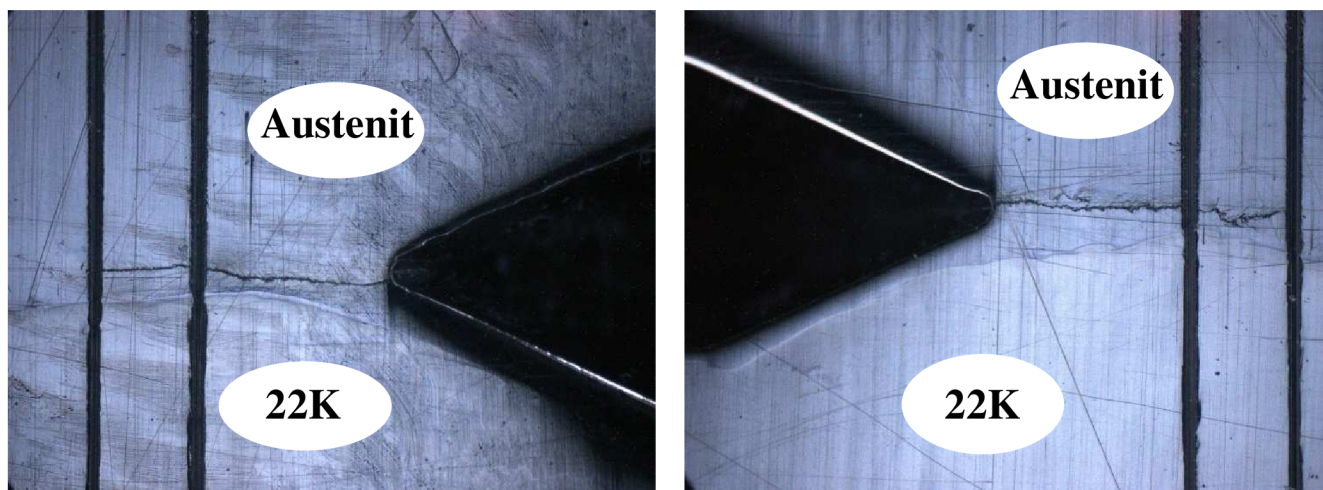
Prvním krokem při měření lomové houževnatosti bylo cyklování únavové trhliny. Zkušební těleso bylo upnuto do třmenů, které jsou umístěny na stroji a staticky zatíženo silou $F_{STAT} = 12\text{kN}$. Dalším krokem bylo rozkmitání pulsátoru silou $F_{DYN} = 9\text{kN}$. Maximální síla F_{fmax} na počátku cyklování byla 21kN . Stádium iniciace růstu bylo možné zaznamenat poklesem frekvence pulsátoru v jednotkách Hz. Tento interval trval do té doby, dokud se na povrchu tělesa v kořeni vrubu neobjevila únavová trhlina. Ve druhé fázi byly parametry cyklování upraveny na hodnoty $F_{STAT} = 10\text{kN}$, $F_{DYN} = 6\text{kN}$, tato fáze trvala do doby, dokud trhlina nedorostla k první rysce - viz obr. 95. Poslední úsek trhliny byl cyklován za podmínek $F_{STAT} = 7,5\text{kN}$, $F_{DYN} = 5\text{kN}$ a trval do chvíle, kdy se na obou povrchích nacházela trhlina mezi ryskami (obr. 95).

Příklad hodnot cyklování uvádí tabulka 46 (hodnoty ostatních těles jsou uvedeny v pracovním deníku). Při cyklování často docházelo k nesymetrickému šíření trhliny, což se řešilo otáčením zkušebního tělesa.

Tab. 46 Příklad hodnot použitých při cyklování

série	č. vzorku	F_{STAT}	F_{DYN}	dynamické předzatížení	frekvence [Hz]	Počet cyklů ($N \times 10^3$)
II	9	12	9	6	34,77 - 33,75	51
		10	6	4	31,07 - 30,83	48
		7,5	5	3	29,3 - 29,33	18
		7,5	5	3	29,28 - 29,4	18

Únavové trhliny byly zdokumentovány pomocí stereomikroskopu Olympus Z61 a CCD kamery Olympus ColorView IIIu. Na obrázku 95 je únavová trhlina pro těleso 9 ze série II.

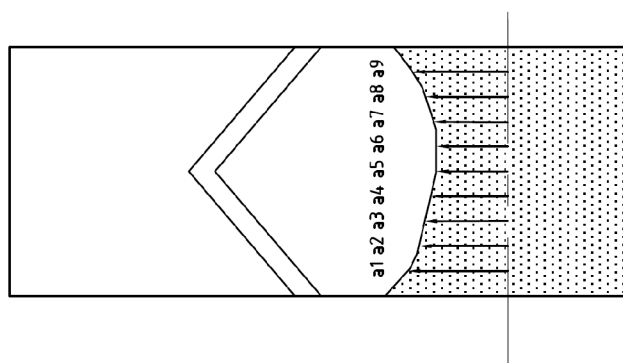


Obr. 95 Únavové trhliny pro těleso č. 9

Před zahájením samotné zkoušky bylo nutno zkušební těleso řádně očistit od případných nečistot a zkontrolovat rozměry tělesa, viz tabulky 48, 49, 50. Před samotným měřením byl stroj řádně prověřen (cejchován) za účelem nastavení parametrů měřených veličin. Těleso se následně vložilo do přípravku umístěného v kryostatu. Ke kryostatu se připojilo chladicí zařízení s kapalným dusíkem. Poté následovalo dokonalé vychlazení zkušebního tělesa. Pro vyrovnání teplotního pole v tělese byla nutná výdrž na teplotě nejméně 15 minut. Chlazení bylo prováděno takovou rychlostí aby nedošlo k překmitu požadované hodnoty teploty. Rychlost zatěžování byla 1 mm/min. Pokud při vlastním stavu nedošlo ke zlomení tělesa, pak bylo dolomeno za teplot kapalného dusíku. Na takto dolomených tělesech bylo provedeno měření skutečné délky trhliny za pomoci dílenského mikroskopu na devíti místech - obr. 96 (tab. 47), postup byl uveden v kapitole 3.4.

Tab. 47 Příklady naměřených délek únavových trhlin v mm

série	vz.	a1	a2	a3	a4	a5	a6	a7	a8	a9
II	9 a)	25,382	25,57	25,787	25,829	25,89	26,048	25,89	25,89	25,644
	9 b)	25,453	25,645	25,854	25,855	25,921	26,058	25,897	25,88	25,605



Obr. 96 Místa měření lomové plochy

Tab. 48 Rozměry zkušebních těles a délka trhliny u těles z materiálu 22K

série	číslo vzorku	tloušťka B [mm]	šířka W [mm]	délka trhliny [mm]
I	15	24,98	50	26,256
	19	25	50	26,24
	9	25	50	26,453
	4	25	50	26,48
	6	25	50	26,326
	7	25	50	26,877
	22	25	50	26,448

Tab. 49 Rozměry zkušebních těles a délka trhliny u těles v podnávarové oblasti

série	číslo vzorku	tloušťka B [mm]	šířka W [mm]	délka trhliny [mm]
II	1	25	50	25,635
	9	24,99	49,992	25,816
	4	24,99	49,992	25,866
	2	25	50,04	25,888
	5	25	50,008	25,814
	3	24,99	50,048	25,908
	7	25	50,072	25,707

Tab. 50 Rozměry zkušebních těles a délka trhliny u těles v podnávarové oblasti po žíhání

série	číslo vzorku	tloušťka B [mm]	šířka W [mm]	délka trhliny [mm]
III	19	25	50	26,239
	15	25	50	26,029
	13	24,99	50	26,13
	14	25	50,001	25,792
	11	25	50	26,247
	18	25	50	26,034
	17	25	50	25,812

Určení hodnoty lomové houževnatosti za podmínek RD pro konkrétní těleso je uveden v následující kapitole.

5.5.1 Výpočet lomové houževnatosti za podmínek rovinné deformace K_{Ic}

Určování hodnot lomové houževnatosti za podmínek rovinné deformace při zatěžování daného CT-tělesa bylo použito programu Lab Data Crusher vyvinutého v mechanické laboratoři ÚFM AV, kdy ze záznamu byly určeny síly F_Q , F_d , F_{max} , a elastická a plastická deformace A_{el} , A_{pl} . Pro jednotlivá tělesa jsou hodnoty sil a deformací uvedené v tab. 51, 52 a 53.

Tab. 51 Lomově mechanické parametry těles u materiálu 22K

série	číslo vzorku	teplota [°C]	F_Q [kN]	F_{max} [kN]	A_{pl} [J]	A_{el} [J]
I	15	-60	45,1	45,1	1,46	15,58
	19	-50	32,16	32,16	0	7,46
	9	-50	34,97	34,97	0,5	9,41
	4	-40	37,03	37,03	1,64	10,96
	6	-40	36,93	36,93	1,65	10,79
	7	-50	34,42	34,42	1,19	10,92
	22	-40	45,7	51,17	56,54	53,43

Tab. 52 Lomově mechanické parametry těles v podnávarové oblasti

Série	číslo vzorku	teplota [°C]	F_Q [kN]	F_{max} [kN]	A_{pl} [J]	A_{el} [J]
II	1	-40	51,41	53,94	11,3	51,83
	9	-40	28,79	28,79	0	13,96
	4	-40	51,12	51,12	3,26	21,78
	2	-20	42,38	42,38	1,06	14,71
	5	-60	28,58	28,58	0,11	5,65
	3	-20	50,82	59,58	27,53	42,44
	7	-40	46,35	46,35	2,17	17,05

Tab. 53 Lomově mechanické parametry těles v podnávarové oblasti po degr. žhání

série	číslo vzorku	teplota [°C]	F_Q [kN]	F_{max} [kN]	A_{pl} [J]	A_{el} [J]
III	19	-40	37,92	37,92	0,33	11,58
	15	-20	59,02	59,1	3,34	24,43
	13	-40	45,17	55,22	13,92	23,44
	14	-40	34	34	0,05	0,09
	11	-40	46,45	53,75	11,97	46,69
	18	-40	43,98	48,96	5,03	38,37
	17	-40	40,69	40,69	1,14	25,72

Pro konkrétní těleso je postup stanovení hodnoty K_{Ic} následovný:

Tab. 54 Vstupní parametry tělesa

série	č. vz.	B [mm]	W [mm]	a [mm]	F_Q [kN]	F_d [kN]	F_{max} [kN]	A_{pl} [J]	A_{el} [J]
II	9	24,99	49,992	25,816	28,79	28,79	28,79	0	13,96

Prvním krokem je výpočet provizorní hodnoty součinitele intenzity K_Q podle vzore (34). Pokud dosazují rozměry zkušebního tělesa v centimetrech a sílu v kilonewtonech, pak součinitel intenzity napětí je v jednotkách $MPa \cdot m^{1/2}$. Do hodnoty tvarového součinitele dosazují šířku tělesa W v milimetrech a délku trhliny a stanovenou po dolomení také v milimetrech.

$$K_Q = \frac{F_Q \cdot Y\left(\frac{a}{W}\right)}{BW^{1/2}} = \frac{28,79 \cdot 10,1681}{2,499 \cdot 4,999^{1/2}} = 52,393 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$$

$$Y\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right) \cdot [0,886 + 4,64 \cdot \frac{a}{W} - 13,32 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^4]}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}}$$

$$Y\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{25,816}{49,992}\right) \cdot [0,886 + 4,64 \cdot \frac{25,816}{49,992} - 13,32 \cdot \left(\frac{25,816}{49,992}\right)^2 + 14,72 \cdot \left(\frac{25,816}{49,992}\right)^3 - 5,6 \cdot \left(\frac{25,816}{49,992}\right)^4]}{\left(1 - \frac{25,816}{49,992}\right)^{3/2}}$$

$$Y\left(\frac{a}{W}\right) = 10,1681$$

Provizorní hodnotu K_Q jsem prohlásil za platnou hodnotu lomové houževnatosti za podmínek rovinné deformace K_{Ic} pokud splňuje tyto podmínky:

- podmínka I, daná rovnicí 30

$$\min(B, a, W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{R_{p0,2}}\right)^2$$

$$50 - 26,453 \geq 2,5 \left(\frac{66,263}{255}\right)^2$$

$$23,547 \geq 0,169$$

SPLNĚNA

- podmínka II, lineárně-elastická odezva tělesa

$$F_{max} \leq 1,1 F_Q \quad \text{rov. (40)}$$

$$28,79 \leq 1,1 \cdot 28,79 \leq 31,669 \quad \text{SPLNĚNA}$$

- podmínka III, cyklování tělesa (rov. 39)

$$K_{f2max} \leq 0,6 K_Q$$

$$K_{f2max} = \frac{F_{f2max} \cdot Y\left(\frac{a}{W}\right)}{B \cdot W^{1/2}} = \frac{12,5 \cdot 10,16811}{2,499 \cdot 4,999^{1/2}} = 22,748 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$$

$$0,6 K_Q = 0,6 \cdot 52,392 = 31,4352 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$$

$$22,748 \leq 31,4352 \quad \text{SPLNĚNA}$$

5.5.2 Výpočet lomové houževnatosti pomocí J-integrálu

Při nesplnění podmínky lineárně-elastické odezvy tělesa bylo nutné použití koncepce EPLM, konkrétně metodu *J-integrálu*. Hodnota *J-integrálu* se skládá z plastické J_{pl} a elastické J_{el} složky. Při výpočtu plastické části bylo nutné znát hodnotu plastické práce A_{pl} , která je dána plochou pod křivkou v diagramu síla-rozevření vrubu (obr. 12).

Hodnota *J-integrálu* je dána vzorcem (22). Při výpočtu elastické složky (rov. 23) je hodnota ν Poissonovo číslo a pro ocel má hodnotu 0,3, modul pružnosti E je $2,11 \cdot 10^5$ MPa. Za K_I jsem dosadil hodnotu provizorní lomové houževnatosti K_Q .

Pro konkrétní CT-těleso, číslo 3 ze série II, je postup výpočtu následovný:

$$J_{el} = \frac{1-\nu^2}{E} K_I^2 = \frac{1-0,3^2}{2,11 \cdot 10^5} 77,289^2 = 0,037 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-1}$$

$$J_{pl} = \frac{2A_{pl} X_i\left(\frac{a}{W}\right)}{B(W-a)} = \frac{2 \cdot 27,53 \cdot (2 + 0,522 \left(1 - \frac{25,901}{50,048}\right))}{24,99(50,048 - 25,901)} = 0,103 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-1}$$

Hodnota J -integrálu je potom rovna:

$$J_C = J_{el} + J_{pl} = 0,037 + 0,103 = 0,14 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-1}$$

Vypočtená velikost J -integrálu je platná pokud splňuje podmínku v rov. 25:

$$\min(B, a, W-a) \geq 50 \frac{J_C}{Re+Rm}$$

$$(50,048 - 25,908) \geq 50 \frac{0,14}{255 + 430} \quad 24,14 \geq 0,01$$

Hodnota J -integrálu je přepočítána na hodnotu lomové houževnatosti K_{JC} podle (26):

$$K_{JC} = \left(\frac{E}{1-\nu^2} \cdot J_{IC} \right)^{1/2} = \left(\frac{2,11 \cdot 10^5}{1-0,3^2} \cdot 0,14 \right)^{1/2} = 180,11 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$$

Hodnoty lomové houževnatosti pro všechny vzorky jsou uvedené v tabulkách 55, 56, 57. V tabulkách 55, 56 a 57 je uvedena pouze podmínka lineárně-elastické odezvy tělesa (rov. 40), statní podmínky (podmínka rovinné deformace na čele trhliny (30) a podmínka cyklování tělesa (39)) byly u všech testovacích vzorků splněny.

Tab. 55 Hodnoty lomové houževnatosti u materiálu 22K

série	číslo vzorku	K_Q [MPa · m ^{1/2}]	podmínka $F_m/F_Q \leq 1,1$	K_{Ic} [MPa · m ^{1/2}]	K_{Jc} [MPa · m ^{1/2}]
I	15	84,429	splněna	84,429	-
	19	60,094	splněna	60,094	-
	9	66,263	splněna	66,263	-
	4	70,29	splněna	70,29	-
	6	69,399	splněna	69,399	-
	7	67,076	splněna	67,076	-
	22	96,926	nesplněna	-	243,72

Tab. 56 Hodnoty lomové houževnatosti v podnávarové oblasti

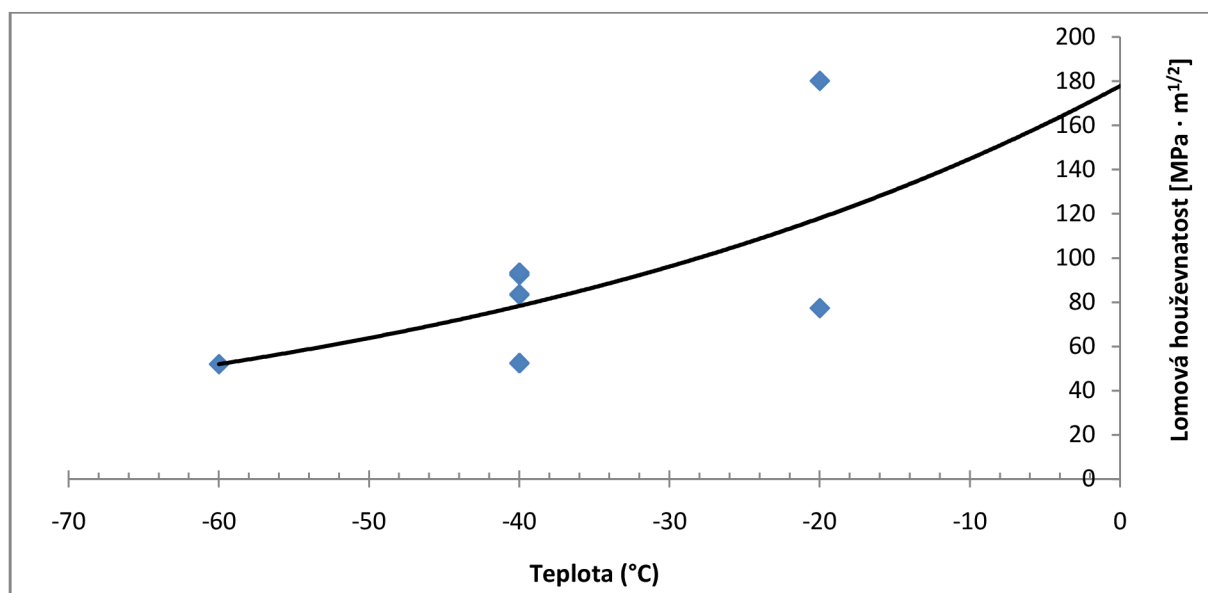
série	číslo vzorku	K_Q [MPa · m ^{1/2}]	podmínka $F_m/F_Q \leq 1,1$	K_{Ic} [MPa · m ^{1/2}]	K_{Jc} [MPa · m ^{1/2}]
II	1	92,42	splněna	92,42	-
	9	52,392	splněna	52,392	-
	4	93,325	splněna	93,325	-
	2	77,289	splněna	77,289	-
	5	51,948	splněna	51,948	-
	3	92,804	nesplněna	-	180,11
	7	83,449	splněna	83,449	-

Tab. 57 Hodnoty lomové houževnatosti v podnávarové oblasti po dlouhodobém žhání

série	číslo vzorku	K_Q [MPa · m ^{1/2}]	podmínka $F_m/F_Q \leq 1,1$	K_{Ic} [MPa · m ^{1/2}]	K_{Jc} [MPa · m ^{1/2}]
III	19	70,856	splněna	70,856	-
	15	108,796	splněna	108,796	-
	13	83,809	nesplněna	-	138,524
	14	61,731	splněna	61,734	-
	11	86,842	nesplněna	-	134,345
	18	81,1	nesplněna	-	104,679
	17	73,974	splněna	73,974	-

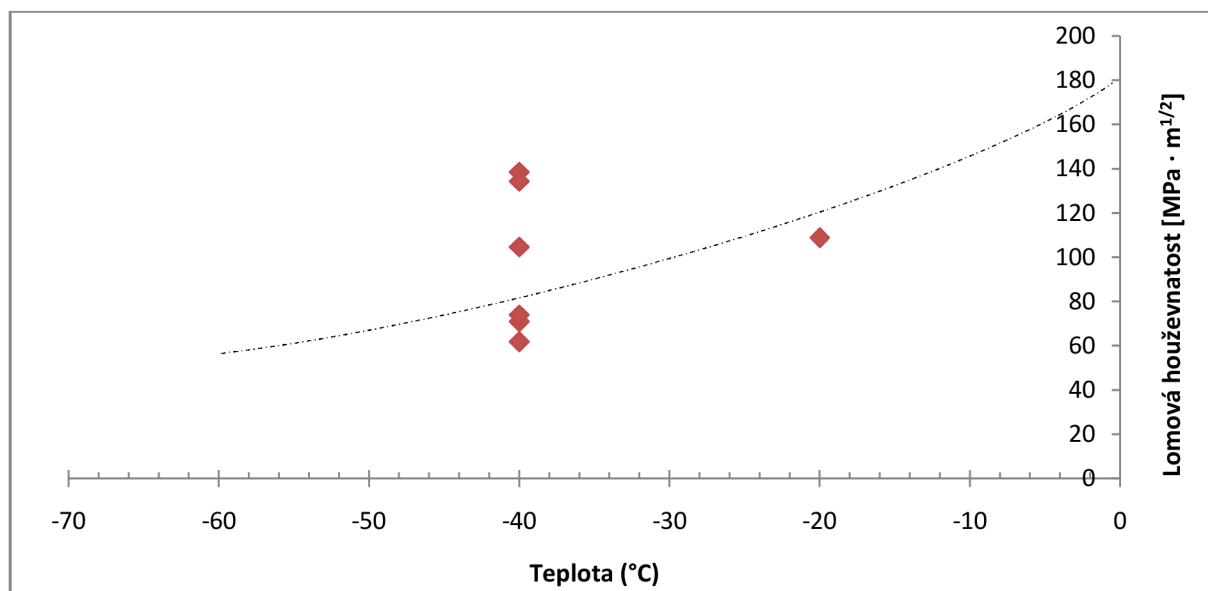
5.5.3 Teplotní závislost hodnot lomové houževnatosti v podnávarové oblasti

V grafu na obr. 97 je vynesena závislost hodnot lomové houževnatosti na teplotě pro tělesa v podnávarové oblasti ve výchozím stavu, data jsou proloženy exponenciální funkcí $K_{Ic}, K_{Jc} = 177,8 \cdot e^{0,02t}$.



Obr. 97 Závislost lomové houževnatosti na teplotě v podnávarové oblasti ve výchozím stavu

Na obr. 98 je vynesena teplotní závislost hodnot lomové houževnatosti pro tělesa v podnávarové oblasti ve po dlouhodobém žíhání, čerchovanou čárou je znázorněna exponenciální funkce pro data ve výchozím stavu (obr. 97)



Obr. 98 Závislost lom. houževnatosti na teplotě v podnávarové oblasti po dlouhodobém žíhání

6. Diskuse výsledků

Chemické složení

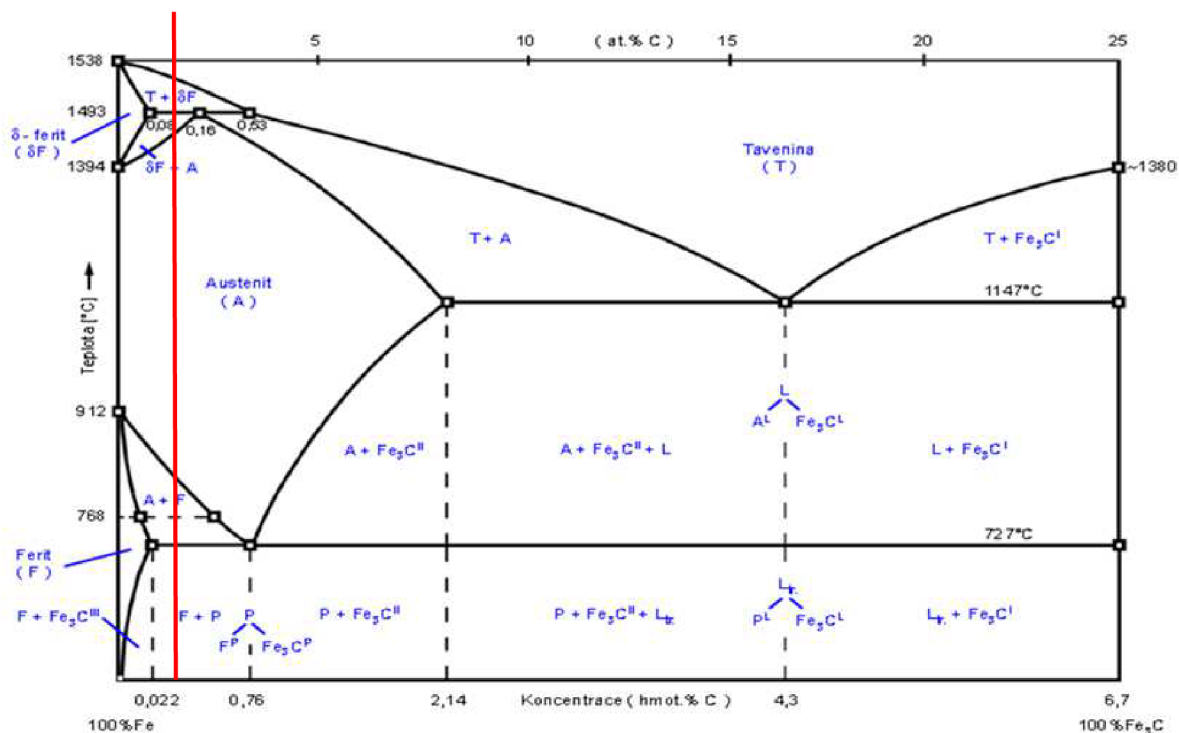
Z výsledků chemické analýzy pro ocel 22K uvedené v tab. 2 je zřejmé, že se chemické složení shoduje s údaji v materiálových listech. Mírně nižší je pouze obsah manganu, kdy podle materiálového listu by se hodnota pro tento prvek měla pohybovat v rozmezí 0,7 - 1 hm.%,. Při analýze byla naměřena koncentrace manganu 0,6 hm.%. Vzhledem k tomu, že mangan je hlavní přísadový prvek a navíc není splněna podmínka poměru mangan - uhlík - viz kapitola 3.5 bylo možné předpokládat vyšší náchylnost oceli ke zkřehnutí.

V tab. 4 jsou uvedeny výsledky chemického složení pro materiál návaru, které korespondovaly s hodnotami v materiálové specifikaci této elektrody. Na první pohled je patrná vysoká hodnota koncentrace niklu (24,5 hm.%), což odpovídá formulaci v kapitole 2.3, že nikl slouží jako bariéra pro difuzi uhlíku.

Mikrostruktura ve výchozím stavu

Mikrostruktura byla pozorována pomocí světelného mikroskopu ve třech místech - lící strana, střední část a kořenová část - viz obr. 41. V těchto polohách byla zdokumentována mikrostruktura základního materiálu (22K), tepelně ovlivněné oblasti, návaru a svarového kovu při zvětšení 50x a 500x.

V oceli 22K ve všech pozorovaných místech (v lící straně, střední části a kořenové části) se nacházela feriticko-perlitická struktura s vyšším obsahem feritu, tuto skutečnost lze odhadnout z metastabilního diagramu Fe-Fe₃C - viz obr. 99, kde je složení nízkouhlíkové oceli 22K s 0,21% C vyznačeno červenou čarou.



Obr. 99 Strukturní popis metastabilní soustavy Fe-Fe₃C s vyznačenou koncentrací oceli 22K

V tepelně ovlivněné oblasti byla pozorována feriticko-cementitická směs s vyšším obsahem bainitu.

Oblast návaru byla tvořena austenitickou strukturou s dendritickou morfologií, kde hlavní osy dendritů byly shodné se směrem největšího odvodu tepla v průběhu krystalizace.

Mikrostruktura svarového kovu obsahovala austenitickou strukturou s menším obsahem δ - feritu. Pozorovaná mikrostruktura u materiálu návaru i svarového kovu byla v souladu s výpočtem ze Schaefflerova diagramu v kapitole 5.3.

Základní materiál (ocel 22K) svarového spoje obsahoval v kořenové oblasti velké množství vad, které byly zdokumentovány v kapitole 5.3.4

Mikrostruktura po dlouhodobém žíhání

Metodika pozorování mikrostruktury vzorku po dlouhodobém žíhání byla stejná jako u svarového spoje ve výchozím stavu, měření tedy probíhalo opět ve třech oblastech (lící strana, střední část a kořenová část), kdy byla zdokumentována mikrostruktura oceli 22K, tepelně ovlivněné oblasti, návaru a svarového kovu.

U oceli 22K byla po žíhání mikrostruktura tvořena opět feritem a perlitem ovšem u perlitu došlo ke globalizaci cementitu a tím i k mírnému poklesu mikrotvrdomosti.

V tepelně ovlivněné oblasti byla pozorována feriticko-cementitická směs.

Materiál návaru byl tvořen austenitickou strukturou s dendritickou morfologií a svarový kov obsahoval směs austenitu s menším podílem δ -feritu.

Obecně lze konstatovat, že pomocí světelné mikroskopie nebyly, až na výjimku u oceli 22K, pozorovány významné změny v mikrostruktuře svarového kovu způsobené dlouhodobým žíháním.

Mechanické vlastnosti

Zkoušky mikrotvrdomosti

U obou vzorků jak ve výchozím stavu, tak po dlouhodobém žíhání bylo provedeno měření mikrotvrdomosti přes svarové rozhraní - viz schéma na obr. 29 a 34. Na hranici základního materiálu (ocel 22K) a návaru byla pozorována skoková změna mikrotvrdomosti, což bylo v souladu s literaturou [16], kde byl nárůst mikrotvrdomosti vysvětlen redistribucí uhlíku mezi feritickou ocelí (12 050) a austenitickou korozivzdornou ocelí (17 242), kdy došlo k difuzi uhlíku z oceli 12 050 do oceli 17 242.

Primárním účelem měření mikrotvrdomosti byla predikce zkřehnutí v podnávarové oblasti. V tab. 58 (viz níže) jsou uvedeny maximální, minimální a průměrné hodnoty mikrotvrdomosti pro jednotlivé řady u obou vzorků (ve výchozím stavu a po dlouhodobém žíhání) v podnávarové oblasti. Mírné zvýšení hodnot mikrotvrdomosti v podnávarové oblasti po dlouhodobém žíhání výše uvedené zkřehnutí skutečně naznačuje.

Tab. 58 - Hodnota mikrotvrlosti v podnávarové oblasti u obou vzorků

Stav vzorku	řada	max HV 1	min HV 1	HV 1	Stav vzorku	řada	max HV 1	min HV 1	HV 1
Výchozí	I	251	222	234	Po žhání	I	262	232	247
	II	256	225	243		II	266	240	255
	III	254	237	247		III	271	246	260
	IV	250	220	240		IV	269	243	258

Lomová houževnatost

Zkoušky lomové houževnatosti byly prováděny na třech typech materiálu zkušebního tělesa, prvním byla ocel 22K, druhým podnávarová oblast ve výchozím stavu a třetím podnávarová oblast po dlouhodobém žhání. Jako zkušební byl zvolen, dle normy ČSN EN ISO 12737, typ tělesa B (CT těleso) o šířce 25 mm a výšce 50 mm.

Pro zkušební tělesa z oceli 22K jsou výsledky uvedené v tab. 59. Z této tabulky vyplývá, že tělesa vykazovala až na jednu výjimku lineárně-elastické chování a pro stanovení hodnoty lomové houževnatosti bylo možné použít LELM. Pouze vzorek č. 22 nesplňoval podmínku v rovnici 40 a hodnota lomové houževnatosti byla stanovena metodou *J-integrálu*.

Výsledky toho měření byly srovnány s literaturou [15], která se zabývala lomovou houževnatostí nízkouhlíkových ocelí (oceli 22K, 19Mn5 a Crezelso-330E), které byly připraveny s různou metalurgickou kvalitou (elektrostruskové, vakuové pece). Hodnoty naměřené v mé diplomové práci a uvedené v literatuře [15] se téměř shodovaly.

Tab. 59 Výsledky měření pro tělesa z oceli 22K

série	číslo vzorku	teplota [°C]	délka trhliny [mm]	F _Q [kN]	A _{pl} [J]	Ael [J]	K _{Ic} [MPa · m ^{1/2}]	K _{JC} [MPa · m ^{1/2}]
I	15	-60	26,256	45,1	1,46	15,58	84,429	-
	19	-50	26,24	32,16	0	7,46	60,094	-
	9	-50	26,453	34,97	0,5	9,41	66,263	-
	4	-40	26,48	37,03	1,64	10,96	70,29	-
	6	-40	26,326	36,93	1,65	10,79	69,399	-
	7	-50	26,877	34,42	1,19	10,92	67,076	-
	22	-40	26,448	45,7	56,54	53,43	-	243,72

V podnávarové oblasti byly zkoušeny vzorky ve výchozím stavu a po dlouhodobém žhání. Výsledky jsou uvedené v tabulkách 60 a 61. Z tab. 61 je patrné, že po dlouhodobém žhání vykazovala tělesa při stejné teplotě zkoušky (-40°C) častěji elasticko-plastické chování (vz č. 13,11 a 18) oproti tělesům ve výchozím stavu. Z grafů na obr. 97 a 98 je patrné, že po dlouhodobém žhání došlo u těles, jejichž hodnoty byly stanoveny za podmínek rovinné deformace, k poklesu hodnot lomové houževnatosti.

Tab. 60 Výsledky měření pro tělesa v podnávarové oblasti ve výchozím stavu

série	číslo vzorku	teplota [°C]	délka trhliny [mm]	F _Q [kN]	A _{pl} [J]	Ael [J]	K _{Ic} [MPa · m ^{1/2}]	K _{JC} [MPa · m ^{1/2}]
II	1	-40	25,635	51,41	11,3	51,83	92,42	-
	9	-40	25,816	28,79	0	13,96	52,392	-
	4	-40	25,866	51,12	3,26	21,78	93,325	-
	2	-20	25,888	42,38	1,06	14,71	77,289	-
	5	-60	25,814	28,58	0,11	5,65	51,948	-
	3	-20	25,908	50,82	27,53	42,44	-	180,11
	7	-40	25,707	46,35	2,17	17,05	83,449	-

Tab. 61 Výsledky měření pro tělesa v podnávarové oblasti po dlouhodobém žhání

série	číslo vzorku	teplota [°C]	délka trhliny [mm]	F _Q [kN]	A _{pl} [J]	Ael [J]	K _{Ic} [MPa · m ^{1/2}]	K _{JC} [MPa · m ^{1/2}]
III	19	-40	26,239	37,92	0,33	11,58	70,856	-
	15	-20	26,029	59,02	3,34	24,43	108,796	-
	13	-40	26,13	45,17	13,92	23,44	-	138,524
	14	-40	25,792	34	0,05	0,09	61,734	-
	11	-40	26,247	46,45	11,97	46,69	-	134,345
	18	-40	26,034	43,98	5,03	38,37	-	104,679
	17	-40	25,812	40,69	1,14	25,72	73,974	-

7. Závěr

Cílem této diplomové práce bylo posoudit vliv dlouhodobého žíhání na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti heterogenního svarového spoje nízkouhlíkové a austenitické oceli.

Na základě provedených experimentů lze zformulovat tyto závěry:

- Mikrostruktura základního materiálu, tepelně ovlivněné oblasti, návaru a svarového kovu byla pozorována pomocí světelné mikroskopie ve třech místech svaru (lící strana, střední část a kořenová část). Během dlouhodobého žíhání nedošlo ve sledovaných místech k výrazným strukturním změnám, s jedinou výjimkou a to, že v tepelně ovlivněné oblasti došlo ke globulizaci perlitického cementitu. V práci byly zdokumentovány také četné vady, které se nacházely v podnávarové oblasti jak na vzorku ve výchozím stavu tak po dlouhodobém žíhání.
- Vliv dlouhodobého žíhání na mechanické vlastnosti byl zkoumán měřením mikrotvrdomosti dle Vickerse a zkoušek lomové houževnatosti:
 - Při měření mikrotvrdomosti došlo na vzorku po žíhání k mírnému nárůstu hodnot mikrotvrdomosti v tepelně ovlivněné oblasti a v oblasti návaru. Na mikrotvrdomosti základního materiálu (ocel 22K) a svarového kovu se vliv žíhání téměř neprojevil.
 - Měření lomové houževnatosti probíhalo na CT tělesech, kdy vzorky po dlouhodobém žíhání vykazovaly častěji elasticko-plastické chování v porovnání se vzorky ve výchozím stavu. Hodnoty zjištěné za podmínek rovinné deformace byly na tělesech po dlouhodobém žíhání nižší než u těles ve výchozím stavu, což naznačuje tendenci podnávarové oblasti k mírnému zkřehnutí.

Seznam nejpoužívanějších zkratk a symbolů

zkratka/symbol	popis	jednotka
Cr _e	chromový ekvivalent	
Ni _e	niklový ekvivalent	
FN	Feritové číslo	
N ₀	počet cyklů k iniciaci trhliny	
N _F	počet cyklů do lomu	
ΔK	rozkmit součinitele intenzity napětí	MPa · m ^{1/2}
da/dN	rychlost růstu únavové trhliny	
TOO	tepelně ovlivněná oblast	
W _{el}	elastická energie akumulovaná v systému	J
W _s	práce spojená s vytvořením nových povrchů	J
dA	přírůstek lomové plochy	m ²
σ	napětí	MPa
R	mez kluzu	MPa
a	délka trhliny	m
a _f	délka únavové trhliny	m
a _c	kritická délka trhliny	m
B	šířka tělesa	m
W	výška tělesa	m
G	hnací síla trhliny	J · m ²
R	odpor materiálu vůči šíření trhliny	J · m ²
LELM	Lineárně-elastická lomová mechanika	
K	součinitel intenzity napětí	MPa · m ^{1/2}
K _C	lomová houževnatost	MPa · m ^{1/2}
K _{JC}	lomová houževnatost určena z J-integrálu	MPa · m ^{1/2}
Y	tvarový faktor intenzity napětí	
G _c	houževnatost materiálu	J · m ²
R	odpor proti šíření trhliny	J · m ²
RD	rovinná deformace	
RN	rovinná napjatost	

EPLM	Elasticko-plastická lomová mechanika	
COD	otevření trhliny	m
CTOD	otevření čela trhliny	m
K_Q	provizorní hodnota lomové houževnatosti	$\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$
$F_{f2\text{max}}$	max. síla při dokončování únavové trhliny	N
$K_{f2\text{max}}$	faktor intenzity napětí při dokončování únavové trhliny	$\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$

Seznam použitých zdrojů

- [1] *Eiffel Tower - Wikipedia, the free encyclopedia* [online]. Data aktualizována: 2012 [citováno 2012-03-18]. Dostupné z: http://en.wikipedia.org/wiki/Eiffel_Tower
- [2] *Liberty ship - Wikipedia, the free encyclopedia* [online]. Data aktualizována: 2012 [citováno 2012-03-18]. Dostupné z: http://en.wikipedia.org/wiki/Liberty_ship
- [3] Kolektiv autorů. *Materiály a jejich svařitelnost*. 1.vyd. Ostrava: ZEROSS, 1999. 300 s. ISBN 80-85771-63-2
- [4] HRIVŇÁK Ivan. *Zváranie a zvariteľnosť materiálov*. 1.vyd. Bratislava: SLOVENSKÁ TECHNICKÁ UNIVERZITA, 2009. 486 s. ISBN 978-80-227-3167-6
- [5] KOUKAL Jaroslav, SCHWARZ Drahomír, HAJDÍK Jiří. *Materiály a jejich svařitelnost*. 1.vyd. Ostrava: ČESKÝ SVÁŘEČSKÝ ÚSTAV: VŠB - TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA, 2009. 240 s. ISBN 978-80-248-2025-5
- [6] *Consumables, Filler Wires, Carbon Steel, Stainless Steel, Chromium - Molybdenum Alloyed steel* [online]. Data aktualizována: 2012 [citováno 2012-03-26]. Dostupné z: <http://www.weldwell.com/knowledge/knowledge.htm>
- [7] *Martensite in austenitic stainless steel welds* [online]. Data aktualizována: 2012 [citováno 2012-03-26]. Dostupné z: <http://www.nhml.com/resources/2002/1/1/martensite-in-austenitic-stainless-steel-welds>
- [8] *Svař.vysoce.leg1_2007* [online]. Data aktualizována: 2011 [citováno 2012-03-26] Dostupné z :http://www.hadyna.cz/svetsvaru/technology/Sva%C5%99.vysoce.leg1_2007.pdf>
- [9] *Migweld GmbH International - Aluminium Schweissdrath* [online]. Data aktualizována: 2012 [citováno 2012-04-14]. Dostupné z: <http://www.migweld.de/english/service/welding-stainless-steels/de--long-diagram-for-range-of-standard-analysis.html>

- [10] *Welding data - calculating filler metal consumption* [online]. Data aktualizována: 2012 [citováno 2012-03-26]. Dostupné z: <http://www.arcrafterplasma.com/filtermetal.htm>
- [11] D. J., KOTECKI. WELDING RESEARCH SUPPLEMENT. *A Martensite Boundary on the WRC-1992 Diagram*, 1999, roč. 62, č.1, s. 18-26. Dostupné z: <http://www.aws.org/>
- [12] *Migweld GmbH International - Aluminium Schweissdrath* [online]. Data aktualizována: 2012 [citováno 2012-03-26]. Dostupné z: <http://www.migweld.de/english/service/welding-stainless-steels/wrc-diagram-for-standard-analysis.html>
- [13] WOOLIN, P. *Welding & Metal Fabrication. Developments in fusion welding of stainless steels*, 1994, roč. 62, č.1, s. 18-26. Dostupné z: <http://www.twi.co.uk/>
- [14] HRIVŇÁK Ivan. *Stručný úvod do mechaniky lomu II. část*. 1.vyd. Ostrava: VYSOKÁ ŠKOLA BÁŇSKÁ - TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA, 1994. 106 s. ISBN 80-7078-244-7
- [15] TIMOFEOEV, B.T. BLUMIN, A.A. ANIKOVSKY, V.V. Science Direct. *Fracture toughness of low carbon steels and their weldments*, 1998, s. 945-950. Dostupné z www.sciencedirect.com
- [16] HODIS, Zdeněk - JAN, Vít - ČELKO, Ladislav. *Měření mikrotvrdosti v heterogenních svarových spojích*. In Autorské články a sborník anotací z mezinárodní vědecké konference MODERNIZACE VYSOKOŠKOLSKÉ VÝUKY TECHNICKÝCH PŘEDMĚTŮ. Hradec Králové : Nakladatelství Gaudeamus, Univerzita Hradec Králové, 2011. ISBN 978-80-7435-110-5, s. 36-39. 24.4.2011, Hradec Králové.
- [17] *Welding the components of nuclear power plants*. [online]. Data aktualizována: 2012 [citováno 2012-03-18]. Dostupné z: <http://www.allforpower.com/clanek/380-welding-the-components-of-nuclear-power-plants/>

- [18] *Svařování vysokolegovaných ocelí*. [online]. Data aktualizována: 2003: [citováno 2012-03-18]. Dostupné z: <http://www.techportal.cz/1/1/svarovani-vysokolegovanych-oceli-cid66143/>>
- [19] POKLUFÁ Jaroslav; KROUPA František; OBDRŽÁLEK Ladislav. *Mechanické vlastnosti a struktura pevných látek*. 1.vyd. Brno: VYSOKÁ ŠKOLA TECHNICKÁ V BRNĚ, 1982. 385 s. ISBN 80-214-0575-9
- [20] KUNZ Jiří. *Aplikovaná lomová mechanika*. 4.vyd. Praha: ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE, 2005. 272 s. ISBN 80-01-03306-6
- [21] VLACH, Bohumil. *Základy Lomové mechaniky*. [online]. Data aktualizována: 2001 [citováno 2012-04-05]. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/files/vyuka/GS0/06%20%20Lomova%20mechanika.doc>
- [22] DLOUHÝ Ivo. *Lomová houževnatost křehkých materiálů*. 1.vyd. Brno : VUTIUM, 2008, 26 s. ISBN 978-80-214-3737-1
- [23] VLACH, Bohumil. *Elasticko-plastická lomová mechanika a měření lomové houževnatosti* [online]. Data aktualizována: 2001 [citováno 2012-04-05]. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/files/vyuka/GS0/07%20%20Mereni%20-%20LM.doc>
- [24] *Fracture mechanics* [online]. Data aktualizována: 2012 [citováno 2012-04-08]. Dostupné z: http://en.wikipedia.org/wiki/Fracture_mechanics
- [25] *Fracture toughness* [online]. Data aktualizována: 2012 [citováno 2012-04-08]. Dostupné z: http://en.wikipedia.org/wiki/Fracture_toughness
- [26] *Stress intensity factor* [online]. Data aktualizována: 2012 [citováno 2012-04-18]. Dostupné z: http://en.wikipedia.org/wiki/Stress_intensity_factor

- [27] Fracture Toughness *and Fracture Design* [online]. Data aktualizována: 2007 [citováno 2012-04-18]. Dostupné z: http://www.sv.vt.edu/classes/MSE2094_NoteBook/97ClassProj/exper/gordon/www/fractough.html
- [28] *Introduction to Fracture Mechanics*. [online]. Data aktualizována: 2001 [citováno 2012-04-18]. Dostupné z: <http://ocw.mit.edu/courses/materials-science-and-engineering/3-11-mechanics-of-materials-fall-1999/modules/frac.pdf>
- [29] ZHU, X. K. JOYCE, J. A. Science Direct. *Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) testing*, 2012, roč. 85, č.1, s. 1-46. Dostupné z: www.sciencedirect.com
- [30] ČSN 42 0347 *Skúšanie kovov. Lomová húževnatosť kovov pri statickom zaťažení*, Praha: Český normalizační úřad, 1991, 56 s.
- [31] ASTM E 1820 - 11 *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*, ASTM International, 2012, 48 s.
- [32] ČSN EN ISO 12737: *Kovové materiály - Určení lomové houževnatosti při rovinné deformaci*, Praha: Český normalizační úřad, 2011, 24 s.
- [33] ČSN EN ISO 9015-2: *Destruktivní zkoušky svarů kovových materiálů - Zkoušení tvrdosti - Část 2: Zkoušení mikrotvrdosti svarových spojů*, Praha: Český normalizační úřad, 2011, 16 s.
- [34] VLK Miloš. *Mezní stavy a spolehlivost*. 1.vyd. Brno: VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ, 1991. 185 s.
- [35] HOLZMANN Miloslav. *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu : křehký lom materiálu a konstrukcí*. 2.vyd. Brno: VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ, 1982. 110 s.
- [36] KUČERA Josef. *Stručný úvod do mechaniky lomu část I*. 1.vyd. Ostrava: VYSOKÁ ŠKOLA BÁŇSKÁ - TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA, 1997. 106 s. ISBN 80-7078-218-8

- [37] KUČERA Josef. *Stručný úvod do mechaniky lomu II. část.* 1.vyd. Ostrava: VYSOKÁ ŠKOLA BÁŇSKÁ - TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA, 1994. 106 s. ISBN 80-7078-244-7
- [38] VLACH, Bohumil. *Tranzitní lomové chování.* [online]. Data aktualizována: 2012 [citováno 2012-04-18]. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/files/vyuka/GS0/20%20Tranzitni%20lomove%20chovani.doc>
- [39] FOECKE T. U.S. DEPARTMENT OF COMMERCE. *Metallurgy of the RMS Titanic.* [online] Data aktualizována: 2012 [citováno 2012-04-18] Dostupné z: <http://203.158.100.100/charud/specialnews/3/titanic/titanic.pdf>