



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

**KINETIKA ŠÍŘENÍ ÚNAVOVÝCH TRHLIN V OCELÍCH
P91 A P92**

KINETICS OF FATIGUE CRACK PROPAGATION IN STEELS P91 AND P92

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Jan Kander

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

prof. Ing. Stanislav Věchet, CSc.

BRNO 2021

Zadání diplomové práce

Ústav:	Ústav materiálových věd a inženýrství
Student:	Bc. Jan Kander
Studijní program:	Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor:	Materiálové inženýrství
Vedoucí práce:	prof. Ing. Stanislav Věchet, CSc.
Akademický rok:	2020/21

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

Kinetika šíření únavových trhlin v ocelích P91 a P92

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Téma práce je zaměřeno na studium mechanických vlastností v ocelích používaných v teploenergetice pro bloky jaderných elektráren. Hlavní pozornost ve výše uvedené práci bude zaměřena na stanovení kinetiky šíření únavových trhlin u dvou chromových modifikovaných ocelí. Výsledkem bude posouzení jejich statických a zejména únavových vlastností a jejich vzájemné srovnání.

Cíle diplomové práce:

Stanovení rychlosti růstu únavové trhliny v oblasti platnosti Parisova–Erdoganova zákona u ocelí P91 a P92.

Zhodnocení vlivu zvýšené provozní teploty na kinetiku růstu únavových trhlin.

Posouzení vlivu asymetrie cyklu na rychlost růstu únavové trhliny.

Seznam doporučené literatury:

DI GIANFRANCESCO, Augusto. Materials for ultra-supercritical and advanced ultra-supercritical power plants. Amsterdam: Elsevier; Woodhead Publishing, 2017. ISBN 9780081005521.

FUJIO, Abe and Kern TORSTEN-ULF. Creep-resistant steels. Woodhead Publishing, 2008. ISBN 978-1-84569-178-3.

HERNAS, Adam. Žárupevné oceli a slitiny. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2009. ISBN 978-80-248-2187-0.

VODÁREK, Vlastimil. Fyzikální metalurgie modifikovaných (9-12)%Cr ocelí. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava, 2003. ISBN 80-248-0329-1.

KLESNIL, Mirko a Petr LUKÁŠ. Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání. Praha: Academia, 1975. Fyzikálně metalurgická řada.

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

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
ředitel ústavu

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

Abstrakt

Předmětem této práce bylo posouzení vlivu asymetrie cyklu a dlouhodobé tepelné expozice na rychlost šíření únavové trhliny v martenzitických ocelích P91 a P92. V rámci experimentů byl porovnáván vliv asymetrie cyklu $R = 0,1$ a $R = 0,6$ a zároveň vliv tepelné expozice po dobu 5000 hodin a 600 °C (P91) resp. 650 °C (P92) na rychlost šíření únavových trhlin ve studovaných materiálech. Experimentální část této práce byla provedena ve společnosti Materiálový a metalurgický výzkum s.r.o v Ostravě.

Klíčová slova

P91, P92, rychlost šíření únavové trhliny, asymetrie zátěžného cyklu, dlouhodobá tepelná expozice

Abstract

The main subject of this master's thesis was to evaluate influence of loading cycle asymmetry and long-term thermal exposure on fatigue crack growth rate in martensitic P91 and P92 steels. Experiments were carried out in Material and metallurgical research Ostrava Ltd. and their main aim was to study the influences of different loading cycle asymmetries ($R = 0,1$ and $R = 0,6$) as well as 5000 hours/600 °C (P91) respectively 5000 hours/650 °C (P92) of thermal exposure on fatigue crack growth rate.

Key words

P91, P92, fatigue crack growth rate, loading cycle asymmetry, long-term thermal exposure

KANDER, Jan. *Kinetika šíření únavových trhlin v ocelích P91 a P92* [online]. Brno, 2021 [cit. 2021-05-14]. Dostupné z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/131983>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce prof. Ing. Stanislav Věchet, CSc.

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma **Kinetika šíření únavových trhlin v ocelích P91 a P92** vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a zdrojů, které jsou součástí této práce.

V Brně dne:

Podpis:

Poděkování

Touto cestou bych chtěl poděkovat vedení a pracovníkům společnosti MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o v Ostravě za možnost provést zde část experimentů prezentovaných v této práci, které byly realizovány v rámci projektu TK01020160: Komplexní postupy materiálového inženýrství k zajištění bezpečného provozu inovovaných bloků klasických elektráren zaštitěného TA ČR.

Dále bych chtěl poděkovat prof. Ing. Stanislavu Věchetovi, CSc. za jeho vedení, velkou ochotu a cenné rady. V neposlední řadě bych chtěl poděkovat své rodině, bez které by mé studium na VŠ nebylo možné.

Obsah

1 Úvod.....	1
2 Teoretická část.....	2
2.1 Rozvoj modifikovaných martenzitických ocelí 9-12% Cr.....	2
2.2 Chemické složení a mikrostruktura 9-12 % Cr modifikovaných ocelí	3
2.2.1 Chemické složení	3
2.2.2 Mikrostruktura.....	4
2.2.2.1 Delta ferit.....	4
2.2.2.2 Karbidy $M_{23}C_6$	4
2.2.2.3 Fáze typu M_2X a MX	4
2.2.2.4 Lavesova fáze	5
2.2.2.5 Z-fáze	5
2.2.2.6 Částice M_6X	6
2.3 Nukleace únavových trhlin.....	6
2.3.1 Napětí u povrchu	6
2.3.2 Místa nukleace únavových trhlin	7
2.3.3 Perzistentní skluzová pásma.....	8
2.3.4 Délka nukleačního stádia	9
2.4 Šíření únavových trhlin	11
2.4.1 Mechanismus a etapy šíření trhlin.....	11
2.4.2 Makroskopický a mikroskopický pohled na reliéf lomové plochy	12
2.4.3 Modely šíření.....	13
2.5 Šíření únavových trhlin z pohledu lineární lomové mechaniky.....	15
2.5.1 Činitelé ovlivňující rychlost šíření únavové trhliny	17
2.5.2 Součinitel intenzity napětí	18
2.5.3 Rychlost šíření únavové trhliny v závislosti na rozkmitu součinitele intenzity napětí	20
2.5.4 Parametr asymetrie R, další charakteristiky zatěžování a prostředí ovlivňující rychlost šíření únavové trhliny	23
3 Cíle práce.....	29
4 Experimentální část	30
4.1 Použitý materiál.....	30
4.1.2 Ocel P91	30
4.1.2.1 Chemické složení	30
4.1.2.2 Mechanické vlastnosti	30

4.1.2.3	Strukturní analýza	31
4.1.3	Ocel P92	32
4.1.3.1	Chemické složení	32
4.1.3.2	Mechanické vlastnosti	33
4.1.3.3	Strukturní analýza	33
4.2	Měření kinetiky šíření únavové trhliny	35
4.3	Výsledky a diskuze.....	36
4.3.1	Ocel P91	36
4.3.2	Ocel P92	38
4.3.3	Souhrnné porovnání	41
5	Závěr.....	43
6	Bibliografie.....	44

1 Úvod

Potřeba zefektivnit výrobu energie je hnací silou pro vývoj a výzkum materiálů v energetickém průmyslu. Efektivnější produkce energie znamená zvyšující se nároky na používané materiály a jejich vlastnosti. Příkladem může být zvyšování parametrů páry, tj. její teplota a tlak, kdy od roku 1920 došlo k navýšení provozní teploty téměř na dvojnásobek původně používané hodnoty, u tlaku je v dnešní době možné dosáhnout dokonce na hodnoty mnohonásobně větší. To znamená, že například materiály pro parovody jsou vystaveny nejen dlouhodobému působení zvýšené teploty a napětí tzn. creepovým podmínkám, ale také únavovému zatěžování způsobeném procházející parou a v neposlední řadě dalším degradačním procesům jako oxidace. Jednou z možností volby materiálu, který je schopen si udržet své mechanické vlastnosti pro tyto náročné aplikace je skupina martenzitických ocelí s méně než 12 % Cr, jejich hlavní předností oproti jiným podobně použitelným materiálům jako můžou být například superslitiny na bázi niklu nebo jiné slitiny na bázi vysokotavitelných kovů (W, Nb, Ta) je hlavně jejich cena. Cílem této práce je předložit základní historický vývoj martenzitických ocelí s méně než 12 % Cr, jejich chemické složení a mikrostrukturu, dále se práce zabývá rychlostí šíření únavových trhlin a faktory, které tento proces ovlivňují. Popis šíření únavových trhlin navazuje na experimentální část práce, ve které bylo provedeno hodnocení vlivu asymetrie cyklu (konkrétně $R = 0,1$ a $R = 0,6$) a dlouhodobé tepelné expozice na rychlost růstu únavových trhlin ve slitinách P91 a P92.

2 Teoretická část

2.1 Rozvoj modifikovaných martenzitických ocelí 9-12% Cr

Přibližně do roku 1920 bylo naprosto běžné používat běžné nelegované uhlíkové oceli pro komponenty, které byly vystaveny působení páry s maximální teplotou 350 °C a tlakem okolo 1,5 MPa. V této době se komponenty testovaly pouze pomocí zkoušky tahem za tepla, a proto při tomto krátkodobém testu nebylo možné zjistit, že některé prvky jako třeba N, Al, Mn působily značný rozdíl v creepové pevnosti uhlíkových ocelí. [1]

Po roce 1920 zvýšení parametrů páry na teploty kolem 450 °C a tlaky kolem 3,5 MPa volalo po rozvoji nízkolegovaných žárupevných ocelí. Tento rozvoj byl pouze v rámci jednotlivých oceláren, které v té době ještě nebyly koordinovány ve společných výzkumných programech. Vznikaly i jednoduché a krátké creepové testy (do 2000 h), které umožňovaly lépe porozumět vlivu legujících prvků na creepovou pevnost.

Světové tendence zvyšování výkonu energetických bloků do 1000 MW v šedesátých letech zůstaly zastaveny na dobu kolem 30 let. V důsledku této skutečnosti se standardní teploty páry stabilizovaly v rozmezí teplot 540-565 °C a tlaku kolem 18 MPa. Požadavky na určité vlastnosti, hlavně creepovou odolnost, donedávna úspěšně splňovaly nízkolegované oceli vyvinuté ve 30. a 40. letech minulého století, tzn. značky 16Mo, 15CrMo, 10Cr2Mo a vysokolegovaná ocel 0,2 %C-12%Cr-1%Mo-V (X20CrMo12.1). Požadavky na redukci ceny elektrické energie a zároveň na snižování množství škodlivých emisí vyvolávají výrazný tlak na zvyšování účinnosti nově budovaných tepelných elektráren. Toho je možné dosáhnout zvyšováním teploty a tlaku páry na vstupu do parních turbín. Záměrem posledních let je využití páry s teplotou nad 565 °C. V mnoha zemích Evropy byly uvedeno do provozu několik elektráren využívajících páru o teplotě až 600 °C, v Japonsku parametry páry dosahují dokonce 610 °C/30 MPa. Tyto ultra super kritické (z anglického USC-ultra super critical), při kterých neexistuje rozdíl mezi plynným a kapalným skupenstvím vody, umožňují významně zvýšit účinnost elektráren a zároveň snížit spotřebu fosilních paliv, čímž přispívají ke snížení množství škodlivých emisí. [2; 3]

Využití páry s USC parametry v elektrárnách je podmíněno dostupností vhodných konstrukčních materiálů. Pro komponenty, které pracují v oblasti vysokých teplot jako třeba rotory a lopatky turbín, kotlové trubky atd., je klíčovou vlastností odolnost vůči creepu. Kromě toho je nutné, aby konstrukční materiály vykazovaly zvýšenou odolnost vůči oxidaci v prostředí páry. Požadované úrovně těchto vlastností dosahují austenitické CrNi(Mo) oceli, ale jejich použití v prostředí elektráren je limitováno jejich nízkou tepelnou vodivostí a zároveň velkou tepelnou roztažností, což v podmínkách provozu elektráren vytváří nebezpečí únavového poškození materiálu. Ke konstrukci vysoce namáhaných komponent turbín a kotlů elektráren se standardními parametry páry byly po velmi dlouhou dobu používány výše zmíněné nízkolegované chromové oceli, jejichž použití při USC parametrech páry je však nevhodné, protože jejich žárupevné vlastnosti zdaleka nevyhovují požadavkům kladených na materiály pro USC bloky elektráren. Díky těmto faktům, bylo v průmyslově rozvinutých zemích velké úsilí věnováno vývoji nových značek martenzitických ocelí na bázi 9-12 % Cr se zvýšenou úrovní užitečných vlastností, především meze pevnosti při tečení. Evropské programy vývoje těchto modifikovaných ocelí pro aplikace do 600 °C byly zahájeny v 80. letech minulého století. Dominantní role náleží především programům COST (Cooperation in the field of Science and Technology), ale kromě toho existuje i řada národních i mezinárodních projektů. Předpoklad využití této skupiny materiálů s dalším vývojem sahal k pracovním teplotám kolem 650 °C.

Intenzivní vývoj modifikovaných 9-12 % Cr ocelí je motivován relativně nízkou cenou materiálů na bázi železa ve srovnání s jinými vysokoteplotními materiály jako jsou například niklové superslitiny. [2; 3]

2.2 Chemické složení a mikrostruktura 9-12 % Cr modifikovaných ocelí

2.2.1 Chemické složení

V nových vysokolegovaných martenzitických ocelích pro použití v energetice byl omezen obsah uhlíku na rozmezí 0,05-0,15 hm.%. Uhlík zvyšuje úroveň žárupevnosti ocelí, ale s jeho vzrůstajícím obsahem dochází k degradaci technologických vlastností, především tvařitelnosti a svařitelnosti. S rostoucím obsahem uhlíku také klesají teploty rozpadu austenitu, tj. M_s a M_f , což zvláště v případě rozměrných výrobků vytváří předpoklady pro stabilizaci významného množství zbytkového austenitu A_z v martenzitické matici.

Žárupevné vlastnosti této skupiny ocelí rovněž velmi pozitivně ovlivňuje dusík. Proto se obsahy dusíku v některých ocelích pohybují v rozmezí 0,04-0,08 hm.%. Další zvyšování obsahu dusíku má za však následek degradaci žárupevných vlastností těchto ocelí. V případě ocelí s přísadou bóru jsou obsahy dusíku obvykle nižší (zhruba pod 0,02 hm.%), aby byla minimalizována tvorba nitridů bóru.

Molybden a wolfram mají výrazně větší atomový poloměr než atomy železa, a proto jejich přísada umožňuje zvýšit úroveň zpevnění tuhého roztoku. Vzhledem k obdobnému působení těchto prvků se jejich celkový obsah v ocelích vyjadřuje pomocí následujícího vztahu, který navíc zohledňuje rozdílnou molární hmotnost obou prvků:

$$Mo_{ekv} = hm.\%Mo + 0,5(hm.\%W). \quad (1)$$

Příspěvek molybdenu a/nebo wolframu ke zpevnění tuhého roztoku je limitován mezí rozpustnosti těchto prvků v kovové matici při teplotě creepu. Při překročení meze rozpustnosti dochází k precipitaci částic na molybden a/nebo wolfram bohaté Lavesovy fáze $Fe_2(W, Mo)$.

Obsah chromu v žárupevných ocelích v množství 9-12 hm.% je optimálním rozsahem z hlediska dobré žáruvzdornosti a korozní odolnosti, zpevnění za zvýšené teploty a pevnosti při tečení i odpovídající tvárnosti ocelí. Koncentrace nad 12 % není doporučována, protože vede k výskytu „křehkosti při 475 °C“ a prakticky nemění mez pevnosti při tečení ocelí.

Křemík, jehož atomy jsou menší než atomy železa, vyvolává zpevnění tuhého roztoku, zároveň má tento prvek pozitivní vliv na odolnost ocelí vůči oxidaci. Na druhou stranu negativně ovlivňuje chemickou heterogenitu ingotů příp. odlitků a mikrostrukturní stabilitu ocelí, proto obsahy křemíku v diskutovaných ocelích jsou silně závislé na aplikaci materiálu.

Hliník má velmi negativní vliv na úroveň žárupevnosti modifikovaných 9-12 % Cr ocelí, především v případě ocelí s přísadou dusíku. V této souvislosti je nutné, aby aplikované výrobní technologie umožnily minimalizovat obsah hliníku.

Pro dosažení účinného precipitačního zpevnění kovové matrice jemnými částicemi typu MX se tyto oceli legují přísadou vanadu. Intenzita precipitace částic typu MX bohatých na vanad závisí na obsahu dusíku v oceli, parametrech tepelného zpracování a creepové expozici.

Malá přísada niobu se používá především pro omezení růstu austenitického zrna v průběhu dlouhodobé výdrže na vysokých teplotách ohřevu během tepelného zpracování.

Nikl, mangan, kobalt a měď mohou být použity pro kompenzaci účinku feritotvorných prvků na konstituci ocelí. Je však známo, že nikl způsobuje degradaci žárupevných vlastností 9-12 % Cr ocelí, a proto je obsah tohoto prvku v moderních ocelích zpravidla velmi nízký. V nově vyvíjených ocelích se často používá přísada kobaltu nebo mědi, nicméně účinek těchto

prvků na mikrostrukturní stabilitu a žárupevnost není v současné době zcela jasný. Kobalt, na rozdíl od ostatních austenitotvorných prvků, zvyšuje teplotu M_s , ale jeho nevýhodou je relativně vysoká cena. Obsah manganu je obvykle nízký, protože snižuje transformační teploty a rovněž negativně ovlivňuje úroveň chemické heterogenity ocelí.

Malé množství bóru v modifikovaných 9-12 % Cr ocelích má velmi pozitivní vliv na úroveň žárupevných vlastností a rovněž na odolnost vůči zkřehnutí. Pro dosažení úrovně houževnatosti, tvařitelnosti a rovněž svařitelnosti ocelí je obecně doporučeno limitovat jeho množství pouze do 100 ppm. [2]

2.2.2 Mikrostruktura

2.2.2.1 Delta ferit

Získání plně martenzitické struktury v těchto ocelích vyžaduje vytvoření struktury austenitu bez delta feritu během ochlazování a celé přeměny austenitu na martenzit při ochlazování z teploty kalení kolem 1050 °C. Je to závislé současně na účasti austenitotvorných prvků (Ni, Mn, Cu, Co, C, N) tak i feritotvorných prvků (Cr, Si, Mo, W, V, Nb), ale také na rychlosti ochlazování. Stabilizace delta feritu za vysoké teploty, snižuje prokalitelnost, zhoršuje tvařitelnost a vhodnost ocelí pro zpracování tvářením. [3]

2.2.2.2 Karbidy $M_{23}C_6$

Důležitou úlohu ve vývoji mikrostruktury modifikovaných 9-12 % Cr ocelí hrají karbidy typu $M_{23}C_6$, které tvoří hlavní podíl minoritních fází ve struktuře. Jednou z hlavních vlastností těchto karbidů, zejména těch, vznikajících při vysokých teplotách popouštění nebo během dlouhodobé exploatace, je to, že se vyskytují na hranicích zrn popuštěných desek martenzitu, a zamezují růstu zrn feritu v důsledku výskytu procesů zotavení a rekrystalizace. Dodávají tedy oceli velkou creepovou pevnost, neboť z počátku jsou vyloučeny v disperzní formě na hranicích zrn a subzrn a omezují pokluzu hranic zrn. Tepelná stabilita karbidů $M_{23}C_6$ však není příliš vysoká, a proto v praktických podmínkách jsou tyto karbidy vnímány jako nežadoucí fáze. V průběhu creepové expozice dochází k pozvolným změnám jejich chemického složení a také k růstu a následnému hrubnutí (rychlost hrubnutí roste se zvyšujícím se obsahem chromu i niklu) popř. i změně morfologie částic $M_{23}C_6$. Hnací sílu těchto změn představují rozdíly mezi termodynamicky rovnovážným složením dané fáze při teplotě popouštění a teplotě creepové expozice, která je obvykle o 100-200 °C nižší. V důsledku těchto mikrostrukturních změn dochází k poklesu mechanických vlastností a usnadnění vzniku a zárodků dutin na hranicích zrn. [2; 3]

2.2.2.3 Fáze typu M_2X a MX

Stabilita disperzních částic M_2X v průběhu creepu silně závisí na chemickém složení ocelí a teplotě zkoušení. V důsledku studie ocelí E911 a 12CrMoVNbN bylo zjištěno, že v průběhu creepové expozice v teplotním intervalu 600-650 °C jsou částice M_2X nestabilní v důsledku vylučování částic sekundární MX fáze. Stabilita M_2X silně závisí na obsahu niklu. V případě oceli 12Cr0,5MoV s obsahem 0,5 hm.% niklu bylo prokázáno, že částice M_2X jsou při teplotě expozice 550 °C stabilní po dobu delší než 100000 hodin.

Vysoká úroveň odolnosti modifikovaných 9-12 % Cr ocelí vůči tečení je často spojována s precipitací jemných částic sekundární fáze MX. Jedná se prakticky o čisté nitridy, a proto je objemový podíl částic této fáze závislý na obsahu dusíku v tuhém roztoku. Při

vyloučení uvnitř zrn zakotvují dislokace a omezují jejich pohyb, čímž brzdí proces zotavení a zajišťují vysokou pevnost při tečení během dlouhodobé creepové expozice. Jejich tepelná a morfologická stabilita je velmi vysoká. Částice MX mohou být v mikrostruktuře přítomny po tepelném zpracování nebo precipitují v průběhu creepové expozice. Hnací sílu pro precipitaci sekundárních MX částic v průběhu creepové expozice představuje buď přesycení tuhého roztoku, které je funkcí rozdílu mezi teplotou popouštění a teplotou creepové expozice, nebo přítomnost termodynamicky méně stabilnějších fází bohatých na dusík. [2]

2.2.2.4 Lavesova fáze

V závislosti na obsahu wolframu anebo molybdenu v 9-12 % Cr ocelích může v průběhu žíhání nebo creepové expozice precipitovat Lavesova fáze. Vylučování částic Lavesovy fáze probíhá již při obsahu cca. 0,6 % Mo v oceli. Lavesova fáze typu Fe_2Mo je stabilní do teploty asi 650 °C, zatímco na wolfram bohatá fáze Fe_2W je stabilní až do teploty kolem 750 °C. Tyto fáze jsou izostrukturní (hexagonální mříž, strukturní typ $MgZn_2$) a mají velmi podobné mřížové parametry. Strukturní podobnost je příčinou vzájemné zastupitelnosti wolframu a molybdenu v Lavesově fázi v závislosti na chemickém složení. Kromě železa, molybdenu a wolframu se v Lavesově fázi rozpouští chrom a křemík. Zvýšený obsah křemíku v ocelích významně akceleruje tvorbu Lavesovy fáze. Předpokládá se, že přidáním křemíku se docílí rozšíření oblasti stability Lavesovy fáze, což pravděpodobně souvisí se schopností křemíku působit jako příjemce elektronů.

V částicích Lavesovy fáze se vyskytuje velká hustota defektů, převážně charakteru vrstevných chyb. Částice této fáze často nukleují na jiných minoritních fázích, především $M_{23}C_6$ nebo MX. Přednostní nukleace částic Lavesovy fáze na částicích $M_{23}C_6$ souvisí se skutečností, že v těsné blízkosti rozhraní $M_{23}C_6$ /matrice je vyšší obsah křemíku než v okolní matici, protože křemík se v karbidech $M_{23}C_6$ nerozpouští a je tedy vytěsňován do okolní matrice. Nukleace částic Lavesovy fáze na cizorodých částicích snižuje potenciál precipitačního vytvrzení vyvolaného touto fází. Částice Lavesovy fáze se často vyskytují na hranicích původních austenitických zrn nebo subzrn. Útvary této fáze rychle rostou, ale rychlost hrubnutí této fáze je výrazně nižší. Po dlouhodobé expozici částice Lavesovy fáze obvykle tvoří nejhrubší částice přítomné v mikrostruktuře modifikovaných 9-12 % Cr ocelí, a proto není příliš pravděpodobný významný příspěvek této fáze k dlouhodobému precipitačnímu vytvrzení. [2]

2.2.2.5 Z-fáze

Všechny novodobé modifikované 9-12 % Cr oceli vyrobené zhruba v posledních 35 letech obsahují vyrovnané přísady dusíku (cca 0,03-0,07 hm.%) a prvků tvořících nitridy, zejména vanad (cca 0,20-0,25 hm.%) a niob (cca 0,05-0,07 hm.%) což vedlo k vylepšení creepové pevnosti a excelentní mikrostrukturní stabilitě.

Nicméně je teď velmi dobře známo, že nitridy $Cr(V,Nb)N$, které nazýváme jako Z-fáze jsou termodynamicky mnohem stabilnější než nitridy $(V,Nb)N$ a také, že v modifikovaných 9-12 % Cr ocelích může docházet k transformaci nitridů $(V,Nb)N$ na Z-fázi $Cr(V,Nb)N$. Částice Z-fáze mohou růst velmi rychle až do velikosti mikrometrů, což může vést k velké ztrátě precipitačního zpevnění. Výsledky systematického výzkumu této skupiny ocelí prokázaly, že obsah Cr silně urychluje transformaci na Z-fázi. V ocelích s 12 % Cr byla často transformace dokončena dříve než za 30 000 h při 600 °C, kdežto oceli s 9 % Cr vydržely vždy bez transformace alespoň 100 000 h při stejné teplotě.

Z mikrostrukturního hlediska Z-fáze není schopna v martenzitických ocelích nukleovat samostatně, ale potřebuje k tomu již existující zárodky částic MN, na kterých se formuje pomocí difuze Cr z kovové matrice do těchto částic. Tento proces pomalu přeměňuje částice MN na částice Z-fáze. [4]

2.2.2.6 Částice M_6X

Další minoritní fází, která tvoří ve struktuře ocelí hrubé částice je M_6X , kde X je uhlík nebo dusík. Tvorbu této fáze v modifikovaných 9-12 % Cr ocelích usnadňují vysoké obsahy molybdenu a wolframu. Precipitace M_6X v těchto ocelích je doprovázena rozpouštěním jemných M_2X , případně MX částic.

Tato fáze rozpouští významná množství molybdenu, wolframu, chromu a niklu. Kromě toho se v dané fázi rozpouští malá množství křemíku, vanadu a železa. Rozpouštění disperzních částic nitridických fází v průběhu precipitace M_6X nasvědčuje tomu, že tato fáze obsahuje nejen uhlík, ale i dusík. Hrubé částice M_6X nepřispívají k precipitačnímu zpevnění oceli, navíc vysoký obsah molybdenu a wolframu v této fázi vyvolává redukci zpevnění tuhého roztoku.

Fáze M_6X , kde X je uhlík, dusík nebo kyslík, je obecné označení fází, pro jejichž stabilizaci jsou nezbytné nejméně dva typy substitučních atomů, např. Fe-Mo nebo Fe-W. Tato fáze, která je rovněž označována jako η -fáze, se vyskytuje v mnoha kovových soustavách, což souvisí s velkými možnostmi vzájemné substituce jak substitučních, ale také intersticiálních atomů. Obdobně jako Z-fáze představuje precipitace M_6X částic významný mechanismus degradace mikrostruktury modifikovaných chromových ocelí. [2]

2.3 Nukleace únavových trhlin

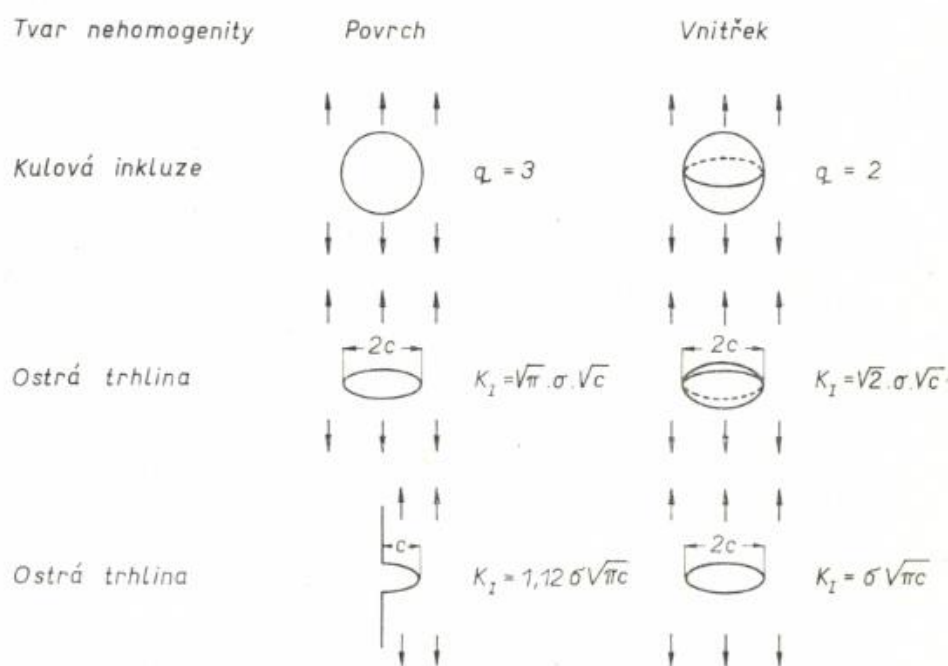
2.3.1 Napětí u povrchu

Z praxe je dobře známý fakt, že únavový proces je velmi citlivý na stav povrchu. Proto je únavová životnost výrazně ovlivnitelná povrchovým zpracováním a úpravami. Důvodem k této citlivosti je fakt, že nukleace únavových trhlin probíhá vždy na volném povrchu cyklicky zatěžovaných kovů, v místech, kde se koncentruje cyklická plastická deformace, která samozřejmě souvisí s koncentrací napětí. V případě tvarovaných součástí s makroskopickými koncentratory napětí (vruby atp.) je důvod existence koncentrace cyklické plastické deformace na volném povrchu v kořeni vrubu zcela zřejmý. Rovněž při zatěžování hladkých součástí a vzorků v ohybu nebo krutu je výklad jednoduchý – při těchto typech zatěžování se vytváří gradient napětí (a v důsledku toho i plastické deformace) s maximem na povrchu. Dokonce i u hladkých součástí zatěžovaných při podmínkách jednoosé napjatosti (tah-tlak) je zpravidla nutné připustit existenci jisté excentricity zátěžné síly, která vede ke vzniku malého ohybového napětí na povrchu a tím ke zvýšení skutečného napětí působícího v povrchové vrstvě.

Kromě těchto makroskopických důvodů zvýšení hladiny napětí na povrchu přispívají ještě mikroskopické koncentratory, které by neměly být opomenuty, protože se uplatňují i za podmínek ideálního homogenního zatěžování. Hladina napětí na povrchu je citlivá na povrchovou topografii, protože povrch není nikdy úplně a ideálně rovný. Např. i velmi jemné broušení vede k povrchovým nerovnostem, které působí jako lokální koncentratory napětí s nezanedbatelným faktorem koncentrace napětí (až 2). To stejné platí i pro povrchy chemicky anebo elektrolyticky leštěné, i když v těchto případech bude pravděpodobně zvýšení napětí v důsledku povrchových nerovností značně nižší. V průběhu deformace vycházejí dislokace na volný povrch a vytvářejí tak povrchový reliéf. To znamená, že i v případě původně ideálně

rovného povrchu se v průběhu zatěžování vytvoří povrchové nerovnosti, které opět působí jako velmi lokalizované koncentrátoři napětí.

V nehomogenních materiálech s částicemi jiné fáze (s odlišnými elastickými vlastnostmi) působí tyto částice (inkluze, precipitáty) rovněž jako koncentrátoři napětí. Argon [5] provedl srovnání velikosti koncentrace napětí způsobené inkluzí daného tvaru umístěné na povrchu a uvnitř materiálu. Pro případ inkluzí s nulovým modulem pružnosti je srovnání uvedeno na obrázku 1 níže. Z této tabulky lze jasně vypožorovat, že koncentrace napětí je vždy vyšší na povrchu než uvnitř materiálu, a to i přesto, že porovnání není zcela přesně kvůli uvažování nulového modulu pružnosti inkluzí. Shrnutím všech výše uvedených faktů dojdeme k závěru, že na povrchu cyklicky zatěžovaného kovového materiálu je hned z několika důvodů zvýšená hladina napětí ve srovnání se zbytkovým objemem materiálu. Zvýšení hladiny napětí v povrchových vrstvách pravděpodobně vysvětluje nukleaci únavových trhlin v této oblasti. [6]



Obrázek 1: Porovnání koncentrace napětí q a faktorů intenzity K_I pro nehomogenity stejného typu na povrchu a uvnitř materiálu [6]

2. 3. 2 Místa nukleace únavových trhlin

Velmi velké množství experimentů prováděných prostřednictvím optické anebo transmisní elektronové mikroskopie (otisky, repliky) prokázalo, že k nukleaci trhlin u homogenních materiálů dochází vždy na volném povrchu. Jako jedinou existující výjimku z tohoto pravidla lze uvést kontaktní únavu, kde mikrotrhliny vznikají v místech maximální změny smykového napětí pod povrchem. U součástí makroskopicky strukturně nehomogenních není nukleace vždy vázána na povrch. Např. u materiálů s výrazně zpevněnou povrchovou vrstvou (cementace, nitridace), k jejíž deformaci je zapotřebí podstatně vyšších napětí než k deformaci základní matrice, dochází k nukleaci na rozhraní tvrdé povrchové vrstvy a měkčí základní matrice. U součástí s vnitřními geometrickými defekty nukleace také nemusí být záležitostí pouze povrchové vrstvy.

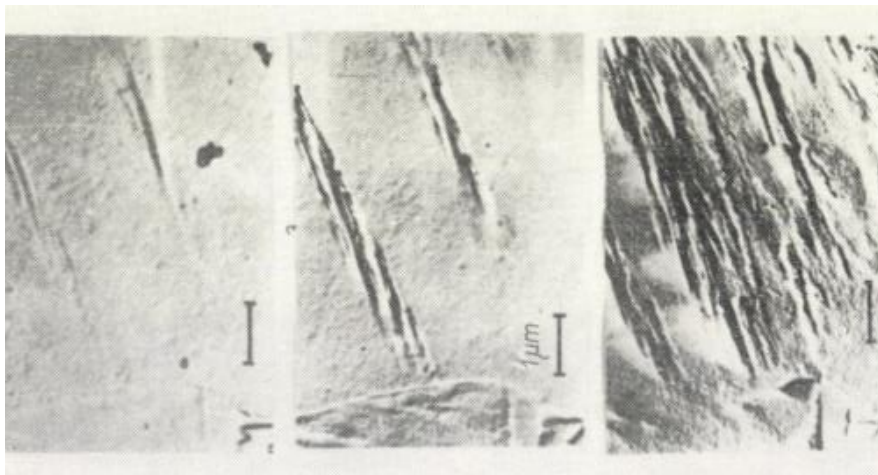
Pochopitelně se nelze spokojit s obecným konstatováním, že mikrotrhliny v případě homogenních materiálů vznikají na povrchu. Je třeba dále zodpovědět otázku, kde v povrchové

vrstvě vznikají, jaké jsou podmínky nutné pro jejich vznik a které mechanismy se na nukleaci podílejí. Přímé metody pozorování povrchu ukázaly, že jsou v podstatě tři typy nukleačních míst:

1. Únavová (perzistentní) skluzová pásma – nejčastěji se uplatňující typ
2. Hranice zrn – v případě vysokoamplitudové únavy především za vysokých teplot
3. Rozhraní mezi inkluzemi a maticí – v případě některých vícefázových slitin a materiálů, které obsahují tvrdé inkluze velikosti v řádu alespoň mikrometrů

Pro všechny tyto typy nukleace je společné, že jde vždy o místa s koncentrací cyklické plastické deformace v rámci povrchové vrstvy.

Základním typem nukleace je nukleace v únavových skluzových pásech, a to nejen z toho důvodu, že se nejčastěji uplatňuje, ale i proto, že vlastní nukleaci na hranicích zrn nebo rozhraní mezi inkluzí a maticí zpravidla předchází postupná tvorba únavových skluzových pásem v bezprostřední blízkosti hranice nebo inkluze. Typický příklad rozvoje únavových skluzových pásem je na obr. 2. Je zřejmé, že s rostoucím počtem cyklů roste jak intenzita, tak četnost skluzových pásem. Povrchový reliéf je tvořen takzvanými intruzemi (části pod původním povrchem) a extruzemi (části vystupující nad původní povrch). Celkový charakter těchto pásem je pro různé materiály různý. Například kovy se snadným příčným skluzem vykazují obecně vlnitější skluzová pásma, kovy s obtížným skluzem jsou naopak typické velmi rovnými skluzovými pásmi. U kovů se snadným příčným skluzem je ve srovnání s kovy s obtížným příčným skluzem hustota pásem mnohem menší, jsou však podstatně intenzivnější. Pro daný kov četnost i intenzita únavových skluzových pásem roste s rostoucí amplitudou zatěžování a s počtem zátěžných cyklů. [6]



Obrázek 2: Postupný vývoj PSP na povrchu Cu [6]

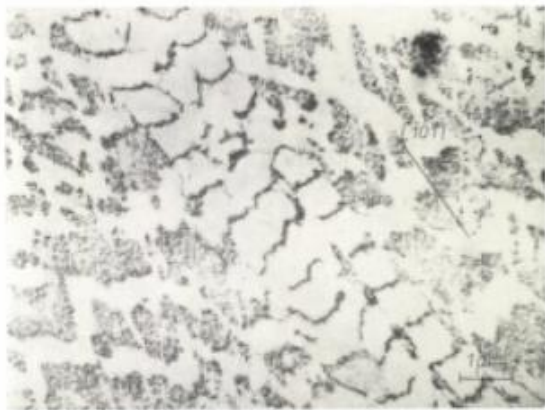
2.3.3 Perzistentní skluzová pásma

Na povrchu vzorků je možné od konce prvního stádia únavového procesu (změna mechanických vlastností) snadno metalograficky pozorovat skluzová pásma ležící podél průsečnic povrchu se skluzovou rovinou. Dislokační struktura ležící pod těmito pásmi tzn. pod povrchovými intruzemi a extruzemi, se velmi odlišuje od struktury v okolní matici, což je patrné z obrázku 3a. Struktura těchto pásem zřejmě odpovídá vyšší amplituda deformace než ve struktuře okolní matrice. Což vyplývá z toho, že pro jakýkoliv kov s vyšší energií vrstevné chyby platí, že v oblasti nízkých amplitud je vnitřní struktura žilová, ale pro stejný kov

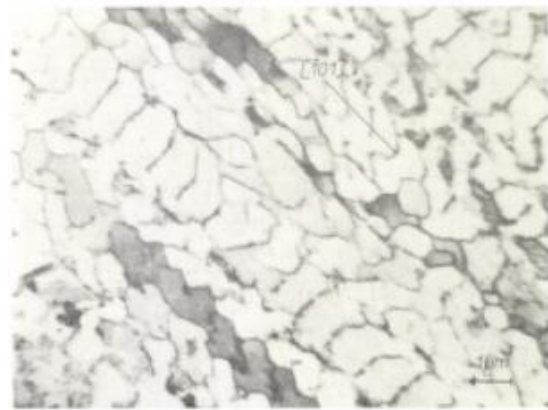
zatěžovaný v oblasti vysokých amplitud je typická vnitřní sktruktura buňková, této buňkové oblasti tedy odpovídá vyšší amplituda zatěžování než v okolní matici. Jinými slovy tato pásma reprezentují nehomogenity v rozložení cyklické plastické deformace. Odlišnost dislokační struktury v pásmech je také důvod, proč je možné v některých případech pásma naleptat i po odleštění vrstvy o tloušťce několika mikrometrů. Z tohoto důvodu se pro tato pásma začalo používat označení perzistentní skluzová pásma. Podle současných znalostí je možné perzistentní skluzové pásmo definovat jako zónu splňující tyto podmínky:

1. její dislokační struktura se odlišuje od struktury okolí
2. končí na povrchu intruzemi a extruzemi

Struktura na obr. 3a v řezu nerovnoběžném se skluzovou rovinou vykazuje tzv. žebříkový charakter. Struktura perzistentních skluzových pásem nemusí být vždy žebříková, častěji narazíme na perzistentní skluzové pásmo tvořené řadou (řadami) zcela uzavřených buněk, jak je vidět na obr. 3b. V řezu rovnoběžném se skluzovou rovinou se pásma jeví vždy jako buňková struktura s buňkami obvykle protaženými ve směru kolmém na primární směr skluzu. [6]



Obrázek 3a: Struktura PSP na monokrystalu Cu v řezu kolmém na skluzovou rovinu [6]



Obrázek 3b: Systém žebříkových i buňkových PSP v monokrystalu Cu v řezu kolmém na skluzovou rovinu [6]

2.3.4 Délka nukleačního stádia

Počet cyklů potřebných k nukleaci za daných podmínek označíme N_0 a počet cyklů do lomu za stejných podmínek označíme N_f . Relativní počet cyklů N_0/N_f pak můžeme brát jako míru délky nukleačního stádia.

Je bohužel velmi nejasné, do jaké hloubky a délky mikrotrhlin je možné hovořit o nukleaci a od kterých hodnot již o šíření mikrotrhlin. Není k dispozici žádné kritérium vyplývající z podstaty těchto procesů, které by toto rozdělení umožňovalo. Je taky samozřejmě nutné připustit, že nukleace a šíření mikrotrhliny je zcela spojitý proces bez možnosti vymezení hranice. Z tohoto důvodu jsme vždy odkázáni jen na vlastní volbu konvence délky trhliny, kterou budeme považovat jako konec nukleačního stádia. Stejným způsobem zavedení konvence je nutné přistupovat i u relativního počtu cyklů N_0/N_f . Je nutné zvolit délku (popř. i hloubku a četnost) mikrotrhlin, které budeme považovat za odpovídající hodnotu N_0 . V různých experimentálních pracích je tato konvence zavedena různě, a proto není možné uvádět dostatečně obecně platné kvantitativní údaje, ale jen údaje kvalitativního rázu. Tímto způsobem je třeba chápat všechny následující údaje o délce nukleačního stádia.

Relativní počet cyklů N_0/N_f závisí převážně na amplitudě zatěžování, geometrii vzorku (součásti), materiálových parametrech, stavu a kvalitě zpracování povrchové vrstvy a v neposlední řadě také na prostředí, ve kterém únavový proces probíhá.

S rostoucí amplitudou zatěžování klesá hodnota N_0/N_f . V oblasti vysokocyklové únavy může N_0 být u hladkých vzorků až desítky procent z celkové životnosti. Naopak v oblasti nízkocyklové únavy představuje N_0 prakticky zanedbatelnou část z celkové životnosti a převážná část z počtu cyklů N_f je spotřebována na šíření trhliny. Důležité je také poznamenat, že velkou roli v počtu cyklů pro nukleaci hraje asymetrie cyklu.

Koncentrátory napětí (zejména vruby) podstatným způsobem snižují hodnotu N_0/N_f . V případě velmi ostrých koncentrátorů napětí je stádium nukleace zanedbatelně krátké a prakticky celý únavový proces se realizuje jen ze šíření trhlin.

Snížení teploty vede k nárůstu N_0/N_f v případě materiálů vykazujících nukleaci v únavových skluzových pásmech (PSP). Pro materiály s inkluzemi naopak může s poklesem teploty docházet i k poklesu hodnoty N_0/N_f . V oblasti zvýšených teplot je třeba počítat se změnou místa nukleace v únavových skluzových pásmech za nižších teplot na nukleaci na hranici zrn za vyšších teplot. Obecně lze v této oblasti očekávat pokles N_0/N_f s rostoucí teplotou.

Únavová životnost mimořádně závisí na stavu povrchové vrstvy. Povrchové zpracování vede k několika jevům, které se obvykle překrývají:

Povrchové nerovnosti, které působí jako koncentrátory povrchu a snižují tedy délku trvání nukleace.

Makroskopická reziduální pnutí v povrchové vrstvě vznikají při každém způsobu povrchového opracování. Tahová reziduální pnutí v povrchové vrstvě jsou obecně horší, protože podporují růst trhliny a tím pádem zkracují nukleační stádium, tlaková pnutí naopak nukleaci ztěžují a vedou k jejímu prodloužení. Princip spočívá v superpozici vnitřního a vnějšího napětí, kdy předpokládáme, že s rostoucí asymetrií cyklu směrem do tlaku roste počet cyklů potřebných k nukleaci. V případě tlakového reziduálního pnutí bude skutečné napětí (součet vnitřního a reziduálního) v tahovém půlcyklu (který je pro poškození rozhodující) v povrchové vrstvě menší než napětí odpovídající stavu bez pnutí – relativní počet cyklů N_0/N_f bude tedy větší. Při tahovém reziduálním napětí bude skutečné napětí v povrchové vrstvě v tahovém půlcyklu větší ve srovnání se stavem bez pnutí – nukleační stádium bude kratší.

Odlíšné fázové a chemické složení povrchové vrstvy, ke kterému dochází buď cíleně (povrchové kalení, nitridace, cementace, pokovování povrchu) nebo necíleně v průběhu zpracování (oduhlíčení povrchu). Obecně je možné očekávat příznivý vliv na počet cyklů pro nukleaci a také životnost, pokud ovlivněná povrchová vrstva klade větší odpor proti cyklické deformaci než základní matrice, v opačném případě se jedná o negativní vliv.

Deformační zpevnění povrchové vrstvy, ke kterému dochází při opracování povrchu společně se vznikem makroskopických reziduálních napětí. Deformační zpevnění samo o sobě zvyšuje odpor proti cyklické plastické deformaci, i když tento odpor s přibývajícím počtem cyklů klesá.

Korozní prostředí obecně zkracuje nukleační stádium. Vliv plyných prostředí na N_0 a N_0/N_f je sporný. Kapalné korozní prostředí však zkracuje stádium nukleace poměrně drasticky. Vliv na to mají tyto faktory:

Tvorba „důlků“. K lokálnímu naleptání může docházet buď neselektivně kdekoli na povrchu anebo jen v místech lokalizované plastické deformace jako jsou třeba únavová skluzová pásma. V obou případech důlky působí jako koncentrátory napětí. Více významná je

pravděpodobně selektivní koroze únavových skluzových pásem, která probíhá v důsledku rozdílného elektrochemického potenciálu v těchto místech.

Poškození ochranné oxidické vrstvy skluzem. Na povrchu většiny kovů se při styku s kapalinou vytváří ochranná oxidická vrstva, která je katodická vzhledem k matici. Pokud dojde k poškození této vrstvy skluzovými procesy, vznikne elektrochemický článek, který vede k rychlému rozpouštění kovu v místě porušení ochranné vrstvy, což vede ke tvorbě mikrovrubu.

Snížení povrchové energie adsorbci atomů z kapalného prostředí. Při snížení povrchové energie se snadněji vytváří stupně na povrchu, a tedy i únavová skluzová pásma, což urychluje proces nukleace. [6]

2.4 Šíření únavových trhlin

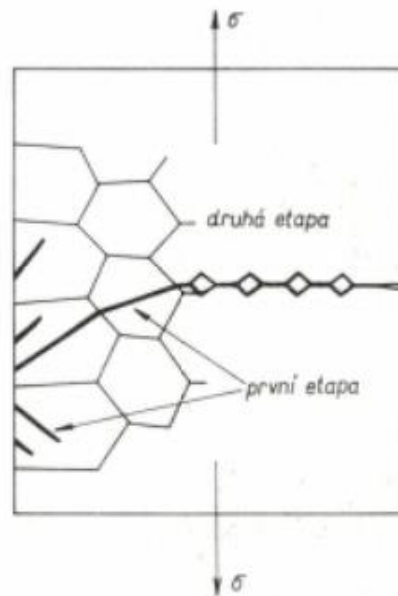
2.4.1 Mechanismus a etapy šíření trhlin

Nukleační stádium končí vytvořením povrchových mikrotrhlin, které leží podél aktivních skluzových rovin tzn. podél rovin, ve kterých je největší smykové napětí (výjimku tvoří interkrystalické mikrotrhliny). Při jednoosém zatěžování je největší smykové napětí v rovinách, které svírají 45° se směrem vnějšího napětí. Protože většina kovů obsahuje poměrně velké množství skluzových rovin, jsou aktivní ty, jejichž orientace je blízká rovině maximálního smykového napětí a z toho vyplývá, že rovina mikrotrhlin svírá tedy přibližně 45° se směrem vnějšího napětí. V průběhu dalšího cyklického zatěžování se trhliny propojují a rostou dále do hloubky podél aktivních skluzových rovin (rovin vhodně orientovaných k vnějšímu napětí). Velká většina trhlin se však brzy zastavuje a jen malá část z nich proniká do hloubky větší než desítky mikrometrů. S rostoucí délkou se trhliny vychylují z aktivních skluzových rovin a stáčí se do směru kolmého ke směru působení hlavního napětí a na jejich čele lze vhodnými technikami identifikovat plastickou zónu způsobenou koncentrací napětí na čele trhliny. Tento přechod roviny trhliny z aktivní skluzové roviny do roviny kolmé na směr působení vnějšího (hlavního) napětí často bývá označován jako přechod z krystalografického šíření trhliny na nekrystalografické šíření. V této etapě se zpravidla šíří jen jediná trhlina, která může být označována jako magistralní. Pro krystalografické šíření podél aktivních skluzových rovin se vžil termín první etapa šíření a pro nekrystalografické šíření kolmo na směr hlavního napětí termín druhá etapa šíření únavové trhliny (obr. 4).

Délka trhliny, definující přechod z první do druhé etapy šíření závisí především na druhu materiálu a na amplitudě zatěžování, ale zpravidla není větší než několik desetin milimetru. Čím menší je pro daný materiál amplituda zatěžování, tím větší je délka trhliny odpovídající první etapě. Protože je rychlost šíření trhliny v první etapě velmi malá, může být počet cyklů nutný pro její rozvoj velmi vysoký ve srovnání s počtem cyklů v druhé etapě šíření. Vliv vrubů jako koncentrátorů napětí je značný, počet cyklů potřebný pro prvou etapu je nepodstatný, protože je celé šíření záležitostí druhé etapy.

Šíření v druhé etapě končí náhlým lomem zbývajících částí nosného průřezu. U tenkých vzorků a součástí může ještě před lomem dojít k natočení roviny šíření, a to tak, že původní rovina šíření, jejíž normála je rovnoběžná se směrem vnějšího napětí se stočí do roviny jejíž normála svírá 45° s vnějším napětím, přičemž směr šíření zůstává kolmý na vnější napětí (nejedná se tedy o roviny odpovídající první etapě šíření, kde jak normála roviny, tak i směr šíření svírají 45° s vnějším napětím). Toto natočení roviny šíření souvisí s přechodem ze stavu rovinné deformace do stavu rovinné napjatosti.

Pro krystalografické šíření v první etapě je zřejmě rozhodující smyková složka napětí ležící v rovině trhliny. Nekrystalografické šíření v druhé etapě je naopak řízeno normálovým napětím. V obou případech se trhlina šíří zpravidla transkrystalicky, šíření po hranicích zrn se až na několik výjimek vyskytuje jen za zvýšených teplot. [6]



Obrázek 4: Schéma etap šíření únavové trhliny [6]

2.4.2 Makroskopický a mikroskopický pohled na reliéf lomové plochy

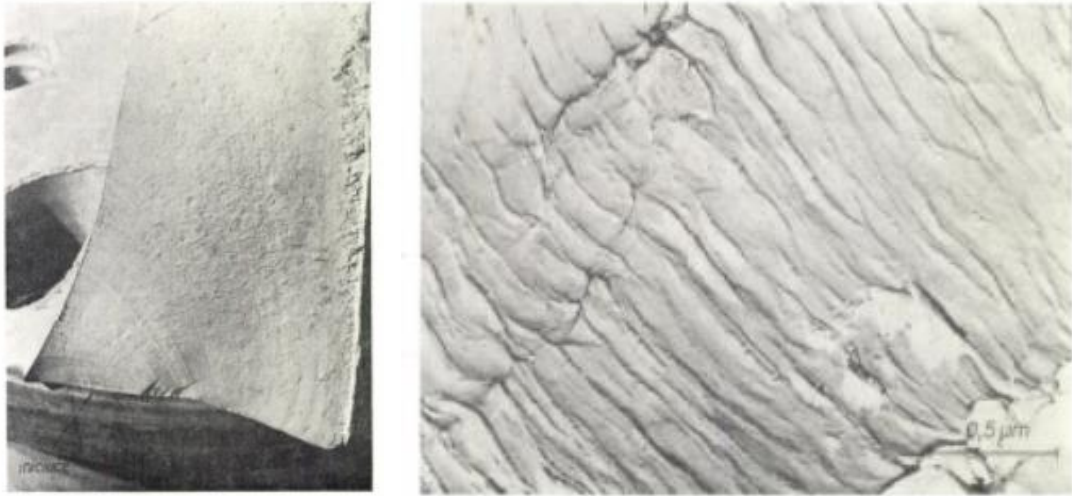
Reliéf lomové plochy byl prvním experimentálním objektem při výzkumu mechanismů šíření trhlin a poskytl mnoho informací pro posouzení platnosti těchto mechanismů.

Makroskopický pohled na lomovou plochu poskytuje několik důležitých informací: určení místa nukleace trhliny, postupové čáry, které ukazují postupnou polohu čela trhliny, dále také posouzení délky trhliny, při které došlo k náhlému dolomu zbývajících průřezu součásti.

Metodami elektronové mikroskopie můžeme pozorovat mikroskopický reliéf, který je pro výklad mechanismů šíření mnohem důležitější. U většiny tvárných kovů je podstatná část lomové plochy pokryta pravidelně vzdálenými žlábkami (striace), které jsou zhruba kolmé na směr šíření trhliny. Stejný vzhled i vzdálenost striací vedla k domněnce, že jedna striace odpovídá jednomu zátěžnému cyklu. To bylo ověřeno experimenty, stejně jako fakt, že amplituda napětí ovlivňuje vzájemnou vzdálenost striací, a to tak, že čím je nižší amplituda napětí tím je vzdálenost dvou striací od sebe menší. To, že jedna striace odpovídá jednomu zátěžnému cyklu znamená, že vzdálenosti mezi striacemi odpovídají přírůstku délky trhliny za jeden zatěžovací cyklus, tedy rychlosti šíření trhliny. To zároveň poskytuje možnost zjistit rychlost šíření fraktograficky (mikroskopicky) a to porovnat s rychlostí šíření měřenou z postupu čela trhliny na povrchu vzorku (makroskopicky). Mikroskopická hodnota šíření je často vyšší než hodnota makroskopická. Rozdíly v těchto hodnotách lze vyložit tak, že jedna striace vznikne během jednoho zátěžného cyklu, ale ne každý cyklus musí nutně vést k vytvoření striace, tzn. existují tzv. hluché cykly během, kterých trhlina nepostupuje.

Žlábkování lomové plochy lze metodami elektronové mikroskopie zpravidla pozorovat jen ve druhé etapě šíření, kde je vzdálenost mezi striacemi již dostatečně velká (v řádech desetin mikrometrů až mikrometry). V první etapě je rychlost šíření, a tím pádem i vzájemná

vzdálenost striací, pokud se vůbec vytvářejí, velmi malá (setiny mikrometru nebo i méně), takže je nelze pozorovat a lomová plocha se jeví jako hladká. [6]

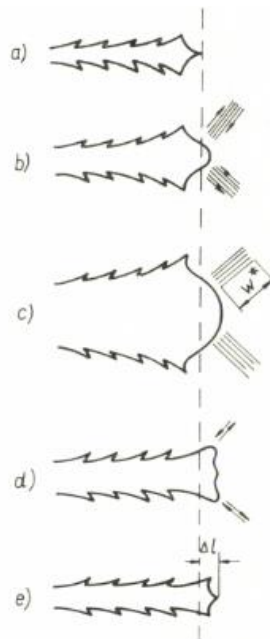


Obrázek 5a: Makrofraktografie lomové plochy [6]

Obrázek 5b: Mikroskopický pohled na striace nacházející se na lomové ploše polykrystalické Cu v druhé etapě šíření [6]

2.4.3 Modely šíření

Popisné modely šíření trhlin vycházejí především z mikroreliefu lomové plochy a také z přímého pozorování tvaru špice trhliny při zatěžování vysokými amplitudami napětí. Pozornost bude věnována druhé etapě šíření, kde je rychlost šíření, vzdálenost mezi žlábků a také výraznost lomové plochy podstatně větší než v etapě první.



Obrázek 6: Schéma mechanismu šíření trhliny dle Lairda [6]

Ze žlábkování na lomové ploše a faktu, že jedné striaci odpovídá jeden zátěžný cyklus vyplývá, že šíření trhliny je opakovaný proces, tzn. k pochopení mechanismu šíření stačí znát

procesy probíhající v jediném cyklu. Nejznámější model šíření, který sestrojil Laird [7] spočíval v optickém pozorování špice trhliny na některých tvárných kovových materiálech při zatěžování vysokými amplitudami. Trhliny v různých stádiích cyklu byly poté vyplněny materiálem, který zafixoval jejich konfiguraci, tak aby po rozřezání bylo možné světelným mikroskopem pozorovat tvar špice trhliny odpovídající různým stupňům zatížení. Výsledky jeho pozorování je možné vidět na obr. 6. Trhlina je ve výchozím stavu již rozšířená na délku odpovídající druhé etapě, tzn. viditelné žlábkování na lomové ploše (a). Při zatížení do tahu (b) dochází u špice trhliny vlivem vysoké koncentrace napětí k výrazné lokalizaci plastické deformace na rovinách maximálního smykového napětí, v důsledku toho se otupuje špice trhliny. Při dalším vzrůstu napětí se trhlina dále otevírá a špice se více zaobluje (c). Odlehčování vnějšího napětí (d) přibližuje obě části trhliny k sobě, ale nový povrch vytvořený během tahového zatížení není opačnou plastickou deformací plně reverzně vrácen do původní polohy a dochází k tomu, že ve směru maximálního smykového zatížení zůstávají vytaženy tzv. „ušičky“, které jsou totožné se žlábkem na lomové ploše. Úplně odlehčení a zatížení do tlaku vede k navrácení do původní konfigurace ale s tím, že délka trhliny se zvětšila právě o vzdálenost mezi dvěma striacemi (e). V tlakovém půlcyklu je trhlina zavřená a k dalšímu opakování procesu šíření dojde v následujícím tahovém půlcyklu. Tento mechanismus opakovaného otupování a zaostřování špice trhliny je pravděpodobně nejobecnějším popisným modelem šíření únavové trhliny.

Lairdův model vysvětluje komplexně výskyt žlábkování na lomové ploše. Velmi atraktivní je to, že nespécifikuje dislokační mechanismy vedoucí k plastické deformaci na špici trhliny, tedy ani nespécifikuje vztah mezi substrukturou a povrchovým reliéfem. Tento mechanismus funguje dokonce i v polymerech, které se deformují dle zcela jiných mechanismů než kovové materiály. Jediným předpokladem je lokalizovaná plastická deformace na špici trhliny, která není plně reverzibilní. Pomocí Lairdova modelu lze také kvalitativně vyložit, proč cyklická deformace ve vakuu nevede k pozorovatelným striacím na lomové ploše. V průběhu odlehčování se nově vzniklé povrchy tzv. „ušičky“ nespojují. Tento proces je podporován oxidací, pokud se na nově vzniklých površích okamžitě vytvoří oxidická vrstva, nemůže dojít ke znovunavázání atomových vazeb. Ve vakuu se ale oxidická vrstva nevytváří, a proto je znovunavázání vazeb atomů pravděpodobnější. To znamená, že je potlačena tvorba striací a přírůstek délky za cyklus je menší než v případě zatěžování na vzduchu, což je v souladu s experimentálními údaji, kdy je rychlost šíření ve vakuu za jinak stejných podmínek až několikanásobně nižší ve srovnání s rychlostí šíření na vzduchu.

Lomová plocha odpovídající první etapě šíření poskytuje sama o sobě jen velmi málo informací o celém procesu šíření. Vzdálenost mezi striacemi (pokud vůbec nějaké existují) je tak malá, že nelze jednotlivé striace rozlišit od sebe. Pro pochopení mechanismu šíření v první etapě je důležitá experimentální práce Kaplana a Lairda [8], kteří na monokrystalu mědi ukázali, že při cyklickém zatěžování v míjivém tlaku se uměle vytvořené trhliny (ostré zářezy podél rovin svírajících 45° s vnější silou) nešíří. To znamená, že k růstu v první etapě je (stejně jako etapě druhé) potřebná tahová složka napětí. Tedy i v první etapě je růst trhliny spojen s cyklickou reverzní plastickou deformací. Jestliže jsou dány tato zmíněná fakta, lze předpokládat, že proces opakovaného otupování a zaostřování špice trhliny je aplikovatelný i pro první etapu šíření, a to zejména pro materiály s vlnitým charakterem skluzu, kde je otupování špice díky snadnému příčnému skluzu možné. Alternativním mechanismem pro kovy s velmi obtížným příčným skluzem, kde otupování nemůže snadno probíhat, je skluz celé části krystalu podél roviny trhliny, která je v této etapě totožná s aktivní rovinou skluzu.

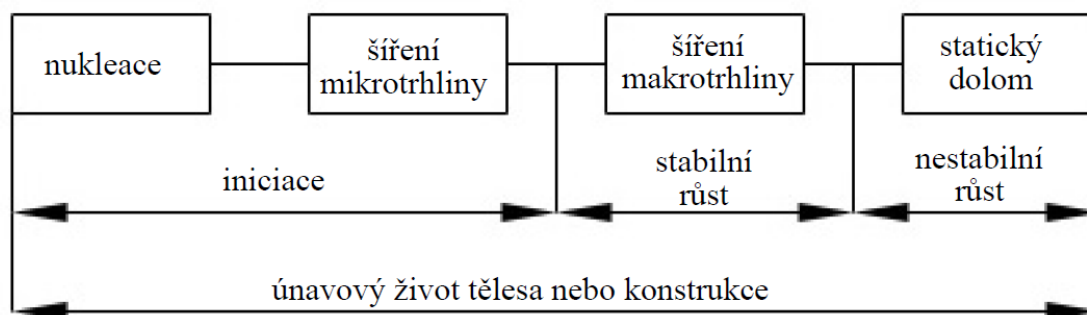
Současný stav poznání mechanismu šíření trhlin lze shrnout tak, že je dost dobře, i když jen rámcově, popsán proces šíření u tvárných materiálů, které vykazují striace na lomové ploše. V případě křehkých materiálů nebo materiálů s inkluzemi, částicemi jiných fází nebo jinými nehomogenitami nepopisuje představa opakovaného otupování a zaostřování špičky trhliny zdaleka všechny detaily objevující se na lomové ploše. To vede ke dvěma možným krajním koncepcím šíření únavových trhlin v reálných technických materiálech s omezeným stupněm tvárnosti. První z těchto koncepcí předpokládá, že i v těchto případech je proces otupování a zaostřování (modifikovaný anebo ve své původní podobě) dominantní, přistupuje k němu však možnost křehkého porušení malých oblastí v každém zátěžném cyklu. Druhá koncepce je oproti tomu založena na představě vzniku drobných trhlinek před čelem magistrální trhliny a následného kvazikřehkého porušení materiálu vlivem propojení těchto drobných trhlinek. Tento proces se pak přirozeně nemusí opakovat v každém zátěžném cyklu. Tato druhá koncepce počítá s interakcí a likvidací bariér, takže se může i při nižší hladině napětí uplatnit hnací energie napjatosti relaxovaná v okolí trhliny. [6]

2.5 Šíření únavových trhlin z pohledu lineární lomové mechaniky

Únavový proces, během kterého dochází v konstrukčních dílech vystavených při provozu k cyklickému zatěžování se skládá z několika základních a odlišných fází, kterými jsou:

1. fáze změn mechanických a fyzikálních vlastností
2. nukleace únavové mikrotrhliny v únavových skluzových pásech (PSP), na hranicích zrn nebo na rozhraní matrice/inkluze
3. šíření únavové mikrotrhliny, které je výrazně ovlivněné lokálními podmínkami v místě vzniku
4. šíření únavové makrotrhliny

Celý proces tohoto únavového porušování je zakončený náhlým statickým dolomem zbývajících nosného průřezu součásti nebo dílu.



Obrázek 7: Etapy únavového života cyklicky zatěžované součásti [9]

Část, kterou se jednotlivé etapy podílí na únavovém životě dané součásti závisí převážně na podmínkách v okolí místa vzniku únavové trhliny. Pokud se trhlina šíří z hladkého povrchu tělesa, pak iniciace trhliny tvoří rozhodující část únavového života (cca 90 %). Jestliže se trhlina šíří z rozhraní matrice/inkluze nebo jiné mikrostrukturální vady, celé stádium nukleace je irelevantní, ale etapa šíření dominuje (asi 80 % únavové životnosti). Běžným zdrojem informací o těchto jevech bývají většinou klasické laboratorní únavové zkoušky hladkých či vrubovaných těles kruhového průřezu, jejichž výsledky bývají obvykle ve formě křivek životnosti napětí-

počet cyklů do lomu (S-N), které vyjadřují závislost počtu cyklů do lomu na velikosti amplitudy cyklického zatěžování a hladině středního napětí. Hlavní charakteristikou popisující odolnost materiálu proti únavovému poškození je v tomto případě mez únavy. Tento přístup je charakteristický pro konstrukční filozofii safe life, která šíření únavové trhliny vůbec nedovoluje, a proto se ani nebere v úvahu.

K zcela jiné situaci dochází u konstrukčních částí, ve kterých při současných ekonomicko-technologických možnostech není možné vyloučit výskyt velkých a ostrých defektů technologického původu. Význam stádia iniciace je v tomto případě téměř nulový a délka únavového života součásti téměř odpovídá délce stádia šíření makroskopické trhliny. Únavovou makrotrhlinu lze od únavové mikrotrhliny odlišit dvěma základními charakteristikami – zaprvé její chování není ovlivněno lokálními podmínkami v místě jejího vzniku a za druhé pro její další popis lze použít znalosti lomové mechaniky. Klasická konstrukční filozofie, založená pouze na mechanických vlastnostech materiálu jako např. mez kluzu nebo mez pevnosti je v případě existence ostrých defektů (v tomto případě např. trhlina) zcela nepřesná a v řadě případů může vést ke značnému podcenění reálné situace, což může mít katastrofický dopad. Přítomnost trhlín či jiných ostrých defektů způsobuje v materiálu nejen změny kvantitativní, ale i kvalitativní – nejde tedy jen o pouhé snížení nosného průřezu a s tím související růst napětí, ale třeba i k změně mikrostruktury materiálu. Během fáze navrhování je třeba díly optimalizovat tak, aby únavová trhlina šířící se z primárního defektu nedosáhla kritické délky a nedošlo k poruše dříve, než dojde k servisní prohlídce nebo odstávce z provozu. Výše zmíněný typ konstrukční filozofie, který se běžně označuje jako damage tolerance, se používá např. u tlakových nádob a potrubí.

Jiným směrem, kde hraje etapa šíření únavové trhliny rozhodující roli, se ubírá koncepce fail-safe. Podle této filozofie se k návrhu přistupuje tak, aby součást byla bezpečná i při poruše tzn. tato koncepce pracuje i se zbytkovou pevností tělesa s trhlinou, která je velmi důležitá. Nedílnou součástí koncepce fail-safe jsou průběžné defektoskopické prohlídky během provozu. Na základě výsledků těchto prohlídek a poznatků lomové mechaniky se podnikají další kroky jako povolená délka provozu, termín a rozsah oprav, případně úplné odstavení konstrukce z provozu. Některé konstrukční části, navrhované podle této filozofie, mohou mít dvojí způsob zabezpečení tzv. zálohu – v průběhu jejich únavového porušování je silový tok převeden na ostatní neporušené elementy, čehož se s úspěchem využívá zejména u civilních dopravních letadel.

Přístup a znalosti lomové mechaniky je možné použít ke stanovení podmínek makroskopického šíření únavové trhliny za daných provozních podmínek, k popisu etapy stabilního šíření i pro stanovení kritéria ztráty stability trhliny. Pomocí parametrů lomové mechaniky např. součinitel (také známý jako faktor) intenzity napětí K lze určit pole napětí a deformací v okolí čela trhliny v závislosti na způsobu a míře zatěžování, tvaru a rozměrech tělesa, velikosti trhliny či dalších vlastnostech konstrukčního materiálu apod. Lomová mechanika rovněž umožňuje přenos výsledků a vědomostí z jednoduchých zkušebních tělesech v laboratorních podmínkách (pro tyto účely se obvykle používají plochá tělesa např. CT, na kterých je možné sledovat průběh procesu šíření makroskopické únavové trhliny i optickým mikroskopem na straně vzorku) na daleko složitější konstrukční komponenty vystavené reálným provozním podmínkám. Objev všech těchto různých možností a použití lomové mechaniky představil komplexní a významný pokrok v oblasti výzkumu materiálu a rovněž celého únavového procesu. Interdisciplinární charakter lomové mechaniky, která využívá poznatků aplikované mechaniky kontinua i fyzikální metalurgie, umožňuje vytvoření podkladů pro posouzení únosnosti a životnosti konstrukčních částí s trhlinami, které jsou objektivní a

jednoznačné, a tím významně omezit havárie konstrukčních součástí a zaručit co možná nejbezpečnější provoz. [9]

2.5.1 Činitelé ovlivňující rychlost šíření únavové trhliny

Rychlost šíření únavové trhliny $v = da/dN$ je veličinou, která charakterizuje odezvu materiálu na časově proměnné zatěžování, ale zároveň je ovlivněna celou řadou různých činitelů. Tyto činitele či faktory lze pro názornou orientaci rozdělit do těchto podskupin:

1. charakteristiky zatěžování (označené Z)
2. geometrie tělesa (označená A)
3. charakteristiky materiálu (označené M)
4. charakteristiky prostředí (označené T)

Pomocí uvedené symboliky lze naznačenou závislost vyjádřit v obecném tvaru:

$$v = f(Z, A, M, T). \quad (2)$$

Jeden z nejdůležitějších činitelů ovlivňují rychlost růstu únavové trhliny jsou charakteristiky zatěžování (Z). Patří zde zejména rozkmit napětí $\Delta\sigma$, střední napětí σ_m nebo parametr asymetrie cyklu $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$, který definuje, jak se daný cyklus liší od přesně symetrického cyklu ($R = -1, \sigma_m = 0$), kde σ_{min} je minimální napětí v cyklu, σ_{max} je maximální napětí v cyklu a σ_m je střední napětí. Dále pak frekvence zatěžování f , tvar zatěžovacího cyklu (sinusový, obdelníkový, pilový apod.), stav napjatosti (rovinná deformace, rovinná napjatost), zbytková napjatost apod.

Významnou charakteristikou, která má na rychlost šíření trhliny podstatný vliv je geometrie tělesa s trhlinou (A). K těmto charakteristikám lze zařadit absolutní a relativní rozměry trhliny (např. $a, a/W$, kde a je délka trhliny a W je šířka tělesa), geometrie trhliny (např. tvar, orientace vůči směru zatěžování apod.), tvar a rozměry tělesa s trhlinou, tvar a rozměry konstrukčních vrubů apod.

Materiálové charakteristiky (M) významně ovlivňujícími rychlost šíření únavové trhliny. Mezi tyto charakteristiky se řadí zejména chemické složení materiálu, mikrostruktura a krystalová struktura, přednostní orientace zrn a jejich hranic (textura), distribuce legujících prvků a nečistot, tepelné zpracování (typ kalení nebo žihání), mechanické zpracování (válcování, lisování, obrábění) a nelze opomenout ani mechanické vlastnosti (modul pružnosti v tahu a ve smyku, pevnost, tažnost, mez kluzu, lomová houževnatost apod.)

Veličinami charakterizující prostředí mohou být teplota, skupenství, elektrický potenciál, kyselost (pH), koncentrace poškozujících složek v kapalném prostředí, parciální tlak poškozujících složek v plynném prostředí, viskozita, velikost radiačního toku a druh radiačních částic, typ a tloušťka povrchových povlaků atd.

Čím větší počet aktivních činitelů ovlivňujících šíření únavové trhliny se v těchto vztazích vyskytuje, tím jsou komplikovanější a tím větší je i počet různých konstant a exponentů, které je nutné znát, což v praxi může být mnohdy velmi problematické, tato skutečnost použití těchto vztahů v praxi značně omezuje.

Z hlediska mechaniky kontinua je rychlost šíření únavové trhliny ovlivněna polem napětí v okolí čela trhliny, které je výsledkem superpozice:

1. odezvy materiálu na vnější silové účinky působící na těleso v daném okamžiku a místě
2. zbytkové napjatosti vyvolané lokální elasto-plastickou odezvou materiálu na předchozí zatěžování
3. zbytkové napjatosti technologického původu

Pole napjatosti a tím pádem i stav napjatosti před čelem trhliny lze charakterizovat některým z lomově mechanických parametrů – v případě únavových trhlín se používá faktor nebo také součinitel intenzity napětí K . Složky tenzoru napětí $\sigma_{ijk}(r, \theta)$ a vektoru posuvu $u_{ijk}(r, \theta)$ v nejbližším okolí čela trhliny lze v závislosti na součiniteli intenzity napětí vyjádřit ve tvaru:

$$\sigma_{ijk}(r, \theta) = \frac{K}{\sqrt{r}} f_{ijk}(\theta, \nu), \text{ resp. } u_{ijk}(r, \theta) = \frac{K}{\sqrt{r}} f^*_{ik}(\theta, \nu). \quad (3)$$

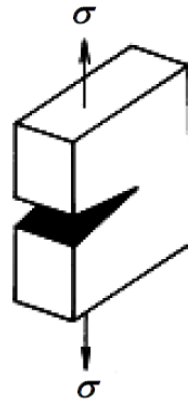
Kde $i, j = x, y, z, k = RD, RN, \nu =$ Poissonovo číslo materiálu, $E =$ modul pružnosti v tahu. Konkrétní tvary funkcí $f_{ijk}(\theta, \nu)$ a $f^*_{ik}(\theta, \nu)$ je možná nalézt v literatuře např. [10]. Pole napětí a deformací v okolí čela trhliny jsou rozhodující pro další vývoj trhliny (šíření, zastavení). [9]

2.5.2 Součinitel intenzity napětí

Obecně je možné se setkat se třemi základními módy zatěžování tělesa s trhlinou – tah, smyk, antirovinný smyk. V případě tahového zatěžování tzn. módu porušování I (viz. obr. 8), který se v praxi vyskytuje nejčastěji, je součinitel intenzity napětí definován vztahem:

$$K = \lim_{r \rightarrow 0} (2\pi r)^{\frac{1}{2}} \sigma_{yy}(r, 0), \quad (4)$$

kde $\sigma_{yy}(r, 0)$ je kolmá složka tenzoru napětí na lomovou plochu v místě, které se nachází ve vzdálenosti r před čelem trhliny (tj. směr šíření trhliny – druhá polární souřadnice, definující polohu daného bodu v rovině je nulová tzn. $\theta = 0$).



Obrázek 8: Schematické znázornění tahového porušování (mód porušování I) [9]

Pro nekonečně velké těleso zatížené tahovým napětím σ dostáváme po dosazení za $\sigma_y(r, 0)$ pomocí vztahu:

$$\sigma_{yy}(r, 0) = \frac{\sigma \cdot a^{\frac{1}{2}}}{(2r)^{\frac{1}{2}}} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \cos \frac{\theta}{2}, \quad (5)$$

odvození viz. [10] pro $\theta = 0$ známou rovnicí:

$$K = \sigma(\pi a)^{\frac{1}{2}}, \quad (6)$$

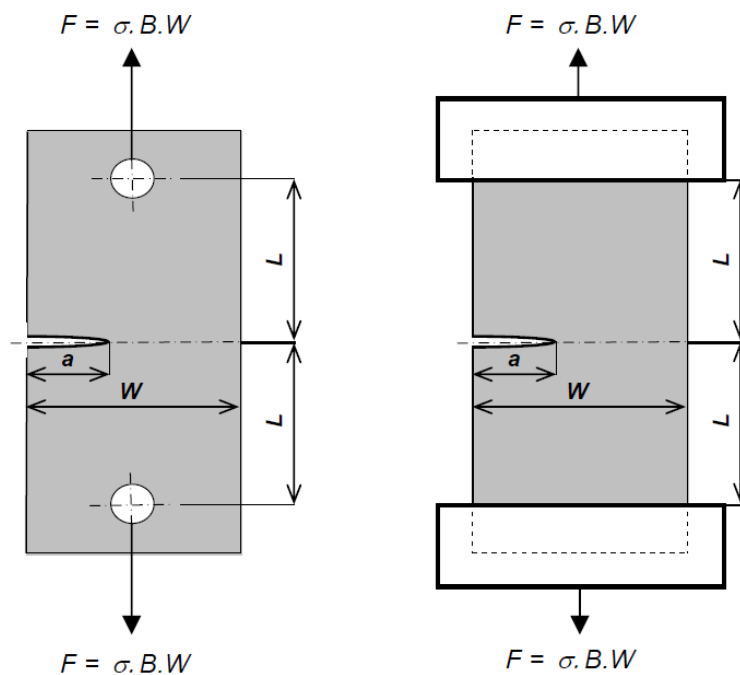
kde a je délka trhliny.

U skutečného tělesa, které disponuje konečnými rozměry bude pole napětí v okolí čela trhliny ovlivněno volnými okraji tohoto tělesa. V tomto případě bude součinitel intenzity napětí záviset rovněž na geometrii tělesa, zejména tedy šířce tělesa W a jeho délce L , tuto skutečnost lze obecně vyjádřit vztahem:

$$K = \sigma(\pi a)^{\frac{1}{2}} f(a/W, L/W, \dots). \quad (7)$$

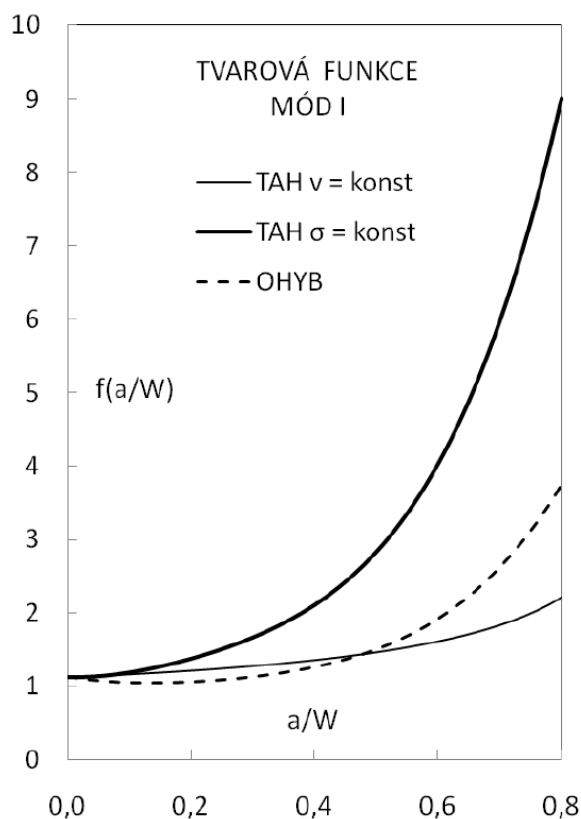
Funkce $f(a/W, L/W, \dots)$, která respektuje konečné rozměry tělesa se nazývá tvarová funkce. Je zřejmé, že rovnice (6), platná pouze pro nekonečná tělesa je jen speciálním případem vztahu (7) kde dosadíme $f(a/W, L/W, \dots) = 1$.

Jako příklad vlivu různých podmínek na tvarovou funkci je možné uvést těleso s jednostrannou okrajovou trhlinou, kde tvarová funkce závisí nejen na způsobu zatěžování (tah, ohyb atd.), ale také na okrajových podmínkách (konstantní napětí, resp. konstantní posuv podél horního i dolního okraje viz obr. 9)



Obrázek 9: Tahové zatížení tělesa s jednostrannou trhlinou podél horního a dolního okraje tělesa v případě konst. napětí, resp. posuvu [9]

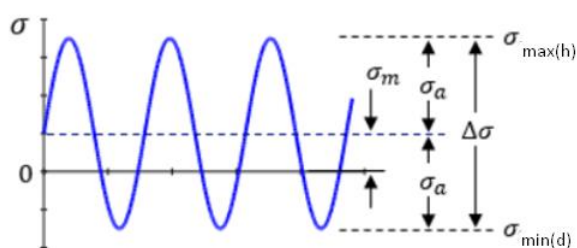
To, jak výše uvedení činitele ovlivňují průběh tvarové funkce (a tedy i velikost součinitele intenzity napětí K) je zřejmé z obr. 10 níže, kde jsou porovnány křivky tvarových funkcí pro konstantní rychlost posuvu v , resp. konstantní napětí σ a pro zatížení čtyřbodovým ohybem. [9]



Obrázek 10: Ovlivnění průběhu tvarové funkce způsobem zatěžování a okrajovými podmínkami u tělesa s jednostrannou trhlinou (mód I) [9]

2.5.3 Rychlost šíření únavové trhliny v závislosti na rozkmitu součinitele intenzity napětí

Z podstaty procesu únavového zatěžování, probíhajícího formou zátěžných cyklů je zřejmé, že nejdůležitější charakteristikou časově proměnného zatěžování je amplituda napětí σ_a (viz obr. 11).



Obrázek 11: Znázornění veličin charakterizující zátěžný cyklus [11]

Matematicky je amplitudu napětí možné zapsat vztahem:

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max(h)} - \sigma_{\min(d)}}{2} \quad (8)$$

Tato veličina ovlivňuje např. únavový život cyklicky zatěžovaných těles (ten bývá obvykle prezentován ve formě již zmíněných křivek životnosti S-N, mezní hodnota amplitudy odpovídá tzv. mezi únavy).

V lomové mechanice se nejčastěji používá veličina rozkmit napětí, kterou můžeme vyjádřit následovně:

$$\Delta\sigma = 2\sigma_a = \sigma_{\max(h)} - \sigma_{\min(d)}, \quad (9)$$

rozkmitu napětí podle rovnice (7) odpovídá rozkmit součinitele intenzity napětí:

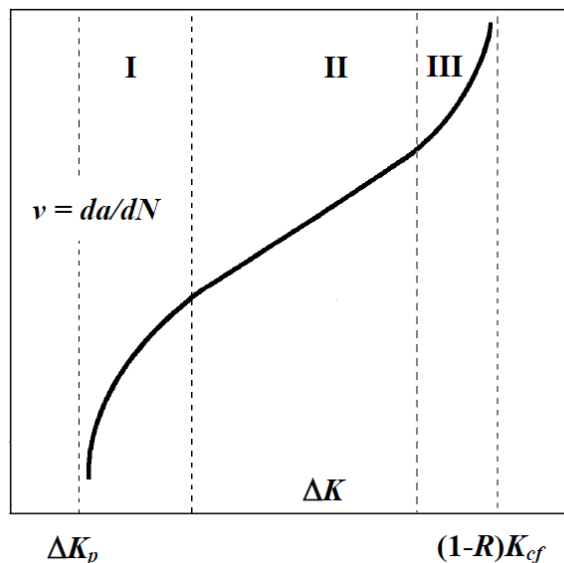
$$\Delta K = \Delta\sigma(\pi a)^{1/2} f(a/W, L/W, \dots) \quad (10)$$

ΔK charakterizuje pole napětí a deformací před čelem únavové trhliny a značným způsobem ovlivňuje rychlost šíření únavové trhliny $v = da/dN$, což je možné obecně vyjádřit ve formě rostoucí funkce:

$$v = f(\Delta K). \quad (11)$$

Navzdory velkým rozdílům mezi odezvami různých materiálů na časově proměnné zatěžování má prakticky ve všech případech závislost rychlosti šíření únavové trhliny v na rozkmitu faktoru intenzity napětí ΔK poměrně obdobný charakter – na základě množství provedených experimentů lze konstatovat, že graf funkce (11) vykazuje v log-log souřadnicích obecně esovitý charakter (viz obr. 12). Tento graf lze rozdělit do tří kvalitativně odlišných oblastí:

- I. Oblast prahových hodnot součinitele (faktoru) intenzity napětí ΔK_p a nízkých rychlostí šíření únavových trhlin.
- II. Oblast platnosti Paris – Erdoganova vztahu tzn. oblast lineární závislosti $\log(v)$ na $\log(\Delta K)$.
- III. Oblast vysokých rychlostí šíření únavových trhlin, která končí závěrečným dolomem. Hodnota faktoru intenzity napětí odpovídající maximálnímu zatížení v cyklu se blíží hodnotě únavové lomové houževnatosti materiálu K_{cf} a tedy odpovídající rozkmit součinitele intenzity napětí ΔK se blíží hodnotě $(1 - R) \cdot K_{cf}$.



Obrázek 12: Obecná závislost charakterizující rychlost šíření trhliny da/dN na ΔK [9]

V I. etapě šíření makroskopické únavové trhliny již toto šíření není ovlivněno lokálními podmínkami v místě iniciace a lze použít zákonitosti lineární lomové mechaniky. Trhlina však musí být dostatečně dlouhá, což je možné kvantifikovat např. nerovností:

$$a \geq \frac{4}{\pi} \left[\frac{\Delta K_p}{\Delta \sigma_c} \right]^2, \quad (12)$$

kteřá představuje orientační kritérium, po jeho splnění je možné rychlost šíření únavové trhliny vyjádřit jako funkci ΔK . Ve vztahu (12) označuje σ_c mez únavy hladkého tělesa a ΔK_p prahovou hodnotu rozkmitu faktoru intenzity napětí. Dosáhne-li za daných podmínek při časově proměnném zatěžování tělesa s trhlinou rozkmit faktoru intenzity napětí ΔK zmíněné prahové hodnoty ΔK_p , která závisí zejména na parametru asymetrie cyklu R , na velikosti zrna materiálu d ale také na prostředí, pak se trhlina začne šířit. Jedná o stabilní šíření, to znamená, že po odlehčení se trhlina nešíří dál. Část křivky $v = f(\Delta K)$ v oblasti I lze analyticky vyjádřit pomocí vztahu Klesnila a Lukáše [6]:

$$v = A(\Delta K^m - \Delta K_p^m), \quad (13)$$

kde A a m jsou konstanty závislé na materiálu, prostředí apod.

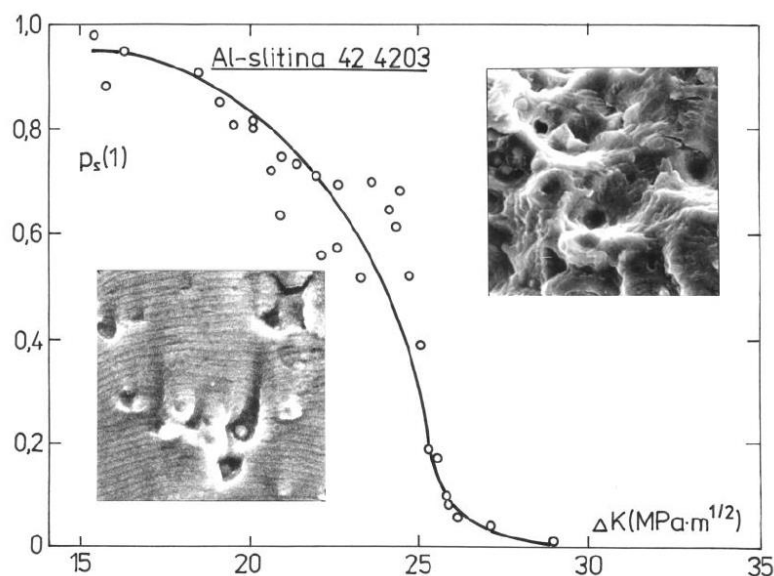
V II. oblasti má závislost na obr. 12, vyjádřená v logaritmických souřadnicích, obvykle lineární charakter. Funkci $v = f(\Delta K)$ lze v této oblasti vyjádřit pomocí Paris-Erdoganova vztahu

$$v = C(\Delta K)^n, \quad (14)$$

který se díky své jednoduchosti osvědčil při použití v praxi. Konstantu C a exponent n ve vztahu (14), které jsou opět závislé na materiálu, prostředí apod., lze snadno určit matematicko-statistickým zpracováním (lineární regresní analýzou) souboru dvojic vzájemně si odpovídajících experimentálních dat.

Ve III. oblasti šíření únavové trhliny výrazně ovlivňuje hlavně mikrostruktura materiálu, parametr asymetrie R (který zahrnuje střední hodnotu napětí σ_m) a také tloušťka tělesa B . Kromě těchto primárních faktorů, ovlivňuje šíření únavové trhliny sekundárně i prostředí, ve kterém se únavová trhlina šíří (v korozních prostředích je obvykle rychlost šíření vyšší). V intervalu vysokých hodnot ΔK (tzn. v oblasti, kde se ΔK_{max} blíží hodnotě únavové lomové houževnatosti K_{cf}) se začínají na šíření trhliny kromě únavových mechanismů stále více projevovat i mechanismy statického porušování (např. tvárný lom – viz. obr. 13). Důsledkem je zrychlování šíření trhliny, které je vyšší, než by odpovídalo Paris-Erdoganovu vztahu (14).

Pokud rozkmit faktoru intenzity napětí ΔK dosáhne hodnoty $(1 - R) \cdot K_{cf}$, dojde ke ztrátě stability trhliny (šíření není podmíněné dalším zvyšováním napětí a jedná se o nevratný proces) a náhlému porušení zbylého nosného průřezu. Únavovou lomovou houževnatost K_{cf} , která závisí nejen na charakteristikách prostředí (zejména na teplotě), ale i na geometrii tělesa s trhlinou (zejména na jeho tloušťce), není možné obecně ztotožňovat s lomovou houževnatostí K_{Ic} , určenou standardním a normalizovaným postupem, která charakterizuje odolnost materiálu vůči ztrátě stability trhliny při statickém zatěžování. [9]



Obrázek 13: Plošného podíl polí striaci na lomové ploše p_s v závislosti na ΔK u slitiny typu AlCuMg [9]

K analytickému popisu závislosti $v = f(\Delta K)$ v oblasti III se nejčastěji používá Formanův vztah:

$$v = \frac{C(\Delta K)^n}{(1-R) \cdot (K_{cf} - K_{max})} = \frac{C(\Delta K)^n}{(1-R) \cdot K_{cf} - \Delta K}, \quad (15)$$

kde C a n jsou konstanty závislé na materiálu a prostředí, K_{cf} je únavová lomová houževnatost, ΔK je rozkmit faktoru intenzity napětí a R je parametr asymetrie cyklu.

Podobných víceparametrických regresních vztahů, které umožňují analytický popis závislosti $v = f(\Delta K)$ v celém jejím rozsahu (tzn. v oblastech I, II a III), lze nalézt několik. Tyto funkce umožňují postihnout typický esovitý tvar závislosti $v = f(\Delta K)$, vynesené v logaritmických souřadnicích. Jednou z těchto víceparametrických závislostí, popisující celou křivku rychlosti šíření trhliny může být například modifikovaný Formanův vztah:

$$v = \frac{C(\Delta K)^n \cdot (\Delta K - \Delta K_p)^p}{[(1-R) \cdot K_{cf} - \Delta K]^q}, \quad (16)$$

obsahující konstantu C , exponenty n , p , q , prahovou hodnotu ΔK_p a únavovou lomovou houževnatost K_{cf} , všechny těchto veličin jsou materiálovými parametry. [9]

2.5.4 Parametr asymetrie R , další charakteristiky zatěžování a prostředí ovlivňující rychlost šíření únavové trhliny

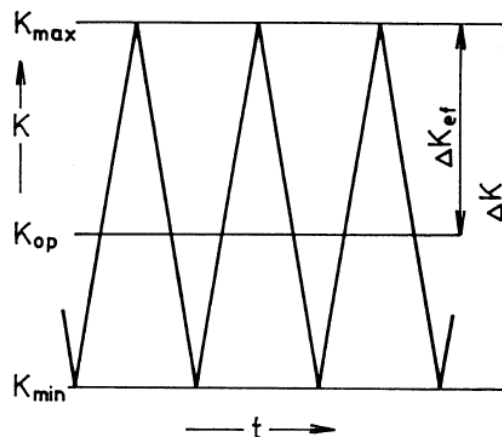
Součinitel intenzity napětí K je veličinou, která je ovlivněna několika různými charakteristikami, které podle vztahu (11) pak dále ovlivňují i rychlost šíření únavové trhliny.

Další charakteristikou cyklického zatěžování, významně ovlivňující šíření únavové trhliny je parametr asymetrie cyklu $R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$, který v podstatě započítává vliv středního napětí σ_m . Vliv tohoto faktoru souvisí s otevíráním a uzavíráním čela únavové trhliny, trhlina obecně není otevřená v celém rozsahu napětí (σ_{min} , σ_{max}), které odpovídají rozkmitu napětí $\Delta\sigma$, ale pouze v jeho tahové části. Hlavní příčinou tohoto jevu je reverzní plastická zóna, která

vzniká při poklesu napětí v odlehčovaci části cyklu a způsobuje vznik zbytkových tlakových pnutí v oblasti čela trhliny. Tyto zbytková tlaková pnutí pak přitlačují oba líce trhliny k sobě a tím ji uzavírají. K tomuto uzavření dochází při poklesu vnějšího napětí pod určitou mezní hodnotu $\sigma_{cl} \geq \sigma_{min}$. V zátěžné části cyklu obdobně dojde k opětovnému otevření trhliny až po dosažení mezní hodnoty napětí $\sigma_{op} \geq \sigma_{min}$ (pro jednoduchost budeme dále předpokládat, že $\sigma_{cl} \approx \sigma_{op}$).

K šíření únavové trhliny dochází pouze v intervalu $(\sigma_{op}, \sigma_{max})$ zatěžovacího cyklu, kdy je trhlina plně otevřena. Napětí σ_{op} (resp. $\sigma_{min}, \sigma_{max}, \Delta\sigma$) odpovídá faktor napětí K_{op} (resp. $K_{min}, K_{max}, \Delta K$). Ve skutečnosti se tedy na šíření únavové trhliny nepodílí celý rozkmit faktoru intenzity napětí $\Delta K = K_{max} - K_{min}$, ale jen jeho část, kterou lze nazvat efektivní rozkmit faktoru intenzity napětí ΔK_{ef} a definovat vztahem:

$$\Delta K_{ef} = K_{max} - K_{op} \quad (17)$$



Obrázek 14: Efektivní rozkmit faktoru intenzity napětí ΔK_{ef} [9]

Tu část zatěžovacího cyklu, ve které je trhlina plně otevřena je možné charakterizovat poměrem:

$$U = \frac{\Delta K_{ef}}{\Delta K}, \quad (18)$$

který je obecně funkcí celé řady proměnných ovlivňujících šíření únavové trhliny. Faktorem, který mezi nimi dominuje a ovlivňuje otevírání a zavírání trhliny je však parametr asymetrie cyklu R . Konkrétní tvar této funkce závisí zejména na materiálu. Příkladem mohou být dvě lineární funkce, které vyjadřují stejnou závislost otevírání a zavírání čela únavové trhliny vzhledem k parametru asymetrie cyklu a liší se pouze materiálem:

$$\text{Pro slitinu typu AlCu4Mg1 [12] je } U(R) = 0,5 + 0,4R \quad (19)$$

$$\text{Pro uhlíkovou konstrukční ocel [13] je } U(R) = 0,75 + 0,25R \quad (20)$$

Z porovnání obou výše uvedených závislostí je patrné, že vliv materiálu může hrát při šíření únavové trhliny velkou roli – např. pro mívivý cyklus ($R = 0$) je otevření trhliny (a tedy i efektivní hodnota rozkmitu faktoru intenzity napětí $\Delta K_{ef} = U(R) \cdot \Delta K$ u oceli o 50% větší než u slitiny typu AlCu4Mg1 (dural). [9]

Dalšími faktory ovlivňující otevírání a uzavírání trhliny a tím pádem i rychlost jejího šíření jsou tloušťka tělesa B a velikost plastické zóny r_p . Tenzor napětí totiž závisí na tom, jde-li o rovinnou deformaci nebo o rovinnou napjatost. Rovněž tak tvar a velikost plastické zóny se liší pro rovinnou napjatost a rovinnou napjatost. Na základě těchto faktů se tedy zdá logické tvrzení, že i detaily procesů na špičce trhliny, a tedy i rychlost šíření trhliny bude záviset na druhu napjatosti. Na povrchu vzorku je vždy přítomna rovinná napjatost, ve středu vzorku se podmínky blíží stavu rovinné deformace. U tenkých vzorků v průměru převládají podmínky rovinné napjatosti, u silných vzorků podmínky rovinné deformace. Z toho vyplývá, že rychlost šíření závisí na tloušťce vzorku [6]. Veličina, kterou můžeme vyjádřit, jak vliv velikosti plastické zóny r_p , tak i tloušťky tělesa B , ale i vliv Poissonova čísla μ materiálu, se nazývá tzv. faktor stísnění (z anglického constraint factor), který může být vyjádřen pomocí následujícího vztahu:

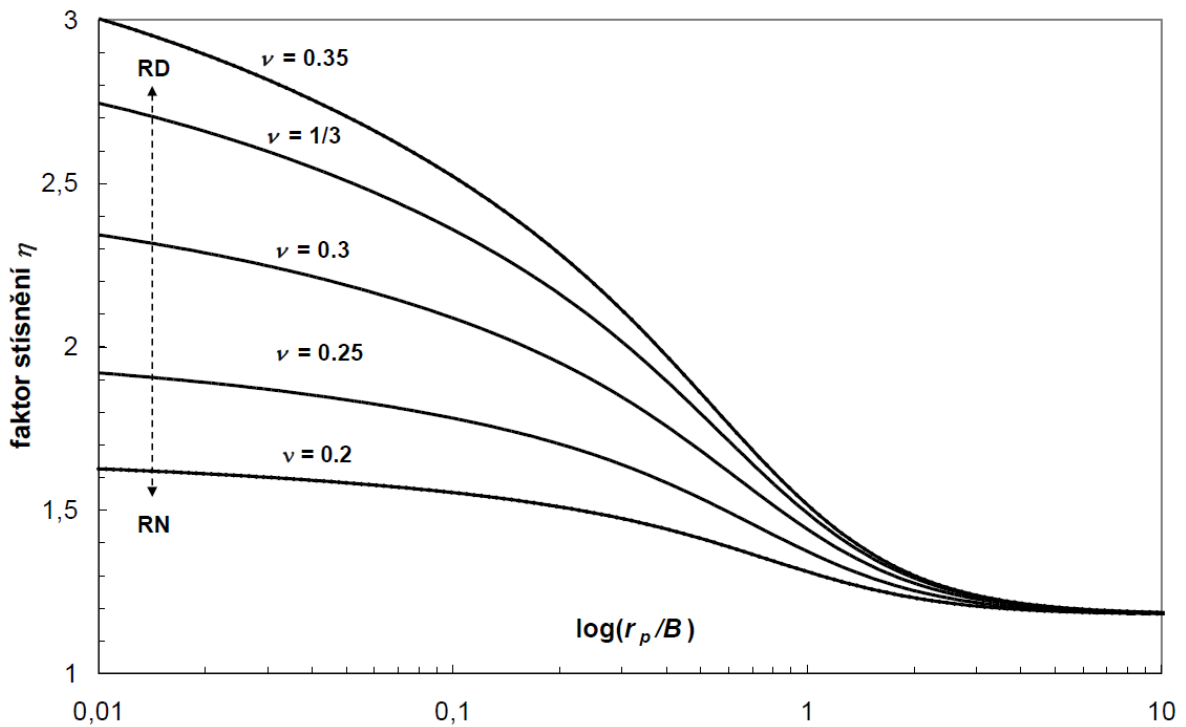
$$\eta \equiv \frac{1 + c_1 \left(\left(\frac{r_p}{B} \right)^{\frac{1}{2}} + 2 \left(\frac{r_p}{B} \right)^2 \right)}{1 - 2\mu + c_2 \left(\left(\frac{r_p}{B} \right)^{\frac{1}{2}} + 2 \left(\frac{r_p}{B} \right)^2 \right)}, \quad (21)$$

kde c_1 a c_2 jsou konstanty. Na obr. 15 je graficky znázorněn průběh funkce $\eta = \eta(r_p/B; \mu)$ pro konstanty $c_1 = 0,6378$ a $c_2 = 0,5402$, převzaté z [14], její maximum ($\eta_{max} \leq 3$) odpovídá stavu rovinné deformace a minimum ($\eta_{min} \geq 1$) odpovídá stavu rovinné napjatosti. [9]

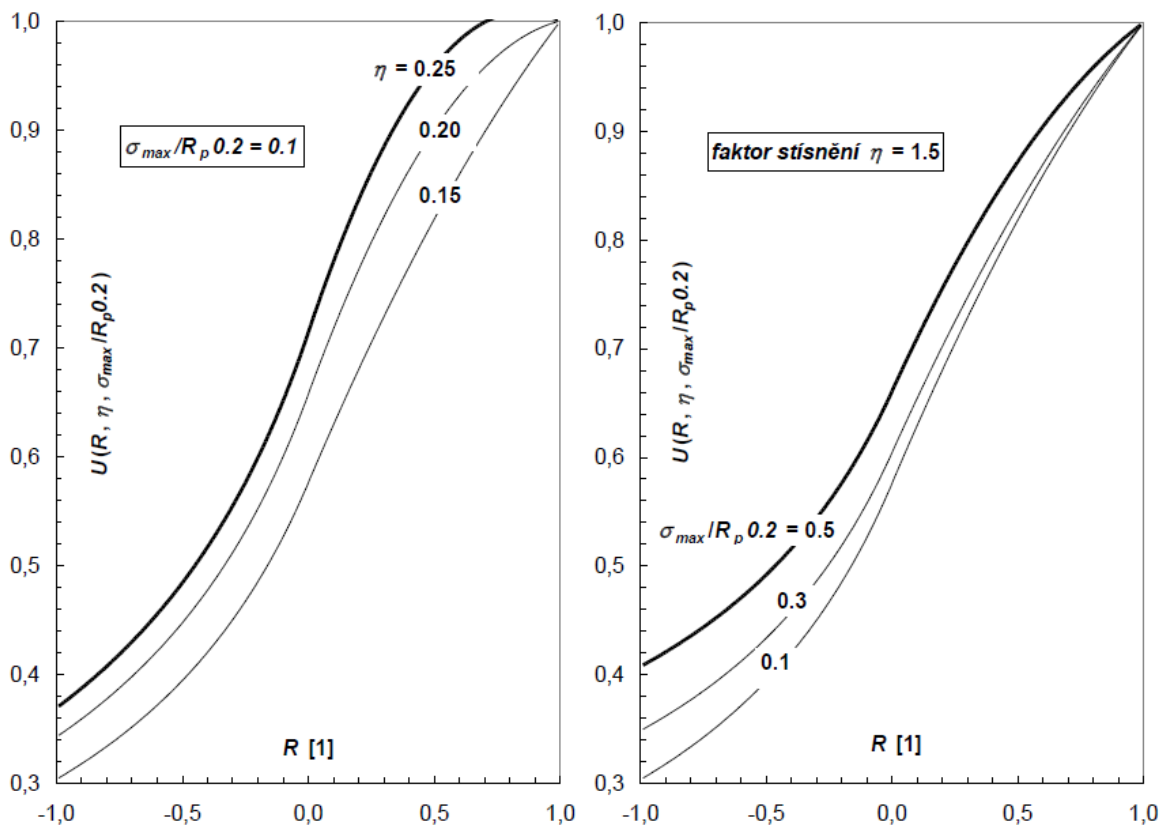
Na základě výše uvedené koncepce uzavírání a otevírání trhliny během jejího šíření je možné původní závislost rychlosti šíření únavové trhliny přepsat z původního tvaru $v = f(\Delta K)$ do tvaru:

$$v = f(\Delta K_{ef}). \quad (22)$$

Je tedy možné shrnout, že s ohledem na výše uvedené poznatky obecná funkce (22) implicitně vyjadřuje závislost rychlosti šíření únavové trhliny v na následujících faktorech: parametru asymetrie cyklu, rozkmitu napětí, způsobu zatěžování, okrajových podmínkách, geometrii trhliny (převážně délce), geometrii tělesa (zejména šířce a tloušťce) a mechanických vlastnostech (mez kluzu, Poissonovo číslo) daného materiálu. Naznačené závislosti však nabývají platnosti až po určité uplynuté době cyklického zatěžování, kdy je pole napětí a deformací (zejména zbytkových) před čelem trhliny již plně vyvinuté – v počátku fáze šíření jsou podmínky kolem čela trhliny ve zdaleka jiném stavu, který ovlivňují spíše okrajové a počáteční podmínky (nezatížený stav), než jen pole elasto-plastických deformací, které se kvůli působení cyklického zatěžování postupně mění. Důsledkem zmíněné skutečnosti je relativně nižší napětí σ_{op} (resp. K_{op}) a tedy větší hodnota ΔK_{ef} , než za jinak úplně stejných podmínek při větší délce trhliny, která je v již stabilizovaném stavu. Orientační představu o tom, jak velkou mírou tento faktor působí je možné si udělat na základě výsledků získaných pomocí metody konečných prvků [15] – v citovaném případě délce počáteční trhliny $a = a_0$ odpovídala hodnota ΔK_{ef} přibližně dvakrát větší, než délce trhliny $a \geq 1,02 a_0$.



Obrázek 15: Závislost faktoru stísnění η na poměru velikosti plastické zóny r_p a tloušťky tělesa B podle proměnného parametru – Poissonova čísla ν [9]



Obrázek 16: Příklady závislosti poměru $U = \Delta K_{ef}/\Delta K$ na parametru asymetrie R , faktoru stísnění a relativní velikosti maximálního napětí $\sigma_{max}/R_{p0,2}$ [9]

Uvedená skutečnost je příčinou jevu, který se při únavových zkouškách často vyskytuje poměrně často – závislost $v = f(\Delta K)$ má zpočátku konstantní nebo dokonce mírně klesající průběh. Ze snahy předejít ovlivnění výsledků tímto jevem je například v normě ASTM [16] týkající se měření rychlosti šíření únavové trhliny začleněno, že pro délku trhliny a , od které se měření budou brát v úvahu, musí platit nerovnost:

$$a - a_0 \geq \max(1 \text{ mm}; h; 0,1B), \quad (23)$$

kde a_0 je výchozí délka trhliny na začátku experimentu, h je šířka vrubu a B je tloušťka vzorku.

Otevírání a uzavírání trhliny obecně závisí na časovém průběhu cyklického zatěžování. Veškeré uvedené úvahy se týkaly pouze jednoduchého zatěžování s konstantní amplitudou napětí. V případě podmínek komplexnějšího zatěžování může být proces otevírání a uzavírání trhliny výrazně ovlivněn nejen parametry jednotlivých cyklů, ale i tím v jakém pořadí za sebou následují apod.

Dalším parametrem, kterým lze časově proměnné zatěžování tělesa charakterizovat a zároveň ovlivňuje rychlost šíření únavové trhliny, je frekvence zatěžování (cyklování) f . Tento faktor vzájemně interaguje s vlivem prostředí (jako např. korozní prostředí), ale také s teplotou. Závislost rychlosti šíření únavové trhliny na frekvenci zatěžování vzorku má mocninný charakter, tj. $v = f^{-\lambda}$, kde exponent λ je bezrozměrná materiálová konstanta velikosti řádově 10^{-1} . K této uvedené závislosti je třeba přihlídnout např. při aplikaci dat z laboratorních únavových zkoušek, realizovaných obvykle z ekonomických a časových důvodů při vyšších zatěžovacích frekvencích než v praxi, kdy je provozní frekvence zatěžování daného dílu nebo součásti mnohem nižší často až o několik řádů. [9]

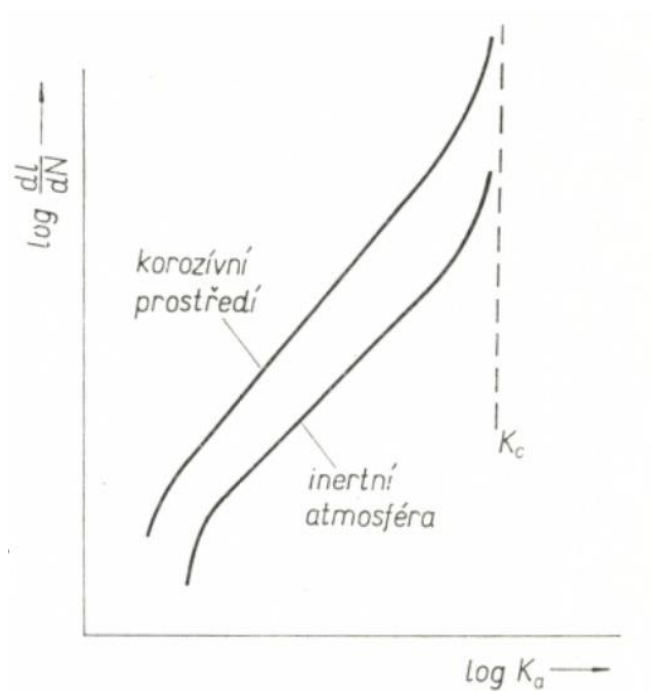
Rychlost šíření trhliny velmi silně závisí na prostředí, ve kterém probíhá cyklické zatěžování. Pro hrubou představu o velikosti tohoto vlivu poslouží údaj, že v agresivním prostředí může být rychlost šíření trhliny až o řád větší než v neutrálním prostředí za jinak naprosto stejných podmínek zatěžování. Nejnižší rychlost šíření je možné pozorovat v inertních prostředích jako jsou vakuum nebo suchý argon; ve všech ostatních prostředích, ať již plynných nebo kapalných, je rychlost šíření vyšší. Toto zvýšení rychlosti závisí jak na materiálu, tak na prostředí. Obecně je však možné říct, že plynná prostředí jsou zpravidla mírnější a kapalná prostředí zpravidla agresivnější, co se týče vlivu na rychlost šíření.

Na obr. 17 je možné vidět schematické znázornění vlivu prostředí na rychlost šíření trhliny vyjádřené v závislosti na faktoru intenzity napětí. V oblasti vysokých hodnot ($K \rightarrow K_C$) se obě křivky přibližují a náhlý závěrečný lom není korozním prostředím nijak zvláště ovlivněn. V oblasti středních a malých rychlostí šíření lze obecně konstatovat zvýšení rychlosti a snížení prahových hodnot v důsledku přítomnosti korozivního prostředí. Konkrétní tvary těchto křivek závisí již silně na materiálu i na prostředí.

Šíření trhlín je určeno procesy cyklické plastické deformace na špici trhliny. Plastická deformace obecně závisí na teplotě, a to tak, že (až na výjimky) je snažší při vyšších teplotách ve srovnání s teplotami nižšími. Je tedy možné předpokládat, že v důsledku tohoto tvrzení i šíření trhliny bude probíhat snadněji za vyšších teplot. Tato kvalitativní úvaha pak vede k závěru, že rychlost šíření únavové trhliny za jinak konstantních podmínek roste s rostoucí teplotou.

S rostoucí teplotou současně roste vliv prostředí i frekvence zatěžování. V oblasti teplot, kde se již objevuje i creepové chování, nejde mluvit jen a pouze o únavovém procesu, a to zejména při asymetrickém zatěžovacím cyklu, ale spíše o kombinovaném vlivu únavy a creepu, tento fenomén se ve světě běžně označuje pomocí anglického spojení creep-fatigue crack

growth rate – zkráceně CFCGR. V této oblasti také dochází ke změně mechanismu lomu z transkrystalického na interkrystalický. [6]



Obrázek 17: Schematické znázornění vlivu korozivního prostředí na rychlost šíření únavové trhliny [6]

3 Cíle práce

Cílem práce je stanovení rychlosti růstu únavové trhliny v oblasti platnosti Parisova-Erdoganova zákona u parovodních trubek vyrobených z ocelí P91 a P92, používaných v současné době v energetickém průmyslu v České republice i ve světě pro vyšší parametry páry. V rámci práce byl posouzen vliv asymetrie cyklu $R = 0,1$ a $R = 0,6$ na rychlost růstu únavové trhliny. Rovněž bylo provedeno měření rychlosti růstu únavové trhliny u vzorků, které byly vystaveny dlouhodobé exploataci při provozních teplotách pro jednotlivě značky oceli (600 °C u oceli P91 a 650 °C u oceli P92) při stejných asymetriích cyklu. Cílem práce je provést srovnání vlivu struktury, mechanických vlastností a únavového chování studovaných ocelí jak v dodaném stavu po výrobě odpovídajícímu stavu nasazení, tak po expozici při provozní teplotě.

4 Experimentální část

4.1 Použitý materiál

Jako experimentální materiál byly použity vzorky vyrobené z parovodních trubek z materiálu P91 o rozměrech $\varnothing 800 \times 35$ mm (X10CrMoVNb9-1 dle ČSN EN 10216-2 [17]) a P92 o rozměrech $\varnothing 510 \times 88$ mm (X10CrWMoVNb9-2 dle [17]). Chemicky se jedná o velmi podobné materiály s rozdílem přídavku W u oceli P92, který umožňuje snížit obsah Mo, který je velmi drahý. Tato alternativní chemická kompozice má původ v Japonsku. Wolfram zároveň dovoluje zvýšení provozních teplot oproti oceli P91. Obě oceli se vyznačují velmi dobrou žárupevností a dále například odolností vůči oxidaci, korozi a únavovému lomu za zvýšených teplot. Primárně se tyto materiály uplatňují ke konstrukci přehříváků, výstupních komor a potrubí v elektrárnách. [3]

4.1.2 Ocel P91

4.1.2.1 Chemické složení

Kontrolní chemický rozbor byl proveden těmito metodami:

- Obsah uhlíku a síry byl stanoven na analyzátoru LECO CS230
- Obsah dusíku na analyzátoru LECO TCH 600
- Obsah hliníku na OES ICP spektrometru PERKIN ELMER OPTIMA 8000
- Obsahy ostatních prvků pomocí RTG spektrometru ARL ADVANT'X

V tabulce 1 jsou uvedeny naměřené výsledky kontrolního chemického rozboru trubky P91 v hmotnostních procentech a zároveň jejich porovnání s požadovanými hodnotami pro ocel X10CrMoVNb9-1 dle [17]

Tab. 1: Výsledky kontrolního chemického rozboru trubky P91 v hmotnostních procentech [18]

Materiál	C	Mn	Si	P	S	Cr	V
Trubka P91	0,10	0,42	0,29	0,012	0,004	8,29	0,19
X10CrMoVNb9-1 dle [17]	0,08 0,12	0,30 0,60	0,20 0,50	max. 0,020	max. 0,010	8,0 9,5	0,18 0,25

Materiál	Mo	Ni	Cu	Nb	N	Al
Trubka P91	0,93	0,18	0,13	0,079	0,052	0,002
X10CrMoVNb9-1 dle [17]	0,85 1,05	max. 0,40	max. 0,30	0,06 0,10	0,030 0,070	0,040

4.1.2.2 Mechanické vlastnosti

Statická zkouška tahem byla provedena pro vzorky o průměru 6 mm a měřené délce 30 mm. Zkouška byla provedena na servohydraulickém zařízení MTS 100 kN v režimu konstantního pohybu pístnice rychlostí 0,5 mm/min. V průběhu každé zkoušky byla snímána závislost síly a rozevření snímače podélné deformace. Průměrné hodnoty ze všech měření

společně s požadavky na minimální hodnoty danými normou [17] pro jakost X10CrMoVNb9-1 jsou uvedeny v tabulce 2.

Tab. 2: Výsledky statické zkoušky tahem pro trubku P91 při laboratorní teplotě [18]

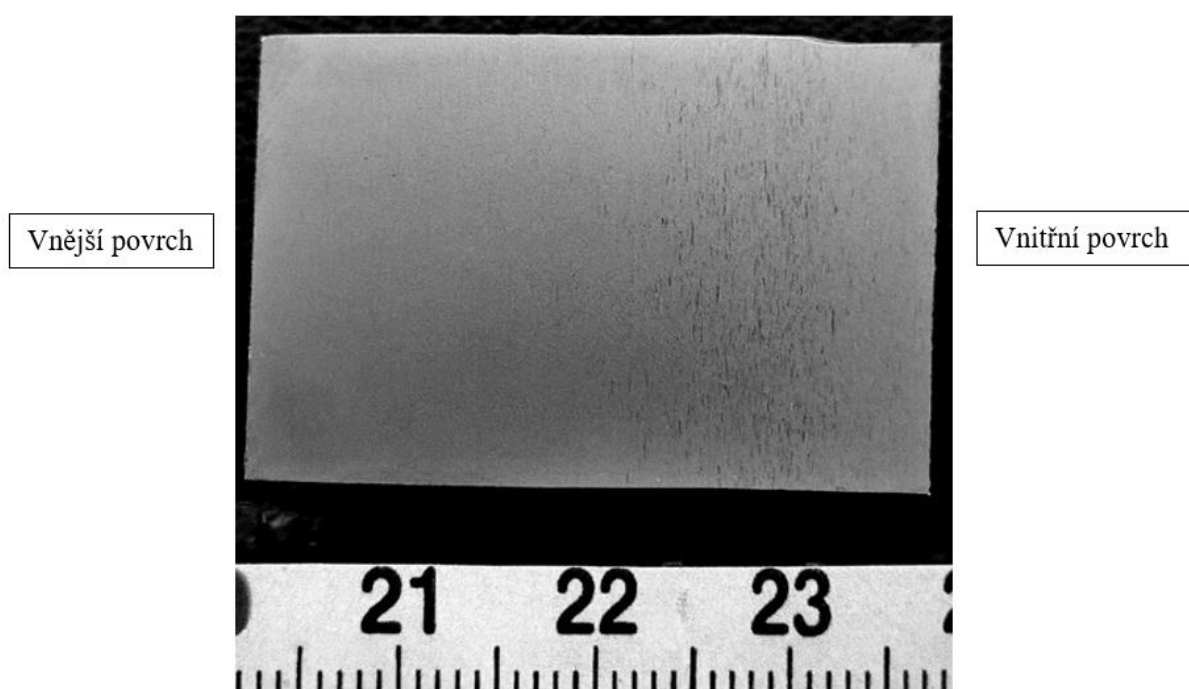
	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	Z [%]
Trubka P91	596	732	24	74
X10CrMoVNb9-1 podle [17]	min. 450	630-830	min. 19	-

4.1.2.3 Strukturní analýza

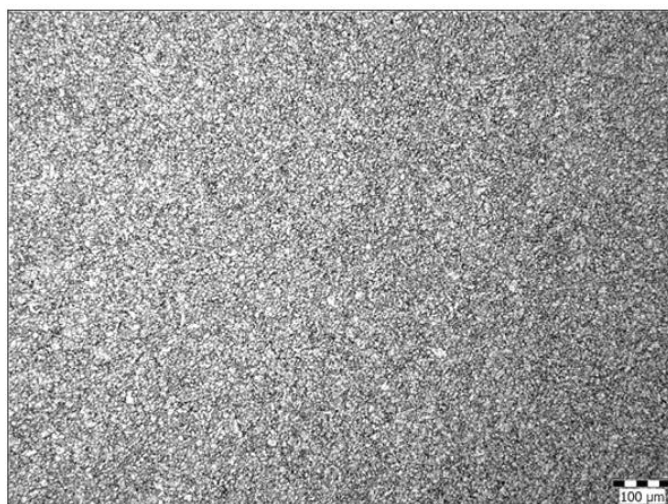
Strukturní analýza byla provedena na vzorku odebraném přes celou tloušťku stěny v podélném směru.

Nejdříve bylo provedeno hodnocení makrostruktury, kdy byl povrch vzorku naleptán leptadlem Adler-Matting. Makrostruktura vzorku je homogenní, na vnitřním povrchu se vyskytuje oblast drobných vycezenin (viz obr. 18).

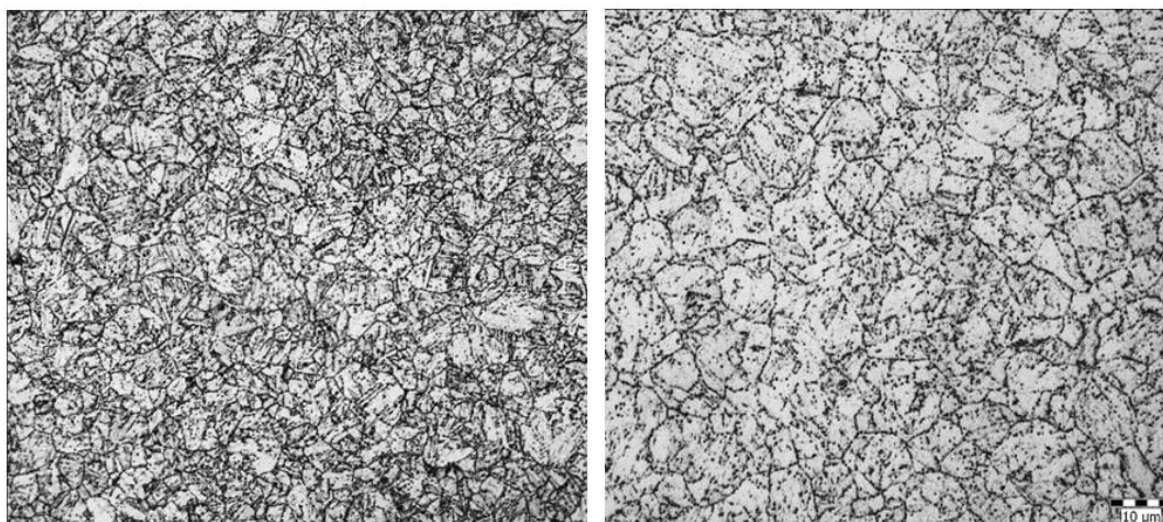
Pro hodnocení mikrostruktury byl vzorek naleptán leptadlem Vilella-Bain. Struktura vzorku viditelná na obrázku 19 je popuštěná a původní martenzitická struktura je převážně jemnozrnná, feriticko-karbidická.



Obrázek 18: Makrostruktura vzorku z trubky P91 po naleptání přípravkem Adler-Matting s viditelnými drobnými vycezeninami při vnitřním povrchu (zvětšeno 3x) [18]



Obrázek 19: Mikrostruktura vnějšího povrchu trubky P91 (zvětšeno 100x) [18]



Obrázek 20: Detail mikrostruktury trubky P91 (vlevo zvětšeno 500x, vpravo zvětšeno 1000x) [18]

4.1.3 Ocel P92

4.1.3.1 Chemické složení

Kontrolní chemický rozbor trubky P92 byl provedený stejnými postupy jako u trubky P91. Výsledky společně s požadavky normy [17] jsou uvedeny v tabulce 4.

Tab. 4: Výsledky kontrolního chemického rozboru trubky P92 v hmotnostních procentech [18]

	C	Mn	Si	P	S	Cr	V	Mo	Ni	Cu
Trubka P92	0,10	0,41	0,20	0,013	0,004	8,74	0,18	0,48	0,21	0,12
X10CrWMoVNb 9-2 dle [17]	0,07 0,13	0,30 0,60	max. 0,50	max. 0,020	max. 0,010	8,5 9,5	0,15 0,25	0,30 0,60	max. 0,40	max. 0,30

	W	Nb	Ti	B	N	Al
Trubka P92	1,66	0,050	<0,005	0,002	0,052	0,001
X10CrWMoVNb 9-2 dle [17]	1,5 2,0	0,04 0,09	max. 0,01	0,001 0,005	0,030 0,070	max. 0,020

4.1.3.2 Mechanické vlastnosti

Pro statickou zkoušku tahem byla použita stejná miniaturizovaná zkušební tělesa o průměru 6 mm a měřené délce 30 mm jako u trubky P91. Podmínky zkoušky byly rovněž stejné tzn. použití servohydraulického zkušebního zařízení MTS 100 kN v režimu konstantního pohybu pístnice 0,5 mm/min. Průměrné hodnoty meze kluzu, meze pevnosti, tažnosti a kontrakce ze všech vzorků společně s požadavky normy [17] pro jakost X10CrWMoVNb 9-2 jsou v tabulce 5.

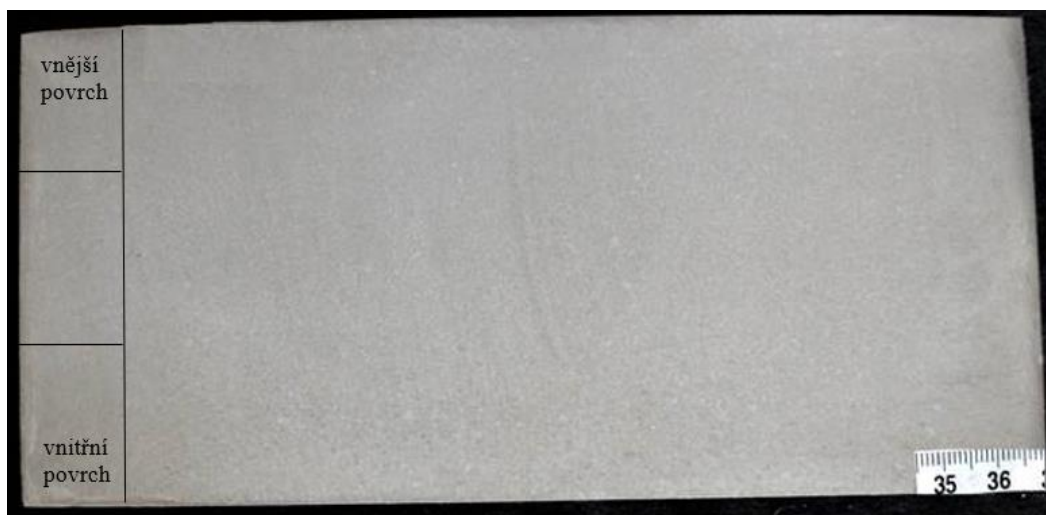
Tab. 5: Výsledky statické zkoušky tahem pro trubku P92 při laboratorní teplotě [18]

	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	Z [%]
Trubka P92	483	648	27	71
X10CrWMoVNb 9-2 podle [17]	min. 440	620 - 850	min. 19	-

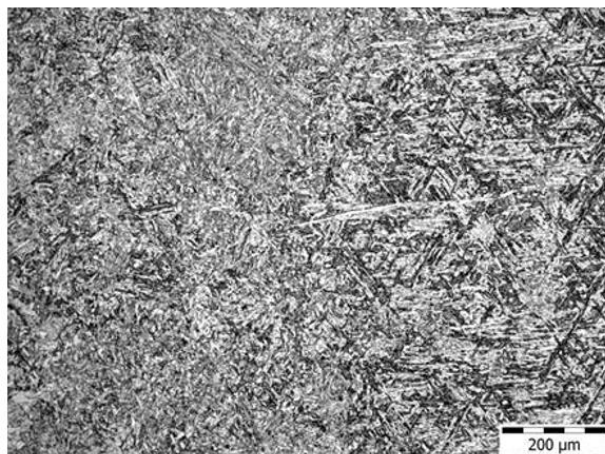
4.1.3.3 Strukturní analýza

Strukturní analýza byla provedena na vzorku, který byl odebrán přes celou tloušťku stěny v podélném směru. Pro makrostrukturní rozbor byl vzorek naleptán přípravkem Adler-Matting, jak je patrné z obrázku 21 makrostruktura se zdá být homogenní a bez defektů přes celou tloušťku vzorku.

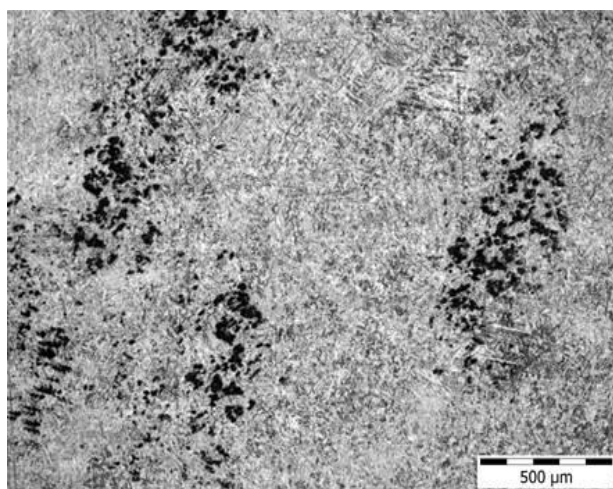
Pro zkoumání mikrostruktury (obr. 22, 24) byl vybrán vzorek u vnitřního povrchu. Struktura vzorku je rovněž feriticko-karbidická, nicméně zdá se být hrubší a ne úplně dokonale popuštěná jako je tomu u vzorku P91. Ve struktuře byly rovněž nalezeny řediny (viz obr. 23), které mohly ovlivnit výsledné mechanické vlastnosti i rychlost šíření únavové trhliny.



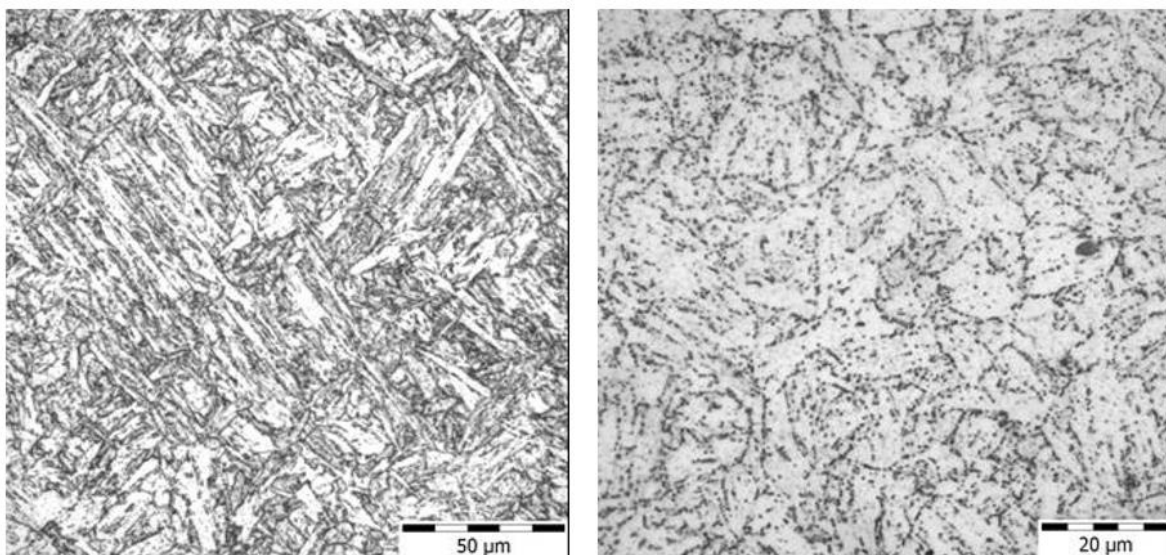
Obrázek 21: Makrostruktura vzorku z trubky P92 po naleptání (zvětšeno 3x) [18]



Obrázek 22: Mikrostruktura trubky P92 (zvětšeno 100x) [18]



Obrázek 23: Výskyt ředin ve vzorku (zvětšeno 50x) [18]



Obrázek 24: Detail mikrostruktury trubky P92 (vlevo zvětšeno 500x, vpravo zvětšeno 1000x) [18]

4.2 Měření kinetiky šíření únavové trhliny

Měření kinetiky šíření únavové trhliny bylo provedeno na servohydraulickém zkušebním zařízení MTS 100 kN. Všechna měření byla provedena za laboratorní teploty (23 ± 2 °C) a cyklovací frekvencí 15 Hz v souladu s normou ČSN ISO 12108 [19].

Pro měření byla použita zkušební tělesa zatěžována v excentrickém tahu – CT (obr. 25). Jde o vzorky s poměrně definovanými rozměry a předem vyrobeným vrubem. Důvod použití tělesa s vrubem je snadnější a kontrolovaná iniciace únavové trhliny, která se vždy vytvoří na špičce vrubu a roste dále směrem do vzorku tzn. jeho zbývající šířkou. Do zkušebních těles byla před samotným měřením nacyklována iniciační trhlina při asymetrii cyklu $R = 0,1$ tak aby finální rozkmit faktoru intenzity napětí ΔK byl roven cca $10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$. Trhlina byla měřena oboustranně optickým mikroskopem s přesností 0,01 mm, vždy po takovém počtu cyklů, který vedl k přírůstku trhliny cca 0,25-0,5 mm, přičemž měření kinetiky růstu únavové trhliny bylo provedeno v intervalu $0,25 \leq a/W \leq 0,6 - 0,7$. Pro stanovení rozkmitu faktoru intenzity napětí ΔK ve vzorku potřebujeme znát jeho rozměry, a to především jeho tloušťku označovanou B a šířku ke středu otvoru pro upnutí značenou jako W . Rozkmit faktoru intenzity napětí pak lze dopočítat ze vztahů (24) a (25), protože zátěžná síla je vždy známá. Pro tyto experimenty byla použita CT tělesa s nominálními rozměry $B = 6 \text{ mm}$ a $W = 25 \text{ mm}$. Tyto rozměry byly zvoleny z rozměrů dodaného materiálu a také proto, že CT tělesa s vyšší nominální tloušťkou používaná např. pro lomovou mechaniku jsou nežádoucí z důvodu větší tloušťky tělesa v něm dochází ke vzniku trojosé napjatosti, která ovlivňuje šíření únavové trhliny a způsobuje její vyšší zakřivení, kvůli které je při zpracování výsledků provést korekci.

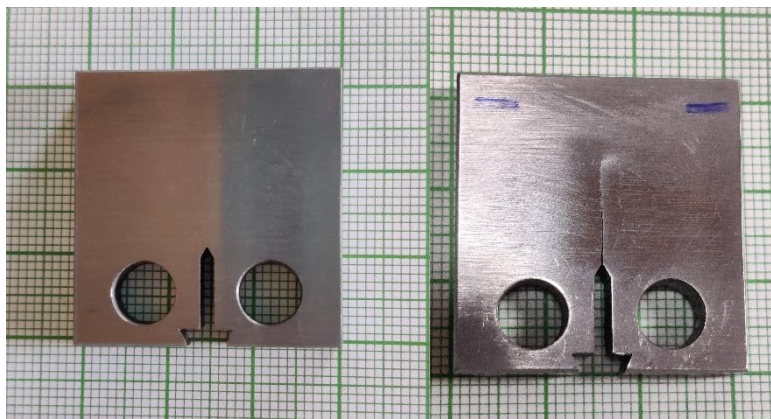
Faktor intenzity napětí se dopočte podle vztahu [19]:

$$K = \frac{F}{BW^{1/2}} g\left(\frac{a}{W}\right), \quad (24)$$

kde F je zátěžná síla, B je tloušťka tělesa, W je šířka tělesa ke středu otvorů pro upnutí, a je délka trhliny, $g\left(\frac{a}{W}\right)$ je geometrická tvarová funkce, která je pro CT těleso definována rovnicí [19]:

$$g\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{(2 + \alpha)(0,866 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4)}{(1 - \alpha)^{3/2}}, \quad (25)$$

kde $\alpha = a/W$, rovnice je platná pro $0,2 \leq a/W \leq 1,0$.



Obrázek 25: CT těleso před zkouškou (vlevo) a po zkoušce s viditelnou trhlinou (vpravo)

4.3 Výsledky a diskuze

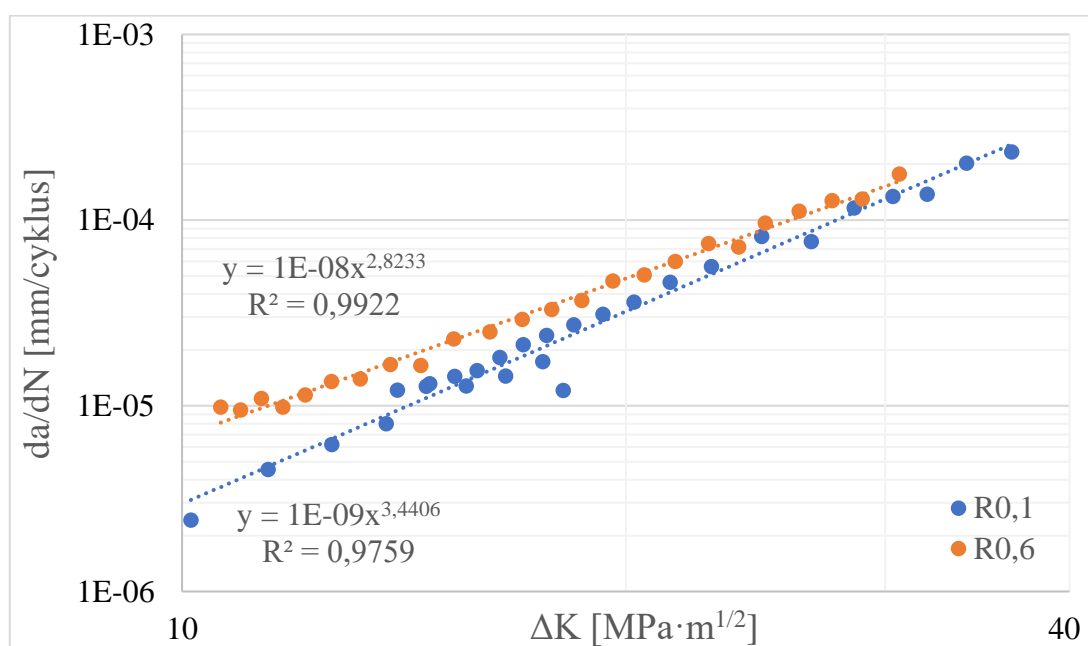
V rámci experimentální části práce byla hodnocena kinetika růstu únavových trhlin pro materiály P91 a P92 při asymetrii cyklu $R = 0,1$ a $R = 0,6$ za laboratorní teploty. Rovněž bylo provedeno hodnocení vlivu dlouhodobé expozice na rychlost šíření únavové trhliny na vzorcích, které byly vystaveny zvýšené teplotě (600 °C u materiálu P91 a 650 °C pro materiál P92) po dobu 5000 h. Výsledkem měření jsou tedy porovnání vlivu asymetrie cyklu na oceli P91 a P92 před a po dlouhodobé tepelné expozici a zároveň porovnání vlivu dlouhodobé tepelné expozice na kinetiku šíření při obou asymetriích cyklu. Výsledky jsou rozděleny podle materiálů, v závěru kapitoly lze nalézt vzájemný souhrn materiálů při obou asymetriích cyklu a jejich porovnání s referenčními křivkami kinetiky šíření únavové trhliny dle ASME Code [20].

4.3.1 Ocel P91

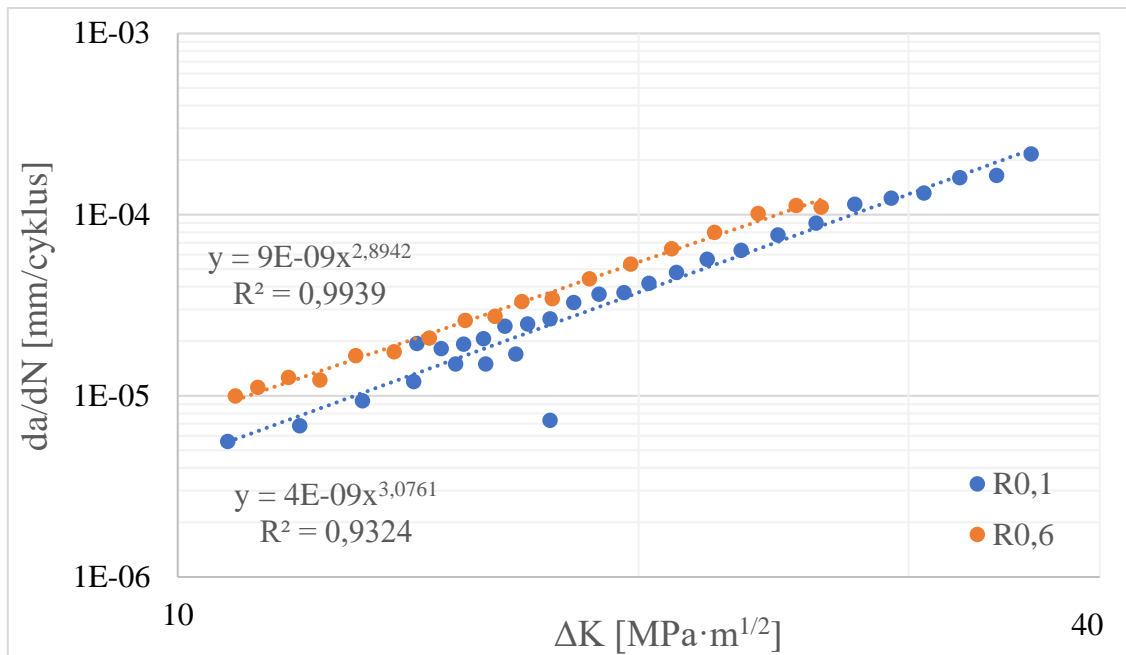
Na základě výše uvedených analýz a zkoušek lze formulovat následující skutečnosti. Z provedeného chemického rozboru vyplývá, že trubka z materiálu P91 odpovídající jakosti X10CrMoVNb9-1 dle [17] splňuje pro všechny zastoupené prvky požadavky této normy.

Zkouška tahem prokázala, že naměřené hodnoty $R_{p0,2}$, A , Z splňují ve všech případech požadavky normy [17] pro jakost X10CrMoVNb9-1. Mez pevnosti R_m se pohybuje uprostřed intervalu daného touto normou.

V grafech na obr. 26 a 27 jsou uvedena porovnání vlivu asymetrie cyklu na kinetiku šíření únavové trhliny ve stavu před expozicí (obr. 26) a po expozici (obr. 27). Z uvedených výsledků měření rychlosti šíření únavové trhliny vyplývá, že v měřeném rozsahu rozkmitu součinitele intenzity napětí ΔK , který se pohybuje v oblasti platnosti Parisova-Erdoganova vztahu (14) se vyšší hodnota asymetrie cyklu $R = 0,6$ projevuje vyšší rychlostí šíření únavové trhliny da/dN (což obecně potvrzuje např. [21]). Ze závislosti na obr. 26 je také jasně patrné, že rozdíl v rychlosti šíření je největší pro nejnižší hodnoty ΔK (asi 20 %) a směrem k rostoucím hodnotám ΔK , odpovídajícím zvyšujícímu se zatížení na čele trhliny, rozdíl v rychlostech šíření při různých asymetriích cyklu klesá na cca 10 %.



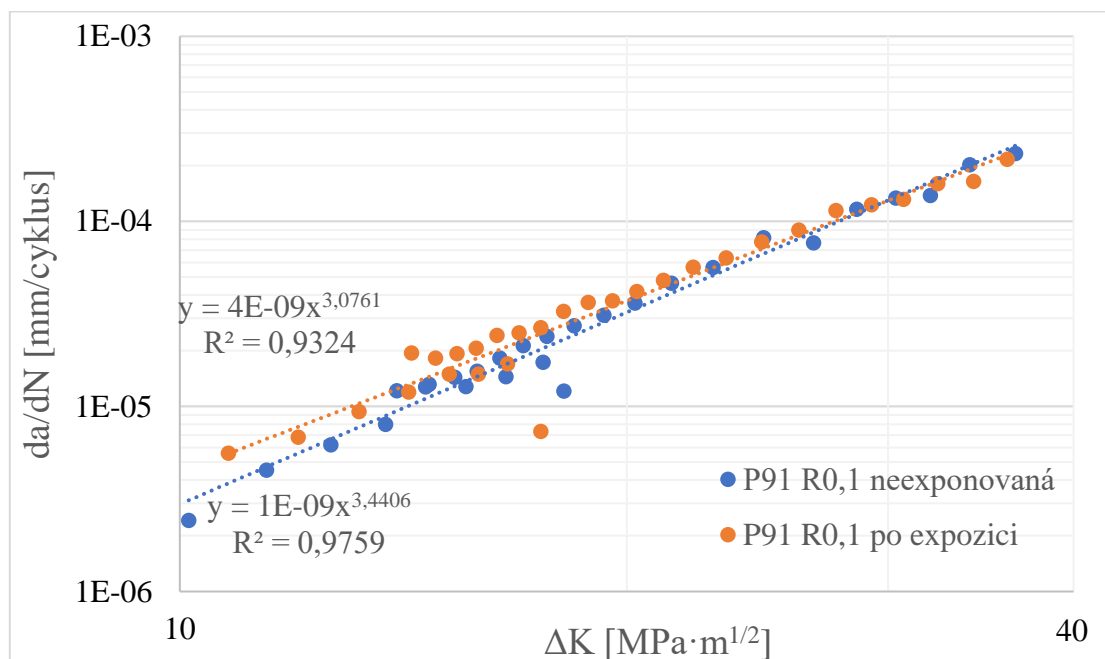
Obrázek 26: Vliv asymetrie cyklu na rychlost šíření únavové trhliny v oceli P91 před expozicí



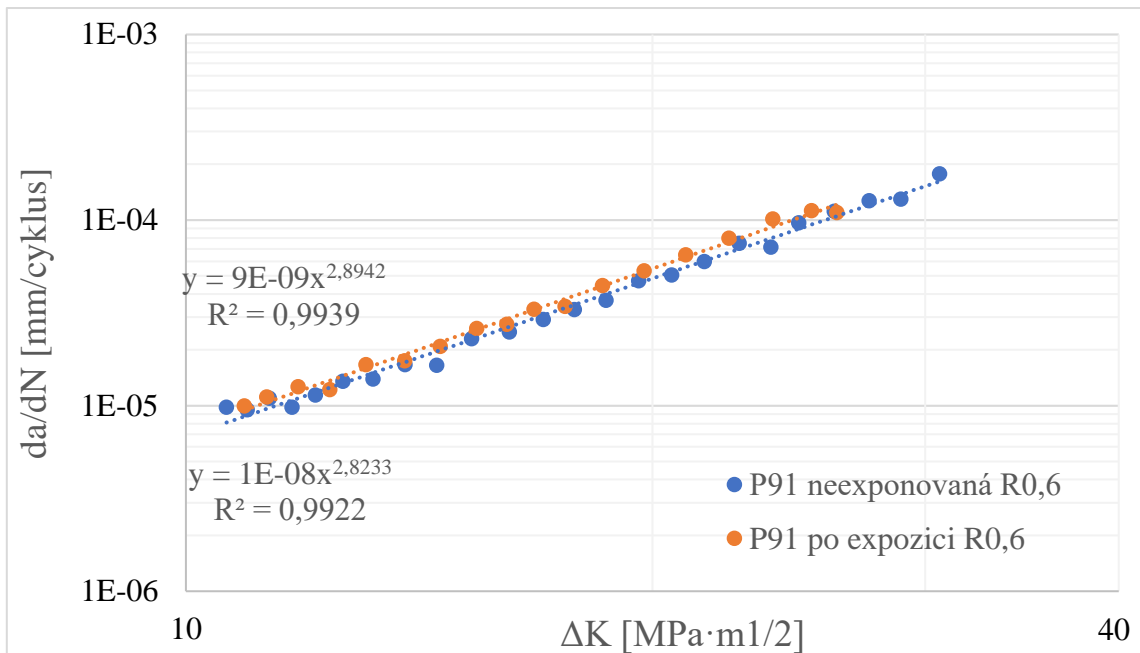
Obrázek 27: Vliv asymetrie cyklu na rychlost šíření únavové trhliny v oceli P91 po expozici

Tento trend můžeme pozorovat také u vzorku po 5000 h expozici při teplotě 600 °C, nicméně už rozdíl v rychlosti šíření v oblasti nízkých hodnot ΔK je menší zhruba o polovinu a celkové snižování rozdílu v rychlosti šíření mezi jednotlivými asymetriemi směrem k vyšším hodnotám ΔK je pozvolnější a méně znatelné než u neexponovaného vzorku.

V grafech na obr. 28, 29 vidíme závislosti charakterizují vliv dlouhodobé tepelné expozice (600 °C a 5000 h) na kinetiku šíření únavové trhliny v materiálu P91. V grafu na obr. 28 můžeme sledovat vliv dlouhodobé tepelné expozice na rychlost šíření únavové trhliny při asymetrii $R = 0,1$. Z grafu je patrné, že výsledky jsou prakticky srovnatelné a nedochází k významnému rozdílu mezi rychlostmi šíření v dodaném stavu a stavu po expozici.



Obrázek 28: Vliv dlouhodobé tepelné expozice na rychlost šíření trhliny při $R = 0,1$



Obrázek 29: Vliv dlouhodobé tepelné expozice na rychlost šíření při $R = 0,6$

V grafu na obr. 29 je možné vidět stejné porovnání jako na obr. 28, tentokrát pro asymetrii cyklu $R = 0,6$. Jako v předchozím případě je patrné, že rychlost růstu je v zásadě shodná, k ovlivnění prakticky nedošlo, drobné odchylky jsou dány jak nepřesnostmi měření, tak přirozeným rozptylem hodnot vlastností, který je pro polykrystalický materiál typický. Z grafů na obr. 28 a 29 je tedy patrné, že se trhlina šíří rychleji v exponovaném materiálu, jak předpokládají i Klesnil a Lukáš [6], nicméně rozdíly v rychlostech šíření jsou velmi malé a tepelná expozice při $600\text{ }^\circ\text{C}$ po dobu 5000 hodin je relativně krátký čas na to, aby se tato expozice v materiálu projevila markantněji a došlo k natolik výrazným strukturním změnám, které by bylo možné kvantifikovat citelnější změnou v rychlosti šíření.

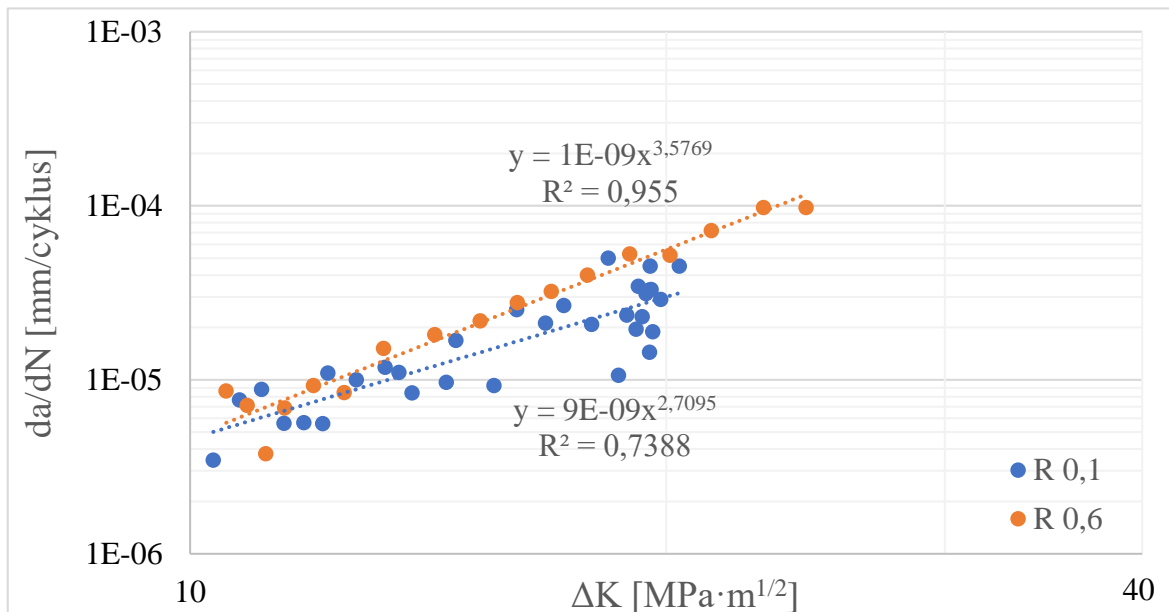
4.3.2 Ocel P92

Z provedeného chemického rozboru vyplývá, že trubka z materiálu P92, která odpovídá jakosti X10CrWMoVNb 9-2 dle [17] splňuje požadavky této normy pro toleranci všech obsažených prvků. Podobně jako v případě trubky P91, jsou hodnoty klíčových legur spíše na spodní hranici normou daných intervalů. Obsah P i S je v podstatě totožný jako u značky P91.

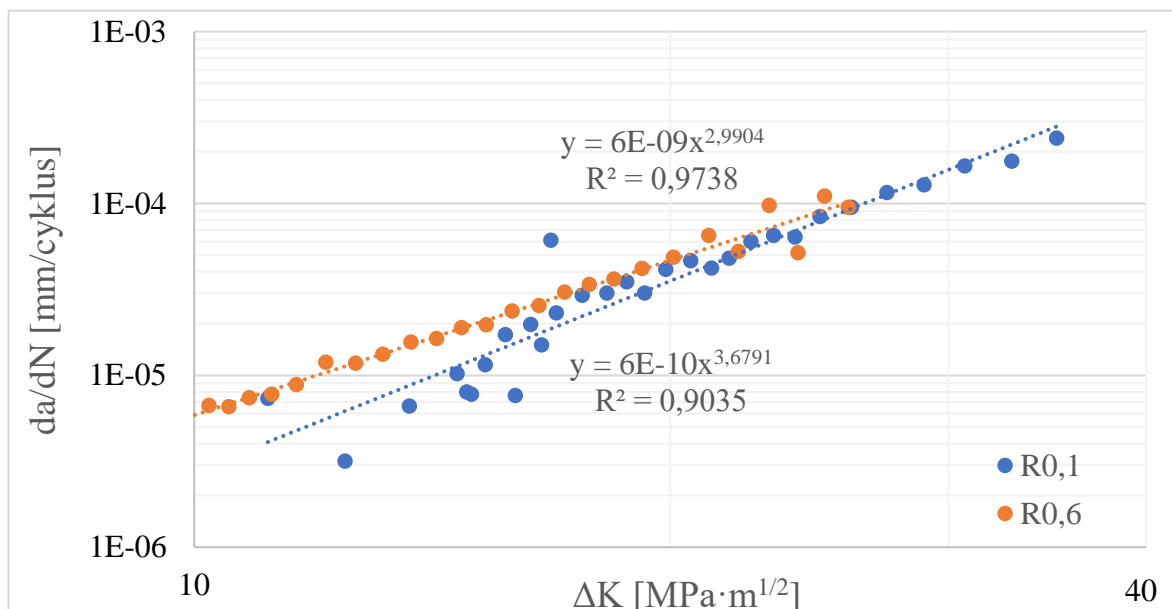
Mechanické vlastnosti tohoto materiálu vyplývající z tahové zkoušky jsou rovněž v souladu s normou [17], nicméně výsledky ukazují, že hodnoty mechanických vlastností se pohybují při dolní mezi intervalu hodnot daných normou. To mohlo být způsobeno velikostí výrobku, jeho celkově hrubší strukturou a nedokonalým stupněm protváření, který se projevil výskytem ředin nalezených během metalografického rozboru.

V grafech na obrázcích 30 a 31 je provedeno porovnání vlivu asymetrie cyklu pro ocel P92 ve stavu před expozicí (obr. 30) a po dlouhodobé tepelné expozici (obr. 31). V obou případech je opět zřejmé, že stejně jako u trubky P91 vyšší asymetrie cyklu $R = 0,6$ způsobuje rychlejší šíření únavové trhliny materiálem. Vliv asymetrie cyklu ve stavu před expozicí (obr. 30) má oproti oceli P91 zcela opačný průběh kdy při nízkých hodnotách okolo $\Delta K = 10\text{ } MPa \cdot m^{1/2}$ je rychlost šíření téměř stejná pro obě asymetrie cyklu a směrem k vyšším hodnotám ΔK dochází k prohlubování rozdílu v rychlosti šíření. Vzorek trubky P92 před expozicí při

asymetrii $R = 0,1$ (modrá spojnice trendu) vykazoval nestandardní chování, při němž docházelo v průběhu měření k nerovnoměrným přírůstkům trhliny, čemuž nasvědčuje i nižší hodnota koeficientu determinace $R^2 = 0,7388$. Toto chování mohlo být ovlivněno hrubší mikrostrukturou a ředinami, které odhalil metalografický rozbor nebo také vměstky, které mohly trhlině stát v cestě. Porovnání vlivu asymetrie na obr. 31 ve stavu po dlouhodobé tepelné expozici při 650 °C po dobu 5000 hodin vykazuje největší rozdíl v rychlostech šíření pro nízké hodnoty $\Delta K = \text{cca } 10\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ a postupné snižování rozdílu v rychlostech pro rostoucí hodnoty ΔK (Pro hodnoty $\Delta K = 25\text{-}26\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ se křivky téměř potkávají a rozdíl v rychlostech šíření únavové trhliny je minimální).



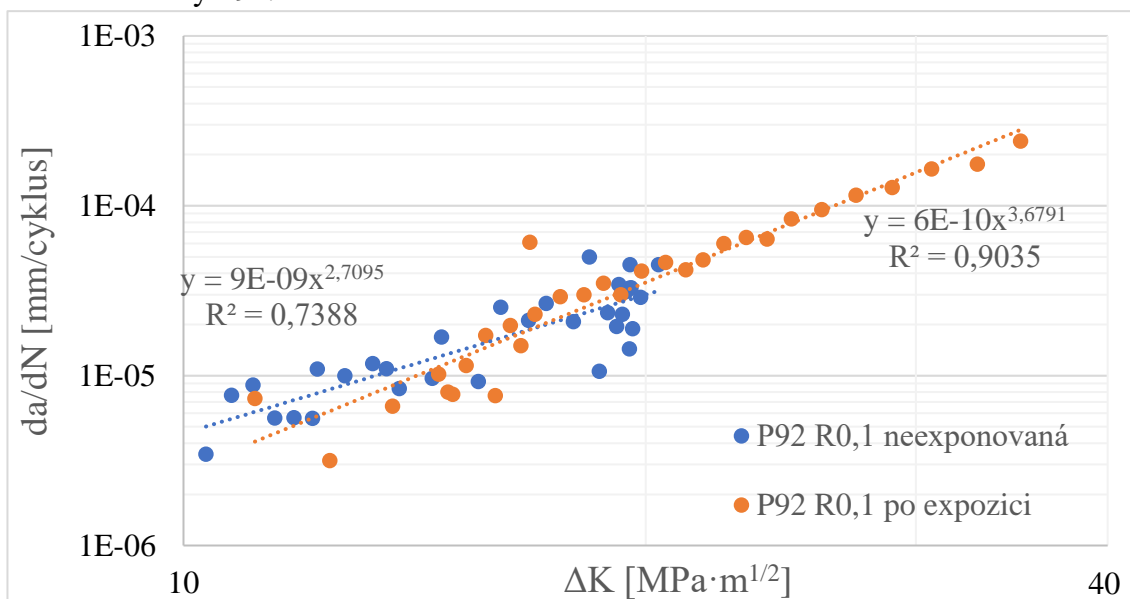
Obrázek 30: Vliv asymetrie cyklu na rychlost šíření únavové trhliny v oceli P92 před expozicí



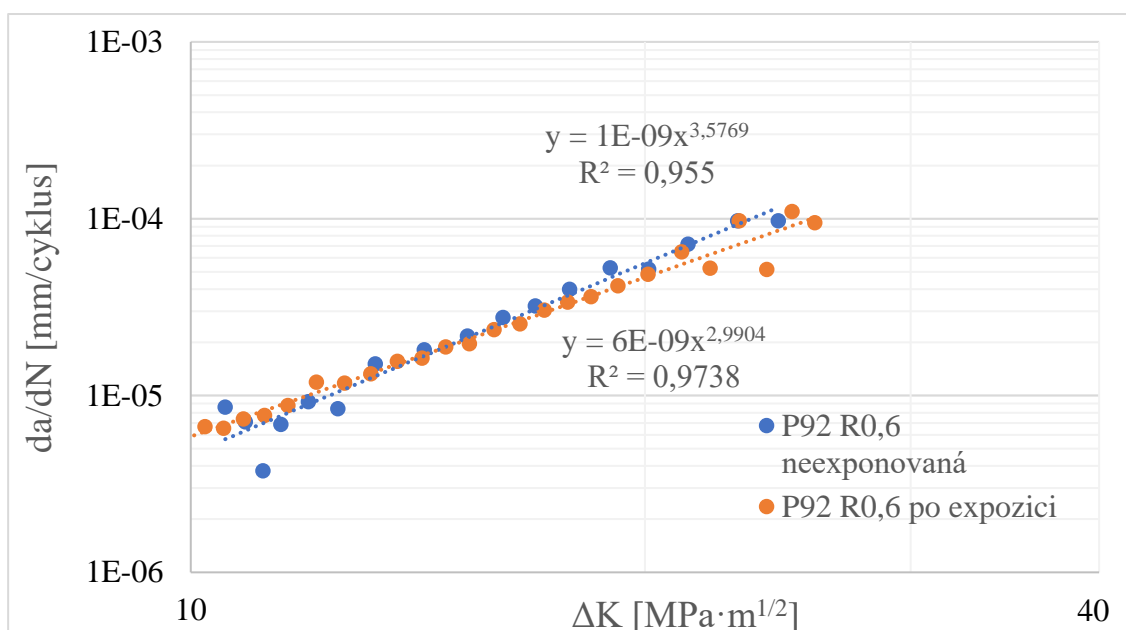
Obrázek 31: Vliv asymetrie cyklu na rychlost šíření únavové trhliny v oceli P92 po expozici

Závislosti na obr. 32, 33 charakterizují vliv dlouhodobé tepelné expozice (650 °C a 5000 hodin) na kinetiku šíření únavové trhliny v materiálu P92. Pro danou asymetrii cyklu je vždy

porovnána rychlost šíření ve stavu před a po expozici. Daná porovnání vykazují značně nesourodé výsledky. Na obr. 32 je patrné, že se únavová trhлина při asymetrii cyklu $R = 0,1$ zpočátku šíří rychleji v neexponovaném vzorku až do bodu $\Delta K = 17 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, ve kterém se obě křivky protínají a rychlost šíření je zde shodná. Od tohoto bodu až do konce měření dochází k rychlejšímu růstu únavové trhliny v exponovaném vzorku. Situace, kterou vidíme na obr. 33 pro asymetrii cyklu $R = 0,6$, má zcela opačný charakter. Rychlejší růst únavové trhliny pozorujeme nejprve v exponovaném materiálu až do hodnoty přibližně $\Delta K = 15-16 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, od tohoto bodu, kde se obě křivky setkávají je patrné, že se situace mění a únavová trhлина se šíří rychleji v neexponovaném materiálu. V obou případech nejde o propastné rozdíly, a i přes poměrně vysoký rozptyl naměřených hodnot, zejména v neexponovaném stavu je patrné, že vliv expozice po dobu 5000 h měl na rychlost růstu únavové trhliny při obou hodnocených asymetriích cyklu malý až žádný vliv, mírné diskrepance je možné vysvětlit nehomogenitami ve struktuře trubky P92.



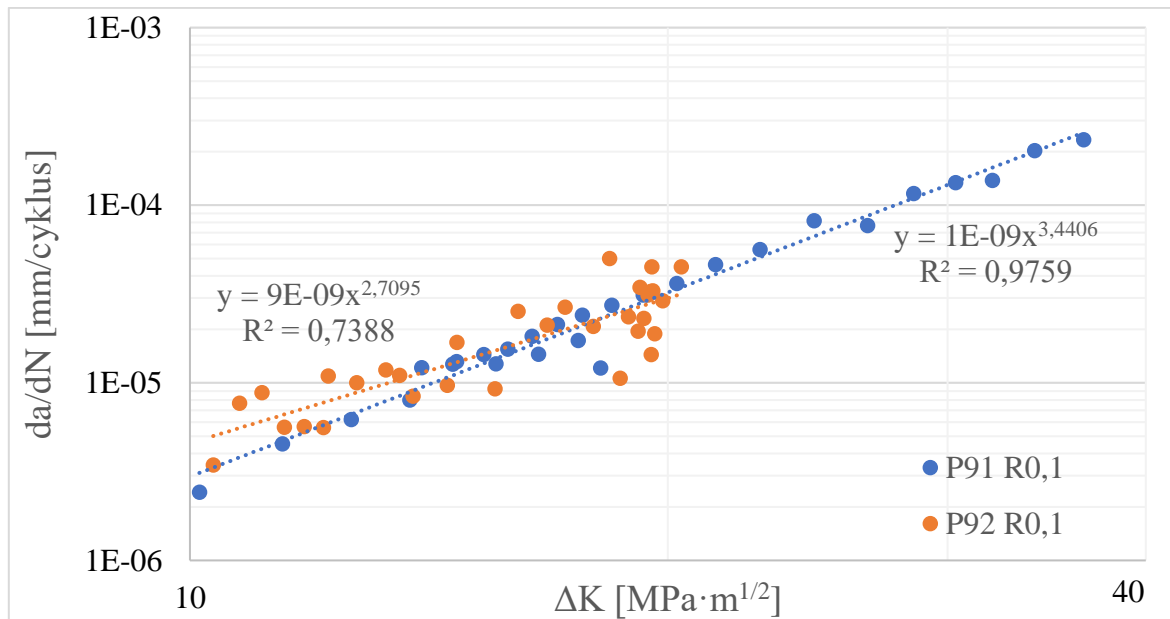
Obrázek 32: Vliv dlouhodobé tepelné expozice na rychlost šíření trhliny při $R = 0,1$



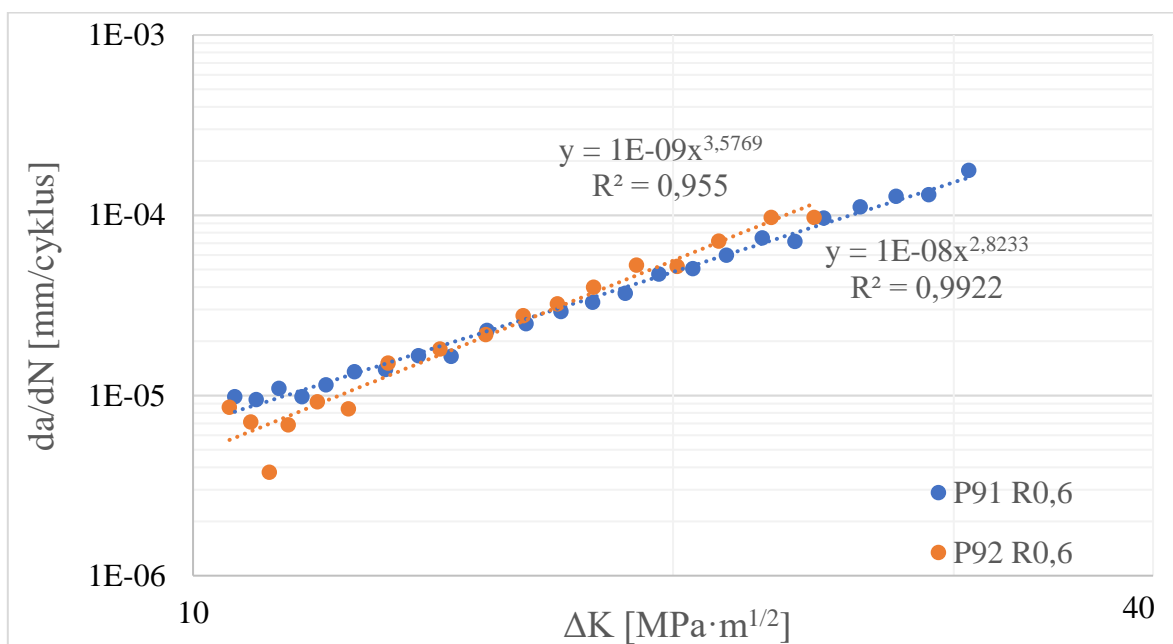
Obrázek 33: Vliv dlouhodobé tepelné expozice na rychlost šíření trhliny při $R = 0,6$

4.3.3 Souhrnné porovnání

V rámci této kapitoly bylo provedeno srovnání kinetiky šíření únavové trhliny pro studované značky oceli (tzn. P91, P92) pro obě použité asymetrie cyklu ($R = 0,1$, $R = 0,6$). Z porovnání na obrázcích 34 a 35 je viditelné, že únavová trhlina se v obou ocelích při dané asymetrii šíří téměř stejně rychle. Malé rozdíly v rychlostech šíření je možné vysvětlit nehomogenitami ve struktuře oceli P92 (nižší stupeň protváření pravděpodobně kvůli velké tloušťce trubky), které způsobily poměrně velký rozptyl měřených hodnot oproti oceli P91. Vzhledem k tomu, že se jedná o oceli velmi podobné struktury a chemického složení, tak lze očekávat i velmi podobné rychlosti šíření únavové trhliny.

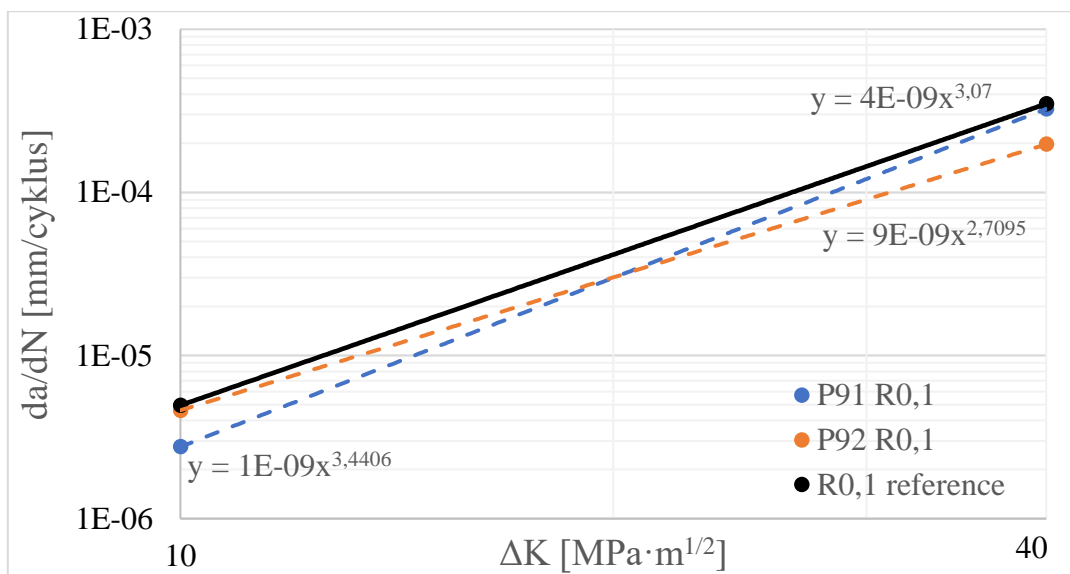


Obrázek 34: Porovnání rychlosti šíření mezi ocelmi P91 a P92 při asymetrii cyklu $R = 0,1$

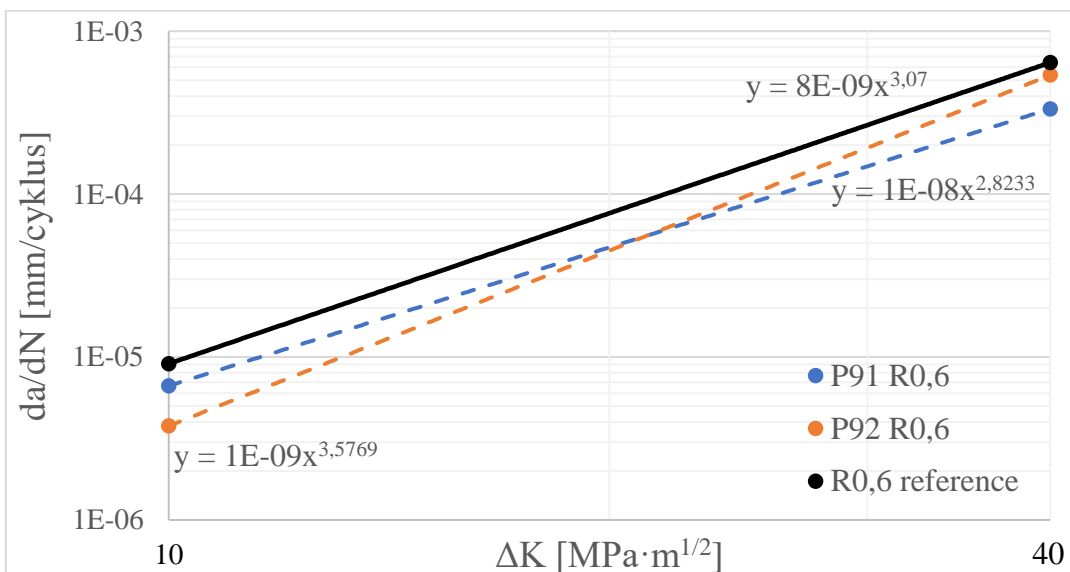


Obrázek 35: Porovnání rychlosti šíření mezi ocelmi P91 a P92 při asymetrii cyklu $R = 0,6$

Dále bylo v rámci této kapitoly provedeno porovnání naměřených křivek s referenčními křivkami rychlosti šíření únavové trhliny, jejichž rovnice byly stanoveny výpočtem ze vztahů podle souboru ASME Code [20]. Z porovnání na obr. 36 a 37 je patrné, že křivky rychlosti šíření únavové trhliny pro obě studované oceli se při obou asymetriích nacházejí pod příslušnou referenční křivkou, což dokazuje, že naměřená data vyhovují požadavkům na rychlost růstu trhliny pro oceli na tlakové nádoby dle [20], jsou tedy platná a pro žádnou hodnotu ΔK nepřekračují maximální rychlost šíření stanovenou příslušnou referenční křivkou pro danou asymetrii. Zajímavým faktem je změna typu chování obou sledovaných ocelí při různých asymetriích, zatímco při $R = 0,1$ je v intervalu $\Delta K = 10-20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ charakteristické, že ocel P91 vykazuje pomalejší růst trhlin oproti oceli P92, v intervalu $\Delta K = 20-40 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ je tomu naopak. Opačný trend je možné pozorovat u vyšší asymetrie, kde při nízkých rozkmitech součinitele intenzity napětí ΔK se trhlina šíří pomaleji v oceli P92 a při vyšších hodnotách ΔK u P91.



Obrázek 36: Porovnání rychlosti šíření mezi oceli P91, P92 a ASME ref. křivky pro asymetrii cyklu $R = 0,1$



Obrázek 37: Porovnání rychlosti šíření mezi oceli P91, P92 a ASME ref. křivky pro asymetrii cyklu $R = 0,6$

5 Závěr

Tato diplomová práce se zabývá studiem šíření únavových trhlin v parovodních trubkách vyrobených z ocelí P91 a P92. V teoretické části je rozebráno chemické složení a struktura martenzitických ocelí s $<12\%$ Cr, dále nukleace a šíření únavových trhlin s pomocí lineární lomové mechaniky a také faktory, které šíření trhliny mohou ovlivnit. Experimentální část práce byla provedena ve společnosti Materiálový a metalurgický výzkum s.r.o v Ostravě a zabývá se měřením rychlosti růstu únavových trhlin v trubkách vyrobených z ocelí P91 a P92 v závislosti na asymetrii cyklu a dlouhodobé tepelné expozici. Na základě provedených měření a získaných hodnot lze formulovat následující závěry:

- Zjištěné chemické složení obou ocelí splňuje požadavky normy.
- Mechanické vlastnosti obou ocelí také splňují požadavky normy [17], nicméně mechanické vlastnosti oceli P92 jsou značně nižší než pro ocel P91 a pochybují se u spodních hranic normou daných hodnot, což pravděpodobně způsobily řediny ve struktuře odhalené při metalografickém rozboru.
- Byly změřeny křivky růstu trhlin pro dvě asymetrie cyklu $R = 0,1$ a $R = 0,6$ a bylo provedeno posouzení dlouhodobé teplotní expozice (600 a 650 °C po dobu $5\,000$ hodin) na rychlost růstu trhlin.
- Z výsledků měření rychlosti šíření únavové trhliny vyplývá, že v intervalu měření ΔK , který se pohybuje v oblasti platnosti Paris-Erdoganova vztahu, že vyšší asymetrie cyklu $R = 0,6$ se projevuje u obou ocelí vyšší rychlostí šíření únavové trhliny, a to ve stavu před i po dlouhodobé tepelné expozici.
- Porovnání rychlosti šíření ve vzorcích před a po tepelné expozici (vždy pro jednu značku a jednu asymetrii před a po expozici) ukázalo, že dlouhodobá tepelná expozice po dobu 5000 h a 600 °C pro ocel P91 a 5000 h a 650 °C pro ocel P92 má malý vliv na rychlost šíření, nejspíš z důvodu, že expozice po dobu 5000 h je relativně krátký čas k tomu, aby ve struktuře došlo k tak významným změnám, které by rychlost šíření ovlivnily více. Největší rozdíly naměřené pro ocel P92 při asymetrii $R = 0,1$ byly pravděpodobně zapříčiněny velkým rozptylem naměřených hodnot způsobeným nehomogenitami ve struktuře této oceli.
- Porovnání s referenčními křivkami ASME [20] ukázalo, že výsledky naměřené v této práci se vždy pohybují pod příslušnou referenční křivkou a nepřekračují maximální rychlost šíření pro danou asymetrii, kterou referenční křivka reprezentuje.

6 Bibliografie

- [1] ABE, F., T.-U. KERN a R. VISWANATHAN. *Creep-resistant steels*. 1st ed. United Kingdom: Woodhead Publishing Limited, 2008. ISBN 978-1-84569-178-3.
- [2] VODÁREK, Vlastimil. *Fyzikální metalurgie modifikovaných (9-12)%Cr ocelí*. 1. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava, 2003. ISBN 80-248-0329-1.
- [3] HERNAS, Adam. *Žárupevné oceli a slitiny*. 1. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2009. ISBN 978-80-248-2187-0.
- [4] GIANFRANCESCO, Augusto Di, ed. *Materials for Ultra-Supercritical and Advanced Ultra-Supercritical Power Plants*. 1st ed. United Kingdom: Woodhead Publishing, 2017. ISBN 978-0-08-100552-1.
- [5] ARGON, A. S. Corrosion Fatigue ed. In: *O. F Devereux aj. NACE*, 1972, s. 176.
- [6] KLESNIL, Mirko a Petr LUKÁŠ. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. 1. vyd. Praha: Academia, 1975. Fyzikálně metalurgická řada.
- [7] LAIRD, C. The Influence of Metallurgical Structure on the Mechanisms of Fatigue Crack Propagation. In: *ASTM Spec. Tech Pub. 415*. US: ASTM, 1967, s. 131.
- [8] KAPLAN, H. a C. LAIRD. The mechanism of the stage I crack propagation in fatigue. In: *Trans. AIME 239*. US: CODEN: TMSAAB, 1967, s. 1017. ISSN 0543-5722.
- [9] KUNZ, Jiří. Kinetika únavových trhlin z hlediska lineární lomové mechaniky. *Letná škola únavy materiálů* [online]. 2008, , 15 [cit. 2021-03-15]. Dostupné z: <https://bit.ly/2RZR4iO>
- [10] KUNZ, Jiří. *Aplikovaná lomová mechanika*. Vyd. 4., přeprac. Praha: Česká technika - nakladatelství ČVUT, 2005. ISBN 80-01-03306-6.
- [11] Definitions for applied loading. *MechaniCalc* [online]. 2014 [cit. 2021-05-14]. Dostupné z: <https://mechanicalc.com/static/img/Fracture/Reference/Optimized/cyclic-loading-01.webp>
- [12] ELBER, W. The Significance of Fatigue Crack Closure. ROSENFELD, MS, ed., MS ROSENFELD. *Damage Tolerance in Aircraft Structures* [online]. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, 1971, s. 230-230-13 [cit. 2021-04-07]. ISBN 978-0-8031-0031-2. Dostupné z: doi:10.1520/STP26680S
- [13] MADDOX, S, T GURNEY, A MUMMERY a G BOOTH. *An investigation of the influence of applied stress ratio of fatigue crack propagation in structural steels*!. *Welding Institute Members*. Report 72/1978/E, 1978.

- [14] GUO, W., C. WANG a L. ROSE. The influence of cross-sectional thickness on fatigue crack growth. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. John Wiley & Sons, Ltd, 1999, **22**(5), 437-444. ISSN 8756-758X. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.1999.00176.x>
- [15] NAKAGAKI, M. a S. ATLURI. Fatigue crack closure and delay effects under mode I spectrum loading: an efficient elastic–plastic analysis procedure: an efficient elastic–plastic analysis procedure. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. John Wiley & Sons, Ltd, 1979, **1**(4), 421-429. ISSN 8756-758X. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1979.tb01329.x>
- [16] *ASTM E647-15e1, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*. 15. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2015.
- [17] *ČSN EN 10216-2: Bezešvé ocelové trubky pro tlakové účely - Technické dodací podmínky - Část 2: Trubky z nelegovaných a legovaných ocelí se stanovenými vlastnostmi při zvýšených teplotách*. Praha: ÚNMZ, 2020.
- [18] STEJSKALOVÁ, Š. et al. *Projekt THETA - Komplexní postupy materiálového inženýrství k zajištění bezpečného provozu inovovaných bloků klasických elektráren: Výzkumná zpráva za rok řešení 2019*. Ostrava, 2020.
- [19] *ČSN ISO 12108: Kovové materiály - Zkoušení únavy - Metoda růstu únavové trhliny*. 1. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví, 2019.
- [20] *2007 ASME Boiler & Pressure Vessel Code: Section IX, Division 1, Nonmandatory appendix A*. USA: ASME, 2007.
- [21] *ASM Handbook. Volume 19: Fatigue and Fracture*. 1 ed. S.l.: ASM International, 1996. ISBN 0-87170-385-8.