

# Obsah

	Obsah	5
1.	Úvod	7
2.	Únava materiálu při jednoosém zatěžování	10
2. 1	Základní charakteristiky	10
2. 2	Stadia únavového procesu	13
2. 2. 1	Změny mechanických vlastností	14
2. 2. 2	Nukleace únavových trhlin	16
2. 2. 3	Šíření trhlin	18
2. 2. 4	Dolom	19
2. 3	Únavová životnost	19
3.	Únava materiálů při víceosém zatěžování	25
3. 1	Základní veličiny a charakteristiky	25
3. 1. 1	Časový průběh zatěžování a jeho trajektorie v napěťovém prostoru	25
3. 1. 2	Tenzor napětí při zatěžování kombinací ohyb-krut	28
3. 1. 3	Charakteristická napětí používaná při studiu multiaxiální únavy	30
3. 2	Kritéria životnosti	35
3. 2. 1	Fenomenologická kritéria	37
3. 2. 1. 1	Hypotéza ekvivalentních napětí	37
3. 2. 1. 2	Kritéria založená na napěťových invariantech	39
3. 2. 2	Mezoskopická kritéria	42
3. 2. 2. 1	Kritéria vycházející z kritické roviny	42
3. 2. 2. 2	Mikroskopické úvahy	46
3. 2. 3	Chybový index	49
4.	Vliv plasmové nitridace na únavovou životnost	50
4. 1	Povrchové úpravy	50
4. 2	Nitridace plasmou	51
4. 2. 1	Technologie plasmové nitridace	51
4. 2. 2	Složení povrchové vrstvy a její struktura	53
4. 3	Efekt plasmové nitridace na zvýšení únavové odolnosti	54
4. 4	Nukleace a šíření trhliny v nitridovaných vzorcích	57
4. 4. 1	Mechanismus nukleace a šíření trhliny v oblasti gigacyklové únavy	57
4. 4. 2	Nukleace a růst trhliny v oblasti vysokocyklové únavy	61
5.	Fraktografie únavových lomů	66
5. 1	Morfologie lomové plochy	66
5. 2	Experimentální metody	67
5. 2. 1	2D metody	68
5. 2. 2	3D metody	69
5. 3	Parametry drsnosti	71
5. 3. 1	Amplitudové parametry	71

5. 3. 2	Smíšené parametry	73
5. 4. 3	Spektrální parametry	74
5. 4. 4	Fraktální parametry	75
6.	Životnost při biaxiálním zatěžování	79
6. 1	Materiál a vzorky	79
6. 2	Experimentální výsledky	82
6. 3	Predikce únavové životnosti	84
6. 4	Srovnání životnosti vzorků s vrstvou a bez vrstvy	90
6. 4. 1	Jednoosé zatěžování	90
6. 4. 2	Zatěžování kombinací ohyb-krut	94
7.	Fraktografická analýza	96
7. 1	Metody	96
7. 2	Výsledky měření	98
7. 2. 1	Vzorky bez vrstvy	98
7. 2. 1. 1	Studované oblasti	98
7. 2. 1. 2	Analýza prostorové orientace elementů lomové plochy	99
7. 2. 1. 3	Analýza parametrů drsnosti v závislosti na poloze studované plochy	104
7. 2. 1. 4	Analýza drsnosti povrchu v oblasti iniciace trhlin	106
7. 2. 1. 5	Analýza komplementárních profilů lomového povrchu	113
7. 2. 1. 6	Detailní pohled na lomovou plochu - lomové fazety	114
7. 2. 1. 7	Analýza úhlu lomu a převýšení lomového profilu	118
7. 2. 2	Nitridované vzorky	120
7. 2. 2. 1	Realizovaná měření	120
7. 2. 2. 2	Rozměry a růst rybího oka	121
7. 2. 2. 3	Simulace růstu trhliny typu Rybí oko při namáhání ohybem	125
7. 2. 2. 4	Odhad reziduálních napětí v oblasti vzniku trhliny typu rybí oko	127
7. 2. 2. 5	Kvantitativní analýza náklonu plochy rybího oka	130
8.	Závěr	131
	Použitá literatura	133
	Seznam často používaných symbolů	147

# 1. Úvod

Podrobíme-li součást nebo konstrukci proměnlivému namáhání, může dojít po určité době k jejich porušení lomem, ačkoliv amplituda zatěžujícího napětí je mnohem nižší než mez kluzu. Tento proces postupného porušování materiálu postupnou nukleací mikrotrhlin a jejich postupným šířením a spojováním nazýváme únava materiálu. Únava materiálu je degradačním procesem nejčastěji se vyskytujícím v technické praxi, který zapříčiňuje asi 80% provozních lomů. Proces únavové degradace většinou probíhá ve spojení s dalšími degradačními procesy z nichž nejdůležitějším je koroze [2]. Vzhledem k rozsáhlým ekonomickým škodám a nebezpečným dopadům porušení některých součástí je tato problematika systematicky studována již od padesátých let 19. století. Poněvadž většina komponent v inženýrské praxi je podrobena kombinovanému namáhání, je od sedmdesátých let minulého století věnována značná pozornost tzv. víceosé únavě, tedy únavovým lomům vznikajícím v podmínkách víceosé napjatosti. Vzhledem k významu rotačních součástí, jako jsou např. hřídele, lopatky turbín nebo ozubená kola v technické praxi, je třeba klást zvýšený důraz na studium únavových procesů při namáhání kombinací ohybu a krutu.

Detailní pochopení fyzikální podstaty lomového procesu je nezbytnou podmínkou pro optimalizaci vlastností materiálů, přičemž sama lomová plocha je důležitým zdrojem informací o mechanismech, uplatňujících se v poškozovacím procesu. Kvantitativní analýze lomového mikroreliefu se věnuje vědní disciplína kvantitativní fraktografie. Současná úroveň poznatků umožňuje provést pro některé jednoduché případy relativně přesný odhad způsobu zatěžování, a taktéž realizovat přibližnou rekonstrukci časového průběhu únavového porušení.

Na Ústavu fyzikálního inženýrství FSI VUT v Brně je studiu lomových ploch, vytvořených při víceosém namáhání, věnována pozornost od roku 2000, kdy byly provedeny první experimenty na zatěžovacím zařízení MZGS-100, určenému k únavovým testům kombinací krutu a ohybu. Takto získané lomové plochy byly studovány v rámci disertační práce K. Slámečky [1]. Cílem práce bylo zejména posoudit vztah mezi způsobem experimentálního zatěžování a výsledným lomovým reliéfem. Vzhledem k tomu, že u vzorků analyzovaných v citované studii byl počet cyklů do lomu v rozsahu 14000 -105000 cyklů, zaměřuji se ve svém doktorském studiu na kvantitativní analýzu lomových ploch, získaných v oblasti únavy vysokocyklové (řádově  $10^6$  cyklů do lomu), přičemž jedním z cílů studia je realizace srovnání výsledků fraktografické analýzy lomových ploch, získaných v oblasti vysokocyklové únavy s výsledky získanými v oblasti nízkocyklové únavy v níže citované práci K.Slámečky [1,3-5]. Dále věnuji pozornost analýze lomových ploch vzorků s nitrídanou vrstvou, a zvláště pak problematice podpovrchově nukleovaných trhlin typu rybí oko („*fish-eye*“), neboť tato problematika je doposud nedostatečně probádána. Trojrozměrná rekonstrukce studovaných lomových ploch byla provedena ve spolupráci s ústavem Erich Schmid Institute of Material Science v Leobenu, v průběhu mé odborné stáže.

Tato práce je rozdělena na dvě části. První část reprezentuje literární rešerši, jež obsahuje ve druhé kapitole stručný výklad základních problémů únavy materiálu. Třetí kapitola je věnována multiaxiálnímu zatěžování, přičemž je kladen důraz na oblast realizovaného zatěžování kombinací krutu a ohybu. Tato kapitola obsahuje popis jednotlivých únavových

kritérií, včetně teorie nezbytné pro pochopení jejich chování. Kapitola čtvrtá je věnována vlivu povrchových úprav, zvláště pak vlivu plasmové nitridace na únavovou životnost, včetně popisu této technologie a vlivu nitridace na změnu struktury materiálu. Kapitola pátá je věnována shrnutí současných metod kvantitativní fraktografické analýzy a jejím popisným parametrům. Dále jsou v této kapitole diskutovány: stereofotogrammetrická metoda rekonstrukce lomové plochy a optická metoda, založená na chromatické aberaci zobrazovací soustavy. V experimentální části této práce je šestá kapitola věnována otázkám predikce únavové životnosti. Tato kapitola obsahuje popis realizovaných experimentů a výpočet chybových indexů posuzovaných únavových kritérií. Kapitola sedmá obsahuje fraktografickou analýzu lomových ploch vzorků bez povrchové vrstvy, k jejichž porušení došlo v oblasti vysokocyklové únavy. Kvantitativní analýza těchto lomových povrchů umožňuje srovnání s výsledky práce [1,3-5]. Dále je tato kapitola věnována kvantitativní analýze vlastností lomových povrchů vzorků s nitridovanou vrstvou a zvláště pak studiu útvarů typu rybí oko.

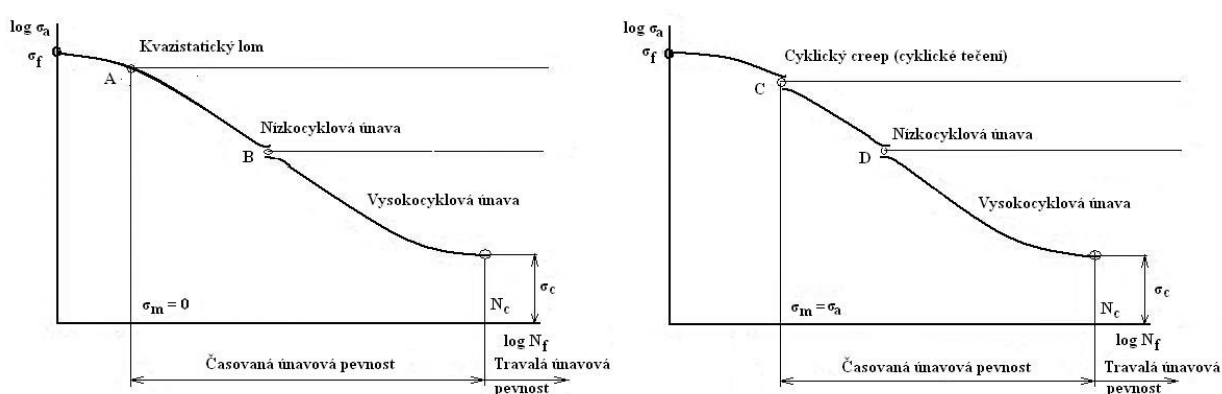
# **Část I.**

## **Literární rešerše**

## 2. Únava materiálu při jednoosém zatěžování

### 2.1 Základní charakteristiky

Nejčastěji používanou charakteristikou, která slouží k popisu únavového procesu, je křivka životnosti. Tato křivka je v literatuře označována jako Wöhlerova křivka nebo S – N křivka. Na obr. 2.1 jsou zobrazena dílčí stadia únavového procesu. Křivky na obrázku popisují případ symetrického a mívivého cyklického zatěžování typu tah - tlak (jedná se o případ homogenního jednoosého zatěžování).



Obr. 2.1 Schéma Wöhlerovy křivky únavové životnosti pro případ symetrický zatěžovací cyklus, tj. pro  $\sigma_m = 0$ , resp. pro mívivý zatěžovací cyklus, tj.  $\sigma_m = \sigma_a$  [2].

Podíváme-li se podrobněji na Wöhlerovu křivku pro případ symetrického zatěžování (viz. obr. 2.1 vlevo), v levé části grafu pozorujeme oblast kvazistatického porušení. V oblasti kvazistatického porušení jsou aplikovaná zatížení tak vysoká, že k porušení tělesa dochází již během prvního zátěžného půlcyklu nebo po několika málo desítkách cyklů (maximálně stovkách cyklů). V tomto případě nedochází k porušení postupnou nukleací a růstem únavové trhliny, nýbrž lomová plocha vykazuje ty znaky, které jsou typické pro případ statického porušení [2,6-11].

Typickým jevem, s nímž je lomový proces často spojen, je tzv. cyklické tečení neboli creep [2,6-11]. Tento proces je v podstatě postupným nárůstem (nebo poklesem) délky vzorku, způsobeným cyklickým zatěžováním. K cyklickému tečení dochází ve většině případů působením nesouměrného cyklického zatěžování. Oblast cyklického tečení je zobrazena v levé části Wöhlerovy křivky pro mívivý zatěžovací cyklus, viz. obr. 2.1 vpravo, přičemž u cyklicky změkčujících materiálů může nastat cyklické tečení i v případě symetrického zatěžovacího cyklu. Pro oblast cyklického tečení jsou charakteristické otevřené hysterezní smyčky. Přitom tyto smyčky popisují chování materiálu až do stadia finálního lomu. Tento jev je vysvětlován postupným nárůstem trvalé deformace při zatěžování konstantním napětím. Pravděpodobnost výskytu tohoto chování je závislá na více faktorech, nejen na charakteru materiálu, ale také na

tvaru použitých vzorků. Charakter lomové plochy vzorku je potom kvazistatický, ale na rozdíl od předchozího případu lze na lomové ploše nalézt zárodky únavových trhlin [2,8-10].

V případě nízkocyklové únavy (v dalším textu NCÚ) i únavy vysokocyklové (VCÚ), dochází k porušování materiálu typickým únavovým procesem, spojeným se vznikem a šířením únavových trhlin. V případě VCÚ má rozhodující význam, určující odolnost vůči únavovému procesu, velikost aplikovaného cyklického napětí. Oblast VCÚ zahrnuje životnosti vyšší než  $5 \times 10^4$ , resp.  $10^5$  cyklů [10,11]. V případě NCÚ je odolnost vůči únavovému porušení dána schopností materiálu snášet bez porušení výrazné střídavé plastické deformace. Z tohoto důvodu je NCÚ označována jako vysokodeformační oblast [9,11]. Oblast NCÚ je typická deformacemi v řádovém rozsahu amplitudy plastické deformace  $\varepsilon_{ap} = 10^{-3}$  až  $10^{-2}$ , čemuž odpovídají životnosti v intervalu  $10^2$  až  $10^4$ , resp.  $10^5$  cyklů.

Při pohledu na obr. 2.1 je zřejmé, že horní hranice oblasti nízkocyklové únavy se vyznačuje určitými diskontinuitami (nespojitostmi) Wöhlerovy křivky v oblasti meze kluzu materiálu  $R_e$ . Tuto přechodovou diskontinuitu mezi NCÚ a VCÚ lze vysvětlit rozdíly v rychlosti poškozování a v první řadě rozdílnými rychlostmi ve stadiu nukleace únavové trhliny. Mezi typické vlastnosti NCÚ patří relaxace středního napětí při zatěžování s konstantní amplitudou deformace [12]. Pokud studujeme lomovou plochu, vytvořenou v oblasti nízkocyklové únavy, lom se obvykle vyznačuje vizuálně drsnějším povrchem s výraznou strukturou a výraznými stopami plastické deformace.

Některé materiály se též vyznačují přítomností nespojitosti Wöhlerovy křivky mezi oblastí kvazistatického lomu a oblastí NCÚ nebo oblastí cyklického tečení a NCÚ (na obr. 2.1 se jedná o bod A a C). Přítomnost této nespojitosti lze zřejmě interpretovat změnou řídicího mechanismu poškozování. V oblasti trvalé životnosti, a pro případ časované pevnosti v oblasti VCÚ, lze životnost vzorku podrobeného jednoosému zatěžování popsat pomocí vztahu navrženého Basquinem [12,13]

$$\sigma_a = \sigma_f' (2N_f)^b, \quad (2.1)$$

kde  $\sigma_f'$  je součinitel cyklické pevnosti a  $b$  je exponent cyklické pevnosti, přičemž  $b$  nabývá hodnot  $b \in (-0,06; -0,12)$ . Jak plyne z experimentů, hodnotu  $\sigma_f'$  je možné stanovit pomocí vztahu  $\sigma_f' = \sigma_f$ . Skutečnou hodnotu lomového napětí  $\sigma_f$  lze určit pomocí statické zkoušky v tahu [11].

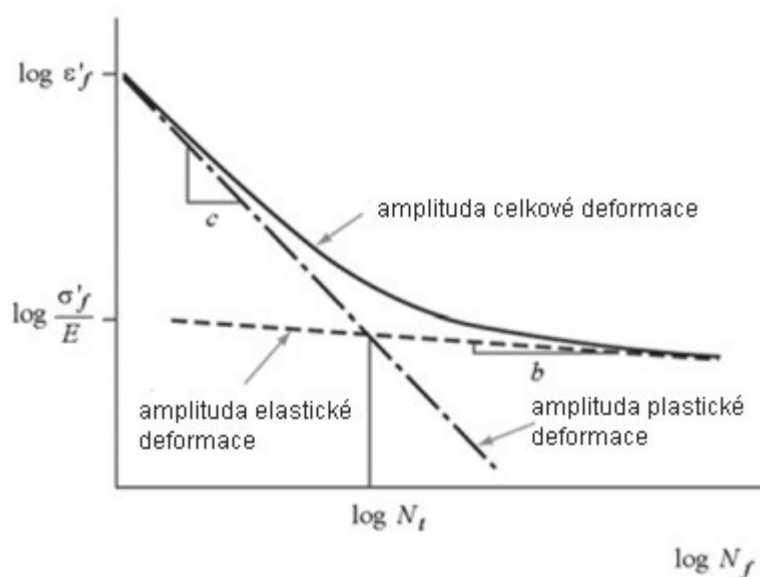
Vedle křivky Wöhlerovy je další často používanou charakteristikou Mansonova-Coffinova křivka [2]. Tato křivka je určena především k popisu únavového procesu v oblasti NCÚ, tedy tam, kde má velký význam znalost odolnosti kovu vůči cyklické plastické deformaci [2,9,12]. Mansonova-Coffinova křivka udává vzájemnou závislost mezi amplitudou plastické deformace a počtem cyklů do lomu, přičemž řízenou veličinou je právě amplituda plastické deformace. Z obr. 2.2 je zřejmá konstrukce této křivky. Spolu s ní jsou zde naznačeny i křivky závislosti  $\varepsilon_{at}$

vs.  $N$  a  $\varepsilon_{ap}$  vs.  $N$ , přičemž se jedná o zcela empiricky zjištěný vztah, který vychází ze závislosti  $\varepsilon_{ap}$  na  $N_f$  [2]

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon_f' (2N_f)^c, \quad (2.2)$$

kde  $\varepsilon_f'$  je součinitel cyklické tažnosti, který je dán extrapolací k hodnotě amplitudy plastické deformace  $\varepsilon_{ap}$  v prvním zátěžném půlcyklu ( $2N_f = 1$ ). Exponent  $c$  v tomto vzorci je tzv. exponent cyklické tažnosti. Pro oblast NCÚ se provádí extrapolace  $\varepsilon_f' = (0,35 \text{ až } 0,75) \varepsilon_f$ , kde  $\varepsilon_f$  je tažnost při jednosém zatížení. Manson – Coffinovu křivku je možno také sestavit pro celkovou deformaci zkušebního tělesa  $\varepsilon_{at}$ . Potom rovnice extrapolující průběh Mansonovy – Coffinovy křivky má tento tvar [2,10,12]

$$\varepsilon_{at} = \varepsilon_f' (2N_f)^c + \frac{\sigma_f'}{E} (2N)^b. \quad (2.3)$$



Obr. 2.2 Křivka Mansonova-Coffinova [2].

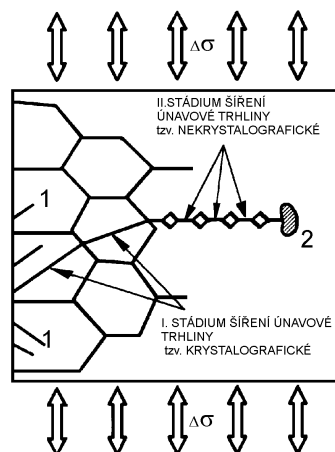


## 2. 2 Stadia únavového procesu

Proces únavové degradace, popsáný pomocí Wöhlerovy křivky, popisující celkovou únavovou životnost konstrukčních prvků, lze obecně rozdělit do pěti základních fází:

- změny mechanických vlastností
- nukleace trhlin
- šíření krátkých trhlin
  - mikrostrukturní krátké trhliny
  - přechodové krátké trhliny
- šíření magistralní trhliny
- konečný dolom.

Toto rozdělení únavového procesu na jednotlivé fáze má pouze orientační význam, a to z toho důvodu, že jednotlivé etapy únavové životnosti nejsou jednoznačně ohraničeny, takže se jednotlivé etapy únavového procesu navzájem překrývají. Samotná délka jednotlivých etap únavového procesu je značně závislá nejen na provozních podmínkách, ale i metalurgických a technologických parametrech použitého výrobního procesu [2].



Obr. 2.3: Stadia šíření únavových trhlin [10].

Na obr. 2.3 jsou mikrostrukturně krátké trhliny označeny číslem 1. Z obrázku je zřejmé, že iniciující trhliny rostou pod úhlem  $45^\circ$  vůči hlavnímu napětí. Dále na obrázku pozorujeme postupné stáčení trhliny do směru kolmého na hlavní napětí. To se děje tak, že se trhlina

nejprve šíří podél aktivních skluzových rovin v mřížce přes celé zrno (jedná se tedy o transkrystalický růst [9]), přičemž orientace těchto skluzových rovin je blízká rovině maximálního smykového napětí. Tuto fázi růstu trhlin označujeme jako přechodové trhliny (fyzicky krátké) [10].

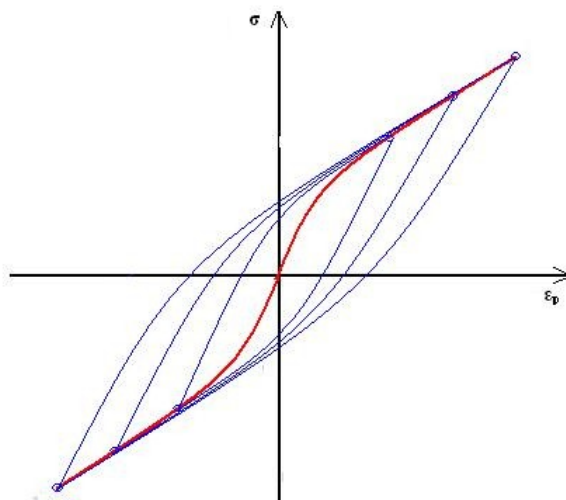
## 2. 2. 1 Změny mechanických vlastností

Změny mechanických i fyzikálních vlastností materiálů, k nimž dochází při cyklickém zatěžování, jsou důsledkem změny hustoty a rozložení mřížkových poruch. Za nejdůležitější je potom považováno působení dislokací, výsledný efekt působení ostatních poruch, a to především v oblasti běžných teplot, je potom výrazně nižší [2]. Zvyšování vlivu dalších poruch s teplotou lze vysvětlit teplotní závislostí jejich koncentrace, např. koncentrace vakancí výrazně narůstá s teplotou. Fázi změn mechanických vlastností lze charakterizovat pomocí změn hysterezních smyček. U mnoha materiálů dochází k saturaci plochy hysterezních smyček. Pro materiály, u nichž po celou dobu životnosti nedojde k saturaci bylo dohodnuto, že k sestrojení cyklické křivky napětí–deformace (dále CKND) budou použity hodnoty hysterezní smyčky v půli její životnosti. Křivka CKND je tvořena spojnicí vrcholových bodů jednotlivých hysterezních smyček, odpovídajících saturovaným stavům při různých amplitudách aplikovaného zatížení  $\sigma_a$ , viz. obr. 2.4. Tuto křivku je možno v celém rozsahu životnosti aproximovat užitím mocninného vztahu

$$\sigma_a = \sigma_f' \left( \frac{\varepsilon_{ap}}{\varepsilon_f'} \right)^{n'} = K' \varepsilon_{ap}^{n'}. \quad (2.4)$$

V tomto vztahu je  $\sigma_f'$  součinitelem cyklické pevnosti,  $\varepsilon_f'$  je součinitel únavové tažnosti a  $\varepsilon_{ap}$  je amplitudou plastické deformace. Modul cyklického zpevnění  $K'$  je definován dle vztahu  $K' = \sigma_f' / \varepsilon_{ap}^{n'}$  a  $n'$  je exponent cyklického zpevnění, který nabývá hodnot z  $n' \in (0,05; 0,3)$  [2]. Přesnější vyjádření poskytuje relace [13]

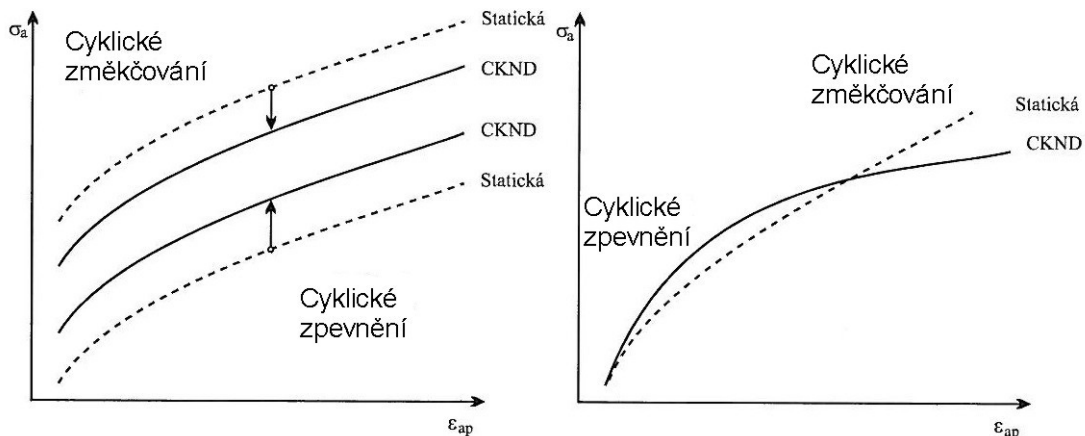
$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \left( \frac{\sigma_a}{K'} \right)^{n'}. \quad (2.5)$$



Obr. 2.4 Schéma cyklické napět'ově – deformační křivky [10].

Běžně používané technické materiály rozdělíme dle způsobu jejich odezvy na cyklické zatížení: cyklicky zpevňující, změkčující, stabilní, případně se složenou deformační odezvou. Složená deformační odezva potom reprezentuje kombinaci po sobě následujících reakcí na cyklické zatěžování, např. v první fázi dochází k cyklickému zpevňování a poté naopak ke změkčování. Průběh zde prezentovaných závislostí lze modifikovat nejen velikostí amplitudy napětí, ale i teplotou, rychlostí deformace, režimem zatěžování (měkký nebo tvrdý režim) a historií zatěžování [2]. Cyklické změkčení lze považovat za typický znak materiálů technologicky zpevněných, např. užitím deformačního zpevnění, zpevnění precipitací disperzními částicemi nebo zpevnění martenzitickou transformací atd. Cyklické změkčení je považováno za nežádoucí jev, neboť při měkkém režimu zatěžování, tedy v případě, kdy amplituda zatěžujícího napětí je konstantní  $\sigma_a = \text{konst.}$ , vzrůstá amplituda plastické deformace  $\varepsilon_{ap}$ , což vede k zintenzivnění poškozování. V případě, že bylo aplikováno asymetrické zatěžování navíc, dochází k cyklickému creepu. Naopak cyklické zpevnění je typickým znakem vyžíhaných materiálů [2].

Při zatěžování materiálů obsahujících více než jednu krystalografickou strukturní složku, může docházet ke změnám chemického složení, změně morfologie fází a fázovým přeměnám působením difúze. Například v případě kalených ocelí dochází v důsledku cyklické deformace k částečné transformaci zbytkového austenitu a zároveň se mění i tetragonalita martenzitu [2,10]. Tyto změny mohou mít také za následek vznik strukturních rozdílů mezi povrchem a jádrem vzorku. Tyto rozdíly ve struktuře mají za následek i rozdíly ve fyzikálních vlastnostech materiálu (např. tvrdost, pevnost) vně a uvnitř vzorku. Srovnání vzájemné polohy CKND křivky s tahovým diagramem lze použít k odhadu cyklické deformační odezvy, viz. obr. 2.5.



Obr. 2.5 Cyklické zpevnění a změkčení [10].

## 2. 2. 2 Nukleace únavových trhlin

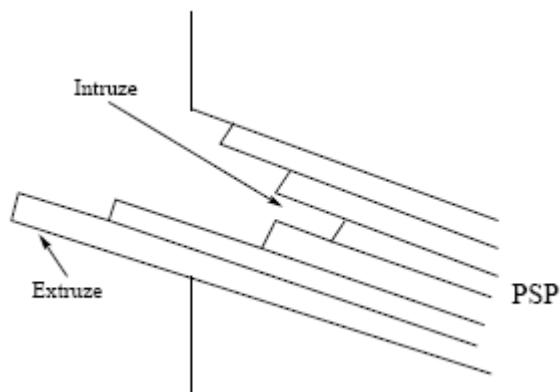
Nukleace únavových trhlin v homogenním materiálu nastává primárně na povrchu těles vzhledem k tomu, že jsou zde lepší podmínky pro rozvoj plastické deformace, což lze vysvětlit rovinnou napjatostí a přítomností povrchových nerovností, vytvořených v průběhu technologických operací a také vystupováním dislokací na povrch. V případě, že vzorek je podroben nehomogennímu zatěžování (ohyb, krut), je maximální hodnoty napětí dosaženo na povrchu vzorku. Tato fakta ukazují, že doba nukleace trhliny, a tím také výsledná únavová životnost, je velkou měrou závislá na stavu povrchu [2,9,10].

K iniciaci únavových trhlin může docházet i pod povrchem vzorku pokud jsou přítomny dostatečně velké vnitřní strukturní nehomogenity nebo apriorní defekty, jako jsou např. mikrotrhliny vzniklé jako důsledek vnitřních pnutí během předchozího tepelného zpracování výrobku. K iniciaci trhliny nejčastěji dochází v těchto místech:

- perzistentní skluzová pásma (v dalším textu PSP)
- hranice zrn
- rozhraní vměstek - matrice
- rozhraní precipitát – matrice.

První dva případy jsou charakteristické pro únavové porušování monokrystalů a jednofázové polykrystalické kovové materiály, zatímco dva následující případy jsou typické pro mechanismus vzniku trhliny ve vícefázových, běžně v průmyslové praxi užívaných kovech a slitinách [2]. Perzistentní skluzové pásy PSP jsou ve skluzových rovinách orientovány pod úhlem  $45^\circ$  vůči největšímu hlavnímu napětí. Na povrchu cyklicky zatěžovaného vzorku

dochází ke vzniku členitého únavového mikroreliefu, jenž je tvořen vzájemně se střídajícími extruzemi a intruzemi. Takto vzniklé mikrovruby působí jako lokální koncentrátoři napětí a dochází zde ke vzniku mikrotrhlin [2,9,10]. Nejjednodušším modelem vzniku únavové trhliny v PSP je tzv. kartový model, zobrazený na obr. 2.6. V poslední době se přijímají modely založené na kombinaci dislokačních a difúzních mechanismů [13].



Obr. 2.6 Kartový model skluzu v PSP [2].

V perzistentním skluzovém pásmu musí v saturovaném stavu nastat rovnováha mezi počtem generovaných a anihilovaných dislokací, tedy skluz v pásmu musí být vysoce reverzibilní. Ale tato reverzibilita nemůže být úplná, neboť by potom nemohlo docházet ke vzniku povrchového reliéfu, tvořeného intruzemi a extruzemi. Tento rozpor lze vysvětlit tak, že skluz v jednom směru neprobíhá po týchž skluzových rovinách, jako ve směru opačném. Makroskopicky se pak skluz jeví reverzibilní a mikroskopicky ireverzibilní, protože při změně směru pohybu dislokace přecházejí na rovnoběžnou skluzovou rovinu, která je proti původní rovině posunuta o několik meziatomových vzdáleností. Tento přechod se u šroubových dislokací realizuje příčným skluzem a v případě hranových dislokací probíhá procesem anihilace dipólů za současné tvorby vakancí. Tvorba extruzí a intruzí může být též popsána pomocí vakančně asistovaného modelu [14]. Perzistentní skluzové pásmo je tvořeno dipólovými valy a volnými kanály, které jsou téměř bez dislokací. Tyto útvary na povrchu tělesa odpovídají extruzím a intruzím. Vakance generované v kanálech směřují intersticiálů směřují do energeticky výhodných poloh, které jsou reprezentovány hranovými dislokacemi a dipóly, jejichž koncentrace je výrazně vyšší v dipólových valech. Výsledkem je vysoká koncentrace vakancí ve středu perzistentního skluzového pásu a nízká při jeho okrajích, pohyb vakancí lze popsat Fickovým zákonem. Trvalý pohyb vakancí jedním směrem má za následek úbytek atomů ve stěnách (intruze) a jejich přebytek v kanálech (extruze).

Při vysokých teplotách a nebo amplitudách deformace se stávají místy iniciace i hranice zrn. Inkluze jsou místem iniciace trhlin především v případě vysocepevných ocelí nebo slitin hliníku a titanu [10]. Trhlinky nukleují v důsledku koncentrace napětí ve fázovém rozhraní mezi inkluzí a maticí (inkluzie mívají obecně vyšší tvrdost než matrice) [15]. To je způsobeno vysokou koncentrací napětí v okolí těchto částic, což lze vysvětlit rozdílnými hodnotami

elastických modulů a koeficientů teplotní roztažnosti  $\alpha$ , částice a matrice, a také poklesem povrchové energie  $\gamma_p$ , v důsledku narušení koherence mřížky. Dalším významným mechanismem iniciace trhliny je křehké porušení částice, např. precipitátu (jedná se o křehké částice obvykle nekovového charakteru). Křehké vměstky a karbidy jsou velmi často iniciátory únavové trhliny u vysocepevných ocelí [2].

V případě průmyslově užívaných materiálů obvykle nenavazují jednotlivá stadia přesně na sebe. Protože nukleace jednotlivých trhlin probíhá již před dosažením saturovaného stavu, tj. ještě před uzavřením hysterezní smyčky nebo už na povrchu vzorku nebo těsně pod ním, existují defekty, které lze považovat za mikrotrhliny.

Doba nukleace trhlin může být výrazně prodloužena změnou fázového složení povrchové vrstvy za účelem zvýšení smykového modulu  $G$  a meze kluzu  $R_e$  a vzniku tlakových předpětí v povrchové vrstvě. Tento efekt lze vyvolat např. chemicko-tepelným zušlechťením materiálu užitím plasmovou nitridací. Pozitivní efekt zušlechťení povrchu má dále ten význam, že dochází k výraznému omezení výstupu PSP na povrch cyklicky zatěžovaného vzorku, tj. pohyb dislokací je usměrněn ve směru od povrchu do nitra zkušební tělesa.

## 2. 2. 3 Šíření trhlin

K šíření únavových trhlin dochází během cyklického zatěžování při takových hodnotách vnějšího napětí, které jsou nižší než je konvenčně určená mez kluzu. Toto šíření trhlin je způsobeno koncentrací napětí na čele trhliny. Trhlinky nacházející se ve fázi svého vzniku a počáteční etapě růstu jsou nazývány krátké trhliny. Velikost těchto trhlinek je srovnatelná s rozměry jednotlivých zrn nebo s velikostí plastické zóny. Velikost zrna, resp. jeho charakteristický rozměr, je označován jako strukturní parametr  $b$ . Šíření krátkých trhlin je realizováno pomocí skluzových mechanismů v rovinách maximálního smykového napětí. Růst krátkých trhlin je silně ovlivněn přítomností strukturních bariér, jako jsou precipitáty a vměstky nebo zejména hranicemi zrn. Tyto strukturní bariéry mohou způsobit i úplné zastavení trhliny. Za těchto podmínek lze mez únavy  $\sigma_c$  interpretovat jako nejvyšší vnější napětí, které lze aplikovat na zkušební vzorek, resp. součást tak, že ještě nedojde k šíření mikrostrukturně krátkých trhlin přes nejsilnější bariéry [2,15].

Krátké trhliny lze tedy dělit na trhliny mikrostrukturní, které odpovídají prvnímu stadiu šíření krátké trhliny a tzv. přechodové trhliny, jež odpovídají druhému stadiu šíření krátké trhliny [2]. Většina mikrotrhlin se šíří pouze několik desítek mikrometrů a potom se zastaví na některé ze strukturních bariér [2,10,13,15]. Dále roste většinou pouze jedna trhlina. Tuto trhlinu nazýváme magistrální trhlina.

Při studiu lomového povrchu se ukazuje, že ačkoliv krystalografické stadium reprezentuje pouze malou část lomové plochy, může představovat až 90% z celkového počtu cyklů do lomu. Po stočení trhliny do směru kolmého na hlavní napětí se trhlina šíří napříč jednotlivými zrny nezávisle na jejich orientaci, proto se toto stadium nazývá nekrystalografické. Tento způsob šíření trhliny je typický pro dlouhé trhliny nebo pro tělesa s primárním vrubem (jedná

se např. o vzorky s vrubem, či o technologické vruby, např. u svárů ). Nekrystalografický růst trhliny představuje zhruba desetinu počtu cyklů z jejich celkového počtu do porušení tělesa. Přitom je ale většina finální lomové plochy právě tvořena růstem trhliny v tomto stadiu [2,10].

Ke kvantitativnímu popisu růstu dlouhých trhlin lze použít lineární lomovou mechaniku. Malé plastické deformace na čele trhliny odpovídají oblasti VCÚ, kdy většina objemu je deformována pouze elasticky. Rychlost stabilního šíření dlouhé trhliny  $v$  lze popsat pomocí známého zákona Parise a Erdogana

$$v = \frac{da}{dN} = C (\Delta K)^n, \quad (2.5)$$

kde  $C$  a  $n$  jsou charakteristické materiálové konstanty, přičemž konstanta  $n$  nabývá hodnot z  $n \in (2,6)$ . Prakticky vždy za běžných provozních teplot se trhlina šíří transkrystalicky. Interkrystalické šíření trhlin je typické jen pro vyšší teploty.

## 2. 2. 4 Dolom

Nekrystalografická fáze šíření trhliny končí v okamžiku, kdy je dosaženo takového zmenšení nosného průřezu, při kterém dojde k porušení součástí [2,6-11]. Tato konečná fáze únavového procesu zpravidla představuje nestabilní lom, ke kterému dochází pokud je přibližně dosaženo kritického faktoru intenzity napětí  $K_{Ic}$ , nutného pro vznik křehkého lomu [2]. V případě tvárných materiálů a malých těles se však cyklická lomová houževnatost může od hodnoty  $K_{Ic}$  výrazně lišit.

## 2. 3 Únavová životnost

Životnost při jednoosém zatěžování ( $R = -1$ ,  $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ ) v oblasti trvalé životnosti a časované pevnosti pro oblast VCÚ, lze popsat použitím Basquinova vztahu (2.1), viz. stať 2.1. Tento vztah je platný pouze v tom případě, že se jedná o cyklicky stabilní materiál [12].

V případě nesymetrického zátěžného cyklu je do vztahu (2.1) nutno navíc zahrnout efekt středního napětí  $\sigma_m$ . Podobně koncipovaný vztah, jako je vztah (2.1), byl též navržen Morrowem. Tento vztah vycházející z Wöhlerovy křivky pro symetrické zatěžování [16] má tvar

$$\sigma_a = \left( \sigma_f' - \sigma_m \right) \left( 2N_f \right)^b. \quad (2.6)$$

Basquinův vztah (2.1) byl Kwofiem [17] modifikován tak, aby zahrnoval vliv středního napětí. Tento modifikovaný Kwofie-Basquinův vztah využívá nově definovaného součinitele cyklické pevnosti  $\sigma_f' = f(\sigma_m/R_m)$  a exponentu cyklické pevnosti  $b = g(\sigma_m/R_m)$ . Vzhledem k tomu, že výraznější výsledný efekt na hodnotu středního napětí  $\sigma_m$  má funkce  $f$ , je pro jednoduchost předpokládána konstantní velikost exponentu cyklické pevnosti  $b$ . Funkce  $f$  byla navržena jako exponenciální [12]

$$\sigma_f = f\left(\frac{\sigma_m}{R_m}\right) = \sigma_{f0}' \exp\left[-\beta\left(\frac{\sigma_m}{R_m}\right)\right] \quad (2.7)$$

Veličiny obsažené v tomto vztahu jsou: součinitel cyklické pevnosti  $\sigma_{f0}'$  pro případ symetrického zatěžovacího cyklu a citlivost materiálu  $\beta$  vůči střednímu napětí, přičemž tato veličina bývá pro většinu technických materiálů definována jako konstanta, ale může se též jednat o proměnnou. Dosazením exponenciálního vztahu (2.7) do rovnice (2.1) dostáváme tuto rovnici

$$\sigma_a = \sigma_{f0}' \exp\left[-\beta\left(\frac{\sigma_m}{R_m}\right)\right] (2N)^b. \quad (2.8)$$

Porovnáním původního Basquinova vztahu (2.1) a jeho modifikace navržené Kwofiem ve tvaru (2.8) obdržíme rovnost

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{a,R=-1}} = \exp\left[-\beta\left(\frac{\sigma_m}{R_m}\right)\right], \quad (2.9)$$

přičemž  $\sigma_a$  v tomto vztahu označuje amplitudu napětí v případě obecně nesymetrického zatěžování, zatímco  $\sigma_{a,R=-1}$  označuje amplitudu napětí v případě jednoosého symetrického zatěžovacího cyklu.

Další úvahy dále omezíme na případ amplitudy napětí na mezi únavy  $\sigma_c$ . Index  $R \neq -1$  označuje opět nesymetrický zatěžovací cyklus a index  $R = -1$  symetrický zatěžovací cyklus. V případě nízkých hodnot  $\beta(\sigma_m/R_m)$  lze funkci  $\exp[-\beta(\sigma_m/R_m)]$  upravit pomocí vztahu Stirlingova, tedy užitím  $\exp[-\beta(\sigma_m/R_m)] \approx 1 - \beta(\sigma_m/R_m)$ . Použitím této aproximace obdržíme

$$\frac{\sigma_{c,R \neq -1}}{\sigma_{c,R=-1}} = 1 - \beta\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_F}\right). \quad (2.10)$$

Pokud vhodným způsobem dosadíme za citlivost materiálu  $\beta$  vůči střednímu napětí, lze získat příslušný vztah pro určité mezní případy, jako jsou vztah Goodmanův, Gerberův, Morowův nebo Soderbergův.



Poněkud odlišný přístup k popisu vlivu středního napětí  $\sigma_m$  na únavovou životnost poskytuje vyjádření poměru amplitud napětí pro symetrickou a nesymetrickou formu zatěžování užitím fiktivního napětí  $\sigma_F$ . Příslušný vztah obsahující fiktivní napětí  $\sigma_F$  má potom tento tvar

$$\frac{\sigma_{c,R \neq -1}}{\sigma_{c,R=-1}} = 1 - \left( \frac{\sigma_m}{\sigma_F} \right)^\alpha. \quad (2.11)$$

V případě, že střední napětí  $\sigma_m$  je tahového charakteru a byly použity tvárné materiály, vykazuje Goodmanův vztah konzervativní chování [16]. Naopak v případě, že střední napětí  $\sigma_m$  je tlakového charakteru, chová se Goodmanův vztah jako nekonzervativní. Za nejpodstatnější nevýhodu Gerberova vztahu lze považovat to, že tento vztah není schopen rozlišit mezi tahovými a tlakovými napětími. Významným nežádoucím důsledkem tohoto chování Gerberova vztahu je to, že pro tlaková střední napětí poskytuje výrazně nekonzervativní odhady.

Únavová životnost je v případě krutového zatěžování vyjádřitelná obdobnými vztahy, jako tomu bylo pro případ tah-tlak nebo při zatěžování ohybem. Tyto vztahy se od předchozího případu odlišují především tím, že v takto zatěžovaných tělesech neexistují střední tlaková napětí. V případě, že neexistuje střední tlakové napětí je užitečnou veličinou používanou pro popis zatěžování součinitel citlivosti  $\psi$  vůči asymetrii cyklů. Tento součinitel lze stanovit užitím známých amplitud na mezi únavy při symetrickém a mívivém zatěžovacím cyklu  $\sigma_{c,R=0}$ . Součinitel citlivosti vzhledem k asymetrii cyklů  $\psi$  má potom tvar [11]

$$\psi = \frac{\sigma_c - \sigma_{c,R=0}}{\sigma_{c,R=0}}. \quad (2.12)$$

Hodnota součinitele citlivosti  $\psi$  se pro oceli pohybuje v intervalu 0,05 až 0,3 v závislosti na typu zatěžování a hodnotě  $R_m$  [11].

Podobným způsobem jako vztah (2.11) je s využitím fiktivního napětí  $\sigma_F$  a středního napětí  $\sigma_m$  koncipován i obecný vztah popisující vliv asymetrie na časovanou nebo trvalou únavovou pevnost. Tento vztah se nejčastěji uvádí ve tvaru [12]

$$\left( \frac{\sigma_{c \neq -1}}{\sigma_{c=-1}} \right)^h = 1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_F}, \quad (2.12)$$

kde  $h$  je konstanta charakteristická pro materiál a typ zatížení. Pokud je tato konstanta rovna  $h = 1$  a zároveň je hodnota součinitele asymetrie cyklů  $\psi$  z intervalu  $\psi \in (0; 0,25)$ , je možno rovnicí (2.12) vyjádřit ve zjednodušeném tvaru, který neobsahuje mocninou závislost

$$\frac{\sigma_{c \neq -1}}{\sigma_{c=-1}} = 1 - \psi \frac{\sigma_m}{\sigma_F}. \quad (2.13)$$

Vezmeme-li dále v úvahu to, že součinitel asymetrie cyklů je definován poměrem  $\psi = (\sigma_c / \sigma_F)$  [12], získáme touto substitucí do rovnice (2.13) známý Goodmanův vztah.

Nepříznivý vliv středního napětí na únavovou životnost, zvláště pak pro případ asymetrického pulsujícího namáhání, lze popsat pomocí Haighova diagramu. Tento diagram je dále upraven na přítomnost vrubu pomocí teoretického součinitele koncentrace napětí (součinitel tvaru)  $K_t$ . Fiktivní pevnost se také často vyjadřuje užitím hodnoty sbíhavosti  $\psi$  Haighova diagramu, pro kterou platí vztah

$$\sigma_F = \frac{\sigma_c}{\operatorname{tg} \alpha} = \frac{\sigma_c}{\psi}, \quad (2.14)$$

kde  $\sigma_c$  je mez únavy. Konstrukce Haighova diagramu dle Gunna je znázorněna na obr.2.7. Podle Gunna se Haighův diagram uplatňuje především u materiálů s vyšší mezí kluzu a s vysokou citlivostí vůči přítomnosti vrubů [9].

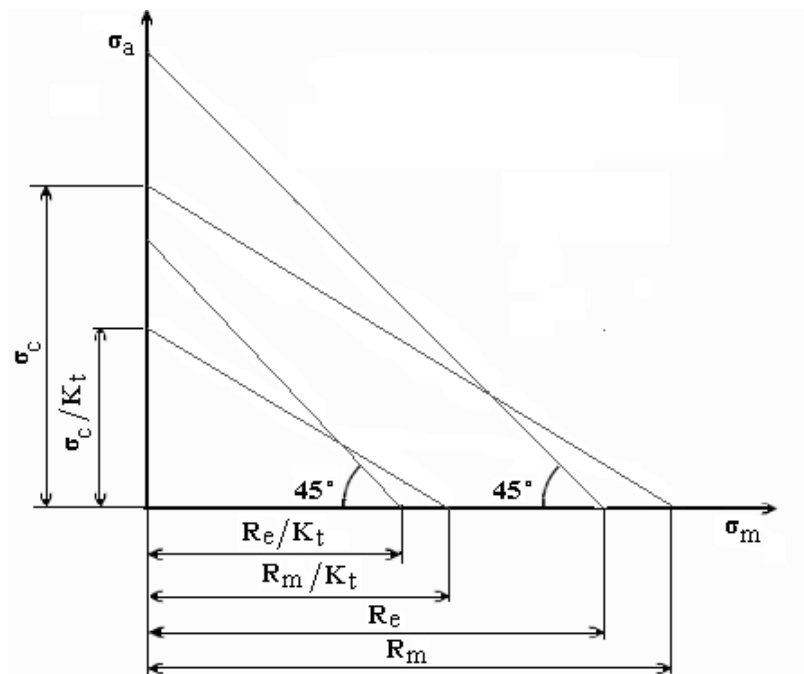
Mimo napětíového přístupu lze k popisu vlivu středního napětí na únavovou životnost použít i napětíově – deformační přístup a přístup energetický. Napětíově-deformační přístup využívá parametru  $(\sigma_{\max} \varepsilon_{at} E)^{1/2}$ . V tomto parametru jsou obsaženy tyto veličiny:  $\sigma_{\max}$ , reprezentující maximální hodnotu napětí v průběhu zátěžného cyklu,  $\varepsilon_{at}$  je amplituda celkové deformace a  $E$  je modul pružnosti použitého materiálu v tahu. Často se lze setkat s přístupem, vycházejícím z představy rovnocenného efektu cyklického napětí a deformace na únavové porušení. Tento předpoklad vyjadřuje vztah

$$(\sigma_{\max} \varepsilon_{at} E)_{\text{sym}}^{1/2} = (\sigma_{\max} \varepsilon_{at} E)_{\text{asym}}^{1/2}. \quad (2.15)$$

Použité indexy v tomto vztahu označují symetrický a asymetrický zatěžovací cyklus. Tato rovnost byla prvně formulována Smithem. Z experimentálních studií je však zřejmé, že úspěšnější předpověď získáme za použití křivky životnosti, která je vyjádřena pomocí takových parametrů, že uvažuje efekt plastické deformace  $(\sigma_{\max} \varepsilon_{ap} E)^{1/2}$  [11,15].

Velmi často používanou třídou kritérií jsou kritéria založená na energetickém přístupu. Tato kritéria jsou formulována na základě předpokladu, že pro výslednou únavovou životnost je určující hodnota celkové energie akumulované do lomu. Hodnota akumulované energie tedy odpovídá celkové práci vykonané vnějšími silami na zkušební těleso nutnou k jeho porušení. Tuto energii vyjádříme užitím vztahu

$$\Lambda = \lambda_e N_f. \quad (2.16)$$



Obr. 2.7 Kostrukce Haighova diagramu podle Gunna [9].

kde  $\lambda_e$  reprezentuje energii akumulovanou v průběhu jednoho zátěžného cyklu. Tato energie je úměrná velikosti plochy hysterezní smyčky. Plochu hysterezní smyčky lze vyjádřit vztahem [12]

$$\lambda_e = 4\varepsilon_f' \sigma_f' \frac{1-n'}{1+n'} (2N_f)^{b+c} = 4\lambda_f (2N_f)^{b+c}. \quad (2.17)$$

Součinitel  $\lambda_f$  reprezentuje celý soubor parametrů příslušejících křivce CKND, viz. kap. 2.2.1, obr. 2.4. Veličinu  $n'=b/c \approx 0,15$  nazýváme koeficient únavového zpevnění. Celková energie, která byla v objemu tělesa akumulována až do lomu je tedy

$$\Lambda = \lambda_e N_f = 2\lambda_f \frac{1-n'}{1+n'} (2N_f)^{b+c+1} = 2\varepsilon_f' \sigma_f' \frac{1-n'}{1+n'} (2N_f)^{b+c+1}. \quad (2.18)$$

Veličina  $\Lambda$  byla v minulosti považována za konstantu charakteristickou pro daný materiál, ale následně experimentální práce věnované studiu závislosti mezi absorbovanou energií a počtem cyklů prokázaly, že pohlcená energie roste s počtem cyklů do lomu. Tato skutečnost, je charakterizována exponentem  $b+c+1 \approx 0,3$  [10]. V oblasti VCÚ je hysterezní smyčka velice úzká, což výrazně omezuje použitelnost tohoto vztahu a činí ji spornou. V důsledku těchto vlastností hysterezní smyčky musí být v oblasti VCÚ kladeny obecně vyšší nároky na citlivost i přesnost používaných metod, než je tomu v případě NCÚ. Významný je zde vysoký podíl energie, jejíž absorbování nevede k poškození tělesa vůči celkové práci zatěžných sil, resp. vůči celkové energii absorbované zkušebním tělesem. Z tohoto důvodu lze celkovou energii absorbovanou v objemu tělesa do lomu vyjádřit v tomto tvaru [12]

$$\Lambda = \lambda N_f - \lambda_0 N_f = 4\varepsilon_f' \sigma_f' \frac{1-n'}{1+n'} \left[ (2N_f)^{b+c} - (2N_c)^{b+c} \right], \quad (2.19)$$

kde  $N_c$  je počet cyklů do lomu na mezi únavy a  $\lambda_0$  je plocha hysterezní smyčky na mezi únavy. Výrazu (2.19) je možno použít i k popisu únavového chování v oblasti NCÚ.

## 3. Únava materiálů při víceosém zatěžování

### 3.1 Základní veličiny a charakteristiky

#### 3.1.1 Časový průběh zatěžování a jeho trajektorie v napět'ovém prostoru

Způsob zatěžování má velký vliv na výslednou hodnotu meze únavy i na časovanou pevnost. Způsob zatěžování také ovlivňuje průběh teoretického napětí po průřezu. Základními druhy únavového zatěžování jsou tah - tlak, ohyb a krut, přičemž jejich vztah k hodnotě meze únavy je závislý na druhu materiálu [12]. Cyklické zatěžování, působící na studovaný vzorek, je charakterizováno tvarem napět'ově-deformační smyčky, tvarem napět'ově-deformačního prostoru a způsobem zatěžování, resp. časovou závislostí zatěžování [18-24]. Další charakteristiky zatěžování jsou: velikost statického předpětí, tj. asymetrie zatěžování, frekvence zatěžování, tvarem zatěžovací cesty, fázovým posuvem, atd.

Multiaxiální zatěžování je v praxi nejčastěji se vyskytujícím způsobem zatěžování reálných konstrukčních prvků a součástí strojů a zařízení. Jednotlivé složky zatěžování nemusí působit ve fázi, případně mohou působit s různou frekvencí a tvarem zátěžného cyklu nebo různě velikou složkou statického předpětí [13,19]. Nejpoužívanějším způsobem zatěžování, s nímž se obvykle setkáváme v technické praxi, je sinusové harmonické zatěžování s konstantním rozkmitem napětí  $\Delta\sigma$ , jehož charakteristické hodnoty jsou znázorněny na obr. 3.1. Obecně můžeme časovou závislost složky pro sinusový tvar zapsat ve tvaru [19]

$$\sigma_{ij}(t) = \sigma_{ijm} + \sigma_{ija} \sin(\omega_{ij}t + \varphi_{ij}), \quad i, j = x, y, z, \quad (3.1)$$

kde  $\sigma_{ijm}$  reprezentuje složky středních napětí,  $\sigma_{ija}$  jsou složky amplitud napětí,  $\omega_{ij}$  je úhlová rychlost složek a představuje počáteční fáze složek. Toto sinusové napětí lze charakterizovat pomocí několika veličin:

- horní, resp. maximální hodnota aplikovaného napětí  $\sigma_{\max}$
- dolní, resp. minimální hodnota aplikovaného napětí  $\sigma_{\min}$
- koeficientu asymetrie zatěžujícího cyklu

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{2\sigma_m}{\sigma_{\max}} - 1 \quad (3.2)$$

- střední hodnota aplikovaného napětí  $\sigma_m$  (statické předpětí)

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} = \frac{\sigma_{\max}}{2} (1+R) \quad (3.3)$$

- amplituda aplikovaného napětí  $\sigma_a$ ,

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} = \frac{\sigma_{\max}}{2} (1-R) \quad (3.4)$$

- rozkmit napětí  $\Delta\sigma$ ,

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} . \quad (3.5)$$

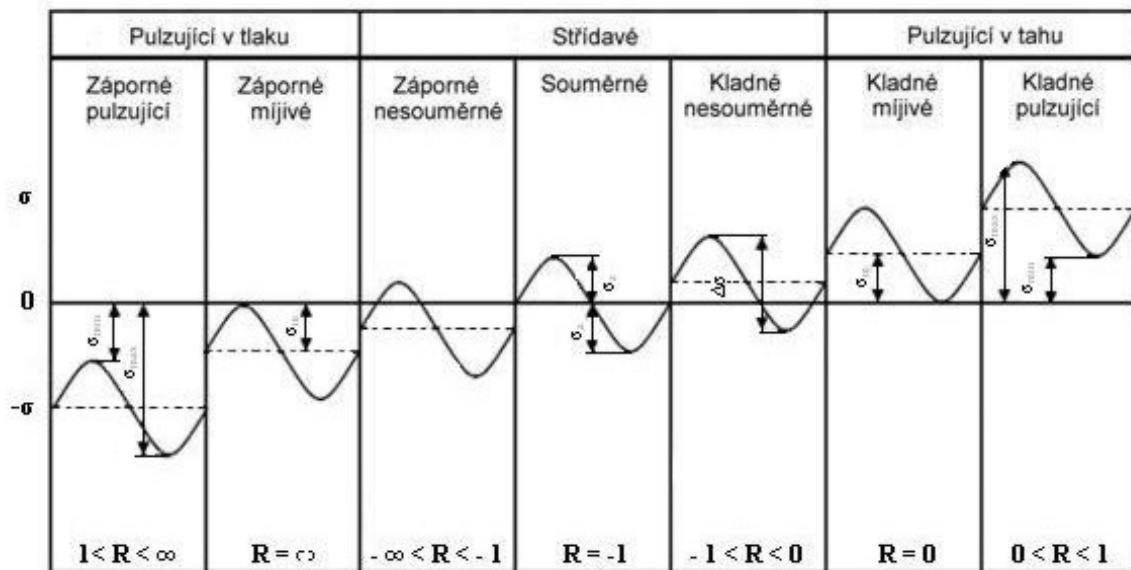
Pro střední napětí se často používá označení statické předpětí. Za míru nevratného poškozovacího procesu při cyklickém namáhání lze považovat amplitudu plastické deformace  $\varepsilon_{ap}$ . Obecně lze říci, střední tahová napětí, pokud jsou přítomna, snižují únavovou životnost a naopak v případě přítomnosti středních tlakových napětí dochází k prodloužení únavové životnosti. Užitím vztahů (3.2) a (3.3) lze poměr mezi statickým předpětím a amplitudou napětí vyjádřit pomocí koeficientu asymetrie následujícím vztahem

$$\frac{\sigma_m}{\sigma_a} = \frac{1+R}{1-R} . \quad (3.6)$$

Podle velikosti a smyslu středního napětí  $\sigma_m$  a hodnoty koeficientu asymetrie cyklu  $R$ , lze cyklické zatížení charakterizovat základními typy cyklického namáhání (viz. obr. 3.1).

V případě nesymetrického cyklického deformačního zatěžování, tedy v případě tzv. tvrdého zatěžování, kdy střední deformace  $\varepsilon_m > 0$  se ukázalo, že počáteční hodnota středního napětí  $\sigma_m$  postupně klesá, tj. dochází zde k cyklické relaxaci [25]. To znamená, že se toto střední napětí  $\sigma_m$  nepodílí na únavovém procesu. Naopak v případě nesymetrického napěťového zatěžování, tj. v případě tzv. měkkého zatěžování  $\sigma_m > 0$ , dochází k růstu monotónní plastické deformace, tedy k cyklickému tečení. To může mít za následek postupné vyčerpání plastické zásoby daného objemu vzorku a následný vznik kvazistatického lomu [25].

Za velmi významnou charakteristiku chování aplikovaného zatížení je považována zatěžovací cesta v napěťovém prostoru. Další důležitou vlastností je fázový posuv. V případě biaxiálního zatěžování v kombinaci ohybu a krutu jsou nejběžnější tvary zatěžovacích cest znázorněny na obr. 3.2 [13]. Pro případ proporcionálního zatěžování (obr. 3.2 (c)) jsou směry hlavních napětí nezávislé na čase. Naopak v případě neproporcionálního zatěžování jsou směry hlavních napětí časově proměnné. U neproporcionálního zatěžování se směr hlavního napětí mění buď spojitě (mimofázové zatěžování na obr. 3.2 (e)) nebo skokem (obr. 3.2 (d), (f) - (h)).



Obr. 3.1 Přehled základních typů cyklického namáhání [9].

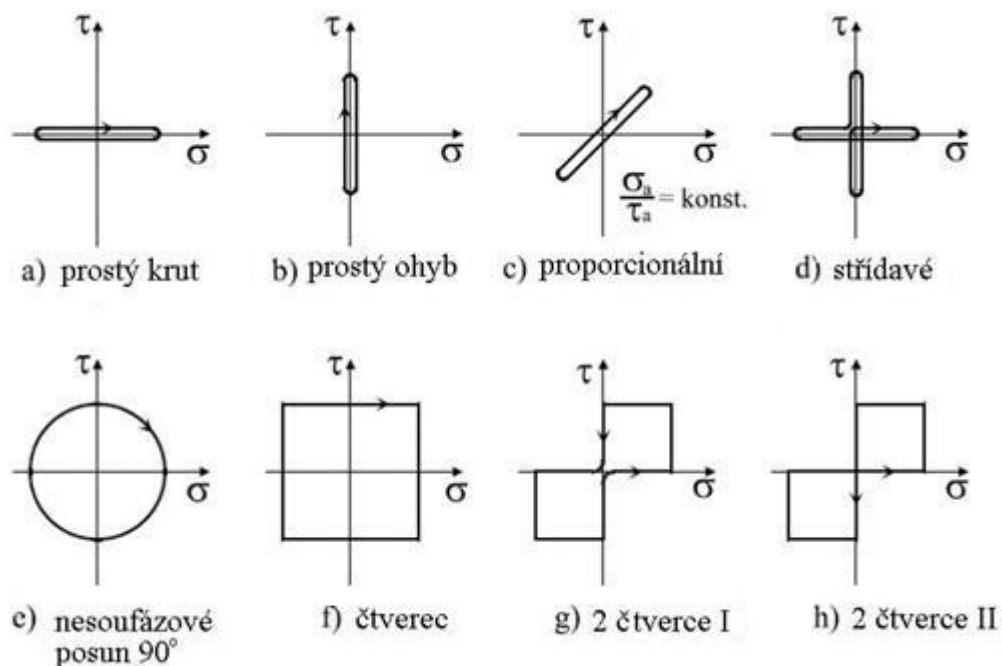
Proporcionalita, resp. neproporcionalita zatěžovacího cyklu je při biaxiálním zatěžování krut-ohebné popsána dvojicí konstant, jež jsou definovány jako poměr ohybového a krutového napětí ve stejném časovém okamžiku  $t$  [19]

$$\lambda_{pr} = \frac{\sigma(t)}{\tau(t)}, \quad (3.7)$$

a jako poměr amplitudy ohybového a krutového napětí

$$\lambda_{pr,a} = \frac{\sigma_a}{\tau_a}. \quad (3.8)$$

Ze srovnání vztahů (3.7) a (3.8) je zřejmé, že v případě proporcionálního zatěžování je  $\lambda$  v každém časovém okamžiku rovno  $\lambda_{pr,a}$ .



Obr. 3.2 Přehled základních druhů cyklického namáhání zatěžovací cesty [13].

### 3. 1. 2 Tenzor napětí při zatěžování kombinací ohyb-krut

V případě symetrického proporcionálního zatěžování, tedy zatěžování, při němž je fázový rozdíl nulový ( $\varphi_{ij} = konst.$ ,  $\sigma_m = 0$ ), nabývá vztah 3.1 jednoduššího tvaru [19]

$$\sigma_{ij}(t) = \sigma_{ija} \sin(\omega_{ij} t). \quad (3.9)$$

Tento vztah (3.10) ukazuje, že pokud je hodnota úhlové rychlosti  $\omega_{ij}$  pro všechny složky napětí  $\sigma_{ij}$  konstantní, můžeme za příslušné složky do tenzoru napětí dosadit pouze jejich amplitudy  $\sigma_{ija}$ . Napjatost v daném místě tělesa je potom popsána pomocí tenzoru napětí  $\vec{\sigma}$  ve tvaru

$$\vec{\sigma} = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \\ \sigma_{zx} & \sigma_{zy} & \sigma_{zz} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{bmatrix}. \quad (3.10)$$

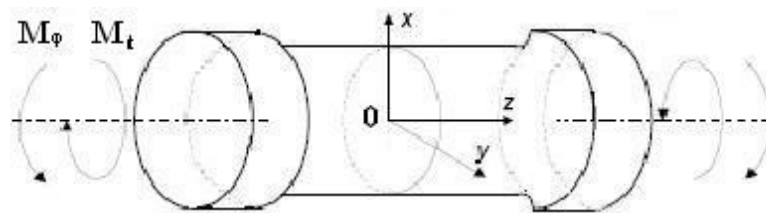


Komponenty se stejnými hodnotami indexů, tedy komponenty pro něž platí  $i = j$ , reprezentují normálová napětí a komponenty s různými indexy  $i \neq j$  smyková napětí. Pro kterýkoliv bod studovaného tělesa lze nalézt takovou polohu krychličky elementárního objemu, v níž nenulových hodnot nabývají pouze normálové složky tenzoru. Tyto složky jsou označovány jako  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  a nazývají se hlavní napětí. Hlavní napětí, resp. jejich velikosti, jsou nezávislé na volbě použitého souřadného systému. Počet hlavních napětí, různých od nuly, určuje stupeň multiaxiality aplikovaného zatížení, tedy v případě zatížení biaxiálního jsou dvě složky hlavního napětí různé od nuly.

V oblasti VCÚ je prakticky celý objem tělesa deformován v inženýrsky pružné oblasti, což umožňuje použití principu superpozice složek tenzoru napětí. Napětíový stav v libovolném bodě na povrchu válcového tělesa zatěžovaným kombinací krutu a ohybu lze tak popsat užitím tenzoru [19,26]

$$\vec{\sigma} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & \tau_{xz} \\ 0 & 0 & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_{zz} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & -\frac{M_t}{I_p}y \\ 0 & 0 & \frac{M_t}{I_p}x \\ -\frac{M_t}{I_p}y & \frac{M_t}{I_p}x & -\frac{M_o}{I_y}x \end{bmatrix}, \quad (3.12)$$

přičemž  $M_t$  je moment torzní a  $M_o$  je moment ohybový. Veličina  $I_p$  reprezentuje polární moment setrvačnosti, tedy moment vzhledem k ose  $z$ , a  $I_y$  moment setrvačnosti vzhledem k ose  $y$ . Použitý souřadný systém ukazuje obr. 3.3.



Obr.3.3 Válcové těleso zatěžované torzním ( $M_t$ ) a ohybovým ( $M_o$ ) momentem a s ním spojený souřadný systém [1].

Oba momenty setrvačnosti jsou počítány pro průměr  $d$ . V případě válcového tělesa se obvykle volí souřadnicový systém reprezentovaný počátkem 0 a trojicí os  $x, y, z$  tak, že osa  $z$  je totožná s osou symetrie válcového tělesa. Poloha osy  $x$  je volena tak, aby procházela nejvíce zatíženým bodem, resp. elementárním objemem tělesa, a osa  $y$  je volena naopak tak, že prochází nejméně zatíženým bodem tělesa (obr.3.1).

Za uvedených podmínek na volném povrchu válcového tělesa (bod volného povrchu může být například jednoduše definován souřadnicemi  $x = d/2$ ,  $y = 0$ ) nabudou složky tenzoru napětí maximálních hodnot. Tenzor napětí, definovaný rovnicí (3.12) přejde v tomto případě do tvaru [19]

$$\bar{\sigma} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \tau_a \\ 0 & \tau_a & \sigma_a \end{bmatrix}. \quad (3.13)$$

Potom užitím podmínky

$$\begin{vmatrix} 0 - \sigma_{ia} & 0 & 0 \\ 0 & 0 - \sigma_{ia} & \tau_a \\ 0 & \tau_a & \sigma_a - \sigma_{ia} \end{vmatrix} = 0, \quad (3.14)$$

obdržíme charakteristickou rovnici, jejímž řešením získáme trojici kořenů  $\sigma_{ia}$  ( $i = 1, 2, 3$ )

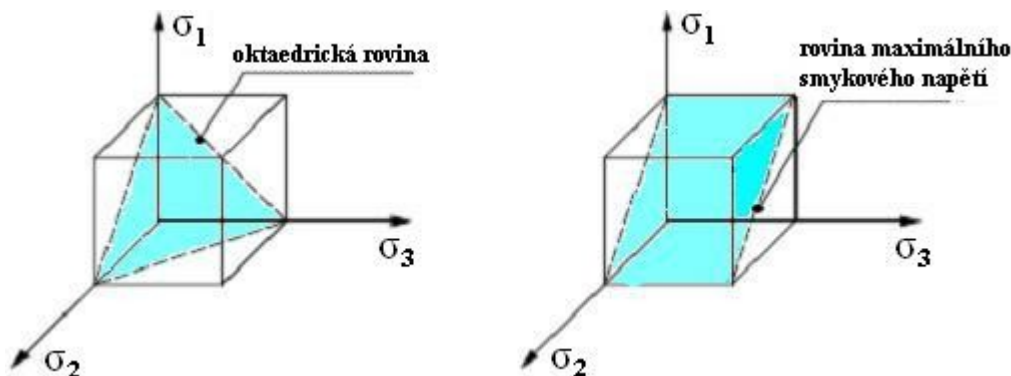
$$\sigma_{1a} = \frac{\sigma_a + \sqrt{\sigma_a^2 + 4\tau_a^2}}{2}, \quad \sigma_{2a} = \frac{\sigma_a - \sqrt{\sigma_a^2 + 4\tau_a^2}}{2}, \quad \sigma_{3a} = 0. \quad (3.15)$$

Pro případ hladkých vzorků (bez vrubu) se ukazuje, že převážná část únavové životnosti je tvořena etapou iniciace trhliny na povrchu vzorku. Z tohoto hlediska je možné použít stejný tenzorový popis pro kombinaci krut – ohyb, resp. krut – jednoosý tah.

### 3. 1. 3 Charakteristická napětí používaná při studiu multiaxiální únavy

Při studiu multiaxiální únavy, např. pro její predikci pomocí multiaxiálních kritérií, se často definují napětí na určitých specifických rovinách nebo se užívá deviátorů napětí [18-22,26]. V tomto odstavci se věnujeme shrnutí všech významných napětí, která se používají při výpočtu multiaxiální únavové životnosti pomocí kritérií diskutovaných v kapitole 4. Formálně je systém značení zaveden tak, že dolní index označuje amplitudu index  $m$  střední napětí a index  $max$  maximální hodnotu příslušné veličiny (tedy součet střední hodnoty a amplitudy).

Významná napětí, jež jsou často používána při formulaci únavových kritérií, jsou napětí na oktaedrické rovině a napětí na rovině maximálních smykových napětí, viz. obr. 3.2. První z nich je napětí působící v oktaedrických rovinách, které tvoří oktaedrický osmistěn – viz obr. 3.4 (a). Oktaedrické roviny svírají s hlavními rovinami stejné úhly. Tyto roviny tedy protínají hlavní osy souřadného systému ve stejných vzdálenostech od počátku.



Obr.3.4 (a) Oktaedrická rovina; (b) rovina maximálního smykového napětí [20].

Normálové napětí na oktaedrické rovině  $\sigma_{oct}$  je definované prostřednictvím vztahu [20]

$$\sigma_{oct} = \frac{1}{3} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) = \frac{1}{3} I_1, \quad (3.16)$$

kde veličina  $I_1$  reprezentuje první invariant tenzoru napětí. Normálové napětí na oktaedrické rovině  $\sigma_{oct}$  je tedy průměrné hlavní napětí. V dalším textu použijeme druhý a třetí invariant napětí, které lze spočítat pomocí rovnic

$$I_2 = - (\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_1\sigma_3), \quad (3.17)$$

$$I_3 = \sigma_1\sigma_2\sigma_3. \quad (3.18)$$

Smykové napětí v oktaedrické rovině značíme jako  $\tau_{oct}$ . Jeho velikost je dána vztahem

$$\tau_{oct} = \frac{1}{3} \sqrt{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{xx} - \sigma_{zz})^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{xz}^2)}. \quad (3.19)$$

Po úpravě dostaneme

$$\tau_{oct} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - (\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_1\sigma_3)}. \quad (3.20)$$

V tab. 3.1 jsou vyjádřeny vztahy pro výpočet  $\sigma_{oct}$  a  $\tau_{oct}$  v případě rovinné napjatosti v oktaedrické rovině pro různé způsoby zatěžování .

zatěžování	$\tau_{oct}$	$\sigma_{oct}$
jednoduchý ohyb	$\frac{\sqrt{2}\sigma_1}{3} = \frac{\sqrt{2}\sigma_a}{3}$	$\frac{\sigma_1}{3} = \frac{\sigma_a}{3}$
kombinované namáhání	$\frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{\sigma_1^2 - \sigma_1\sigma_2 + \sigma_2^2} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{\sigma_a^2 + 3\tau_a^2}$	$\frac{\sigma_1 + \sigma_2}{3} = \frac{\sigma_a}{3}$
jednoduchý krut	$\sqrt{\frac{2}{3}}\sigma_1 = \sqrt{\frac{2}{3}}\tau_a$	0

Tab. 3.1 vztahy pro  $\sigma_{oct}$  a  $\tau_{oct}$  [20].

Pomocí hypotézy HMM lze případ víceosého zatěžování transformovat na případě jednoosého zatěžování užitím tzv. ekvivalentního napětí

$$\sigma_{eq}^{HMH} = \sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - (\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_1\sigma_3)}. \quad (3.21)$$

Ze srovnání vztahů (3.20) a (3.21) získáme vztah mezi  $\tau_{oct}$  a  $\sigma_{eq}^{HMH}$  ve tvaru

$$\tau_{oct} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sigma_{eq}^{HMH}. \quad (3.22)$$

Užitím rovnice (3.22) lze tedy vyjádřit  $\tau_{oct}$  pro veškeré existující kombinace zatěžování pomocí jednoduchého vztahu, který je zobecněním případu prostého ohybu (viz. tab. 3.1).

Rovinu maximálního smykového napětí lze definovat jako rovinu, jejíž umístění je stanoveno pomocí Mohrových kružnic. Pro velikost maximálního smykového napětí  $\tau_{max}$  se potom použije vztahu

$$\tau_{max} = \max \left( \left| \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \right|, \left| \frac{\sigma_2 - \sigma_3}{2} \right|, \left| \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \right| \right) \quad (3.23)$$

V případě rovinné napjatosti se vztah (3.23) zjednodušuje na tvar

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} = \frac{\sqrt{\sigma_a^2 + 4\tau_a^2}}{2}. \quad (3.24)$$

Obdobně lze velikost maximálního normálového napětí  $\sigma_n$  v rovině maximálních smykových napětí vyjádřit jako

$$\sigma_n = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} = \frac{\sigma_a}{2}. \quad (3.25)$$

Pokud známe maximální a minimální napětí, je možno stanovit ekvivalentní napětí a deformaci v rovině maximálních smykových napětí pomocí vztahů [20]

$$\sigma_{eq} = \sigma_1 - \sigma_2 = 2\tau_{\max} = \sqrt{\sigma_a^2 + 4\tau_a^2}, \quad (3.26)$$

$$\varepsilon_{eq} = \frac{1}{1+\nu_p} (\varepsilon_1 + \varepsilon_2). \quad (3.27)$$

V tab. 3.2 jsou uvedeny základní vztahy pro výpočet hodnoty  $\tau_{\max}$  a  $\sigma_n$  v rovině maximálního smykového napětí.

Zatěžování	$\tau_{\max}$	$\sigma_n$
jednoduchý ohyb	$\frac{\sigma_1}{2} = \frac{\sigma_a}{2}$	$\frac{\sigma_1}{2} = \frac{\sigma_a}{2}$
jednoduchý krut	$\sigma_1 = \tau_a$	0

Tab. 3.2: Vztahy pro hodnoty  $\tau_{\max}$  a  $\sigma_n$  v rovině maximálního smykového napětí [20].

Stejně, jako tomu je v případě oktaedrické roviny, existuje i v rovině maximálních smykových napětí jednoduché vyjádření vztahu mezi maximální hodnotou smykového napětí  $\tau_{\max}$  a ekvivalentním napětím  $\sigma_{eq}$  ve tvaru

$$\tau_{\max} = \frac{1}{2} \sigma_{eq}. \quad (3.28)$$

Dalším významným napětím s nímž pracujeme ve výpočtu kritérií multiaxiální únavy je hydrostatické napětí. Toto napětí je definováno prostřednictvím normálového napětí

$$\sigma_h = \frac{1}{3} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) = \frac{I_1}{3} = \sigma_{oct}. \quad (3.16a)$$

Působící napětí je často výhodné rozdělit na hydrostatické napětí  $\sigma_h$ , které nijak neovlivňuje rozsah plastické deformace a příslušný deviátor napětí, jímž je naopak deformace silně ovlivněna. Deviátor napětí lze definovat pomocí vztahu

$$s_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \sigma_{ij} \delta_{ij}, \quad (3.29)$$

přičemž  $\delta_{ij}$  představuje Kroneckerovo delta, pro něž platí: pro  $i = j$  je  $\delta_{ij} = 1$ , a pro  $i \neq j$  je  $\delta_{ij} = 0$ . Deviátor napětí rozepsaný jako tenzor [20]

$$\begin{bmatrix} s_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & s_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & s_{zz} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_{zz} \end{bmatrix} - \begin{bmatrix} \sigma_s & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_s & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_s \end{bmatrix}. \quad (3.30)$$

Trojice invariantů deviátoru napětí je určena těmito vztahy

$$J_1 = s_{xx} + s_{yy} + s_{zz} = 0, \quad (3.31)$$

$$J_2 = \frac{I_1^2 + 3I_2}{3}, \quad (3.32)$$

$$J_3 = \frac{2I_1^2 + 9I_1I_2 + 27I_3}{27}. \quad (3.33)$$

Při studiu multiaxiální únavy se často setkáváme s druhou odmocninou amplitudy invariantu druhého deviátoru napětí. Tento deviátor je vhodné pro případ namáhání kombinací ohybu a krutu upravit do tvaru

$$\sqrt{J_{2a}} = \sqrt{\frac{\sigma_a^2 + 3\tau_a^2}{3}} = \sqrt{\frac{\sigma_a^2}{3} + \tau_a^2}. \quad (3.34)$$

Velký význam má vztah mezi oktaedrickým smykovým napětím a druhým invariantem deviátoru napětí [20]

$$\sqrt{J_2} = \sqrt{\frac{3}{2}} \tau_{oct} = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_{eq}^{HMH}. \quad (3.35)$$

Dosazením za oktaedrické smykové napětí  $\tau_{oct}$  do výrazu (3.35), resp. dosazením za ekvivalentní napětí  $\sigma_{eq}^{HMH}$  do tohoto výrazu, dostaneme rovnici (3.34).

Posledním důležitým vztahem, známým z teorie plasticity, je vztah mezi ekvivalentním napětím  $\sigma_{eq}^{HMH}$  a druhým invariantem deviátoru napětí [20,26]

$$\sqrt{3J_2} = \sigma_{eq}^{HMH}. \quad (3.36)$$

Tento vztah má význam především pro Marinovo, Sinesovo, Crosslandovo a Kakuno-Kawadovo kritérium [20,27-30].

### 3. 2 Kritéria životnosti

V současnosti disponujeme velkým množstvím kritérií, jejichž autoři se pokusili co nejlépe předpovídat únavovou životnost při jednoosém nebo víceosém (multiaxiálním) zatěžování [19-24,27-56]. Doposud však žádný z těchto vztahů není schopen komplexně popsat veškeré faktory ovlivňující únavovou životnost [19,20,42]. Toto je způsobeno závislostí únavové životnosti na řadě metalurgických, technologických a provozních faktorů.

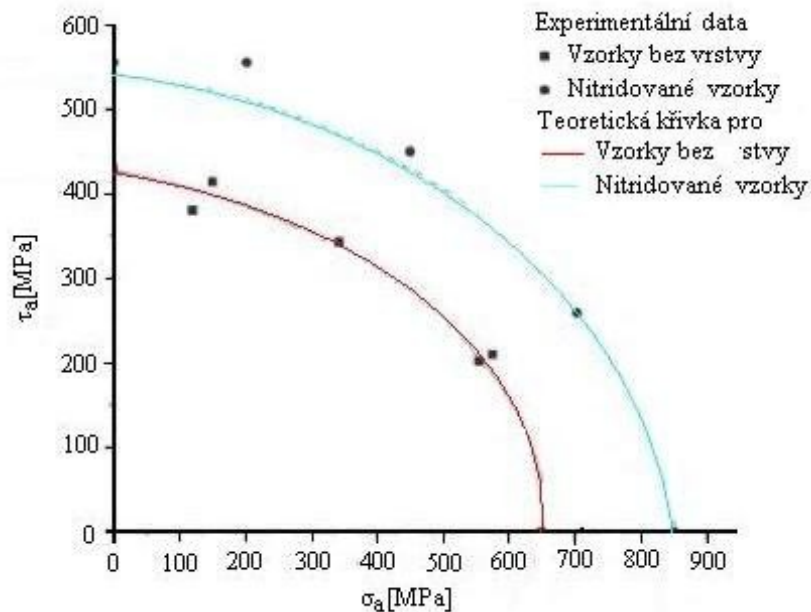
Zkušební těleso se v oblasti vysokocyklové únavy nachází v makroskopicky elastickém stavu, což znamená, že únavová životnost je určena především napěťovými členy. Na rozdíl od VCÚ, je v oblasti NCÚ rozhodujícím prvkem, ovlivňujícím únavovou životnost, cyklická plastická deformace. Z tohoto důvodu, k určení únavové životnosti v oblasti NCÚ, používáme deformačních kritérií.

Kritéria pro predikci víceosé únavy většinou využívají představy, že napěťově-deformační prostor lze rozdělit na dvě části (bezpečnou a nebezpečnou) od sebe oddělené mezní křivkou. Ty kombinace napětí, jejichž aplikace nepovede pro danou životnost k lomu, leží v bezpečné oblasti a naopak ty kombinace, které způsobí únavový lom, leží na mezní křivce, resp. nad touto křivkou, tedy v nebezpečné oblasti – viz. obr. 3.5. Tvar mezní křivky oddělující bezpečný prostor od nebezpečného je určen únavovou životností, vyjádřenou funkční nerovností  $f(\sigma_a, \tau_a, \lambda, \kappa, \mu, N_f) \leq 1$  [19,20]. Parametry  $\lambda$ ,  $\kappa$  a  $\mu$  jsou materiálové konstanty, které obecně nabývají pro každé kritérium odlišných hodnot.

V této práci se budeme věnovat otázkám predikce únavové životnosti vzorků podrobených kombinovanému namáhání ohybem a krutem. Pro případ symetrického, proporcionálního a soufázového namáhání.

Kritéria používaná k popisu multiaxiální únavy můžeme rozdělit do dvou základních skupin: a to na kritéria fenomenologická a kritéria mezoskopická. Mezoskopická kritéria jsou

založena tak, že jejich koncepcí využívá určitých typických vlastností, veličin charakterizujících napjatost tělesa a jeho únavového poškození. Fenomenologická kritéria jsou příkladem nejjednodušších kritérií, která jsou odvozena z pevnostních hypotéz nebo využívají napětových invariantů.



Obr.3.5 Mezní křivky životnosti vzorků s nitridovanou vrstvou a bez ní pro McDiarmidovo kritérium [32].

Únavová kritéria lze rozdělit na :

- Fenomenologická kritéria, jež jsou odvozena na základě empirických pozorování. Koncepcí na nichž jsou založena fenomenologická únavová kritéria:
  - ekvivalentní napětí
  - napětové invarianty.
- Mezoskopická kritéria, jež jsou odvozena na základě teoretických úvah a formulována tak, že určitá veličina, jako např. napětí v kritické rovině, je považována za klíčovou pro vznik a šíření trhliny. Koncepcí na nichž jsou založena mezoskopická únavová kritéria:
  - kritická rovina resp. napětí v kritické rovině
  - mikroskopické úvahy.



### 3. 2. 1 Fenomenologická kritéria

#### 3. 2. 1. 1 Hypotéza ekvivalentních napětí

Většina empirických kritérií předpokládá, že mezi statickou a cyklickou pevností materiálu existuje podobnost, jež umožňuje užitím vhodně zvolené pevnostní hypotézy nahradit kombinované víceosé namáhání ekvivalentním napětím  $\sigma_{eq}$ . Odvození těchto kritérií potom spočívá v rozšíření teorií poškozování, definovaných pro případ multiaxiálního statického zatěžování, resp. pro stav multiaxiální napjatosti při statickém zatěžování na případ cyklické napjatosti. Únavovou životnost lze tedy posuzovat stejně, jako v případě jednoosého zatěžování s využitím Wöhlerovy křivky a nebo podle Basquina (2.1).

Např. v případě křehkých materiálů se k výpočtu ekvivalentních napětí využívá hypotézy maximálních normálových napětí

$$\bar{\sigma}_{ekv} = \sigma_{a1} = \frac{\sigma_a + \sqrt{\sigma_a^2 + 4\tau_a^2}}{2} = \frac{\sigma_a + \sigma_{eq}}{2}. \quad (3.37)$$

Zde uvedený vztah byl odvozen za předpokladu, že pro vznik a následné šíření trhliny je rozhodujícím činitelem největší hlavní napětí  $\sigma_1$  a hodnoty ostatních hlavních napětí lze zanedbat.

#### Goughovo - Pollardovo kritérium

Nejnámějším a nejjednodušším i nejstarším vztahem, používaným pro posouzení únavového chování při biaxiálním zatěžování, je vztah Goughův – Pollardův [20,40,41]. Goughův – Pollardův vztah reprezentuje eliptickou křivku rozdělující napět'ový prostor na bezpečnou a nebezpečnou část. Tento vztah je vhodné použít v případě houževnatých materiálů [20]

$$\left(\frac{\sigma_a}{\sigma_c}\right)^2 + \left(\frac{\tau_a}{\tau_c}\right)^2 \leq 1. \quad (3.38)$$

Pro případ křehkých materiálů se používá modifikovaného Goughova - Pollardova kritéria ve tvaru [20]

$$\left(\frac{\sigma_a}{\sigma_c}\right)^2 \left(\frac{\sigma_c}{\tau_c} - 1\right) + \frac{\sigma_a}{\sigma_c} \left(2 - \frac{\sigma_c}{\tau_c}\right) + \left(\frac{\sigma_a}{\sigma_c}\right) \leq 1 \quad (3.39)$$

Pro křehké materiály, případně prvky, jež obsahují koncentrátoři napětí, vyhovuje kritérium v tomto tvaru (3.39). Pokud do rovnice (3.39) dosadíme  $\sigma_c/\tau_c = 2$ , dostaneme vztah (3.38).

V případě, že je jedno z aplikovaných napětí v čase neměnné, lze ho dosadit do výše uvedených rovnic místo  $\sigma_a$ , resp. místo členu  $\tau_a$  a příslušnou mez únavy potom nahradíme mezí kluzu [24]. Pokud obojí napětí nepůsobí ve stejné fázi, dostáváme vyšší hodnotu meze únavy, než pokud obojí napětí působí v téže fázi.

Goughův vztah lze odvodit pomocí HMM hypotézy nebo použitím hypotézy Trescova a Beltramiho. Platnost této rovnice musí být splněna i pro oba hraniční případy. Tedy pro případ jednoduchého ohybu ( $\sigma_a = \sigma_c$ ,  $\tau_a = 0$ ) a jednoduchého krutu ( $\tau_a = \tau_c$ ,  $\sigma_a = 0$ ). V obou těchto případech veličiny označené indexem  $c$  reprezentují meze únavy, resp. časované pevnosti pro případ prostého ohybu a prostého krutu. Experimentální studie však prokázaly, že předpoklad konstantního poměru  $\tau_c/\sigma_c$  (pro případ hypotézy HMM je  $\tau_c/\sigma_c = 1/\sqrt{3}$ , pro hypotézu Trescova  $\tau_c/\sigma_c = 1/2$  a pro Beltramiho hypotézu  $\tau_c/\sigma_c = 2(1+\nu) = E/G$ ) nelze akceptovat pro všechny materiály [20].

Dalším způsobem, jak dospět ke Goughovu - Pollardovu kritériu, je využití empirického vztahu, který platí pro případ rovinné napjatosti [7]

$$\sigma_{a1}^2 + \sigma_{a2}^2 - \left(\frac{\sigma_c^2}{\tau_c^2} - 2\right) \sigma_{a1} \sigma_{a2} \leq \sigma_c^2. \quad (3.40)$$

Pokud je vzorek podroben asymetrickému zatěžování lze využít modifikovaného vztahu

$$\sigma_{eq}^{HMH} = \sqrt{\sigma_{a1}^2 + \sigma_{a2}^2 - \sigma_{a1} \sigma_{a2}}. \quad (3.41)$$

Tento vztah lze dále upravit užitím součinitele citlivosti  $\psi$  do tvaru

$$\sigma_{eq}^{HMH} = \sigma_c - \psi (\sigma_{m1} + \sigma_{m2}). \quad (3.42)$$

Indexy 1 a 2 jsou označeny střední hodnoty hlavních napětí  $\sigma_{m1}$  a  $\sigma_{m2}$ . Tyto střední hodnoty hlavních napětí v sobě zahrnují také vliv vlastních zbytkových pnutí. Rovnice (3.38, 3.40, 3.41, 3.43) lze taktéž aplikovat u vzorků s vrubem, pokud bude dvojice  $\sigma_{a1}$  a  $\sigma_{a2}$  nahrazena příslušnými amplitudami hlavních napětí na vrubu [7]. V případě PSSOK ( $\sigma_{m1} = \sigma_{m2} = 0$ ) přejde rovnice (3.40, resp. 3.42) do tvaru Goughova - Pollardova kritéria (3.38) [19,20].

### 3. 2. 1. 2 Kritéria založená na napět'ových invariantech

Kritéria založená na napět'ových invariantech jsou koncipována tak, že neberou v potaz ani mechanismus a místo iniciace trhliny, ani způsob a potenciální směr šíření trhliny. Tato kritéria jsou sestavena tak, že obsahují zpravidla hydrostatické napětí  $\sigma_h$  a druhý invariant deviátoru tenzoru napětí  $J_2$ , přičemž rozdíl mezi různými kritérii spočívá pouze v tom, jakým způsobem byly jednotlivé invarianty do daného kritéria zahrnuty [20,27-30].

#### Marinovo kritérium

Marinovo kritérium je navrženo tak, že využívá pouze napět'ových invariantů deviátoru napětí. Toto kritérium je definováno vztahem [20,42]

$$\left( \frac{\sqrt{3J_{2,a}}}{\sigma_c} \right)^\lambda + \left( \kappa \frac{\sqrt{J_{2,m}}}{R_m} \right)^\mu \leq 1, \quad (3.43)$$

kde  $\lambda$ ,  $\mu$  a  $\kappa$  jsou charakteristické konstanty. Hodnoty těchto konstant pro oceli stanovené Marinem jsou  $\kappa=1$  a  $\lambda=\mu=2$ . Vlastností deviátoru napětí  $J_{2,m}$  je i to, že je schopen zahrnout i vliv středního krutového napětí  $\tau_m$ . Marin tedy na rozdíl od většiny autorů předpokládá, že toto napětí má vliv na únavovou životnost.

Pomocí vztahů (3.35) a (3.36) můžeme Marinovo kritérium (3.43) vyjádřit ve tvaru

$$\left( \frac{\sigma_{eq,a}^{HMH}}{\sigma_c} \right)^2 + \left( \frac{1}{3} \frac{\sigma_{eq,a}^{HMH}}{R_m} \right)^2 \leq 1. \quad (3.44)$$

Pokud bude Marinovo kritérium aplikováno pouze na ty prvky, jež jsou podrobeny symetrickému zatěžování, lze použít vztah [20,42]

$$\left( \frac{\sigma_{eq,a}^{HMH}}{\sigma_c} \right)^2 \leq 1, \quad \text{resp.} \quad \left( \frac{\sqrt{3J_{2,a}}}{\sigma_c} \right)^2 \leq 1. \quad (3.45)$$

### Sinesovo kritérium

Sinesovo kritérium je používáno především v oblasti vysokocyklové únavy. Toto kritérium je definováno pomocí vztahu [20,28,29]

$$\sqrt{J_{2,a}} + \kappa \sigma_{h,m} \leq \lambda, \quad (3.46)$$

kde  $\sigma_{h,m}$  je hydrostatické napětí. Hodnoty parametrů  $\kappa$  a  $\lambda$  jsou stanoveny na základě experimentů realizovaných pro dva mezní případy, a to při zatěžování symetrickým krutem ( $\sqrt{J_{2,a}} = \tau_c$ ,  $\sigma_{h,m} = 0$ ) a při zatěžování míjivým ohybem ( $\sqrt{J_{2,a}} = \sigma_{c,R=0}$ ,  $\sigma_{h,m} = \sigma_{c,R=0} / 3$ ) [12,14]. Tyto parametry lze vyjádřit prostřednictvím následujících vztahů

$$\kappa = \frac{3\tau_c}{\sigma_{c,R=0}} - \sqrt{3}, \quad \lambda = \tau_c. \quad (3.47)$$

Aplikací Sinesova kritéria (3.46) na případ symetrického ohybu získáme rovnost  $\tau_c / \sigma_c = 1 / \sqrt{3}$  [20,29]. Vzhledem k tomu, že se jen velmi zřídka v praxi setkáme s tím, aby mezní hodnoty pro míjivý ohyb vykazovaly konstantní hodnotu poměru  $\tau_c / \sigma_c$ , nelze tohoto kritéria použít obecně pro všechny materiály. V praxi je možno se často setkat s tím, že hodnota  $\sigma_{c,R=0}$  je nahrazována užitím vztahu Goodmanova. Pokud je do Goodmanova vztahu za amplitudu napětí  $\sigma_a$  dosazeno  $\sigma_{c,R=0}$ , bude také pro střední hodnotu napětí  $\sigma_m$  platit rovnost  $\sigma_m = \sigma_{c,R=0}$  [20]. Dosazením za  $\sigma_a$  do Goodmanova vztahu a úpravou obdržíme

$$\kappa_{Go} = \frac{\sqrt{3}\sigma_c}{R_m}. \quad (3.48)$$

Podobný vztah lze získat i aplikací uvedeného postupu na případ vztahu Gerberova

$$\kappa_{Ge} = \frac{\sqrt{3}\sigma_c\sigma_{c,R=0}}{R_m}. \quad (3.49)$$

Použité indexy parametru  $\kappa$  značí příslušný vztah (Go - Goodman, resp. Ge - Gerber).

Další úpravou, získanou dosazením ze vztahu Goodmanova (4.50) do vztahu Gerberova, (3.49) dostáváme hodnotu parametru  $\kappa$  v podobě násobku  $\kappa_G$ , tedy ve tvaru

$$\kappa = \frac{\sqrt{3}\sigma_c}{R_m^2 + R_m\sigma_c} = \kappa_{Go} \frac{\sigma_c}{R_m + \sigma_c}. \quad (3.50)$$

### Crosslandovo kritérium

Hlavním rozdílem mezi kritériem Crosslandovým a Sinesovým je ten, že kritérium Crosslandovo, na rozdíl od kritéria Sinesova, zahrnuje maximum hodnoty hydrostatického napětí [30]

$$\sqrt{J_{2,a}} + \kappa\sigma_{h,\max} \leq \lambda. \quad (3.51)$$

Pomocí mezních podmínek zatěžování (případ symetrického krutu a symetrického ohybu) dostáváme parametry

$$\kappa = \frac{3\tau_c}{\sigma_c} - \sqrt{3}, \quad \lambda = \tau_c. \quad (3.52)$$

Crosslandovo kritérium lze pro případ PSSOK psát v tomto tvaru

$$\sqrt{J_{2,a}} + \left( \frac{3\tau_c}{\sigma_c} - \sqrt{3} \right) \sigma_{h,\max} \leq \lambda. \quad (3.53)$$

### Kakunovo - Kawadovo kritérium

Kakunovo - Kawadovo kritérium je formulováno tak, že je v něm jediné  $\sigma_h$  nahrazeno součtem amplitudy a střední hodnoty hydrostatického napětí  $\sigma_{h,a}$  a  $\sigma_{h,m}$ , přičemž každé z těchto složek přísluší jiný parametr. Toto kritérium je definováno vztahem

$$\sqrt{J_{2,a}} + \kappa\sigma_{h,a} + \mu\sigma_{h,m} \leq \lambda. \quad (3.54)$$

Parametry použité v nerovnici (3.54)  $\kappa$ ,  $\mu$  a  $\lambda$  jsou materiálovými konstantami

$$\kappa = \frac{3\tau_c}{\sigma_c} - \sqrt{3}, \quad \mu = \frac{3\tau_c}{\sigma_{c,0}} - \sqrt{3}, \quad \lambda = \tau_c. \quad (3.55)$$

Je zjevné, že definice materiálových konstant  $\kappa$  a  $\lambda$  jsou identické s případem kritéria Crosslandova, viz (3.51). Dosazením konstant  $\kappa$ ,  $\mu$  a  $\lambda$  do vztahu (3.54), dostaneme

$$\sqrt{J_{2,a}} + \left( \frac{3\tau_c}{\sigma_c} - \sqrt{3} \right) \sigma_{h,a} + \left( \frac{3\tau_c}{\sigma_{c,0}} - \sqrt{3} \right) \sigma_{h,m} \leq \tau_c. \quad (3.56)$$

Pro případ PSSOK přejde Kakunovo – Kawadovo kritérium (3.56) do jednoduššího tvaru

$$\sqrt{J_{2,a}} + \left( \frac{3\tau_c}{\sigma_c} - \sqrt{3} \right) \sigma_{h,a} \leq \tau_c. \quad (3.57)$$

Vztah (3.57) jasně ukazuje, že pro případ nulového, resp. velmi malého ohybového napětí, je toto kritérium identické s kritériem Crosslandovým.

## 3. 2. 2 Mezoskopická kritéria

### 3. 2. 2. 1 Kritéria vycházející z kritické roviny

Tato kritéria spočívají v hledání kritické roviny, v níž s nejvyšší pravděpodobností vzniká trhлина, tedy roviny, v níž dochází k maximálnímu poškození [44,47,49]. Za kritickou rovinu přitom považujeme tu rovinu, v níž působí maximální smykové napětí. Samotné kritérium je potom matematicky koncipováno jako kombinace napětí působících v této kritické rovině. V případě kritérií této třídy, stejně tak jako v případě dalších kritérií, pracujeme s velkým množstvím parametrů  $a$ ,  $b$ ,  $c$ ,  $d$  atd. Tyto jednotlivé parametry jsou indexovány podle takto stanovených pravidel: velké písmeno v indexu označuje autora kritéria a malá písmena označují použitý přístup (těchto je použito pouze v tom případě, že příslušný autor navrhl více kritérií založených na různých přístupech), tedy např. v případě  $a_{Kcp}$  index označuje

#### Findleyovo kritérium

Podle Findleye jsou kritická rovina a koncentrace napětí působících v této rovině

definovány pomocí vztahu [49]

$$\max (\tau_{a,\rho} + \kappa \sigma_{\rho}), \quad (3.58)$$

kde veličina  $\tau_{a,\rho}$  reprezentuje amplitudu smykového napětí v kritické rovině  $\rho$  a veličina  $\sigma_{\rho}$  představuje normálové napětí v této rovině.

S přihlédnutím k (3.58) lze Findleyovo kritérium definovat jako

$$\max (\tau_{a,\rho} + \kappa \sigma_{\rho}) \leq \lambda, \quad (3.59)$$

kde  $\kappa$  a  $\lambda$  jsou charakteristické parametry materiálu, přičemž

$$\kappa = \frac{\frac{\tau_c}{\sigma_c} - \left(\frac{\tau_c}{\sigma_c}\right)^2 \frac{1}{4}}{\left(\frac{\tau_c}{\sigma_c}\right)^2 - \frac{\tau_c}{\sigma_c}}, \quad \lambda = \frac{\sigma_c}{2\sqrt{\frac{\sigma_c}{\tau_c} - 1}}. \quad (3.60)$$

Findleyovo kritérium lze použít nejen pro případ symetrického, ale i pro případ asymetrického zatěžování.

### Matakovo kritérium

Matake definuje svůj vztah [42] pro určení kritické roviny jednodušším způsobem

$$\max (\tau_{a,\rho}), \quad (3.61)$$

kde  $\tau_{a,\rho}$  reprezentuje maximální amplitudu příslušného smykového napětí v rovině  $\rho$ . Kritickou rovinu tedy identifikuje s rovinou, na níž smyková napětí dosahují maxima.

Kritérium navržené Matakem je potom definováno podobným vztahem jako kritérium Findleyovo

$$\tau_{a,\max} + \kappa \sigma_{n,\max} \leq \lambda. \quad (3.62)$$

V tomto vztahu  $\tau_{a,\max}$  označuje amplitudu maximálního smykového napětí a veličina  $\sigma_{n,\max}$ , definovaná jako  $\sigma_{n,\max} = \sigma_{n,m} + \sigma_{n,a}$  je normálové napětí v rovině maximálního smykového napětí. Toto maximum je vyjádřeno pomocí amplitudové složky a předpětí. Pomocí rovnice (3.62) stanovíme z mezních případů jednoduchého ohybu a krutu parametry

materiálu  $\kappa$  a  $\lambda$ . Pro případ PSSOK je pak Matakovo kritérium vyjádřeno vztahem

$$\tau_{a,\max} + \left( \frac{2\tau_c}{\sigma_c} - 1 \right) \sigma_{n,\max} \leq \tau_c. \quad (3.63)$$

### McDiarmidovo kritérium

Kritická rovina je v případě McDiarmidova kritéria určena identickým způsobem jako v případě kritéria Matakova [50], tedy hledáním maximální amplitudy smykového napětí  $\tau_{a,\rho}$  v rovině  $\rho$ . McDiarmid navíc navrhl, aby do tvaru kritéria byl implementován typ trhliny. Pro případ PSSOK je toto kritérium definováno pomocí nerovnice [20,50]

$$\frac{\tau_{a,\max}}{\tau_c} + \frac{\sigma_{n,\max}}{2R_m} \leq 1. \quad (3.64)$$

McDiarmidovo kritérium lze považovat v jistém smyslu za rozšíření kritéria Matakova, neboť hlavní rozdíl mezi ním a kritériem Matakovým spočívá především v tom, že v sobě zahrnuje dva možné způsoby šíření únavové trhliny  $A$  a  $B$  [20]:

A: trhlina iniciuje na povrchu materiálu a následně se šíří podél volného povrchu,  $\tau_c^A$ .

B: trhlina sice iniciuje na povrchu, ale následně se šíří směrem do nitra materiálu,  $\tau_c^B$ .

Materiálová konstanta  $\kappa$ , známá z Findleyova kritéria, je tedy v McDiarmidově vztahu nahrazena výrazem  $\tau_c^{A,B}/2R_m$ . Chceme-li toto kritérium použít k posouzení únavové životnosti, je nezbytně nutné realizovat řešení pro oba případy, pokud již nebylo zjištěno, který z obou případů  $A$  či  $B$  nastane. Pokud bylo na zkušební těleso aplikováno zatěžování převážně krutového charakteru, tedy prostým krutem nebo kombinací krutu a ohybu s převahou krutového zatěžování, nastane první případ  $A$  [50] a potom platí  $\tau_c^A = \tau_c$ . Rovnice (3.64) má omezenou platnost na rozsah zatěžování, pro které může být použita. Oblast, pro kterou lze McDiarmidovo kritérium použít, je definována těmito vztahy [35]

$$\frac{\tau_c}{2} \leq \tau_{a,\max} \leq \tau_c, \quad 0 \leq \sigma_{n,\max} \leq R_m. \quad (3.65)$$



## Spagnoliho kritérium

Toto kritérium může být vyjádřeno rovnicí [51,52]

$$\sqrt{a_S \tau_{a,\max}^2 + b_S \sigma_{n,\max}^2} \leq \lambda. \quad (3.66)$$

Parametry  $a_S$  a  $b_S$  byly získány z dvojice jednoduchých jednoosých testů. Pro konstrukční oceli lze psát

$$a_S = 1, \quad b_S = \kappa^2, \quad (3.67)$$

kde  $\kappa$  a  $\lambda$  jsou charakteristické parametry materiálu. Po dosazení získáme

$$\sqrt{\tau_{a,\max}^2 + \kappa^2 \sigma_{n,\max}^2} \leq \lambda, \quad (3.68)$$

přičemž platí:  $\lambda = \tau_c$  a  $\kappa = \tau_c / \sigma_c$ . Toto kritérium lze tedy přepsat do tvaru

$$\sqrt{\frac{\tau_{a,\max}^2}{\tau_c^2} + \frac{\sigma_{n,\max}^2}{\sigma_c^2}} \leq 1. \quad (3.69)$$

Matematickou analýzou tohoto kritéria se ukazuje, že pro případ  $\kappa < \sqrt{2}$  je splněna podmínka maximálního poškození v rovině. Naopak vyšší hodnoty vedou k minimálnímu poškození v rovině. Obecně toto kritérium dává výsledky blízké kritériu Matakoevu [31].

## Papadopoulusovo kritérium – CPA

Toto kritérium založené na konceptu kritické roviny navržené Papadopoulusem [44] budeme v dalším textu označovat CPA z důvodu odlišení od mnohem známějšího a častěji užívaného Papadopoulusova integrálního kritéria [42], resp. kritéria založeného na analýze průměrných hodnot napětí v elementárním objemu materiálu. CPA kritérium může být vyjádřeno ve tvaru [44]

$$a_{Pcp} \tau_\chi + b_{Pcp} \sigma_{h,\max} \leq \lambda, \quad (3.70)$$

kde  $\tau_\chi$

$$\tau_\chi = \sqrt{\frac{1}{\pi} \int_{\chi=0}^{2\pi} \tau_a(\varphi, \psi, \chi) d\psi} \quad (3.71)$$

je střední hodnota amplitudy smykového napětí přes všechny směry  $(\varphi, \psi)$  v rovině. Součinitele  $a_{Pcp}$  a  $b_{Pcp}$  lze vyjádřit jako

$$a_{Pcp} = \kappa, \quad b_{Pcp} = 3 - \frac{3}{2}\kappa, \quad (3.72)$$

kde

$$\kappa = \frac{\tau_c}{\sigma_c}, \quad \lambda = \tau_c. \quad (3.73)$$

### 3. 2. 2. 2 Mikroskopické úvahy

Kritéria, založená na tzv. mezoskopickém přiblížení jsou kritéria, spočívající na analýze průměrných hodnot napětí v elementárním objemu materiálu [54].

#### Dang Vanovo kritérium

Z mikroskopického hlediska lze proces nukleace únavové trhliny považovat za děj, který se odehrává v elementárním objemu, tvořeném jedním, maximálně několika k sobě přiléhajícími krystalickými zrn [46,54]. Lokální hodnoty napětí v těchto zrnech se mohou výrazně odlišovat od hodnot makroskopických, neboť v tomto přiblížení není možno studovaný materiál, resp. jeho vlastnosti, považovat ani za homogenní, ani izotropní. Dang Van definoval kritérium jako nerovnost [46]

$$\tau_{\max,a} + \kappa\sigma_h \leq \lambda, \quad (3.74)$$

kde materiálové konstanty  $\kappa$  a  $\lambda$  byly navrženy v tomto tvaru [14,36]

$$\kappa = \frac{\tau_c + \frac{\sigma_c}{2}}{\frac{\sigma_c}{3}}, \quad \lambda = \tau_c. \quad (3.75)$$

Dosazením těchto konstant do kritéria (3.77) získáme tento tvar Dang Vanova kritéria

$$\tau_{\max,a} + \left( \frac{3\tau_c}{\sigma_c} - \frac{3}{2} \right) \sigma_h \leq \tau_c . \quad (3.76)$$

### **Papadopoulosovo kritérium- IA (Integral Approach)**

Toto kritérium, navržené Papadopoulusem, bývá označováno jako Papadopoulosovo integrální kritérium. Vzhledem k tomu, že toto kritérium se vyskytuje mnohem častěji než Papadopoulosovo kritérium založené na kritické rovině, je v literatuře pod pojmem Papadopoulosovo kritérium obecně míněno kritérium založené na integrálním přístupu. V literatuře se uvádí, že toto kritérium je vhodné k použití především u těch kovů, které se vyznačují vyšší pevností [42,49]. Papadopoulos vypočetl průměrné hodnoty smykového a normálového napětí v elementárním objemu pro kombinaci ohybu a krutu s fázovým posunem složek a pomocí těchto veličin definoval vztah

$$\sqrt{\frac{\sigma_a^2}{3} + \tau_a^2} + \kappa \frac{\sigma_a + \sigma_m}{3} \leq \lambda . \quad (3.77)$$

Konstanty  $\kappa$  a  $\lambda$  se opět určují pomocí mezních případů namáhání, tedy z namáhání prostým ohybem a krutem.

Obdobně, jako v případě předchozích kritérií, je třeba stanovit tvar tohoto kritéria pro případ PSSOK, kdy platí

$$\sqrt{\frac{\sigma_a^2}{3} + \tau_a^2} + \left( \frac{3\tau_c}{\sigma_c} - \sqrt{3} \right) \frac{\sigma_a}{3} \leq \lambda . \quad (3.78)$$

Tento tvar je identický se vztahem pro kritérium Crosslandovo (4.60). Platnost tohoto vztahu (3.53) omezuje podmínka  $\kappa \geq 0$  spolu s požadavkem na zvýšení únavové životnosti při působení tlakového středního napětí.

### **Kritérium Gonçalves, Araújo a Mamiya**

Toto kritérium trojice autorů je relativně nové [31,36,54,55]. Je založeno na konstrukci minimálního elipsoidu nad napětíovým prostorem v pětirozměrném Iljušinově prostoru.

Konečná míra „namáhání“ je získána dle Freitese [55,56,57] a s ohledem k pětirozměrnosti elipsoidu platí

$$f = \sqrt{\sum_{i=1}^5 a_i^2}, \quad (3.79)$$

kde  $a_i$  koresponduje s délkou poloosy elipsoidu ohraničujícího napěťovou trajektorii v deviačním prostoru. Za specifických podmínek sinusového zatěžování platí

$$\sum_{i=1}^5 a_i^2 = \sum_{i=1}^5 d_i^2, \quad (3.80)$$

kde  $d_i$  jsou vzdálenosti od centra elipsoidu k povrchu každého objemu tvaru pravoúhlého hranolu, ohraničujícího napěťovou trajektorii v deviačním prostoru. Toto kritérium využívá nejvyššího hlavního napětí v zátěžném cyklu jako druhého vstupu, takže největšímu poškození odpovídá

$$a_G \sqrt{\sum_{i=1}^5 d_i^2} + b_G \sigma_{1,\max} \leq \lambda. \quad (3.81)$$

Proměnné  $a_G$  a  $b_G$  byly získány z únavových testů ve tvaru

$$a_G = \frac{\kappa - 1}{\sqrt{2} \left(1 - \frac{1}{\sqrt{3}}\right)}, \quad b_G = \frac{\sqrt{3} - \kappa}{\sqrt{3} - 1}. \quad (3.82)$$

Veličiny  $\kappa$  a  $\lambda$  jsou materiálové konstanty. Parametry  $d_i$  mohou být získány minimalizací, resp. maximalizací hodnot transformovaného deviačního tenzoru [36,55]

$$d_i = \frac{1}{2} (\max s_i(t) - \min s_i(t)). \quad (3.83)$$

Toto kritérium je, co do kvality, považováno za rovnocenné kritériu Papadopoulusovu s tím rozdílem, že je považováno z výpočetního hlediska za rychlejší [55].

### 3. 2. 3 Chybový index

Významným kritériem, vypovídajícím o kvalitě kritéria, je tzv. chybový index  $I$ . Chybového indexu se používá k posuzování přesnosti predikce únavové životnosti. Tento index vyjadřuje procentuální chybu mezi teoreticky předpovídanou únavovou životností a její skutečnou hodnotou, získanou experimentálně na zatěžovacím stroji. Chybový index je definován vztahem [19-22]

$$I = \left( \frac{LHS - RHS}{RHS} \right) \cdot 100\%, \quad (3.84)$$

kde  $LHS$  (angl. „left-hand“) je levá strana nerovnice a  $RHS$  (angl. „right-hand“) je pravá strana nerovnice. Vstupní veličiny  $LHS$  jsou hodnoty  $\sigma_a$  a  $\tau_a$  korespondující s naměřenými hodnotami únavových životností.

Kladná hodnota chybového indexu znamená, že reálná únavová životnost je nižší než vypočtená, tedy predikovaná životnost, a tudíž leží v nebezpečné oblasti. Takové kritérium označujeme jako nekonzervativní. Naopak v případě záporné hodnoty chybového indexu se jedná o konzervativní předpověď. Papadopoulos uvádí, že v případě, kdy se hodnota chybového indexu pohybuje kolem  $\pm 5\%$ , lze považovat předpověď únavového chování za dobrou [42]. K posuzování kvality predikce únavového kritéria se vedle vztahu 7.9 používá „kvadratický“ chybový index, přičemž si je třeba uvědomit, že

$$I_R = \left( \frac{LHS - RHS}{RHS} \right) \neq I_K = \left( \frac{LHS^2 - RHS^2}{RHS^2} \right), \quad (3.85)$$

protože s mocninou roste rozdíl mezi  $LHS$  a  $RHS$ .

## 4. Vliv plasmové nitridace na únavovou životnost

### 4.1 Povrchové úpravy

Poněvadž k iniciaci únavové trhliny dochází ve většině případů na povrchu cyklicky zatěžovaných konstrukčních prvků a součástí, je jejich odolnost vůči únavovému procesu velkou měrou závislá na vlastnostech povrchu [2]. Úpravy, prodlužující dobu iniciace trhliny v povrchové vrstvě, jsou založené buď na deformačním zpevnění této vrstvy (např. válcováním) nebo spočívají v technologii jejího chemicko-tepelného zušlechťení. Mezi tyto metody patří např. povrchové kalení, cementace a nitridace [58-71]. Při aplikaci těchto metod je na povrchu materiálu vytvářena velmi tvrdá tenká vrstvička s běžným rozsahem hodnot mikrotvrdosti 500-800 HV [64], v závislosti na druhu použité povrchové úpravy. Důsledkem těchto úprav je výrazné zvýšení únavové životnosti asi o 25% [67] a současně dochází i k výraznému zlepšení odolnosti povrchu vůči korozi a otláčení. Tyto technologie úpravy povrchů se používají u mnoha součástí, u kterých existuje riziko poškození únavovým lomem, jako jsou např. ozubená kola, klikové hřídele apod. Těchto metod se používá i pro zvýšení odolnosti součástí vůči otláčení a korozi.

Princip nitridace spočívá v nasycování povrchové vrstvy materiálu atomy dusíku. V této povrchové vrstvě dochází v důsledku sycení ke vzniku velmi malých částic nitridů, jejichž rozměry se pohybují od 5 nm až do 10 nm [63]. Nově vznikající nitridy patří převážně mezi nitridy legujících prvků a jen malý podíl je tvořen nitridy železa. Velice jemná disperse těchto částic v povrchové vrstvě způsobuje její vysokou tvrdost, a to až do hodnoty 1200 HV. Těchto vysokých hodnot tvrdosti je přitom dosaženo bez dalšího zakalení povrchu.

Dále se tato vrstva vyznačuje vysokou hustotou dislokací ( $10^{10} \text{ cm}^{-2}$ ) a vysokou koncentrací intersticiálně umístěných atomů dusíku. Samotný nitridační proces probíhá v atmosféře, tvořené rozkládajícím se amoniakem ( $\text{NH}_3$ ,  $\text{NH}_3 + \text{H}_2$ , resp.  $\text{NH}_3 + \text{N}_2$ ). Pracovní teploty jsou relativně nízké, což má za následek to, že tento proces probíhá relativně pomalu. Rychlost tohoto procesu lze zvýšit zvýšením pracovní teploty, ale důsledkem tohoto zvýšení rychlosti bývá pokles tvrdosti povrchové vrstvy. Dalším negativem zvyšování pracovní teploty je tvorba některých, převážně nežádoucích nitridů železa [67], které způsobují vyšší křehkost povrchové vrstvy.

Nitridace se běžně používá k úpravě legovaných i nelegovaných ocelí, při podeutektoidních i nadeutektoidních teplotách. Tyto oceli mohou být následně vystaveny dalšímu tepelnému zpracování. Cílem dalšího tepelného zpracování bývá často snaha o dosažení dalšího zvýšení tvrdosti povrchu, vytvořením disperzních nitridů legujících prvků [68]. Dalšího tepelného zpracování se též užívá k částečnému vyrovnání rozdílů v koncentraci dusíku v nitridované vrstvě [67].

## 4. 2 Nitridace plasmou

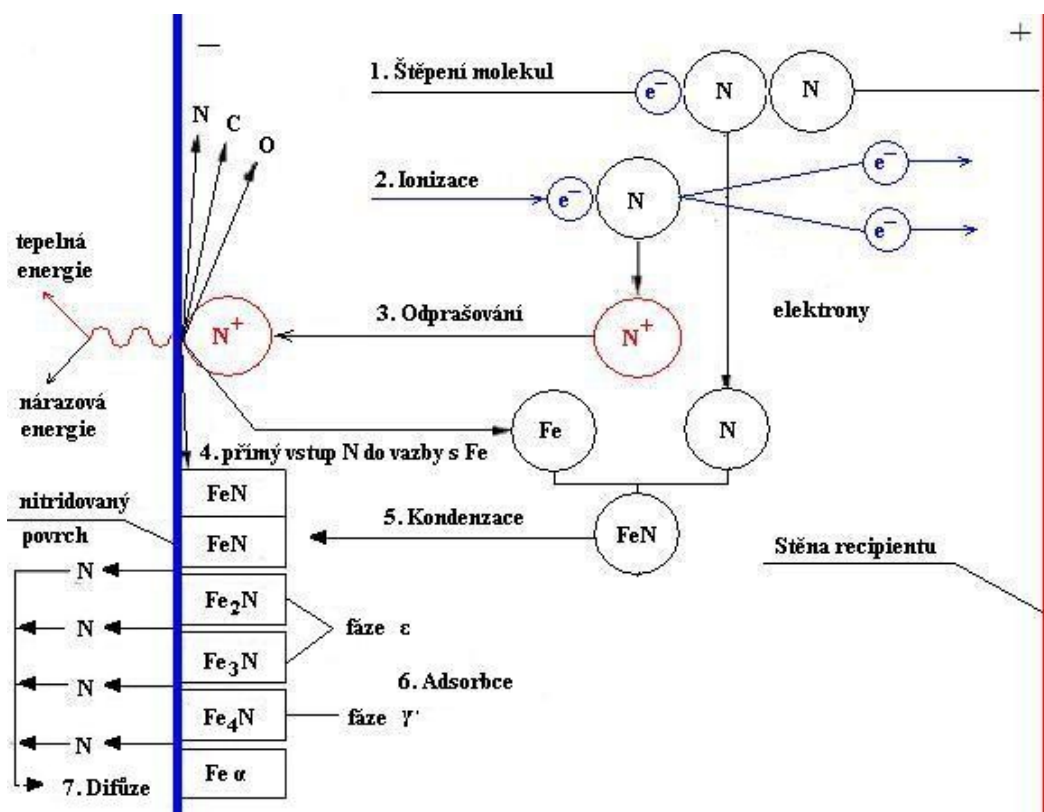
Nitridace plasmou v současnosti zaujímá stále významnější místo mezi technologiemi používanými k zušlechťování povrchů strojních součástí a nástrojů vyrobených z ocelí a slitin. Pro tuto technologii se vedle v současnosti obecně přijímaného označení plasmová nitridace používá především ve starší literatuře název iontová nitridace, což souvisí s tím, že první zařízení pro plazmovou nitridaci se k nám dostala z NSR, přičemž v německy mluvících zemích se užívá označení iontová nitridace [64]. Při srovnání s klasickými metodami nitridace, jako je např. nitridace v plynné atmosféře, se povrchové vrstvy vytvořené touto technologií vyznačují vyšší kvalitou. Rychlost růstu vrstvy je vyšší a tudíž zde dochází k mírné časové úspoře ve výrobním procesu. Další výhodou je to, že lze řídit strukturu a tloušťku difúzní vrstvy pomocí vhodné volby parametrů nitridačního procesu, jako je např. teplota adsorbčního povrchu nebo složení plynné atmosféry, doba nitridace a hodnota použitého elektrického napětí. Dále lze řídit vlastnosti přechodu difúzní vrstvy do jádra, tedy tloušťku jednotlivých fázových složek. Mezi další výhody této technologie patří, ve srovnání s klasickými postupy, nevýznamné deformace objemu a tvaru nitridovaných součástí (a to i u tvarově značně složitých součástí) a poměrně nízké technické nároky na řízení a také menší energetická náročnost [64].

Za hlavní nevýhodu této technologie lze považovat velice přísné nároky na umístění nitridovaných prvků neboť nevhodné uložení zušlechťovaných součástí a nesprávný postup při volbě parametrů procesu může mít za následek vznik velkých rozdílů v teplotě jednotlivých nitridovaných součástí, resp. jejich jednotlivých částí, což způsobuje nehomogenitu povrchové vrstvy a tím i její rozdílné vlastnosti. Dalším důsledkem nevhodného rozmístění nitridovaných součástí v procesním prostoru je vznik stínění, jehož důsledkem je nedostatečná tloušťka vrstvy nitridů.

### 4. 2. 1 Technologie plasmové nitridace

Plasmová, resp. iontová nitridace spočívá ve využití tzv. *anomálního doutnavkového výboje* [64]. Během tohoto procesu jsou zušlechťované součásti umístěny ve vakuové nádobě, tzv. recipientu, přičemž recipient je zapojen jako anoda a nitridované součásti jsou zapojeny jako katoda. V recipientu je obsažena zředěná atmosféra, tvořená nejběžněji směsí dusíku a vodíku ( $N_2 + H_2$ ), kromě těchto základních složek se používají další příměsi, jako např.  $Ar$  nebo  $CH_4$  [64]. Konkrétně v této práci použité vzorky byly nitridovány ve směsi  $N_2 + H_2 + CH_4$  [63,66,68,69]. Tlak atmosféry v recipientu se při samotné nitridaci pohybuje okolo 270 Pa a při čištění zhruba 70 Pa. Příslušná směs je do recipientu dodávána buď přímo, např. v podobě plynného čpavku, nebo dávkováním

samostatných plynných složek ze samostatných tlakových lahví. Poté co je na nitridovanou součást přivedeno záporné napětí, dochází v blízkosti jejího povrchu ke štěpení molekul plynné směsi a jejich kladné ionty dopadají na povrch nitridovaných součástí, viz. obr. 4.1. Po dopadu částice urychlené napětím na povrch tělesa dochází k částečné transformaci její kinetické energie na energii tepelnou, což způsobuje povrchový ohřev součástí. Díky této skutečnosti není třeba při iontové nitridaci součást ohřívat, na rozdíl od nitridace v plynných pecích. Teploty, kterých je při tomto procesu běžně dosaženo, se pohybují v intervalu 450 až 530 °C.



Obr. 4.1 Schématické znázornění procesu plasmové nitridace [64].

Při dopadu kladných iontů na povrch nitridovaného tělesa dochází nejen k ohřevu povrchové vrstvy, ale dochází i k vyrážení atomů železa a dalších prvků (především pak C, O, N) z krystalické mřížky zušlechťovaného kovu. Pro tento proces, který vede ke vzniku nitridů s vysokou koncentrací dusíku, se používá označení katodové odprašování. Katodové odprašování je považováno za nejdůležitější děj v procesu nitridace. Kondenzace těchto nitridů vede k tvorbě povrchové adsorbční vrstvy s vysokým obsahem atomů dusíku a ta se v další fázi procesu stává jeho zdrojem pro ty oblasti materiálu, které se nacházejí ve větší hloubce pod povrchem [64]. V dalších fázích lze tento zušlechťující proces srovnat s klasickou nitridací v plynné atmosféře. Odprašování má i ten smysl, že

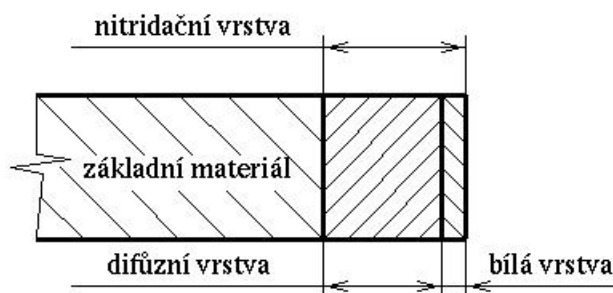


přispívá k odstraňování oxidů z povrchu, což dále zlepšuje procesní podmínky, především v případě nitridace ocelí s vysokým obsahem legujících prvků. A naopak snížení podílu uhlíku v povrchu odprašování vede k potlačení vzniku, resp. k omezení růstu karbonitridové mřížky na hranicích zrn [69].

#### 4. 2. 2 Složení povrchové vrstvy a její struktura

Obr. 4.2 schématicky znázorní povrchovou vrstvu, která je složena z difúzní vrstvy a tzv. bílé vrstvy [64]. Fyzikální a mechanické vlastnosti nitridovaného povrchu jsou určeny především tloušťkou zušlechtnuté vrstvy a průběhem koncentrace nitridů, tj. na průběhu tvrdosti ve směru od povrchu do jádra tělesa, přičemž je nezbytné do úvah zahrnovat i negativní vliv křehkosti nitridační vrstvy [67].

Bílá vrstva na povrchu nitridovaného vzorku obsahuje buď jednotlivě nebo současně dvě fáze  $\epsilon$  a  $\gamma'$ . Někteří autoři přitom uvádějí, že jednofázová bílá vrstva je křehčí a obecně méně odolná vůči mechanickému namáhání [69]. Tato skutečnost se přičítá vzniku pórovité struktury u jednofázové vrstvy. Pod touto vrstvou se nachází tzv. difúzní vrstva, která obsahuje fáze, jež se tvoří v tomto pořadí  $\epsilon$ ,  $\gamma'$ ,  $\gamma$  a  $\alpha$ . Difúzní vrstva tvořená za podeutektoidních teplot je tvořena téměř výhradně fázemi  $\gamma'$  a  $\alpha$ . Naopak při nadeutektoidních teplotách vyšších než je  $680\text{ }^{\circ}\text{C}$  je prakticky potlačen vznik fáze  $\gamma$ . Tato vrstva je určující z hlediska pozitivního vlivu na odolnost materiálu nejen vůči únavě, ale i vůči korozi a dalším nežádoucím jevům [69].



Obr. 4.2 Povrchová vrstva vytvořená nitridací [64].

Běžně se tloušťka vrstvy tvořené fází  $\epsilon$  pohybuje v rozmezí 0,01 až 0,02 mm, ve výjimečných případech dosahuje tato vrstva tloušťky až 0,05 mm. Vznik této vrstvy bývá obvykle považován za nežádoucí. Pouze v případě, že jsou kladeny zvláštní požadavky na korozivzdornost, tj. v případě tzv. antikorozi nitridace, je přítomnost této vrstvy považována za žádoucí [64].

Mechanické vlastnosti i odolnost vůči chemickým a tepelným vlivům prostředí difúzní vrstvy souvisí s přítomností a vzájemným uspořádáním jednotlivých mezivrstev, přičemž

posloupnost jednotlivých fází, resp. jejich koncentrace ve vrstvě směrem od povrchu k jádru, je určena pracovní teplotou a rychlostí ochlazování [69].

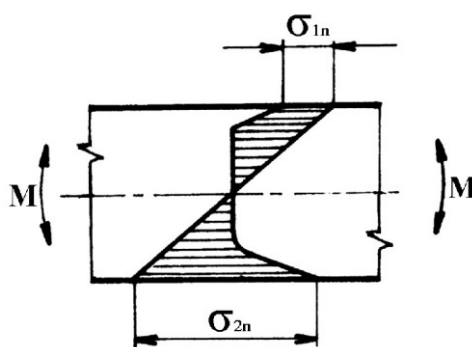
Na závěr této kapitoly uvedeme stručný přehled sloučenin tvořených dusíkem a železem, které jsou obsaženy v povrchové vrstvě [68]:

- $\xi$  fáze je nitrid  $\text{Fe}_2\text{N}$ . Z krystalografického hlediska se vyznačuje ortorombickou mřížkou, s obsahem 11,1 až 11,3 % N. Tato fáze je stabilní při teplotách pod 500 °C.
- $\varepsilon$  fáze reprezentuje sloučeninu nitridů železa  $\text{Fe}_2\text{-3N}$ . Tato fáze je charakteristická svou hexagonální mřížkou. Tato fáze se při mikroskopickém pozorování jeví jako povrchová vrstva, složená z drobných sloupků nebo krystalických tyček. Fáze vzniká v intervalu teplot od 450 až 550 °C postupnou tvorbou klínovitých útvarů, které na sebe narážejí a s postupem času se spojují.
- $\gamma'$  fáze je sloučenina nitridů železa  $\text{Fe}_4\text{N}$ . Tato fáze má kubickou, plošně centrovanou mřížku.  $\gamma'$  je typickou fází tvořící precipitáty. Tato fáze je tvořena buď na hrotu klínovitých částic  $\text{Fe}_2\text{-3N}$  ve tvaru drobných jehliček nebo na syceném povrchu v blízkosti klínovitých částic. K tvorbě této fáze dochází v intervalu teplot 350 až 680 °C. Velikost takto vzniklých precipitátů je na povrchu zrna 5 až 10 krát větší než velikost precipitátů uvnitř zrna.
- $\gamma$  fáze je tuhým roztokem dusíku  $\text{Fe}_\alpha(\text{N})$  s kubickou, plošně centrovanou mřížkou. Obsah dusíku v této fázi je při eutektoidní teplotě 2,35 %.
- $\alpha$  fáze reprezentuje tuhý roztok dusíku  $\text{Fe}(\text{N})$ , který má kubickou, prostorově centrovanou mřížku. Maximální obsah dusíku v této fázi je při eutektoidní teplotě 0,1 % N.
- $\alpha''$  fáze reprezentuje nitrid  $\text{Fe}_{16}\text{N}_2$ . Tento nitrid vzniká na syceném povrchu železa v intervalu teplot 450 až 500 °C. Velikost částic této fáze bývá na povrchu zrna 10 až 15 krát větší než uvnitř zrn.

### 4. 3 Efekt plasmové nitridace na zvýšení únavové odolnosti

Růst únavové odolnosti nitridovaných, ale i cementovaných prvků, jako jsou např. hřídele, čepy nebo ojnice, se přisuzuje dvojici hlavních faktorů. Prvním z těchto faktorů je zvýšení meze kluzu. Druhým činitelem je příznivý účinek vnitřních tlakových napětí, resp. předpětí v blízkosti povrchu a tedy také zvětšení přípustné amplitudy zátěžného cyklu. Velikost tlakových napětí závisí také na množství absorbovaného dusíku N a také

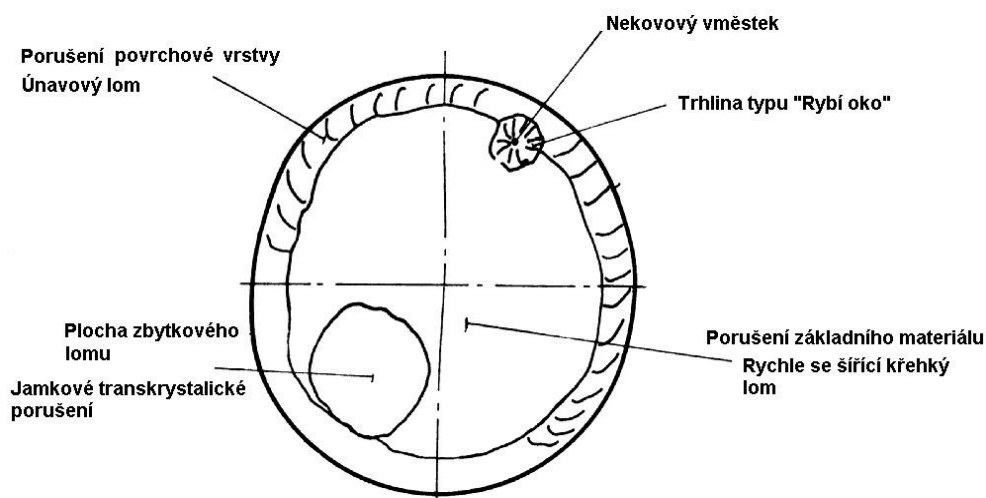
na teplotě nasycování [68]. Experimentální studie prokázaly tu skutečnost, že v nitrídačních vrstvách větší tloušťky jsou tato napětí vyšší než u tenkých vrstev [69]. Působení vnitřních tlakových napětí při ohybovém namáhání má za následek pokles tahových napětí v blízkosti povrchu. Vzhledem k této skutečnosti se maximální tahové napětí nemusí nutně nacházet na povrchu vzorku, ale může být v těsné blízkosti pod povrchem, viz obr. 4.6 [64]. Proces plasmové nitridace by měl být realizován takovým způsobem, aby nedocházelo ke vzniku bílé škodné vrstvy, resp. v případě, že dojde k jejímu vzniku, musí být tato vrstva odstraněna během dalšího zpracování výrobku [68].



Obr. 4.6 Průběh vnitřních napětí s provozním napětím, způsobeném zatěžujícím momentem  $M$  v hladké tyči zušlechtně plasmovou nitridací [69].

Oblasti iniciace únavového porušení nitridovaných vzorků jsou obvykle oblastmi situovanými na rozhraní základního materiálu a nitridované vrstvy. Místem iniciace bývá nejčastěji vměstek většinou nekovového charakteru. V okolí těchto vměstků, resp. precipitátů, dochází v této oblasti k plastické deformaci, což je důsledkem koncentrace napětí v okolí vměstku. Následně dochází k šíření trhliny, což má za následek vznik ostře ohraničené plošky, kterou nazýváme nukleační poruchou soudržnosti, označovanou v literatuře pro svůj vzhled jako „rybí oko“ (angl. *Fish-eye*), viz obr. 5.7 [64]. Poté co trhlina pronikne do nitridované vrstvy, dochází k šíření lomu po obvodu vzorku, porušení nitridované vrstvy. Poté co dojde k zeslabení nosného průřezu na průměr jádra, dochází k porušení základního materiálu křehkým lomem.

Typickým útvarem, pozorovaným na únavové lomové ploše nitridovaných vzorků jsou rybí oka, trhliny vzniklé na nekovových vměstcích v základním materiálu. Problematika jejich vzniku není dostatečně zpracována. Doposud zveřejněné studie [72,73] se věnují převážně trhlinám generovaným v oblasti gigacyklové únavy, tedy v případě, kdy proces vzniku trhliny je natolik pomalý, že se mohou plně uplatnit difúzní procesy v materiálu umožňující uplatnění vodíkově asistované únavy.



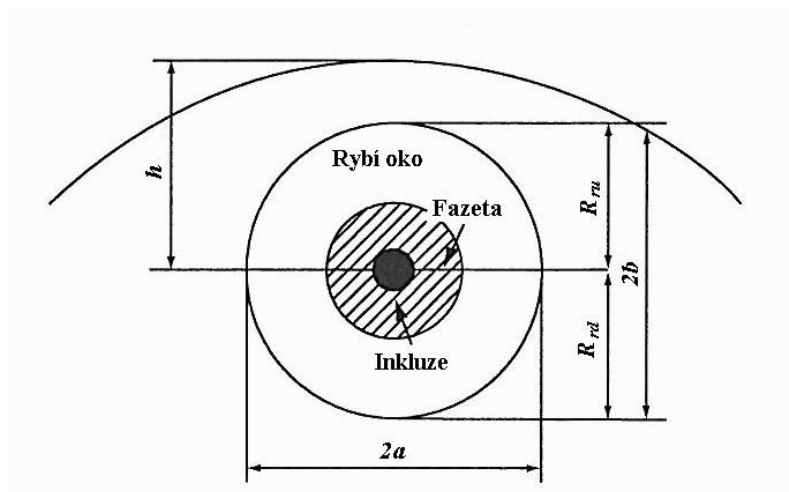
Obr. 4.7 Vznik únavového porušení na nonmetalické inkluzi a její šíření [68].

Příznivý účinek na únavu lze vysvětlit tím, že ke vzniku podpovrchové trhliny je třeba vyšších hodnot napětí než na povrchu tělesa. To je způsobeno přítomností residuálních napětí. Početní analýza ukazuje, že např. pro vzorky použité v této práci [74] je kritický průměr inkluze  $d_c$  (tedy průměr nutný k dosažení prahové hodnoty  $\Delta K_{th}$ ) roven 3,79 mm v blízkosti povrchu, zatímco uvnitř difúzní vrstvy, např. v hloubce 0,3 mm je to 0,87 mm a nakonec v hloubce 0,4 mm, tedy již mimo difúzní vrstvu, je to pouze 0,068 mm. I když výpočet je pouze orientační, je zřejmé, že teprve tato třetí hodnota odpovídá alespoň řádově reálným inkluzím nacházejícím se v materiálu vzorku. Je tedy zřejmé, že teprve v této hloubce může dojít ke vzniku únavové trhliny. V případě, že používáme plazmovou nitridaci za účelem zvýšení odolnosti vůči únavě, není zcela vhodné vytvořit vrstvu příliš vysoké tvrdosti neboť tyto vrstvy jsou křehké a málo tvárné a také u nich lehce dochází k porušení [68]. Další z příznivých vlastností nitridační vrstvy je ta, že dochází k snížení citlivosti vůči vrubům. Bylo též zjištěno, že ani zápch do hloubky 70 % z tloušťky nitridované vrstvy výrazně nesnižuje mez únavy. Z těchto důvodů jsou pro zvýšení meze únavy rozhodujícími vlastnostmi vrstvy její: tvrdost a tloušťka. Tuto skutečnost také potvrzují výsledky získané studiem vlivu cementační vrstvy na únavovou životnost. Tvrdost nitridované vrstvy neklesá ani při teplotách 500 až 600 °C, na rozdíl od součástí zušlechtěných cementací nebo kalením. Přítomnost nitridační vrstvy se taktéž příznivě odráží ve zvýšení odolnosti vůči korozi, a to jak v normální atmosféře, tak i v tlakové a v mořské vodě a přehřáté páře [64].

## 4. 4 Nukleace a šíření trhliny v nitridovaných vzorcích

### 4. 4. 1 Mechanismus nukleace a šíření trhliny v oblasti gigacyklové únavy

Teorie vzniku podpovrchových trhlin typu rybí oko je nejlépe zpracována pro případ tzv. gigacyklové únavy, tedy pro případ, kdy počet aplikovaných cyklů do lomu je vyšší než  $10^7$ . Z tohoto důvodu budeme v této kapitole nejprve diskutovat problém vzniku rybiho oka v oblasti gigacyklové únavy, v němž se uplatňují některé specifické jevy, ač se tato práce zabývá studiem vzorků porušených v oblasti únavy vysokocyklové (řádově  $10^6$ ). Je známo, že tepelně zpracovávané materiály s povrchovou vrstvou, vzniklou např. nitridací, mají vysoké hodnoty residuálních napětí, a že obsahují atomy plynného vodíku, které se hromadí v okolí nekovových inkluzí [72-74]. Takai [75] prokázal přítomnost atomů vodíku na rozhraní inkluzí pomocí sekundární hmotnostní spektrometrie (SISM). Jako následek vzájemného působení aplikovaného cyklického namáhání residuálních napětí a přítomnosti volných atomů vodíku dochází k iniciaci trhlin na vnitřních inkluzích a jejich následnému růstu mechanismem, tzv. vodíkem asistované únavy (hydrogen-assisted fatigue, HF). Základním procesem v HF je tzv. vodíkové křehnutí (hydrogen embrittlement, HE). Tento mechanismus je charakterizován vznikem specifických morfologických útvarů, známých jako rybí oka. Struktura trhliny typu rybí oko je zobrazena na obr. 4.8.



Obr. 4.8 Schematické zobrazení lomového povrchu s rybím okem [75].

Při pohledu na obr. 4.8 vidíme ve střední části, vedle černou tečkou znázorněné inkluze na níž trhlina iniciuje, i šrafované mezikruží, tzv. fazetu, která je tvořena specifickým mechanismem typickým právě pro tento typ trhliny a oblast „akcelerace“, jak je někdy nazývána zbývající část plochy rybiho oka (tato část je zobrazena prázdným

mezikružím) [75] (oblast II pro potřeby početních simulací). Šrafovaná část tedy bývá různými autory (např. Murukamim) označována jako ODA (optically dark area) vzhledem k tomu, že se při optickém pozorování jeví jako tmavé, téměř černé, přesně ohraničené útvary [72,73,75]. Shiozawa používá označení GBF (granular bright facet, zrnitá lesklá fazeta) [76,77]. Sakai FGA (fine granular area, jemná zrnitá oblast) [75]. Nejnověji se používá prosté označení fazeta, angl. facet FCT [75] nebo oblast I pro potřeby početních simulací. Mimo rybí oko je zde výrazně hrubá oblast, kde dochází k prudkému zrychlení rychlosti růstu trhliny až po konečný nestabilní lom [53]. Vznik fazety, potažmo celého rybího oka, byl spojován především s difúzními procesy a vodíkovým křehnutím [73,75], avšak tato interpretace je použitelná pouze v případě gygacyklové únavy. Růst trhliny v tmavé oblasti ODA je velice pomalý [72,73]. Experimentální práce prokázaly, že průměr oblasti fazety (nikoliv však celého rybího oka) klesá s hodnotou aplikovaného napětí, viz např. Koyabashi nebo Tanaka [75,78].

Pro popis rychlosti růstu podpovrchové trhliny je možno použít modifikovaného zákona Parisova. Vzhledem k tomu, že při tvorbě fazety, resp. oblasti I a oblasti II, dochází k uplatnění rozdílných mechanismů šíření, Tanaka [75] navrhuje použít pro každou oblast odlišné Parisovy rovnice. V oblasti I je to vodíkové křehnutí a v oblasti II se uplatňují tytéž mechanismy, jež jsou známé u trhlín vzniklých na povrchu tělesa. Na obr. 4.9 je zobrazen v logaritmických souřadnicích Parisův zákon pro oceli, přičemž plnou čarou je zobrazen případ povrchové trhliny a čarou přerušovanou případ trhliny podpovrchové. Z obrázku je zřejmé, že finální dolom, spojený s nestabilním šířením trhliny, nastává v obou případech, tedy v případě povrchové i podpovrchové trhliny při stejné hodnotě kritické intenzity napětí  $K_{I,max} = K_C$ . Naopak počátek šíření trhliny, tedy prahová hodnota intenzity napětí  $K_{i,th}$  (internal-vnitřní), je posunuta vpravo od  $K_{e,th}$  (external-vnější), tedy  $K_{i,th} > K_{e,th}$ . Hodnota intenzity napětí  $K_{I,max}$  na povrchu eliptické inkluze přitom může být vyjádřena vztahem jako funkce plochy příčného průřezu inkluze  $A_p$ , tedy jako [72,74]

$$K_{I,max} \approx 0,65 \sigma_{max} \sqrt{\pi \sqrt{A_p}} . \quad (4.1)$$

Druhá odmocnina plochy inkluze  $A_p$  potom odpovídá hodnotě efektivního průměru inkluze  $a_{ef}$ . V oblasti II se potom uplatňuje Parisův zákon ve tvaru

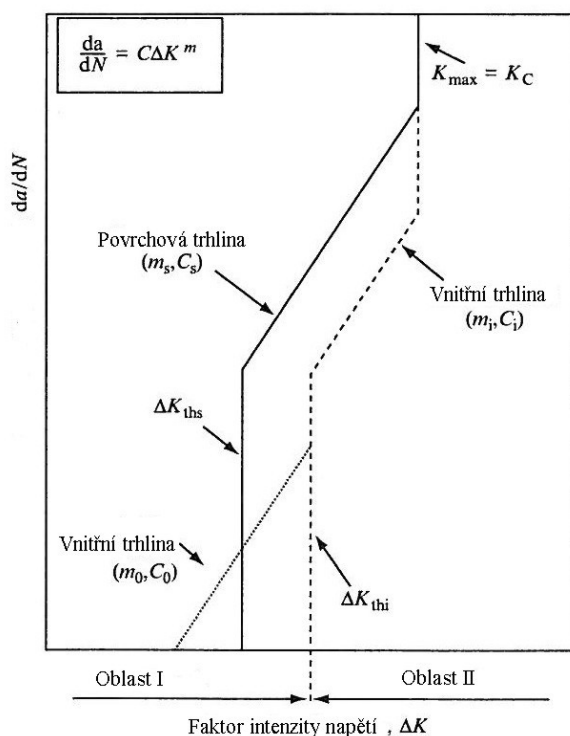
$$\frac{da}{dN} = C_i \Delta K^{m_i} , \quad (4.2)$$

kde  $m_i$  a  $C_i$  jsou materiálové konstanty. Z početního rozboru rovnice (4.1) je potom zřejmé, že v případě gygacyklové únavy, tedy v případě velmi nízkých hodnot zatěžujících napětí, nemůže dojít ke splnění podmínky pro počátek šíření trhliny, protože platí, že  $K_{i,th} > K_{I,max}$ . Tento rozpor lze vysvětlit právě pomocí difúzních procesů a vodíkového křehnutí. Na obr. 4.9 je tečkovanou čarou zobrazena oblast růstu trhliny

vlivem těchto procesů při hodnotách intenzity napětí nižších než jsou hodnoty mezní intenzity napětí  $K_{i,th}$ . Této oblasti šíření podpovrchové trhliny odpovídá dle Murakamiho, resp. Kuroshimy, Parisův zákon ve tvaru [75,79-81]

$$\frac{da}{dN} = C_0 \Delta K^{m_0}, \quad (4.3)$$

kde  $m_0$  a  $C_0$  jsou materiálové konstanty.

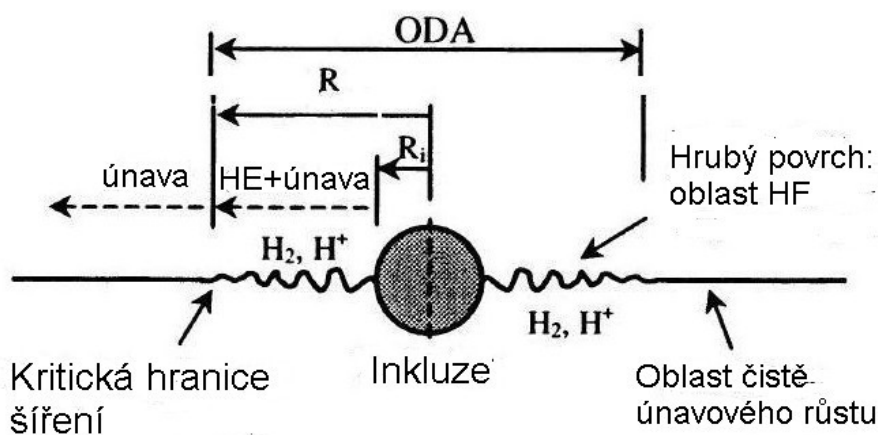


Obr. 4.9 Parisův zákon v logaritmických souřadnicích [75]. Plnou čarou je zobrazen případ povrchové trhliny a přerušovanou čarou případ trhliny podpovrchové. Tečkovaná čára ukazuje oblast vodíkového křehnutí.

Poté co trhlina dosáhne určité kritické velikosti, dochází ke změně mechanismu růstu trhliny z HF na čistě únavový mechanismus [73,75]. Dále růst trhliny není ovlivňován přítomností atomů vodíku, rychlost růstu trhliny se výrazně zvýší a nově generovaný únavový lomový povrch se při optickém pozorování jeví světlejší. Na obr. 4.10 je schematicky znázorněn proces vzniku únavové trhliny na vnitřní inkluzi v oblasti gigacyklové únavy za spolupůsobení vodíkového křehnutí.

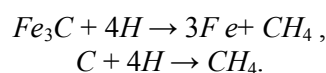
Vodíkové křehnutí souvisí s mechanismem tzv. vodíkově zvětšené lokalizované plasticity (hydrogen enhanced localized plasticity, HELP) [75]. Mechanismus HELP

spočívá ve zjištění, že přítomnost vodíku v pevném roztoku snižuje bariéry pro pohyb dislokací, takto dochází k rostoucímu podílu deformace v oblastech přiléhajících k volnému lomovému povrchu.



Obr. 4.10 Vznik únavové trhliny na vnitřní inkluzi [75].

Atomy vodíku, vzniklé disociací molekul vodíku nebo jiných chemických sloučenin, se mohou intersticiální difúzí s vysokým koeficientem difúze dostat do tzv. vodíkových pastí, což jsou mikrodutiny, hranice zrn, okolí vměstků a nekoherentních precipitátů. Zde se vodík opět slučuje v molekuly exotermickou reakcí  $H + H = H_2$ , čímž dojde ke ztrátě schopnosti zpětné difúze a vytváří se vysoké lokální teploty a tlaky. Tyto vnitřní tlaky mohou způsobovat dekohezi i bez působení vnějšího napětí. Tento jev se nazývá vodíkové praskání. Za vysokých teplot reagují atomy vodíku s uhlíkem rozpuštěným v tuhém roztoku nebo v karbidech železa dle rovnic



Produktem těchto reakcí je metan  $CH_4$ , který není schopen difundovat v materiálu a hromadí se v místech svého vzniku, tedy především v tzv. vodíkových pastích. To vede k poklesu základních mechanických vlastností. Velmi negativně působí vodík na špici trhliny, kde trojosé tahové napětí zvětšuje difúzi vodíku, který se shromažďuje v procesní zóně a urychluje zde nukleaci a růst mikrodutin. Fyzikální interpretace tohoto procesu spočívá v elastické rozměrové a elastické modulové interakci. Interakce atomů vodíku, přitahovaných do procesní zóny s dislokacemi, způsobuje kumulaci poruch v zóně a aktivuje plastickou deformaci.



#### 4. 4. 2 Nukleace a růst trhliny v oblasti vysokocyklové únavy

Povrchová vrstva zpevněná nitridací má odlišné mechanické vlastnosti než základní materiál (vysoká tvrdost, přítomnost vnitřních tlakových pnutí). Velký význam má přítomnost vnitřních tlakových pnutí v nitridované vrstvě a jejím okolí. Tato pnutí brání vzniku únavové trhliny na povrchu tělesa a trhliny tudíž mohou snáze vzniknout na vnitřních koncentrátoch napětí, jako jsou vměstky nebo inkluze. Hodnota intenzity napětí  $K_{I,\max}$  na povrchu eliptické inkluze může být vyjádřena vztahem 4.1. Druhá odmocnina  $A_p$  odpovídá hodnotě efektivního průměru inkluze  $a_{ef}$ . Mez únavy potom může být vyjádřena jako

$$\sigma_c = \frac{K_{th}}{0,65\sigma_{\max}\sqrt{\pi\sqrt{A_p}}} = \frac{K_{th}}{0,65\sigma_{\max}\sqrt{\pi\sqrt{a_{ef}}}}, \quad (4.4)$$

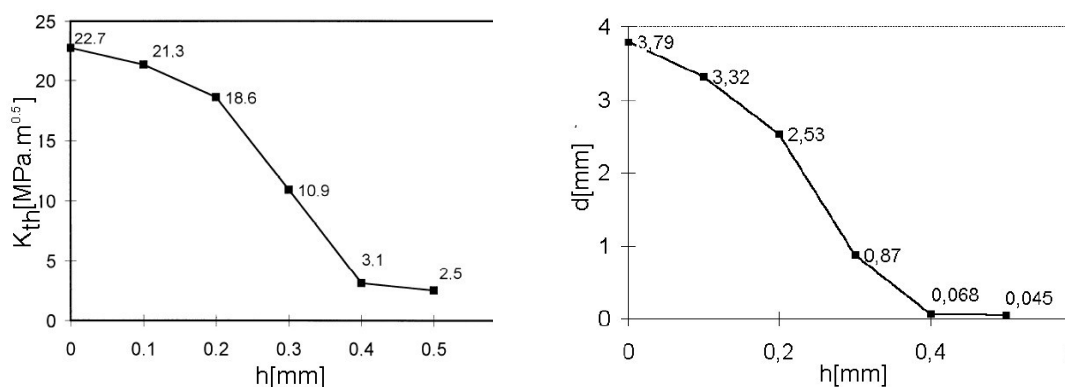
kde  $K_{th}$  je prahová hodnota. Residuální tlaková napětí v povrchové vrstvě mění asymetrii namáhání [72,74]. Závislost hraniční hodnoty na asymetrii namáhání lze popsat vztahem

$$K_{th(R)} = \frac{1,8K_{th(R=0)}}{\left\{ \frac{1+R}{1-R} + \left[ \left( \frac{1+R}{1-R} \right)^2 + 4 \right]^{1/2} \right\}^{1/2}}, \quad (4.5)$$

kde  $K_{th(R=0)} = 2,6\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/25}$  je prahová hodnota pro  $R = 0$ . Obrázek obr. 4.11(a) ukazuje závislost mezní intenzity napětí  $K_{th}$  na vzdálenosti od povrchu tělesa. Na základě těchto poznatků lze užitím vztahu (4.4) určit kritický průměr inkluze nutný ke vzniku trhliny u vysocepevných ocelí. Obrázek obr. 4.11(b) ukazuje závislost kritického průměru inkluze  $a_{ef}$  na vzdálenosti od povrchu tělesa. Kritický rozměr inkluze uvnitř nitridované vrstvy přesahuje o dva řády rozměry inkluzí, jež se obvykle nacházejí v běžně používaných typech ocelí, což je důvod, proč není pozorován vznik trhlín na inkluzích v nitridované vrstvě. Naopak ve větší vzdálenosti než 0.4 mm od povrchu vypočtený kritický průměr inkluze odpovídá reálným rozměrům inkluzí a na těchto inkluzích mohou vznikat trhliny.

Je zřejmé, že v tomto případě bychom mohli k popisu vzniku podpovrchové trhliny přímo použít Parisův vztah ve tvaru (4.2). Tento vztah byl ale koncipován pro oblast II (viz obr. 4.8), tedy pro oblast mimo fazetu, jejíž vznik byl vysvětlen procesy spojenými s vodíkovým křehnutím. Struktura celého rybiho oka tedy měla v oblasti vysokocyklové

únavy odpovídat procesům typickým pro tuto oblast, tedy relativně vysokou drsností, nepravidelným tvarem a strukturou povrchu srovnatelnou s trhlinami vzniklými na povrchu tělesa. Avšak, jak se ukazuje, podpovrchové trhliny s těmito vlastnostmi se vyskytují především v případě větších rozměrů zkušebních těles, např. hřídele o průměru řádově několika centimetrů [82].



Obr. 4.11 Závislost prahové hodnoty intenzity napětí  $K_{th}$  a kritického průměru inkluze  $a_{ef}$  na vzdálenosti od povrchu tělesa  $h$  [74].

V případě malých zkušebních těles se naopak často vyskytují podpovrchové trhliny pravidelného tvaru s výraznou fazetou (oblast I na obr. 4.8). Vznik této fazety z hlediska procesů při nichž se uplatňujících ještě není uspokojivě vysvětlen. Nejčastěji se její vznik interpretuje (v případě vysokocyklové únavy), přechodem od krátkých trhlin k trhlínám dlouhým nebo tím, že došlo k průniku vzduchu do trhliny, tedy přechodem od šíření trhliny ve vakuu k růstu za přítomnosti vzduchu, resp. oxidů [83]. Takto vzniklá trhlina poskytuje informace o efektivitě jednotlivých zátěžných módů při tvorbě trhliny a to vzhledem k tomu, že eliptická trhlina při zatěžování v krutu je ve směru jedné poloosy tvořena kombinací módů II+(I) a v druhém III+(I). Problémem však zůstává výrazný podíl módu I – trhlina se může dokonce lokálně šířit pouze v otevíracím módu odkloněném od smykové roviny. Za těchto podmínek lze použít vztahu Paris-Hertzberg-McClintock [83,85]

$$\frac{da}{dN} = b_B \left( \frac{\Delta K_{ef}}{E\sqrt{b_B}} \right)^3, \quad (5.6)$$

kde  $\Delta K_{ef}$  je efektivní hodnota faktoru intenzity napětí,  $b$  velikost Burgesova vektoru a  $E$  Youngův modul. Přičemž dle Nakasony a Hary je doba růstu vnitřní trhliny zhruba  $10^2$  až  $10^5$  cyklů [83, 85,86]. Potom lze dobu růstu trhliny, resp. počet cyklů, vyjádřit jako

$$N_{fish-eye} = N_{a_0 \rightarrow a_i} + N_{a_i \rightarrow a}, \quad (4.7)$$

kde  $N_{a_0 \rightarrow a_i}$  je počet cyklů během nichž vzniká hladká fazeta (oblast I na obr. 4.8), tedy počet cyklů, jimž odpovídají krátké trhliny a  $N_{a_i \rightarrow a}$  je počet cyklů, jenž odpovídá dlouhým trhlinám. Symbol v indexu  $a_0 \rightarrow a_i$  potom reprezentuje růst trhliny od počátečního průměru inkluze  $a_0$  po průměr fazety  $a_i$ . Symbol v indexu  $a_i \rightarrow a$  potom reprezentuje růst trhliny od konečného průměru fazety  $a_i$  po průměr únavové plošky  $a$  (oblast II na obr. 4.8), při němž dochází k porušení náhlým lomem, příp. propojení několika vnitřních i vnějších trhlin. Za předpokladu, že rybí oko má kruhový tvar a vzorek je podroben namáhání tah-tlak, lze faktor intenzity napětí na kruhové trhlíně vyjádřit rovnicí

$$\Delta K_{ef} = \frac{2}{\pi} \Delta \sigma \sqrt{\pi a}, \quad (4.8)$$

kde  $a$  je okamžitý průměr trhliny. Dobu, resp. počet cyklů nutný ke vzniku fazety, tedy růst trhliny od  $a_0$  po  $a_i$ , lze odvodit následujícím způsobem. Uvažujme substituci Paris-Hertzberg-McClintockova zákona ve tvaru

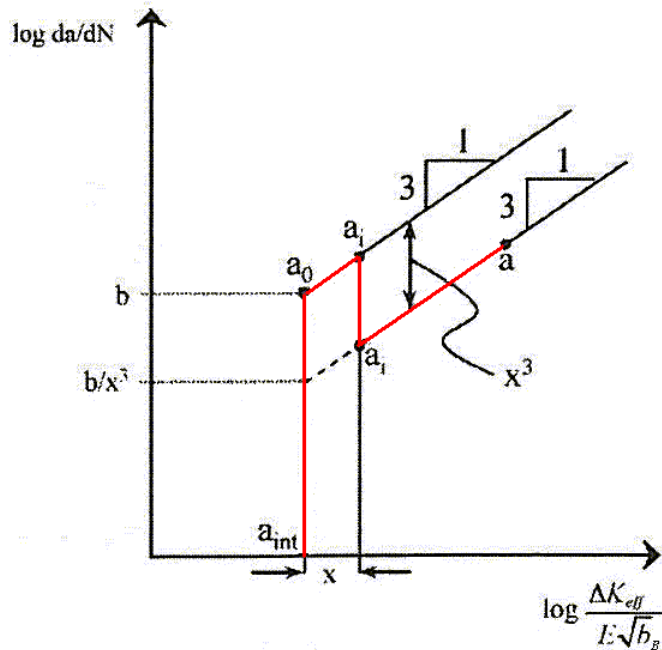
$$\frac{da}{dN} = b_B \left( \frac{\Delta K_{ef}}{E \sqrt{b_B}} \right)^3 \left( \frac{a}{a_0} \right)^{3/2} = b_B \left( \frac{a}{a_0} \right)^{3/2} \quad (4.9)$$

a tuto rovnici pro krátké trhliny budeme integrovat v mezích  $a_0$  po  $a_i$ , tedy

$$N_{a_0 \rightarrow a_i} = \frac{(a_0)^{3/2}}{b_B} \int_{a_0}^{a_i} \frac{da}{a^{3/2}} = \frac{2a_0}{b_B} \left[ 1 - \sqrt{\frac{a_0}{a_i}} \right]. \quad (4.10)$$

Rovnici (4.10) lze dále upravit dosazením za  $a_0$ , čímž získáme

$$N_{a_0 \rightarrow a_i} = \frac{\pi E^2}{2(\Delta\sigma)^2} \left[ 1 - \sqrt{\frac{a_0}{a_i}} \right]. \quad (4.11)$$



Obr. 4.12 Zobrazení růstového chování krátkých  $a_0 \rightarrow a_i$  a dlouhých trhlín  $a_i \rightarrow a$ , při tvorbě podpovrchové trhlíny [83, 85].

Pro trhlíny dlouhé, tedy růst trhlíny od  $a_i$  do  $a$ , budeme postupovat obdobným způsobem. Je třeba si však uvědomit, že je třeba vstupní hodnoty redukovat na bod přechodu, krátká trhlína / dlouhá trhlína. Ukazuje se, že rychlost růstu trhlíny se v tomto bodě mění s faktorem  $1/x^3$ . Užitím tohoto faktoru upravíme vztah (4.6) do tvaru

$$\frac{da}{dN} = \frac{b}{x^3} \left( \frac{\Delta K_{ef}}{E\sqrt{b}} \right)^3 \left( \frac{a}{a_0} \right)^{3/2} = \frac{b}{x^3} \left( \frac{a}{a_0} \right)^{3/2} \quad (4.12)$$

a tuto rovnici pro dlouhé trhlíny budeme integrovat v mezích  $a_i$  po  $a$ , čímž získáme

$$N_{a_0 \rightarrow a_i} = \frac{x^3 (a_0)^{3/2}}{b} \int_{a_0}^{a_i} \frac{da}{a^{3/2}} = \frac{2a_0}{b} \left[ x^3 \sqrt{\frac{a_0}{a_i}} - x^3 \sqrt{\frac{a_0}{a}} \right]. \quad (4.13)$$

Rovnici (4.13) dále upravíme obdobně jako způsobem (4.10). Po úpravách dostáváme

$$N_{a_0 \rightarrow a_i} = \frac{\pi E^2}{2(\Delta\sigma)^2} \left[ x^3 \sqrt{\frac{a_0}{a_i}} - x^3 \sqrt{\frac{a_0}{a}} \right]. \quad (4.14)$$

Na obr. 4.12 je zobrazeno růstové chování krátkých  $a_0 \rightarrow a_i$  a dlouhých trhlín  $a_i \rightarrow a$  při tvorbě podpovrchové trhliny. K vyjádření těchto pochodů bylo použito Paris-Hertzberg-McClintockova zákona v logaritmických souřadnicích. Z obrázku je zřejmý výrazný skok při změně mechanismu šíření.

## 5. Fraktografie únavových lomů

### 5.1 Morfologie lomové plochy

Na lomové ploše, generované únavovým lomem, lze identifikovat oblasti v nichž došlo k iniciaci mikrotrhlin a sledovat jejich postupné spojování do magistrální trhliny. Dále zde nalézáme oblast stabilního šíření magistrální únavové trhliny a můžeme ji odlišit od oblasti náhlého dolomení [2]. Studium morfologických znaků lomového povrchu lze určit lokální mikromechanismy, působící při šíření únavové trhliny a kvantifikace těchto morfologických znaků nám také umožňuje provést odhad časového průběhu únavového procesu a způsobu zatěžování vzorku [1,87-100]. Morfologické znaky lze rozdělit dle nutného zvětšení k jejich studiu na makromorfologické a mikromorfologické. Makromorfologické znaky lze studovat pozorováním lomového povrchu pouhým okem, lupou nebo optickým mikroskopem. Pro zkoumání mikromorfologických znaků se používají různé druhy mikroskopů. Vůbec nejčastěji je používáno rastrovacího elektronového mikroskopu.

Na většině lomových ploch, které byly vytvořeny za běžných provozních teplot bez výrazné účasti korozních mechanismů, můžeme na povrchu lomu rozpoznat čtyři oblasti, charakterizované určitými znaky typickými pro určitou fázi růstu trhliny: ohnisko primárního porušení, oblast postupného růstu trhliny, oblast zrychleného růstu trhliny a oblast konečného (finálního) lomu [99].

Pravděpodobně nejdůležitějším makromorfologickým znakem jsou odpočinkové čáry, které odpovídají poloze čela trhliny při změně zátěžného cyklu. Odpočinkové čáry jsou kolmé na směr šíření magistrální trhliny a k jejich vzniku dochází při změně velikosti plastické zóny v případě náhlé změny způsobu zatěžování, respektive v případě pozastavení zátěžného cyklu se jejich vznik vysvětluje stárnutím v plastické zóně. Tento efekt je dále umocněn vlivem korozních procesů. Další makromorfologické znaky jsou tzv. stupínky a lemy [2]. Jedná se o jemné nepravidelné linie, nacházející se v oblasti iniciace trhliny. Jejich vznik se obvykle dává do spojitosti se spojováním sousedních mikrotrhlin. Makromorfologickým útvarem, typickým pro vzorky s povrchovou úpravou (nitridace) nebo pro oblast gigacyklové únavy, jsou tzv. rybí oka.

Za nejvýznamnější mikromorfologický znak lze jednoznačně označit striace. Striace lze popsat jako systém tvořený řadami důlků a výstupků, přičemž tyto řady jsou kolmé na lokální směr šíření únavové trhliny a zároveň je tento systém, stejně jako je tomu v případě odpočinkových čar, konvexní vůči směru šíření trhliny [1,2,99]. V té oblasti, kterou je možno popsat Parisovou-Erdoganovou rovnicí, vznikne právě jedna striace během jednoho zatěžovacího cyklu. Vzhledem k této skutečnosti lze ze vzdáleností mezi dvěma striacemi stanovit rychlost šíření trhliny. Naopak v prahové oblasti dochází ke vzniku jedné striace během tisíců cyklů, což způsobuje, že rychlost šíření určená měřením vzdáleností mezi

striacemi, tzv. mikroskopická rychlost, je výrazně vyšší než makroskopická rychlost definovaná jako přírůstek délky trhliny během jednoho zatěžovacího cyklu. Opačná situace může nastat v oblasti subkritického šíření trhliny, kdy občas dochází k tomu, že makroskopická rychlost převyšuje mikroskopickou rychlost, což lze vysvětlit vzrůstem frekvence kvazikřehkých poskoků čela trhliny [1,2]. Nejčastěji identifikovaným typem striací jsou tzv. transkrystalické tvárné striace. Tvorba transkrystalických tvárných striací zřejmě souvisí s periodickými změnami profilu (zaostření) čela trhliny za současného působení nevratné plastické deformace pomocí tzv. Lairdova modelu [1,2,99].

Vedle striací lze na lomové ploše detekovat tzv. řady vtisků (*tire tracs*), které se obvykle nacházejí na fasetách v podobě nepravidelných důlků nebo žlábků. Význam těchto útvarů při kvantitativní i kvalitativní analýze lomového povrchu je nízký a navíc zde existuje možnost, že budou omylem zaměněny za striace [1,100]. Tvorba těchto objektů lze vysvětlit přítomností nepravidelností na lomovém povrchu, jako jsou vyčnívající částice, jako např. vměstky a precipitáty [99]. Hlavní podíl na vzniku vtisků má také přítomnost složek smykových napětí.

## 5. 2 Experimentální metody

Za nejstarší příklad fraktografické studie lze považovat práci Réaumurovu z roku 1722 [101]. Réaumur zde rozeznává sedm základních typů lomu a díky mikroskopu je schopen identifikovat nejen makroskopické znaky, ale i mikroskopické znaky lomového povrchu. Tehdejší technické prostředky však umožňovaly pouze kvalitativní popis lomové plochy. S prvními pokusy o kvantifikaci vlastností lomového povrchu se setkáváme až ve dvacátém století a výrazný rozvoj přístupů a metod umožňujících kvantitativní popis lomového povrchu se objevuje teprve s prudkým rozvojem výpočetní techniky.

Data zjišťovaná při kvantitativním popisu lomového povrchu lze dle jejich povahy rozdělit do dvou skupin. První skupinu dat reprezentují charakteristiky popisující určitým způsobem vybrané morfologické objekty na lomovém povrchu, jako jsou např. lomové fasety a únavové striace [1]. Tyto charakteristiky reprezentují např. rozměry, četnost, tvar, orientaci nebo prostorovou distribuci těchto morfologických znaků. Druhá skupina dat popisuje obecně vlastnosti lomového povrchu. Tyto charakteristiky reprezentují parametry drsnosti a fraktální parametry povrchů. Pro kvalitu zjišťovaných dat je určující přesnost, s níž byly určeny prostorové souřadnice jednotlivých bodů analyzovaného povrchu.

V současné době existuje velké množství metod používaných k analýze lomových povrchů. Podle fyzikálních principů, na nichž jsou tyto metody založeny, můžeme rozlišit: metody dotykové, metody optické a metody využívající rastrující sondy [1,101]. Metody dotykové patří do skupiny tzv. destruktivních metod neboť při nich dochází k poškození lomového povrchu a ztrátě informace. Podle povahy získaných dat lze používané metody rozdělit na dvourozměrné a trojrozměrné.

### 5. 2. 1 2D metody

Výstupem dvourozměrných metod jsou snímky lomového povrchu. Tyto snímky získáme transmisní (prozařovací) elektronovou mikroskopií TEM, rastrující elektronovou mikroskopií SEM (scanning electron microscopy) nebo i pomocí optického mikroskopu. Tato metoda se ale vzhledem k malému zvětšení užívá pro kvantitativní analýzu jen zřídka. Transmisní elektronový mikroskop (TEM) byl vynalezen Maxem Knollem a Ernstem Ruskou roku 1930 [101-104]. V elektronovém mikroskopu je zdrojem zobrazujícího vlnění tzv. elektronová tryska. Protože ve vzduchu by docházelo k pohlcování elektronů, je třeba zobrazovací proces realizovat ve vakuu ( $10^{-3}$  až  $10^{-5}$  Pa). Urychlovací napětí používané v TEM pro materiálový výzkum se běžně pohybuje kolem 200 kV. Elektronový svazek je řízen pomocí tzv. elektromagnetické čočky, což je soustava různých cívek. Na kvalitě čočky závisí rozlišovací schopnost a tedy rozsah možností použití mikroskopu. Taková objektivová čočka umožňuje dosažení rozlišovací schopnosti  $\sim 0.19$  nm, což je dostatečné pro zobrazení atomových sloupců zlata či hliníku. V TEM je vzorek ve formě tenké folie ozařován elektrony o energii řádově stovek kV. Elektrony uvnitř vzorku podstupují interakce pružné (se zanedbatelnou výměnou kinetické energie) a nepružné (elektronové excitace). Je-li zkoumaný materiál krystalický, dochází na příhodně orientovaných krystalových rovinách k difrakci elektronů. Výsledný obraz je snímán pomocí slow-scan CCD kamery. Tyto mikroskopy umožňují pořizovat snímky v intervalu zvětšení  $2 \cdot 10^3$  až  $2 \cdot 10^7$ . TEM umožňuje zobrazit mikrostrukturu uvnitř materiálu v měřítku od několika mikrometrů až po atomové rozlišení a umožňuje pomocí elektronové difrakce určit symetrii krystalové mřížky a pokud je mikroskop vybaven příslušnými spektrometry, provést navíc lokální analýzu chemického složení. První aplikací elektronové mikroskopie v oblasti materiálového výzkumu bylo studium uhlíkových replik (otisků) lomových ploch. Právě studium lomového povrchu pomocí replik patří k nejčastěji používaným technikám v TEM [101,102,105,106]. Repliky lze dále rozdělit na jednostupňové a dvoustupňové. Tvorbě replik předchází čištění vzorku. Samotné repliky lomového povrchu se vytvářejí vakuovým nanášením uhlíku, aplikací plastického filmu nebo oxidických filmů. Pokud je tato vrstva tenčí než 150nm může být zkoumána okamžitě po sejmutí, ale s výjimkou relativně hladkých povrchů je interpretace výsledků obtížná. Většinou je nutno za účelem dosažení lepšího kontrastu pokrýt repliku napařováním vrstvou atomů těžkých kovů (např. paladia, zlata, platiny, germánia). Dvoustupňové repliky jsou tvořeny tak., že plastická replika je pokryta napařováním paladiem a na tuto vrstvu se následně nanese vrstva uhlíku. Potom se první plastická replika rozpustí a zbylá paladiouhlíková vrstva je určena pro studium TEM. Roku 1956 byly Bollmannem uveřejněny první snímky krystalových poruch - dislokací a vrstevných chyb [103,105,106]. Velký význam pro TEM má teorie difrakčního kontrastu, s jejímž využitím jsme dnes schopni na snímcích z TEM



identifikovat všechny známé čárové a plošné krystalové poruchy. Kromě toho je možné chování materiálů pozorovat během ohřívání, ochlazování nebo deformace přímo in-situ v elektronovém mikroskopu.

Fyzikální principy práce na nichž pracuje SEM jsou stejné, jako v případě TEM. SEM je používán k zobrazení povrchu předmětu. Použitá zvětšení se pohybují v rozsahu 10 až  $30 \cdot 10^3$ . Urychlovací napětí používané v SEM pro materiálový výzkum je v intervalu 5 až 30 kV, pro studium kovových materiálů se používá napětí minimálně 20 kV. Fokusuje se soustavou čoček do co nejmenší stopy (průměr 4 -10nm), která dopadá na pozorovaný objekt. Povrch předmětu je v něm zobrazován postupně, bod po bodu, prostřednictvím úzkého svazku elektronů, které interagují se vzorkem a uvolňují další signály podílející se na tvorbě obrazu nebo nesou informaci o složení vzorku. Pomocí čoček je elektronový paprsek řízen tak, že skenuje povrch studovaného objektu po řádcích. Na rozdíl od TEM elektrony skenujícího paprsku neprocházejí vzorkem, ale při dopadu na studovaný povrch vyřazují sekundární elektrony. Tyto jsou potom přitahovány k detektoru a dopadají na scintilátor s fotonásobičem. Elektrický signál z fotonásobiče je zesílen a určuje intenzitu elektronového paprsku na obrazovce. Takto získané vertikální snímky slouží nejen ke kvalitativní analýze povrchu, ale umožňují i jednodušší kvantitativní analýzu [101,107-111]. Tyto snímky umožňují měřit velikost, plochu, vzdálenost, četnost nebo vzájemnou orientaci charakteristických útvarů lomového povrchu.

### 5. 2. 2 3D metody

V této práci byla trojrozměrná rekonstrukce lomových ploch realizována užitím stereofotogrammetrie a další měření byla realizována na optickém rastrovacím zařízení *Microprof 100*, které využívá principu chromatické aberace. Stereofotogrammetrie je metoda, která umožňuje výpočet  $(x,y,z)$  souřadnic bodů studovaného lomu na základě znalostí parametrů dvojice snímků, pořízených ze dvou odlišných úhlů [1,101,112-116]. Tuto metodu lze aplikovat jak na snímky získané např. elektronovým mikroskopem, jak je tomu v případě fraktografie, tak např. i na snímky získané satelity, jak je tomu v případě mapování povrchu Země či jiných planet. Vstupní data pro stereofotogrammetrickou rekonstrukci jsou tedy reprezentována dvojicí snímků a jim příslušejícím parametrům snímání, resp. rastrování (úhel sklonu, vzdálenost, atd.). Tato dvojice snímků se nazývá stereopár. Nutnou podmínkou pro kvalitní realizaci stereofotogrammetrické rekonstrukce je vysoká úroveň obou snímků. Jedná se pak především o optimální nastavení hodnoty jasu, vhodný kontrast a optimální zaostření všech bodů na obou snímcích. V případě povrchů, jejichž snímky se vyznačují nízkou mírou kontrastu, se často aplikuje dodatečná kontrastní textura [1,116]. V této práci byly stereosnímky získány pomocí rastrovacího elektronového mikroskopu, přičemž eucentricky upnuté vzorky byly snímány při různých náklonech. Rozhodujícím parametrem pro volbu úhlu náklonu a použité zvětšení je tvarová složitost snímaného povrchu. Používané hodnoty relativního náklonu mezi oběma snímky

se pohybují v rozmezí  $5^0$  až  $20^0$ . Vůbec nejčastěji používanou hodnotou náklonu je zhruba  $10^0$ . Této hodnoty bylo použito i v této práci.

Získané stereosnímky jsou následně zpracovány výpočetní technikou. Tuto fázi lze rozdělit do dvou částí. Nejprve se určují tzv. homologické body, tj. body na obou stereosnímcích, které přísluší témuž reálnému bodu povrchu na studovaném objektu. Tuto část lze považovat za zřejmě nejobtížnější fázi stereofotogrammetrické rekonstrukce. Z numerického hlediska je vyhledávání homologických bodů realizováno pomocí párovacího algoritmu. Párovací algoritmus slouží k lokalizaci elementů povrchu, které jsou charakterizovány shodnými hodnotami parametrů nebo k vyhledávání těch oblastí, které se vyznačují nejvyšší shodou ve statistickém rozložení pixelů [1,113,114]. Ve druhé části stereofotogrammetrické rekonstrukce jsou pak pomocí stereologických vztahů, které jsou obsaženy v tzv. dispartibilní mapě (dispartibilní mapa obsahuje diferenční vektory polohy pro všechny homologické body obou stereosnímků), vypočteny relativní výškové souřadnice bodů rekonstruovaného povrchu. Obě popsané fáze trojrozměrné rekonstrukce jsou realizovány pomocí tzv. systému pro automatickou rekonstrukci lomového povrchu. V této práci bylo použito programu *MeX* rakouského původu. Výsledkem stereofotogrammetrické rekonstrukce lomové plochy je trojrozměrný model studované oblasti, obsahující řádově 100 000 bodů se známými souřadnicemi  $x$ ,  $y$  a  $z$ .

Další možností jak získat trojrozměrný obraz studovaného lomového povrchu spočívá ve využití chromatické aberace, zobrazovací optické soustavy [1,117,118]. Na tomto principu pracuje měřicí zařízení *FRT Microprof 100*. Chromatická aberace má za následek změnu ohniskové vzdálenosti zobrazovací soustavy v závislosti na vlnové délce světla. Tento jev lze vysvětlit závislostí indexu lomu na vlnové délce. Jak je známo, bílé světlo procházející optickou soustavou, která není korigována na barevnou vadu, se rozkládá podle jednotlivých vlnových délek. Nejvíce se při průchodu optickou soustavou láme fialové světlo, tedy záření s nejmenší vlnovou délkou, což způsobuje, že ohnisko fialového paprsku je čočce nejbližší. Naopak záření s nejdelší vlnovou délkou se láme nejméně, což má za následek, že červený paprsek má největší ohniskovou vzdálenost čočky. U takto „rozloženého“ světelného svazku dopadajícího na studovanou plochu dochází k optimálnímu odrazu, který umožňuje další zpracování soustavou pouze u paprsků s určitou vlnovou délkou. Lze tedy říci, že každé vlnové délce odpovídá určitá hodnota lokální výšky měřeného povrchu. V této práci byl k měření použit přístroj *Microprof 100*, pocházející od německé firmy *Fries Research and Technology*. Tento přístroj je navržen tak, že umožňuje použití jako optický profilometr, i jako optické rastrovací zařízení, tedy umožňuje práci v dvourozměrném i trojrozměrném režimu. Za hlavní nevýhodu tohoto měřicího zařízení lze považovat malý vertikální rozsah, který je pouze 3 mm.

Mechanické metody studia lomového povrchu lze rozdělit na přímé (destruktivní) a nepřímé (nedestruktivní). Nejčastěji používanou mechanickou metodou je kontaktní profilometrie. Základní částí kontaktního profilometru jsou snímací hrot pohyblivý ve směru osy  $z$  a pohyblivý stolek na němž je uložen studovaný vzorek. Stolek se pohybuje ve směru os  $x$  a  $y$  tak, že snímací hrot kopíruje na povrchu vzorku určitý profil. Snímač předává svoji okamžitou polohu počítači k dalšímu zpracování. Podstatnou nevýhodou této

metody je zničení informace v důsledku poškození povrchu vzorku hrotem snímače. Poškození vzorku se lze vyhnout tak, že místo původního vzorku použijeme k měření repliku získanou stejným způsobem jako v případě TEM. Další, řidčeji používanou destruktivní metodou, je metoda metalografických řezů. Tato metoda spočívá v postupném snímání jednotlivých po sobě následujících řezů. Tyto řezy mohou být vertikální, horizontální nebo i kónické [120,121]. Vzorek musí být pokryt ochrannou vrstvou tak, aby při řezání nedošlo k poškození okolí řezu a tím znehodnocení informace v následujícím řezu.

## 5. 3 Parametry drsnosti

Vzhledem k tomu, že v současné době neexistuje žádná jednoznačně uznávaná definice drsnosti, zůstává základní otázkou kvantitativní fraktografie vhodná volba parametrů popisujících lomovou plochu. Parametry drsnosti lze obecně interpretovat jako statistickou analýzu souboru geometrických souřadnic bodů studovaného povrchu [1,101]. Běžně používané parametry popisují nejen prostorové rozložení jednotlivých bodů lomového povrchu, ale i jeho fraktální charakteristiky. Jednotlivé typy používaných parametrů lze rozčlenit dle jejich povahy na amplitudové, smíšené, spektrální a fraktální [1,101,122-127].

### 5. 3. 1 Amplitudové parametry

Nejjednodušší přístup ke kvantitativnímu popisu studovaného povrchu nabízejí tzv. amplitudové neboli výškové parametry. Tyto parametry popisují pouze výškové souřadnice jednotlivých bodů povrchu  $Z = \{z_0, \dots, z_{n-1}\}$ , aniž by bylo bráno v potaz jejich vzájemné umístění v rovině  $x$ - $y$ . Stejnou drsnost tedy vykazuje např. dvojice schodů o výšce  $z_1$  a  $z_2$  (každému schodu přísluší stejný počet bodů  $M$ ) stejně jako pilovitý profil, mající  $M$  po sobě následujících vrcholů  $z_1$  a prohlubní  $z_2$ . Definice amplitudových parametrů pro profil a plochu je identická. Zřejmě nejčastěji užívaným a historicky vůbec nejstarším parametrem drsnosti je aritmetická drsnost, kterou lze pro lomový profil i lomovou plochu definovat jako

$$R_a = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N |z_i - \langle z \rangle|, \quad (5.1)$$

kde  $N$  je počet zjištěných bodů a  $\langle z \rangle$  je průměrná výška. Obecně může být lomový povrch nebo profil popsán pomocí funkce hustoty pravděpodobnosti  $\eta(z)$ , kde hustota vyjadřuje pravděpodobnost, s jakou mohou souřadnice jednotlivých bodů povrchu nabývat určitých hodnot. Hustotu pravděpodobnosti  $\eta(z)$  lze analyzovat pomocí centrálních momentů. Centrální moment  $k$ -tého řádu lze vyjádřit jako

$$\mu_k = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (z_i - \langle z \rangle)^k, \quad k = (1, 2, \dots, n). \quad (5.2)$$

Centrální momenty jsou velice citlivé na extrémní hodnoty analyzované náhodné veličiny. Z definice je zřejmé, že první centrální moment je vždy nulový. Druhý centrální moment často označujeme jako rozptyl. Rozptyl vypovídá o šířce rozdělení určeného funkcí  $\eta(z)$  a běžně se vyjadřuje pomocí střední kvadratické odchylky

$$R_q = \sqrt{\mu_2}. \quad (5.3)$$

Střední kvadratická odchylka je v literatuře často též označována jako směrodatná odchylka. Směrodatná odchylka má zásadní význam v teorii chyb.

Dalšími charakteristikami povrchu, jež jsou definovány pomocí centrálních momentů, jsou: koeficient šikmosti  $S_k$  (*skewnes*) a koeficient špičatosti  $K$  (*exces, kurtosis*). Koeficient šikmosti vypovídá o symetrii funkce hustoty pravděpodobnosti  $\eta(z)$  a lze ho vyjádřit takto

$$S_k = \frac{\mu_3}{\mu_2^{3/2}} = \frac{\mu_3}{R_q^3}. \quad (5.4)$$

V případě symetrických profilů, jež jsou rovnoměrně pokryty výstupky a prohlubněmi ve dvou či více výškových hladinách (např. pilovitý profil), nabývá koeficient šikmosti nulové hodnoty. Kladná hodnota potom ukazuje na převahu vystupujících oblastí s vyšší hodnotou parametru  $z_i$ , záporná naopak vypovídá o převaze prohlubní s nižší hodnotou parametru  $z_i$ . Jako příklad lze použít profil tvořený periodicky se opakujícími pravoúhlými zuby. Pokud šířka zubů bude větší než šířka mezer mezi nimi, bude koeficient šikmosti kladný a naopak v případě širších mezer bude jeho hodnota záporná.

Koeficient špičatosti je definován pomocí vztahu

$$K = \frac{\mu_4}{\mu_2^2} - 3 = \frac{\mu_4}{R_q^4} - 3. \quad (5.5)$$

Tento koeficient popisuje strmost funkce  $\eta(z)$ . V případě normálního neboli Gaussova rozdělení je koeficient špičatosti roven nule. Kladná hodnota koeficientu špičatosti ukazuje na vyšší strmost rozdělení, zatímco záporná hodnota ukazuje na plošší rozdělení.

Za hlavní přednost amplitudových parametrů lze považovat jejich snadný výpočet, realizovatelný jednoduchým algoritmem.

### 5.3.2 Smíšené parametry

Vzhledem k definici výškových parametrů je zjevné, že stejné hodnoty bude vykazovat soubor  $N$  stejných výškových souřadnic nezávisle na jejich pořadí a poloze na studovaném povrchu, např. profil bude mít stejnou hodnotu  $R_a$  při různé hustotě bodů. Tento nedostatek řeší použití smíšených, resp. hybridních parametrů, tedy parametrů, které se používají k analýze kombinaci výškových a délkových charakteristik studovaného povrchu [1,101,122,123,127]. Ze smíšených parametrů drsnosti pro popis lomových ploch používáme nejčastěji tuto dvojici bezrozměrných charakteristik: lineární drsnost  $R_L$  a plošnou drsnost  $R_S$ . Tyto parametry jsou vzhledem ke své matematické definici často nazývány relativní délka profilu a relativní plocha povrchu a jsou definovány jako poměr skutečné délky profilu  $L$  k délce jeho průmětu do makroskopické roviny lomu  $L_p$ , resp. jako poměr skutečné plochy lomového povrchu  $S$  k ploše jeho průmětu do makroskopické roviny lomu  $S_p$

$$R_L = \frac{L}{L_p}, \quad R_S = \frac{S}{S_p}. \quad (5.6)$$

Vysoká technická náročnost na měření skutečné plochy povrchu  $S$  má za následek, že je v praxi častěji používán aproximační výpočet  $R_S$ , založený na vzájemném vztahu mezi drsnostmi  $R_S$  a  $R_L$ . Nejčastěji je používán lineární vztah navržený Underwoodem a Banerjim [101]

$$R_S = \left( \frac{4}{\pi} \right) \left( \langle R_L \rangle - 1 \right) + 1. \quad (5.7)$$

Střední hodnota lineární drsnosti  $\langle R_L \rangle$  je vypočtena jako aritmetický průměr velkého počtu lineárních drsností, jednotlivých náhodně orientovaných profilů vedených kolmo na makroskopickou rovinu lomu.

Dalším často používaným hybridním parametrem je vertikální drsnost  $R_V$ , která je definována jako poměr součtu výškových diferencí mezi po sobě následujícími body profilu  $h$ , vůči délce průmětu tohoto profilu  $L_p$  do makroskopické roviny lomu

$$R_V = \frac{h}{L_p}, \quad h = \sum_{i=1}^{N-1} (z_{i+1} - z_i). \quad (5.8)$$

### 5. 4. 3 Spektrální parametry

Pro analýzu spektrálních vlastností lomového povrchu je používána tzv. autokorelační funkce [1,123,127]. Autokorelační funkce nám umožňuje kvantifikovat vztah mezi body povrchu a body jejich okolí. Pomocí této funkce můžeme například odhalit skrytou periodicitu povrchu. Autokorelační funkce lomového profilu určeného souborem  $N$  ekvidistantních bodů je definována jako

$$R(p) = \frac{1}{(N-p)} \sum_{i=1}^{N-p} (z_i - \langle z \rangle) (z_{i+p} - \langle z \rangle), \quad (5.9)$$

kde proměnná  $p$  reprezentuje posunutí ve směru profilu,  $z_i$  jsou výškové souřadnice jednotlivých bodů profilu a  $\langle z \rangle$  je průměrná výška profilu. V případě lomové plochy definované souborem  $N \times M$  ekvidistantních bodů lze autokorelační funkci vyjádřit vztahem jako

$$R(p) = \frac{1}{(N-p)(M-p)} \sum_{i=1}^{N-p} \sum_{k=1}^{M-p} (z_{i,k} - \langle z \rangle) (z_{i+p,k+p} - \langle z \rangle). \quad (5.10)$$

Veličiny  $p$  a  $q$  odpovídají posunutí ve směru os  $x$  a  $y$ . V obou případech, jak dvourozměrném tak v trojrozměrném předpokládáme, že bylo použito rastrování se stejným krokem. Autokorelační funkce je v případě nulového posunutí  $p$  a  $q$  rovna druhému centrálnímu momentu

$$R(0) = \mu_2, \quad R(0,0) = \mu_2. \quad (5.11)$$

Často je výhodné autokorelační funkce normalizovat tak, aby  $R(0)=1$ , resp.  $R(0,0)=1$ , tedy aby druhý centrální moment rozložení popisujícího rozdělení bodů profilu, resp. povrchu, byl roven jedné. Další charakteristické vlastnosti autokorelační funkce jsou [1,123]:

1.  $R(p) = R(-p)$ , resp.  $R(p,q) = R(-p,-q)$ , tj. autokorelační funkce je sudou funkcí;
2.  $|R(p)| \leq R(0)$ , resp.  $|R(p,q)| \leq R(0,0)$ , tj.  $R(0)$ , resp.  $R(0,0)$  je maximem autokorelační funkce;

3.  $\lim_{p \rightarrow \infty} R(p) = 0$ , resp.  $\lim_{p \rightarrow \infty} R(p, q) = 0$ , tj. dva dostatečně vzdálené body reálného povrchu jsou na sobě vzájemně nezávislé.

Vedle samotné autokorelační funkce jsou velice významným parametrem, popisujícím spektrální vlastnosti profilu, tzv. autokorelační délky. Pro jednotlivé studované profily byly zjišťovány dva typy autokorelačních délek,  $b_{10}$  a  $b_e$ . Tyto délky jsou definovány jako posunutí  $p$ , resp.  $q$ , při kterých hodnota autokorelační funkce poklesne na  $1/10$ , resp.  $1/e$  své počáteční hodnoty [1,123,127]. Velice zřídka se v literatuře můžeme setkat i s autokorelační délkou  $b_5$ , která je definována jako hodnota posunutí  $p$ , při němž hodnota autokorelační funkce poklesne na  $1/5$ . Fyzikální význam autokorelační délky spočívá v tom, že ty body lomového povrchu jejichž vzdálenost je vyšší než autokorelační délka jsou nekorelované a tudíž i z hlediska „svého“ vzniku nezávislé. Tedy podíváme-li se na třetí vlastnost autokorelační funkce je zřejmé, že autokorelační délka je onou dostatečnou vzdáleností mezi dvěma body povrchu. Tedy tyto dva body vznikly nezávisle na sobě, každý při „jiné“ události.

#### 5. 4. 4 Fraktální parametry

Základy fraktální geometrie položil roku 1975 Benoit B. Mandelbrot [128-130]. Samotný termín fraktál je odvozen z latinského slova *fractus*, které se překládá jako rozbitý nebo zlomený. Naopak od klasické euklidovské geometrie, která se věnuje studiu pravidelných geometrických útvarů, jako jsou kružnice, trojúhelníky, čtverce, pravidelné mnohoúhelníky a mnohostěny, fraktální geometrie se zabývá studiem tvarů tak složitých, jako třeba hory, mraky, proudění plynů a kapalin, elektrické výboje atd., tedy tvary objektů, u kterých je popis euklidovskou geometrií vzhledem k jejich složitosti a komplexní povaze nepoužitelný [128-132]. Nezanedbatelný význam má fraktální geometrie například v biofyzice, kdy je jejího aparátu používáno ke studiu molekulárních struktur nesoucích naši genetickou informaci, tedy makromolekul RNA a DNA. Další využití nachází fraktální geometrie při studiu chaotických systémů, ať už se jedná o případy tak odlišné, jako je např. vyhodnocování signálů v medicíně (EKG nebo EEG) nebo naopak k popisu chování plazmy v Tokamaku [131]. Vedle těchto reálných fraktálních objektů existují matematické fraktály, které byly často známy již dlouho před zavedením fraktální geometrie, ale pro své atypické chování byly tyto podivné objekty obecně považovány za neúčinné. Mezi nejčastěji uváděné příklady matematických fraktálů patří útvary jako Weierstrassova funkce (1872), křivka Von Kochova (1904), apod. V oblasti únavy materiálů se fraktální geometrie používá například pro popis únavové trhliny [1,101,132-137]. Dalším příkladem využití fraktální geometrie v materiálových vědách je např. její použití k popisu geometrie hranic zrn polykrystalických materiálů [101,132-137].

Samotný fraktál je množina, jejíž Hausdorffova dimenze  $D_H$  je výrazně větší než její topologická dimenze. Fraktály je možno také definovat poněkud jednodušeji, jako geometrický objekt, který je soběpodobný. To znamená, že ať pro pozorování daného útvaru použijeme jakékoliv možné zvětšení nebo rozlišení, budeme neustále pozorovat stále tentýž opakující se určitý charakteristický tvar. Případně se může jednat o na pohled velmi složitý útvar, ale jeho tvar je vytvářen opakovanou aplikací jednoduchých pravidel.

Soběpodobnost (*Self-similarity*) je tedy invariancí studovaného objektu vůči změnám měřítka. Tuto vlastnost geometrického útvaru lze numericky vyjádřit neceločíselnou konstantou, zvanou fraktální dimenze. Fraktální dimenze  $D$  studovaného objektu nabývá hodnot z intervalu daného jeho topologickou dimenzí a topologickou dimenzí prostoru, v němž se daný objekt nalézá. V případě reálných přírodních objektů, jako jsou například lomové povrchy, hovoříme o soběpodobnosti statistické povahy. Je to dáno tím, že při zvětšení lomové plochy se objeví jemnější struktura, která není nutně zcela identická, ale její statistické charakteristiky zůstávají stejné. Značná náročnost přímého výpočtu Hausdorffovy míry  $\Gamma_H^d$  si vynutila výpočty fraktální dimenze odvozené z mnoha jiných, pro praxi použitelnějších metod. Mezi nejčastěji používané postupy výpočtu fraktálních dimenzí křivky patří: obvodová metoda  $D_D$ , metoda počítání čtverců  $D_B$ , metoda Minkowského  $D_M$ , metoda strukturní funkce  $D_{SF}$  a metoda hustoty výkonového spektra  $D_G$ . Použitím kterékoliv metody bychom měli teoreticky dospět ve všech případech k téže hodnotě fraktální dimenze  $D_H$  (tj.  $D_D = D_B = \dots = D_H$ ). Ve skutečnosti však hodnoty zjištěné různými metodami mohou být odlišné, což lze vysvětlit přítomností zaokrouhlovacích chyb [1,132,138].

V této práci bylo pro výpočet fraktální dimenze použito metody obvodové a metody počítání čtverců (*box counting*) [139,140]. Výpočet fraktální dimenze obecně probíhá tak, že je stanovena směrnice závislosti míry studovaného objektu  $M$  na velikosti použité měřicí jednotky  $\varepsilon$  v log-log souřadnicích. V případě obvodové metody je měřicí jednotkou délka úsečky  $\varepsilon_D$ , která pokryje studovanou fraktální křivku a mírou  $M$  je naměřená aproximativní délka. Obvodová délka je pak vyjádřena vztahem

$$L(\varepsilon_D) \propto \varepsilon^{-(1-D_D)}. \quad (6.12)$$

V případě metody počítání čtverců je plocha, na níž je studovaná křivka, rozdělena čtvercovou sítí a je počítán počet čtverců  $N$  o hraně  $\varepsilon_B$ , které pokryjí analyzovanou křivku. U této metody je mírou  $M$  naměřená plocha čtverců pokrývajících křivku a měřicí jednotkou je strana čtverce  $\varepsilon_B$ . Metoda počítání čtverců je definována následující rovnicí

$$N(\varepsilon_B) \propto \varepsilon^{-D_B}. \quad (6.13)$$

Výpočet plošné fraktální dimenze je podstatně obtížnější a většina metod je založena na předpokladu souvislosti mezi plošnou fraktální dimenzí  $D_S$  a fraktální dimenzí hraniční křivky, vzniklé jako průsečík roviny a studovaného povrchu [1,101,132].



Jak již bylo uvedeno u reálných objektů, jako jsou např. lomové plochy, má *soběpodobnost* statistickou povahu. Proto je často vhodnější uvažovat s obecnější vlastností než je *soběpodobnost*, což je *soběpříbuznost* (*self-afinity*) [141-144]. Zjednodušeně lze říci, že v případě *soběpodobnosti* se mění pouze rozměr, např. strany trojúhelníku mění svou velikost, ale úhly se zachovávají a v případě *soběpříbuznosti* se mění u opakujících se trojúhelníků délky stran i úhly [132]. Tedy pravidelný *soběpříbuzný* útvar, resp. jednotlivé elementy tohoto objektu, jako např. ramena výše zmiňovaných trojúhelníků jsou invariantní vůči afinní transformaci, popsané transformačními vztahy [1,132,138]

$$x_T \rightarrow x\lambda_x, \quad y_T \rightarrow y\lambda_y, \quad z_T \rightarrow z\lambda_z, \quad (6.14)$$

kde pro jednotlivé koeficienty kontrakce platí vztahy  $\lambda_y \propto \lambda_x^{\nu_y}$  a  $\lambda_z \propto \lambda_x^{\nu_z}$ . Pro případ  $\lambda_z$  lze pomocí substituce získat vztah  $\lambda_z \propto \lambda_x^H$ . Exponent  $H$  vyjádřený poměrem  $H = \nu_z / \nu_y$ , je tzv. exponent drsnosti nebo Hurstův exponent  $H \in (0;1)$  [1,132]. *Soběpodobnost* je potom speciálním případem *soběpříbuznosti*, pro niž je splněna podmínka  $\lambda_x = \lambda_y = \lambda_z$ . Obě souřadnice  $x$  a  $y$  si jsou v případě izotropních povrchů zcela rovny, tj.,  $\lambda_x = \lambda_y$ , tedy Hurstův exponent je roven  $H = \nu_z$ . Rovnost  $H = \nu_z$  je též platná pro jakoukoliv *soběpříbuznou* křivku definovanou v rovině [1,132].

Nejčastěji je Hurstův exponent počítán pomocí metody VBM (*variable bandwidth metod*) [1,138]. Princip této metody spočívá ve výpočtu směrodatné odchylky výškových souřadnic  $z_i$ , tj. lokální hodnoty parametru  $R_q$ , jednotlivých úseků studovaného profilu příslušejících pohyblivým oknům o velikosti  $\varepsilon_w^2$ , které rozdělují profil na  $k$  elementárních dílů. Poté je stanovena funkční závislost průměrné hodnoty parametru  $R_q$  na velikosti parametru  $\varepsilon_w^2$ . Hurstův exponent je tedy vypočten pomocí vztahu

$$\frac{1}{k} \sum_{i=0}^{k-1} R_{qi}(\varepsilon_w^2) \propto \varepsilon^{-H}. \quad (6.15)$$

Je zřejmé, že se stejně jako v případě fraktálních dimenzí jedná o metodu založenou na hledání směrnice exponenciální závislosti v log-log souřadnicích. Význam Hurstova exponentu spočívá především v tom, že kvantifikuje míru vnitřní náhodnosti studovaného systému, resp. studovaného děje. Různé práce ukazují, že lomové plochy kovových materiálů lze považovat za *soběpříbuzné* a tudíž u nich Hurstův exponent dává smysluplné výsledky a naopak sypké materiály, jako např. keramika, betony atd. vykazují *soběpodobnost*, a tudíž v tomto případě je možno efektivně použít fraktální dimenze  $k$  popisu lomového povrchu [132,141-144].

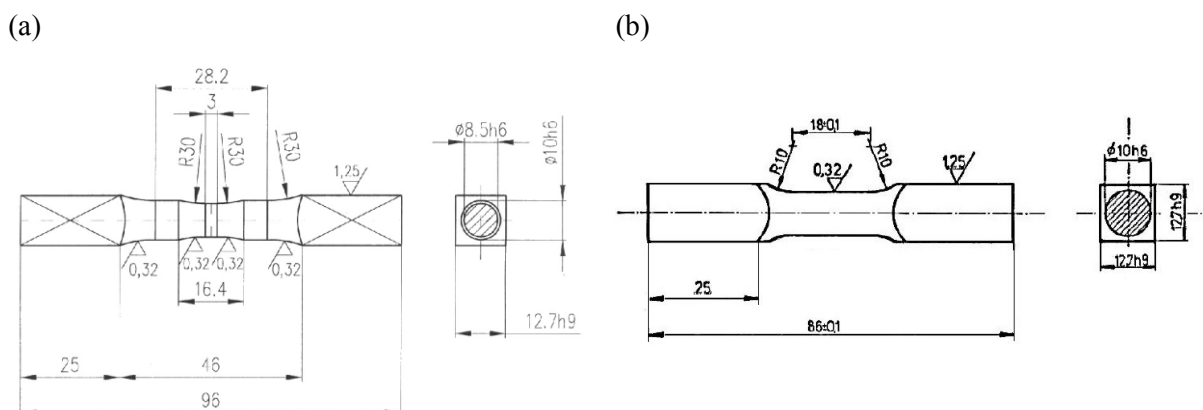
## **Část II.**

### **Tvůrčí část**

## 6. Životnost při biaxiálním zatěžování

### 6.1 Materiál a vzorky

Geometrie vzorků, použitých k únavovým experimentům, je zobrazena na obr. 6.1 (a). Tvar vzorků použitých v práci [21,22] je zobrazen na obr. 6.1 (b). Důvodem modifikace tvaru vzorků zúžením ve středu tělesa je ta skutečnost, že u staršího provedení vzorků nebyla jednoznačně definována oblast lomu. Zúžení je realizováno relativně velkým radiem, takže tuto oblast nelze považovat za koncentrátor napětí.



Obr. 6.1 Geometrie vzorků pro studium biaxiálního zatěžování. (a) Vzorky použité v této práci. (b) Vzorky studované v práci [21, 22].

Vzorky byly vyrobeny z vysocepevné nízkolegované oceli 41 5340 (ČSN 15 340) o mezi kluzu  $R_{p0,2} = 840$  MPa a mezi pevnosti  $R_m = 950$  MPa. Podrobněji jsou mechanické vlastnosti použitého materiálu při aplikaci monotónního zatížení diskutovány v tab. 6.1. Příslušné hodnoty byly též ověřeny v práci [70], kde byla též realizována analýza chemického složení, viz tab. 6.2. K analýze bylo použito optické emisní spektroskopie v doutnavkovém výboji. Analýza struktury této oceli ukázala, že se jedná o popouštěný martenzit, který se vyznačuje relativně vysokou přítomností oxidických a sulfidických vměstků. Oxidické vměstky (netvářené) mohou způsobovat pokles meze únavy, zatímco negativní vliv sulfidických vměstků na únavovou odolnost je nižší [21,22]. Netvářené vměstky byly při fraktografické analýze identifikovány jako místa iniciace únavových mikrotrhlin. Tepelné zpracování použitého materiálu ukazuje tab. 6.3. Relativně vysoký obsah legujících prvků jako Cr, Al, Mo určuje tuto ocel k výrobě součástí s ořezávacím nitridovaným povrchem, vyznačujících se především značnou odolností vůči opotřebení při pracovních teplotách dosahujících až 600 °C. Technologie plasmové nitridace a při ní probíhající fázové transformace, spolu s jejím vlivem na změnu struktury a únavu materiálu, byla podrobně popsána v kapitole 4. Plasmová nitridace byla realizována

v nitridačním zařízení PN60/60 od německé firmy Rübiger AG. Parametry nitridačního procesu, použité k zušlechtnění studovaných vzorků, jsou uvedeny v tab. 6.4. Průběh mikrotvrdosti zobrazuje obr. 6.2. Metalografický výbrus (viz. obr. 6.3) ukazuje, že u použitých vzorků nedošlo k tvorbě tzv. bílé vrstvy, která má negativní vliv na únavovou odolnost. Mechanické vlastnosti materiálu po nitridaci jsou tyto: mez kluzu  $R_{p0,2} = 871 \text{ MPa}$ , mez pevnosti  $R_m = 1020 \text{ MPa}$  a tvrdost nitridovaného povrchu  $HV_{max} = 1280$ , přičemž tloušťka nitridované vrstvy je  $h_{nitr} \approx 200 \mu\text{m}$ .

Ocel	$R_e$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A$ [%]	$Z$ [%]	$KC$ [J.cm <sup>-2</sup> ]
41 5340	min.785	981-1128	min. 12	min.45	78
41 5340	650	860	15	-	-
41 5340	834-844	934-966	13,8-14,5	49,2-52,1	-

Tab.6.1: Mechanické vlastnosti ocelí 41 5340 ( ČSN 15 340 ) [21,22,145]. Druhý řádek obsahuje informativní hodnoty odečtené z popouštěcích diagramů. Hodnoty v třetím řádku byly získány na trhacím stroji ZWICK viz [70]. Veličina  $A$  je tažnost a  $KC$  značí vrubovou houževnatost.

prvek	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Al	Cu	P	S
ČSN 415340	0,357	0,468	0,292	1,49	0,112	0,194	0,009	1,4	0,073	0,006	0,005

Tab. 6.2: Chemické složení oceli 41 5340 ( ČSN 15 340 ) [66].

Tepelné úpravy	Teplota [C°]	Čas [min]	Chladicí medium
Normalizační žíhání	900	25	vzduch
Kalení	900	30	olej
Popouštění	650	40	olej

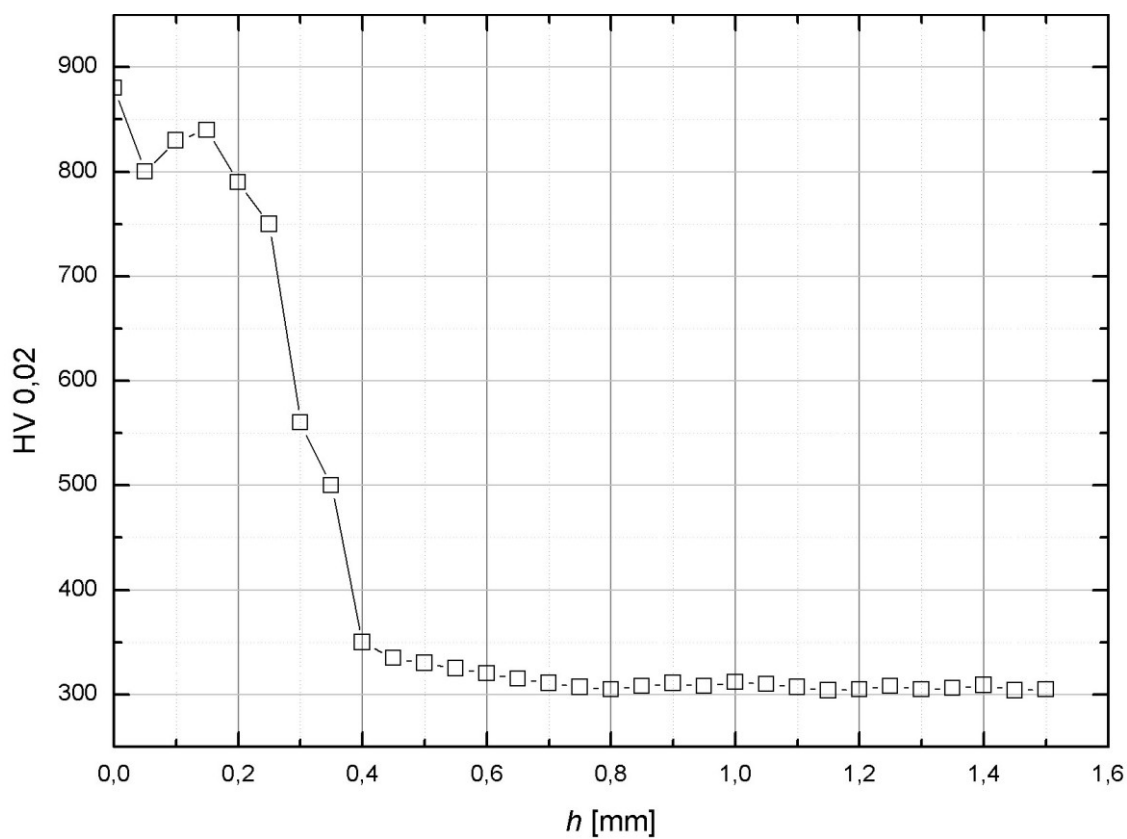
Tab. 6.3: Tepelné úpravy materiálu. Měříme čas, který uplynul od vložení nitridovaného vzorku do pece [66].

Operace	Teplota [C°]	Stěna [C°]	Poměr plynů (N <sub>2</sub> :H <sub>2</sub> )	Tlak [mbar]	U [V]	Puls [μs]	Čas [h]
Čištění	510	460	20:2	0,7	800	100	-
Nitridace	515	455	21:7	2,6	530	120	32

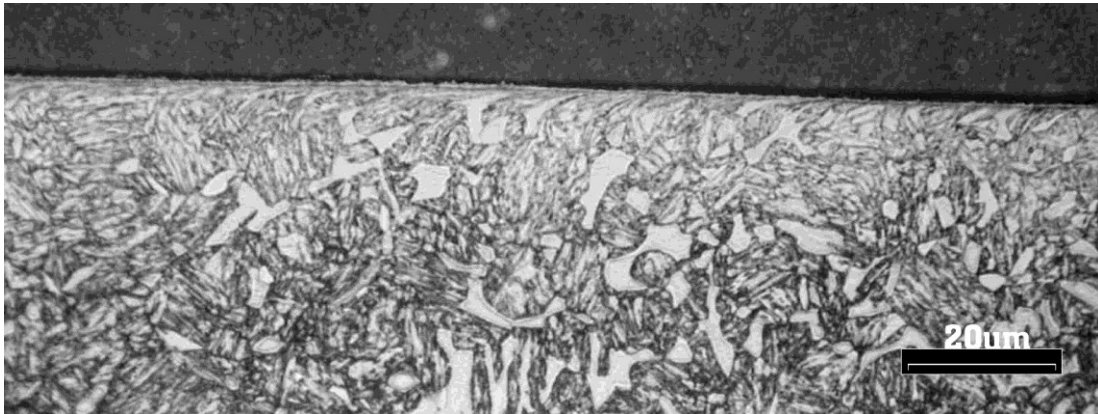
Tab. 6.4: Parametry nitridačního procesu [22].

Tvrdość měřená na povrchu		
HV 5	HV 10	HV 30
min. 1100	1050 – 1300	1050 – 1250

Tab. 6.5. Tvrdości měřená na povrchu ocelových vzorků po nitridaci plasmou, použitý materiál oceli 15 340 [70].



Obr.6.2 Průběhy mikrotvrdości.



Obr. 6.3 Metalografický výbrus povrchové vrstvy nitridů. Je zjevné, že nedošlo ke vzniku tzv. bílé vrstvy a povrchová vrstva je tvořena pouze tzv. difúzní vrstvou [22].

## 6. 2 Experimentální výsledky

Únavové experimenty byly realizovány užitím zatěžovacího stroje MZGS-100, který byl zkonstruován a vyroben na Technické Univerzitě Opole. Tento stroj umožňuje realizovat základní druhy soufázového multiaxiálního zatěžování. Konstrukce stroje umožňuje pracovat s kroutícím momentem v rozsahu 3,23 až 78,29 N.m [146]. Způsob únavového zatěžování studovaných vzorků je uveden v tab. 6.6. Všechny únavové experimenty byly realizovány při frekvenci 29 Hz, symetrickém zatěžovacím cyklu ( $R = -1$ ), sinusovém ohybu a krutu a jejich synchronní soufázové kombinaci. Experimenty byly provedeny při pokojové teplotě. Způsob zatěžování je popsán parametrem  $z$  (v dalším textu označovaný jako *součinitel zatížení*, resp. angl. *loading ratio*)

$$z = \frac{\tau_a}{\tau_a + \sigma_a}. \quad (6.1)$$

Z definice součinitele  $z$  je zřejmé, že v případě prostého krutu je  $z=1$  a prostého ohybu  $z=0$ . Kombinovanému namáhání potom odpovídá hodnota  $0 < z < 1$ .

Při predikci únavové životnosti podle multiaxiálních kritérií používáme jako vstupní hodnoty časované pevnosti. Odhad časované pevnosti v ohybu  $\sigma_c$  a krutu  $\tau_c$  pro průměrnou životnost  $N_{f,p}$  je realizován interpolací, resp. extrapolací experimentálně zjištěných časovaných pevností v ohybu a v krutu, viz tab. 6.6.

Vzorky bez vrstvy				Nitridované vzorky			
$\sigma_a$ [MPa]	$\tau_a$ [MPa]	$N_f$ [-]	$\langle N_f \rangle$ [-]	$\sigma_a$ [MPa]	$\tau_a$ [MPa]	$N_f$ [-]	$\langle N_f \rangle$ [-]
650	0	286000	229667	650	0	4198000	3454500
650	0	171000		650	0	2711000	
650	0	232000		0	450	4563000	
0	450	132000	126000	0	550	507000	1030128
0	450	120000		555	202	1512560	
0	430	198000		555	202	1909000	
555	202	160000	180500	343	343	1826000	
555	202	201000		150	425	1551520	
150	414	178000	151450	150	414	3448000	
150	414	124900		703	259	320880	
343	343	152000		201	543	206000	
450	300	150500		0	560	395000	
400	300	228500		0	620	756000	
0	120	$>10^7$		0	520	$>10^7$	
0	500	139920		790	0	1393740	
0	400	705200		1539	0	13000	
0	380	$>10^7$		850	0	324000	
0	580	56700		900	0	307800	
0	300	$>10^7$		460	460	1016010	
0	390	4475000	2469000	740	270	518500	
0	390	463000		850	310	259700	
900	0	13100		680	250	2984100	
620	0	1229400		430	430	875100	
790	0	129600		510	510	201800	
350	350	667800		180	500	$>6082000$	
140	385	1700150	1058920	990	0	152300	
140	385	265400		0	580	$>10^7$	
575	210	417690		650	0	4198000	
550	200	1252000		650	0	2711000	
330	330	1099100					
650	0	286000					
650	0	171000					

Tab. 6.6 Výsledky únavových experimentů. Veličiny  $\sigma_a$  a  $\tau_a$  jsou amplitudy aplikovaných napětí pro ohyb a krut.  $N_f$  je počet cyklů do lomu.

Nejprve realizujeme výpočet průměrných životností  $N_{f,p}$  pro jednotlivá zatěžování. Aplikací metody nejmenších čtverců stanovíme regresní rovnice pro Wöhlerovu křivku [21,22,70]. Protože předpokládáme, že v logaritmických souřadnicích má závislost  $\sigma_c$  na  $N_f$ , resp.  $\tau_c$  na  $N_f$  lineární charakter, je regresní analýza aplikována na závislosti ( $\log \sigma_c$  vers.  $\log N_f$ ), resp. ( $\log \tau_c$  vers.  $\log N_f$ ). Příslušné regresní rovnice jednoosé Wöhlerovy křivky čistého ohybu a krutu pro vzorky bez vrstvy mají tvar

$$\log \sigma_{c,p} = -0,08963 \log N_{f,p} + 3,31582, \quad (6.2)$$

$$\log \tau_{c,p} = -0,08882 \log N_{f,p} + 3,13412. \quad (6.3)$$

A pro vzorky s nitrídanou vrstvou

$$\log \sigma_{c,p} = -0,14873 \log N_{f,p} + 3,78261, \quad (6.4)$$

$$\log \tau_{c,p} = -0,09046 \log N_{f,p} + 3,31899. \quad (6.5)$$

Index  $p$  označuje průměrnou hodnotu.

### 6. 3 Predikce únavové životnosti

Chybové indexy  $I$  pro jednotlivá kritéria z druhé kapitoly byly určeny pomocí vztahu (3.84), přičemž platí vztahy:

#### Goughovo - Pollardovo kritérium

$$I = \left( \sqrt{\left( \frac{\sigma_a}{\sigma_c} \right)^2 + \left( \frac{\tau_a}{\tau_c} \right)^2} - 1 \right) \cdot 100. \quad (6.6)$$

#### Goughovo - Pollardovo kritérium pro křehké materiály (Brittle materials-BM)

$$I = \left( \sqrt{\left( \frac{\sigma_a}{\sigma_c} \right)^2 \left( \frac{\sigma_c}{\tau_c} - 1 \right) + \frac{\sigma_a}{\sigma_c} \left( 2 - \frac{\sigma_c}{\tau_c} \right) + \left( \frac{\sigma_a}{\sigma_c} \right)^2} - 1 \right) \cdot 100. \quad (6.7)$$



### **Findleyovo kritérium**

$$I = \left( \frac{\tau_{a,\max} + \kappa \sigma_{n,\max}}{\lambda} - 1 \right) \cdot 100. \quad (6.8)$$

### **Matakovo kritérium**

$$I = \left( \frac{\tau_{a,\max} + \kappa_M \sigma_{n,\max}}{\lambda_M} - 1 \right) \cdot 100. \quad (6.9)$$

Tato dvě kritéria (Matakovo a Findleyovo) se liší pouze hodnotou parametrů, viz. kap.2.

### **McDiarmidovo kritérium**

$$I = \left( \frac{\tau_{a,\max}}{\tau_c} + \frac{\sigma_{n,\max}}{2R_m} - 1 \right) \cdot 100. \quad (6.10)$$

### **Spagnoliho kritérium**

$$I = \left( \sqrt{\frac{\tau_{a,\max}^2}{\tau_c^2} + \frac{\sigma_{n,\max}^2}{\sigma_c^2}} - 1 \right) \cdot 100. \quad (6.11)$$

### **Papadopoulusovo kritérium – CPA**

$$I = \left[ \frac{1}{\lambda} \left( \kappa \tau_z + \left( 3 - \frac{3\kappa}{2} \right) \sigma_{h,\max} \right) - 1 \right] \cdot 100. \quad (6.12)$$

### **Marinovo kritérium**

$$I = \left( \frac{\sqrt{3J_{2,a}}}{\sigma_c} - 1 \right) \cdot 100. \quad (6.13)$$

### Sinesovo kritérium

$$I = \left( \frac{\sqrt{J_{2,a}}}{\lambda} - 1 \right) 100. \quad (6.14)$$

### Crosslandovo kritérium

$$I = \left( \frac{\sqrt{J_{2,a}} + \kappa \sigma_{h,\max}}{\lambda} - 1 \right) 100. \quad (6.15)$$

### Kakunovo - Kawadovo kritérium

$$I = \left[ \frac{1}{\tau_c} \left( \sqrt{J_{2,a}} + \left( \frac{3\tau_c}{\sigma_c} - \sqrt{3} \right) \sigma_{h,a} \right) - 1 \right] 100. \quad (6.16)$$

### Dang Vanovo kritérium

$$I = \left( \frac{\tau_{a,\max} + \kappa \sigma_h}{\lambda} - 1 \right) 100. \quad (6.17)$$

### Papadopoulosovo kritérium- IA

$$I = \left[ \frac{1}{\tau_c} \left( \sqrt{\frac{\sigma_a^2}{3} + \tau_a^2} + \frac{\sigma_a}{3} \left( \frac{3\tau_c}{\sigma_c} - \sqrt{3} \right) \right) - 1 \right] 100. \quad (6.18)$$

### Kritérium Gonçalves, Araújo a Mamiya -GAM

$$I = \left[ \frac{1}{\lambda} \left( \frac{\kappa - 1}{\sqrt{2} \left( 1 - \frac{1}{\sqrt{3}} \right)} \sqrt{\sum_{i=1}^5 d_i^2} + \frac{\sqrt{3} - \kappa}{\sqrt{3} - 1} \sigma_{1,\max} \right) - 1 \right] 100. \quad (6.19)$$

Povrchová úprava	Vzorky bez vrstvy		Nitridované vzorky	
	$I_P$ [%]	$I_{AP}$ [%]	$I_P$ [%]	$I_{AP}$ [%]
Gough - Pollard	-13,29	15,6	-9,55	17,62
Gough – Pollard –BM	23,67	72,612	84,42	47,26
Mod. Gough - Pollard	-7,36	8,49	-5,35	9,21
Mod. Gough – Pollard –BM	-2,68	6,17	-0,25	6,77
Findley	-3,38	7,08	-0,87	8,62
Matake	-3,04	7,04	-0,18	8,32
McDiarmid	-3,02	7,08	1,72	8,65
Spagnoli	-3,13	7,25	-0,35	8,56
Papadopoulos-CPA	-6,30	11,08	-6,70	16,56
Marin	-0,06	5,93	4,04	8,72
Sines	-11,23	11,85	12,82	12,32
Crossland	-5,42	7,28	-2,47	8,65
Kakuno - Kawado	-5,42	7,28	-2,46	8,65
Dang Van	-3,03	7,35	-0,35	8,45
Papadopoulos - IA	-5,34	7,66	-2,35	8,46
GAM	-5,38	7,66	-2,38	8,92

Tab. 6.7 Průměrné hodnoty chybových indexů  $I_P$  pro jednotlivá kritéria a průměrné hodnoty jejich absolutních hodnot  $I_{AP}$ .

Konstanty  $\kappa$  a  $\lambda$  mají odlišné hodnoty pro různá kritéria a byly určeny pomocí vztahů uvedených v kapitole 2. Chybový index některých kritérií (vztah Gough-Pollardův a jeho modifikaci pro křehké materiály) bylo třeba za účelem srovnání s ostatními kritérii odmocnit (oprávněnost tohoto kroku je však sporná, viz diskuse níže) [42]. Tato kritéria, resp. jejich modifikace, jsou v tabulce označeny zkratkou Mod. Samotný výpočet chybových indexů byl realizován několika způsoby. Nejjednodušší kritéria byla vypočtena pomocí Excelu. Poté byl k výpočtu použit program, vypracovaný v rámci diplomové práce [22]. Tento program, napsaný v jazyce Perl, byl poněkud modifikován a umožňuje vypočítat tato kritéria: Goughovo- Pollardovo včetně jeho modifikace pro křehké materiály, kritérium Matakeovo, Sineovo, Crosslandovo, Papadopoulosovo, Marinovo, McDiarmidovo, Findleyovo a Dang Vanovo.

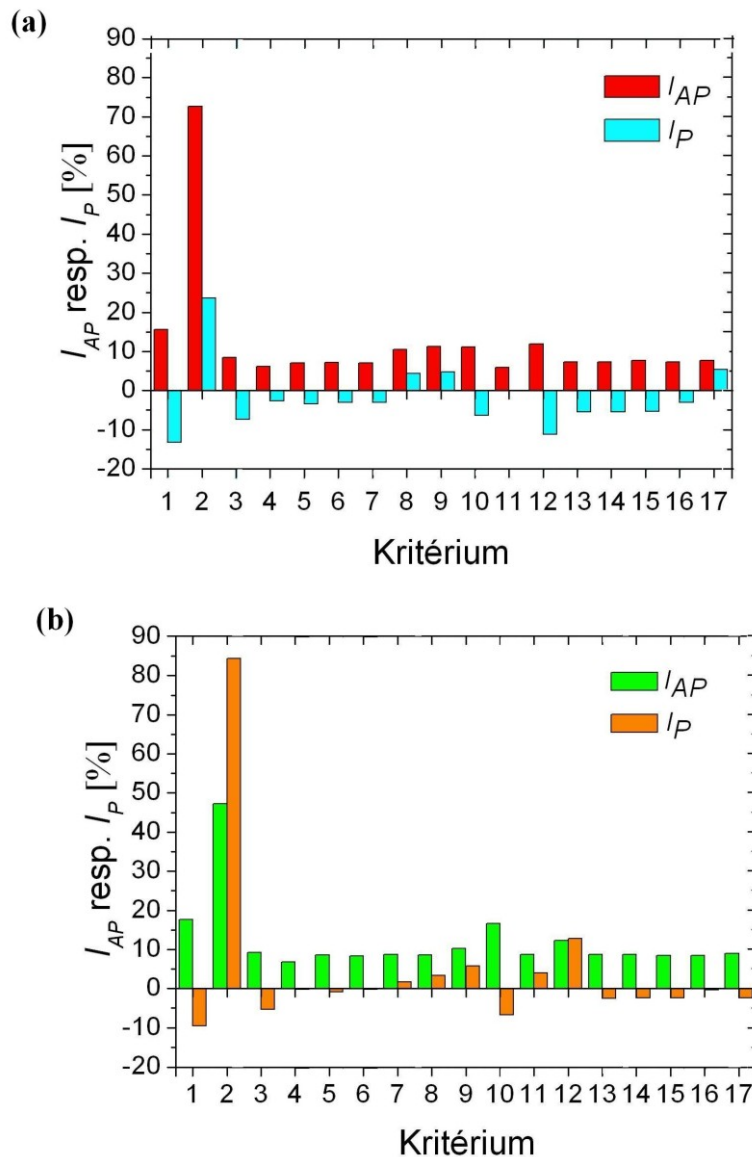
Všechna kritéria uvedená v této práci včetně těch kritérií, která byla vypočtena v Excelu nebo programem napsaným v jazyce Perl, byla následně vypočtena programem vytvořeným v Delphi 6. Při práci s tímto programem je třeba definovat geometrii tělesa tak, aby bylo možno prostřednictvím samostatné procedury definovat napěťové poměry v tělese. Dále byly realizovány výpočty pomocí programu realizovaného v rámci práce [36] a programu Ing. R. Nemeše vytvořeného v prostředí Delphi 5. Rozdíly mezi

hodnotami chybových indexů, vypočtených různými programy, byly shledány nepodstatnými (řádu  $10^{-1}$  %).

V případě kritéria Spagnoliho lze jednoznačně preferovat výsledek vypočtený programem vytvořeným v prostředí Delpi. Důvodem tohoto výběru bylo, že v tomto případě bylo na rozdíl od práce [31] dosaženo značné shody s kritériem Matakeovým (srovnej hodnoty Spagnoliho kritéria vypočtené programem  $I_P = -3,13$  resp.  $I_{AP} = 7,25$  a hodnoty prezentované v práci [31]  $I_P = 4,33$  resp.  $I_{AP} = 10,5$  s hodnotami kritéria Matakeova), což je vlastnost na niž se běžně upozorňuje v literatuře [36]. Kritérium Gonçalves a kol. (GAM) vykazuje vysokou shodu s kritériem Papadopoulusovým. Za hlavní výhodu kritéria GAM lze především považovat to, že umožňuje rychlejší numerický výpočet, což je výhodou především při zpracování většího objemu dat [36,55]. Nepřesnost ve výpočtu kritérií uvedených v práci [31] pravděpodobně souvisí s nevhodnou definicí vstupních parametrů pro numerické zpracování.

Srovnání jednotlivých kritérií dle hodnoty chybového indexu obsahuje tabulka 6.6. Tato tabulka obsahuje průměrné hodnoty chybového indexu  $I_P$  a průměrné hodnoty chybového indexu  $I_{AP}$  z jeho absolutních hodnot. Levé dva sloupce přitom jsou hodnoty vypočtené pro případ vzorků bez vrstvy a druhé dva sloupce ukazují chybové indexy pro případ nitrídaných vzorků. Na obr. 6.5 je graficky zobrazena průměrná hodnota chybových indexů pro jednotlivá kritéria.

Z tabulky je zřejmé, že za nejlepší predikci únavové životnosti dává, pro případ vzorků bez vrstvy, kritérium Marinovo. Pro případ vzorků s vrstvou kritérium Matakeovo. Marinovo kritérium, které dává nejpřesnější odhad životnosti ( $I_P = -0,06\%$ ), patří do skupiny kritérií založených na napětových invariantech. Z tohoto hlediska by bylo možno právě tento přístup považovat za nejefektivnější pro popis únavových experimentů. Další dvě nejúspěšnější kritéria patří do skupiny kritérií založených na kritické rovině. Pokud však budeme posuzovat všechna kritéria je zřejmé, že většina kritérií založených na kritické rovině dává velice podobné výsledky (většina hodnot  $I_P$  se pohybuje v blízkosti hodnoty  $-3\%$ ), které jsou lepší než hodnoty získané aplikací kritérií založených na napětových invariantech (většina hodnot  $I_P$  se pohybuje v blízkosti hodnoty  $-5\%$ ). Z kritérií založených na kritické rovině se jeví jako efektivnější ta kritéria, u nichž je kritická rovina určena pomocí maximalizace smykového napětí oproti přístupu založeném na maximálním poškození.



Obr. 6.5 (a) Průměrné a průměrné absolutní hodnoty chybového indexu  $I_P$  a  $I_{AP}$  pro vzorky bez vrstvy. (b) pro vzorky nitridované. Kritérium: (1) Goughovo - Pollardovo, (2) Goughovo - Pollardovo pro křehké materiály, (3) Modifikované Goughovo - Pollardovo, (4) Modifikované Goughovo - Pollardovo pro křehké materiály, (5) Findleyovo, (6) Matakeovo, (7) McDiarmidovo, (8) Spagnoliho, (9) Papadopoulusovo-CPA, (10) Marinovo, (11) Sinesovo, (12) Crosslandovo, (13) Kakunovo - Kawadovo, (14) Dang Vanovo, (15) Papadopoulusovo - IA, (16) Gonçaves, Araújo a Mamiya.

## 6. 4 Srovnání životnosti vzorků s vrstvou a bez vrstvy

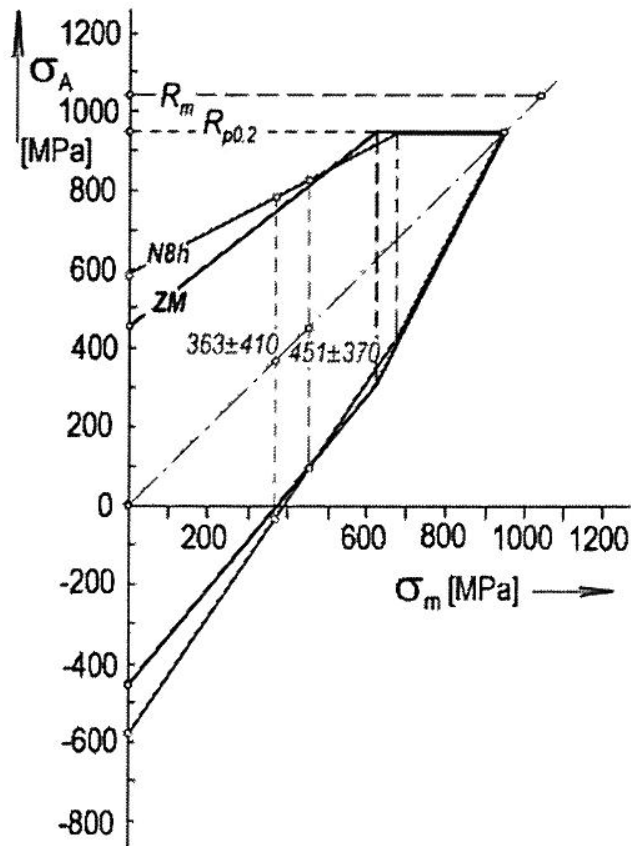
### 6. 4. 1 Jednoosé zatěžování

Práce [66] se věnuje srovnání vlivu plasmové nitridace na únavovou životnost ocelových vzorků při jednoosém namáhání v tahu-tlaku a při zatěžování kombinací ohyb-kрут. Na rezonančním testovacím přístroji Rumul-Mikrotron 20 kN byly realizovány únavové testy nitridovaných vzorků a vzorků bez vrstvy tahem a tlakem. Válcové vzorky byly vyrobeny z oceli ČSN 15 340 o průměru 5 mm. Povrchová vrstva vzorků má hloubku  $h_N = 0,2$  mm (doba nitridace 8 hod.) nebo  $h_N = 0,4$  mm (32 hod.). Namáhání bylo realizováno ve dvou zátěžných módech ( $R = 0,1$  a  $R = -0,053$ ). Hodnoty součinitele asymetrie byly voleny s ohledem na možnosti testovacího stroje. Frekvence zátěžného cyklu byla 80Hz. Vliv asymetrie zatěžování na únavovou životnost ukazuje Smithův diagram (obr. 6.6) sestavený užitím mezních hodnot životnosti obsažených v tab. 6.8. Z tohoto diagramu lze stanovit životnosti pro  $R = -1$ .

Asymetrie cyklu		$R = -0.053$		$R = 0,1$		$R = -1$
Zpracování	$h_N$ [mm]	$\sigma_m$ [MPa]	$\sigma_A$ [MPa]	$\sigma_m$ [MPa]	$\sigma_A$ [MPa]	$\sigma_{A0}^{*})$ [MPa]
bez vrstvy	-	335	$\pm 380$	440	$\pm 360$	$\pm 455$
Nitridace 8 hod	0,2	363	$\pm 400$	440	$\pm 360$	$\pm 600$
Nitridace 32 hod	0,4	354	$\pm 400$	451	$\pm 370$	$\pm 590$

Tab. 6.8 Mez únavy pro různé hodnoty asymetrie  $R$  [66].  $\sigma_{A0}$  - hodnoty odhadnuté ze Smithova diagramu pro střední napětí  $\sigma_m = 0$ .

Tab. 6.7 resp. diagram (obr. 6.6) ukazuje na závislost mezi nitridovanou vrstvou a únavovou životností. Přítomnost nitridované vrstvy způsobuje vzrůst meze únavy pro případ  $R = -1$ . Pokud je tahové zatížení převažující ( $R = -0,053$ ), je nárůst meze únavy nevýrazný. Pro případ čistě tahového zatěžování ( $R = 0,1$ ) je pozitivní vliv nitridované vrstvy na mez únavy zanedbatelný.



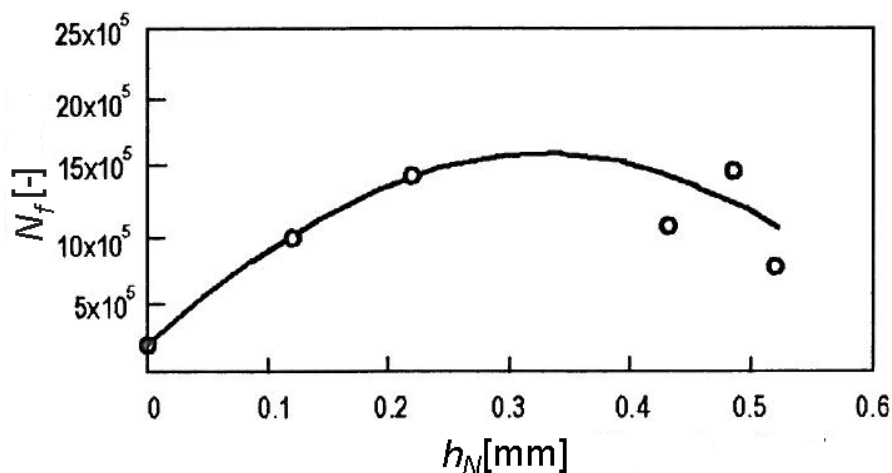
Obr. 6.6 Smithův diagram sestavený pro žíhané vzorky bez vrstvy a nitridované vzorky (doba nitridace 8 hod.) [66].

Vliv hloubky povrchové vrstvy na únavovou životnost byl měřen pro případ  $R = -0,053$ , ukazuje obr. 6.7. Z grafu je zřejmé, že optimální hloubka nitridované vrstvy je 0,35 mm, čemuž odpovídá doba nitridace 24 hod. Pro případ  $R = 0,1$  únavová životnost dokonce klesá s rostoucí hloubkou nitridace. To znamená, že silnější nitridovaná vrstva nemusí vždy vést k vyšší únavové životnosti. Pro každý typ zatěžování a každý druh oceli existuje určitá optimální hloubka nitridované vrstvy.

Velice důležitým faktorem ovlivňujícím únavovou životnost je tloušťka tzv. bílé vrstvy, viz kap. 4. Tato heterogenní vrstva je často místem iniciace trhliny. To bylo ověřeno experimentálně tak, že tato vrstva byla odstraněna broušením [70]. To vedlo k úplné změně typu lomu při vysokých hodnotách zatěžování. V případě vzorků, u nichž nedošlo k odstranění této vrstvy, docházelo k iniciaci trhliny uvnitř nitridované vrstvy. V případě, že došlo k odstranění bílé vrstvy, trhlina vždy iniciovala podpovrchem v základním materiálu mimo nitridovanou vrstvu. Tato změna byla provázena výrazným nárůstem

únavové životnosti. Redukce této nežádoucí vrstvy může být dosaženo také žíháním. Žíhání po nitridaci také vede k větší hloubce difúzní vrstvy a k redukci gradientu koncentrace dusíku v difúzní vrstvě. Zároveň však žíhání způsobuje pokles reziduálních napětí v difúzní vrstvě. Pro posouzení efektivity žíhání byly připraveny tři sady vzorků:

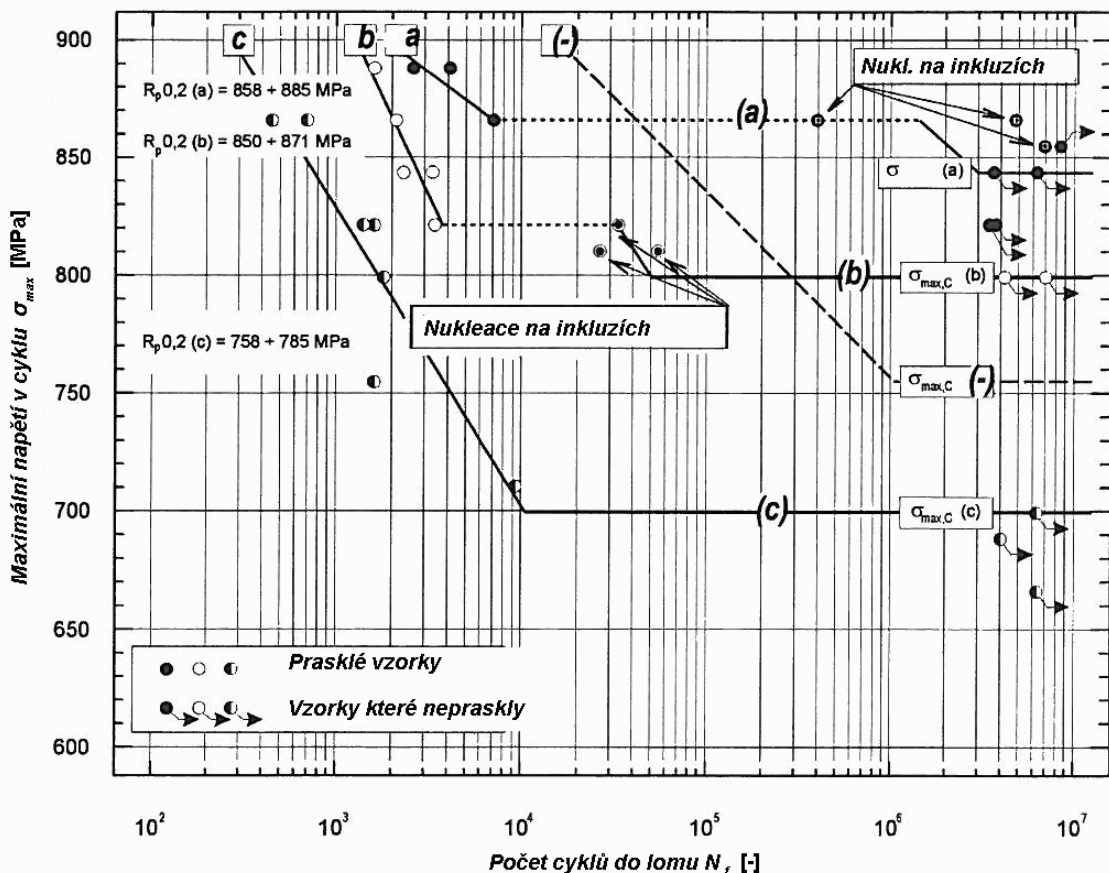
- hloubka nitridované vrstvy 0,2 mm, bílá vrstva 0,002 mm
- hloubka nitridované vrstvy 0,2 mm, bílá vrstva 0,004 mm
- žíhané vzorky (535 °C), hloubka nitridované vrstvy 0,6 mm, bez škodlivé vrstvy



Obr. 6.7 Vliv hloubky povrchové vrstvy na únavovou životnost [66]. Hodnota  $\sigma_{A0}$  byla stanovena ze Smithova diagramu pro  $\sigma_m = 0$ .

Výsledky tohoto experimentu ukazují obr. 6.8 jako S-N křivky, nakreslené pro maximální hodnoty napětí v zátěžném cyklu. Přerušovaná čára je zakreslena mez únavy vzorků bez vrstvy. Čáry (a), (b) a (c) korespondují s výše uvedenými typy vzorků. V obrázku obsahuje i hodnoty smluvní meze kluzu  $R_{p0,2}$ . Je zřejmé, že mez únavy nitridovaných vzorků (a) a (b) je vyšší než vzorků bez vrstvy (-). Vzorky s tenčí škodlivou vrstvou (a) vykazují zhruba o 5% vyšší mez únavy. Žíhání vede oproti předpokladu k výraznému snížení meze únavy. Tento jev lze vysvětlit poklesem reziduálních napětí způsobených vznikem vnitřních tahových napětí v povrchové vrstvě žíhaných vzorků.



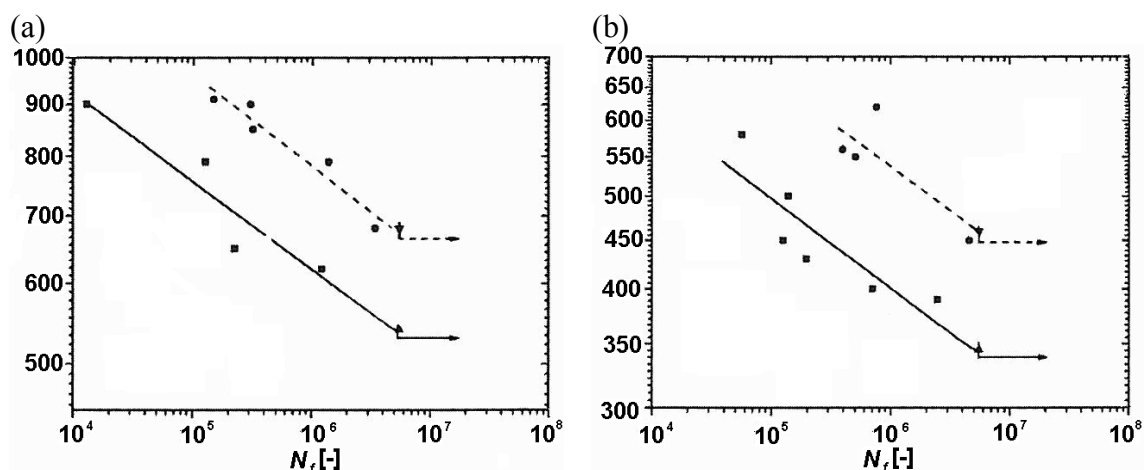


Obr. 6.8 S-N křivky pro ocel ČSN 15 340 [66]. (-) kalené a popouštěné vzorky při 650 °C; (a) nitridované vzorky s tloušťkou bílé vrstvy 0,002 mm; (b) nitridované vzorky s tloušťkou bílé vrstvy 0,004 mm; (c) vzorky žíhané po nitridaci při 535 °C.

Na obr. 6.8 lze rozpoznat určité znaky anomálního chování. Křivky životnosti rozdělují S-N diagram do dvou částí, na oblast nízkocyklové únavy (do  $10^4$  cyklů) a oblast vysokocyklové únavy. Každá z těchto oblastí se vyznačuje jiným způsobem iniciace trhliny. Únavový proces vzorků (a) a (b) s různými tloušťkami bílé vrstvy se vyznačuje určitou diskontinuitou S-N křivky, to lze vysvětlit tak, že při nízkocyklovém zatěžování dosáhne maximální tahové napětí meze pevnost nitridované vrstvy. Tedy únavový proces začíná popraskáním povrchové vrstvy a potom následuje rychlý postup únavové trhliny celým průřezem vzorku. To je důvod, proč je únavová životnost nitridovaných vzorků nižší než vzorků bez vrstvy. V oblasti VCÚ dochází k iniciaci trhliny na inkluzích v základním materiálu vzorku mimo nitridovanou vrstvu.

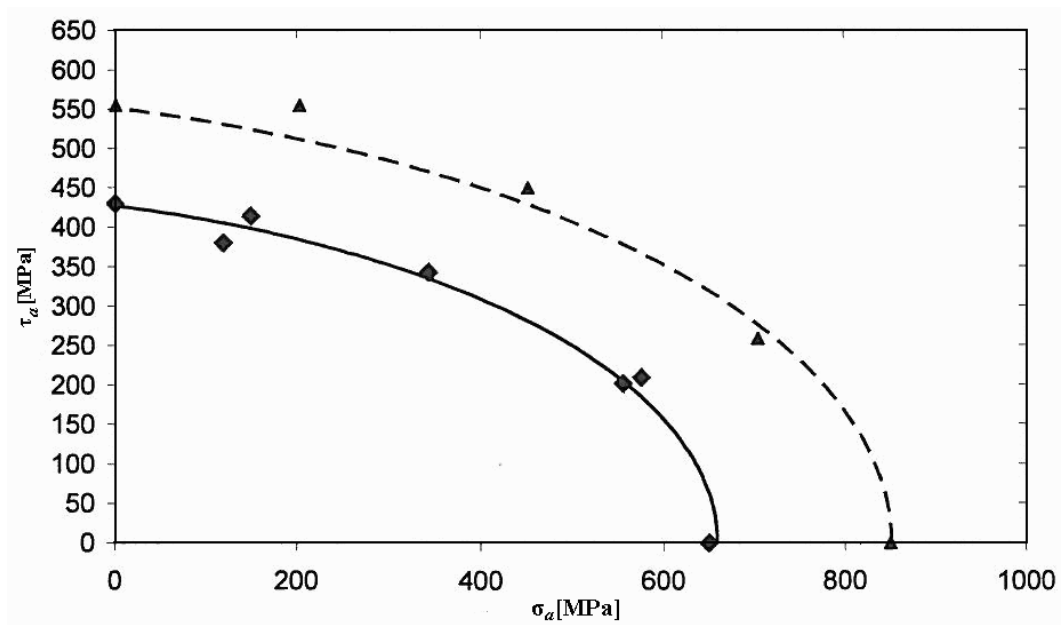
## 6. 4. 2 Zatěžování kombinací ohyb-krut

Většina strojních součástí není v praxi podrobena jednoosému zatěžování jako namáhání typu tah-tlak, ale je podrobena biaxiálnímu nebo multiaxiálnímu zatěžování. Namáhání velkého množství strojních součástí jako jsou klikové hřídele, nápravy nebo lopatky turbín dobře simulují únavové testy ohyb+krut. Wöhlerovy křivky pro čistý ohyb a čistý krut vzorků bez vrstvy lze sestavit užitím regresních rovnic (6.5) a (6.6). Wöhlerovy křivky nitridovaných vzorků sestavíme užitím (6.7) a (6.8). Tyto regresní křivky spolu s experimentálními body a vyznačenou mezí únavy ukazuje obr. 6.9. Tyto obrázky jasně ukazují, že únavovou životností mají v obou případech (čistý ohyb a čistý krut) vyšší nitridované vzorky než vzorky bez vrstvy. Maximální hodnota ohybového napětí byla u některých nitridovaných vzorků vyšší než smluvní mez kluzu. U těchto vzorků nebyl nikde pozorován skok únavové životnosti tak, jako v případě namáhání tah-tlak.



Obr. 6.9 Wöhlerovy křivky pro vzorky bez vrstvy (plná čára) a nitridované vzorky (přerušovaná čára) [66]: a) čistý ohyb; b) čistý krut.

Oba předchozí příklady lze chápat jako mezní případy kombinovaného zatěžování ohyb+krut. Z tab. 6.5 je zřejmé, že nitridované vzorky zatěžované kombinací ohybu a krutu vykazují výrazně vyšší únavovou životnost než vzorky bez vrstvy. To nejjasněji ukazují křivky konstantní životnosti ( $N_f = 3 \cdot 10^5$  cyklů) na obr. 6.10, dle Matakeova kritéria. I přes určitý rozptyl zakreslené experimentální body odpovídají stejné únavové životnosti. V celém rozsahu únavového života je odolnost nitridovaných vzorků asi o 25% vyšší, než v případě vzorků bez vrstvy. Tento nárůst je podobný vzrůstu únavové životnosti v případě namáhání tah-tlak v oblasti VCÚ, viz stať 6.4.1.



Obr. 6.10 Křivky konstantní životnosti ( $N_f = 3 \cdot 10^5$  cyklů), dle Matakeova kritéria [66].

## 7. Fraktografická analýza

### 7.1 Metody

Fraktografická analýza prezentovaná v této práci využívá těchto metod:

- 1) Stereofotogrammetrické rekonstrukce lomových ploch. Tato metoda byla použita ke stanovení drsností vybraných ploch a ke studiu komplementárních profilů.
- 2) Měření, využívající chromatické aberace. Tato metoda byla použita k určení rozměrů rybích ok na nitridovaných vzorcích a výšky a sklonu lomové plochy vzorků bez vrstvy. Základní nevýhodou použité metody byl malý výškový rozsah, který neumožňuje provádět měření na výrazně skloněných plochách s velkými výškovými rozdíly.
- 3) Měření optickým mikroskopem výšky a sklonu lomové plochy vzorků bez vrstvy a nitridovaných vzorků. Naopak od předchozí metody umožňuje provádět měření na výrazně skloněných plochách s velkými výškovými rozdíly, ale pouze s malou přesností.

Fyzikální principy metod byly vysvětleny v teoretické části práce. Zde se zaměříme na metodiku zpracování dat. Stereofotogrammetrické rekonstrukce vybraných oblastí zkoumaných lomových ploch byly realizovány za použití komerčního softwaru *MeX*. Základní výklad principů stereofotogrammetrické rekonstrukce je prezentován v kapitole páté, především pak v odstavci 5.2. Výstupem stereofotogrammetrické rekonstrukce, získané zpracováním jednoho stereopáru, je *\*.txt* soubor, obsahující souřadnice 3N homologických bodů rekonstruované plochy v souřadném systému  $x, y, z$ . Snímky studovaných oblastí lomového povrchu, použité k stereofotogrammetrické rekonstrukci, byly získány elektronovou rastrovací mikroskopií na mikroskopu Leica S440. Vzhledem k lokální topologii lomového povrchu byl zvolen relativní náklon mezi snímky stereopáru v intervalu  $10^\circ - 15^\circ$ . V práci byly s ohledem na použité zvětšení provedeny čtyři odlišné typy měření, ty jsou dále označovány velkými písmeny A, B, C a D. Volba použitých zvětšení byla ovlivněna potřebou získat soubory dat, které by byly srovnatelné s výsledky prací [1,3-5]. Základní informace o jednotlivých typech snímků, jako jsou zvětšení, rozlišení a počet  $N$  zjištěných bodů použitých bitmapových snímků, jsou uvedeny v tab. 7.1.

Typ měření	Zvětšení	Rozlišení snímku	N
A	55x	1024x768x8bpp	300000
B	150x	1024x768x8bpp	300000
C	250x	1024x768x8bpp	300000
D	700x	1024x768x8bpp	300000

Tab.7.1: Parametry realizovaných stereofotogrammetrických měření.

Výstupem stereofotogrammetrické rekonstrukce realizované softwarem *MeX* je soubor, obsahující 3N rozměrný vektor, který reprezentuje souřadnice bodů lomové plochy. Mimo samotné trojrozměrné rekonstrukce snímané oblasti umožňuje program *MeX* realizovat profilovou, plošnou i objemovou analýzu naměřeného souboru topologických souřadnic. S jeho pomocí lze realizovat i výpočet několika základních parametrů drsnosti a fraktální dimenzi profilu a plochy. V této práci ale byla tímto způsobem vypočtena jen menší část parametrů a to především parametry plošné drsnosti a plošné fraktální dimenze. Většina analýz byla realizována na lomových profilech separovaných z datového souboru topologických souřadnic.

Vzhledem k neekvidistantní povaze získaných dat, která je důsledkem způsobu lokalizace homologických bodů ve stereosnímčích, je třeba před vlastní separací lomových profilů realizovat triangulaci dat. Souřadnice homologických bodů obecně reprezentují množinu bodů  $G_B^{3N}$  v  $d$ -rozměrném, Euklidovském prostoru ( $E^d$ ). Prostorová triangulace je z hlediska algoritmizace značně komplikovaný úkol, který obecně postrádá jediné řešení. Výpočet prostorových souřadnic bodů triangulační sítě je rovněž velice citlivý vůči numerickým chybám vzniklým zaokrouhlováním [1].

Principiálně triangulace spočívá v tom, že pro množinu bodů  $G_B^{3N}$  hledáme takové spoje těchto bodů vzájemně se neprotínajícími úsečkami, aby všechny jakkoliv definované oblasti uvnitř této tzv. komplexní obálky byly  $d$ -rozměrným simplexem, tedy  $d$ -rozměrným zobecněním trojúhelníku [1,149]. V případě dvourozměrného Euklidovského prostoru, tedy v případě lomových profilů, se jedná o trojúhelník v  $E^2$  a v případě trojrozměrného Euklidovského prostoru (např. lomové plochy) se jedná o tetrahedron v  $E^3$ . V rámci této práce byla použita tzv. Delaunayova triangulace, která probíhá tak, že na množinu topologických souřadnic  $G_B^{3N}$  na  $E^3$  je aplikován výpočetní algoritmus a jeho výstupem je množina simplexů  $DT(G_B^{3N})$  [1,150, 151].

Triangulace topografických dat umožnila realizovat separaci zvolených lomových profilů, které byly dále zpracovány pomocí aplikace *Profiler*, vytvořené v rámci práce [1]. Vlastní separace profilů probíhá tak, že na snímku je vytyčen hledaný profil a jsou odměřeny souřadnice jeho koncových bodů, které jsou přepočteny vzhledem k použitému měřítku. Souřadnice koncových bodů profilu tvoří spolu s triangulační sítí zkoumané plochy vstupní data pro softwarovou separaci profilu. Program pro triangulaci je založen na využití Voronoiových teselací [149-151].

## 7. 2 Výsledky měření

### 7. 2. 1 Vzorky bez vrstvy

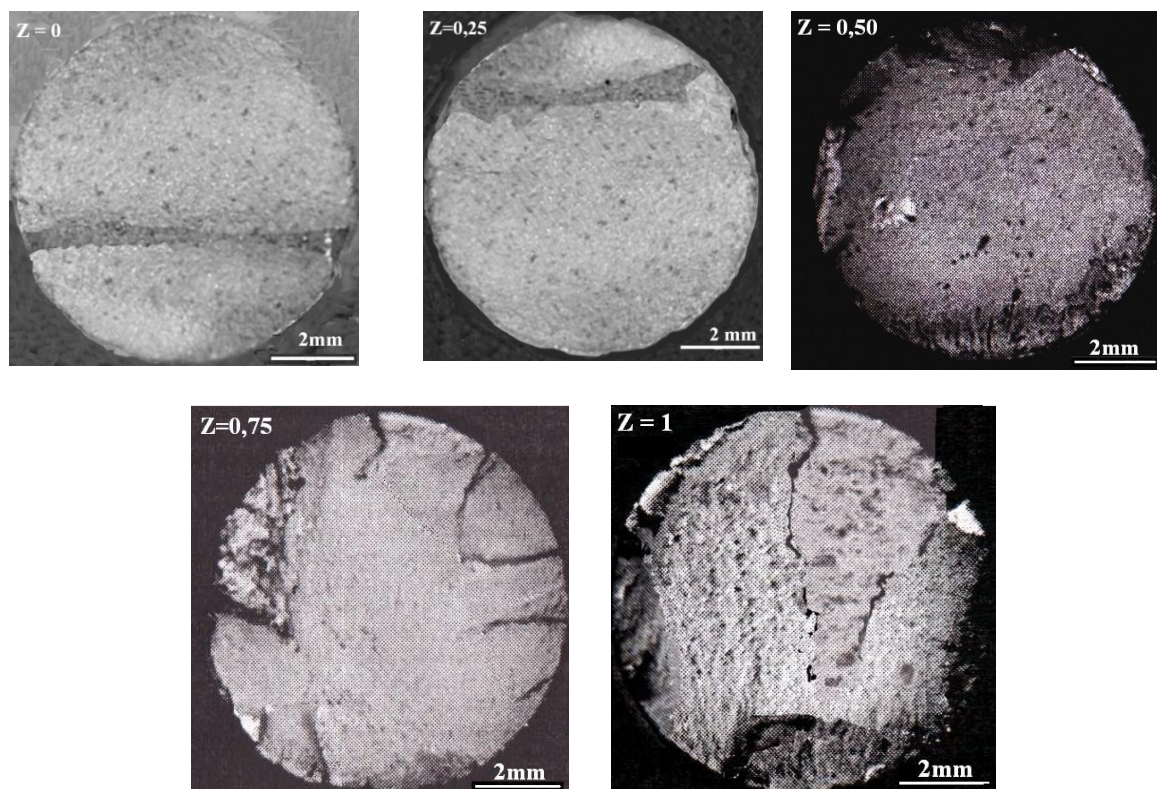
#### 7. 2. 1. 1 Studované oblasti

V této kapitole byla realizována identická měření jako v práci [1] s tím rozdílem, že zde analyzované vzorky byly získány v oblasti VCÚ. Tato kapitola se tedy věnuje srovnání výsledku kvantitativní analýzy lomového povrchu získaného v oblasti VCÚ s výsledky získanými v oblasti NCÚ. V případě měření typu A se jedná o kompletní rekonstrukci povrchu lomových ploch všech pěti bezvrstevých vzorků, viz. obr. 7.1. Celý povrch lomové plochy byl rekonstruován z jednotlivých snímků o velikosti 1,5 mm<sup>2</sup>. Měření typu B představuje rekonstrukci oblastí na jedné lomové ploše všech zkoumaných vzorků v různé vzdálenosti od povrchu, viz. obr. 7.2 (a). V případě rekonstrukce B je velikost studované oblasti 0,7 mm<sup>2</sup>. Měření C představuje rekonstrukci vybraných komplementárních ploch v místě iniciace trhliny v případě vzorků bez vrstvy, viz. obr. 7.2 (b). Střed této oblasti se nachází ve vzdálenosti 0,8 až 1mm od povrchu. Topografická data, získaná touto rekonstrukcí, byla použita pro vyhodnocení členitosti povrchového reliéfu, vzniklého v ranné fázi růstu magistrální únavové trhliny. Toto zvětšení bylo také použito při rekonstrukci trhlin typu rybí oko. Rekonstrukce typu D byla provedena pro jednu oblast komplementárně na obou lomových plochách tří bezvrstevých vzorků (hodnoty  $z = (0; 0,75; 1)$ ). Tato rekonstrukce byla použita ke studiu lomových fazet. Tab. 7.2 ukazuje způsob zatěžování vzorků, jejichž povrchy byly rekonstruovány užitím stereofotogrammetrie.

Typ namáhání	$\sigma_a$ [MPa]	$\tau_a$ [MPa]	$z$ [-]	$N_f$
Čistý ohyb	620	0	0	1229000
Kombinace ohyb-krut	550	200	0,23	1252000
Kombinace ohyb-krut	330	330	0,5	1099100
Kombinace ohyb-krut	140	385	0,73	1700150
Čistý krut	0	390	1	4475000

Tab. 7.2. Způsob zatěžování vzorků, jejichž povrch byl rekonstruován pomocí stereofotogrammetrie.

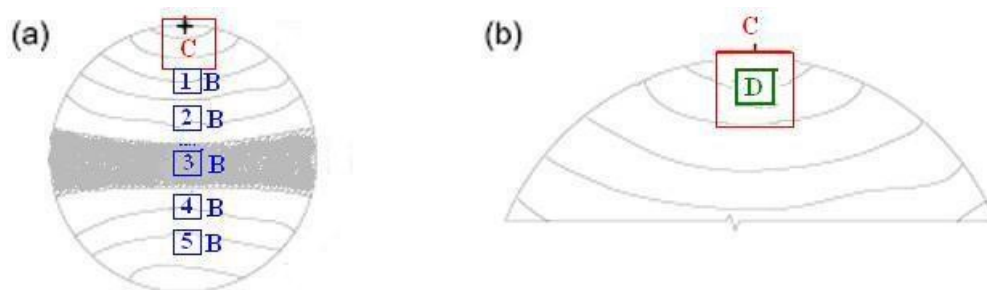
Rekonstrukce typu A, B, C umožňují měřit „globální drsnost“, tedy drsnost lomového povrchu, který obsahuje celou řadu morfologických útvarů, jako jsou např. schody a fazety. Naopak rekonstrukce typu D je používána k měření parametrů drsnosti na povrchu jednotlivých morfologických útvarů, jako jsou např. fazety.



Obr. 7.1 Snímky lomových povrchů pětice studovaných vzorků.

### 7. 2. 1. 2 Analýza prostorové orientace elementů lomové plochy

V této stati je diskutován problém směrové orientace jednotlivých elementů lomového povrchu. Obdobná studie byla realizována již v práci [1], kde byla studována pouze orientace vybraných elementů lomové plochy, zatímco zde byla analýza rozšířena na celý lomový povrch. Celá plocha lomového povrchu byla pokryta snímky z elektronového mikroskopu se zvětšením 55x, podle stereofotogrammetrické rekonstrukce typu A. Dále byla podrobněji studována orientace určitých oblastí lomové plochy (viz. obr. 7.2), k níž bylo použito výsledků stereofotogrammetrické rekonstrukce typu B.



Obr. 7.2 Studované oblasti - typ použité rekonstrukce: (B) , (C) a (D). Oblast finálního dolomení je na obrázku (a) vyznačena šedou barvou.

V případě rekonstrukce A byl vypočten normálový vektor sledované oblasti (čtvercové plošky  $0,2 \times 0,2$  mm)  $\vec{n}^M$ . Tento vektor lze vyjádřit jako vážený součet normálových vektorů všech trojúhelníků tvořících triangulační síť

$$\vec{n}^M = \frac{\sum_j \vec{n}_j^T \cdot A_j}{\sum_j A_j}, \quad (7.1)$$

kde  $\vec{n}_j^T$  je jednotkový normálový vektor  $j$ -tého trojúhelníku triangulační sítě a  $A_j$  jeho plocha. Potom určíme úhel  $\alpha$  mezi vektorem  $\vec{n}^M$  a osou vzorku ( $\alpha \in (0^\circ; 90^\circ)$ ), úhel  $\alpha = 90^\circ$  odpovídá plošce kolmé na osu vzorku).

V případě rekonstrukce B byl každý ze snímků rozdělen čtvercovou sítí v rovině  $x$ - $y$  na elementární čtvercové plošky  $S_i$ , a pro každý z těchto čtverců byly nalezeny všechny triangulační trojúhelníky. Pro každý triangulační trojúhelník byl vypočten jednotkový normálový vektor  $\vec{n}_j^T$ , jenž popisuje jeho orientaci v prostoru. Orientace jednotlivých elementů  $S_i$  byla určena jako vážený součet normálových vektorů všech trojúhelníků triangulační sítě

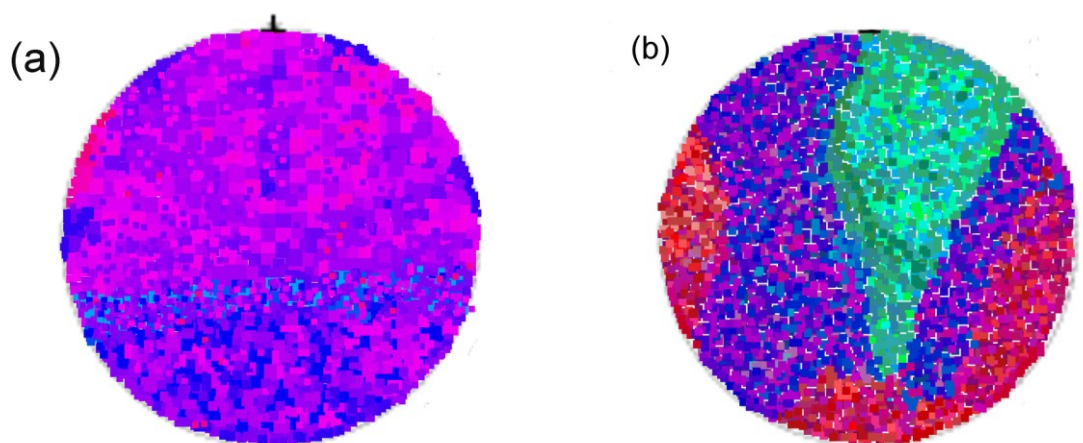
$$\vec{n}_i^T = \frac{\sum_j \vec{n}_j^T \cdot A_j}{\sum_j A_j}, \quad (7.2)$$

kde  $A_j$  je plocha jednoho trojúhelníku triangulační sítě. V tomto součtu jsou zahrnuty pouze ty trojúhelníky, které celé leží uvnitř průmětu elementárního čtverce do roviny  $x$ - $y$  [1]. Ty z trojúhelníků, které tuto podmínku nesplňují, nebyly pro analýzu použity. Potom orientace elementární plošky  $S_i$  je popsána vektorem  $\vec{n}_i^T$  a normálovým vektorem

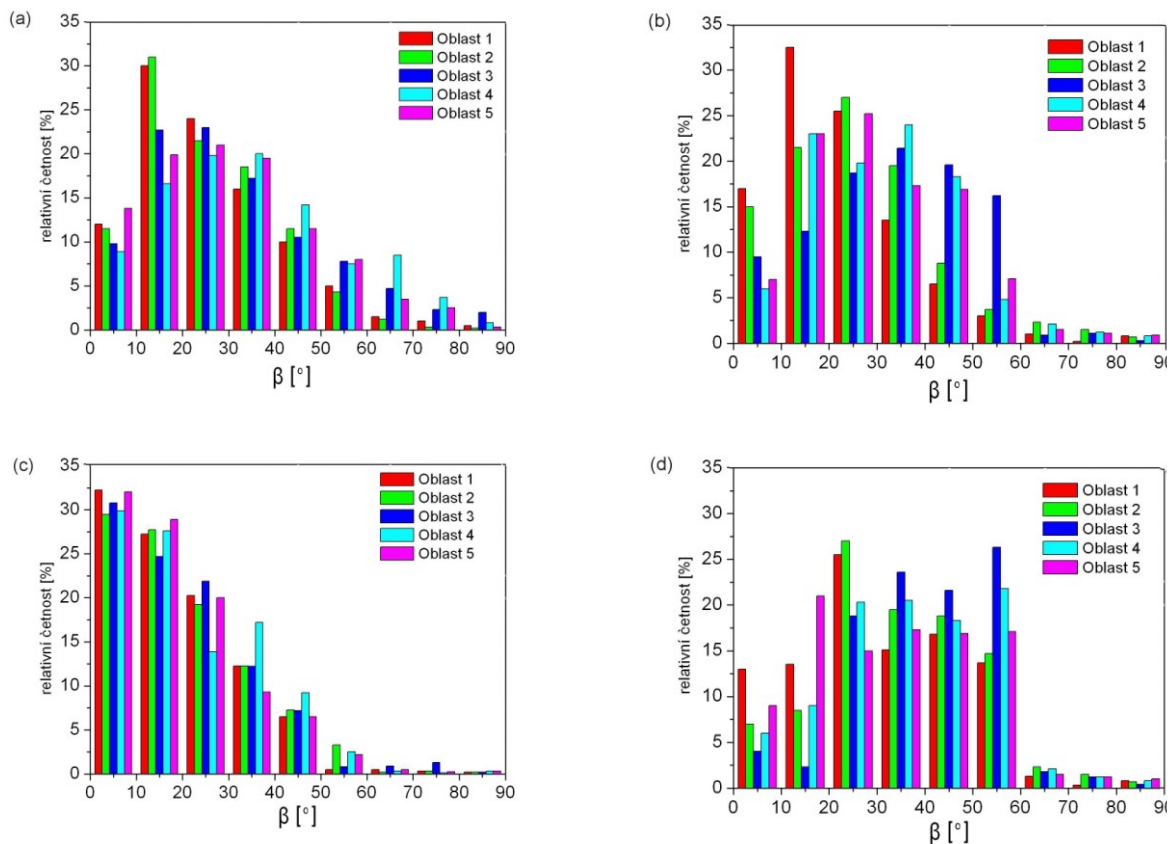


sledované oblasti  $\vec{n}^M$ . Normálový vektor sledované oblasti  $\vec{n}^M$  lze vyjádřit jako vážený součet normálových vektorů všech trojúhelníků tvořících triangulační síť. Znalost těchto dvou vektorů umožňuje vypočítat úhel  $\beta$ . Tyto výpočty byly realizovány pro čtvercové síť s délkou hrany elementárního čtverce  $a_{05} = 5 \mu\text{m}$  a  $a_{99} = 99 \mu\text{m}$  obdobně jako v práci [1]. Pro výpočet bylo využito výsledků stereofotogrammetrické rekonstrukce typu B. Tyto délky hran elementárních čtverců byly voleny tak, aby odpovídaly makroskopické úrovni a mikroskopické úrovni pozorování, resp. tak, aby odpovídaly rozdílu mezi „globální“ a „lokální“ drsností povrchu.

Globální pohled na prostorovou orientaci povrchových elementů ukazuje obr. 7.3. Tyto grafy jsou výsledkem rekonstrukce typu A. Na obrázku je náklon elementární plošky vyjádřen jako odklon normálového vektoru od osy  $z$  (úhel  $\alpha$ ) pomocí různé barvy. Vzhledem k velkému množství bodů (elementárních plošek) zde barva příslušné plošky vyjadřuje pouze určitý trend. V případě ohybového zatěžování má velice malou vypovídací hodnotu, v podstatě ukazuje pouze skutečnost, že lomová plocha je z makroskopického hlediska kolmá na osu vzorku.

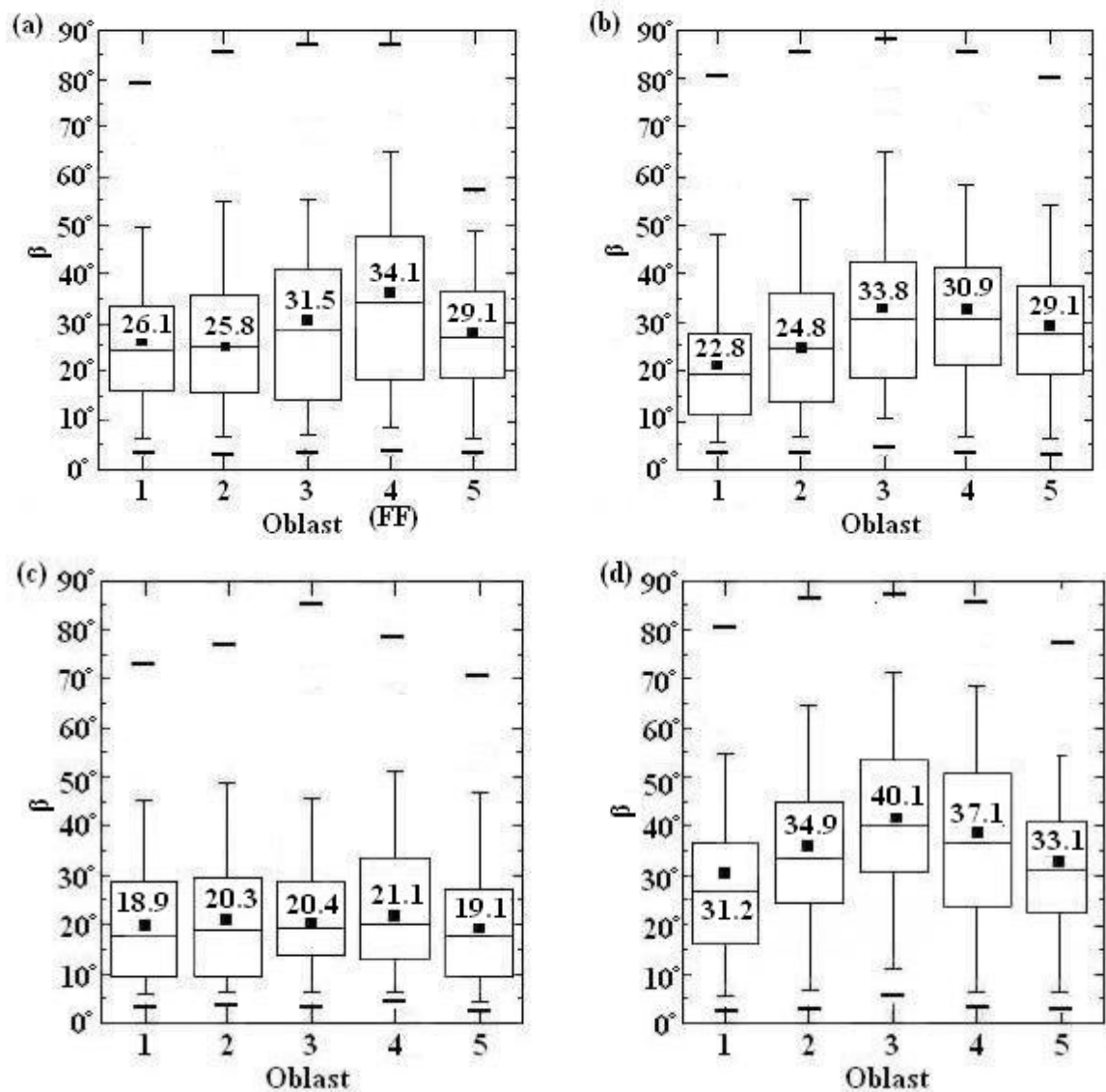


Obr. 7.3 Globální pohled na prostorovou orientaci povrchových elementů. Náklon lomové plochy (obecný trend úhlu  $\alpha$ ) je vyjádřen barvou příslušné plochy: (a) – ohyb; (b) – krut.



Obr. 7.4 Prostorová orientace povrchových elementů: na mikroskopické úrovni  $a_{05}$  : (a) prostý ohyb, (b) prostý krut; na makroskopické úrovni  $a_{99}$  : (c) prostý ohyb , (d) prostý krut.

Výsledky analýzy prostorové orientace pěti studovaných oblastí (viz obr. 7.2 (a) oblast B1 až B5), získaných rekonstrukcí typu B ukazují histogramy na obr. 7.4 reprezentující relativní četnost jednotlivých úhlů náklonu povrchových elementů (úhly byly rozděleny do skupin v rozsahu  $10^\circ$ ) všech posuzovaných oblastí obou vzorků namáhaných prostým krutem a prostým ohybem pro případ  $a_{05}$  (mikrodrsnost) a případ  $a_{99}$  (makrodrsnost). V případě  $a_{05}$  a prostého ohybu je z obr. 7.4 (a) zřejmé, že nejvyšší četnost vykazují úhly náklonu v intervalu  $10^\circ$  až  $15^\circ$ .



Obr. 7.5 Prostorová orientace povrchových elementů: na mikroskopické úrovni  $a_{05}$  : (a) prostý ohyb, (b) prostý krut; na makroskopické úrovni  $a_{99}$  : (c) prostý ohyb , (d) prostý krut. ( FF : final fracture – oblast konečného lomu)

Tato skutečnost ukazuje, že vznik fazet značně odkloněných od makroskopické roviny lomu je méně pravděpodobný než vznik fazet, jež prakticky leží v této rovině, přičemž u obou vzorků je tato rovina zhruba kolmá na osu vzorku. Tento výsledek je prakticky totožný s výsledky práce [1]. V případě čtvercové sítě  $a_{99}$  (obr. 7.4 (c)) dochází v porovnání s výsledky pozorovanými pro případ  $a_{05}$  k podstatnému nárůstu četnosti úhlů v intervalu 0° až 10° s následným rychlým poklesem četnosti, přičemž pro úhly vyšší než

50° klesá jejich četnost prakticky k nule. Tento trend lze vysvětlit tím, že v tomto případě je charakteristický rozměr sítě větší než charakteristický rozměr fazet a schodů, tudíž úhel  $\beta$  se příliš neliší od globální hodnoty úhlu sklonu makroskopické roviny lomu. Obdobně i pro případ namáhání krutem (obr. 7.4 (b) a (d)) je zřejmé, že pozorované střední hodnoty úhlu  $\beta$  korelují s pozorovanou hodnotou sklonu makroskopické roviny lomu jež odpovídá asi 35°.

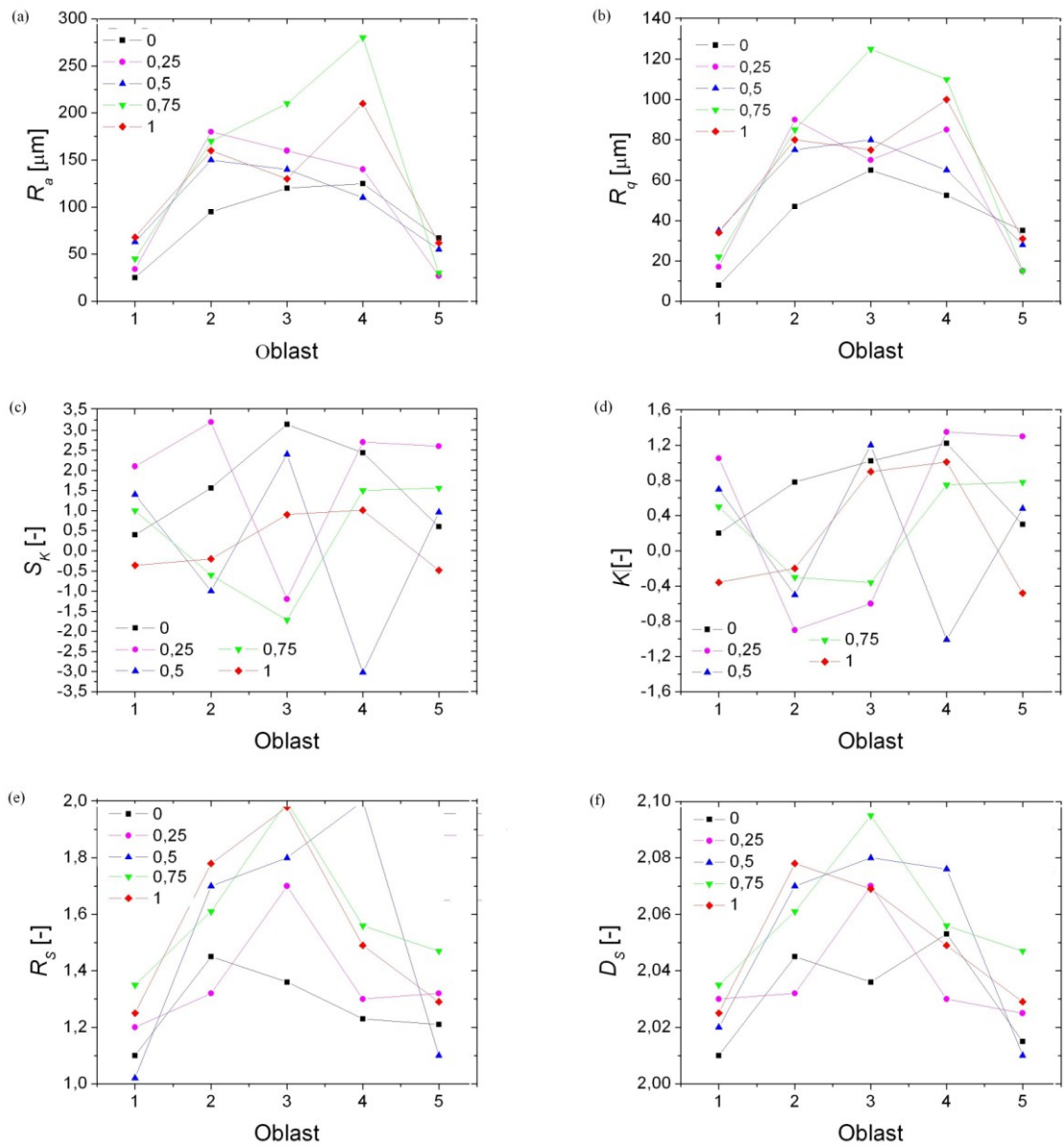
K přesnějšímu popisu orientace lomových ploch bylo stejně jako v práci [1] použito krabicových diagramů, viz. obr. 7.5. Tento typ grafu má tu výhodu, že umožňuje porovnání několika výběrů [1]. Obdélník (resp. „krabice“, jež dala tomuto typu grafu jméno) ohraničuje oblast, do níž padne 50% dat, tedy spodní okraj „krabice“ reprezentuje 25% kvantil (tj. dolní kvantil) a její horní okraj potom odpovídá 75% kvantilu (tj. horní kvantil). Krátké čáry spojené s obdélníkem reprezentují oblast do níž padlo 90% měřených dat, resp. spodní okraj odpovídá 5% kvantilu a horní okraj pak 95% kvantilu. Další symboly v grafu reprezentují: medián (čára uvnitř obdélníku), průměr (plný čtverec), maximální a minimální hodnota (jsou znázorněny krátkými silnými čarami).

Z obr. 7.5 je zjevné, že s rostoucí vzdáleností analyzované oblasti od povrchu vzorku dochází u obou zkušebních těles k postupnému růstu průměrné hodnoty úhlu  $\beta$ . Tento nárůst je zřetelný především u vzorku zatěžovaného prostým krutem. Pokud srovnáme chování na „mikroskopické“ a „makroskopické“ úrovni je zřejmé, že zmiňované trendy jsou mnohem výraznější na makroskopické úrovni reprezentované sítí  $a_{99}$ .

### 7. 2. 1. 3 Analýza parametrů drsnosti v závislosti na poloze studované plochy

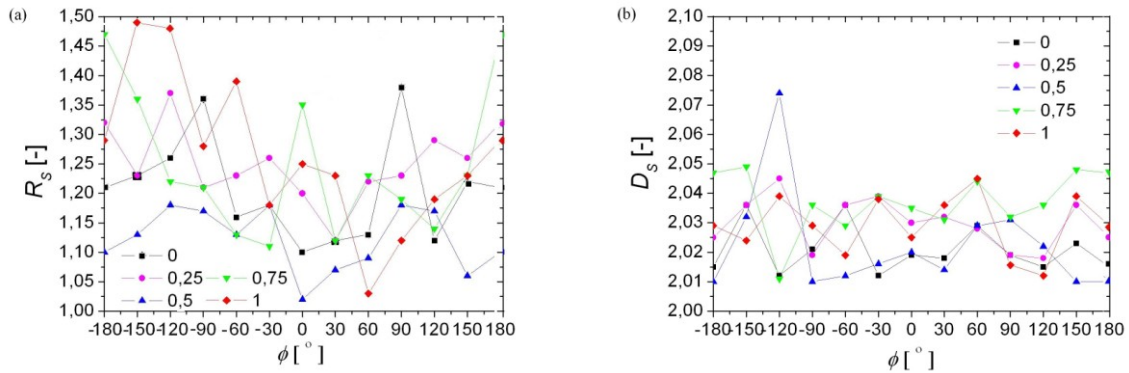
Pro tuto studii bylo použito rekonstrukce typu B, výběr, resp. umístění studovaných oblastí na lomové ploše je zjevné z obr. 7.2 (a). Navíc oproti práci [1] bylo realizováno srovnání plošné drsnosti po obvodu lomové plochy. K tomuto účelu bylo použito rekonstrukce typu A. Při pohledu na grafy závislostí, viz. obr. 7.6, pozorujeme obdobný trend, jako v práci [1]. Hodnoty studovaných parametrů  $R_a$ ,  $R_S$ ,  $D_S$ , a  $R_q$  vzrůstají se vzdáleností od povrchu tělesa. Vysvětlení tohoto trendu poskytuje růst plastické zóny na čele trhliny se vzdáleností od povrchu.

Méně zřetelný, nicméně stále patrný, je trend postupného nárůstu  $R_a$ ,  $R_S$ ,  $D_S$ , a  $R_q$  s rostoucím podílem krutové složky namáhání. Naopak v případě parametrů  $S_k$ ,  $K$ , nebylo toto chování pozorováno. Na rozdíl od práce [1] nebyla relativní změna hodnot naměřených parametrů drsnosti ve středu a u povrchu tělesa tak výrazná. Je zřejmé, že nejlepší vypovídací hodnotu pro popis drsnosti lomového povrchu z globálního hlediska má plošná drsnost  $R_S$ .



Obr. 7.6 Prostorový vývoj sledovaných parametrů drsnosti: aritmetická drsnost  $R_a$  (a), kvadratická odchylka  $R_q$  (b), koeficient šikmosti  $S_k$  (c), koeficient špičatosti  $K$  (d), plošná drsnost  $R_s$  (e), plošná fraktální dimenze  $D_s$  (f).

Studie závislosti plošné drsnosti  $R_s$  a plošné fraktální dimenze  $D_s$  na obvodu tělesa (bod iniciace odpovídá úhlu  $0^\circ$  na obr. 7.7) neukazuje žádnou závislost drsnosti na vzdálenosti (po obvodu) od bodu iniciace trhliny.

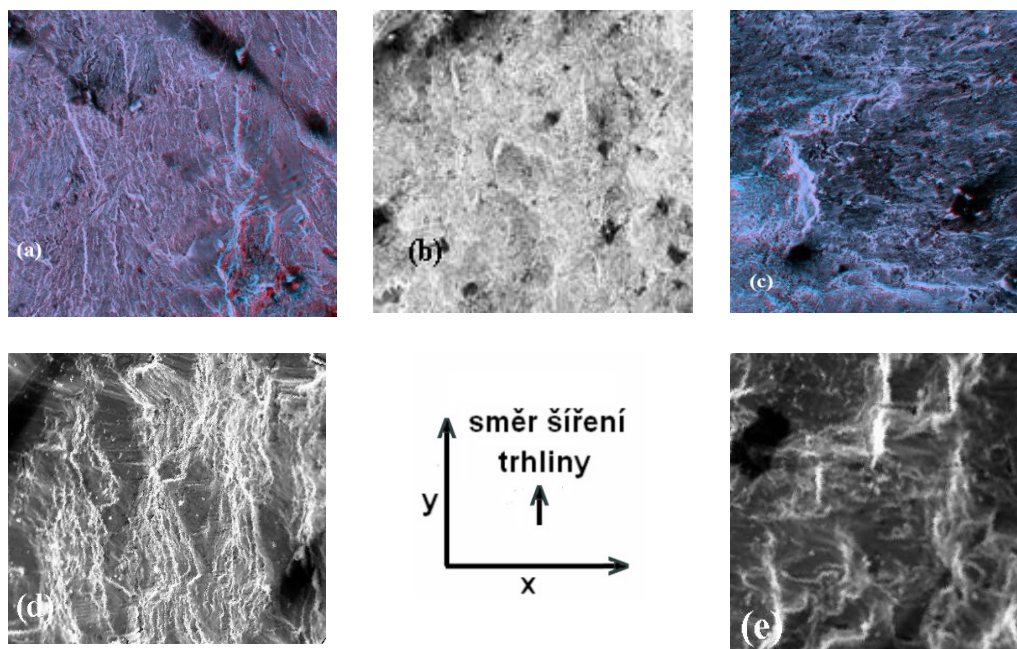


Obr. 7.7 Plošná drsnost  $R_s$  (a) a plošná fraktální dimenze  $D_s$  (b) na obvodu lomové plochy.

### 7. 2. 1. 4 Analýza drsnosti povrchu v oblasti iniciace trhlin

Tato studie potvrzuje nárůst globální drsnosti povrchového reliéfu se zvyšujícím se parametrem zatížení  $z$ , pozorovaný v práci [1]. Ve studii bylo využito stereofotogrammetrické rekonstrukce typu C. Na každém ze vzorků byla vybrána čtvercová oblast velikosti  $0,4 \times 0,4 \text{ mm}^2$ , jejíž střed leží ve vzdálenosti zhruba jedné desetiny průměru vzorku, tedy  $0,8 \text{ mm}$  od bodu počáteční iniciace trhliny. Strany těchto čtverců byly zvoleny ve směru rovnoběžném, resp. kolmém na lokální směr šíření trhliny. Pomocí známých parametrů triangulační sítě byly následně pro každou ze studovaných čtvercových plošek separovány dvě skupiny po 50 lomových profilech: profily první skupiny jsou rovnoběžné se směrem šíření trhliny (ve směru osy  $y$  v obr. 7.8) a profily druhé skupiny jsou kolmé na směr šíření (ve směru osy  $x$  v obr. 7.8). Lomové profily druhé skupiny tedy označují jednotlivé polohy postupujícího čela trhliny (tečny vůči odpočinkovým čarám). V této studii bylo použito amplitudových parametrů  $R_a$ ,  $R_q$ ,  $S_k$ ,  $K$  a smíšené parametry  $R_V$  a  $R_L$ . K popisu spektrálních vlastností bylo použito autokorelačních délek  $b_{10}$  a  $b_e$ . K analýze fraktálních vlastností lomových povrchů bylo použito fraktálních dimenzí, vypočtených užitím metody počítání čtverců (*box counting*)  $D_B$  a užitím obvodové metody (*divider method*)  $D_D$ . Soběpříbuznost lomových ploch byla potom popsána užitím Hurstova exponentu  $H$ .

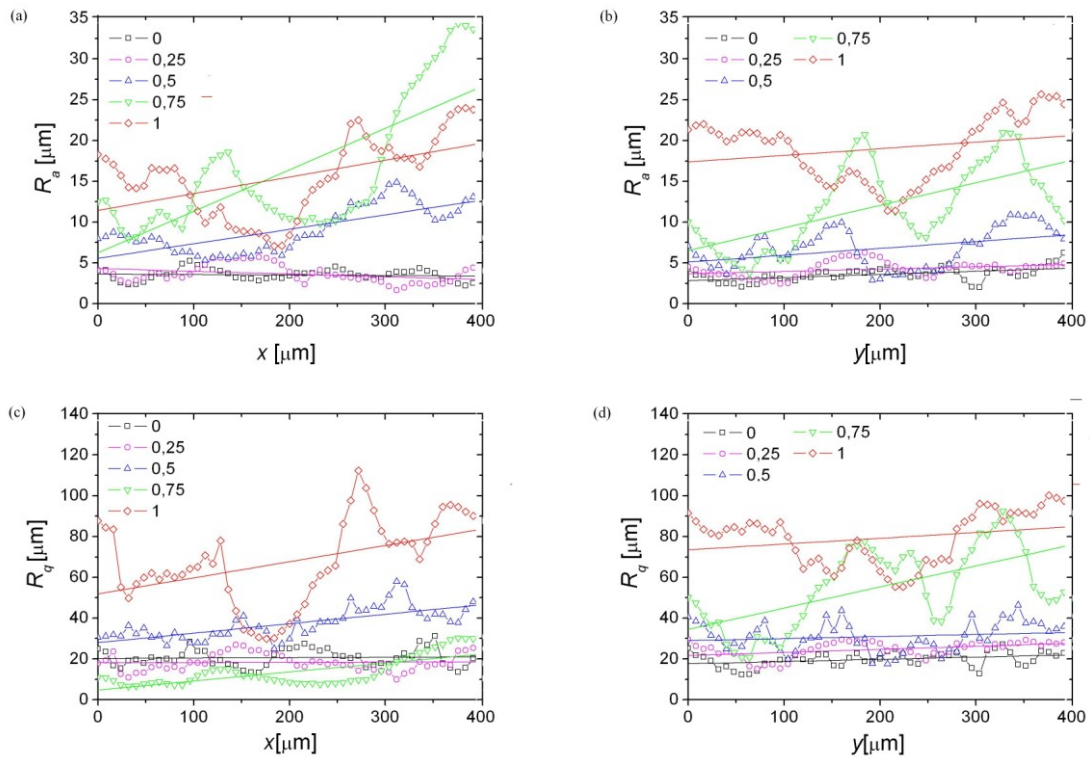




Obr. 7.8 Studované oblasti použité k rekonstrukci typu C. Na jednotlivých snímcích je vyznačena orientace os  $x$  a  $y$  a typ zatížení prostřednictvím koeficientu zatížení  $z$ .

Analýza chování amplitudových parametrů, prezentovaných na obr. 7.9 ukazuje, že parametry  $R_a$  a  $R_q$  jsou si svým chováním velmi blízké a obdobným způsobem reflektují topologii studovaného povrchu. Tato skutečnost byla již popsána v práci [1]. Oba tyto parametry dosahují pro případ koeficientu zatěžování  $z = 0$  až 0,5 relativně malých hodnot. V případě vyšších hodnot  $z$ , tedy v případě vyššího podílu krutové složky namáhání, dosahují tyto parametry vyšších hodnot. Průměrné hodnoty obou parametrů jsou zřejmě vyšší u profilů kolmých na směr šíření.

V případě parametrů  $S_k$  a  $K$  nelze usuzovat na žádnou souvislost mezi způsobem namáhání a zjištěnými hodnotami parametrů, viz. obr. 7.10. Na první pohled se zdá, že hodnoty obou charakteristik dosahují vyšších hodnot pro profily kolmé na směr šíření, ale průměrné hodnoty ukazují pouze tu skutečnost, že hodnoty parametrů  $S_k$  a  $K$  mají u těchto profilů vyšší rozptyl. V porovnání s prací [1] jsou méně zastoupeny záporné hodnoty, tj. rozdělení výškových bodů se více blíží rozdělení Gausovu s rostoucím počtem cyklů.

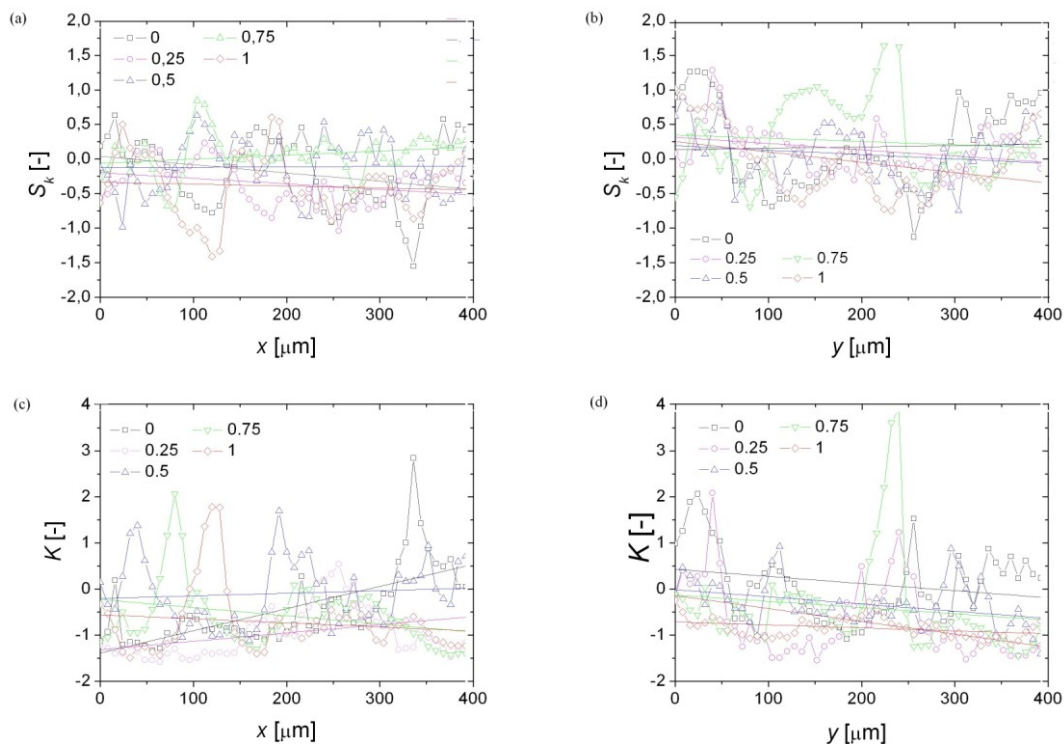


Obr. 7.9 Závislost amplitudových parametrů  $R_a$  a  $R_q$  na koeficientu zatížení  $z$ . Směr šíření trhliny je totožný se směrem osy.

Výsledné hodnoty vertikální a lineární drsnosti  $R_V$  a  $R_L$  jsou uvedeny na obr. 7.11. Chování obou parametrů je velice podobné. Nejvyšší hodnoty  $R_V$  a  $R_L$  vykazují lomové profily povrchu těch zkušebních vzorků, které byly zatěžovány převážně krutem (tj. v případě  $z = 0,75$  a  $1$ ). Zatímco v případě parametrů  $R_a$  a  $R_q$  (ve směru osy  $x$ ) se profily kolmé na směr šíření trhliny vyznačují vyšší hodnotou než profily s tímto směrem paralelní, tak v případě  $R_V$  a  $R_L$  je tomu přesně naopak. Atypické chování vykazuje  $R_q$  ve směru osy  $y$  (obr. 7.9 (c)). Vysvětlení tohoto chování je obtížné. Tento jev lze vysvětlit tak, že příslušné profily jsou prakticky rovnoběžné se schody a fazetami na lomové ploše. Tato interpretace však nevysvětluje tak výrazný pokles hodnot  $R_q$  (ve směru osy  $y$ ), za pravděpodobnější lze tedy považovat chybu při separaci profilů.

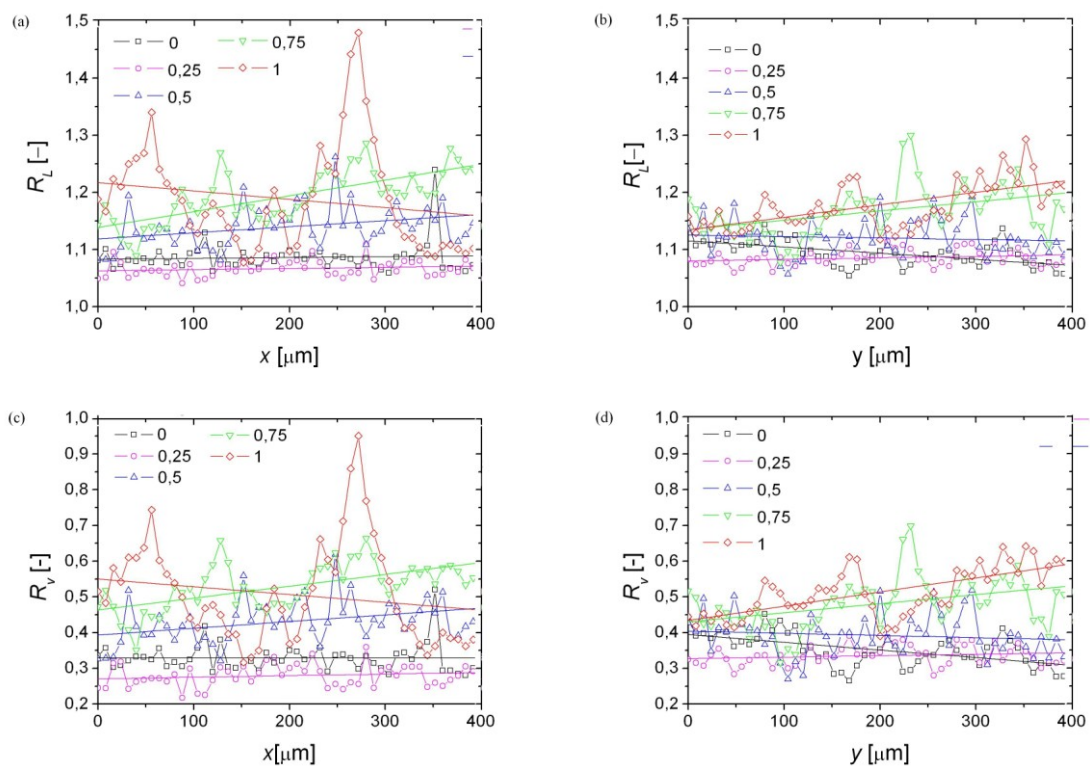
Spektrální charakteristiky studovaných profilů jsou popsány užitím autokorelačních délek  $b_{10}$  a  $b_e$ . Závislost spektrálních parametrů  $b_{10}$  a  $b_e$  na koeficientu zatížení  $z$  ukazuje obr. 7.12. Obě tyto veličiny nevykazují žádnou závislost na způsobu zatěžování popsaným součinitelem  $z$ . Je tedy zřejmé, že autokorelační délky nejsou vhodné k popisu „globální“ drsnosti lomového povrchu.





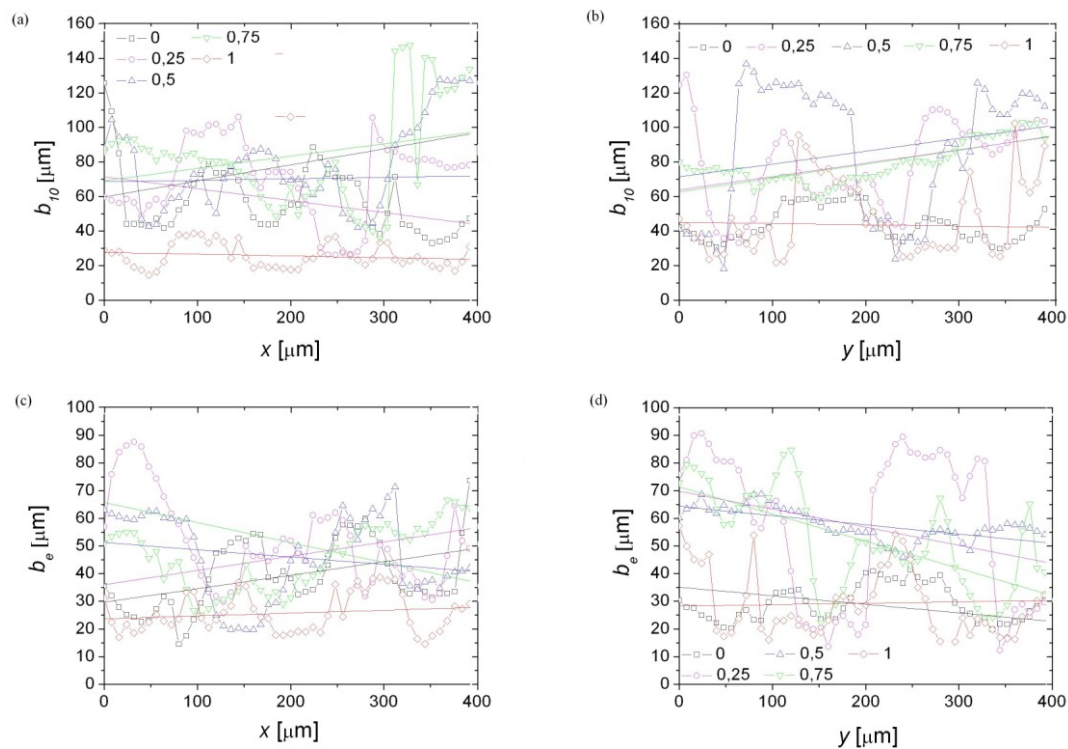
Obr. 7.10 Závislost amplitudových parametrů  $S_k$  a  $K$  na koeficientu zatížení  $z$ . Směr šíření trhliny je totožný se směrem osy  $y$ .

Na obr. 7.13 jsou prezentovány výsledky studie fraktálních vlastností profilů na lomové ploše. Z grafů je zřejmé, že hodnoty fraktální dimenze  $D_B$ , zjištěné užitím metody počítání čtverců, mají výrazně vyšší rozsah než fraktální dimenze  $D_D$  zjištěné užitím obvodové metody (1-1,25 oproti 1,01-1,09). V případě obou metod byla maximální hodnota fraktální dimenze zjištěna pro případ  $z = 0,5$ . Minimální hodnota fraktální dimenze  $D_D$  byla zjištěna pro případ  $z = 0,25$ , naopak pro fraktální dimenzi  $D_B$  byla minimální hodnota zjištěna v případě zatěžování čistým krutem  $z = 1$ . Lze tedy říci stejně jako v práci [1], že nebyla prokázána žádná souvislost mezi způsobem zatěžování a fraktální dimenzí profilů. Z grafů je též zjevné, že fraktální dimenze  $D_B$  nabývá příliš nízkých hodnot ( $D_B < 1$ ) pro zhruba 10% studovaných profilů. Tyto hodnoty, nižší než 1, nemohou odpovídat reálnému profilu. Vzhledem k tomu, že tato skutečnost byla zjištěna již v pracech [1,132] je pravděpodobné, že fraktální dimenze není vhodná k popisu tohoto typu lomové plochy.



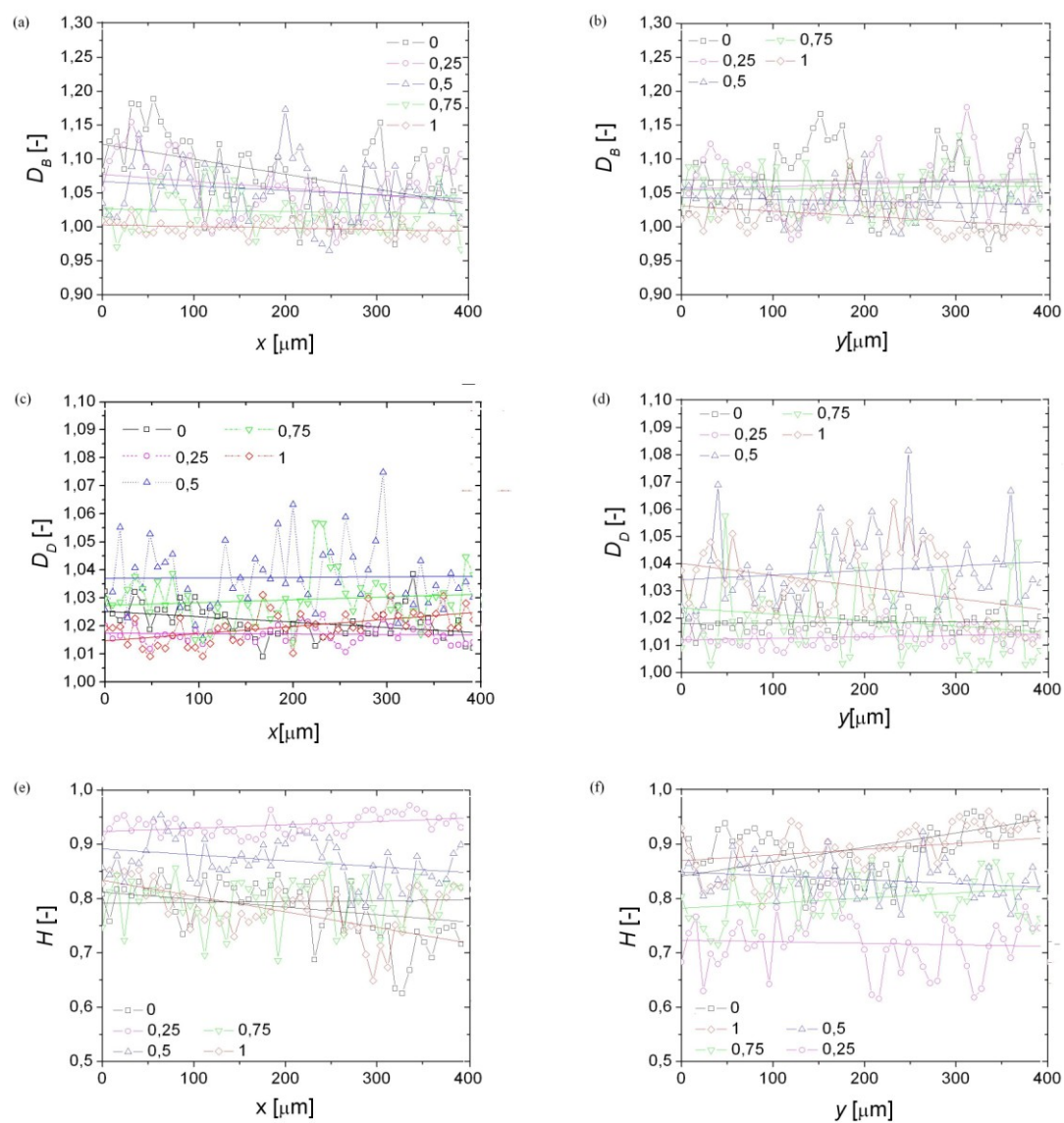
Obr. 7.11 Závislost smíšených parametrů  $R_V$  a  $R_L$  na koeficientu zatížení  $z$ . Směr šíření trhliny je totožný se směrem osy  $y$ .

Obr. 7.13 též zachycuje chování Hurstova exponentu. Dle doposud publikovaných prací [1,132] je zřejmé, parametrem prakticky použitelným k popisu fraktálních vlastností lomových ploch kovových materiálů je spíše Hurstův exponent  $H$ , než fraktální dimenze  $D_D$  a  $D_B$ . Ze srovnání s výsledky práce [1] plyne, že hodnota Hurstova exponentu se pohybuje v obdobném rozsahu, tedy v případě NCÚ  $H \in (0,5;1)$  a v případě VCÚ  $H \in (0,6;1)$ .



Obr. 7.12 Závislost spektrálních parametrů  $b_{10}$  a  $b_e$  na koeficientu zatížení  $z$ . Směr šíření trhliny je totožný se směrem osy  $y$ .

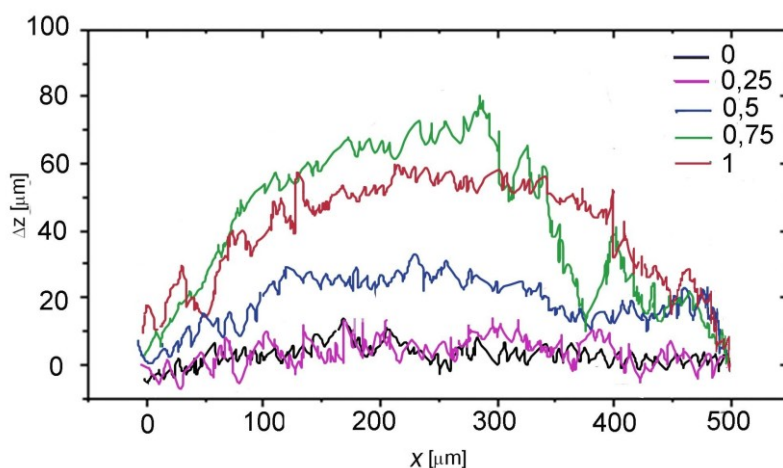
Tento fakt lze považovat za projev paměťového efektu únavového procesu. V případě zde prezentovaných výsledků nebyla zjištěna žádná souvislost mezi způsobem zatěžování a hodnotou Hurstova exponentu  $H$ . Zatímco v práci [1] bylo možno říci, že v průběhu šíření trhliny dochází k poklesu fraktality čela trhliny, není v případě VCÚ tento trend zjevný. Pokles fraktality povrchu v práci [1] je spojován s postupným spojováním jednotlivých nekomplanárních iniciačních mikrotrhlin, což je typické pro NCÚ.



Obr. 8.13 Závislost fraktálních parametrů  $D_B$ ,  $D_D$  a  $H$  na koeficientu zatížení  $z$ . Směr šíření trhliny je totožný se směrem osy  $y$ .

## 7. 2. 1. 5 Analýza komplementárních profilů lomového povrchu

Princip komplementární analýzy spočívá v rekonstrukci jediné plochy, tvořené body uvnitř materiálu v okamžiku oddělení [1,152-155]. U dvou komplementárních lomových povrchů hledáme sobě příslušející body a vypočteme jejich diferenci, což umožňuje odhadnout původní polohu bodů. Identifikace vzájemně si odpovídajících oblastí, resp. do sebe „zapadajících“ bodů lomových povrchů, je relativně jednoduchá v případě, že studovaný pár lomových povrchů je pouze málo poškozen, jako je tomu např. u povrchů vytvořených křehkým lomem [1]. Pokud však při lomovém procesu dochází k výraznější plastické deformaci, příp. k výraznému poškození lomového reliéfu otěrem, jako je tomu v případě vysokých hodnot smykových napětí, stává se stanovení vzájemně si odpovídajících bodů velmi komplikovanou úlohou.



Obr. 7.14 Diference výškových parametrů  $\Delta z$  mezi vzájemně odpovídajícími si komplementárními profily, vedenými v předpokládaném směru šíření trhliny.

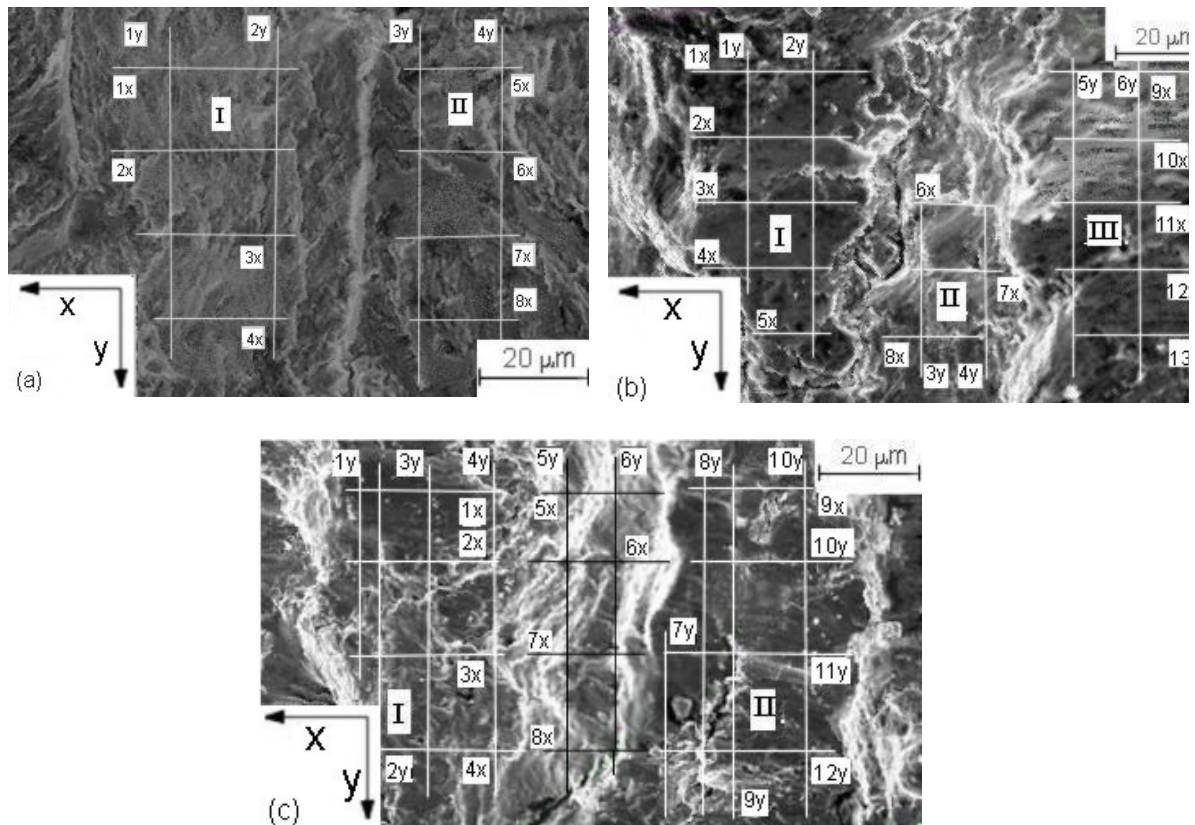
Cílem zde realizované studie bylo posouzení míry odlišnosti komplementárních lomových profilů vybraných do sebe zapadajících oblastí, které jsou umístěny v blízkosti povrchu vzorků v závislosti na aplikovaném zatěžování. Lze tedy říci, že cílem této studie je, určit míru poškození lomového povrchu otěrem při jeho vzniku. Použitím stereoskopických prostorových brýlí byly na studovaných lomových plochách vytyčeny vzájemně si odpovídající lomové profily délky 400  $\mu\text{m}$  ve směru šíření únavové trhliny. Počátek těchto profilů byl situován pro všechny vzorky co nejbližší místa primární iniciace trhliny. Užitím triangulovaných topografických dat byla realizována separace příslušných profilů a následně byly užitím aplikace *Profiler* vypočteny vzájemné rozdíly výškových parametrů  $\Delta z$ . Tyto výsledky jsou prezentovány na obr. 7.14.

Z tohoto obrázku je zřejmé, že vzájemná diference mezi komplementárními páry roste se zvyšujícím se podílem krutového namáhání, tedy s rostoucím otěrem, jenž způsobuje abrazi mikroskopických částic na lomovém povrchu. Abraze lomového povrchu je obzvláště intenzivní v těch místech, kde jsou přítomny mikrovýstupky a fazety. Postupný růst výškové diference  $\Delta z$  s rostoucím podílem krutové složky zatěžování lze též interpretovat složitější trajektorií, šířící se únavové trhliny u vzorků zatěžovaných s převahou krutových složek [1]. Za kritickou můžeme považovat hodnotu  $z_c = 0,5$ , při níž dochází k výraznému nárůstu diference.

### 7. 2. 1. 6 Detailní pohled na lomovou plochu - lomové fazety

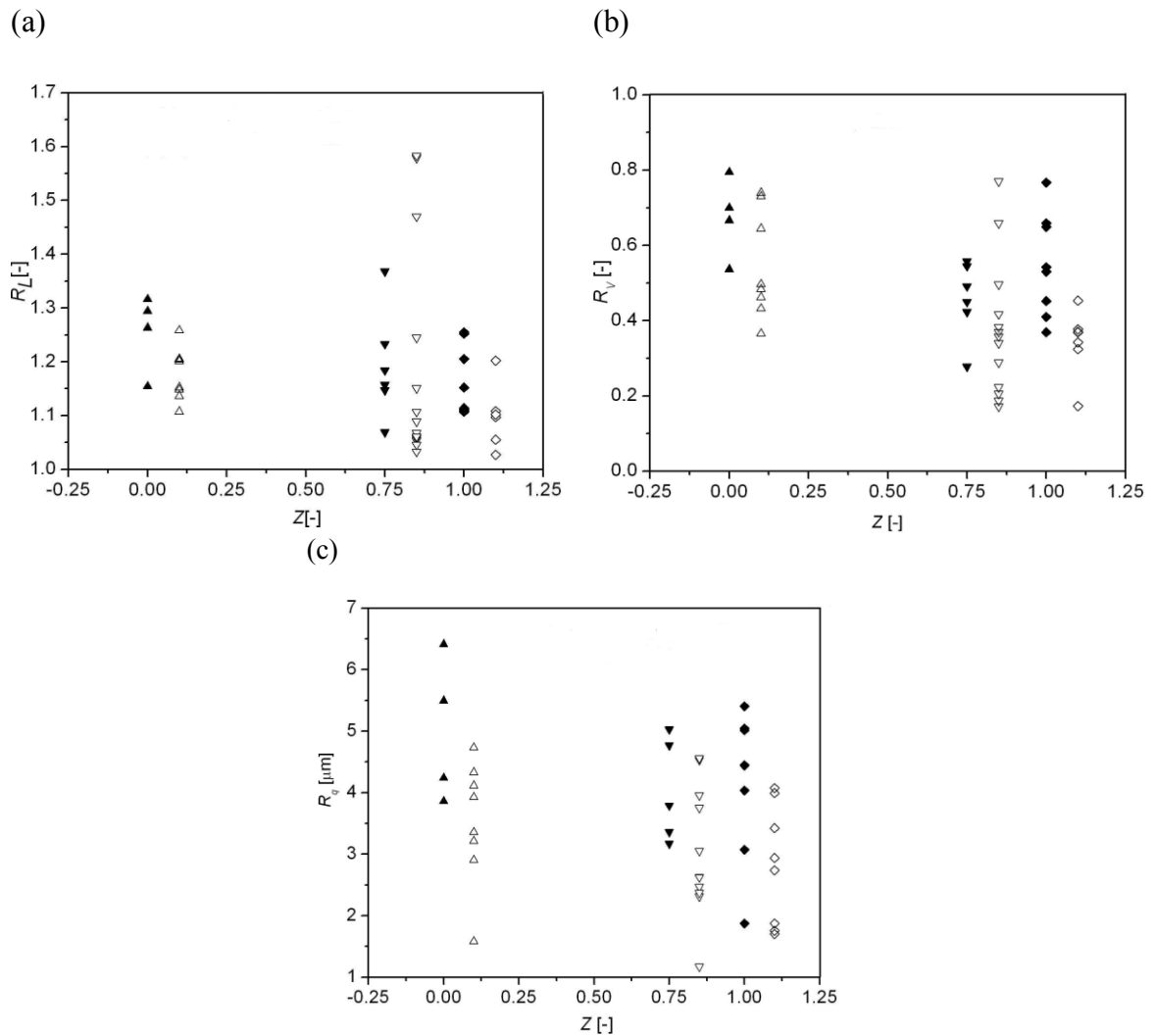
Cílem této studie bylo, provést srovnání s detailní analýzou lomových fazet, vzniklých při zatěžování prostým krutem, v oblasti nízkocyklové únavy, realizovanou v práci [1] (resp. publikovanou v článku [157]) a dále porovnat detaily lomového povrchu pro různé způsoby zatěžování (hodnoty  $z = (0; 0,75; 1)$ ). V této části se využívá výsledků stereofotogrammetrické rekonstrukce typu D. Střed analyzovaných oblastí ležel zhruba 1mm od povrchu vzorku, v oblasti iniciace trhliny. Na každém studovaném povrchu byly zaměřeny dva soubory profilů ve dvou vzájemně kolmých směrech  $y$  (směr makrošíření trhliny) a  $x$  tak, aby došlo k rovnoměrnému pokrytí všech vyšetřovaných lomových fazet, viz obr. 7.15. Vypočtené hodnoty studovaných parametrů jsou uvedeny v tab. 7.3-7.6. Je zřejmé, že  $R_L$ ,  $R_V$  a  $R_q$  vykazují určitou závislost na typu namáhání i umístění a orientaci profilu. Naopak hodnoty parametrů  $S_k$ ,  $D_B$  a  $H$  nevykazují žádnou závislost. Výsledky pro  $R_L$ ,  $R_V$  a  $R_q$  ukazuje obr. 7.15. Průměrné hodnoty parametrů na povrchu studovaných fazet jsou: ohyb -  $R_{Lx} = 1,17$ ,  $R_{Vx} = 0,54$ ,  $R_{qx} = 3,52 \mu\text{m}$ ,  $R_{Ly} = 1,26$ ,  $R_{Vy} = 0,67$ ,  $R_{qy} = 5 \mu\text{m}$ ; krut - ohyb -  $R_{Lx} = 1,19$ ,  $R_{Vx} = 0,37$ ,  $R_{qx} = 2,88 \mu\text{m}$ ,  $R_{Ly} = 1,24$ ,  $R_{Vy} = 0,50$ ,  $R_{qy} = 4,50 \mu\text{m}$ ; krut -  $R_{Lx} = 1,10$ ,  $R_{Vx} = 0,34$ ,  $R_{qx} = 2,81 \mu\text{m}$ ,  $R_{Ly} = 1,16$ ,  $R_{Vy} = 0,54$ ,  $R_{qy} = 4,17 \mu\text{m}$ , kde indexy  $x$  a  $y$  udávají orientaci profilu. Je zřejmé, že s rostoucím podílem krutové složky namáhání drsnost fazet klesá. Dále je zřejmé, že vyšší průměrné hodnoty drsností vykazují profily orientované ve směru  $y$ .





Obr. 7.15 Analyzované oblasti s fazetami [158]: (a) ohyb, (b) kombinace krut-ohyb, (c) krut. Bílé čáry vyznačují studované profily, zatímco černou barvou jsou vyznačeny profily příslušející schodům.

V případě vzorku namáhaného krutem byly realizovány obdobné výpočty i pro profily pokrývající schod mezi fazetami. Tyto profily vykazují výrazně vyšší hodnoty všech vypočtených parametrů - viz. tab. 7.5. Narozdíl od povrchu fazet, vyšší průměrné hodnoty drsností vykazují profily orientované ve směru  $x$ . Průměrné hodnoty parametrů drsnosti jsou:  $R_{Lx} = 1,523$ ,  $R_{Vx} = 0,67$ ,  $R_{qx} = 6,24 \mu\text{m}$ ,  $R_{Ly} = 1,40$ ,  $R_{Vy} = 0,64$ ,  $R_{qy} = 5,52 \mu\text{m}$ . Fraktální dimenze  $D_B$  profilů schodu jsou výrazně vyšší než fraktální dimenze profilu na fazetách a v případě Hurtova exponentu je tomu naopak. Průměrné hodnoty  $D_{B\text{faz}} = 1,059$  a  $H_{\text{faz}} = 0,77$  na fazetách a  $D_{B\text{schod}} = 1,233$  a  $H_{\text{faz}} = 0,58$  na schodu.



Obr. 7.16 Hodnoty parametrů drsnosti  $R_L$ ,  $R_V$  a  $R_q$  [102]. Prázdné symboly reprezentují směr  $x$  a plné  $y$ . Pro přehlednost jsou všechny symboly lehce posunuty.

Topografie zkoumaných oblastí lomových povrchů je zřejmá z obr. 7.17. Ze srovnání s geometrií fazet, generovaných v oblasti nízkocyklové únavy studovaných v [1,157] je zřejmé, že rozměry fazet, tvořených v oblasti vysokocyklové únavy, jsou výrazně menší: šířka  $40\ \mu\text{m}$  (VCÚ) proti  $120\ \mu\text{m}$  v případě (NCÚ), výška schodu  $40\ \mu\text{m}$  (VCÚ) proti  $60\ \mu\text{m}$  v případě (NCÚ)). Při tvorbě fazety roste trhlinka ve směru  $x$  pod lokálním smíšeným módem I + II a schod je tvořen pod lokálním smíšeným módem I + III, přičemž globálně trhlinka roste ve směru  $y$ . Srovnáním trendu „globálních drsností“ diskutovaných v pracích [5,157,159] a lokálních drsností diskutovaných v [159,161] lze soudit, že



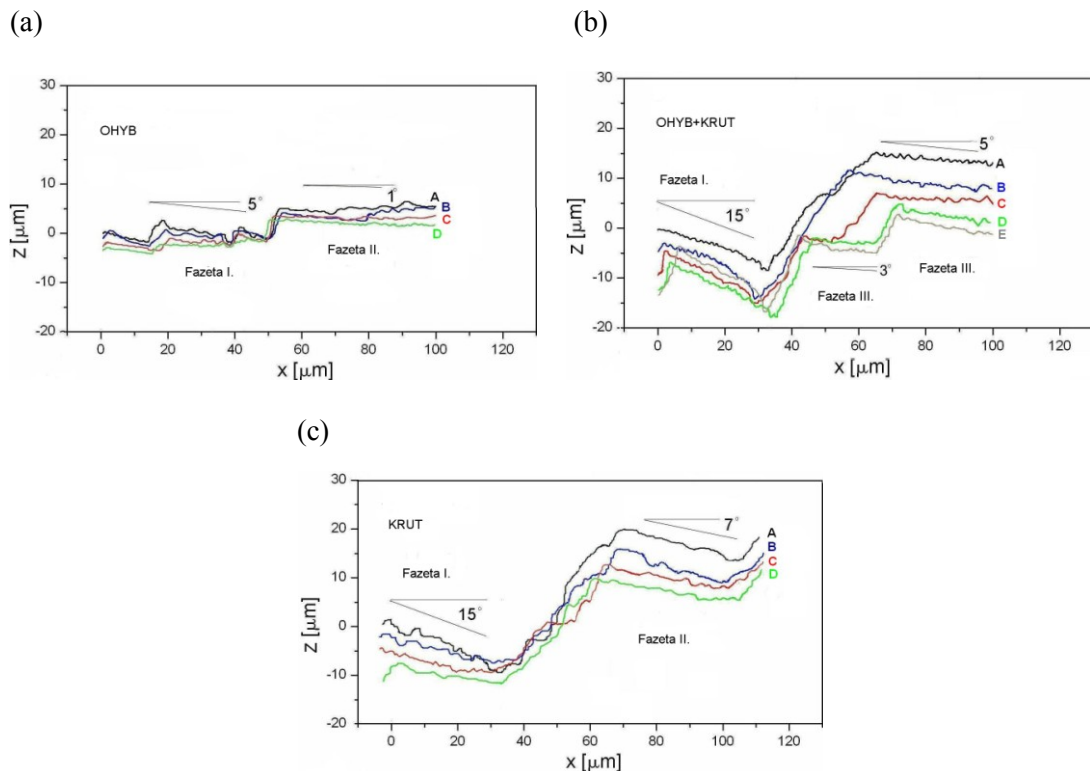
„globální drsnosti“ rostou s podílem krutového namáhání, zatímco „lokální drsnosti“ vykazují trend opačný.

Fazeta	Profil	$R_L[-]$	$R_V[-]$	$R_q[\mu\text{m}]$	$S_k[-]$	$D_B[-]$	$H[-]$
I	1y	1,294	0,699	4,24	-0,359	1,038	0,88
	2y	1,316	0,794	6,41	-0,751	1,024	0,86
	1x	1,136	0,739	3,355	0,876	1,025	0,75
	2x	1,152	0,644	3,924	-0,045	1,042	0,78
	3x	1,204	0,365	4,328	1,181	1,023	0,72
	4x	1,201	0,483	3,21	0,602	1,021	0,82
II	3y	1,263	0,536	5,493	1,226	1,011	0,74
	4y	1,154	0,666	1,86	0,553	1,005	0,69
	5x	1,205	0,73	4,73	-0,073	1,038	0,71
	6x	1,148	0,432	2,902	0,488	1,041	0,84
	7x	1,107	0,496	1,581	0,508	1,017	0,72
	8x	1,258	0,462	4,11	0,8	1,013	0,68

Tab. 7.3: Parametry profilů na fazetách pro případ čistého ohybu [158].

Fazeta	Profil	$R_L[-]$	$R_V[-]$	$R_q[\mu\text{m}]$	$S_k[-]$	$D_B[-]$	$H[-]$
I	1y	1,069	0,450	3,360	0,127	1,025	0,85
	2y	1,147	0,278	3,791	0,194	1,037	0,74
	1x	1,245	0,496	4,534	-0,152	1,023	0,84
	2x	1,054	0,383	2,312	-0,137	1,068	0,68
	3x	1,058	0,206	0,280	-0,16	1,011	0,67
	4x	1,068	0,358	2,627	-0,27	1,105	0,73
	5x	1,033	0,417	1,173	0,135	1,028	0,78
	3y	1,184	0,423	4,769	-0,12	1,1	0,84
II	4y	1,233	0,491	5,036	1,177	1,085	0,69
	6x	1,579	0,770	4,560	-0,626	1,013	0,55
	7x	1,470	0,659	2,623	0,86	1,046	0,64
	8x	1,583	0,223	3,956	-0,167	1,038	0,81
	5y	1,157	0,545	3,173	0,141	1,041	0,68
	6y	1,368	0,558	5,127	0,127	1,152	0,82
III	9x	1,107	0,370	3,755	1,129	1,023	0,88
	10x	1,046	0,340	3,053	0,382	1,032	0,77
	11x	1,089	0,289	3,755	-0,169	1,047	0,56
	12x	1,061	0,172	2,471	1,119	1,078	0,76
	13x	1,151	0,187	2,372	-0,173	1,029	0,79

Tab. 7.4: Parametry profilů na fazetách pro případ kombinace ohyb-krut [159].



Obr. 7.17 Topografie fazet [158]: (a) ohyb: A: 1x-5x, B: 2x-6x, C: 3x-7x; (b) kombinace ohyb-krut: A: 1x-9x, B: 2x-10x, C: 3x-11x, D: 4x-12x, E: 5x-13x; (c) krut: A: 1x-5x-9x, B: 2x-6x-10x, C: 3x-7x-11x, D: 4x-8x-12x.

### 7. 2. 1. 7 Analýza úhlu lomu a převýšení lomového profilu

V případě pěti vzorků bez vrstvy, analyzovaných v předchozích kapitolách, bylo použito měřicího zařízení *Mikroprof 100* a ostatní vzorky byly měřeny pomocí optického mikroskopu. Byly stanoveny úhly náklonu v oblasti vzniku primární trhliny a výškové rozdíly mezi nejnižší a nejvyšší položeným bodem lomového povrchu. Tyto hodnoty byly samostatně sledovány pro případ NCÚ a VCÚ. Výsledky měření jsou zobrazeny na obr. 7.18 (a).

Na prvním grafu je zobrazena závislost úhlu náklonu na koeficientu zatěžování. Z tohoto grafu je zřejmé, že s rostoucím podílem krutové složky zatížení dochází k růstu úhlu lomu. Za kritickou oblast lze označit  $z = 0,5$ , kde dochází k prudkému vzrůstu náklonu. Pokud budeme sledovat samostatně případ NCÚ a VCÚ, tak jejich srovnáním zjistíme, že v oblasti VCÚ dochází v případě čistého krutu k mírnému poklesu tak, že se

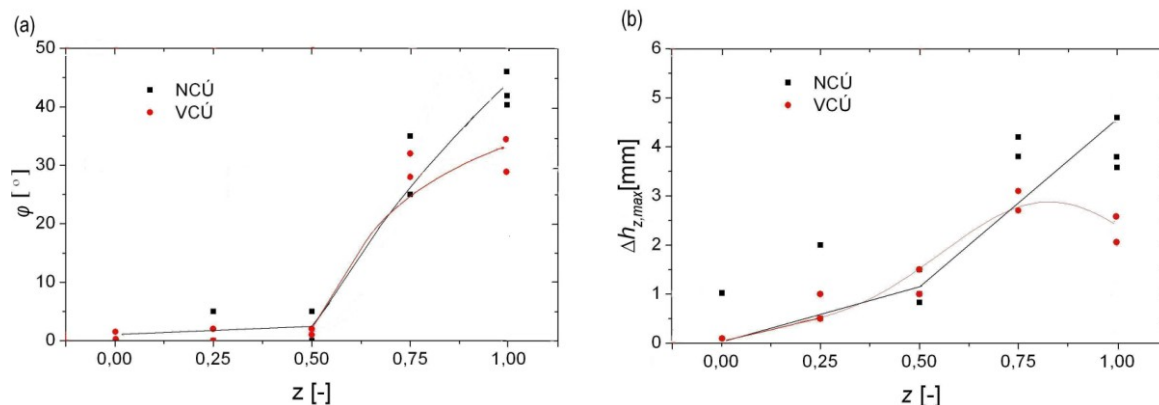
úhel sklonu pohybuje okolo 30°, zatímco v případě NCÚ roste úhel lomu až do oblasti čistého krutu, kde se pohybuje okolo ideální hodnoty 45°.

Fazeta	Profil	$R_L[-]$	$R_V[-]$	$R_q[\mu\text{m}]$	$S_k[-]$	$D_B[-]$	$H[-]$
I	1y	1,152	0,659	7,014	-0,132	1,036	0,68
	2y	1,205	0,53	7,405	0,159	1,175	0,75
	3y	1,107	0,41	4,035	0,139	1,085	0,82
	4y	1,252	0,767	6,044	-0,153	1,048	0,74
	1x	1,097	0,07	2,739	1,129	1,023	0,82
	2x	1,108	0,324	2,94	-0,147	1,017	0,83
	3x	1,102	0,453	4,074	0,372	1,063	0,78
	4x	1,202	0,037	3,993	-0,137	1,026	0,84
II	7y	1,109	0,649	5,442	-0,134	1,045	0,74
	8y	1,255	0,542	4,448	-0,129	1,064	0,76
	9y	1,111	0,452	6,074	0,372	1,084	0,85
	10y	1,114	0,369	1,875	-0,303	1,014	0,86
	9x	1,055	0,173	1,704	0,47	1,036	0,63
	10x	1,027	0,369	1,758	0,323	1,121	0,82
	11x	1,202	0,342	3,423	0,444	1,036	0,77
	12x	1,027	0,369	1,875	-0,133	1,078	0,71

Tab.7.5: Parametry profilů na fazetách pro případ čistého krutu.

Schod	Profil	$R_L[-]$	$R_V[-]$	$R_q[\mu\text{m}]$	$S_k[-]$	$D_B[-]$	$H[-]$
	5y	1,345	0,642	5,072	-0,186	1,245	0,63
	6y	1,462	0,641	5,983	-0,065	1,406	0,58
	5x	1,523	0,752	5,842	-0,369	1,284	0,52
	6x	1,485	0,669	5,688	0,635	1,18	0,57
	7x	1,589	0,674	6,074	0,368	1,137	0,69
	8x	1,495	0,582	7,356	0,633	1,148	0,53

Tab. 7.6: Parametry profilů na schodu pro případ čistého krutu.



Obr. 7.18 (a) Závislost úhlu lomu  $\varphi$  na způsobu namáhání (koeficient  $z$ ), (b) závislost výškového rozdílu na způsobu namáhání.

Druhý graf na obr. 7.18 (b) ukazuje závislost převýšení mezi nejnižším a nejvyšším bodem lomového povrchu na způsobu namáhání. Z tohoto obrázku je zřejmé, že výškový rozdíl  $\Delta h_{z,max}$  mezi nejnižší a nejvýše položeným bodem lomového povrchu vzrůstá s rostoucím podílem krutové složky, přičemž k prudkému nárůstu výškového rozdílu dochází opět v případě kritické hodnoty  $z = 0,5$ . Srovnáme-li případ NCÚ a VCÚ je zřejmé, že až do hodnoty  $z = 0,5$  je chování v obou případech prakticky shodné, po překročení hodnoty  $z = 0,5$  vykazují vzorky porušené v oblasti NCÚ vyšší převýšení a v případě čistého krutu dokonce dochází k poklesu výškového rozdílu  $\Delta h_{z,max}$  u vzorků porušených v oblasti VCÚ.

## 7. 2. 2 Nitridované vzorky

### 7. 2. 2. 1 Realizovaná měření

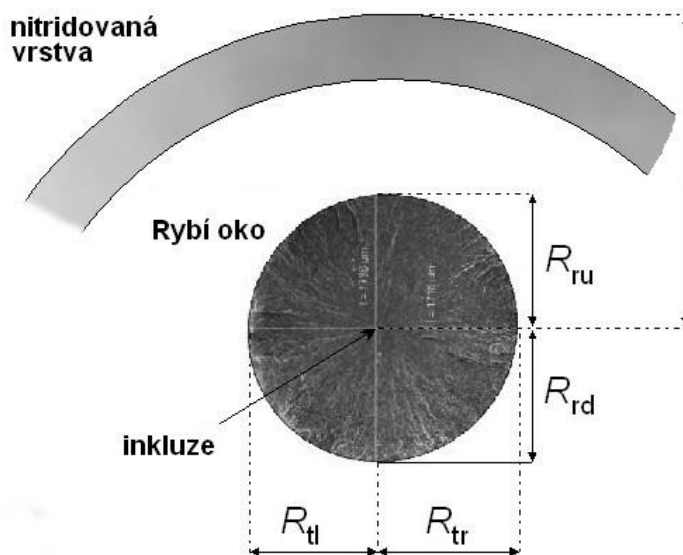
Vzhledem k tomu, že mechanismus vzniku únavové trhliny v nitridovaných vzorcích se zásadním způsobem odlišuje od vzniku trhliny ve vzorcích bez vrstvy, není možno aplikovat na vzorky s vrstvou ty přístupy, které byly s úspěchem použity ke kvantitativnímu vyhodnocení vlastností lomového povrchu bezvrstvého vzorku. V případě bezvrstvých vzorků se jedná o lom iniciovaný na povrchu zkušebního tělesa, zatímco v případě nitridovaných vzorků je lom iniciovaný uvnitř materiálu (viz třetí kapitola). V případě bezvrstvých vzorků zaujímá většinu lomové plochy oblast únavového lomu, naopak v případě nitridovaných vzorků je situace výrazně odlišná. Po vzniku rybiho oka

často dochází k náhlému lomu s typickým lomovým povrchem, charakteru transkrystalického jamkového porušení, na některých převážně krutem zatěžovaných vzorcích však lze pozorovat i rozsáhlejší oblasti únavového procesu. Tyto oblasti zjevně vznikají až po propojení podpovrchové trhliny s volným povrchem a porušení nitridační vrstvy, tedy za přítomnosti vzduchu.

Vedle odlišností daných mechanismem lomu jsou dalším významným faktorem, omezujícím použitelnost přístupů aplikovaných ve stati 7.2.1 i vlastnosti použité měřicí techniky. Stereofotogrammetrická rekonstrukce je vzhledem k vysokému náklonu lomové plochy (v případě vysokého podílu krutové složky) a její celkové tvarové složitosti často použitelná pouze na malé oblasti a není ji možno použít ke komplexní rekonstrukci lomové plochy (stereofotogrammetrická rekonstrukce obsahuje navzájem se překrývající body). Z tohoto důvodu je nutno použít principiálně odlišný způsob vyhodnocení vlastností lomového povrchu než byl použit v práci [1,3-5,157-160] nebo ve stati 7.2.1.

### 7. 2. 2. 2 Rozměry a růst rybího oka

Cílem této studie bylo stanovení závislostí mezi rozměry trhlin typu rybí oko a parametry únavového procesu (počet cyklů do lomu, koeficient zatěžování  $z$ ). Všechny doposud zveřejněné studie, věnující se analýze těchto trhlin, byly realizovány pro případ prostého ohybu nebo krutu [73,74,161-164].

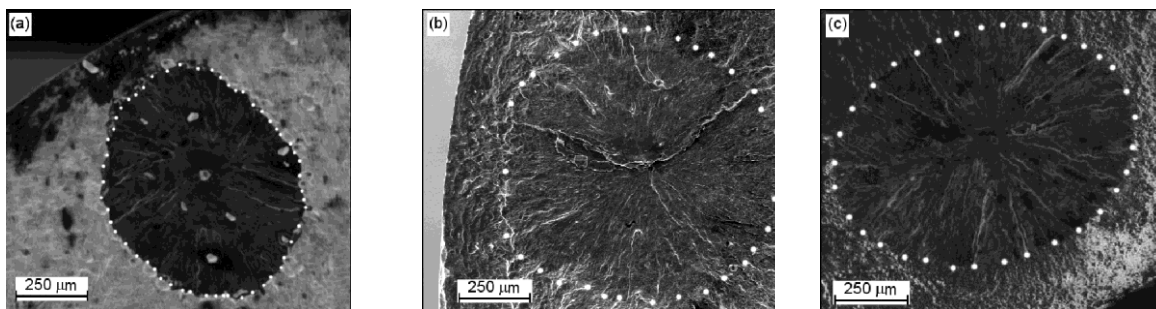


Obr. 7.19 Měřené parametry rybího oka [74,165].

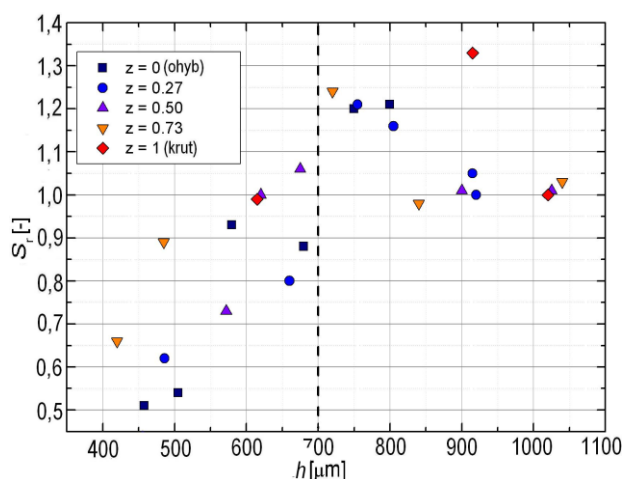
Na obr. 7.19 je schematicky zobrazena trhlina typu rybí oko se všemi měřenými rozměry. Na obr. 7.20 jsou zobrazeny snímky trhlin typu rybí oko pro různé typy namáhání. Rozměry pro jednotlivá rybí oka byly měřeny na zařízení *Microprof100*. Měření průměru inkluze, na níž trhlina vznikla, bylo realizováno pouze pro pět vybraných vzorků užitím stereofotogrammetrické rekonstrukce. Pro pět vybraných zkušebních těles byla provedena analýza drsností v oblasti trhliny typu rybí oko.

Namáhání	Vzorek	Z [-]	$\sigma_a$ [MPa]	$\tau_a$ [MPa]	$N_f$ [cyklů]
Ohyb	1	0,00	650	0	$4,20 \times 10^6$
	2	0,00	650	0	$2,71 \times 10^6$
	3	0,00	790	0	$1,39 \times 10^6$
	4	0,00	850	0	$3,24 \times 10^5$
	5	0,00	900	0	$3,08 \times 10^5$
Ohyb + Krut	6	0,27	680	250	$2,98 \times 10^6$
	7	0,27	555	202	$1,91 \times 10^6$
	8	0,27	555	202	$1,51 \times 10^6$
	9	0,27	740	270	$5,19 \times 10^5$
	10	0,27	850	310	$2,60 \times 10^5$
	11	0,27	850	310	$2,55 \times 10^5$
	12	0,50	343	343	$1,83 \times 10^6$
	13	0,50	460	460	$1,02 \times 10^6$
	14	0,50	430	430	$8,75 \times 10^5$
	15	0,50	510	510	$2,02 \times 10^5$
	16	0,74	180	500	$6,08 \times 10^6$
	17	0,73	150	414	$3,45 \times 10^6$
	18	0,73	150	414	$1,55 \times 10^6$
	19	0,73	132	362	$1,00 \times 10^6$
	20	0,73	201	543	$2,06 \times 10^5$
Krut	21	1,00	0	450	$4,56 \times 10^6$
	22	1,00	0	620	$7,56 \times 10^5$
	23	1,00	0	560	$5,07 \times 10^5$

Tab. 7.7 Experimentální data únavově porušených vzorků, na nichž byly analyzovány trhliny typu rybí oko.



Obr. 7.20 Mikroskopické snímky trhlín typu rybí oko pro různé způsoby zatěžování [74,164]: (a)  $z = 0$ , (b)  $z = 0,5$ , (c)  $z = 1$ .

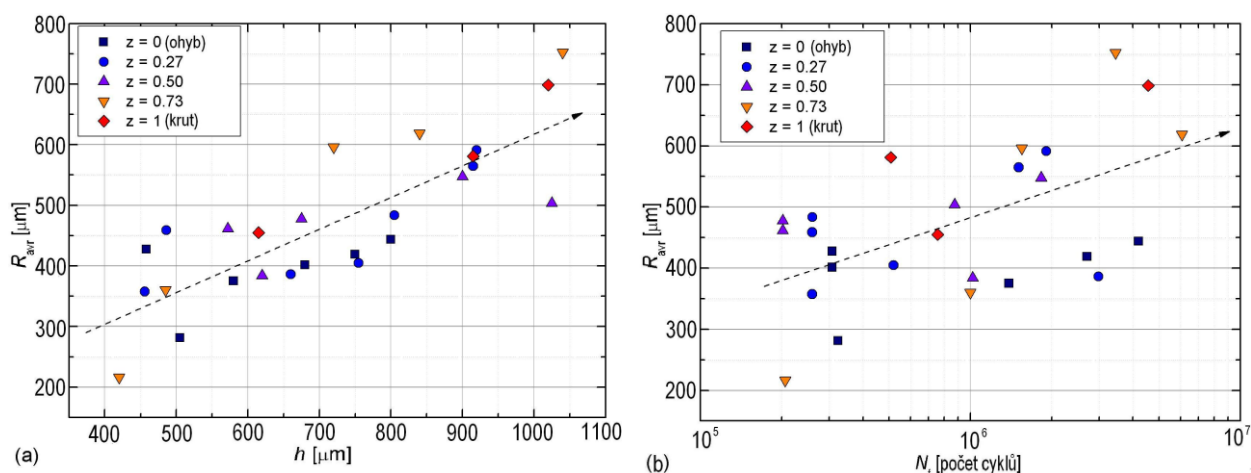


Obr. 7.21 Závislost koeficientu symetrie  $S_r$  na vzdálenosti  $h$  inkluze pod povrchem

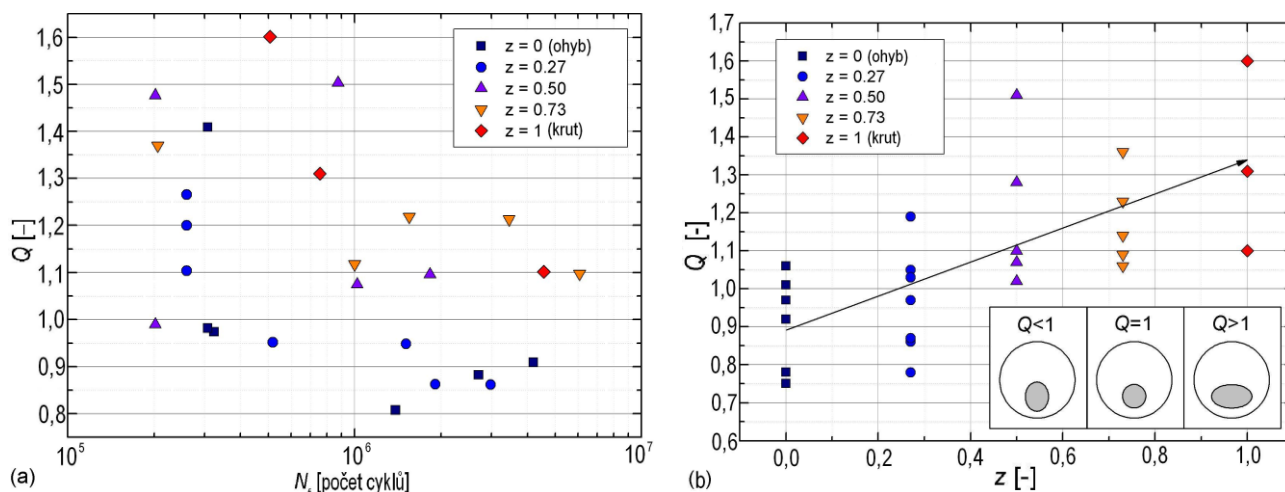
Pro vyhodnocení geometrických vlastností rybích ok byly zavedeny dva koeficienty [74,164]: koeficient symetrie  $S_r$  a koeficient elipsovitosti  $Q$ . Koeficient symetrie je definován jako poměr poloměrů oka v radiálním směru  $S_r = R_{ru}/R_{rl}$ . Tento koeficient vypovídá o tom, zda se trhlina snáze šířila ve směru do tělesa nebo směrem k povrchu tělesa, viz obr. 7.21. Z obr. 7.21 vyplývá, že pro vzdálenosti  $h < 0,7$  mm je  $S_r < 1$ , neboť růst rybího oka ve vrstvě je zpomalený. Radiální symetrie dosáhne hodnot  $S_r \approx 1,2$  pro  $h \in (0,7; 0,8)$  mm, což je v souladu s výsledky simulace růstu rybího oka (viz. následující odstavec). Pro větší vzdálenosti od povrchu však trhlina má tendenci růst symetricky ( $S_r$

$\approx 1$ ) což lze vysvětlit přítomností malých tahových pnutí vně vrstvy, vyrovnávajících pnutí tlaková uvnitř vrstvy (viz. obr. 7.26).

Koeficient elipsovitosti  $Q$  je definován jako poměr rozměru oka v tangenciálním směru k rozměru oka v radiálním směru, tedy jako  $Q = (R_{tl} + R_{tr}) / (R_{ru} + R_{rl})$ . Obr. 7.22 ukazuje závislost průměrné hodnoty poloměru rybiho oka  $R_{avr}$  na vzdálenosti inkluze pod povrchem a na počtu cyklů do lomu. Průměrná hodnota poloměru byla definována jako  $R_{avr} = (R_{ru} + R_{rl} + R_{tl} + R_{tr}) / 4$ . Z grafů je zřejmé, že velikost rybiho oka roste s počtem cyklů do lomu a se vzdáleností inkluze od povrchu.



Obr. 7.22 (a) Závislost průměrné hodnoty poloměru rybiho oka na vzdálenosti  $h$  inkluze pod povrchem. (b) na počtu cyklů do lomu.



Obr. 7.23 (a) Závislost koeficientu elipsovitosti  $Q$  na počtu cyklů do lomu, (b) na koeficientu namáhání  $z$ .



Obr. 7.23 ukazuje závislost  $Q$  na počtu cyklů do lomu a na koeficientu namáhání  $z$ . Z grafu na obr. 7.23 (a) je zřejmé, že trhliny vzniklé blízko nitridované vrstvy ( $h < 0,7$  mm) se obtížně šíří směrem k povrchu tělesa ( $R_{ru} < R_{rl}$ ). To lze vysvětlit vysokou hodnotou residuálních napětí v povrchové vrstvě. Graf na obr. 7.23 (b) ukazuje, že s rostoucím podílem krutové složky se oko stává více protáhlým.

### 7. 2. 2. 3 Simulace růstu trhliny typu Rybí oko při namáhání ohybem

Cílem této studie je analýza vlivu volného povrchu a napět'ového gradientu, vyvolaného ohybovým zatěžováním na růst rybího oka v radiálním směru bez uvažování vlivu napět'ových polí, vyvolaných přítomností povrchové vrstvy. Vezmeme-li v potaz, že rybí oko je eliptická trhlina, jež nukleuje jako kruhová trhlina, jejíž rozměry jsou shodné s průměrem inkluze, lze k simulaci jejího růstu v prvním přiblížení použít Paris-Erdoganovy rovnice ve tvaru

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n . \quad (7.3)$$

Faktor intenzity napětí  $K_{IA}$  a  $K_{IB}$  je však na obou protilehlých stranách (viz. obr. 7.24) trhliny odlišný. Hodnoty faktoru intenzity napětí  $K_{IA}$  a  $K_{IB}$  byly vypočteny užitím rovnic [165]:

$$K_{IA} = F_A \left\{ \frac{1}{E} \left( \frac{s}{R} \right) + f(k) \left( \frac{b}{R} \right) \right\} \sigma \sqrt{\pi b} , \quad (7.4)$$

$$K_{IB} = F_B \left\{ \frac{1}{E} \left( \frac{s}{R} \right) - f(k) \left( \frac{b}{R} \right) \right\} \sigma \sqrt{\pi b} . \quad (7.5)$$

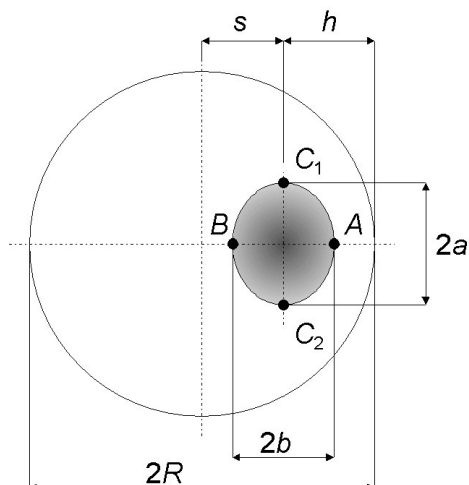
Koeficienty použité v těchto rovnicích lze vyjádřit následujícími vztahy:

$$E = \left\{ 1 + 1,464 \left( \frac{b}{a} \right)^{1,65} \right\}^{0,5} , \quad (7.6)$$

$$k = \left\{ 1 - \left( \frac{b}{a} \right)^a \right\}^{0,5}, \quad (7.7)$$

a

$$f(k) = 0,4246 - 0,0073k + 0,0977k^2 - 0,0906k^3 + 0,0784k^4. \quad (7.9)$$



Obr. 7.24 Eliptická trhlina v hřídeli o průměru  $2R$ .

Pokud je splněna podmínka  $(s/R) < 0.8$  platí

$$F_A = F_B = 1. \quad (7.10)$$

V ostatních případech nabudou rovnice pro  $F_A$  a  $F_B$  tvaru

$$F_A = 1 + 0,052 \left\{ 1 + \frac{b}{a} \left( \frac{h}{R} \right)^{0,3} \right\} \left( \frac{h}{R} \right)^2 \tan \left\{ \frac{\pi}{a} \left( \frac{h}{R} \right) \right\} / \left( \frac{b}{a} \right), \quad (7.11)$$

$$F_B = 1 + 0,018 \left\{ 1 + \frac{b}{a} \left( \frac{h}{R} \right)^{0,3} \right\} \left( \frac{h}{R} \right)^2 \tan \left\{ \frac{\pi}{a} \left( \frac{h}{R} \right) \right\} / \left( \frac{b}{a} \right). \quad (7.12)$$

Výše uvedené rovnice jsou použitelné pouze za určitých omezujících podmínek:

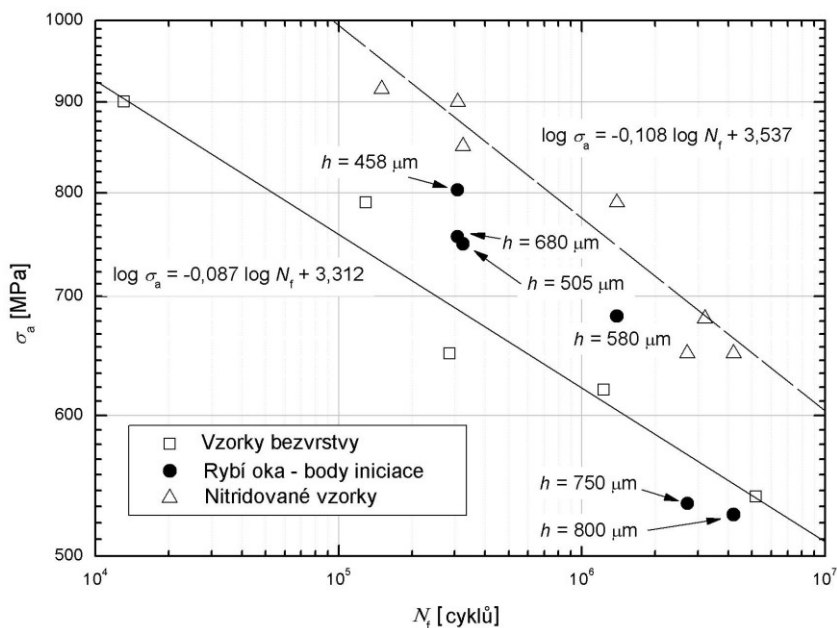
(i)  $0,5 \leq (b/a) \leq 1$ , (ii)  $(b/R) \leq 0,1$  v případě, že  $(s/R) < 0,8$  a (iii)  $(b/h) \leq 0,8$  v případě, že  $(s/R) \geq 0,8$  [165]. Trhlina však také roste i v tangenciálním směru, čemuž na obr. 7.24 odpovídají body  $C_1$  a  $C_2$  na čele trhliny. Pro faktor intenzity napětí v těchto bodech budeme předpokládat, že jeho hodnota leží pro případ malé a téměř kruhové trhliny mezi hodnotami  $K_{IA}$  a  $K_{IB}$ . Tedy budeme předpokládat, že postup čela trhliny ve směru tangenciálním odpovídá střednímu kroku, vypočtenému z kroků čela v bodech A a B ve směru tangenciálním. Pro výpočet Paris-Erdoganovy rovnice bylo použito konstanty  $C = 2,92 \times 10^{-12}$  a konstanty  $n = 2$  [v jednotkách SI], tedy stejných hodnot, jaké použil Murukami [80]. Absolutní hodnoty parametrů  $C$  a  $n$  nejsou podstatné vzhledem k tomu, že cílem této analýzy bylo pouze posoudit relativní rychlost růstu trhliny v radiálním směru vůči středu vzorku a jeho povrchu. Při tvorbě simulačního programu bylo využito kroku  $\Delta n = 2000$  a výpočet byl zastaven v okamžiku, kdy bylo dosaženo hodnoty  $2b = 0,9$  mm. Šířka eliptické trhliny v radiálním směru  $2b = 0.9$  mm, která odpovídá pozorovaným rozměrům rybích ok. Bylo zjištěno, že asymetrie  $S_r$  se jeví jako téměř nezávislá na hloubce  $h \in (0,6; 1,2)$  a platí  $S_r \in (1,2; 1,22)$ .

#### 7. 2. 2. 4 Odhad reziduálních napětí v oblasti vzniku trhliny typu rybí oko

Tato metoda, sloužící k odhadu reziduálních napětí v oblasti trhliny typu „rybí oko“, byla navržena Pokludou v práci [74]. Experimentální data, získaná pro případ prostého ohybu, mohou být použita pro přibližné určení reziduálních napětí na vnitřní straně nitridované vrstvy, resp. v oblasti přechodu z nitridové vrstvy do jádra materiálu. V případě čistého ohybu je směr vnitřních napětí roven směru hlavních napětí. Vektor reziduálních napětí je orientován opačně vůči hlavnímu napětí během tahového půlcyklu a během tlakového půlcyklu je jeho orientace shodná. To znamená, že reziduální napětí  $\sigma_{res}$  způsobuje posun S-N křivky k menším hodnotám parametrů asymetrie v nitridovaných vzorcích  $R = -1 \rightarrow R < -1$ . Této skutečnosti bylo použito v metodě, již lze popsat takto:

- Určení hloubky iniciace  $h_k$   $k$ -tého rybího oka.
- Výpočet amplitudy ohybového napětí  $\sigma_{ak}$ , jež odpovídá hloubce iniciace  $h_k$ .
- Zjištění počtu cyklů do lomu  $N_{fk}$ , jež přísluší  $k$ -tému ohybovému experimentu.
- Stanovení amplitudy napětí  $\sigma_{ak}^v$  (na povrchu), korespondující s  $N_{fk}$  na Wöhlerově křivce bezvrstevných vzorků.

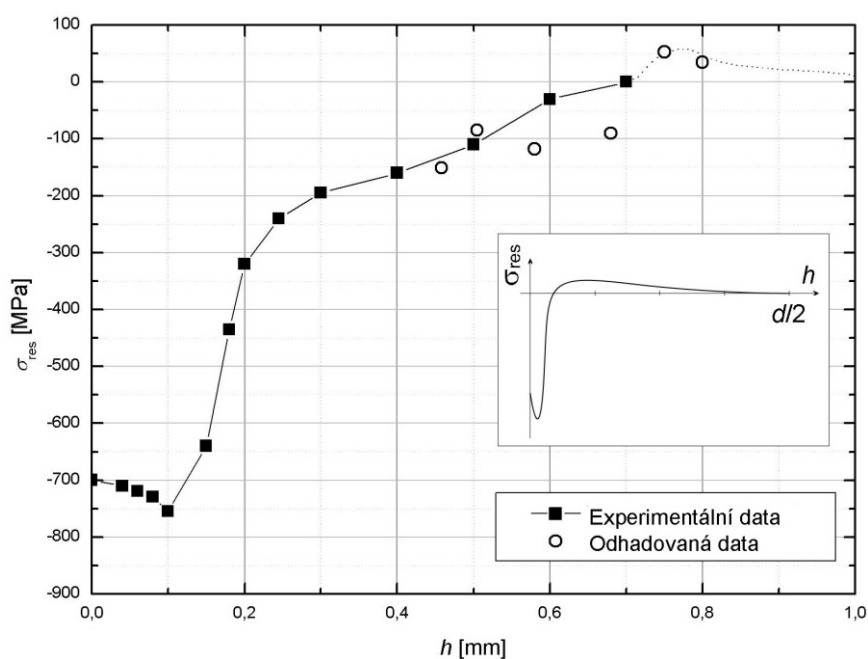
- Využití poměru  $\sigma_{ak}/\sigma_{ak}^v$  a obecného vztahu, jenž pro posun S-N křivek vlivem asymetrie ke stanovení středního napětí  $\sigma_m = \sigma_{res}$ , jež odpovídá hloubce iniciace trhliny  $h_k$ .
- Aplikace této procedury na jednotlivá rybí oka pro různé hloubky  $h$ , ke zjištění závislosti  $\sigma_{res}(h)$ .



Obr. 7.25 Wöhlerovy křivky pro nitridované vzorky a vzorky bez vrstvy [74]. Na obrázku jsou zakresleny body, jež odpovídají analyzovaným rybím okům.

Tato procedura byla použita pro zjištění aproximativní závislosti  $\sigma_{res}(h)$  a výsledek byl srovnán s naměřenými hodnotami (viz obr. 7.25 a 7.26). Na obr. 7.25 je plnou čarou nakreslena S-N křivka pro vzorek bez nitridované vrstvy [66] a nad ní je čárkovaně znázorněna S-N křivka pro nitridovaný vzorek. Data pro tvorbu S-N křivky nitridovaných vzorků byla získána z práce [66]. Plné kroužky odpovídají vypočteným hodnotám napětí  $\sigma_{ak}$  v hloubce  $h_k$ . Pro hloubku menší než 0,7 mm ( $h_k < 0,7$  mm) tyto body leží mezi S-N křivkami pro bezvrstvé a nitridované vzorky. Pro je hloubky vyšší než 0,7 mm ( $h_k > 0,7$  mm), leží tyto body pod S-N křivkou bezvrstvých vzorků. Pro posun S-N křivky byly adaptovány dobře známé vztahy Sodebergův ( $\sigma_{av}/\sigma_{av}^v = (1 - \sigma_m/\sigma_y)$ ) a Goodmanův ( $\sigma_{av}/\sigma_{av}^v = (1 - \sigma_m/\sigma_u)$ ). Veškerá experimentální data jsou uvedena v tab.

7.7, přičemž vztah Soderbergův dává konzervativní výsledky, zatímco vztah Goodmanův poskytuje nekonzervativní předpověď [166]. Střední hodnota  $\bar{\sigma}_m = \sigma_{res}$  pro oba přístupy je zakreslena pomocí otevřených symbolů v obr. 7.26 jako teoretický odhad residuálních napětí. Jak lze vidět, bylo dosaženo poměrně dobrého souhlasu mezi vypočtenými hodnotami a experimentálními daty, získanými měřením v oblasti přechodu z vrstvy nitridované do materiálu jádra. V materiálu jádra byla výpočtem předpovězena malá tahová residuální napětí. To bylo možno očekávat vzhledem k tomu, že musí nutně docházet k vyrovnání residuálních napětí na průměru  $d/2$ , jak je schematicky znázorněno v obr. 7.26. Popsaná metoda má některé limity použitelnosti, které jsou popsány v práci [66].

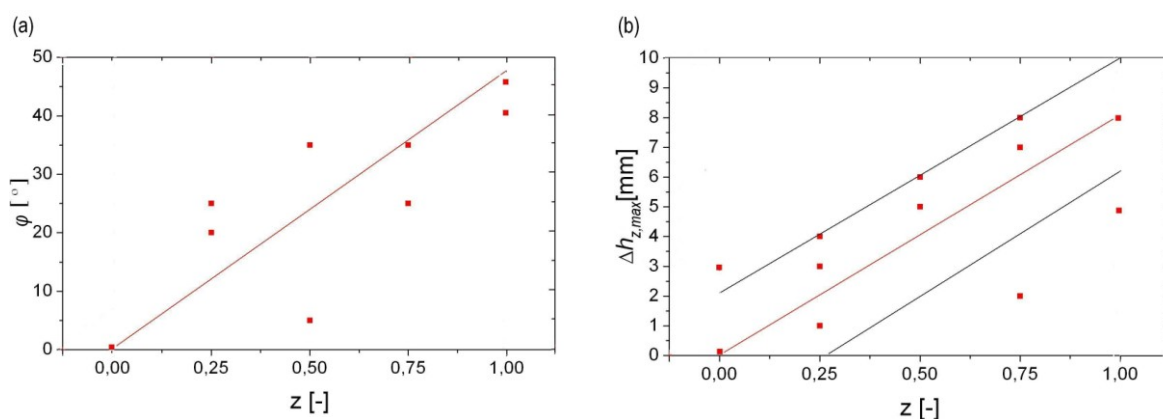


Obr. 7.26 Experimentální profil a teoretický odhad residuálních napětí v nitridované vrstvě [74]. Na vloženém obrázku je obecné schéma residuálních napětí podél poloměru vzorku. Experimentální hodnoty residuálních napětí vyznačené na tomto obrázku byly získány pomocí RTG měření [167] v prakticky identické oceli.

### 7. 2. 2. 5 Kvantitativní analýza náklonu plochy rybího oka

Byl rovněž analyzován náklon lomových ploch v oblasti jednotlivých rybích ok v závislosti na způsobu namáhání. Přitom byl určován výškový rozdíl  $\Delta h_{z,max}$  mezi nejnižší a nejvýše položeným bodem lomového povrchu. Výsledky těchto měření jsou zobrazeny na obr. 7.27.

Z obr. 7.27 je zřejmé, že s rostoucím podílem krutové složky roste i úhel náklonu lomové plochy až po  $45^\circ$  pro prostý krut. To znamená, že všechna rybí oka se šířila v prakticky prostém otevíracím módu I. Srovnáním grafu na obr. 7.27 s výsledky prezentovanými ve stati 7.2.1 pro vzorky bez vrstvy v oblasti VCÚ je zřejmé, že v případě nitrídaných vzorků jsou hodnoty  $\Delta h_{z,max}$  asi o 5mm větší než u vzorků bez vrstvy.



Obr. 7.27 Úhel sklonu  $\varphi$  lomové roviny a výškový rozdíl  $\Delta h_{z,max}$  mezi nejvyšším a nejnižším bodem lomové plochy v závislosti na koeficientu zatěžování.

## 8. Závěr

Tato práce je věnována výzkumu biaxiální únavy vysocepevných ocelí, zušlechtěných pomocí plasmové nitridace. Experimentální výsledky a jejich analýza byla rozdělena do tří částí: (1) únavová životnost a její predikce, (2) kvantitativní fraktografie vzorků bez vrstvy a (3) kvantitativní fraktografie nitridovaných vzorků.

Výsledky, prezentované v této práci a uveřejněné na konferencích a v odborných časopisech, byly kolektivní prací a tudíž je třeba zhodnotit, které partie jsou především výsledkem mé výzkumné činnosti. V části věnované predikci únavové životnosti (kapitola 6.) jsou veškeré výpočty mým dílem, ale použité programy byly vytvořeny v rámci prací [21, 22, 36]. V této kapitole je také odstavec (6, 4, 1) věnovaný problematice zatěžování tahem-tlakem, který je výsledkem práce autorů Dvořáka a Pokludy. Tyto výsledky bylo třeba prezentovat z hlediska vhodné interpretace výsledků kombinovaného zatěžování. V kapitole 7, věnované faktografické analýze lomového povrchu, byly veškeré Delanuyovi triangulace dílem doc. Ponižila (UTB ve Zlíně), přičemž následné výpočty parametrů drsnosti jsem realizoval užitím programu, vytvořeného v rámci práce [1]. V druhé stati (7.2) této kapitoly, která se věnuje problematice nitridovaných vzorků, jsou experimenty výsledkem převážně mé činnosti, zatímco návrh metody a realizace odhadu residuálních napětí je dílem prof. Pokludy. Tuto metodu bylo nutno prezentovat z důvodů interpretace experimentálních výsledků.

Experimentální práce byly realizovány na zkušebních vzorcích vyrobených z oceli CSN 41 5340. Část těchto zkušebních vzorků byla zušlechtěna užitím plasmové nitridace. Tyto vzorky byly podrobeny namáhání symetrickým ohybem, symetrickým krutem a jejich souřadnou synchronní kombinací.

V práci bylo jasně prokázáno, že v oblasti VCÚ má přítomnost povrchové vrstvy vytvořené plasmovou nitridací výrazně pozitivní vliv na únavovou životnost a to 25% [31,32,66,71]. Jako nejefektivnější kritéria pro predikci únavové životnosti bezvrstevných vzorků se jeví kritérium Marinovo a McDiarmidovo, zatímco v případě vzorků s vrstvou se jako nejlepší jeví kritérium Matakaovo [31,32]. V této práci byla prokázána obecně vysoká přesnost kritérií založených na kritické rovině.

V části věnované fraktografické analýze vzorků bez vrstvy byly v podstatě potvrzeny některé výsledky prezentované v práci [1,3-5], věnované NCÚ, zejména skutečnost, že s rostoucím podílem krutové složky zatěžování (tedy s rostoucím parametrem  $z$ ) je trajektorie únavové trhliny složitější, při současném nárůstu poškození obou lomových povrchu jejich vzájemným otěrem. Projevem vyšší složitosti trajektorie únavové trhliny je náhlý nárůst makrodrsnosti lomového povrchu v oblasti iniciace trhliny počínající od kritického parametru  $z_c \approx 0,5$ . Ze srovnání výsledků získaných pro případy VCÚ a NCÚ je zřejmý pokles hodnot jednotlivých parametrů drsnosti s rostoucím počtem cyklů do lomu. Tento rozdíl mezi výsledky VCÚ a NCÚ se stává mnohem markantnějším pro případ detailní analýzy lomových fazet, který ukazuje, že charakteristické fazety (VCÚ) mají přibližně třetinovou velikost. Oproti rozměrům zjištěným v oblasti NCÚ [1,158,160].

Pro kvantitativní analýzu lomového povrchu nebylo možno použít stejného přístupu jako tomu bylo v případě bezvrstevných vzorků. To je důsledkem výrazně odlišné povahy podpovrchové iniciace trhliny, pro níž je charakteristickým útvarem lomového povrchu tzv. rybí oko. Fraktografická analýza byla tedy především zaměřena na posouzení geometrických parametrů těchto morfologických znaků ve vztahu k aplikovanému zatěžování.

Za nejdůležitější výsledky práce lze považovat:

- Nitridovaná vrstva zvyšuje únavovou životnost při kombinovaném namáhání v krutu-ohybu.
- Jako nejefektivnější kritérium pro predikci biaxiální únavové životnosti bezvrstevných vzorků se jeví kritérium Marinovo, zatímco v případě vzorků s vrstvou kritérium Matakaovo.
- Přítomnost nitridované vrstvy omezuje růst trhliny. Zpomalující efekt residuálních napětí je velmi výrazný především pro ta rybí oka, jež iniciovala na inkluzích v hloubce menší než  $h < 0.7$  mm. Pro vyšší hodnoty mají rybí oka tendenci růst symetricky ( $S_r \approx 1$ ).
- Průměrná velikost rybiho oka vzrůstá s rostoucí vzdáleností od povrchu vzorku a s rostoucím počtem cyklů do lomu.
- Koeficient elipsovitosti  $Q$  vzrůstá s rostoucím podílem krutové složky zatěžování.
- Při všech způsobech biaxiálního namáhání dochází k růstu rybiho oka v prostém módu I.
- V případě vzorků bez vrstvy existuje i v oblasti VCÚ kritická hodnota parametru zatěžování  $z_c \approx 0,5$ , při níž dochází k prudkému nárůstu výškových a smíšených parametrů drsnosti lomového povrchu.
- Teoretický odhad residuálních pnutí ze srovnání S-N křivek pro vzorky s vrstvou a bez vrstvy poskytuje hodnoty srovnatelné s experimentem.



## Použitá literatura

- [1] Slámečka, K.: *Disertační práce*, VUT, Brno 2006
- [2] Pokluda, J., Kroupa, F., Obdržálek, F.: *Mechanické vlastnosti a struktura pevných látek*, PC-DIR, Brno 1994.
- [3] Slámečka, K., Pokluda, J.: Analysis of Fracture Morphology and Local Loading Modes in Torsional Fatigue. *Materials Science Forum* 482 (2005) 263 - 266, ISSN: 0255-547
- [4] Slámečka, K., Ponížil, P., Pokluda, J.: Quantitative Fractography in Bending-Torsion Fatigue. *Materials Science and Engineering A* 462 (2007) 359 - 362, ISSN: 0921-509
- [5] Slámečka, K., Pokluda, J., Ponížil, P., Major, Š. , Šandera, P.: On the Topography of Fracture Surfaces in Bending-torsion Fatigue. *Engineering Fracture Mechanics* 75 (2008) 760 - 767, ISSN: 0013-7944
- [6] Suresh, S. : *Fatigue of materials*, Cambridge University Press, Cambridge 1998.
- [7] Höschl, C.: *Únava materiálu při periodickém zatěžování*. CSVTS Praha 1981.
- [8] Klesnil, M., Lukáš, P.: *Fatigue of metallic materials*. ACADEMIA Praha 1992.
- [9] Klesnil, M., Lukáš, P. : *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. 1. Vydání, Academia, Praha 1975.
- [10] Puškár, A.: *Medzné stavy materiálův a súčastí*. 1. Vydanie, Veda SAV, Bratislava 1989.
- [11] Růžička, M., Hanke, M., Rost, M.: *Dynamická pevnost a životnost*. CVUT, Praha 1992.
- [12] Vlk, M.: *Dynamická pevnost a životnost*. Vysoké učení technické v Brně, Brno 1992.
- [13] Polák., J.: *Cyclic Plasticity and Low Fatigue Cycle Fatigue Life of Metals*, Academia, Praha, 1991.

- [14] Polák, J.: *Kovové materiály*, 36, č.3,1998.
- [15] Klesnil, M., Polák, J.: Šíření únavových trhlin malých dělek. *Únava materiálu a konstrukcí*, I. díl. Plzeň 1984, 56 - 62.
- [16] Kunz, L., Lukáš, P.: Souvislost mezi středním napětím, cyklickou napětově-deformační odezvou a únavovou životností. Zborník: *LETNÁ ŠKOLA ÚNAVY MATERIÁLŮV '2000*. EDIS Žilina 2000, s. 16-25.
- [17] Kwofie, S.: An exponential stress function for predicting fatigue strength and life due to meanstresses. In: *International Journal of Fatigue*. PII: S0142 - 1123(01)00044 - 5, Elsevier Science 2001, pp. 829 - 836.
- [18] Ellyin, F.: "Fatigue (multiaxial): general", *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*, Ed. K.H.J. Buschow et al., Pergamon Press, 2001, 2939-2944.
- [19] Pokluda, J.: Únavová životnost při víceosém namáhání. *Materiálové inženýrstvo* 9, 2002, c. 3, s.33 - 40.
- [20] Socie, D.F., Marquis, G.B.: *Multiaxial Fatigue*. SAE Int., Warrendale 2000
- [21] Slámečka, K.: *Diplomová práce*, VUT, Brno 2001
- [22] Šesták, P.: *Diplomová práce*, VUT, Brno 2004
- [23] Zemandl, M.: Přístupy a kritéria pro predikci únavové pevnosti při kombinovaném víceosém namáhání. Výzkumná zpráva GA101/99/0103, Ústav termomechaniky AC ČR Plzeň, 1999.
- [24] Zemandl, M.: Analýza únavového porušování strojních komponent namáhaných víceosou napjatostí. *Letná škola únavy materiálův 2000*, Zuberec - Roháče, s. 26 - 34.
- [25] Lukáš, P., Polák, J., Troščenko, V.T., Chamaza, L.A., Pokrovskij, V.V., Bílý, M., Čačko, J., Kliman, V.: *Cyklická deformaci a únava kovov*, VEDA/vydavateľstvo Slovenskej akademie vied, Bratislava 1987.
- [26] Brdička, M.: *Mechanika kontinua*. Academia, Praha 2000.
- [27] Bernasconi, A.: Efficient algorithms for calculation of shear stress amplitude and amplitude of the second invariant of the stress deviator in fatigue criteria applications. *Int. J. Fatigue* 24, 2002, pp. 649-657.

- [28] Sines, G.: *Failure of materials under combined repeated stresses with superimposed static stresses*. Washington, NACA 1955.
- [29] Sines, G.: Behavior of metals under complex static and alternating stresses. In: *Metal Fatigue*. Ed. Sines, G. , Waisman, J.L., New York, McGraw Hill 1959, pp. 145-469.
- [30] Crossland, B.: Effect of large hydrostatic pressure on the torsional fatigue strength of an alloy steel. In: *Proc. Int. Conf. on Fatigue of Metals*, Institution of Mechanical Engineers, London, 1956, pp. 138-149.
- [31] Major, Š., Papuga, J., Horníková, Pokluda, J.: Comparison of the Fatigue Criteria for Combined Bending-torsion loading of Nitrided and Virgin specimens. *Strength of Materials* 40,(2008) 64 – 66, ISSN: 0039-2316
- [32] Major, Š., Horníková, Pokluda, J.: Biaxial Fatigue Life of Plasma-Nitrided and Virgin Specimens. Ve sb. „*Životnost materiálů a konstrukcí*“, Ed. J. Man, M. Petranec, J. Polák, ÚFM AV ČR, Brno 2006, s.23-27, ISBN: 80-239-6751-7.
- [33] Major, Š., Pokluda, J., Šandera, P.: Improved Fatigue Criterion and Biaxial Life of Virgin and Plasma –Nitried specimens. Ve sb.: „*Juniormat 07*“, Ed. Šandera P., Brno 2007, s.81-84.
- [34] Slámečka, K., Pokluda, J. , Bartík, L.: Životnost nízkolegované oceli při kombinovaném namáhání v krutu a ohybu. *Degradácia vlastností konštrukčných materiálů únavou VII*, Rajecké Teplice 2001, s.36 - 41.
- [35] You, B.R., Lee, S.B.: *A critical review on multiaxial fatigue assessments of metals*. PII: S0142 -112(96)00002 - 3, Elsevier Science 1996, pp. 235 - 244.
- [36] Papuga, J: *Disertační práce*, 2006, ČVUT, Praha.
- [37] Papuga, J, Růžička, M: Two new multiaxial criteria for high cycle fatigue computation, *International Journal of Fatigue* 30 (2008) 58–66.
- [38] Papuga, J, Růžička , M.; Balda, M.; Svoboda, J.: Several high-cycle fatigue multiaxial kritéria compared with experimental results. *Proc. of 21st Danubia-Adria Symposium on Experimental Methods in Solid Mechanics*. Zagreb, Croatian Society of Mechanics 2004, pp. 286-287.
- [39] Růžička , M, Papuga, J: Posouzení uniaxiálních a multiaxiálních metod predikce životnosti. In: *Proc.of Applied Mechanics 2000*. Liberec, TU Liberec 2000. pp. 331-336.

- [40] Gough, H. J.: Engineering Steels Under Combined Cyclic and Static Stresses. *Journal of Applied Mechanics*, June 1950, pp. 113-125.
- [41] Gough, H. J.; Pollard, H. V.; Clenshaw, W. J.: Some Experiments on the Resistance of Metals to Fatigue under Combined Stresses. London, His Majesty's Stationery Office 1951.
- [42] Papadopoulos, I.V., Davoli, P., Gorla, C., Filipini, M., Bernasconi, A.: A komparative study of multiaxial high - cycle fatigue criteria for metals. *International Journal of Fatigue*, Vol. 19, No.3, Elsevier Science 1997, pp. 219 - 235.
- [43] Papadopoulos, I. V.: A new criterion of fatigue strength for out-of-phase bending and torsion of hard metals. *Int. J. Fatigue* 16, 1994, pp. 377-384.
- [44] Papadopoulos, I. V.: Critical plane approaches in high-cycle fatigue: On the definition of the amplitude and mean value of the shear stress acting on the critical plane. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* 21, 1998, No. 3, pp. 269-285.
- [45] Wang, C. H.; Brown, M. W.: Life prediction techniques for variable amplitude multiaxial fatigue-Part 1: Theories, Part 2: Comparison with experimental results. *J. of Engng. Mater. Tech.*, Transactions of the ASME, 118, 1996, pp. 367-374.
- [46] Dang Van, K., Cailletaud, G.; Flavenot, J. F.; Douaron, L.; Lieurade, H. P.: Criterion for high-cycle failure under multiaxial loading. In: *Biaxial and Multiaxial Fatigue*. Eds: M. Brown and K. Miller, Sheffield, 1989, pp. 459-478.
- [47] Fatemi, A.; Socie, D. F.: A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 11, 1988, No. 3, pp. 149-165.
- [48] Park, J.; Nelson, D.: Evaluation of energy-based approach and a critical plane approach for predicting constant amplitude multiaxial fatigue life. *Int. J. Fatigue* 22, 2000, pp. 23-39.
- [49] Carpintieri, A., Spagnoli, A., Vantadori, S.: *Critical plane approach for multiaxial fatigue of metals*. University of Parma, Italy, 2001.
- [50] McDiarmid, D. L.: A shear stress based critical-plane criterion of multiaxial fatigue failure for design and life prediction. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct* 17, 1994, No. 12, pp. 1475-1484.

- [51] Carpintieri, A.; Spagnoli, A.: Multiaxial high-cycle fatigue criterion for hard metals. *Int. J. Fatigue*, 23, 2001, pp. 135-145.
- [52] Spagnoli, A.: A new high-cycle fatigue criterion applied to out-of-phase biaxial stress state. *International Journal of Mechanical Sciences* 43, 2001, pp. 2581-2595.
- [53] Vidal-Sallé, E.; Kenmeugne, B., Robert, J. L.: Bahaud, J.: On a new multiaxial fatigue criterion based on a selective integration approach. In: *Fatigue '96*, Proc. of the Sixth Int. Fatigue Congress, Vol. II. Red. G. Lütjering, Berlin, Pergamon 1996, pp. 983-988.
- [54] Namiya, E., The application of mesoscopic scale approach in fretting fatigue. *J. Braz. Soc. Mech. Sci. & Eng.*, Vol.25, no.1, Rio de Janeiro, Jan./Mar. 2003.
- [55] Gonçalves, C. A.; Araujo, J. A.; Mamiya, E. N.: Multiaxial fatigue: a stress based criterion for hard metals. *Int. J. Fatigue* 27, 2005, pp. 177-187.
- [56] Ilyushin; A. A.: *Plasticity Foundations of General Mathematical Theory*, Akad. Nauk, Moscow, 1963, p. 16.
- [57] Reis, L; LI, B.; De Freitas, M.: Biaxial fatigue for proportional and non-proportional loading paths. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 27, 2004, pp. 775-784. Reis, L; LI, B.; De Freitas, M.: Biaxial fatigue for proportional and non-proportional loading paths. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 27, 2004, pp. 775-784.
- [58] Dvořák, I.: Únava dílců s povrchově tvrzenými vrstvami. *Materiálové inženýrstvo* 9, 2002, c. 3,s. 77 - 84.
- [59] *Metals Handbook*, Vol. 4, Heat Treating, 9th, American Society for Metals, Metals Park, OH,1991, p. 387.
- [60] Thelning, K.E.: *Steel and Its Heat Treatment*, Bofors Handbook, Butterworths, London, 1975, p. 377.
- [61] Cowling,J.M., Martin, J. W.: *Met. Technik*. 8.,1981, 289.
- [62] Alसान, A., Karakan, M., Çelik, A., *Materials Characterization* 48, 2002, pp.323.

- [63] Edenhofer, B.: *Heat Treat. Met.* 1 (2), 1974, 56-67.
- [64] Holemař, A., Hrubý V., *Iontová nitridace v praxi*. SNTL, Praha 1989.
- [65] Jones, C.K., Martin, S.W., Sturges, D.J, Hudis, M.: Ion nitriding, in: *Heat Treatment*, vol.73, The Metal Society, London, 1973, pp. 71-77.
- [66] Pokluda, J., Dvořák, I., Horáková, H., Major, Š.: Influence of Plasma-Nitriding Surface Layer on Fatigue Life of Steel Specimens under Push-Pull and Bending-Torsion. Ve sb.: "*Fatigue 06*", Ed. W. S. Johnson, Elsevier (CD), Atlanta, Georgia, USA 2006, s. 0601A\_24
- [67] Hrubý, V., Holemař, A.: *Katalog technologických listů iontové nitridace*. STROJTECH, Brno 1991.
- [68] Zábavník, V.: *Chemicko-tepelné spracovanie kovov*. VŠT Košice, 1981.
- [69] Hrubý, V., Million, B., Stránský, K.: Mikrotvrdość plazmove nitridovaných vrstev ocelí po implantaci a následném tepelném zpracování při teplotách 500-600C. *Kovové materiály*, 39 [2] 110-120 (2001).
- [70] Dvořák, I., Hanák, J., Bartík, L., Zahradníček, M.: *Životnost povrchově tvrzených součástí vojenské techniky při proměnném namáhání*. Závěrečná zpráva POV, Brno, 2000.
- [71] Horáková, H., Major, Š., Pokluda, J.: Vliv plazmove nitridace ocelových vzorků na únavovou životnost při biaxiálním zatěžení. Ve sb.: "*Víceúrovňový design pokrokových materiálů*", Ed. Dlouhý, I., Švejcar, J., Šob, M., Strnadel, B.: ÚFM AV ČR, Brno 2005, s. 155-162, ISBN: 80-239-6145-4.
- [72] Murakami, Y., Nomoto, T., Ueda, T., Murakami, Y. *Fatigue Fract Eng Mater Struct.* 23, Blackwell Science Ltd. pp. 903 – 910.
- [73] Chapetti, M.D., Tagawa, T., Miyata, T.: "Ultra-long cycle fatigue of high strength carbon steels part I: review and analysis of the mechanism of failure". *Mater. Sci. Eng.* A356 (2003) 227-235.
- [74] Slámečka, K., Pokluda, J., Kianicová, M., Major, Š., Dvořák, I.: Quantitative fractography of fish-eye crack formation under bending-torsion fatigue: *International Journal of Fatigue* 32 č.6 (2010) pp. 912 – 928, ISSN 0142-1423.

- [75] Tanaka, K., Okinawa, Y.: Fatigue crack propagation behaviour derived from S-N data in very high cycle regime, *Fatigue Draft Engng Mater Struct* 25, 778-784.
- [76] Shizowa, K., Morii, Y., Nishimo, S., Lu, L.: Subsurface crack initiation and propagation mechanism in high-strength steel in very high cycle fatigue regime, *Int. J. Fatigue*, 28, 2006, pp. 1521-1532.
- [77] Shizowa, K., Lu, L., Ishihara, S.: S-N curve characteristics and subsurface crack initiation behaviour in ultra-long life fatigue of high carbon-chromium bearing steel. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* 25, 2002, pp. 813-822.
- [78] Kobayashi, H., Toorok, A., Oomura, T., Sano, T.: Ultra-high-cycle fatigue properties on fracture mechanism modified 2.25Cr-1Mo steel at elevated temperature, *Int. J. Fatigue*, 28, 2006, pp. 1633-1639.
- [79] Murakami, Y. Mechanism of fatigue failure in ultralong life regime. In: Stanzl-Tschegg S, Mayer H (eds.) Proceedings of the international conference on Fatigue in the very high cycle regime, *Instit. of Metrology and Physics*, Austria 2001, p.11
- [80] Murakami, Y.: Metal Fatigue: *Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. Amsterdam: Elsevier; 2002.
- [81] Kuroshima, Y., Ikeda, T., Harada, M., Harada, S.: Subsurface crack growth behavior on high cycle strength steel. *Trans. Japan Soci. Mech. Eng.* 64, 2534-2541.
- [82] Beretta, S., Ghidini, A., Lombardo, F.: Fracture mechanics and scale effects in the fatigue of railway axles, *Engineering Fracture Mechanics* 72, 2005, 195-208.
- [83] Marines-Garcia, I., Paris, P.C., Tada, H., Bathias, C., Lados, D.: Fatigue crack growth from small to large cracks on very high cycle fatigue with fish-eye failures, *Engineering Fracture Mechanics* 75, 2008, 1657-1665.
- [84] Murakami, Y., Fukushima, Y., Toyama, K., Matsuoka, S.: Fatigue crack path and threshold in Mode II and Mode III loadings. *Engineering Fracture Mechanics* 75, 2008, 306-318.
- [85] Marines-Garcia, I., Paris, P.C., Tada, H., Bathias, C.: Fatigue crack growth from small to large cracks in very-high-cycle fatigue with surface and internal "fish-eye" failures for ferrite-perlitic low carbon steel SAE 8620, *Material Science and Engineering A* 468-470, 2007, 120-128

- [86] Nakasome, Y., Hara, H.: *FEM simulation of growth fish-eye in the very high fatigue of high strength SUJ2*. Kyoto, Japan, 2004.
- [87] Mills. K et al.: "History of Fractography". In: K.Mills et al. (eds.) *Metals Handbook*, Vol. 12., ASM International, Metals Park, Ohio 1992, 1-9.
- [88] Underwood, E. E: Quantitative Fractography, in *Applied Metallography*, G.F. Vander Voort, Ed., Van Nostrand Reinhold, 1986.
- [89] Banerji, K.: Quantitative fractography: A modern perspective, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol 19, No. 4 ,April, 1988.
- [90] Vasilev, A.D., Fractography and failure analysis of materials studied by SEM. *Europ. Microsc. Anal.* July (1998) 9-11.
- [91] Kobayashi, T. , Shockey, D.A. "The relationship between fracture surface roughness and fatigue load parameters". *Int. J. Fatigue* 23 (2001) S135-S142
- [92] F.O. Riemelmoser, R.Pippan, H.P. Stüve, "An argument for a cycle-by-cycle propagation of fatigue cracks at small stress intensity ranges". *Acta Mater.* 46, 5 (1998) 1793-1799.
- [93] Wang, H.S., Müller, C.: "Fracture surface roughness and roughness-induced fatigue crack closure in Ti-2.5 wt% Cu". *Mater. Sci. Eng.* A255 (1998) 7-15.
- [94] Engel, L., Klingele, H.: *An Atlas of Metal Damage*, Ed. S. Muray, Trans., Prentice Hall, 1981.
- [95] Palček, P., Chalupová, M. : *Fraktografie a mikrofraktografie konstrukčních materiálů*, 9, 3, 2002, 57-66.
- [96] Lauschmann, H., Nedbal, I.: Auto-shape analysis of image textures in fractography, *Image Anal. Stereol.* 21 (2002) 139-144.
- [97] Lauschmann, H., Šiška, F. , Šumbera, J. , Nedbal, I.: Společné znaky únavových lomových ploch vytvořených odlišnými zatežovacími režimy In: V.Mentl (ed.) *Únava a lomová mechanika 2006*, Žinkovy 2006, CD.
- [98] Kunz, J.: Aplikace lomové mechaniky a kvantitativní fraktografie při analýze únavových poruch těles a konstrukcí, *Materiálové Inžinierstvo* 9, 3 (2002) 49-56.



- [99] Zemandl, M.: Fraktografie únavových lomu kovových materiálu při mechanickém namáhání, *Materiálové Inžinierstvo* 9, 3 (2002) 41-48.
- [100] Pokluda, J., Staněk, P.: "Rekonstrukce únavového procesu z morfologie lomové plochy I+II". *Strojirenství* 30 (1980) 485-496, 552-561.
- [101] *ASM Handbook: Fractography, The Ninth Edition of Metals Handbook*, Vol. 12., ASM International, Metals Park, Ohio 1992.
- [102] Edington, J.W., *Practical electron microscopy in materials science*, Macmillan, London 1975
- [103] Karlik, M., Transmisní elektronová mikroskopie: pohled do nitra materiálů , *Čs.čas.fyz.* 55 (2005) 457- 464.
- [104] Watanabe, M., Williams, D.B.: *Ultramicrosc.* 78 (1999) 89.
- [105] Williams, D.B., Watanabe, M., Carpenter, D.: *Microchim. Acta*, 15 (Suppl) (1998) 49.
- [106] Williams, D.B., Carpenter, D.: *Transmission Electron Microscopy: A text for materials science*, Plenum Press, New York, 1996.
- [107] Van Stone, R.H, Cox, T.B., Low, J.R., Psioda, J.A.: Microstructural aspects of Fracture by Simplex rupture, *Int. Met. Rev.*, Vol 30 (No. 4), 1985, 157-179.
- [108] Beachem, C.D., Microscopic Fracture Processes, *Fracture*, Vol 1, Ed. Liebowitz, H., Academic Press, 1969, 243-349.
- [109] Broek, D.: Some Contributions of Elektron Fractography to the Theory of Fracture, *Int. Met. Rev.* Vol 19, 1974, 135-182.
- [110] Cox, T.B., Low, J.R., An Investigation of Plastic Fracture of AISI 4340 and 18 Nickel-200 Grade Maraging Steels, *Metall. Trans.*, Vol 5, 1974, p1454.
- [111] Masters, J.E., Au, J.J.: *Fractography of modern engineering materials: Composites and Metals*, American Society for Trsting and Materials, Nashville/Baltimore, 1987.

- [112] Semprimoschnig, C.O.A. , Stampfl, J. , Pippan, R. , Kolednik, O.: A new powerful tool for surveying cleavage fracture surfaces, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 20, 11 (1997) 1541-1550.
- [113] Scherer, S., Kolednik, O., A new system for automatic surface analysis in SEM, *Europ. Micros. Anal.* March (2001) 15-17.
- [114] Tatschl, A., Kolednik, O.: A new tool for the experimental characterization of micro-plasticity, *Mater. Sci. Eng.* A339 (2003) 265-280.
- [115] Minnich, B., Krautgartner, W.D., Lametschwandtner, A.: Quantitative 3D-analyses in SEM: a review. *Microsc. Microanal.* 9, Suppl. 3 (2003), 118-119.
- [116] Marschall, H.U., Danzer, R., Pippan, R.: Three-dimensional analysis of decorated ceramic fracture surfaces by automatic stereophotogrammetry, *J. Am. Ceram. Soc.* 83, 1 (2000) 223-225.
- [117] Ohlídal, M., Páleníková, K.: Možnosti optického profilometru MicroProf FRT při 3D hodnocení kvality povrchu, *Jemná Mechanika a Optika*, 9/2004.
- [118] *MicroProf 100*, Fries Research&Technology GmbH, Bergisch-Gladbach 2003.
- [120] Underwood, E.E., Chakraborty, S.B: Quantitative fractography of a Fatigued Ti-28 Alloy, In. *Fractography and Material Science*, STP 733, Ed. R.D. Zipp and L.N. Gilbertson, American Society for Testing and Materials, 1981.
- [121] Van Stone, R.H, Cox, T.B: Use of Fractography and Sectioning Techniques to Study Fracture Mechanism, In *Fractography – Microscopy Cracking Processes* STP 600, Ed. C.D. Beacham and W.R Warke, American Society for Testing and Materials, 1976.
- [122] Dong, W.P., Sullivan, P.J. , Stout, K.J. :“Comprehensive study of parameters for characterising three-dimensional surface topography III: Parameters for characterising amplitude and some functional properties, *Wear* 178 (1994) 29-43.
- [123] Dong, W.P., Sullivan, P.J. , Stout, K.J. :“Comprehensive study of parameters for characterising three-dimensional surface topography IV: Parameters for characterising spatial and hybrid properties, *Wear* 178 (1994) 45-60.

- [124] Elsholz, F.: *Rough surface characterization and determination of the Roughness from coherent light scattering*, Technische Universita Berlin, Germany, May 19, 2003.
- [125] Rosen, B.G.: Representation of 3-dimensional surface topography in CAD-systems and image processing, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 33 (3) (1993) 307-320.
- [126] Panzewicz, T., Mruk, I.: Holographic contouring for dermination of three-dimensional description of surface roughness, *Wear* 199 (1) (1996) 127-131.
- [127] Gadelmawla, E.S., Koura, M.M. , Maksoud, T.M.A. , Elewa, I.M., Soliman, H.H.: Roughnes parameters. *Journal. Mater. Proc. Tech.* 123 (2002) 133-145.
- [128] Mandelbrot, B. B.: *"Fractals: Form, Chance, & Dimension"*, San Francisco, CA: W.H. Freeman, 1977
- [129] Mandelbrot B.B.: *"The fractal geometry of Nature"*, W.H. Freeman and Company, New York, 1983
- [130] Mandelbrot, B.B., Passoja, D.E., Paullay: The Fractal Character of Fracture Surface of Metals, *Nature*, Vol 308, 19 April 1984, 721-722.
- [131] Becker, K.H., Doerfler, M.: *Dynamical systems and Fractals*, 3th Edition, Cambridge University Press, 1990.
- [132] Balankin, A.S.: Physics of fracture and mechanics of self-affine cracks, *Engng. Fract. Mech.* 57, 2-3 (1997) 135-203
- [133] Naito, K., Fujii, T.: Fractals for surfaces of adhesives under static and fatigue loadings, *Int. J. Adhesion and Adhesives* 15 (1995) 123-130.
- [134] Wang, Y., Diamond, S.: A fractal study of the fracture surfaces of cement pastes and mortars using a stereoscopic SEM Metod, *Cem. Concr. Res.* 31 (2001) 1385-1392.
- [135] Dougan, L.T., Addison, P.S., McKenzie, W.M.C.: Fractal Analysis of Fracture a Comparison of Dimensions Estimates, *Mechanics Research Communications*, Vol. 27, No.4, pp. 383-392, 2000.
- [136] Charkaluk, E. , Bigerelle, M. , Iost, A. : Fractals and fracture. *Engng. Fract. Mech.* 61, 1 (1998) 119-139.

- [137] Zaiser, M., Bay, K., Hahner, P.: Fractal analysis of deformation-induced dislocation patterns. *Acta Mater.* 47, 8 (1999) 2463-2476.
- [138] Edgar G.: Measure, *Topology and Fractal Geometry*, Springer-Verlag, Berlin, 1989.
- [139] Foroutan-Pour, K., Dutilleul P., Smith D.L.: "Advances in the implementation of the box-counting method of fractal dimension estimation", *Applied Mathematics and Computation* 105, 1999.
- [140] Huang Y., Gu Y., Wang S.: "*How to get reliable fractal dimension by box-counting*", Peking University, 1996.
- [141] Xie, H., Anderson, D.J: Fractal kinematic of crack propagation in geomaterials. *Engineering Fracture Mechanics*, 1995, 50, 529-536.
- [142] Dossou, F., Gauvin, R.: the correlation between the fractal dimension of fractured surfaces and mechanical properties of 6061/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/10-20%, *Fractals*, 1994, 2, 249-252.
- [143] McAnulty, P., Meisel, L.V., Cote, P.J.: Hyperbolic distribution and fractal character of fracture surfaces, *Physics Review*, 1992, A 46, 3523-3526.
- [144] Chudnovsky, A., Kunin, B.: A probabilistic model of brittle crack formation. *Journal of Applied Physics*, 1987, 62, 4124-4129.
- [145] Till, J., Ustohal, V.: *Základy nauky o materiálu. Část 5. Vybrané kovové materiály a jejich vlastnosti*, Brno 1991.
- [146] *The fatigue test stand MZGS-100: Service manual*, Technical University of Opole, Opole, Poland, 1999.
- [147] Dvořák, I., Hanák, J.: *Engng. Mech.* 5 (1998), 409.
- [148] Major, Š., Ponížil, P., Slámečka, K., Pokluda, J.: 3D-Fractography in Bending-Torsion Fatigue. Ve sb.: „*Crack Paths*“, Parma, Italy 2006.
- [149] Ponížil, P.: *Disertační práce: Voronoi tessellations generated by Point cluster field*. Univerzita Tomáše Baťi (Technologická fakulta), Zlín.
- [150] Boissonnat, J.D., Devillers, O., Pion S., Teill, M., Yvinec, M.: Triangulation in CGAL. *Comp. Geom.* 22 (2002) 5-19.

- [151] Kohout, J., Kolingerová, I., Žára, J. : Parallel Delaunay triangulation in  $E_2$  and  $E_3$  for computers with shared memory. *Paral. Comp.* 31 (2005) 491-522.
- [152] Tatschl, A., Gilbert, C.J., Schroeder, V. , Pippan, R., Ritchie, R.O.: “Stereophotogrammetric investigation of overload and cyclic fatigue fracture surface morphologies in a Zr - Ti - Ni - Cu - Be bulk metallic glass”. *J. Mater. Res.* 15, 4 (2000) 898-903.
- [153] Sabirov, I. , Duschlbauer, D. , Pettermann, H.E., Kolednik, O.: The determination of the local conditions for void initiation in front of a crack tip for materials with second-phase particles”. *Mater. Sci. Eng.* A393 (2005) 275-285.
- [154] Kobayashi, T. , Shockey, D.A. , Schmidt, Ch.G. , Klopp, R.W.: Assessment of fatigue load spectrum from fracture surface topography”. *Int. J. Fatigue* 19, Suppl. 1 (1997) S237-S244.
- [155] J. Stampfl, S. Scherer, M. Gruber, O. Kolednik, “Reconstruction of surface topographies by scanning electron microscopy for application in fracture research”. *Appl. Phys.* A63 (1996) 341-346.
- [156] Slámečka, K. , Sabirov, I. , Pokluda, J., Pippan, R.: 3D morphology of fracture surfaces in bending-torsion fatigue. In: *Transcom, Sec. 5: Material Engineering and Mechanical Engineering Technologies*, Žilina 2003, 55-58.
- [157] Slámečka, K. Pokluda, J.: Analysis of fracture morphology and local loading modes in torsional fatigue. *Material Science Forum* 482 (2005) 263-266.
- [158] Major, Š., Slámečka, K., Ponižil, P., Pokluda, J.: Details of Fracture Morphology Generated by Fatigue. *Materials Engineering*, Vol. XIV, 3/2007. Žilina 2007, pp.39-43.
- [159] Slámečka, K., Major, Š., Ponižil, P., Pokluda, J.: Roughness and Fractal Analysis in Bending-Torsion Fatigue. Ve sb.: "*Fractography 2006*", Ed. Ľ. Parilák, IMR SAS, Stará Lesná, Slovensko 2006, s. 90 - 96, ISBN: 80-968543-5-6.
- [160] Slámečka, K., Pokluda, J.: Analysis of Fracture Morphology and Local Loading Modes in Torsional Fatigue. *Mater. Sci. Forum* 482 (2005) 263 - 266, ISSN: 0255-5476.
- [161] De la Cruz, P., Odén, M., Ericsson, T.: Influence of plasma nitriding on fatigue strength and fracture of a B-Mn steel. *Mat Sci Eng* 1998;A242:181-194.

- [162] Genel, K., Demirkol, M., Çapa, M.: Effect of ion nitriding on fatigue behaviour of AISI 4140 steel. *Mat Sci Eng* 2000;A279:207-216.
- [163] Limodin, N., Verreman, Y.: Fatigue strength improvement of a 4140 steel by gas nitriding: influence of notch severity. *Mat Sci Eng* 2006;A435-436:460-467.
- [164] Major, Š, Slámečka, K., Klánicová, M., Pokluda, J.: Fractographical Analysis of Fish-eye Formation under Multiaxial Fatigue, Ve Sb.: Multilevel Approach to Fracture of Materiále, *Components and Structure* (ECF17), Ed. J: Pokluda, J., Lukáš, P., Šandera, P., Dlouhý, I., Vutium, Brno, Czech Republic 2008, s. 1143-1149, ISBN: 978-80-214-3692-3.
- [165] Chen, D., Nisitani, H., Mori, K.: In: Y. Murakami (ed.-in-chief) *Stress Intensity Factors Handbook*, Vol. 3, SMSJ, Pergamon Press; 1992, p. 661.
- [166] Suresh, S.: *Fatigue of materials*. 2nd edition. Cambridge: Cambridge University Press; 1998.
- [167] Onuki, A., Yanagi, N., Satoh, N., Takase, F.: Fatigue strength of a ion nitrided steel. In: Sedmak (ed.) *Proceedings of the 9<sup>th</sup> European conference on Fracture* (ECF9), Vol. 1, Varna 1992, p. 377. Onuki, A., Yanagi, N., Satoh, N., Takase, F.: Fatigue strength of a ion nitrided steel. In: Sedmak (ed.) *Proceedings of the 9<sup>th</sup> European conference on Fracture* (ECF9), Vol. 1, Varna 1992, p. 377.

## Seznam často používaných symbolů

$a$	délka trhliny ve směru šíření
$b_{10}$	autokorelační délka (1/10)
$b_e$	autokorelační délka (1/e)
$b_B$	velikost Burgetova vektoru
$d$	průměr vzorku
$D_B$	fraktální dimenze, metoda počítání čtverců
$D_D$	fraktální dimenze, obvodová metoda
$H$	Hurstův exponent
$I$	chybový index
$I_p$	průměrný chybový index pro jednotlivá kritéria
$I_{AP}$	průměrná absolutní hodnota chybového indexu pro jednotlivá kritéria
$I_1, I_2, I_3$	invarianty napětí
$J_1, J_2, J_3$	deviátory napětí
$J_{2,a}$	amplituda druhého deviátoru napětí
$K$	koeficient špičatosti
$\Delta K$	rozkmít součinitele intenzity napětí
$K_{\min}$	minimální hodnota součinitele intenzity napětí
$K_I, K_{II}, K_{III}$	součinitele intenzity napětí pro základní zatěžovací módy
$M_o$	ohybový moment sil
$M_t$	torzní moment sil
$N_f$	počet cyklů do lomu
$n'$	exponent cyklického zpevnění
$R$	parametr asymetrie cyklu
$R_a$	aritmetická drsnost
$R_e$	mez kluzu
$R_m$	mez pevnosti v tahu
$R_L$	lineární drsnost
$R_q$	rozptyl
$R_S$	plošná drsnost
$R_V$	vertikální drsnost
$S_k$	koeficient šikmosti
$S_p$	makroskopická rovina lomu
$v$	rychlost šíření trhliny
$W_c$	plastická práce vykonaná za jeden cyklus

$W_o$	modul průřezu v ohybu
$W_k$	modul průřezu v krutu
$\gamma$	smyková deformace
$\gamma_{oct}$	smyková deformace na oktaedrické rovině
$\alpha$	úhel mezi osou vzorku a osou páky
$\alpha_t$	teplotní roztažnost
$\varepsilon_f$	součinitel únavové tažnosti
$\varepsilon_{at}$	amplituda celkové deformace
$\varepsilon_{ae}$	amplituda elastické deformace
$\varepsilon_{ap}$	amplituda plastické deformace
$\varphi$	počáteční fáze složky
$\Lambda$	celková energie akumulovaná do lomu
$\lambda_e$	energie akumulovaná při jednom cyklu
$\lambda_{pr}$	poměr ohybového a krutového napětí při proporcionálním zatěžování
$\lambda_{pr,a}$	poměr amplitud ohybového a krutového napětí při proporcionálním zatěžování
$\mu_k$	k-tý centrální moment
$\nu_e$	Poissonovo číslo pro daný materiál
$\Delta\sigma$	rozkmit napětí
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	hlavní napětí
$\sigma_A$	odhad časové pevnosti v ohybu
$\sigma_a$	amplituda napětí, amplituda ohybového napětí
$\sigma_c$	mez únavy v ohybu při symetrickém cyklu ( $R = -1$ )
$\sigma_{eq}$	ekvivalentní napětí
$\sigma_f$	součinitel cyklické pevnosti
$\sigma_h$	hydrostatické napětí
$\sigma_{h,a}$	amplituda hydrostatického napětí
$\sigma_{h,m}$	střední hydrostatické napětí
$\varepsilon_{h,max}$	maximální hydrostatické napětí
$\sigma_m$	střední ohybové napětí
$\sigma_{n,m}$	střední normálové napětí
$\sigma_{n,max}$	maximální normálové napětí kritické roviny
$\vec{\sigma}$	tenzor napětí
$\tau$	smykové napětí rovnoběžné s rovinou trhliny a s jejím čelem
$\tau_A$	odhad časové pevnosti v krutu
$\tau_{a,max}$	amplituda maximálního smykového napětí kritické roviny
$\tau_m$	střední krutové napětí



$\tau_{oct}$	smykové napětí na oktaedrické rovině
$\omega$	úhlová rychlost
$\psi$	citlivost vůči asymetrii cyklů
$\square_{ij}$	vztahující se k $ij$ složce tenzoru

Konstanty pro popis šíření trhliny:

$A, f, g, h, \delta_1, \delta_2$

Konstanty v kritériích životnosti:

$n, \alpha, \beta, \kappa, \lambda, \mu$