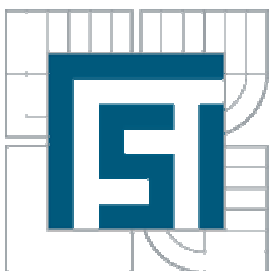




VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

NÍZKOCYKLOVÉ A VYSOKOCYKLOVÉ ÚNAVOVÉ VLASTNOSTI ADI

LOW CYCLE AND HIGH CYCLE FATIGUE PROPERTIES OF AUSTEMPERED DUCTILE IRON

DOKTORSKÁ PRÁCE
DOCTORAL THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

Ing. JOSEF ZAPLETAL

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

Prof. Ing. STANISLAV VĚCHET, CSc.

BRNO 2011

ABSTRAKT

Práce se zabývá posouzením únavových vlastností izotermicky zušlechtné litiny s kuličkovým grafitem. Na základě nejvhodnější kombinace pevnostních a plastických vlastností určených tahovými zkouškami byla stanovena optimální doba izotermické transformace. Na tomto materiálu byly studovány cyklické odezvy a únavové životnosti v nízkocyklové oblasti jak v módu řízení napětí tak celkové podélné deformace. Všechny experimenty probíhaly při pokojové teplotě. Průběhy křivek cyklického zpevnění-změkčení jsou závislé na velikosti amplitudy zatěžování pro oba módy. Cyklické deformační křivky lze aproximovat mocninnou závislostí. Tyto data byla porovnávána s cyklickými deformačními křivkami stanovenými v obou módech zkrácenými postupy (multiple step test) s ověřením vlivu cyklického creepu na vyšších hladinách u měkkého zatěžování. Experimentální body křivek životnosti jsou v souladu s Manson-Coffinovým a Basquinovým zákonem. Byly porovnávány a diskutovány získané cyklické a únavové parametry. Byla zjišťována únavová životnost ve vysokocyklové oblasti. Experimentálně zjištěnými výsledky byly proloženy vhodné regresní funkce a byly stanoveny regresní parametry jednotlivých funkcí a meze únavy. S využitím nízkocyklových experimentálních dat v módu řízení síly vedla k popisu celé křivky únavové životnosti s příslušnými parametry. Zde nebyla sledována nespojitost experimentálních výsledků. Byla provedena predikce nízkocyklového únavového chování a aproximace tolerančních pásů Wöhlerových křivek pro vysokocyklové výsledky i pro celou oblast únavové životnosti.

ABSTRACT

The thesis is focused on assessment of fatigue behaviour of austempered ductile iron with nodular graphite. Optimal period of transformation was determined based on the best combination of stress and strain characteristics established by tensile test. Cyclic response and low-cycle fatigue life were studied under both stress-control and longitudinal strain-control mode at room temperature. For both modes, shapes of cyclic hardening curves are dependent on stress amplitude. Cyclic deformation curves (CDC) were fitted by power regression function. Results were compared with CDC established by multiple step test in both modes with verification of the influence of cyclic creep (high stress levels, stress-control mode). Experimental data of S-N curves are in agreement with the Manson-Coffin and the Basquin law. Fatigue and cyclic parameters were compared. Fatigue life time in high-cycle fatigue region was determined. Experimental data were fitted by suitable regression functions. Regression parameters and fatigue limit were established by means of each regression function. Experimental data in low- and high-cycle fatigue regions were used to construct S-N curve and to determine relevant parameters. Discontinuity of experimental data was not observed. Low-cycle fatigue behaviour was predicted. Approximation of tolerance bands was realized in high-cycle and both high and low cycle fatigue regions.

KLÍČOVÁ SLOVA

Litina s kuličkovým grafitem, ADI, cyklická plasticita, zkrácená cyklická deformační křivka, nízkocyklová únava, vysokocyklová únava, regresní funkce

KEY WORDS

Ductile Cast Iron, ADI, cyclic plasticity, multiple step test, low-cycle fatigue, high-cycle fatigue, regression function

ZAPLETAL, J. *Nízkocyklové a vysokocyklové únavové vlastnosti ADI*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2011. 100 s. Vedoucí disertační práce prof. Ing. Stanislav Věchet, CSc..

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem disertační práci vypracoval samostatně a že všechny použité literární zdroje jsem správně a úplně citoval. Disertační práce je z hlediska obsahu majetkem Fakulty strojního inženýrství VUT v Brně a může být využita ke komerčním účelům jen se souhlasem vedoucího disertační práce a děkana FSI VUT v Brně.

V Brně 30.5.2011

Ing. Josef Zapletal

Poděkování:

Děkuji svým školitelům prof. Ing. Stanislavu Věchetovi, CSc. a prof. RNDr. Janu Kohoutovi, CSc. za pomoc, cenné rady a připomínky během řešení této disertační práce.

Děkuji také všem pracovníkům Ústavu materiálových věd a inženýrství za pomoc při experimentální práci. Dále děkuji doc. RNDr. Karlu Obrtlíkovi, CSc. z ÚFM AV ČR v Brně za pomoc a odborné konzultace.

Zvláštní poděkování patří rodičům a blízkým za podporu v průběhu studia.

OBSAH

1. ÚVOD	1
2. KLASIFIKACE A PARAMETRY PROMĚNNÉHO ZATÍŽENÍ	3
3. STÁDIUM ZMĚN MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ	6
3.1. Cyklické zpevnění a změkčení	6
3.2. Cyklická deformační křivka	8
3.3. Hysterezní smyčka	9
3.4. Mikrostruktura	11
3.5. Výklad cyklického zpevnění a změkčení	12
3.5.1. Cyklické zpevnění	12
3.5.2. Cyklické změkčení	12
3.5.3. Kovy s prodlevou na mezi kluzu	13
4. STÁDIUM NUKLEACE A ŠÍŘENÍ ÚNAVOVÝCH TRHLIN	14
4.1. Vznik a vývoj povrchového reliéfu	14
4.2. Mechanismy nukleace mikrotrhlin	14
4.3. Mechanismus šíření trhlin	16
5. KŘIVKY ŽIVOTNOSTI	19
5.1. Wöhlerova křivka životnosti	19
5.2. Křivky životnosti v nízkocyklové oblasti	20
5.3. Oblast vysokocyklové únavy	22
5.4. Oblast gigacyklové únavy	22
5.5. Vliv některých faktorů na mez únavy	23
6. FORMULACE CÍLŮ PRÁCE	27
7. EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL A TECHNIKA	28
7.1. Charakteristika litin s kuličkovým grafitem	28
7.2. Výchozí materiál	30
7.3. Světelná mikroskopie a kvantitativní obrazová analýza	30
7.4. Rentgenografická kvantitativní fázová analýza	30
7.5. Fraktografický rozbor lomových ploch	31
7.6. Statické zkoušky v tahu	31
7.7. Nízkocyklové experimenty v měkkém módu	31
7.8. Vysokocyklové experimenty v měkkém módu	32
7.9. Nízkocyklové experimenty v tvrdém módu	33
7.10. Matematické zpracování naměřených dat	33
8. VÝSLEDKY	38
8.1. Optimalizace izotermického zušlechťení	38
8.2. Zkoušky tahem	40
8.3. Výsledky zkoušek únavového chování v tvrdém módu	42
8.3.1. Napětově deformační odezva	42
8.3.2. Stanovení cyklických deformačních křivek	44
8.3.3. Křivky únavové životnosti	49
8.4. Výsledky zkoušek únavového chování v měkkém módu	53

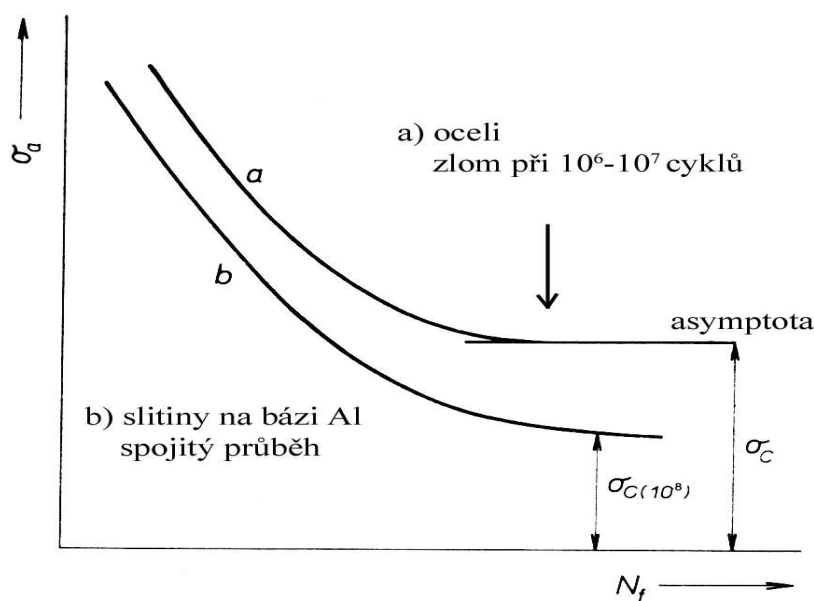
8.4.1. Úvod.....	53
8.4.2. Napět'ově deformační odezva	53
8.4.3. Stanovení cyklických deformačních křivek	54
8.4.4. Křivky únavové životnosti	59
8.5. Výsledky experimentů ve vysokocyklové oblasti a regresní analýza.....	63
8.5.1. Úvod.....	63
8.5.2. Křivky životnosti ve vysokocyklové oblasti	63
8.5.3. Celá oblast únavové životnosti	66
8.5.4. Predikce v nízkocyklové oblasti	70
8.5.5. Fraktografický rozbor lomových ploch zkušebních těles	72
9. DISKUZE VÝSLEDKŮ	76
9.1. Optimalizace izotermického zušlechťení	76
9.2. Výsledná struktura a mechanické vlastnosti	77
9.3. Cyklická deformační odezva.....	77
9.4. Zkoušky nízkocyklové únavové životnosti.....	79
9.5. Výsledky experimentů ve vysokocyklové oblasti a regresní analýza.....	80
9.6. Fraktografická analýza	82
10. ZÁVĚRY	84
11. SEZNAM LITERATURY	86
12. PUBLIKACE AUTORA	91
13. POUŽITÉ SYMBOLY A ZKRATKY	94

1. ÚVOD

Únava materiálu je proces změn materiálu a jeho vlastností vyvolaný proměnným (cyklickým) zatěžováním, přičemž nejvyšší napětí je menší než mez pevnosti v tahu (R_m) a ve většině případů i menší než mez kluzu (R_e). Podrobíme-li součást působení časově proměnlivých vnějších sil, dochází po určité době k jejímu lomu, který je výsledkem mikroskopických procesů probíhajících v materiálu. Velikost těchto sil může být tak malá, že jejich statické působení snáší kov bez známek porušení. Postupné rozrušování kovu při proměnlivém zatížení má nevratný (kumulativní) charakter, který se v závěru procesu projeví růstem makroskopické trhliny a lomem.

Značný vliv na únavové vlastnosti materiálu má mimo jiné druh aplikovaného namáhání a jeho parametry. Proto se při únavových zkouškách používají různé druhy jednoduchých namáhání, např. jednoosý tah–tlak, plochý ohyb, ohyb za rotace, opakovaný krut nebo jejich kombinace. Schopnost součástí odolávat působení střídavého zatěžování je dána řadou faktorů, které jsou úzce spjaty se složením a strukturou materiálů, konstrukčními parametry a zejména s úrovní a charakterem působení vnějších sil v daném okolním prostředí.

První výskyt únavových lomů je spojen s praktickým použitím konstrukcí, které obsahovaly součásti podrobené cyklickému působení vnějších sil, např. řetězy důlních výtahů, osy železničních vagónů, součásti parních strojů atd. S ohledem na tyto provozní lomy bylo cílem stanovit vhodné charakteristiky, které by umožnily bezpečný návrh cyklicky namáhaných součástí. Jako první se zřejmě únava, a to řetězů důlních výtahů, věnoval kolem roku 1830 W. A. J. Albert. Zájem o studium únavy vzrostl s rozvojem železniční dopravy využívající kovové konstrukce, zejména mosty a nápravy železničních vagónů, u nichž se objevovaly únavové trhliny a lomy. První systematické experimenty prováděl A. Wöhler v letech 1852–1870.



Obr. 1.1 Schématické zobrazení únavového chování materiálů s oblastí trvalé únavové životnosti (a) a bez ní (b) [3].

První návrhy lineární koncepce únavového poškození se objevily v pracích A. Palmgrena a A. M. Minera v roce 1945. V 50. a 60. letech minulého století bylo dosaženo značného pokroku v popisu růstu únavových trhlin. Práce S. S. Mansona a L. F. Coffina umožnily popis počtu cyklů do lomu v závislosti na amplitudě plastické deformace, čímž položily základ pro výpočet životnosti při nízkém počtu cyklů do lomu. Zcela zásadní průlom byl způsoben použitím parametrů a metod

lomové mechaniky, kdy v roce 1961 P. C. Paris stanovil, že rychlost šíření únavové trhliny je jednoznačnou funkcí faktoru intenzity napětí K_I [1, 2, 3].

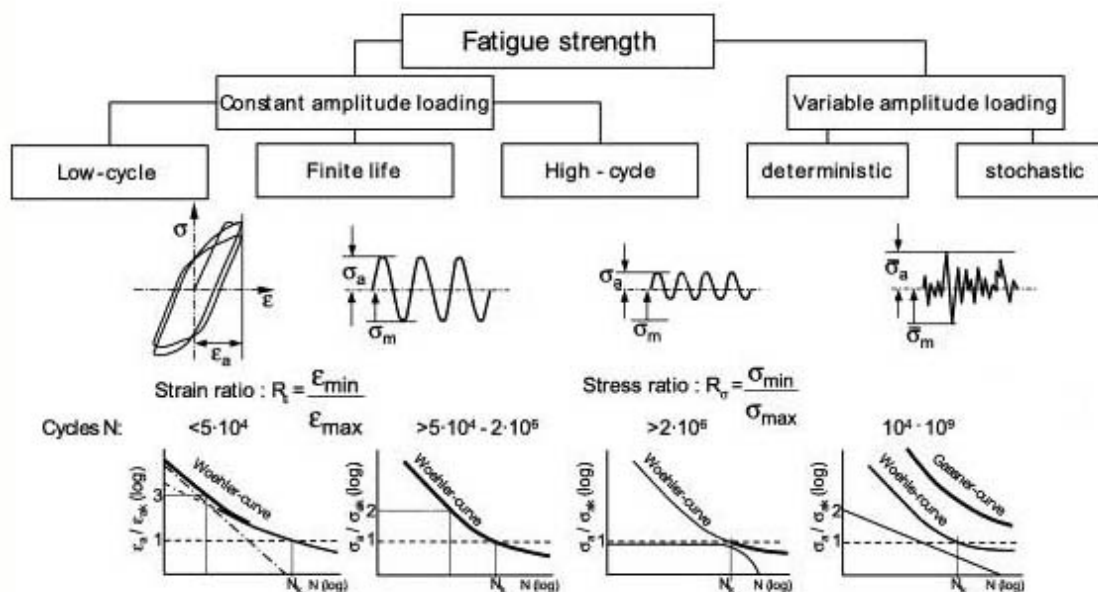
Jednou ze základních únavových charakteristik je dodnes hojně používaná Wöhlerova křivka – obr. 1.1, která udává závislost amplitudy napětí σ_a (při dané střední hodnotě napětí σ_m) na počtu cyklů do lomu N_f . Amplituda napětí, při které nedochází k lomu ani po vysokém počtu cyklů – např. $N_C = 10^7$ cyklů – se nazývá mez únavy – σ_C . [1]

Existence únavy kovů je podmíněna a determinována cyklickou plastickou deformací. Na mezi únavy je amplituda plastické deformace hladkých vzorků bez ohledu na typ materiálu součásti řádu 10^{-5} ; jednosměrná deformace nepřevyšující tuto velikost nevede k žádným závažnějším změnám ve struktuře materiálu, ani v jeho vlastnostech. Teprve její mnohonásobné opakování vede ke kumulativnímu poškození končícímu únavovým lomem. Elastická deformace nevede k nevratným změnám uvnitř materiálu, kdežto plastická deformace k nevratným změnám ve struktuře a tím ve vlastnostech materiálu vést může [3].

2. KLASIFIKACE A PARAMETRY PROMĚNNÉHO ZATÍŽENÍ

Převážná většina údajů o únavových charakteristikách potřebných pro konstrukční návrhy se opírá o experimentální práce, při kterých se aplikuje harmonický průběh zátěžných sil. Konstrukce a součásti jsou však v podmínkách provozního zatížení podrobeny převážně namáháním, které nemá ani přibližně harmonický průběh, a proto je náhrada harmonickým průběhem velmi problematická. Přibližně jen asi 20 % provozních namáhání má harmonický průběh a zbytek tvoří náhodné zatěžovací procesy [4].

Náhodné zatěžování se nejčastěji nahrazuje sinusovým průběhem zatížení, případně souborem náhodných bloků o různé hodnotě amplitudy sinusového zatížení (u zkušebních strojů vybavených počítačem), obr. 2.1 [5].

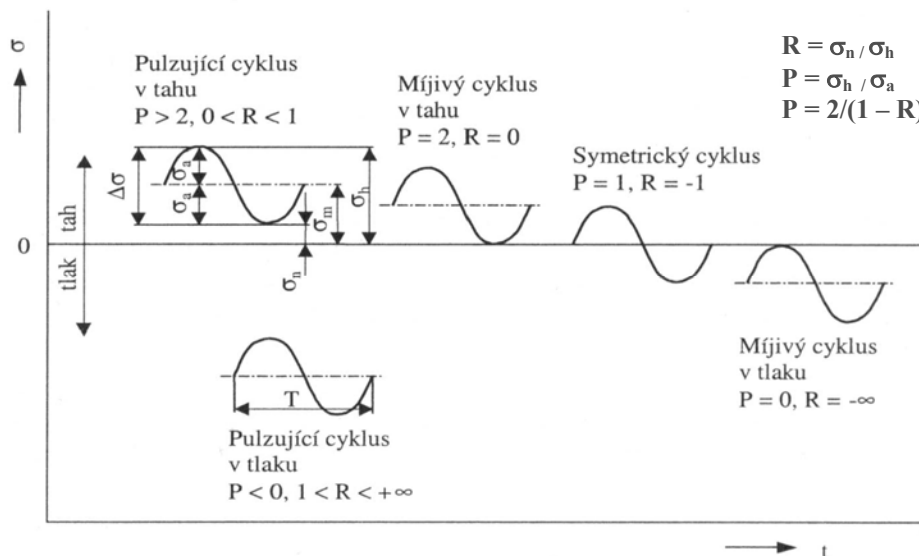


Obr. 2.1 Rozdělení únavového zatěžování [5].

Zatěžování rozdělujeme na:

1. Deterministické zatěžování:
 - a) periodické
 - harmonické
 - složité periodické
 - b) neperiodické
 - semiperiodické
 - přechodové
2. Stochastické zatěžování

Na obrázku 2.2 je uveden přehled základních druhů cyklického namáhání. Zátěžný cyklus, jak je z obrázku patrné, se může nalézt jak v tahové, tak tlakové oblasti namáhání. Jestliže se střední napětí cyklu σ_m rovná nule, je cyklus symetrický, v ostatních případech, kdy je střední napětí různé od nuly, jde o asymetrický cyklus [6].



Obr. 2.2 Definice asymetrie zátěžného cyklu [6].

Pro posouzení asymetrie zátěžného cyklu byl zaveden parametr asymetrie R , nověji parametr P , který se však i přes řadu výhod příliš neujal. Jejich vzájemný vztah, spolu s příklady harmonického zatěžování, jsou uvedeny na obr. 2.2. Při harmonickém zatěžování volíme u řízené veličiny amplitudu a střední hodnotu cyklu. Časový průběh řízené veličiny volíme buď sinusový – zejména při vyšších frekvencích – nebo pilový, zejména při tvrdém zatěžování.

Při vyšetřování cyklické plastické odezvy kovových materiálů v nízkocyklové oblasti má důležitou úlohu rychlost deformace $\dot{\varepsilon}$. Abychom dosáhli zadané rychlosti deformace u řady vzorků namáhaných různými amplitudami celkové deformace ε_a , musíme volit pilový průběh deformace s frekvencemi ν v jednotkách Hz určenými ze vztahu

$$\nu = \frac{\dot{\varepsilon}}{4 \cdot \varepsilon_a} \quad (2.1)$$

Při měkkém zatěžování používáme konstantní rychlost napětí $\dot{\sigma}$. Pro různé amplitudy napětí σ_a musíme volit sinusový průběh napětí s frekvencí f určené dle vztahu:

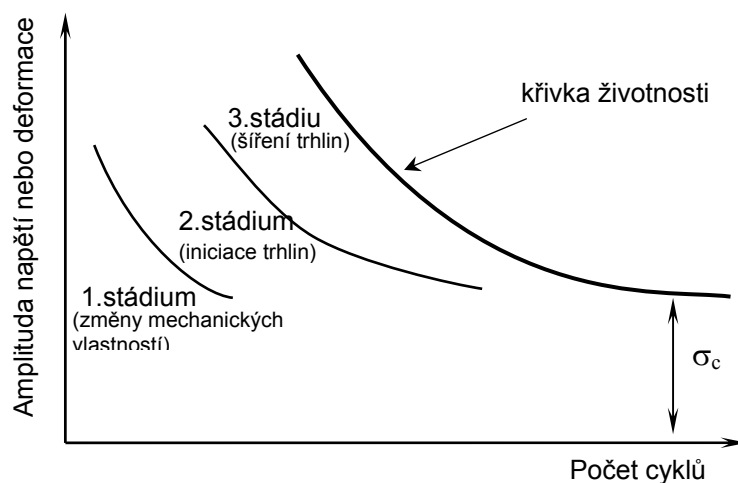
$$f = \frac{\dot{\sigma}}{4 \cdot \sigma_a} \quad (2.2)$$

V oblasti extrémních hodnot deformace nastává prudká změna rychlosti deformace z kladné hodnoty $\dot{\varepsilon}$ na zápornou hodnotu $\dot{\varepsilon}$. To klade vysoké nároky na rychlost reakce zkušebního stroje [7].

Na základě typů nevratných změn, způsobených cyklickou plastickou deformací lze celý únavový proces rozdělit na tři časově následující a částečně se překrývající stádia:

- I. **Stádium změn mechanických vlastností.** Toto stádium je determinováno změnami v celém objemu zatěžovaného materiálu. Mění se hustota mřížkových poruch a následkem toho i mechanické vlastnosti.

- II. **Stádium nukleace trhlin.** Týká se již jen velmi malé části celkového objemu materiálu, a to zejména v oblasti povrchových vrstev. Pokud jsou přítomny různé nehomogenity, vměstky a dutiny, může k nukleaci docházet přednostně v jejich blízkosti bez ohledu, zda jsou v blízkosti povrchu. Společným jmenovatelem všech typů nukleace je lokalizace cyklické plastické deformace.
- III. **Stádium šíření trhlin.** Opět jako v předchozím stádiu jsou rozhodující procesy stádia šíření ostře lokalizovány do malé části celkového objemu. Pro šíření únavových trhlin jsou rozhodující podmínky na špičce trhliny, neboli proces šíření je determinován vlastnostmi plastické zóny před špičkou trhliny, kde je vysoká koncentrace cyklické plastické deformace. Vzniklé mikrotrhliny neustále rostou, přičemž z důvodů nerovnoměrně rozloženého napětí a deformace se z některé z nich stane trhlina řídící. Tato trhlina pak proroste značnou část vzorku, zatímco u ostatních je trhlin je růst potlačen. Při překročení kritického napětí ve zbylé části vzorku dojde k závěrečnému dolomení. Toto stádium je tedy dokončeno únavovým lomem vzorku [3].



Obr. 2.3 Stádia únavového procesu [3].

3. STÁDIUM ZMĚN MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ

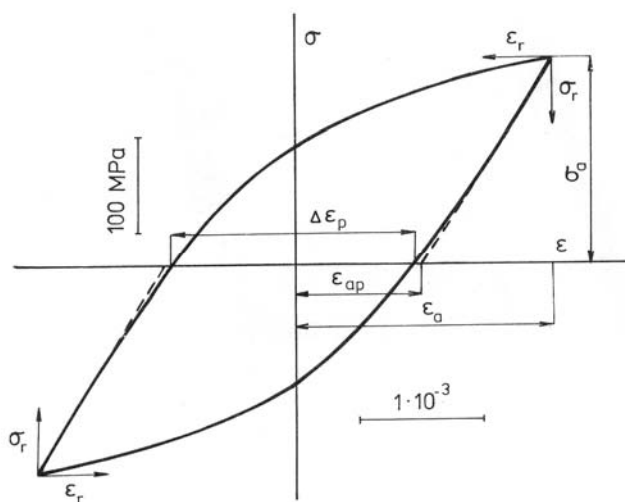
3.1. CYKlickÉ ZPEVNĚNÍ A ZMĚKČENÍ

Při cyklickém zatěžování kovů a slitin dochází v důsledku změn v mikrostruktuře materiálu ke změnám jejich mechanických, elektrických, magnetických a jiných fyzikálních vlastností. Celá řada experimentálních prací prokázala, že všechny tyto změny mají zpravidla sytící charakter, tj. nejvýraznější jsou na počátku cyklického zatěžování a s rostoucím počtem cyklů jejich intenzita klesá a po poměrně malém počtu cyklů (ve srovnání s celkovou životností) změny měřené veličiny ustanou zcela nebo jsou jen nevýrazné [8, 9].

Charakteristickým rysem únavového poškození je lokalizace cyklické plastické deformace do pásů, které nazýváme perzistentní skluzové pásy (PSP). V důsledku vysoké amplitudy plastické deformace v PSP vzhledem k okolní matici vznikají na povrchu materiálu, kde PSP vycházejí na povrch, perzistentní skluzové stopy (PSS). PSS jsou charakterizovány výrazným povrchovým reliéfem, obvykle ve tvaru intruzí a extruzí. Jak extruze, tak intruze s rostoucím počtem cyklů rostou, resp. se prohlubují. Intruze jsou výrazným přirozeným koncentrátorem napětí a deformace a v jejich kořeni pak v průběhu další cyklické deformace dochází k nukleaci únavových trhlin. Hustota nukleovaných trhlin roste s aplikovanou plastickou deformací [8].

Při návrhu konstrukcí a strojních soustav jsou jedny z nejvýznamějších hledisek změny mechanických vlastností materiálu. Tento pojem je ovšem natolik rozsáhlý, že zde bude pozornost především soustředěna na ty vlastnosti, které charakterizují odpor materiálu proti cyklické deformaci. Odpor materiálu proti cyklické deformaci může v průběhu únavového procesu růst nebo klesat – v závislosti na typu materiálu, na podmínkách zatěžování a na teplotě.

Nejlepší a nejadekvátnější způsob detekce změn mechanických vlastností je přímé měření parametrů hysterézních smyček za chodu zkušebního stroje. Na obr. 3.1 je schematicky zakreslena hysterézní smyčka; σ_a je amplituda napětí, ε_{at} je amplituda celkové deformace, ε_{ap} je amplituda plastické deformace a ε_{ae} je amplituda elastické deformace. Moderní elektronicky řízené únavové stroje zpravidla umožňují udržovat v průběhu zatěžování buďto konstantní amplitudu síly, nebo amplitudu celkové nebo plastické deformace, respektive konstantní hodnoty příslušných momentů a výchylek v případě jiných způsobů zatěžování než v prostém tahu–tlaku. Při cyklickém zatěžování s konstantní amplitudou napětí se může měnit jen amplituda deformace. Pokud amplituda deformace s počtem cyklů klesá, jde o případ cyklického zpevnění, obr. 3.2a. Cyklické změkčení se naopak projevuje růstem amplitudy deformace, obr. 3.2b.



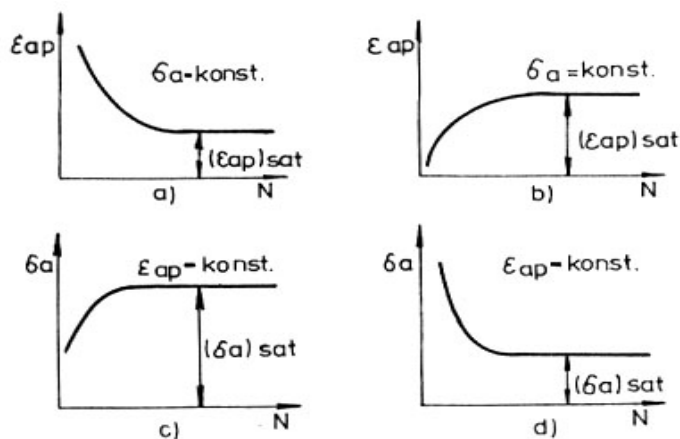
Obr. 3.1 Ustálená hysterézní smyčka a její parametry [9].

Pro režim zatěžování s konstantní amplitudou deformace (ať již celkové nebo plastické) se mění amplituda napětí: cyklické zpevnění se projevuje růstem amplitudy napětí – roste napětí potřebné k dosažení téže deformace – obr. 3.2c, cyklické změkčení je naopak charakterizováno poklesem amplitudy napětí – klesá napětí potřebné k dosažení téže deformace – obr. 3.2d.

Velmi často je cyklické plastické chování charakterizováno nemonotónním průběhem. Cyklické zpevnění může být např. vystřídáno cyklickým změkčením či naopak.

Velké množství experimentálních údajů svědčí o tom, že křivky cyklického zpevnění a změkčení mají zpravidla sytící charakter. Striktně vzato, na konci životnosti vzorku je možno pozorovat další změny na křivkách zpevnění a změkčení. Tyto změny však souvisejí obvykle s růstem makroskopických únavových trhlin a nemají tedy žádnou souvislost se změnami vlastností v celém objemu zkušebního tělesa [9].

Plocha a tvar hysterezní smyčky se v průběhu zpevnění či změkčení též mění. Například cyklické zpevnění při režimu zatěžování $\sigma_a = \text{konst.}$ se projevuje poklesem amplitudy deformace a „zúžením“ smyčky, při režimu $\varepsilon_{ap} = \text{konst.}$ se projevuje růstem amplitudy napětí.



Obr. 3.2 Definice cyklického zpevnění a změkčení pro různé režimy zatěžování [9].

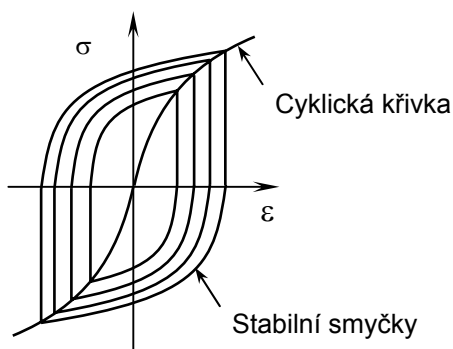
Množství experimentálních údajů o cyklickém zpevnění a změkčení různých materiálů za různých podmínek zatěžování umožňuje shrnout rozhodující poznatky z hlediska typu materiálu:

- Cyklické zpevnění je typické pro materiály vyžíhané. Cyklické změkčení je naopak charakteristické pro materiály zpevněné některým ze známých způsobů. Mezi tyto způsoby patří zejména deformační zpevnění, precipitační zpevnění, zpevnění martenzitickou transformací, disperzní zpevnění dané cizími částicemi v matici a zpevnění příměsovými atomy. K cyklickému změkčení takto zpevněných materiálů může a nemusí dojít – v závislosti na stabilitě předchozího zpevnění a na podmínkách zatěžování. Z hlediska praktického použití materiálu je cyklické změkčení zpravidla jev nežádoucí.
- U některých materiálů dochází při cyklické deformaci ke komplikovanějším změnám – k superpozici zpevnění a změkčení. Nejvýznamnější z této skupiny jsou kovy s prodlevou na mezi kluzu.
- Téměř nejdůležitějším parametrem ovlivňujícím délku trvání cyklického zpevnění a změkčení je charakter skluzu daného materiálu. Z tohoto hlediska lze rozdělit kovy a slitiny na dvě skupiny: na kovy s vlnitým charakterem skluzu (např. Cu, Al, Ni, Fe,

uhlíkové oceli) a na kovy s planárním charakterem skluzu (např. Fe–Si, α - mosazi s vyšším obsahem Zn, austenitické oceli). Kritériem pro dělení je zde např. charakter skluzových stop na povrchu vzorků. Vezmeme-li v úvahu podstatu skluzových procesů v kovech, je v materiálech s vlnitým charakterem snadný příčný skluz dislokací. Materiály s planárním charakterem skluzu se naopak vyznačují obtížným příčným skluzem. Snadnost příčného skluzu je ovlivněna řadou parametrů, z nichž ne všechny jsou dobře známy. Poměrně jednoduchá situace je v případě jednofázových kovů s kubickou plošně centrovanou mřížkou, jako např. Cu, Al, α - mosaz. V tomto případě je možno dát snadnost příčného skluzu do přímé relace s energií vrstevné chyby. Čím vyšší je energie vrstevné chyby, tím snadnější je příčný skluz dislokací a tím více má materiál vlnitý charakter skluzu. Délka trvání cyklického zpevnění či změkčení u kovů s vlnitým charakterem skluzu je značně menší než u kovů s planárním charakterem skluzu [8, 9].

3.2. CYKlickÁ DEFORMAČNÍ KŘIVKA

Po skončení cyklického zpevnění nebo změkčení se mechanické vlastnosti v průběhu dalšího zatěžování u řady materiálů zpravidla dále nemění. Amplituda napětí i deformace dosáhne svých saturevaných hodnot; vytvoří se saturevaná, stabilní hysterezní smyčka. Různým amplitudám zatěžování přísluší různé stabilizované hysterezní smyčky. Proložíme-li vrcholovými body stabilních hysterezních smyček křivku (obr. 3.3), dostaneme relaci mezi amplitudou napětí a amplitudou plastické deformace v saturevaném, ustáleném stavu. Pokud materiál nevykazuje výraznou saturaci, bereme za saturevané hodnoty amplitudy napětí a deformace obvykle hodnoty při počtu cyklů, který je roven polovičnímu počtu cyklů do lomu [7]. Tato křivka je v literatuře označovaná jako cyklická deformační křivka a je velmi významnou materiálovou charakteristikou, poněvadž popisuje plastickou reakci kovu po převážnou dobu životnosti. Je možno konstatovat, že cyklická deformační křivka je z hlediska únavových vlastností jednou z nejdůležitějších charakteristik materiálu, a to charakteristikou podobnou, jako je tahový diagram (křivka napětí–deformace) pro jednosměrnou deformaci.



Obr. 3.3 Definice cyklické deformační křivky [9].

Závislost σ_a na ε_{ap} se obvykle vynáší v bilogaritmických souřadnicích neboť amplituda plastické deformace se může měnit až o několik řádů. Průběh cyklické deformační křivky je možné aproximovat mocninovou závislostí amplitudy napětí na amplitudě plastické deformace. Tato závislost byla ověřena u řady polykrystalických kovů a můžeme ji vyjádřit ve tvaru [7]:

$$\sigma_a = K' \cdot \varepsilon_{ap}^{n'}, \quad (3.1)$$

kde K' je součinitel cyklického zpevnění a n' exponent cyklického zpevnění. Hodnota součinitele cyklického zpevnění má význam extrapolované amplitudy napětí, odpovídající amplitudě plastické

deformace $\varepsilon_{ap} = 1$. Jeho hodnota bude tedy záviset na exponentu n' . Proto se často používá v analogii se statickou mezí kluzu $R_{p0,2}$ tzv. cyklická mez kluzu $R_{p0,2}'$, což je amplituda napětí odpovídající amplitudě plastické deformace 2×10^{-3} . Platí:

$$R_{p0,2}' = K' \cdot 0,002^{n'} . \quad (3.2)$$

Na základě přibližného vztahu (3.5) a výrazu (3.1) můžeme napsat analytické vyjádření cyklické deformační křivky v souřadnicích amplituda napětí vs. celková deformace ve tvaru:

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'''} \right)^{1/n'} . \quad (3.3)$$

Kromě určení cyklické deformační křivky z definice existuje celá řada zkrácených postupů k určení cyklické deformační křivky. Tyto zkrácené metody využívají pouze jednoho vzorku namáhaného proměnnými amplitudami deformace, popř. plastické deformace, popř. i napětí. Nejdůležitější z nich jsou metoda stupňovitého nárůstu amplitudy deformace (multiple step test) a metoda postupného růstu a poklesu amplitudy deformace (incremental step test) [7].

Při metodě stupňovitého nárůstu amplitudy deformace zatěžíme vzorek na postupně rostoucích hladinách amplitudy deformace. Po uplynutí zadaného počtu cyklů na zvolené hladině, který je obvykle dán hodnotou kumulativní plastické deformace ε_k , přejdeme na hladinu vyšší. Hodnota kumulativní plastické deformace je daná vztahem:

$$\varepsilon_k = \sum_{i=1}^{2N} |\Delta \varepsilon_{ap}|_i . \quad (3.4)$$

V průběhu cyklické deformace se po přechodu na vyšší hladinu deformace amplituda napětí nejdříve mění, poté se ustálí. Cyklickou deformační křivku určujeme z hodnot amplitud deformace a hodnot amplitudy napětí na konci každého bloku. Bylo prokázáno, že při vzrůstu amplitudy deformace je vliv předchozí cyklické historie malý a cyklická deformační křivka určená tímto způsobem velmi dobře aproximuje základní cyklickou deformační křivku.

V metodě postupného růstu a poklesu amplitudy deformace zvolíme blok rozkmitů deformace, které rostou od nuly až do zvolené maximální hodnoty $\Delta \varepsilon_m$ a opět klesají k nule. Počet rozkmitů v bloku se volí tak, aby amplituda deformace narůstala postupně, tj. volíme asi 20 až 30 rozkmitů. Zadaný blok amplitud deformace opakovaně aplikujeme na vzorek buďto do lomu, nebo do dosažení zadané hodnoty kumulativní plastické deformace [7, 9].

3.3. HYSTEREZNÍ SMYČKA

Po ukončení počátečního stádia cyklické deformace, během něhož probíhá cyklické zpevnění, popř. změkčení, nastává u většiny materiálů stádium stabilizace, v jehož průběhu je hysterezní smyčka uzavřená a mění se s počtem cyklů jen nepatrně, nebo se nemění vůbec. Ustálená hysterezní smyčka nízkouhlíkové ocele, určená při tvrdém zatěžování s konstantní rychlostí deformace, s konstantní amplitudou celkové deformace ε_a je charakterizována ustálenou amplitudou napětí σ_a a ustálenou amplitudou plastické deformace ε_{ap} . Amplitudu plastické deformace můžeme určit z přibližného vztahu:

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{ap} + \frac{\sigma_a}{E} . \quad (3.5)$$

Vztah (3.5) není zcela přesný proto, že vzhledem k relaxačním procesům může plastická deformace nabýt maximální hodnoty až při poklesu napětí cyklu. Pro praktické účely je však vztah

(3.5) dostatečně přesný pro určení amplitudy plastické deformace při vyšších hodnotách ε_{ap} , tj. větších než amplituda elastické deformace $\varepsilon_{ap} = \sigma_a/E$. Pro malé hodnoty ε_{ap} je lépe určovat amplitudu plastické deformace z poloviční šířky hysterezní smyčky $\Delta\varepsilon_p/2$, při střední hodnotě napětí, tj. podle vztahu:

$$\varepsilon_{ap} = \frac{\Delta\varepsilon_p}{2}. \quad (3.6)$$

Vzhledem k existenci zpětné deformace platí $\varepsilon_{ap} \geq \Delta\varepsilon_p/2$, přičemž ε_{ap} je vyšší než $\Delta\varepsilon_p/2$ jen o několik procent. Vzhledem k tomu, že s cyklickou deformací se mění modul pružnosti E , je určení ε_{ap} na základě vztahu (3.6) pro malá ε_{ap} zatíženo mnohem menší chybou než podle vztahu (3.5) a je reprodukovatelnější [10].

Tvar hysterezní smyčky byl aproximován různými přibližnými analytickými výrazy. Pro jeho vystižení je vhodné zavést relativní souřadnice tak, že počátek napětí a deformace pro tahovou pulsmyčku, do maxima napětí a deformace s obrácením směru os pro tlakovou pulsmyčku. V relativních souřadnicích je tahová a tlaková pulsmyčka téměř identická.

Užitečnou fenomenologickou charakteristikou tvaru hysterezní smyčky je parametr V_H [11, 12], udávající poměr plochy hysterezní smyčky W k ploše rovnoběžníka o základě $2\varepsilon_{ap}$ a výšce $2\sigma_a$, tj:

$$V_H = \frac{W}{4\varepsilon_{ap}\sigma_a}. \quad (3.7)$$

Plocha hysterezní myčky má význam specifické energie disipované v materiálu v průběhu jednoho cyklu. Při platnosti mocninové aproximace pro exponent zpevnění ve smyčce n_s má parametr V_H hodnotu:

$$V_H = \frac{1 - n_s}{1 + n_s}. \quad (3.8)$$

V obecném případě závisí na amplitudě deformace, na teplotě deformace a na materiálu. V průběhu únavového života se mění tak, že parametr V_H roste s růstem amplitudy deformace a s poklesem teploty deformace.

Plocha hysterezní smyčky je rovna deformační práci přeměněné za jeden cyklus na tepelnou energii. Celková energie do lomu je pak dána součtem ploch smyček v jednotlivých cyklech. Plocha smyčky se v průběhu zatěžování mění jen ve stádiu zpevnění či změkčení, které je zpravidla krátké. Pak lze celkovou energii do lomu brát jako součin počtu cyklů do lomu a plochy saturované hysterezní smyčky.

Z toho důvodu se plocha stabilizované smyčky stává významnou veličinou, na níž jsou založeny energetické teorie únavového procesu [12, 13, 14]. Bylo zjištěno, že pro každý kov existuje závislost mezi celkovou absorbovanou energií a počtem cyklů do lomu bez ohledu na způsob zatěžování. Zanedbáme-li změny energie W , které probíhají ve stádiu změn mechanických vlastností, můžeme celkovou absorbovanou energii do lomu popsat rovnicí :

$$U = W \cdot N_f = 2\sigma'_f \varepsilon'_f \frac{1 - n''}{1 + n''} (2N_f)^{1+b+c}. \quad (3.9)$$

Pokud u materiálu probíhá cyklické změkčení při zkoušce s řízeným napětím, plocha hysterezní smyčky narůstá. Pokud ale materiál cyklicky zpevňuje, plocha hysterezní smyčky se zmenšuje. Tohle ale samozřejmě platí pouze za předpokladu konstantních zkušebních podmínek.

3.4. MIKROSTRUKTURA

Změny mechanických vlastností celého objemu cyklicky zatěžovaného kovu jsou podmíněny střídavou plastickou deformací. Plastická deformace je obecně dána pohybem dislokací; totéž platí i pro případ střídavé plastické deformace. Procesy cyklického zpevnění, změkčení i výsledné vlastnosti v saturovaném stavu jsou tedy určeny pohybem, generací a interakcemi dislokací, ať již vzájemnými nebo s jinými typy poruch mřížky. Pohyb dislokací je dále ovlivněn přítomností precipitátů, cizích částic, hranicemi zrn atd. Je tedy zřejmé, že v průběhu cyklické deformace bude docházet nejen ke změnám v konfiguraci a hustotě dislokací, ale může se měnit také rozložení a morfologie jiných typů překážek. Do tohoto druhého typu změn patří např. změny morfologie precipitátů, které úzce souvisí s protínáním precipitátů dislokacemi, popřípadě s difúzními procesy za vyšších teplot, a dále fázové transformace indukované cyklickou deformací.

Dislokační struktury materiálů v žíhaném stavu a ve stavu tvářeném jsou výrazně odlišné. Bez ohledu na detaily, které se liší pro různé materiály, je dislokační struktura v žíhaném stavu typická malou hustotou dislokací, zpravidla řádu 10^4 až 10^6 mm^{-2} . Na druhé straně je dislokační struktura tvářeného materiálu typická vysokou hustotou dislokací řádu 10^7 až 10^8 mm^{-2} pro nízké stupně tváření a 10^8 až 10^{11} mm^{-2} pro vysoké stupně tváření [3].

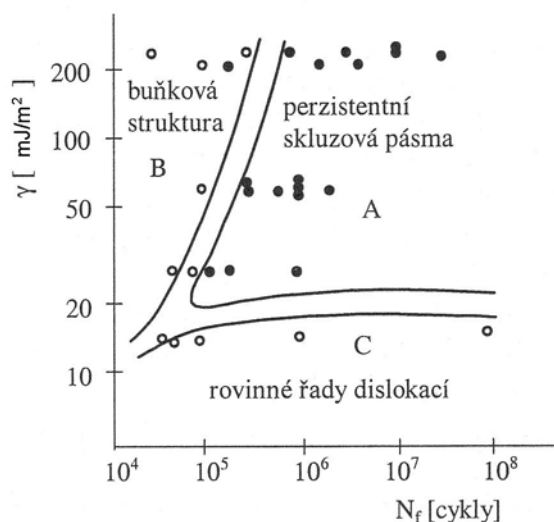
Výsledné dislokační struktury, tedy dislokační struktury v saturovaném stavu, závisí nejen na amplitudě zatěžování, ale i na typu materiálu. Z materiálových parametrů je pro typ saturované dislokační struktury rozhodující charakter skluzu daného materiálu, tedy stupeň obtížnosti, či snadnosti příčného skluzu. S nepřiliš velkým zjednodušením je pak možno konstatovat, že typy dislokačních struktur v saturovaném stavu jsou určeny jen dvěma veličinami – amplitudou zatěžování a snadností příčného skluzu.

Na základě velkého množství experimentálních dat bylo možno typy dislokačních struktur vyjádřit ve formě jednoduchého schematického diagramu, který spojuje typy struktur s energií vrstevné chyby (která je přímo úměrná snadnosti příčného skluzu) a s celkovým počtem cyklů do lomu (který je v jednoduchém vztahu s amplitudou zatěžování) – viz obr. 3.4.

Existují tři oblasti se třemi výrazně se lišícími typy struktur:

- 1) **Oblast A:** Charakteristická vyšší energií vrstevné chyby a vyšší životností jsou typickou strukturou shluky, či pásy dislokací; tyto shluky však nejsou vzájemně propojeny. Mezi dislokačními shluky lze pozorovat dislokace jen ojedinele. Shluky jsou typické tím, že kromě komplikovaně propletených dislokačních segmentů obsahují velké množství dislokačních dipólů a dislokačních smyček.
- 2) **Oblast B:** O vyšších energií vrstevné chyby a nízkých životností je charakterizována buňkovou strukturou. Dislokace vytvářejí stěny prostorově uzavřených buněk a hustota dislokací ve stěnách buněk je značně vysoká. I v tomto případě obsahuje struktura (jak v buňkách, tak i mimo ně) značné množství dislokačních dipólů a dislokačních smyček, zejména v případě vysokých energií vrstevné chyby.
- 3) **Oblast C:** Nízkých energií vrstevné chyby je v celém rozsahu životnosti charakterizována rovinnými řadami dislokací. Dislokace se v důsledku téměř nemožného příčného skluzu drží svých skluzových rovin a nemohou tedy vytvářet prostorové shluky ani buňky. Dislokační smyčky se v této oblasti vyskytují málo.

Tento základní diagram typů struktur na obr. 3.4 platí, striktně vzato, jen pro případy homogenní napjatosti a jednofázové kovy s kubickou plošně centrovanou mřížkou. Lze jej však jako základního schématu používat i pro nehomogenní napjatost a pro jiné typy kovů [3, 15, 16].



Obr. 3.4 Typy vnitřních dislokačních struktur v závislosti na energii vrstevné chyby γ a na počtu cyklů do lomu N_f [6].

3.5. VÝKLAD CYKLICKÉHO ZPEVNĚNÍ A ZMĚKČENÍ

3.5.1. Cyklické zpevnění

Cyklické zpevnění se projevuje tím, že roste napětí potřebné pro danou deformaci. Vnější napětí musí být v rovnováze s napětím vnitřním. Vnitřní napětí v krystalu lze dále dělit podle jejich dosahu. Např. shluky bodových poruch mají podstatně kratší napěťové pole než nakupené dislokace jednoho znaménka. Dislokace při svém pohybu krystalem překonává tedy napěťová pole různých dosahů. Některá z těchto polí může dislokace překonávat za pomoci tepelné aktivace. Jde o taková pole, kde aktivační energie potřebná k jejich překonání je malá; např. překonávání Peierlsových-Nabarroových bariér, interakce dislokací s bodovými poruchami atd. Druhou skupinu polí reprezentují pole, které dislokace již nemohou překonávat za pomoci tepelné aktivace; aktivační energie potřebná k jejich překonávání je příliš velká. Příkladem jsou napěťová pole v okolí různých konfigurací dislokací nakupených na překážkách.

Mechanismus cyklického zpevnění je v literatuře obecně vysvětlován na základě aplikace různých modelů [10]. Mezi tyto modely patří i modely založené na interakci pohybujících se dislokací s bodovými poruchami, s konglomeráty bodových poruch a s malými dislokačními smyčkami. Tento mechanismus zpevnění je podporován jednak rezistometrickými měřeními ukazujícími poměrně vysoký stupeň generace bodových poruch v průběhu cyklické deformace, jednak elektronově mikroskopickým pozorováním značné hustoty dislokačních smyček a shluků bodových poruch v kovech se snadným příčným skluzem [17–20].

3.5.2. Cyklické změkčení

Podstatou všech metod zvýšení pevnosti je vytvoření takové mikrostruktury, která obsahuje účinné překážky pro pohybující se dislokace. V případě deformačního zpevnění je pohyb dislokací blokován vlastní dislokační strukturou. Precipitační zpevnění je dáno přítomností částic další fáze (precipitátů), které znesnadňují pohyb dislokací. V případě martenzitického zpevnění vede bezdifúzní transformace ke vzniku jemnozrnné struktury a k vytvoření poměrně vysoké hustoty dislokací, přičemž obojí jsou překážky. Disperzní zpevnění je svou podstatou velmi podobné precipitačnímu zpevnění – cizí částice rozptýlené v matici jsou účinnými překážkami pohybu dislokací [12, 21]. K cyklickému změkčení v takto zpevněných materiálech dojde tehdy, jsou-li v průběhu cyklické deformace odstraněny nebo alespoň oslabeny překážky pro pohybující se

dislokace. Cyklické změkčení je jev zpravidla nežádoucí. Nejčastěji je cyklické změkčení pozorováno u materiálů tvářených za studena. Nutnou podmínkou pro to, aby proběhlo cyklické změkčení, je střídavá plastická deformace, tj. materiál musí být střídavě zatěžován v tahu i tlaku.

U slitin, které obsahují více než jednu krystalografickou strukturní složku, může v průběhu cyklické deformace docházet i ke změnám v chemickém složení složek prostřednictvím difúze, dále i ke změnám v morfologii jednotlivých složek, např. i k fázovým transformacím a částečnému rozpouštění precipitátů. Vliv cyklické deformace na změny rychlosti difúze je připisován zvýšené koncentraci vakancí, které vznikají při interakci dislokací. Nejpodstatnější z fázových transformací je přeměna části stabilizovaného austenitu na martenzit. Množství zbytkového austenitu přeměněného působením cyklické deformace na martenzit roste s amplitudou zatěžování a klesá s obsahem uhlíku v oceli.

Technicky velmi důležitým problémem je cyklické změkčení v precipitačně zpevněných materiálech, zejména v materiálech na bázi hliníku. V tomto případě dochází ke změnám v morfologii, rozložení a k postupnému rozpouštění málo stabilních precipitátů v matici [20]. Rozpouštění precipitátů probíhá mechanismem plastického usmýknutí, tzn. průchodem dislokací přes částečně koherentní precipitát způsobuje relativní posun a rozpad precipitátu na dva menší s rozbitím na řadu velmi malých částí vlivem opakování tohoto efektu. Po dosažení kritické velikosti dochází k termodynamické nestabilitě a rozpouštění přísadových atomů zpět do krystalické mřížky základního kovu. Toto rozpouštění většinou neprobíhá homogenně v celém zatěžovaném objemu, ale často v úzkých pásech. Zóny bez precipitátů jsou slabší místa s intenzivnější lokalizovanou plastickou deformací, která vede k makroskopickému cyklickému změkčení a hraje též jistou roli ve stádiu nukleace mikrotrhlin.

3.5.3. Kovy s prodlevou na mezi kluzu

Prodleva na mezi kluzu nebo alespoň výrazně odlišená horní a dolní mez kluzu se většinou vyskytuje u kovů s kubickou prostorově středěnou mřížkou obsahující intersticiální atomy (nízkouhlíkové oceli, molybden, niob a tantal). Tyto slitiny vykazují odlišné chování při cyklickém zatěžování a nedochází u nich k homogenní, současné deformaci všech zrn. Cyklické zatěžování s amplitudou nižší, než je mez kluzu a současně vyšší než mez únavy, vede v průběhu cyklování k postupnému zániku prodlevy v tahovém diagramu. Průběh amplitudy plastické deformace má anomální charakter, Po počátečním růstu a dosažení maxima asymptoticky klesá. Jedná se tedy o cyklické změkčení následované cyklickým zpevněním.

Nositeli střídavé plastické deformace jsou jen ta zrna, ve kterých jsou dislokace uvolněny, zbylá zrna se deformují jen elasticky. Střídavá plastická deformace vyvolává postupnou generaci a shlukování dislokací, což vede k cyklickému zpevnění v těchto zrnech. Proti tomu působí postupné přibývání počtu zrn s volnými dislokacemi, způsobující růst plastické deformace. Tyto efekty tvoří výslednou superpozici dvou procesů. To znamená, že cyklická křivka napětí–deformace leží v oblasti malých amplitud pod statickou a v oblasti vyšších amplitud nad statickou křivkou [9].

4. STÁDIUM NUKLEACE A ŠÍŘENÍ ÚNAVOVÝCH TRHLIN

Velké množství experimentů prováděných za pomoci různých laboratorních technik prokázalo, že únavový proces je velmi citlivý na stav povrchu. Únavová životnost je tedy výrazně ovlivnitelná povrchovým zpracováním. Důvodem této skutečnosti je fakt, že nukleace únavových mikrotrhlin u homogenních materiálů probíhá vždy na volném povrchu v místech koncentrace cyklické plastické deformace.

Uvedený jev – nukleace únavových mikrotrhlin, je samozřejmě více patrný v případě tvarových součástí s makroskopickými koncentratory napětí – vruby. I v případě hladkých součástí se ale tato skutečnost uplatňuje, neboť v průběhu cyklické plastické deformace se na volném povrchu vytváří povrchový reliéf. Takže i v případě ideálně rovného povrchu se v průběhu zatěžování vytvoří povrchové nerovnosti, které opět působí jako velmi lokalizované koncentratory napětí. V případě nehomogenních materiálů mohou částice jiné fáze (inkluze, precipitáty) s odlišnými elastickými vlastnostmi působit rovněž jako koncentratory napětí [4].

4.1. VZNIK A VÝVOJ POVRCHOVÉHO RELIÉFU

V počátku cyklického zpevnění je deformace rozložena v celém objemu vzorku rovnoměrně a proto se na povrchu cyklicky zatěžovaného vzorku vyskytují stopy skluzu jen ojediněle. Při určité velikosti napětí však již struktura matrice přestává být schopna přenášet veškerou plastickou deformaci a vzniká odlišná struktura, která je nazývána jako struktura PSP (perzistentní skluzové pásy).

Pozorováním povrchu oceli v průběhu cyklického namáhání zjistili již v roce 1903 Ewing a Humfrey skluzové čáry, které se i po odleštění povrchové vrstvy objevily na stejných místech znovu. Tyto skluzové stopy nebo pásy byly nazvány perzistentními skluzovými čarami nebo pásy. V oblasti těchto perzistentních skluzových pásů vznikál hrubý povrchový reliéf a postupně též zárodky trhlin. Perzistentní skluzový pás u polykrystalických materiálů obvykle zaujímá vrstvu o tloušťce 1–2 μm rovnoběžnou s primární skluzovou rovinou [22].

Ačkoliv se předpokládalo, že se tento jev vyskytuje pouze u vystárnutých hliníkových slitin, další výzkum ukázal, že extruze se vyskytuje ve všech kovech. Následné hlubší studium extruzí bylo podporováno především faktem, že extruze byly často pozorovány v párech s intruzemi, které odpovídají místům nukleace trhlin. Protože se dnes již považuje za prokázané, že se povrchový reliéf spojený s PSP v monokrystalech ale i polykrystalech řadí k základním typům iniciačních míst trhlin, přispívá studium povrchového reliéfu k pochopení zákonitostí únavového poškození materiálů, zejména pokud jde o stádium nukleace trhlin [3, 13]. Vznik a vývoj povrchového reliéfu byl modelován v řadě prací, např. [23–26]. Řada experimentálních poznatků při studiu povrchového reliéfu je v souladu s nejnovějšími modely vzniku a vývoje povrchového reliéfu [15, 19].

4.2. MECHANISMY NUKLEACE MIKROTRHLIN

Podrobnější studium iniciace únavových trhlin prokázalo, že výskyt povrchových intruzí, které se vytváří v důsledku cyklické plastické deformace (společně s povrchovými extruzemi) mohou být vedle iniciace na nehomogenitách a jiných strukturních vadách uvnitř materiálu dalším způsobem iniciace trhlin.

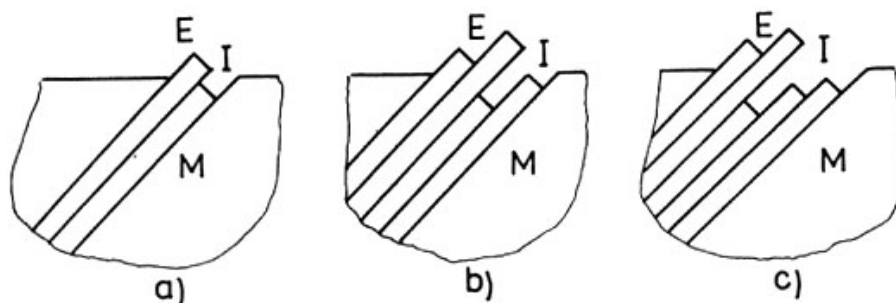
Pro nukleaci mikrotrhlin bylo navrženo velké množství modelů. Navržené mechanismy se mohou uplatňovat jen v nukleačních místech tj. v místech silné lokalizace plastické deformace. Na

volném povrchu je to tedy v kořeni intruze v únavových skluzových pásmech, nebo v blízkosti inkluze, nebo v okolí hranice zrna. Je velice obtížné posoudit, zda je nějaký zřetelný rozdíl mezi ostrou intruzí a mikrotrhlinou. Proto některé z navržených mechanismů nerozlišují intruzi a mikrotrhlinu. Většina modelů a představ o nukleaci však vychází z pojetí, že mezi intruzí a mikrotrhlinou je kvalitativní rozdíl [7, 27].

Mechanismy nukleace lze v hrubých rysech rozdělit do pěti skupin.

(1) Modely nerozlišující mezi intruzí a mikrotrhlinou, např. May [23], Neumann [28] a další. V tomto případě je vznik mikrotrhliny chápán jako spojité prorůstání intruze do hloubky, a to pomocí opakovaného skluzu, buď na jednom, nebo na dvou skluzových systémech. V případě skluzu na jednom skluzovém systému je základem představy relativní pohyb rovnoběžných „karet“ uvnitř skluzového pásu. Intruze působí jako koncentrátor napětí a podporuje další skluz – viz obr. 4.1.

(2) Nukleace křehkým prasknutím v kořeni intruze [26]. Tato představa, jasně rozlišující intruzi a trhlinu vychází z přímého pozorování povrchových vrstev elektronovým mikroskopem. Mikrotrhliny začínají vždy na ostrých intruzích bez ohledu na typ okolní dislokační struktury. Lze se domnívat, že mikrotrhlina se vytvoří tehdy, když koncentrace napětí kolem intruze (závisající na geometrii intruze), která nemůže být odrelaxována skluzovými procesy (následkem zpevnění), dosáhne takového stupně, že maximální napětí přesáhne meziatomové vazebné síly. Tato představa je opět značně rámcová, předpokládá extrémně vysokou, i když silně lokalizovanou koncentraci napětí u kořene intruze. Existenci takto vysoké koncentrace napětí není možno experimentálně ani doložit, ani vyvrátit [9].



Obr. 4.1 Schéma vzniku a rozvoje únavových skluzových pásů v materiálu a růstu extruzí (E) a intruzí (I) [29].

(3) Vznik trhliny kondenzací vakancí. Některé dislokační interakce vedou ke vzniku vakancí. V průběhu cyklické deformace byla experimentálně zjištěna relativně vysoká koncentrace vakancí v celém zatěžovaném objemu. Protože únavová skluzová pásma jsou oblastí se stálou a největší dislokační aktivitou, je možné, že právě v těchto pásmech je v důsledku dislokačních interakcí koncentrace vakancí největší. Vzniklé vakance mohou vytvářet shluky a dutiny. Dutinu o dostatečné velikosti je již možno považovat za trhlinu. Tato představa implicitně předpokládá difúzi vakancí, která je silně závislá na teplotě. V několika experimentálních pracích, např. [30], bylo ukázáno, že únavový proces (nukleace a šíření trhlin) probíhá i za teploty 1,7 K, tedy za teploty, při které již difúze neprobíhá. Možnost difúze vakancí tedy není nutnou podmínkou pro nukleaci trhlin. To je také nejvážnější námitka proti tomuto mechanismu. Ovšem při cyklickém zatěžování v oblasti vyšších teplot, kde se již také uplatňuje creep, se mechanismus kondenzace vakancí může na nukleaci podílet.

(4) Dekoheze krystalu podél skluzové roviny způsobená akumulací dislokací. Základní představa je taková, že v kritických místech se vytváří taková konfigurace dislokací, která vede k lokálnímu zvýšení napětí nebo energie dostačující ke ztrátě koheze v oblasti několika desetin až jednotek nanometru [9].

(5) Nukleace na hranicích zrn. Trhlina může v blízkosti hranice zrn vzniknout v únavovém skluzovém pásu; pro její tvorbu jsou aplikovatelné mechanismy uvedené v bodech 1 až 4. Kromě toho byl navržen mechanismus tvorby intruze přímo na hranici zrn, ze které se může vyvinout mikrotrhlina. Tento mechanismus je aplikovatelný jen pro velmi vysoké amplitudy zatěžování odpovídající počtu cyklů do lomu maximálně řádu 10^3 . V případě takto vysokých amplitud dochází k intenzivní cyklické plastické deformaci prakticky celé povrchové vrstvy jednotlivých zrn. V místě hranice zrna nemůže však deformace proběhnout – cyklické posunutí kolmé k povrchu v místě hranice je téměř nulové. Proto se v místě hranice může vytvářet intruze [31, 32].

Nukleace trhlín je nevratný proces, který předchází nevratné dislokační procesy v kritickém objemu. Nezbytnými podmínkami pro nukleaci mikrotrhlín jsou: vysoce lokalizovaná plastická deformace v kořeni intruze a vhodné dislokační uspořádání podél povrchových intruzí.

Je nejasné, do jaké hloubky a délky mikrotrhlín je možno hovořit pouze o nukleaci a od kterých hodnot jde již o šíření mikrotrhlín. Není k dispozici žádné kritérium vyplývající z podstaty procesů, které by toto rozdělení umožňovalo. Je nutné také připustit i to, že nukleace i šíření mikrotrhlín je zcela spojitý proces bez možnosti vymezení hranice. Z tohoto důvodu jsme odkázáni vždy jen na konvenci volby délky trhliny, kterou budeme považovat za konec nukleačního stadia [3].

4.3. MECHANISMUS ŠÍŘENÍ TRHLÍN

Nukleační stadium končí vytvořením povrchových mikrotrhlín. Tyto mikrotrhlíny leží podél aktivních skluzových rovin, tedy podél těch skluzových rovin, v nichž je největší smykové napětí. Výjimku tvoří interkrystalické mikrotrhlíny. Při jednoosém zatěžování je největší smykové napětí na rovinách, které svírají úhel 45° se směrem vnějšího napětí. Protože ve všech kovech existuje relativně velký počet možných skluzových rovin, jsou aktivní ty roviny, jejichž orientace je blízká rovině maximálního skluzového napětí.

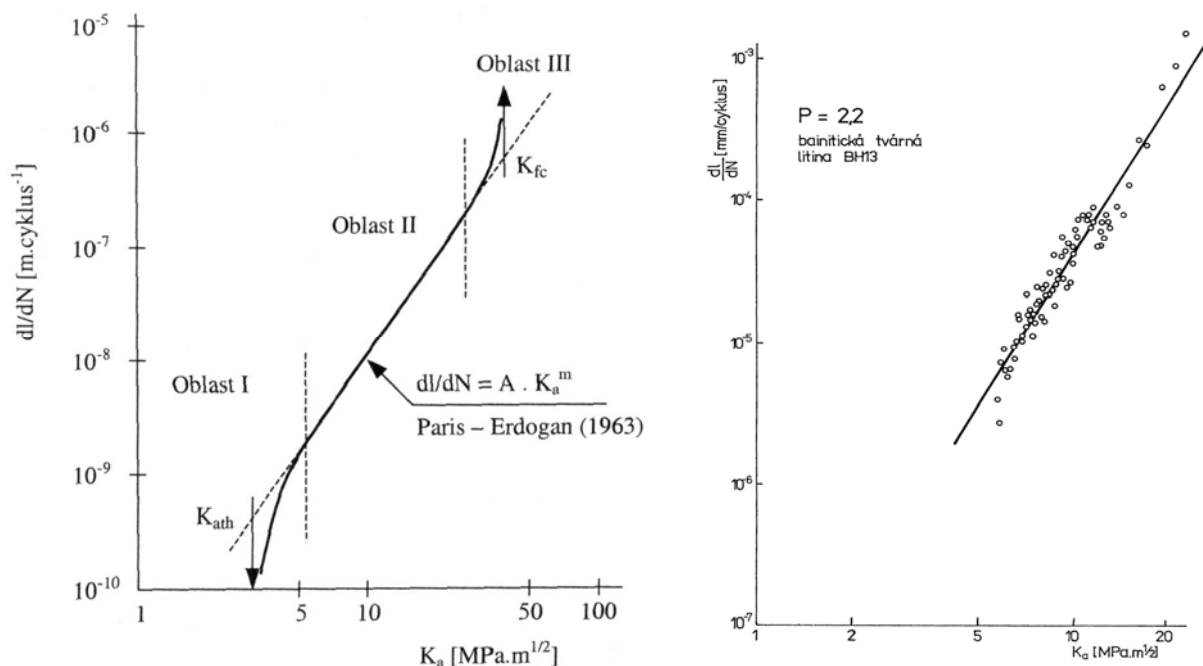
Rovina mikrotrhlín svírá tedy přibližně 45° s vektorem vnějšího napětí. V průběhu dalšího cyklického ztěžování se trhlíny jednak propojují, jednak rostou dále do hloubky a to podél aktivních skluzových rovin. Velká většina se však brzy zastavuje a jen menší množství proniká do hloubky větší než desítky mikrometrů. S narůstající délkou se trhlíny vychylují z aktivních skluzových rovin a stáčí se do směru kolmého k vektoru hlavního napětí. Na čele těchto trhlín se vytváří plastická zóna vznikající účinkem vysoké koncentrace napětí. Tento přechod roviny trhliny z aktivní skluzové roviny do roviny kolmé na směr působícího vnějšího napětí se často označuje jako přechod z krystalografického šíření trhliny (první etapa šíření) na nekrystalografické šíření trhlín (druhá etapa šíření). V této etapě se šíří zpravidla již jen jediná trhlina označovaná jako magistrální [3].

Délka trhliny, při které dochází k přechodu z první do druhé etapy šíření, závisí především na druhu materiálu a na amplitudě zatěžování, zpravidla však není větší než několik desetin milimetru. Čím menší je pro daný materiál amplituda zatěžování, tím větší je délka trhlín odpovídající první etapě. Protože rychlost šíření trhlín v první etapě je malá, může být počet cyklů potřebný pro její rozvoj vysoký ve srovnání s počtem cyklů v druhé etapě šíření. Toto platí pro hladká nevrubovaná

tělesa. U vrubovaných těles je počet cyklů pro první etapu nepodstatný, v těchto případech je celé šíření záležitostí druhé etapy. Šíření v druhé etapě končí náhlým lomem zbývajících částí nosného průřezu [32].

Zásadní změnu v popisu chování únavových trhlin způsobilo použití parametrů lomové mechaniky. Na počátku 60. let se experimentálně prokázalo, že rychlost šíření trhliny je jednoznačnou funkcí součinitele intenzity napětí (K_a). Zásadní význam K_a pro popis rychlosti šíření spočívá především v tom, že z teoretických úvah a vlastních měření je možno zcela vyloučit geometrické faktory (tvar tělesa, geometrii působících sil). Pro daný materiál je závislost rychlosti šíření trhliny na faktoru intenzity napětí stejná pro různá tělesa.

Na obr. 4.2 jsou schématicky zobrazeny výsledky experimentálního měření rychlosti šíření trhliny. Křivka závislosti rychlosti šíření na amplitudě faktoru intenzity napětí (v log-log souřadnicích) je ve své střední části lineární. Směrem k malým rychlostem šíření (malým hodnotám K_a) se asymptoticky blíží k prahové hodnotě, pod kterou se dlouhé trhliny nešíří. Směrem k vysokým rychlostem (a vysokým hodnotám K_a) se tato křivka asymptoticky blíží k hodnotě, při které nastane závěrečný lom. Z praktického hlediska je nejdůležitější oblast malých a středních rychlostí včetně prahových podmínek. Oblast velmi vysokých rychlostí je málo významná, protože je záležitostí několika málo posledních cyklů.



Obr. 4.2 Kinetický diagram únavového poškození, a) schématicky, b) ADI s matricí horního bainitu ($T_t = 400^\circ\text{C}$, $\tau_t = 50 \text{ min}$) [6].

Schématicky ukázaná závislost rychlosti šíření na amplitudě intenzity napětí je přirozeně dále modifikována jak mechanickými podmínkami zatěžování, tak i materiálovými parametry a parametry prostředí. Z mechanických podmínek zatěžování má nejvýznamnější vliv na rychlost a podmínky zastavení trhliny asymetrie cyklu a předchozí historie zatěžování [6].

Únavová trhlina se začíná šířit měřitelnou rychlostí tehdy, když amplituda součinitele intenzity napětí dosáhne hodnoty K_a . Tato hodnota je určena velikostí mikroskopických a makroskopických vnitřních napětí v plastické zóně na čele trhliny. Tlaková napětí představují odpor proti otevření trhliny a vytvářejí i podmínku pro nešíření trhliny. Lineární část křivky znázorněné v logaritmických souřadnicích můžeme vyjádřit Parisovým-Erdoganovým vztahem:

$$\frac{dl}{dN} = A \cdot K_a^m, \quad (4.1)$$

kde

A, m - materiálové charakteristiky,
 dl/dN - rychlost šíření únavové trhliny,
 K_a - amplituda součinitele intenzity napětí.

V původní práci autoři předpokládali konstantní exponent $m = 4$. Ze vztahu (4.1) vyplývá, že nulová je rychlost šíření trhliny dané délky pouze v případě, když amplituda napětí je rovna nule. Bylo však prokázáno, že existuje prahová hodnota amplitudy napětí, při které se růst trhliny zastaví. Tvar nové modifikace vztahu, kterou navrhli Lukáš s Klesnilem [9], je:

$$\frac{dl}{dN} = A \cdot (K_a^m - K_{th}^m). \quad (4.2)$$

Tento vztah zahrnuje jak oblast platnosti Parisova-Erdoganova vztahu, tak i oblast prahové hodnoty součinitele intenzity napětí (K_{th}). Bylo prokázáno, že tato závislost je materiálová charakteristika, protože pro danou asymetrii cyklu je nezávislá na tvaru zkušebního tělesa, ale jen na druhu materiálu [6].

5. KŘIVKY ŽIVOTNOSTI

Pro posuzování únavových vlastností materiálu těles a konstrukcí slouží dodnes Wöhlerova křivka, která udává závislost amplitudy napětí σ_a na počtu cyklů do lomu N_f a která se asymptoticky blíží mezi únavy σ_C – viz obr. 1.1.

Současný světový trend ve stavbě strojů vede ke snižování hmotnosti a k dimenzování na omezenou životnost. Wöhlerův diagram se tak v mnoha případech stal nedostačující únavovou charakteristikou. Zatímco při vysokém počtu cyklů do lomu je odolnost proti působení proměnlivých napětí rozhodující veličinou, je při nízkocyklové únavě s počtem cyklů do lomu řádu 10^2 – 10^5 rozhodující schopnost kovu snášet střídavé plastické deformace. U součástí s konstrukčními vruby, ve kterých dochází k pružně plastické cyklické deformaci, jsou rozhodující obě měřítka.

Při cyklickém zatěžování součástí se setkáváme jednak se zatěžováním silovým, kdy je řízenou veličinou síla (napětí $\sigma_a = \text{konst.}$), jednak se zatěžováním, při němž je řízena hodnota plastické ($\sigma_{ap} = \text{konst.}$) nebo celkové deformace ($\sigma_a = \text{konst.}$). V prvním případě je vhodnou charakteristikou únavové životnosti Wöhlerova křivka.

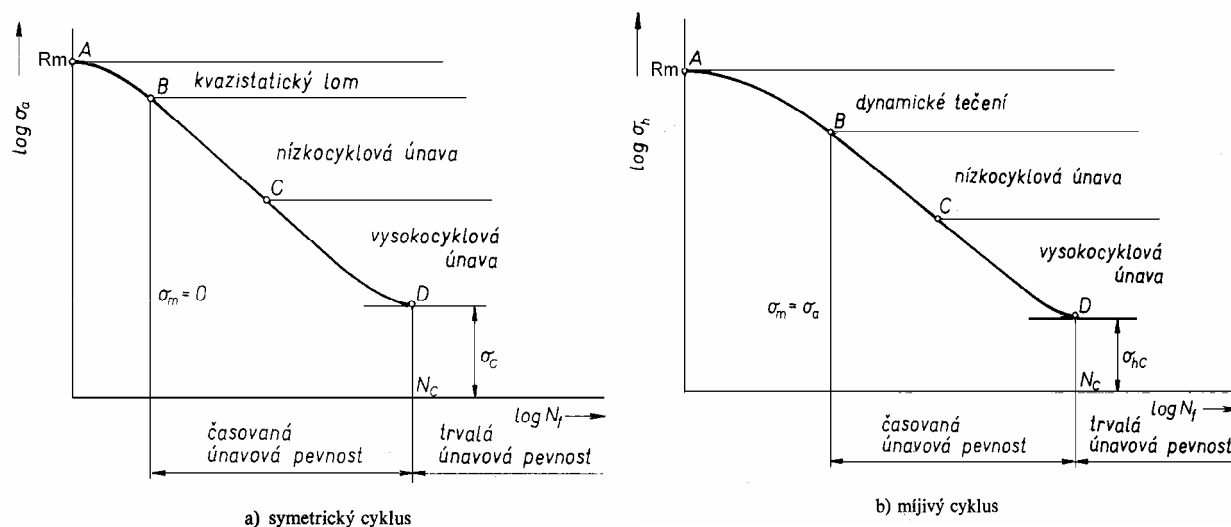
5.1. WÖHLEROVA KŘIVKA ŽIVOTNOSTI

Křivka životnosti σ_a – N_f (Wöhlerova, nebo také S – N křivka) poskytuje informace o závislosti počtu cyklů do lomu N_f na amplitudě napětí σ_a , viz obr. 5.1. Křivka σ_a – N_f může být konstruována pro různá střední napětí σ_m , která ovlivňují její průběh. Obvykle se experimentálně zjišťují pouze dvě σ_a – N_f křivky, a to při symetrickém zátěžném cyklu ($\sigma_m = 0$) a při míjivém cyklu ($\sigma_m = \sigma_a$).

Pro oba diagramy je společný pokles počtu cyklů do lomu s rostoucím napětím, viz obr. 5.1. Tuto oblast nazýváme časovanou únavovou pevností a je ohraničena zprava počtem cyklů N_C (počet cyklů nad nímž již nedojde k únavovému porušení). Oblast s vyšším počtem cyklů $N > N_C$ nazýváme oblastí trvalé únavové pevnosti.

Závislost σ_a – N_f vyjadřuje tyto zákonitosti únavového procesu:

- (a) počet cyklů do porušení roste s klesající amplitudou napětí,
- (b) existuje mezní amplituda napětí, pod kterou nedochází k porušení ani při téměř neomezeném množství cyklů,
- (c) počet cyklů do porušení nezávisí jen na absolutní velikosti maximálního napětí σ_h , ale i na velikosti amplitudy napětí σ_a . Čím je σ_a větší při daném σ_h , tím menší počet cyklů snese materiál do porušení [29].



Obr. 5.1 Křivky životnosti σ_a-N_f [3].

5.2. KŘIVKY ŽIVOTNOSTI V NÍZKOCYKLOVÉ OBLASTI

V nízkocyklové oblasti lze únavové chování materiálu popsat dvojicí rovnic, a to Wöhlerovou-Basquinovou a Mansonovou-Coffinovou křivkou. První z nich vyjadřuje závislost počtu cyklů do lomu na amplitudě napětí, druhá na amplitudě plastické deformace. Tyto křivky lze pro většinu kovových materiálů popsat mocninnými funkcemi, přičemž v poslední době se nejvíce používá zápisu ve tvaru, který navrhl Morrow:

1. Jako závislost počtu cyklů do lomu N_f na amplitudě napětí σ_a (Wöhler-Basquin):

$$\sigma_a = \sigma'_f \cdot (2N_f)^b, \quad (5.1)$$

kde σ'_f je součinitel únavové pevnosti a b je exponent únavové pevnosti. Součinitel únavové pevnosti, který reprezentuje extrapolovanou hodnotu amplitudy cyklického napětí na první půlcyklus, byl pro řadu materiálů úspěšně korelován se skutečným lomovým napětím σ_f určeným při jednosměrném zatížení. V současnosti se prosazuje názor vyjadřovat mezní stav při cyklickém zatěžování amplitudou deformace. Tento požadavek je plně oprávněný, neboť amplituda plastické deformace je parametr, bez kterého nemůže únavový proces v žádném z jeho stádií probíhat [7].

Únavový proces je možné popisovat nejen pomocí závislosti σ_a-N_f , tedy pomocí napětíového přístupu, ale také pomocí deformačního přístupu. Amplitudu plastické deformace, která je řídicím parametrem únavového procesu lze úspěšně korelovat s počtem cyklů do lomu N_f . Základní studie Masonovy a Coffinovy umožnily popis počtu cyklů do lomu v závislosti na amplitudě plastické deformace a položily tak základ pro výpočet životnosti materiálů.

2. Mansonův-Coffinův vztah pro závislost mezi amplitudou plastické deformace ε_{ap} a počtem cyklů do lomu N_f má tvar:

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon_f \cdot (2N_f)^c, \quad (5.2)$$

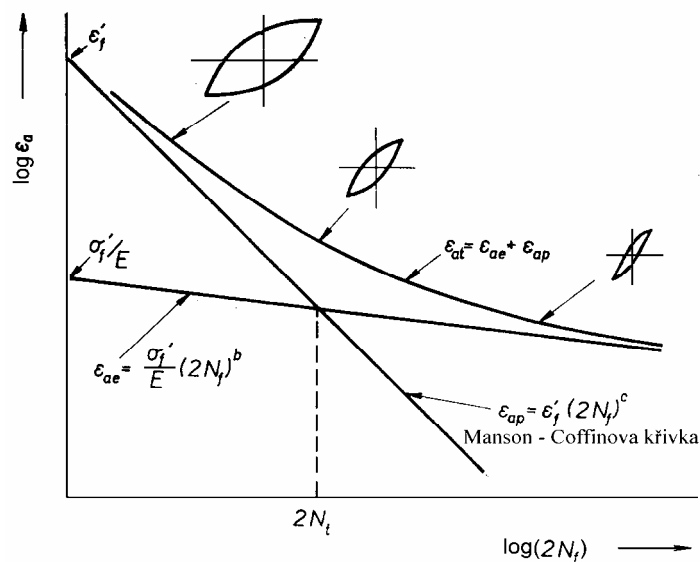
kde ϵ_f' je součinitel únavové tažnosti a c je exponent únavové tažnosti. Součinitel únavové tažnosti, který reprezentuje extrapolovanou hodnotu amplitudy plastické deformace na první půlcyklus nelze pro řadu konstrukčních materiálů úspěšně korelovat se skutečnou lomovou deformací ϵ_f určenou při jednosměrném zatížení.

Nejjednodušším způsobem stanovení Mansonových-Coffinových křivek životnosti je provádění experimentů v režimu řízené amplitudy plastické deformace resp. řízené amplitudy celkové deformace, přičemž pro danou hodnotu ϵ_{ap} resp. ϵ_a , získáváme určitý počet cyklů do lomu N_f . Při těchto režimech dochází pouze ke změně amplitudy napětí, amplituda deformace je konstantní. Data pro konstrukci Mansonovy-Coffinovy křivky životnosti, můžeme získat také z experimentů, při nichž je řízena amplituda napětí, přičemž měříme hysterezní smyčky, z nichž získáme žádanou hodnotu amplitudy plastické deformace pro naměřený počet cyklů do lomu N_f .

Z experimentálních důvodů je často výhodnější aplikovat při únavovém zatěžování amplitudu celkové deformace, která se skládá z pružné a plastické složky (viz obr. 5.2). Tento postup má i své praktické oprávnění, neboť u mnoha součástí je materiál v kritických místech (např. v konstrukčních vrubech) podroben cyklické deformaci, která má obě složky. Manson navrhl závislost počtu cyklů do lomu na obou složkách deformace ve tvaru:

$$\epsilon_a = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \epsilon_f' (2N_f)^c, \quad (5.3)$$

kde E je modul pružnosti. Při malých počtech cyklů do lomu převládá plastická složka ϵ_{ap} , zdůrazňující význam součinitele únavové tažnosti ϵ_f' . Při vysokých počtech cyklů do lomu se prosazuje elastická složka ϵ_{ae} , zdůrazňující význam součinitele únavové pevnosti σ_f' . Stejný rozsah elastické a plastické složky odpovídá tranzitnímu počtu cyklů N_t – obr. 5.2.



Obr. 5.2 Schématický průběh křivek životnosti [3] (pozn. $\epsilon_{at} = \epsilon_a$).

Při srovnání rovnic křivek životnosti s rovnicí popisující cyklickou deformační křivku je zřejmé, že ze šesti parametrů v těchto rovnicích jsou nezávislé pouze čtyři. Dva parametry můžeme vyjádřit pomocí ostatních čtyř [7]. Platí vztahy:

$$n' = \frac{b}{c}, \quad (5.4)$$

$$\sigma_f' = K' \cdot (\varepsilon_f')^{n'} \quad (5.5)$$

Rovnice 5.4 a 5.5 jsou velmi dobře splněny pro soubor šesti parametrů, z nichž každý byl nezávisle určen regresní analýzou z experimentálních údajů. Vzhledem k tomuto tedy můžeme za základní parametry charakterizující cyklickou plasticitu a únavovou životnost v nízkocyklové oblasti volit čtyři parametry, tj. K' , n' , ε_f' , c .

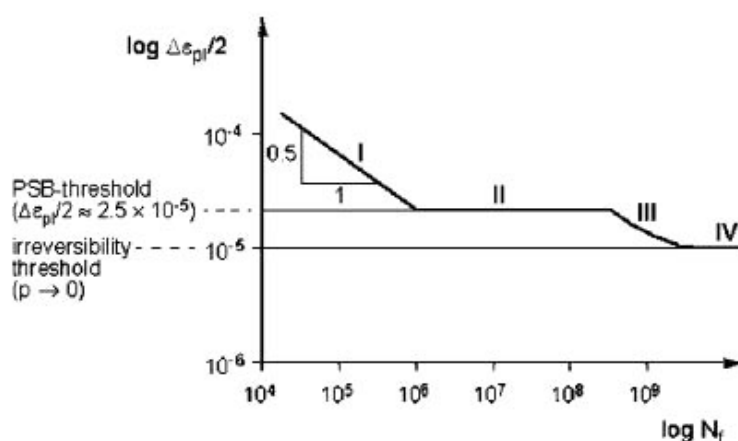
5.3. OBLAST VYSOKOCYKLOVÉ ÚNAVY

Únavové chování materiálů při zatěžování ve vysokocyklové oblasti vyjadřuje Wöhlerova křivka a z ní plynoucí hodnota meze únavy σ_C . Mansonova-Coffinova křivka zde ztrácí význam, neboť hodnota amplitudy plastické deformace v oblasti meze únavy je řádově asi 10^{-5} , což je přibližně o dva řády menší než hodnota amplitudy elastické deformace. Z tohoto důvodu není nutné Mansonovu-Coffinovu křivku brát v úvahu [4].

Pro pevnostní výpočty většiny součástí pracujících v oblasti vysokocyklové únavy je mez únavy základní charakteristikou vyjadřující odolnost materiálu proti únavovému poškození. Na základě poznatků o šíření únavových trhlin je možno definovat mez únavy jako napětí, při kterém se vytvoří únavové mikrotrhliny kritické délky, které se však nemohou dále šířit [6].

5.4. OBLAST GIGACYKLOVÉ ÚNAVY

Současné poznatky v pracích [33–35] jednoznačně potvrdily, že únavové porušení se může objevit nejen při amplitudách napětí blízkých konvenční mezi únavy σ_C ale i v oblasti gigacyklové únavy, tj. v oblasti počtů cyklů 1×10^7 – 1×10^{11} při aplikovaném nižším napětí. Změna v trendu křivky únavové životnosti prostřednictvím jedné nebo více odchylujících period s výskytem horizontálních stupňů je pravděpodobně způsobena větším množstvím faktorů. Přechod z nízkocyklové do vysokocyklové oblasti je doprovázen přechodem od povrchové do vnitřní oblasti iniciace únavových trhlin s následným šířením. Mechanismus, který způsobuje vnitřní poškození je řízen převážně nekovovými inkluzemi nebo defekty.



Obr. 5.3 Schématické zobrazení oblastí a prahových hodnot ε_{ap} na křivce životnosti [33].

Jednotlivé oblasti na křivce životnosti od platnosti Mansonova-Coffinova zákona (oblast I.), přechodem do vysokocyklové oblasti s konvenční mezí únavy a horizontálním stupněm (oblast II.), přechodem do podpovrchové iniciace s typickým znakem „rybího oka“ na lomové ploše (Fish-eye, oblast III.) jsou zobrazeny na obr. 5.3. Poslední stádium může pro některé typy materiálu chybět a z důvodu nízké amplitudy nedochází k lomu a hovoříme o „nekonečné“ únavové životnosti (oblast IV.)

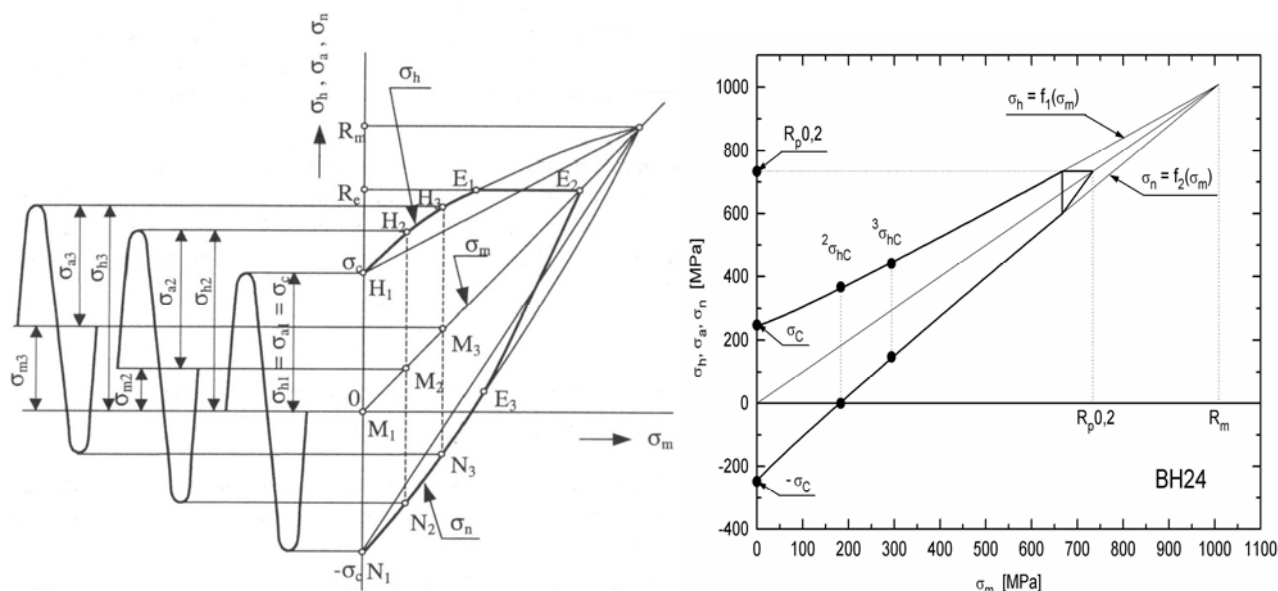
5.5. VLIV NĚKTERÝCH FAKTORŮ NA MEZ ÚNAVY

Proces únavy je citlivý na velký počet externích a interních faktorů, které samostatně, ale především v superpozici, mohou významně měnit odolnost materiálu proti únavovému porušení.

Vliv asymetrie zátěžného cyklu

Hodnota meze únavy je funkcí asymetrie zátěžného cyklu, a pro různé druhy zátěžných cyklů vzrůstá nebo klesá podle velikosti a znaménka středního napětí. Grafickým zpracováním této závislosti je většinou Smithův nebo Haighův diagram.

Pro stanovení tohoto diagramu vyjadřujícího závislost mezní amplitudy zátěžného cyklu na středním napětí cyklu se nejčastěji používá vztah:



Obr. 5.4 Smithův diagram, a) schematicky, b) ADI s matricí horního bainitu ($T_t = 380^\circ\text{C}$, $\tau_t = 25$ min) [36, 37].

$$\sigma_a = \sigma_C \cdot \left[1 - (\sigma_m / R_m)^\alpha \right], \quad (5.6)$$

kde

σ_a - mezní amplituda napětí,

σ_m - střední napětí cyklu,

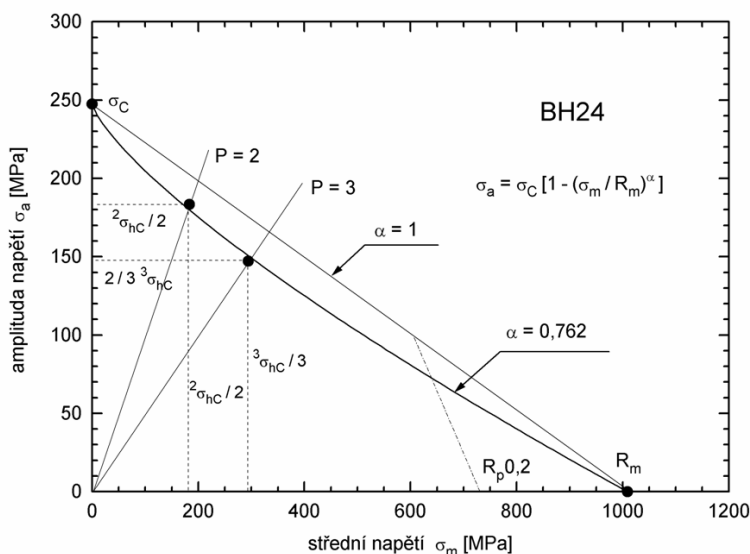
α - exponent.

Hodnota exponentu α se pohybuje v rozmezí 0,7 – 2,0 [12]. Je-li $\alpha = 1$ (oceli s vysokou pevností, LLG a LKG), obdržíme lineární Goodmanův vztah:

$$\sigma_a = \sigma_C \cdot \left[1 - \sigma_m / R_m \right]. \quad (5.7)$$

Je-li $\alpha = 2$ (měkké oceli), obdržíme Gerberovu kvadratickou parabolu:

$$\sigma_a = \sigma_C \cdot [1 - (\sigma_m / R_m)^2] \quad (5.8)$$

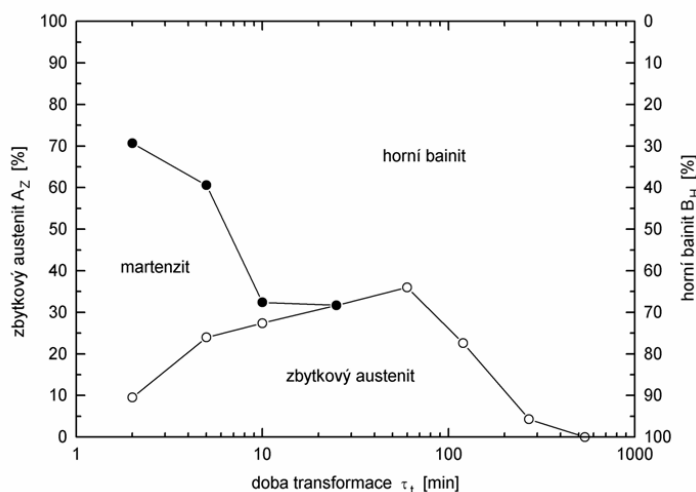


Obr. 5.5 Haighův diagram ADI ($T_t = 380\text{ °C}$, $\tau_t = 25\text{ min}$) [37].

Na základě konstrukce Haighova a Smithova diagramu bylo zjištěno že je nutno tvary těchto diagramů aproximovat obecným parabolickým vztahem, přičemž hodnota exponentu α je u feriticko-perlitických a bainitických litin s kuličkovým grafitem menší než 1 (obr. 5.4, 5.5) [6].

Vliv podmínek izotermické transformace

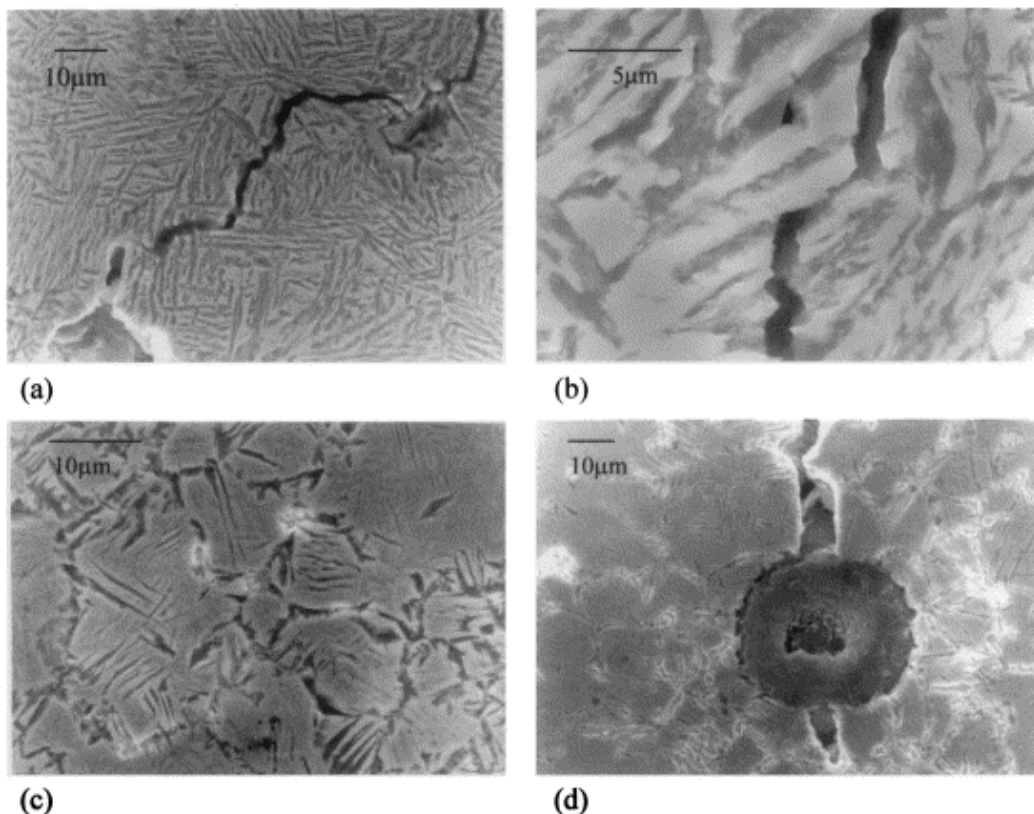
Na základě experimentálních prací [4, 6, 36–43] bylo zjištěno, že složení strukturní směsi u ADI je výrazně ovlivněno délkou izotermické prodlevy. Struktura sestává většinou z bainitu a stabilizovaného austenitu. Po kratších časech izotermické prodlevy (např. 2 min.) se ve struktuře vyskytuje také martenzit, který zhoršuje plastické vlastnosti. Mechanické vlastnosti jsou také ovlivněny dobou izotermické transformace. Hodnota meze kluzu a meze pevnosti stoupá v celém zkoumaném rozsahu a maxima jsou dosažena při nejdelších časech. Průběh tažnosti a meze únavy koresponduje s obsahem stabilizovaného austenitu. Maxima dosahují při časech, kdy je ve struktuře matrice podíl stabilizovaného austenitu nejvyšší (obr. 5.6). Nejlepších statických vlastností dosahují ADI litiny s matricí dolního bainitu, přechodový bainit dosahuje velmi dobrých vlastností při rázovém zatěžování a matrice horního bainitu vykazuje nejlepší únavové vlastnosti [40–42].



Obr. 5.6 Vliv doby izotermické transformace na složení strukturní směsi ADI ($T_t = 380\text{ °C}$) [43].

Vliv grafitických částic

Grafit je považován za „prázdné místo“, na jehož rozhraní s matricí vzniká koncentrace napětí, která vede ke vzniku mikrotrhlin právě zde. Výpočtem bylo prokázáno, že v případě tahového zatěžování je na rozhraní grafit-matrice, při elastické deformaci, třikrát větší napětí než v okolní matici [44–46].



Obr. 5.7 Způsoby šíření mikrotrhlin u horního bainitu (a, b), u dolního bainitu (c, d) [46].

Po iniciaci, způsobené u cyklického namáhání lokalizací cyklické plastické deformace v perzistentních skluzových pásech, se mikrotrhliny nejdříve šíří po rozhraní grafit-matrice nebo do částice grafitu. Jakmile dojde k porušení celého rozhraní (dekoheze) začínají se trhlinky iniciovat v přilehlé matici. Morfologie matrice ADI je tvořena shluky různě orientovaných jehlic bainitického feritu s oblastmi stabilizovaného austenitu mezi jehlicemi, nebo jako samostatné uzavřené oblasti. Trhliny se v matici šíří převážně po rozhraní bainitický ferit-austenit (obr. 5.7). Jakmile trhlina narazí na jinak orientovaný paket jehlic, změni svůj směr nebo dochází k větvení. Při dalším zatěžování dochází k propojování jednotlivých mikrotrhlin za vzniku hlavní trhliny, jejíž růst pak způsobí porušení [45].

Mikrotrhliny mohou také iniciovat v grafitických částicích, při zvyšování zatížení dochází k rozlomení částice s lomem přibližně kolmým na směr hlavního napětí. Pevnost a únavovou odolnost ADI ovlivňují nejen přítomné částice grafitu, ale také soudržnost mezifázového rozhraní grafit-matrice a chování trhliny během šíření, tzn. změna směru šíření, její větvení, tzv. odskok magistralní trhliny k blízké částici grafitu atd. Tento efekt, vedoucí ke zvyšování pohlcené energie potřebné k tvorbě nových povrchů, zvyšuje odolnost vůči lomu. Oddělování obálky sekundárního grafitu od eutektického se vyskytuje převážně u LKG s feritickou maticí. [4]

Vliv vrubu.

Vruby konstrukční i technologické mají významný vliv na únavové charakteristiky. V okolí vrubu dochází při zatěžování k nerovnoměrnému rozdělení napětí a jeho účinkem k vytvoření

plastické zóny. Při stejném normálovém napětí proto přítomnost vrubů snižuje životnost a mez únavy v porovnání s hladkým tělesem.

Vrub je charakterizován svou velikostí a tvarem, a pro jeho popis stačí dva parametry: teoretický součinitel koncentrace napětí K_t a poloměr kořene vrubu r . Snížení meze únavy přítomností vrubu je definováno součinitelem vrubu K_f takto:

$$K_f = \sigma_c / \sigma_{cv}, \quad (5.9)$$

kde

σ_{cv} – mez únavy s vrubem.

Velikost součinitele K_f má rozhodující vliv na hodnotu součinitele vrubové citlivosti materiálu Q , který je definován takto:

$$Q = (K_f - 1) / (K_t - 1). \quad (5.10)$$

Vrubová citlivost LKG je značně nižší než u ocelí. Tento jev lze vysvětlit vnitřním vrubovým účinkem grafitu, který významným způsobem snižuje účinnost vnějších konstrukčních vrubů [6].

Přítomnost apriorních trhlin.

Apriorní trhliny submikroskopického i mikroskopického rozměru způsobují v tělese koncentraci napětí a vytváří tak předpoklady pro absenci nukleačního stádia únavového procesu a tím i výrazné snížení meze únavy [6].

Vliv teploty.

Teplota zkoušení má výrazný vliv na únavové vlastnosti materiálů. Při snižování teploty pod pokojovou teplotu mez únavy hladkých vzorků vzrůstá, zatímco u vzorků s vrubem je toto zvýšení nepodstatné. Při snížení teploty pod teplotu tranzitní dojde k výraznému poklesu meze únavy, neboť dominantním faktorem se stane zkrěhnutí materiálu. S rostoucí teplotou mez únavy klesá a pro teploty blízké teplotě tečení se projevuje superpozice procesu únavy a tečení [47-49].

Vliv okolního prostředí.

Agresivní prostředí ovlivňuje etapu nukleace a etapu šíření únavových trhlin. Zkracuje se zde výrazně počet cyklů do skončení nukleačního stádia, neboť se uplatňuje lokální naleptávání povrchu, zejména v místech skluzových pásem a vytváření jamek, které působí jako koncentrátoři napětí. Za jinak porovnatelných podmínek se může trhlina šířit v korozním prostředí až o řád rychleji než v prostředí neutrálním.

Vliv stavu povrchu.

Protože k nukleaci trhlin dochází přednostně na povrchu součásti, je stav povrchu velmi významný. Materiály o vyšší pevnosti jsou citlivější na stav povrchu než měkké materiály.

Vliv chemicko-tepelného zpracování.

Chemicko-tepelné zpracování jako např. nitridace, cementace, nitrocementace, karbonitridace a j. se používají nejen ke zvýšení odolnosti povrchu proti opotřebení, ale také jako úpravy zlepšující únavové vlastnosti materiálů.

U nitridace, ať už klasické nebo iontové, je zvýšení únavové pevnosti u malých nebo středních součástí 50 až 70 % oproti součástkám pouze zušlechtěným. Důvodem je vysoké tlakové pnutí v povrchové vrstvě a její vysoká tvrdost.

U cementace dosahuje zvýšení meze únavy u středně rozměrných součástí s vrubem 30 až 70 %. Toto zvýšení je v důsledku vysokých tlakových pnutí v cementační vrstvě a její vysoká tvrdost [6, 51].

6. FORMULACE CÍLŮ PRÁCE

Disertační práce je zaměřena na studium chování izotermicky zušlechtěné litiny s kuličkovým grafitem (ADI) při únavovém zatěžování v nízkocyklové a vysokocyklové oblasti při zatěžování s řízenou amplitudou celkové deformace i amplitudou napětí. Téma této práce bylo zvoleno s ohledem na doplnění dalších poznatků o únavových vlastnostech ADI a o vlivu doby a teploty izotermické prodlevy na složení struktury matrice a na mechanické vlastnosti ADI.

Dílčí cíle disertační práce jsou následující:

1. Stanovit vliv doby izotermické prodlevy (teplota izotermické prodlevy 400 °C) na složení strukturní směsi ADI se zaměřením na obsah stabilizovaného austenitu.
2. Stanovit vliv doby izotermické prodlevy na základní mechanické vlastnosti ADI (mez pevnosti R_m , mez kluzu $R_{p0,2}$, tažnost A_5 , kontrakce Z).
3. Určit optimální podmínky izotermického zušlechtění z hlediska kombinace mechanických vlastností.
4. Stanovit cyklickou deformační křivku klasickou a zkrácenou metodou v tvrdém módu a provést jejich vzájemné srovnání.
5. Stanovit křivky životnosti (Mansonova-Coffinova a odvozená Wöhlerova-Basquinova křivka) v nízkocyklové oblasti v tvrdém módu zatěžování.
6. Stanovit cyklickou deformační křivku klasickou a zkrácenou metodou v měkkém módu a provést jejich vzájemné srovnání.
7. Stanovit křivky životnosti (Wöhlerova-Basquinova a odvozená Mansonova-Coffinova křivka) v nízkocyklové oblasti v měkkém módu zatěžování.
8. Stanovit Wöhlerovy křivky ve vysokocyklové oblasti v symetrickém zátěžném cyklu.
9. Provést matematické zpracování naměřených údajů vhodně zvolenými regresními funkcemi.
10. Posoudit spojitost případně nespojitost křivek životnosti v nízkocyklové a vysokocyklové oblasti.

7. EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL A TECHNIKA

7.1. CHARAKTERISTIKA LITIN S KULIČKOVÝM GRAFITEM

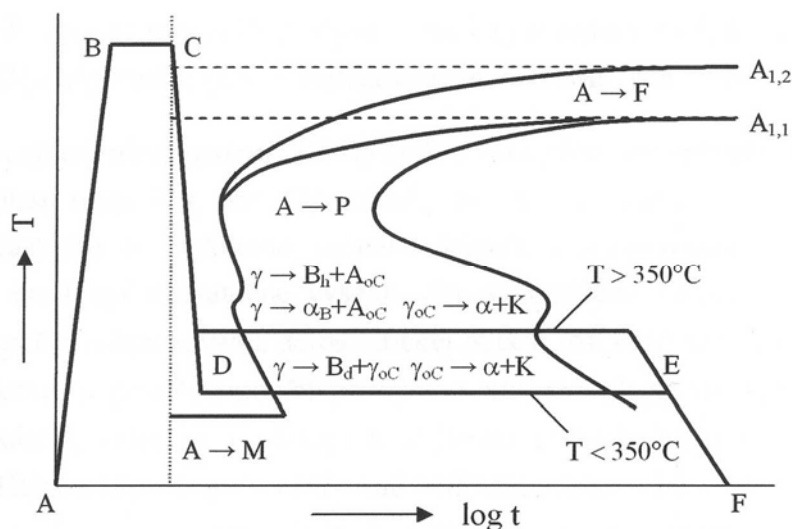
Jedním z perspektivních materiálů využitelných v mnoha odvětvích strojírenství, stavebnictví a dopravy, je litina s kuličkovým grafitem (LKG) nebo její izotermicky zušlechťená varianta Austempered ductile iron (ADI). Litina s kuličkovým grafitem, známá dříve též jako tvárná litina, patří mezi grafitické litiny, jejichž struktura je tvořena částicemi grafitu a základní kovovou maticí. Matrice může být velmi různorodá v závislosti na chemickém složení, podmínkách při odlévání a chladnutí odlitku a dalším tepelném zpracování. Litina s kuličkovým grafitem se vyrábí modifikováním taveniny, tzn. přidávkou sferodizačních látek na bázi čistého hořčíku, ceru nebo jejich předslutin. V důsledku toho se z taveniny vyloučí grafit ve tvaru kuliček namísto lupínek [52–54].

Výskyt zrnitého grafitu podporuje zejména přísada odsiřujících a odkysličujících prvků (Ce, Mg, Li, Ba, K, Na). Pro předpoklad, že zrnitý grafit se vytváří i v tavenině vysoké čistoty, platí další faktory jako rychlost ochlazování, přísada některých neaktivních prvků (Ar, Zn) atd. Do současné doby bylo navrženo několik modelů, ale zatím není jednotný názor na skutečný model růstu grafitu a tedy ani na příčinu a mechanismus růstu. Nejčastěji jsou uváděny modely porušení fázového rozhraní, dále model založený na minimalizaci volné energie systému tavenina-grafit s následným zakřivením růstu nebo model růstu ohybem ramen okolo povrchu koule [55].

Nejednost platí i při popisu krystalizace grafitického eutektika (austenit – kuličkový grafit). Předpokládána je teorie růstu grafitu v austenitické obálce rozpadem karbidů železa, teorie růstu na podobném zárodku (vměstku) s kubickou mřížkou, teorie růstu v plynové bublině s nukleací na vnějších stranách prostoru a růstem dovnitř. Tyto teorie založené na povrchové energii vysvětlují snazší utváření kuličkového grafitu na základě menší volné povrchové energie koule, nebo zakřivení rostoucího krystalu vlivem vysoké energie rozhraní. Nejrozšířenější je teorie růstu grafitu v austenitické obálce začínající nukleací a růstem grafitu v tavenině s následným ochuzením taveniny o uhlík a tvorbě austenitické obálky. Další růst grafitu je omezen difúzí uhlíku přes austenit. Výraznou roli zde sehrává i interakce grafitického eutektika s dendrity austenitu [56–60].

Následnou operací (po modifikaci) je grafitizační očkování ferosiliciem, které má eliminovat stabilizační účinek modifikátoru. Vlastnosti odlitků z LKG lze měnit ve značném rozsahu tepelným zpracováním. Zrnitý grafit na rozdíl od lupínkového dovoluje využít postupy tepelného zpracování, kterými se zvýší pevnostní vlastnosti a odolnost proti opotřebení při zachování dobré plasticity a houževnatosti součástí. Zvýšením pevnostních vlastností při zachování dobré plasticity se dosahuje jejím izotermickým zušlechťením. Odlitek z LKG je ohřát na austenitizační teplotu nad $A_{1,2}$ obvykle v peci s ochrannou atmosférou nebo v solné lázni. Poté je přenesen do další solné lázně s teplotou v rozmezí 250–400 °C. Při této konstantní teplotě proběhne izotermická přeměna austenitu na bainit.

Jestliže probíhá bainitická transformace při vyšších teplotách (nad 350 °C), tzn. v oblasti horního bainitu, je bainitický ferit rostoucí ve shlucích tvořených feritickými deskami přibližně 0,2 μm tlustými a 10 μm dlouhými. V každém shluku jsou desky paralelně uspořádané, mají identickou krystalografickou orientaci a jsou od sebe oddělené vrstvou karbidů, které mají různou krystalografickou orientaci. V oblasti nižších transformačních teplot (pod 350 °C), tzn. v oblasti dolního bainitu, má bainitický ferit podobné krystalografické rysy s tím rozdílem, že karbidy se vylučují i uvnitř desek feritu [57]. Spolu s bainitem se ve výsledné struktuře zachovává určité množství stabilizovaného austenitu (A_s). Tato houževnatá a tvárná fáze je příčinou velmi výhodných plastických a únavových vlastností ADI [14].



Obr. 7.1 Schéma průběhu izotermického zušlechťování ADI litiny v diagramu IRA [57].

Obsah uhlíku v austenitu se mění v závislosti na výšce austenitizační teplotě. V průběhu bainitické přeměny se netransformovaný austenit obohacuje uhlíkem, čímž se snižuje rychlost transformace a zvyšuje se jeho stabilita. Na stabilitu austenitu má vliv především doba přeměny a chemické složení. Uhlíkem nasycený austenit vyskytující se ve struktuře i po skončení izotermické přeměny je vysvětlován snížením teploty M_s až na -80°C [57]. Část netransformovaného austenitu může v průběhu ochlazování na teplotu okolí (krátké časy izotermické výdrže nebo segregace legur) nebo v průběhu jednosměrného nebo cyklického zatěžování transformovat na martenzit.

Výskyt martenzitu nebo precipitace karbidických fází na povrchu jehlic bainitického feritu způsobená vlivem chemického složení a delšími časy izotermické transformace způsobují obecně zhoršení mechanických a únavových vlastností [41].

Na základě studia únavového chování litin s kuličkovým grafitem se strukturou feriticko-perlitickou a bainitickou je možné konstatovat tyto poznatky [6, 43, 61]:

1. Cyklická deformační křivka litiny s kuličkovým grafitem s matricí tvořenou feritem a horním bainitem leží nad jednosměrnou deformační křivkou (tahovým diagramem), materiál cyklicky zpevňuje.
2. Hodnoty σ_f' , b , jež určují průběh Wöhlerovy křivky v nízkocyklové oblasti, jsou u litin s kuličkovým grafitem s matricí feriticko-perlitickou i bainitickou srovnatelné s hodnotami nelegovaných ocelí.
3. Vzhledem k nižší schopnosti litin kumulovat plastickou deformaci jsou parametry ε_f' , c horší než u tvářených ocelí. Tím je dán také posun Mansonovy-Coffinovy křivky k nižším hodnotám.
4. U izotermicky zušlechťené litiny s kuličkovým grafitem nejpříznivější únavové vlastnosti vykazuje struktura horního bainitu což je dáno především vyšším podílem stabilizovaného austenitu.
5. Závislost meze únavy na mezi pevnosti pro struktury feriticko-perlitické i bainitické je možno vyjádřit parabolickým vztahem.
6. Únavový poměr σ_C/R_m respektive σ_{hC}/R_m a σ_{ohC}/R_m klesá u litin s kuličkovým grafitem lineárně s rostoucí hodnotou meze pevnosti

7. Velmi příznivou vlastností litin s kuličkovým grafitem je jejich nízká vrubová citlivost. Tvárná litina se strukturou feriticko-perlitickou i se strukturou horního bainitu vykazuje výrazně nižší hodnoty součinitele vrubové citlivosti nežli tvářené oceli.

7.2. VÝCHOZÍ MATERIÁL

Jako experimentální materiál pro tuto práci byla zvolena izotermicky zušlechťená litina s kuličkovým grafitem legovaná niklem a mědí odlitá firmou FOCAM s.r.o. Tavenina byla vyrobena ve středofrekvenční kelímkové peci Inductoterm 150. Modifikace tekutého kovu byla provedena předslitinou Biomet (Fe-Si-Mg) s následným očkováním FeSi75. Lící teplota byla 1250 °C.

Zkušební vzorky pro statické a únavové zkoušky byly připraveny z kýlových bloků dle EN 1563 typ II. [62]. Chemické složení bylo stanoveno na opticko-emisním spektrometru s doutnavým výbojem SPECTRUMAT GDS-750 a je uvedeno v tab. 7.1. Izotermické zušlechťení materiálu k získání bainitické struktury bylo provedeno v elektrických kelímkových pecích se solnými lázněmi.

Tab. 7.1 Chemické složení litiny s kuličkovým grafitem, ve hm%

Prvek	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cu	Mg
[hm.%]	3,80	0,37	2,22	0,024	0,002	0,49	0,31	0,057

7.3. SVĚTELNÁ MIKROSKOPIE A KVANTITATIVNÍ OBRAZOVÁ ANALÝZA

Pro určení tvaru, velikosti, četnosti a plošného podílu grafitických částic v matici studované litiny spolu s metalografickou analýzou byly použity snímky struktury po izotermickém zušlechťení v nenaleptaném stavu pořízené pomocí světelného mikroskopu v převráceném uspořádání Olympus PMG3 vybaveného CCD kamerou Olympus DP20. Nodularita byla určena jako poměr dokonale zrnitého grafitu ku veškerému, ovalita jako poměr hlavních os elipsy vepsané do nodulí [63]. K obrazové analýze byl použit software Olympus Stream Motion Essentials verze 1.51. Byl použit modul Graphite a Count and measure. Byly určeny průměrné výsledky z analýzy 10 snímků.

7.4. RENTGENOGRAFICKÁ KVANTITATIVNÍ FÁZOVÁ ANALÝZA

Standardní strukturní a fázová analýza byla provedena pomocí rentgenové difrakce na přístroji X'Pert PRO od firmy Philips s Bragg-Brentanovým uspořádáním na odraz s geometrií θ/θ . Bylo použito rentgenky s charakteristickým $\text{CoK}\alpha_{1,2}$ zářením s β -filtrem v primárním svazku a lineárně pozičně citlivým detektorem X'Celerator. Pro fokusaci rentgenového svazku byly použity Sollerovy clony (0,04), maska (10 mm), divergenční clona (1°) a rozptylová clona (2°).

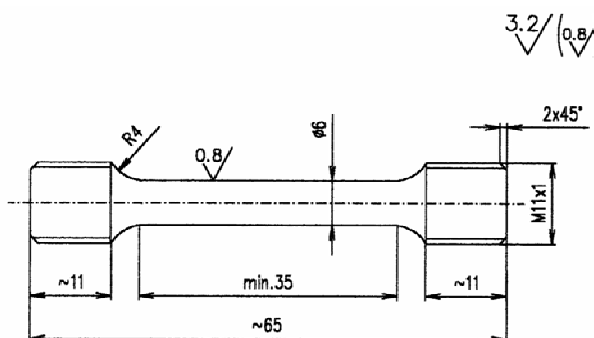
Rentgenová difrakce byla měřena v rozsahu úhlů $10\text{--}125^\circ$ s velikostí kroku $0,008^\circ$ a dobou měření 30 s na krok. Se změnou úhlu materiál difraktuje na krystalografických difrakčních rovinách, které se projevují nárůstem intenzity záření dopadajícího na detektor. Z celého rozsahu úhlů byl získán difraktogram, který nám dává přesný obraz struktury materiálu. Ke kvalitativní fázové analýze bylo použito programu HighScore Plus od firmy PANAnalytical a databáze JCPDS PDF-4 od firmy NIST. Pro kvantitativní výpočet byl použit program HS+, využívající Rietveldovu analýzu. Krystalografický strukturní model se získává z databáze ICSD (FindIt)

7.5. FRAKTOGRAFICKÝ ROZBOR LOMOVÝCH PLOCH

Pro studium lomových ploch a míst iniciace únavových trhlin u studované izotermicky zušlechtné litiny byly zvoleny vzorky s různými amplitudami celkové deformace a různými amplitudami napětí pokrývající celou oblast životnosti. Pozorování probíhalo na rastrovacím elektronovém mikroskopu Philips XL 30 vybavený EDS analyzátozem EDAX.

7.6. STATICKÉ ZKOUŠKY V TAHU

Experimenty pro zjištění základních mechanických charakteristik v tahu byly provedeny na univerzálním trhacím stroji TIRA TEST 2300 řízeném počítačem. Řízení a vyhodnocení bylo provedeno pomocí softwaru LabTest v. 3 v souladu s platnými normami [64, 65]. Pro zkoušky byly použity válcové poměrné zkušební tyče s počátečním průměrem válcové části $d_0 = 6$ mm, viz obr. 7.2. Prodloužení bylo snímáno průtahoměrem MINI MFA 2 na počáteční měřené délce $L_0 = 30$ mm. Rychlost pohybu příčnicku byla 1 mm/min. Tvrdost dle Brinella byla měřena v souladu s platnou normou [66].

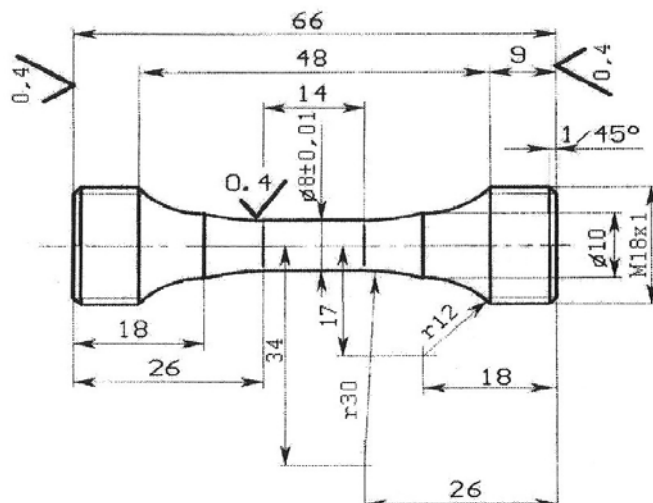


Obr. 7.2 Zkušební těleso pro statickou zkoušku tahem.

7.7. NÍZKOCYKLOVÉ EXPERIMENTY V MĚKKÉM MÓDU

Vzorky pro zjištění cyklické plasticity a nízkocyklových únavových parametrů byly zatěžovány v elektrohydraulickém testovacím systému MTS 810 řízeném počítačem v režimu řízení zátěžné síly při sinusovém průběhu zadané veličiny s asymetrií $P = 1$. Během zkoušek byla udržována konstantní průměrná rychlost změny napětí $\dot{\sigma} = 4000$ MPa/s. Byla použita zkušební tělesa válcového tvaru s průměrem $d_0 = 8$ mm. Deformace byla měřena citlivým axiálním extenzometrem s měrnou délkou 12 mm. Tvar a rozměry zkušebních těles jsou uvedeny na obr. 7.3.

Řízení zkoušek nízkocyklové únavy a získávání experimentálních údajů v jejich průběhu bylo zajištěno programem (Advanced Low Cycle Fatigue) dodaným firmou MTS. Pro vybrané počty cyklů tvořící přibližně geometrickou posloupnost (10 hodnot na dekádu) byla do elektronické paměti zaznamenávána digitální forma hysterezních smyček pro další zpracování. Kromě toho řídicí program vyhodnocoval a ukládal do paměti amplitudu napětí, amplitudu celkové deformace, maximální a minimální hodnoty napětí a deformace v daném cyklu a efektivní modul pružnosti při odlehčení z tlaku a tahu. Amplituda plastické deformace ε_{ap} rovnající se poloviční šířce hysterezní smyčky při průchodu středním napětím ($\sigma_m = 0$ MPa) byla vyhodnocena po ukončení zkoušky zvláštním programem s využitím digitálních údajů o jednotlivých zaznamenaných hysterezních smyčkách.

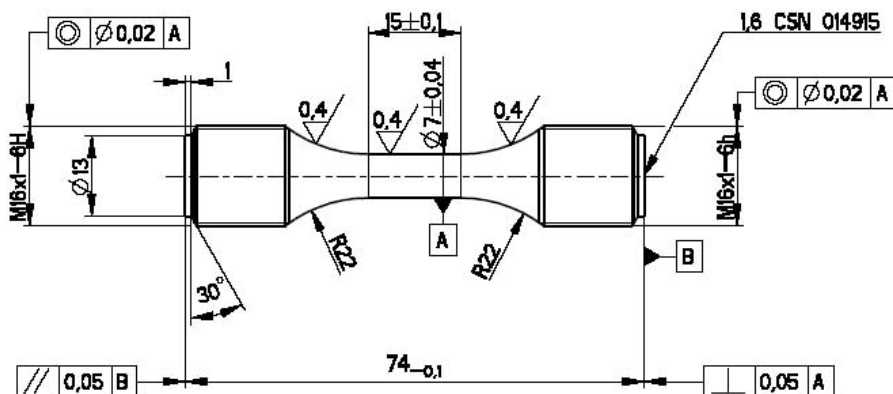


Obr. 7.3 Tvar zkušebních těles pro nízkocyklové zatěžování - zařízení MTS.

Experimenty na dané hladině zátěžného cyklu probíhaly až do úplné separace tělesa na dvě části. Kriterium pro určení počtu cyklů do lomu N_f u použitého zátěžného cyklu u těles s trhlinou uvnitř měrné délky byla zvolena změna efektivního modulu E_{eff} o 3 %, což odpovídalo rozšíření magistralní trhliny přibližně na třetinu průřezu zkušebního tělesa.

7.8. VYSOKOCYKLOVÉ EXPERIMENTY V MĚKKÉM MÓDU

Experimenty ve vysokocyklové oblasti v módu řízení síly byly provedeny na rezonančním pulsátoru Amsler 100 kN HFP 1478 s asymetrií zátěžného cyklu $P = 1$. Byla použita zkušební tělesa válcového tvaru s průměrem $d_0 = 7$ mm a s délkou válcové části 15 mm. Tvar a rozměry zkušebních těles jsou uvedeny na obr. 7.4. Frekvence zatěžování, která je funkcí tuhosti vzorku byla $f = 195\text{--}205$ Hz. Experimenty byly vyhodnoceny v souladu s příslušnými normami [67-69].



Obr. 7.4 Tvar zkušebních těles pro únavové experimenty - zařízení Instron, Amsler.

Kritérium pro určení počtu cyklů do lomu N_f u použitého zatěžování byl dán poklesem frekvence o cca 20 % což znamenalo rozšíření magistralní trhliny na více než polovinu průřezu zkušebního vzorku.

7.9. NÍZKOCYKLOVÉ EXPERIMENTY V TVRDÉM MÓDU

Vzorky pro zjištění cyklické plasticity a nízkocyklových únavových parametrů byly zatěžovány v elektrohydraulickém testovacím systému INSTRON 8801 řízeném počítačem v režimu řízení celkové podélné deformace při trojúhelníkovém průběhu zadané veličiny s asymetrií $\varepsilon_p = 1$. Během zkoušek byla udržována konstantní průměrná rychlost celkové deformace $\dot{\varepsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$. Byla použita totožná tělesa jako pro experimenty ve vysokocyklové oblasti, viz obr. 7.4, z důvodu jejich univerzálnosti, podobnému systému upínání a vyloučení možnosti ovlivnění výsledků rozdílnou geometrií zkušebních těles. Deformace byla měřena citlivým axiálním extenzometrem s měrnou délkou 12,5 mm.

Řízení zkoušek nízkocyklové únavy a získávání experimentálních údajů v jejich průběhu bylo zajištěno programem LCF (Low Cycle Fatigue) dodaným firmou INSTRON. V průběhu cyklování byla do elektronické paměti zaznamenávána digitální forma hysterezních smyček. Kromě toho řídící program vyhodnocoval maximální a minimální hodnoty napětí a deformace v daném cyklu a hodnoty modulů pružnosti při odlehčení z tlaku a tahu. Amplituda napětí σ_a byla vyhodnocena jako poloviční hodnota rozkmitu napětí v daném cyklu.

Jako kritérium pro určení počtu cyklů do lomu N_f u použitého zátěžného cyklu u těles s trhlinou uvnitř měrné délky, byl zvolen pokles poměru $\sigma_m/\sigma_a = -0,1$, což odpovídalo rozšíření magistralní trhliny přibližně na třetinu průřezu zkušební tělesa. Pokud magistralní trhlina vznikla a šířila se mimo měrnou délku, pak počet cyklů do lomu N_f je roven počtu cyklů do úplné separace tělesa na dvě části.

7.10. MATEMATICKÉ ZPRACOVÁNÍ NAMĚŘENÝCH DAT

Cyklická deformační křivka je tvořena závislostí amplitudy napětí v polovině života na amplitudě plastické, potažmo celkové deformace, odečtené v polovině života nebo na konci zátěžného bloku u zkrácených metod určování CDK. Mansonovy-Coffinovy křivky životnosti jsou reprezentovány závislostmi amplitudy plastické deformace ε_{ap} na počtu cyklů do lomu, či jako diagram Mansonova typu jako závislost amplitudy celkové deformace ε_a na počtu cyklů do lomu. Wöhlerovy-Basquinovy křivky životnosti jsou reprezentovány závislostmi amplitudy napětí σ_a odečtené v polovině životnosti na počtu cyklů do lomu N_f . Tyto křivky lze vhodně aproximovat mocninnými závislostmi (v bilogaritmickeých souřadnicích znázorněné přímkami). Pomocí metody nejmenších čtverců stanovit hledané cyklické a únavové parametry v nízkocyklové oblasti, viz vztahy 5.1. až 5.5.

Časovaná mez únavy

Oblast časované únavové pevnosti se zpravidla popisuje Basquinovou funkcí [70]

$$\sigma(N) = aN^b, \quad (7.1)$$

kde a a b jsou regresní parametry (exponent b je vždy záporný). Někdy se uvádí v ekvivalentním tvaru

$$\sigma^c N = \text{konst.}, \quad \text{kde } c = -1/b \quad (7.2)$$

s kladným exponentem c . Logaritmováním lze funkci (4.1) linearizovat na tvar

$$\log \sigma = \log a + b \log N, \quad (7.3)$$

proto v souřadnicích $\log N - \log \sigma$ se Basquinova funkce zobrazí jako přímka se směrnici rovnou hodnotě parametru b .

Vysokocyklová oblast

Stromeyer rozšířil platnost Basquinovy funkce i na oblast trvalé únavové pevnosti. Doplněním meze trvalé únavy σ_∞ dostal funkci [71–73]

$$\sigma(N) = aN^b + \sigma_\infty, \quad (7.4)$$

pro niž platí

$$\sigma(N \rightarrow \infty) = \sigma_\infty. \quad (7.5)$$

I tuto funkci je možné linearizovat na tvar

$$\log(\sigma - \sigma_\infty) = \log a + b \log N, \quad (7.6)$$

v němž je však třeba dopočítávat parametr σ_∞ (např. iteračně) což může vést někdy k závažným problémům.

Kvazistatická oblast

Rozšíření platnosti Basquinovy funkce na kvazistatickou oblast provedl Weibull [74] zavedením parametru B

$$\sigma(N) = a(N + B)^b. \quad (7.7)$$

Pro velmi malý počet cyklů $N \ll B$ (často se uvažuje zlomek cyklu: polovina, popř. čtvrtina) dospějeme k hodnotě meze pevnosti R_m

$$\sigma(N \rightarrow 0) = aB^b = R_m \equiv \sigma_1, \quad (7.8)$$

Celá oblast počtu cyklů

Konečné rozšíření platnosti Basquinovy funkce na celou oblast počtu cyklů do lomu počínaje mezi pevnosti a konče mezi trvalé únavy provedl Palmgren [70] kombinací vztahů (7.4) a (7.7)

$$\sigma(N) = a(N + B)^b + \sigma_\infty. \quad (7.9)$$

Palmgrenova funkce (někdy označovaná i jako funkce Weibullova) obsahuje čtyři regresní parametry a , b , B a σ_∞ . Význam posledního z nich je zřejmý ze vztahu (7.5), význam parametru b vyplývá ze vztahu (7.3): v bilogaritmických souřadnicích $\log N - \log \sigma$ představuje směrnici přímky v oblasti časované únavové pevnosti. Parametr a představuje ve vztahu 7.1 extrapolovanou hodnotu napětí z oblasti časované únavové pevnosti na počet cyklů $N = 1$. Právě proto, že se jedná o dalekou extrapolaci (o několik řádů počtu cyklů do lomu), bývá jeho hodnota určena jen velmi nepřesně: jeho standardní odchylka velmi často přesahuje (někdy i řádově) jeho (průměrnou) hodnotu. Výběr mezi uvedenými regresními funkcemi (7.1), (7.4), (7.7) a (7.9) závisí na tom, jaká oblast počtu cyklů do lomu je pokryta výsledky únavových zkoušek. Pokrývají-li výsledky oblast časované a trvalé únavové pevnosti, je třeba použít pro regresi právě funkci (7.4). Použití funkce (7.1) pro tento případ nerespektuje ohyb únavové křivky směrem k mezi trvalé únavy, naopak použití funkcí (7.7) nebo (7.9) vede k havárii regresních výpočtů (oblast nízkocyklové únavy není pokryta a nelze tedy určit hodnotu parametru B). Jistým řešením tohoto problému je doplnění souboru dat hodnotou meze pevnosti [70].

Regresní funkce Kohoutova-Věchtova (K-V)

Obecné úvahy ohledně tvaru únavových křivek (především ohledně míry symetrie jejich ohybů v nízkocyklové a vysokocyklové oblasti) a jednoduchosti jejich funkčního vyjádření pomocí užitečných regresních parametrů s jednoznačným technickým nebo geometrickým významem vedly k návrhu regresní funkce pro popis únavových křivek. Její obecný tvar lze zjednodušit pro jednotlivé oblasti počtu cyklů do lomu podobně, jak tyto oblasti popisují výše uvedené funkce Basquinova, Stromeayerova, Palmgrenova atd. Použití regresní funkce pro regresi výsledků únavových zkoušek ukazuje řadu jednoznačných předností a výhod ve srovnání s výše uvedenými funkcemi: dostáváme lepší regresi experimentálních výsledků, přesněji určené hodnoty regresních parametrů, užší vztah mezi parametry a geometrickým tvarem křivky, vhodnější interpolační i extrapolací vlastnosti atd.

V případě K-V funkce je rozšíření provedeno principiálně stejným způsobem:

$$\sigma(N) = aN^b \Rightarrow \sigma(N) = a(N+B)^b, \quad (7.10)$$

nahradí se výraz $1/N$ výrazem $1/N + 1/C$ v rozšíření na vysokocyklovou oblast

$$\sigma(N) = aN^b \equiv a\left(\frac{1}{N}\right)^{-b} \Rightarrow \sigma(N) = a\left(\frac{1}{N} + \frac{1}{C}\right)^{-b} \equiv a\left(\frac{NC}{N+C}\right)^b. \quad (7.11)$$

Nahrazení výrazu $1/N$ výrazem $1/N + 1/C$ je tedy ekvivalentní nahrazení počtu cyklů N výrazem $NC/(N+C)$. Rozšíření Basquinovy funkce na obě strany pak ovšem závisí na tom, v jakém pořadí je provedeme: přidáme-li do rozšíření pro nízkocyklovou oblast rozšíření pro vysokocyklovou oblast, dostaneme vztah:

$$\sigma(N) = a\left[\frac{(N+B)C}{N+C}\right]^b, \quad (7.12)$$

který představuje novou funkci pro popis únavové křivky v celém rozsahu počtu cyklů od meze pevnosti po mez trvalé únavy, podobně jako vztah (7.9) [72].

Vyjádření v jednotlivých oblastech počtu cyklů

Parametry B a C rozdělují oblast počtu cyklů na podoblasti, pro něž lze odvozenou funkci zjednodušit. Toto zjednodušení je nejen výhodou, ale na druhé straně i nezbytností, protože regresní funkce nemůže obsahovat parametr, který souvisí s oblastí nezávisle proměnné (zde počtu cyklů do lomu), která není pokryta experimentálními výsledky.

Je zcela logické, že pro počet cyklů do lomu v oblasti časované únavové pevnosti $B \ll N \ll C$ lze odvozenou funkci zjednodušit na výchozí Basquinovu funkci (7.1). Oblast nízkocyklovou $N \approx B$ popisuje druhý z výchozích vztahů (7.7), oblast vysokocyklovou $N \approx C$ nově odvozený vztah (7.11). Zbývají limitní případy: mez pevnosti R_m

$$\sigma(N) = aB^b = R_m \equiv \sigma_1 \quad \text{pro } N \ll B \quad (N \rightarrow 0) \quad (7.13)$$

a mez trvalé únavy

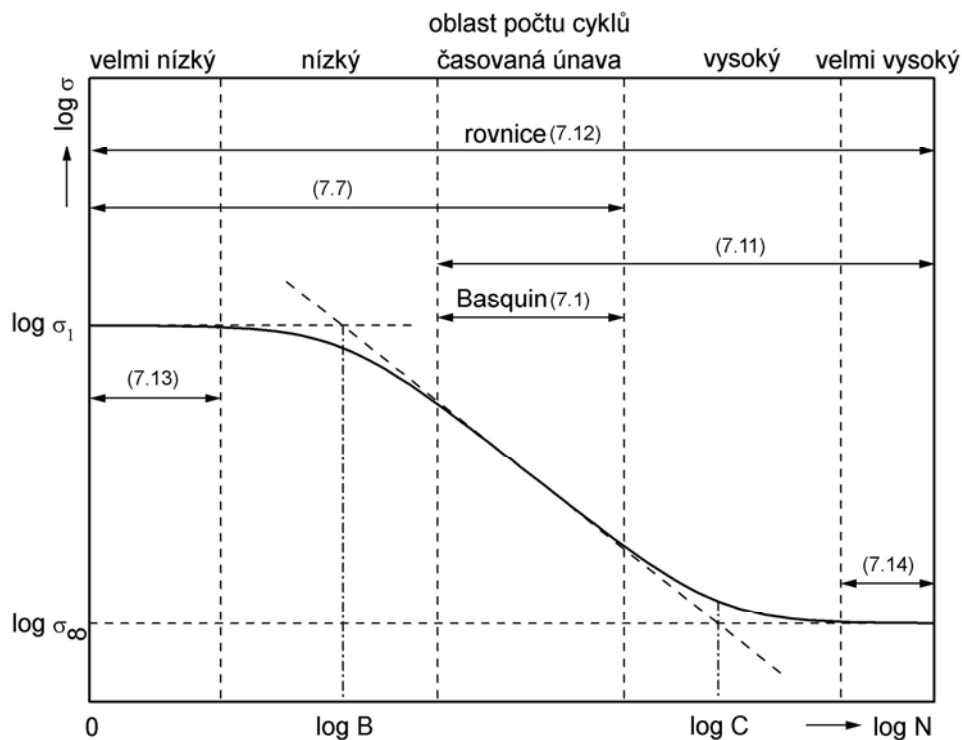
$$\sigma(N) = aC^b = \sigma_\infty \quad \text{pro } N \gg C \quad (N \rightarrow \infty). \quad (7.14)$$

Obě tyto limitní hodnoty představují horizontální asymptoty grafu nové funkce, stejné asymptoty přísluší i grafu Palmgrenovy funkce (7.9). Právě poslední dva vztahy dovolují zavést do K-V funkce velmi užitečné parametry σ_1 a σ_∞ .

Tab. 7.2 K-V funkce a její zjednodušení s vyznačením oblasti platnosti [72].

počet cyklů	nejvyšší	vysoký	časovaná únava	nízký	velmi nízký
vztah N k B a C	$N \gg C$	$N \approx C$	$C \gg N \gg B$	$N \approx B$	$B \gg N$
typický počet N	$10^8 < N < \infty$	$10^6 < N < 10^8$	$10^3 < N < 10^6$	$10^2 < N < 10^3$	$1 < N < 10^2$
rovnice (7.12)	$\sigma(N) = a \left[\frac{(N+B)C}{N+C} \right]^b \equiv \sigma_\infty \left(\frac{N+B}{N+C} \right)^b \equiv \sigma_1 \left(\frac{1+N/B}{1+N/C} \right)^b$				
rovnice (7.11)	$\sigma(N) = a \left(\frac{NC}{N+C} \right)^b \equiv \sigma_\infty \left(\frac{N}{N+C} \right)^b$			neplatí	neplatí
rovnice (7.7)	neplatí	neplatí	$\sigma(N) = a(N+B)^b \equiv \sigma_1 \left(\frac{N+B}{B} \right)^b$		
rovnice (7.1)	neplatí	neplatí	$\sigma(N) = aN^b$	neplatí	neplatí
rovnice (7.14)	$\sigma(N) = \sigma_\infty$	neplatí	neplatí	neplatí	neplatí
rovnice (7.13)	neplatí	neplatí	neplatí	neplatí	$\sigma(N) = \sigma_1$

Schematický graf K-V funkce v bilogaritmických souřadnicích s vyznačením oblastí její platnosti i platnosti jejích jednotlivých zjednodušení uvádí obr. 7.5.



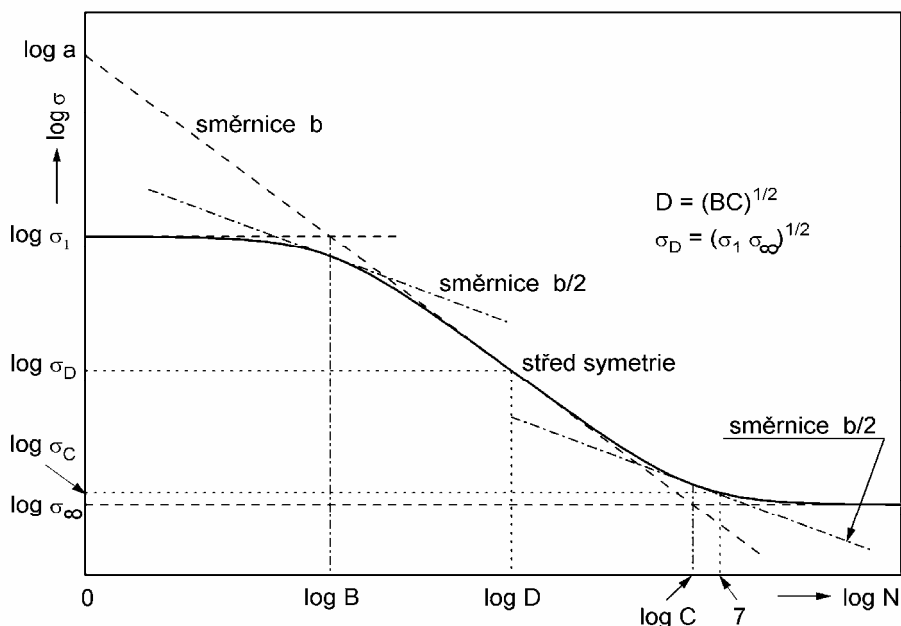
Obr. 7.5 Schematický graf nové funkce s vyznačením oblastí platnosti jejích jednotlivých zjednodušení [72].

Graf K-V funkce zobrazený v bilogaritmických souřadnicích je středově symetrický vzhledem k inflexnímu bodu o souřadnicích (D, σ_D) , pro něj platí vztahy:

$$D = \sqrt{BC} , \text{ tj. } \log D = (\log B + \log C)/2 \quad (7.15)$$

$$\sigma_D = \sqrt{\sigma_1 \sigma_\infty} , \text{ tj. } \log \sigma_D = (\log \sigma_1 + \log \sigma_\infty)/2 . \quad (7.16)$$

Nutno dodat, že křivka srovnatelné Palmgrenovy funkce žádnou symetrii nemá. K-V funkce porývající pouze vysokocyklovou oblast má v bilogaritmických souřadnicích dvě asymptoty: horizontální asymptotu udávající mez trvalé únavy a šikmou asymptotu se směrnicí b udávající oblast časované únavové pevnosti, která je totožná s tečnou v inflexním bodě křivky nové funkce pro celou oblast počtu cyklů, viz obr. 7.6. [70]



Obr. 7.6 Geometrický význam všech parametrů z různých forem zápisu K-V funkce [70].

Stanovení parametrů a kvantilů tříparametrového Weibullovo rozdělení

Distribuční funkce pro tříparametrové Weibullovo rozdělení má tvar:

$$P(x) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{x-c}{a} \right)^b \right] \text{ pro } x \geq c \text{ a } P(x) = 0 \text{ pro } x \leq c , \quad (7.17)$$

kde a je tzv. parametr měřítka, b je parametr tvaru a c je parametr polohy, jehož pevnou volbou $c = 0$ dostaneme rozdělení dvojparametrové. Ke stanovení parametrů rozdělení lze použít např. metodu maximální věrohodnosti. Parametry Weibullova rozdělení mají takové hodnoty a , b a c , pro něž výraz:

$$\ln L(a, b, c) = n \ln b - n b \ln a + (b-1) \sum_{i=1}^n \ln(x_i - c) - \frac{1}{a^b} \sum_{i=1}^n (x_i - c)^b , \quad (7.18)$$

nabývá svého maxima. Jeho kvantily pak stanovíme podle vztahu:

$$x_p = c + a [-\ln(1-p)]^{1/b} \text{ pro } 0 \leq p \leq 1 , \quad (7.19)$$

kde $100 p \%$ je pravděpodobnost odpovídající uvažovanému kvantilu [75–78].

8. VÝSLEDKY

8.1. OPTIMALIZACE IZOTERMICKÉHO ZUŠLECHTĚNÍ

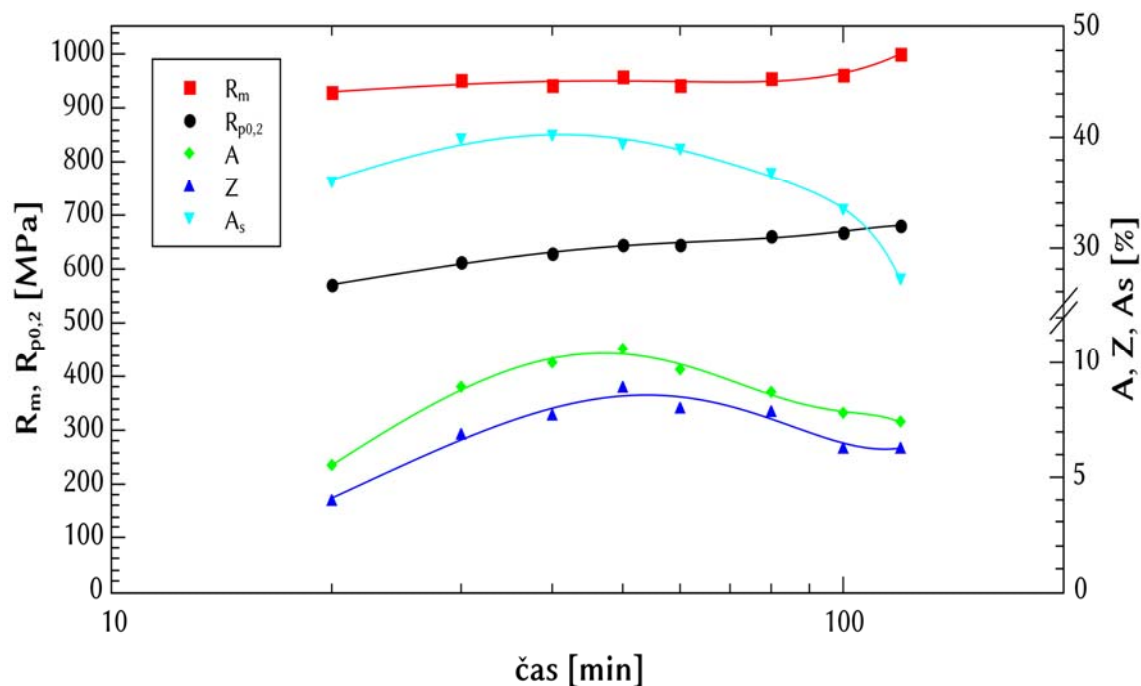
Optimalizace doby izotermické transformace byla provedena na základě výsledků tahových zkoušek a stanoveného množství stabilizovaného austenitu. Austenitizační teplota byla zvolena na základě výsledků prací [6, 38, 43] vždy 900 °C a vzhledem k výchozí feriticko-perlitické struktuře matrice, byla výdrž na této teplotě vždy jedna hodina. Austenitizace se uskutečnila v lázni solí GS 560 + C3. Izotermický rozpad probíhal v lázni soli AS 140. Teplota izotermického rozpadu s přihlédnutím k dosažení nejpříznivější kombinace statických a únavových vlastností byla zvolena 400 °C s délkou prodlevy izotermické transformace τ_i 20, 30, 40, 50, 60, 80, 100 a 120 minut s následným dochlazením ve vodě.

Výsledky statických zkoušek v tahu a množství stabilizovaného austenitu A_S uvedené v tab. 8.1 a na obr. 8.1 ukazují, že dochází v závislosti na délce izotermické transformace k výrazným změnám. Hodnoty meze kluzu a meze pevnosti mírně rostou s dobou izotermické transformace, zato plastické vlastnosti spolu s obsahem stabilizovaného austenitu dosahují maximálních hodnot v rozmezí časů 40 až 60 minut s následným poklesem.

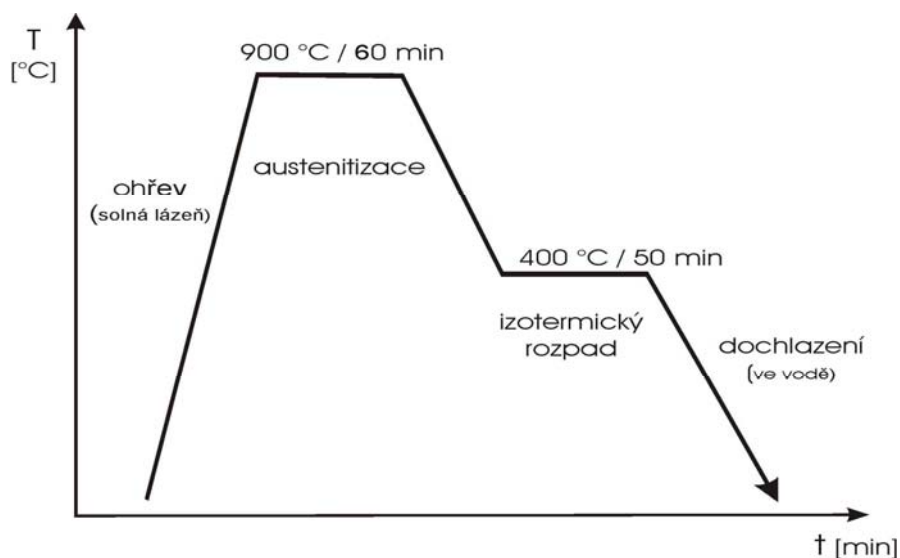
Tab. 8.1 Výsledky optimalizace doby výdrže izotermické transformace

τ_i	$R_{p0.2}$	R_m	A	Z	A_S
[min]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]
20	571	929	5,5	4,0	36,0
30	614	952	8,9	6,9	39,9
40	629	942	10,0	7,7	40,2
50	646	959	10,6	8,9	39,5
60	647	943	9,7	8,0	39,0
80	662	956	8,7	7,9	36,8
100	669	963	7,8	6,3	33,4
120	682	1002	7,4	6,3	27,2

Na základě těchto výsledků byla jako optimální doba izotermické transformace (teplota 400 °C) zvolena doba 50 minut. Schéma výsledného průběhu izotermického zušlechťení je zobrazeno na obr. 8.2. Tímto postupem byly následně izotermicky zušlechtěny zkušební tělesa pro cyklické deformační a únavové experimenty.

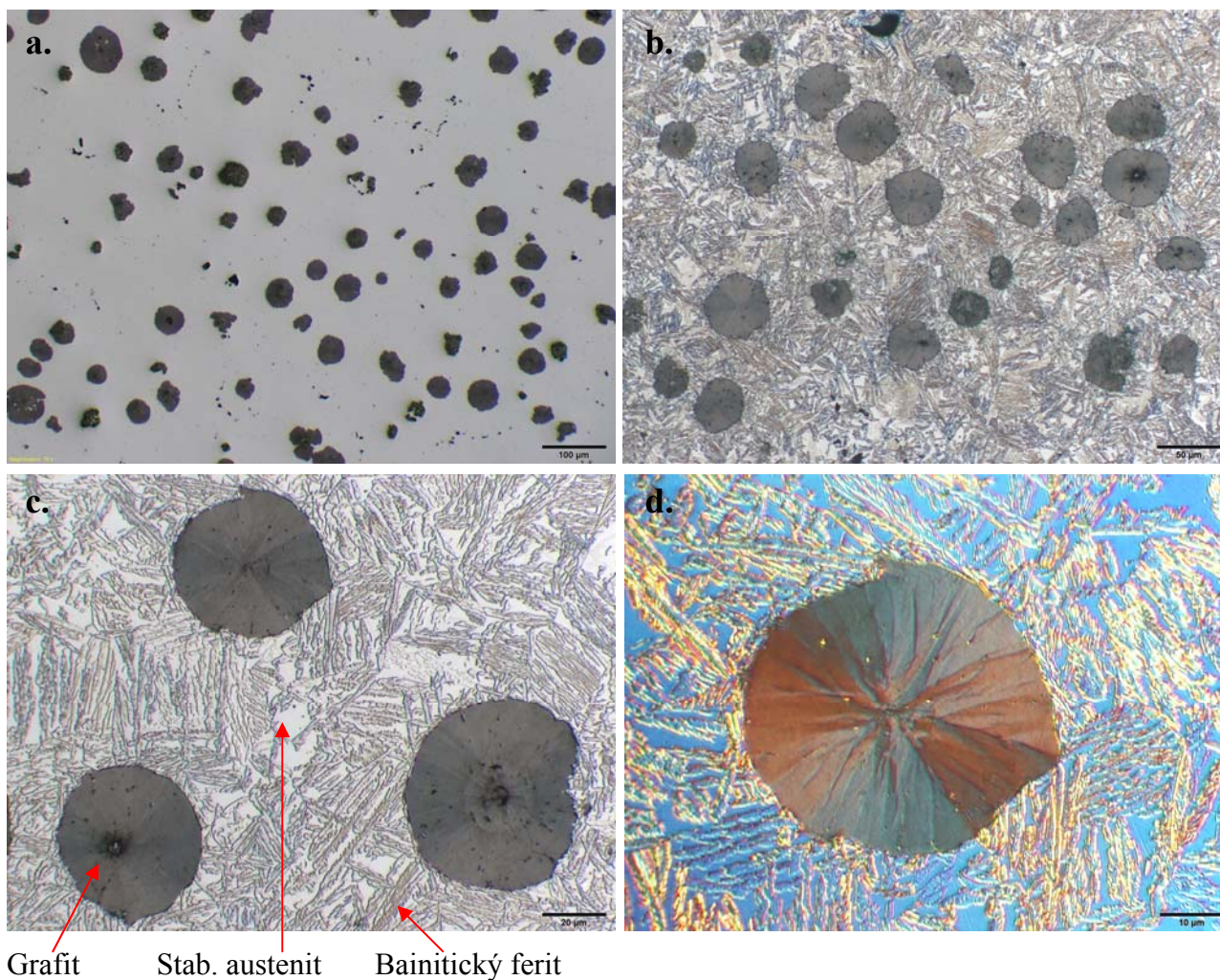


Obr. 8.1 Vliv doby izotermické transformace na mechanické vlastnosti ($R_{p0.2}$, R_m , A , Z) a podíl stabilizovaného austenitu A_s .



Obr. 8.2 Výsledné izotermické zušlechťení studované litiny.

Na obr. 8.3 jsou uvedeny mikrostruktury vzorku v oblasti hlavy zkušební tyče z optimalizované ADI v řezu kolmém na osu zkušební tyče. Struktura matrice je tvořena horním bainitem a přibližně 40 % stabilizovaného austenitu. Částice grafitu jsou rovnoměrně rozloženy v matrici. Je zde též patrný růst bainitických desek (paketů) v průběhu izotermické transformace, a to od grafitických částic směrem k rozhraní eutektických buněk. Morfologie stabilizovaného austenitu je dvojího druhu, jako samostatné uzavřené oblasti nebo uzavřený mezi jehlicemi bainitického feritu. Z časových důvodů nebyly zhotoveny dvoustupňové repliky z hlediska možnosti přesnějšího pozorování fázového rozhraní bainitický ferit – stabilizovaný austenit s předpokládaným výskytem jemných karbidických precipitátů [79–82].



Obr. 8.3 Mikrostruktura ADI, a. - nenaleptaný stav, b., c. - leptáno Nital, d. - leptáno Nital + Nomarski.

Výsledky analýzy tvaru, velikosti, četnosti a plošného podílu grafitických částic v matrici studované ADI jsou uvedeny v tab. 8.2.

Tab. 8.2 Výsledky analýzy částic grafitu studované ADI

Počet částic na 1 mm ²	Průměrná plocha částic [μm ²]	Průměrná velikost částic [μm]	Maximální velikost částic [μm]	Ovalita [%]
96	1032,50	34,03	40,49	66,19

Hodnocení grafitu dle EN ISO 945 [63]			
Tvar	Velikost	Plošný podíl [%]	Nodularita [%]
VI.	6	9,36	67,22

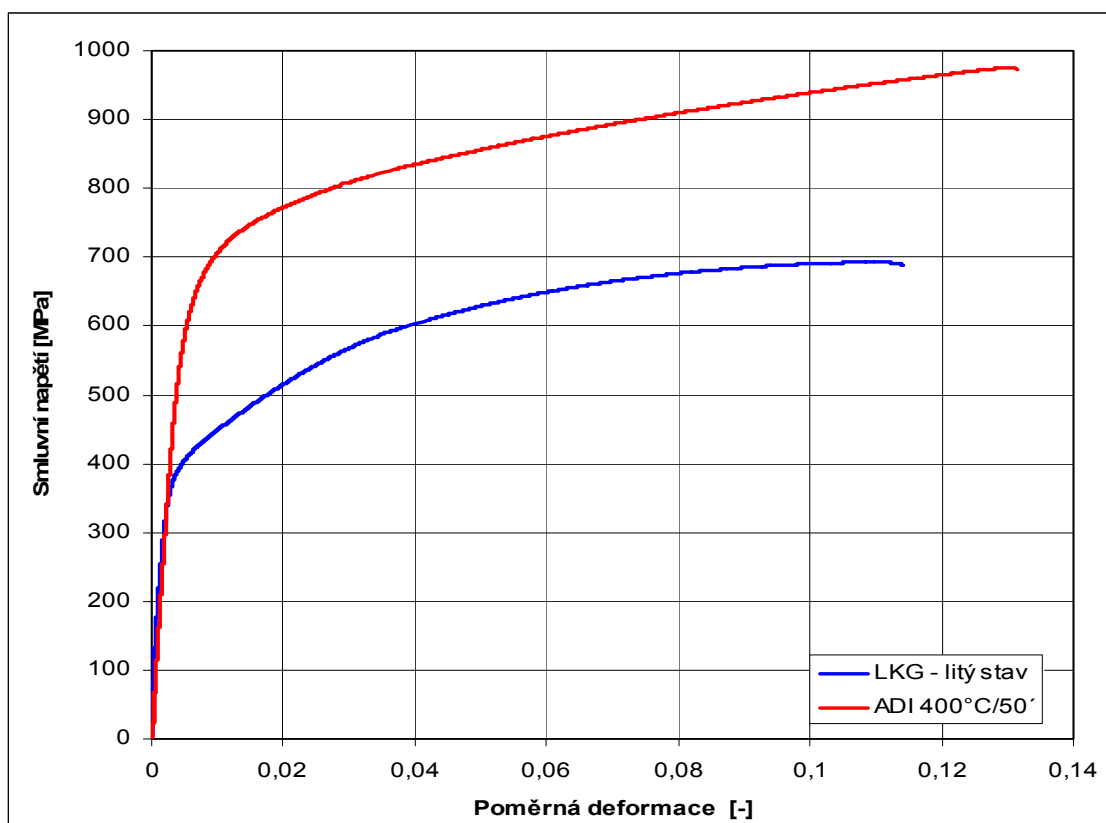
8.2. ZKOUŠKY TAHEM

Srovnání základních mechanických vlastností a tahových křivek litiny s kuličkovým grafitem před a po optimalizovaném izotermickém zušlechťení je uvedeno v tab. 8.3 a na obr. 8.4.

Z těchto výsledků jednoznačně vyplývá, že izotermické zušlechtní přináší podstatné zvýšení pevnostních vlastností (nárůst $R_{p0,2}$ o 63,5 %) při zachování velmi dobrých plastických vlastností. Tento efekt je pravděpodobně způsoben kombinací vlastností horního bainitu a stabilizovaného austenitu. Hodnota modulu pružnosti v tahu E se prakticky nemění.

Tab. 8.3 Srovnání základních mechanických charakteristik LKG v litém stavu a po izotermickém zušlechtní

	E [GPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	Z [%]	HBW 5/750
Litý stav	160,30	395	693	10,3	7,6	204
ADI	160,54	646	959	10,6	8,9	287



Obr. 8.4 Tahové křivky studovaného materiálu.

Na základě výpočtu byly stanoveny pro ADI hodnoty skutečného napětí při lomu $\sigma_f = 1078$ MPa a skutečné lomové deformace $\varepsilon_f = 0,123$.

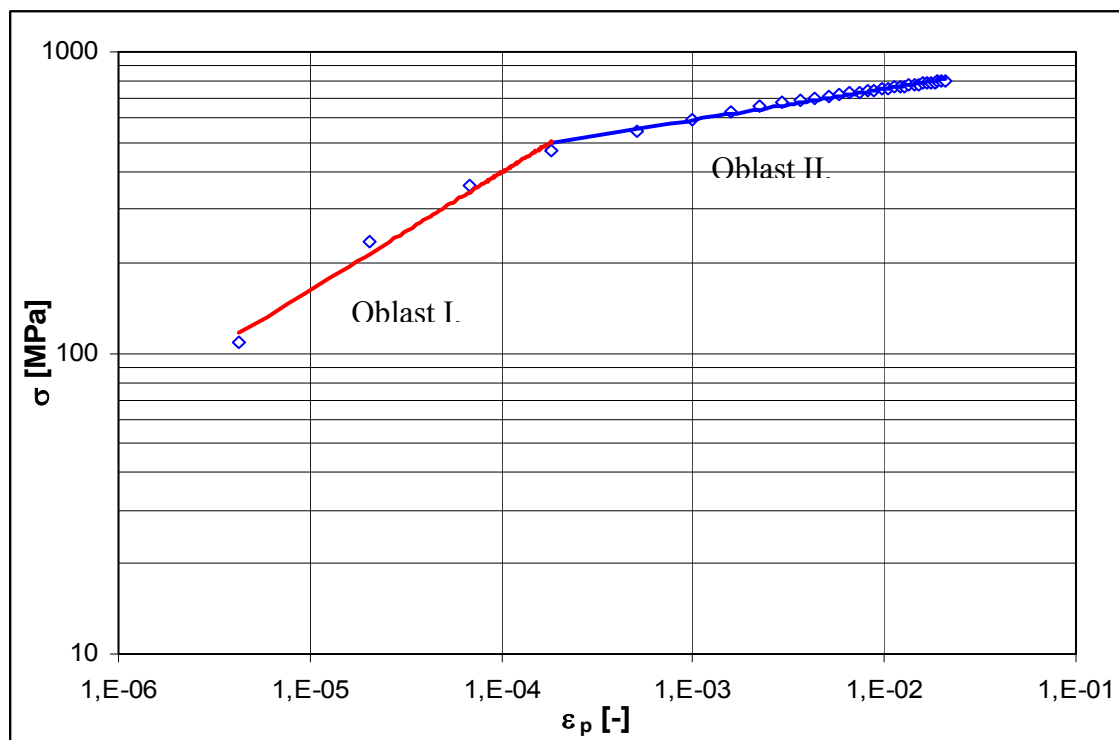
Jak je patrné z obr. 8.4 má studovaná ADI litina spojitý elastickoplastický přechod na tahové křivce. Z důvodu detailnějšího popisu byla sestrojena závislost plastické deformace na smluvním napětí pomocí odečtu elastické složky deformace podle vztahu:

$$\varepsilon_p = \varepsilon - \frac{\sigma}{E}, \quad (8.1)$$

Jak je patrné z obr. 8.5, tahová křivka v log-log souřadnicích se dá uspokojivě proložit mocninnými závislostmi ve dvou oblastech. Oblast I. (ε_p od cca $4,3 \times 10^{-6}$ do $1,8 \times 10^{-4}$) a oblast II. (ε_p od cca $1,8 \times 10^{-4}$ do cca $2,1 \times 10^{-2}$). Pro obě oblasti byly pomocí regresní analýzy stanoveny hodnoty součinitelů zpevnění K a exponentů deformačního zpevnění n , což jsou materiálové charakteristiky

odezvy materiálu na monotónní zatěžování, spolu s koeficienty determinace R^2 jsou uvedeny v tab. 8.4. Aproximace byla provedena pomocí Hollomonova vztahu:

$$\sigma = K \cdot (\varepsilon_p)^n. \quad (8.2)$$



Obr. 8.5 Závislost napětí - plastická deformace s vyznačenými oblastmi.

Tab. 8.4 Hodnoty parametrů monotónních deformačních křivek v obou oblastech

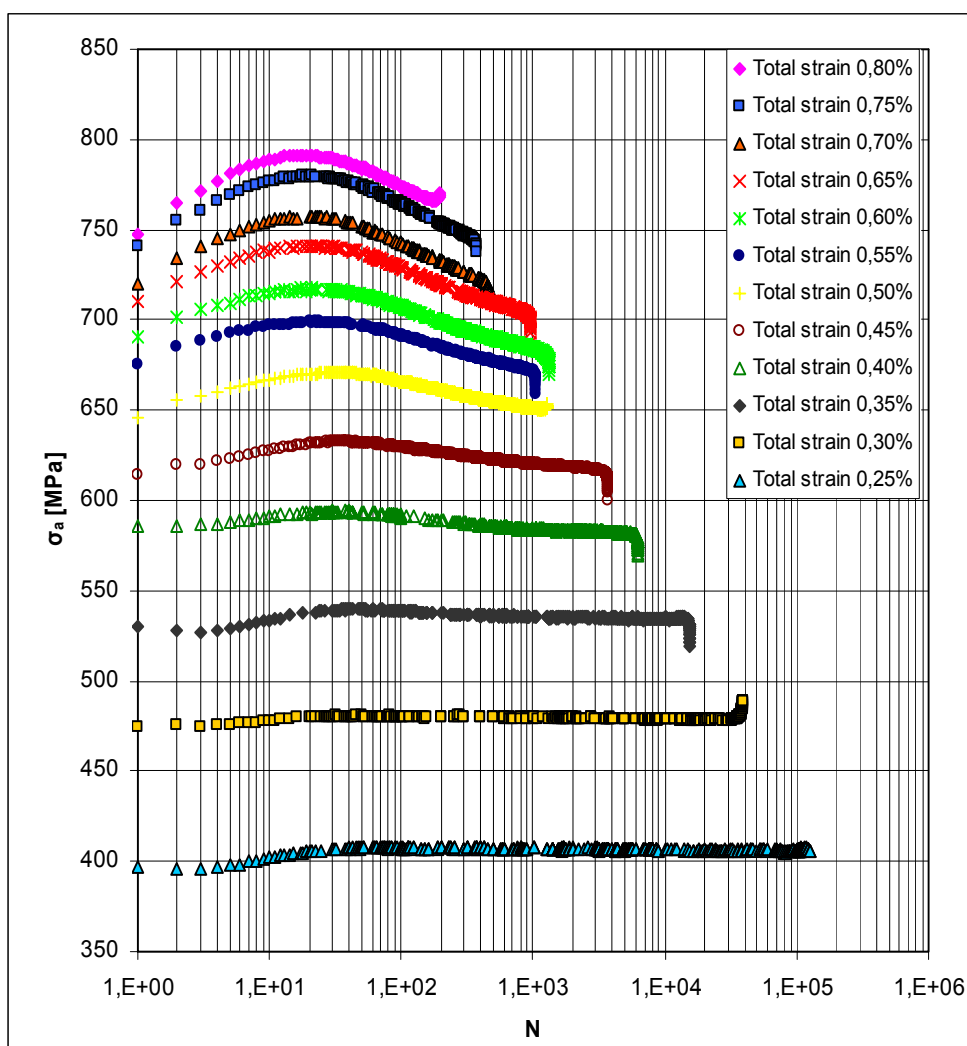
Oblast I.			Oblast II.		
K [MPa]	n [-]	R^2 [-]	K [MPa]	n [-]	R^2 [-]
14596	0,391	0,9825	1221,5	0,105	0,9827

8.3. VÝSLEDKY ZKOUŠEK ÚNAVOVÉHO CHOVÁNÍ V TVRDÉM MÓDU

8.3.1. Napěťově deformační odezva

Na obr. 8.6a jsou uvedeny závislosti amplitudy napětí σ_a a na obr. 8.6b amplitudy plastické deformace ε_{ap} na počtu cyklů N pro zadané hodnoty amplitudy celkové deformace ε_a . Z obou obrázků je patrné, že průběhy křivek cyklického zpevnění změkčení jsou závislé na zvolené amplitudě zatěžování.

V oblasti nízkých amplitud celkové deformace následuje po počátečním velmi krátkém zpevnění stabilní napěťová odezva. Tato odezva která trvá až do konce životnosti s následným počátkem šíření magistralní trhliny. Tento jev je na křivkách cyklického zpevnění změkčení zachycen jako prudká změna odezvy na dané hladině zátěžného cyklu. Nárůst napěťové odezvy v oblasti počátku šíření magistralní trhliny je způsoben nevhodně orientovanou polohou trhliny vůči poloze extenzometru.

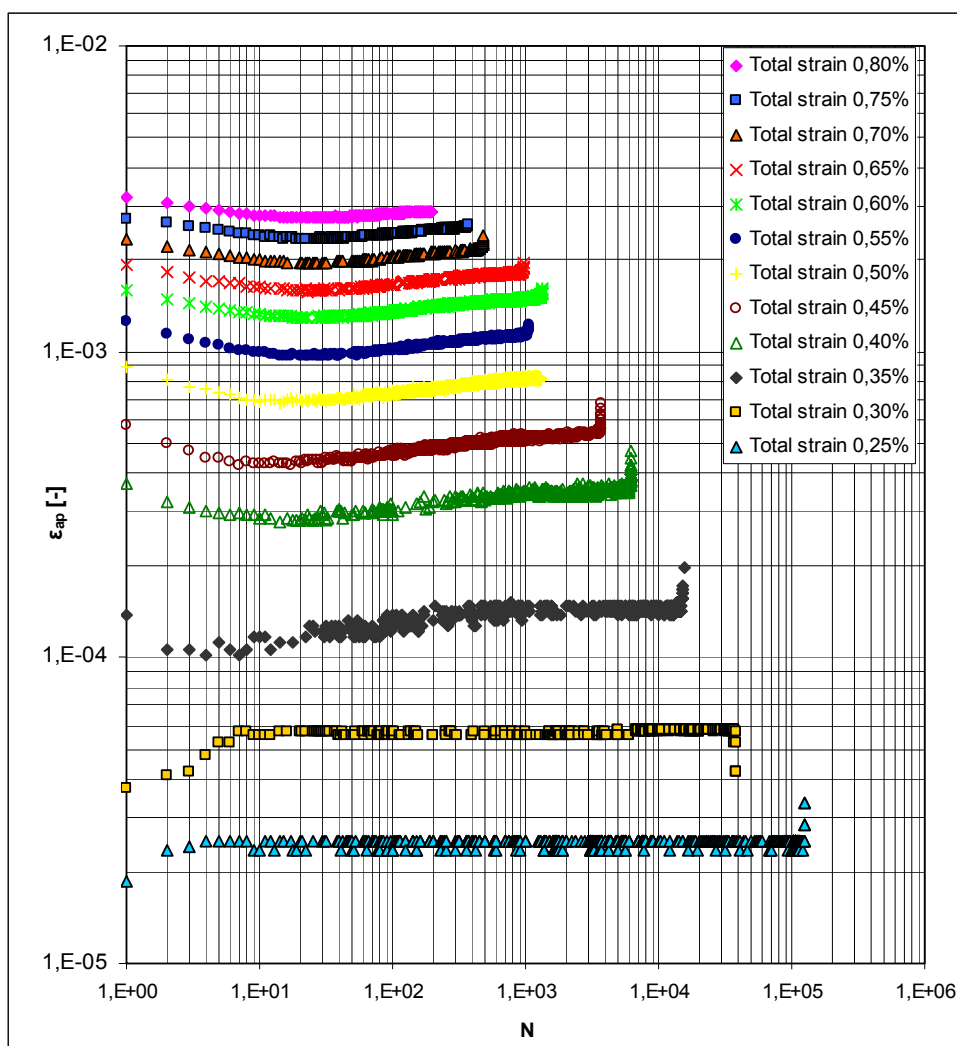


Obr. 8.6a Křivky cyklického zpevnění změkčení - napět'ová odezva

Na středních a vyšších hladinách zátěžných cyklů je patrné počáteční zpevnění, které dosahuje maxim řádově v desítkách cyklů. Cyklické zpevnění je posléze vystřídáno etapou cyklického změkčování přetrvávající až do konce životnosti.

Analogicky s průběhem napět'ové odezvy jsou odezvy amplitudy plastické deformace viz obr. 8.6b. Pro vyšší amplitudy celkové deformace dochází ve fázi zvyšování napět'ové odezvy a cyklickému zpevnění k mírnému poklesu šířky hysterezních smyček potažmo poklesu ε_{ap} .

Tyto údaje jsou v souladu s publikovanými výsledky cyklické deformační odezvy při pokojové teplotě na izotermicky zušlechťených litinách [80, 82, 83].



Obr. 8.6b Křivky cyklického zpevnění změkčení - plastická odezva

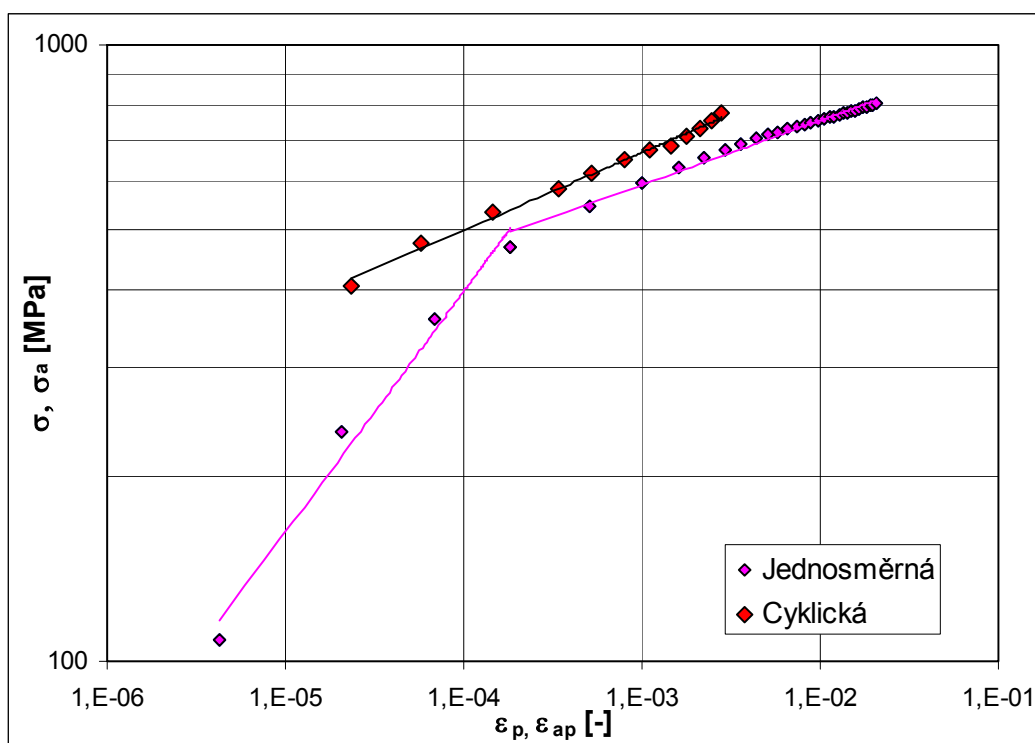
8.3.2. Stanovení cyklických deformačních křivek

Cyklická deformační křivka (zde uváděná jako „základní“) studovaného materiálu (závislostí amplitudy napětí σ_a na amplitudě plastické deformace ε_{ap} v polovině životnosti na dané hladině zatěžování) je spolu s jednosměrnou na obr. 8.7. Experimentálními hodnotami v logaritmické reprezentaci byla proložena mocninná závislost:

$$\sigma_a = K' \cdot \varepsilon_{ap}^{n'} \quad (8.3)$$

kde K' je součinitel cyklického zpevnění a n' exponent cyklického zpevnění. Hodnota součinitele cyklického zpevnění má význam extrapolované amplitudy napětí, odpovídající amplitudě plastické deformace $\varepsilon_{ap} = 1$. Hodnoty byly stanoveny regresní analýzou a hodnoty jsou uvedeny v tab. 8.6.

Z důvodů ověření vlivu předchozí historie zatěžování a možnosti stanovení byly provedeny experimenty k určení cyklické deformační křivky zkrácenými postupy. Na základě údajů v práci [81, 82] byl vybrán postup stupňovitého nárůstu amplitudy zátěžného cyklu (multiple step test).



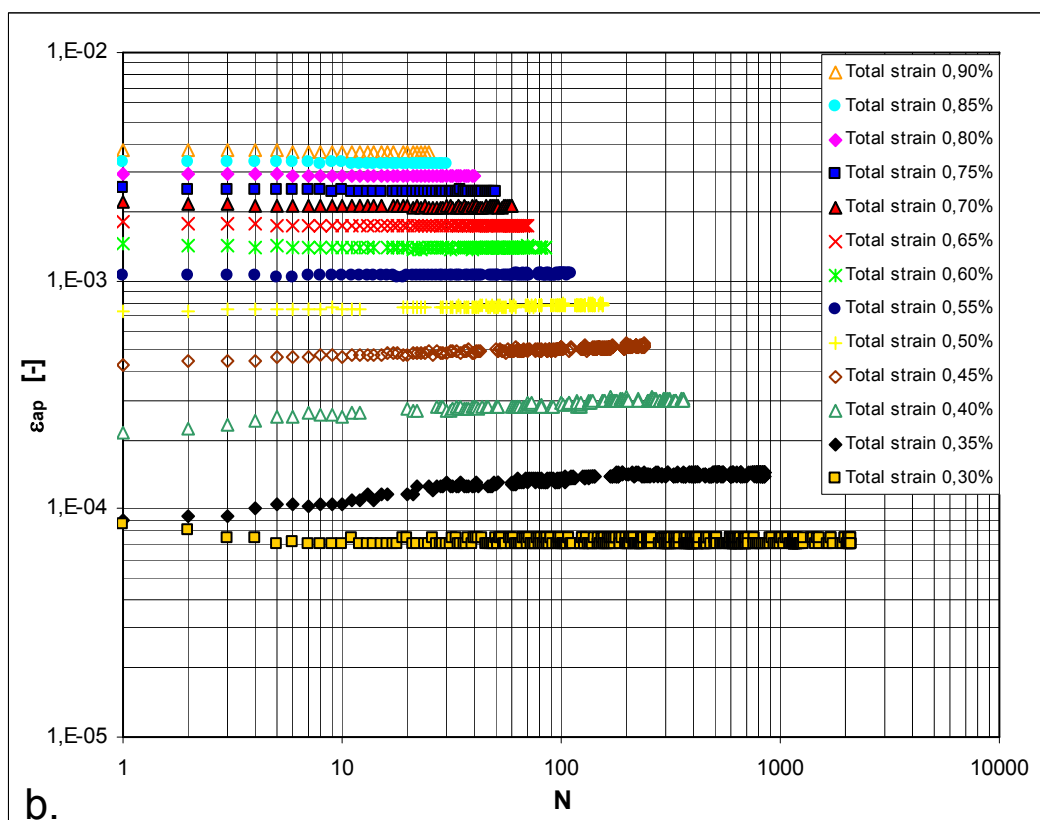
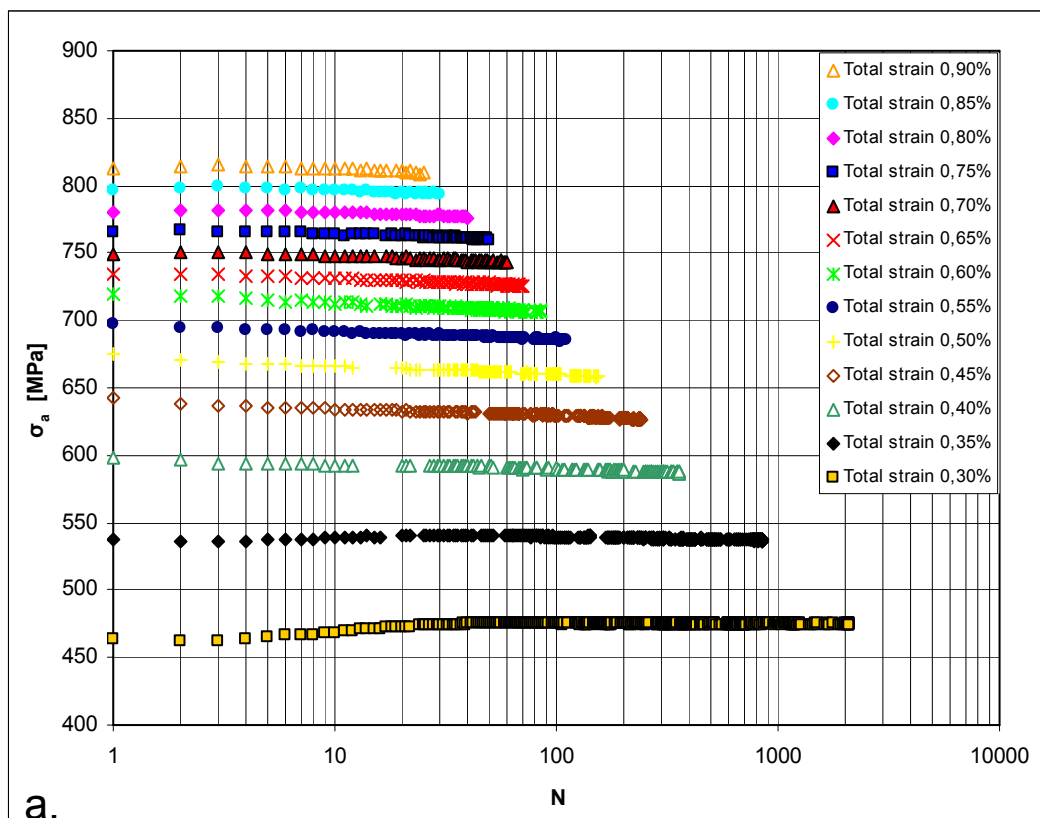
Obr. 8.7 Cyklická deformační křivka základní spolu s jednosměrnou křivkou.

Na jediném zkušebním tělese byly testovány postupně zvyšující se zátěžné bloky s amplitudou celkové deformace od 0,30 do 0,90 %. Ostatní vstupní parametry testu byly totožné s experimenty do konce životnosti. Počet cyklů na dané hladině byl určen podmínkou konstantní kumulativní plastické deformace ε_k , která je dána vztahem:

$$\varepsilon_k = 4 \cdot \varepsilon_{ap} \cdot N, \quad (8.4)$$

kde ε_{ap} je amplituda plastické deformace a N počet cyklů v bloku. Na základě předchozích experimentů byla stanovena $\varepsilon_k = 50 \%$. Napětové a plastické odezvy na jednotlivých zátěžných blocích jsou znázorněny na obr. 8.8.

Jak je patrné z obr. 8.8a, dochází na nejnižších hladinách zátěžného cyklu po počátečním zpevnění ke stabilizaci, která trvá až do konce zátěžného bloku. Při vyšších hladinách dochází k mírnému cyklickému změkčení v průběhu zátěžných bloků. Toto chování je rozdílné oproti testům životnosti, viz křivky cyklického zpevnění změkčení na obr. 8.6a. Pravděpodobně je způsobeno předchozí historií zatěžování a kumulativním charakterem poškození, což potvrzuje i pokles hodnot E_{eff} s narůstajícím předchozím zatěžováním. Pro konstrukci cyklické deformační křivky byly stanoveny hodnoty analýzou hysterezních smyček na konci každého zátěžného bloku. Spolu s podmínkami testů a hodnotami efektivního modulu E_{eff} jsou uvedeny v tab. 8.5.



Obr. 8.8 a,b Křivky cyklického zpevnění změkčení u stupňovitého nárůstu amplitudy zátěžného cyklu, a) napěťová odezva, b) plastická odezva.

Tab. 8.5 Experimentální data zkrácené cyklické deformační křivky

ε_a [-]	ν [Hz]	N	σ_a [MPa]	ε_{ap} [-]	E_{eff} [GPa]
0,0030	0,83	2100	474,57	$6,99 \times 10^{-5}$	162,96
0,0035	0,71	850	536,65	$1,45 \times 10^{-4}$	161,66
0,0040	0,63	360	587,69	$2,98 \times 10^{-4}$	160,37
0,0045	0,56	240	626,60	$5,29 \times 10^{-4}$	159,62
0,0050	0,50	155	658,13	$7,88 \times 10^{-4}$	157,83
0,0055	0,45	110	685,28	$1,08 \times 10^{-3}$	157,01
0,0060	0,42	85	705,98	$1,41 \times 10^{-3}$	156,05
0,0065	0,38	70	725,74	$1,76 \times 10^{-3}$	154,86
0,0070	0,36	60	743,05	$2,12 \times 10^{-3}$	152,90
0,0075	0,33	50	759,17	$2,48 \times 10^{-3}$	154,32
0,0080	0,31	40	776,23	$2,86 \times 10^{-3}$	152,62
0,0085	0,29	30	794,16	$3,25 \times 10^{-3}$	152,59
0,0090	0,28	25	810,09	$3,66 \times 10^{-3}$	153,15

Na obr. 8.9 je znázorněno srovnání základní cyklické deformační křivky spolu s křivkou určenou zkrácenou metodou. Ze srovnání jednoznačně vyplývá, že pro tento materiál a podmínky zatěžování existuje velmi dobrá shoda výsledků. Tento fakt potvrzuje i srovnání parametrů cyklických deformačních křivek K' a n' v tab. 8.6. Podle vztahu (8.5) byly zjištěny i hodnoty cyklické meze kluzu $R_{p0,2}'$, které vykazují též dobrou shodu. Mírné zvýšení u zkrácené cyklické deformační křivky je způsobeno chováním materiálů při vyšších hladinách zátěžného cyklu, vlivem předchozího zatěžování a nižším počtem zátěžných cyklů v bloku.

$$R'_{p0,2} = K' \cdot 0,002^{n'}. \quad (8.5)$$

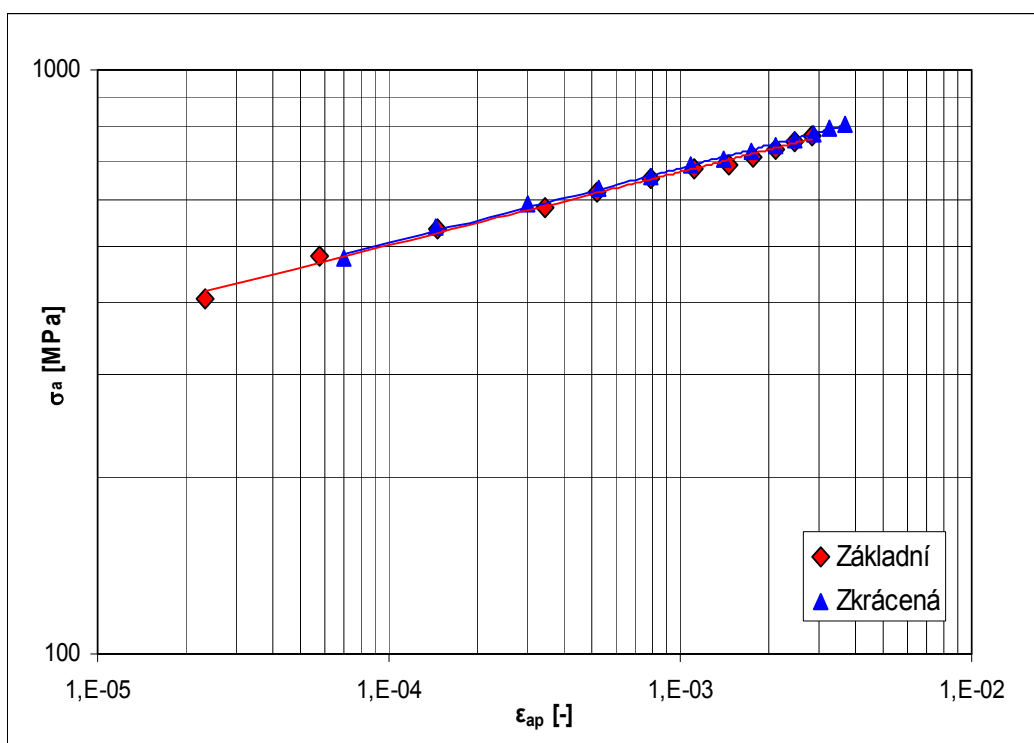
Tab. 8.6 Parametry cyklických deformačních křivek

CDK	K' [MPa]	n' [-]	$R_{p0,2}'$ [MPa]
základní	1591,4	0,126	729,6
zkrácená	1653,9	0,129	742,4

Z důvodů možnosti porovnání byly stanoveny cyklické deformační křivky pomocí obou metod i v závislosti celkové deformace ε_a jako řízené veličiny na amplitudě napětí σ_a stanovené v $N_f/2$ a u zkrácené metody na konci zátěžného bloku. Obě sady experimentálních dat byly proloženy metodou nejmenších čtverců upravenou regresní funkcí navrženou Rambergem-Osgoodem za podmínky konstantního modulu pružnosti v tahu E . Ta má tvar:

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'''} \right)^{1/n''}. \quad (8.6)$$

Stejnou funkcí byla proložena i tahová křivka (jednosměrná), stanovená přímo na další únavové zkušební tyči z důvodu minimalizace vlivů rozdílnosti geometrie (poměrnosti) zkušebních těles.

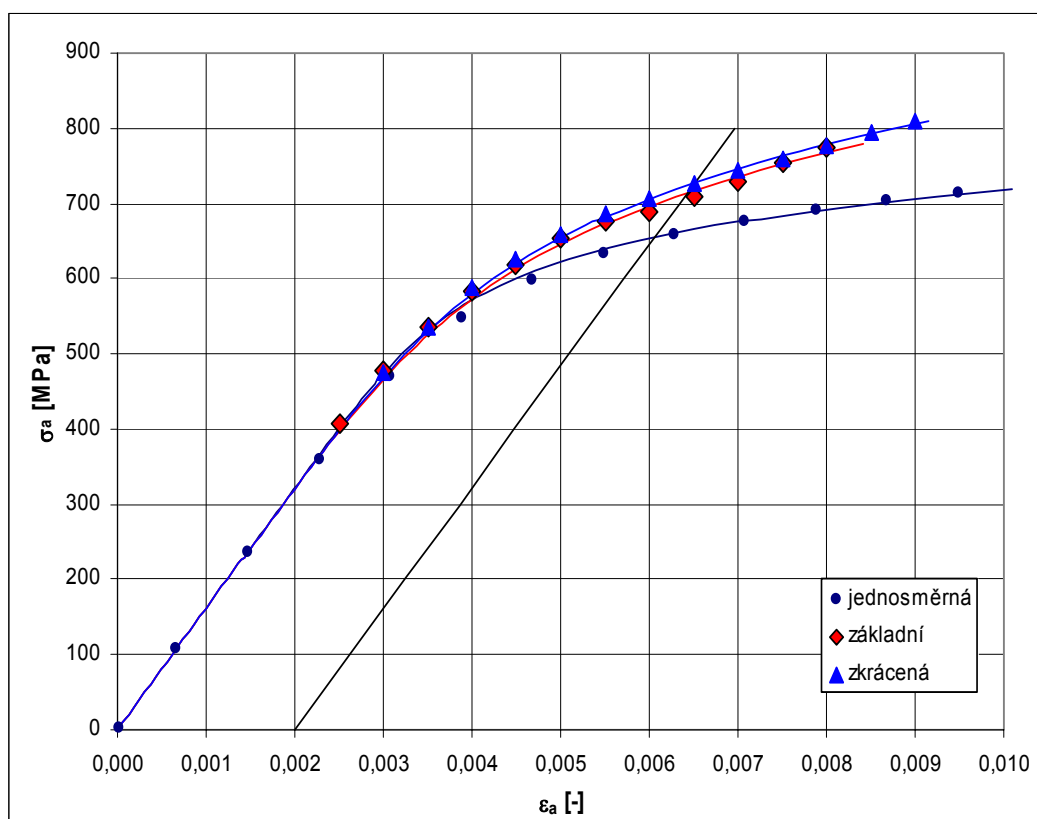


Obr. 8.9 Srovnání cyklických deformačních křivek.

Srovnání, spolu se směrnici protínající jednosměrnou a cyklické deformační křivky v hodnotách mezi kluzu s plastickou deformací 0,2 % je znázorněno na obr. 8.10. Ze srovnání jednoznačně vyplývá, že pro tento materiál a podmínky zatěžování existuje velmi dobrá shoda výsledků mezi závislostmi plastické a celkové deformace na amplitudě napětí. Srovnání parametrů cyklických deformačních křivek K'' a n'' s parametry jednosměrné křivky určené podle rovnice 8.6 je uvedeno v tab. 8.7.

Tab. 8.7 Parametry cyklických deformačních křivek spolu s parametry jednosměrné křivky

	E [MPa]	K'' [MPa]	n'' [-]	$R_{p0,2}''$ [MPa]
jednosměrná	161222,77	1163,57	0,093	654,1
základní	161222,77	1805,54	0,149	715,2
zkrácená	161222,77	1802,20	0,146	728,6



Obr. 8.10 Srovnání cyklických a jednosměrné deformační křivky.

Vzájemná poloha cyklické deformační křivky a tahové křivky v odpovídajících souřadnicích ukazuje, jaké je chování materiálu při cyklické deformaci. Pokud leží cyklická deformační křivka nad tahovou křivkou, pak materiál cyklicky zpevňuje, pokud leží pod tahovou křivkou, tak cyklicky změkčuje. Jak je patrné z obr. 8.10, jsou v pásmu nižších použitých amplitud celkové deformace ε_a cyklické deformační křivky prakticky totožné s křivkou jednosměrnou. Pro amplitudy vyšší než 0,4 % leží cyklické deformační křivky nad jednosměrnou, tudíž materiál cyklicky zpevňuje. Tento fakt také potvrzují hodnoty cyklických a jednosměrných mezí kluzu, které byly zjištěny oběmi metodami. Vzájemné polohy cyklických deformačních křivek v obou zobrazeních jsou v souladu. Tento závěr o cyklickém zpevnění je shodný s empirickým vztahem navrženým Mansonem, jelikož poměr $R_m/R_{p0,2} = 1,53 > 1,4$.

8.3.3. Křivky únavové životnosti

Na obr. 8.11 a 8.12 jsou zobrazeny křivky únavové životnosti studovaného materiálu. Závislost amplitudy plastické deformace ε_{ap} v polovině života na počtu cyklů do lomu N_f je uvedena na obr. 8.11. Závislost amplitudy napětí σ_a v polovině života na počtu cyklů do lomu N_f ukazuje obr. 8.12. Experimentálními body ε_{ap} versus N_f byla proložena Masonova-Coffinova závislost:

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon_f' \cdot (2N_f)^c, \quad (8.7)$$

kde ε_f' je koeficient únavové tažnosti a c je exponent únavové tažnosti.

Experimentálními body σ_a versus N_f byla proložena odvozená Wöhlerova-Basquinova závislost:

$$\sigma_a = \sigma_f' \cdot (2N_f)^b, \quad (8.8)$$

kde σ_f' je koeficient únavové pevnosti a b je exponent únavové pevnosti.

Koeficienty a exponenty obou křivek životnosti byly stanoveny lineární regresní analýzou a jejich hodnoty jsou uvedeny v tab. 8.9.

Jelikož amplituda celkové deformace je dána součtem elastické a plastické složky podle vztahu:

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = \sigma_a / E_{eff} + \varepsilon_{ap}, \quad (8.9)$$

byla závislost amplitudy celkové deformace ε_a na počtu cyklů N_f proložena, viz obr. 8.13, s použitím vztahů (8.7) a (8.9) vztahem:

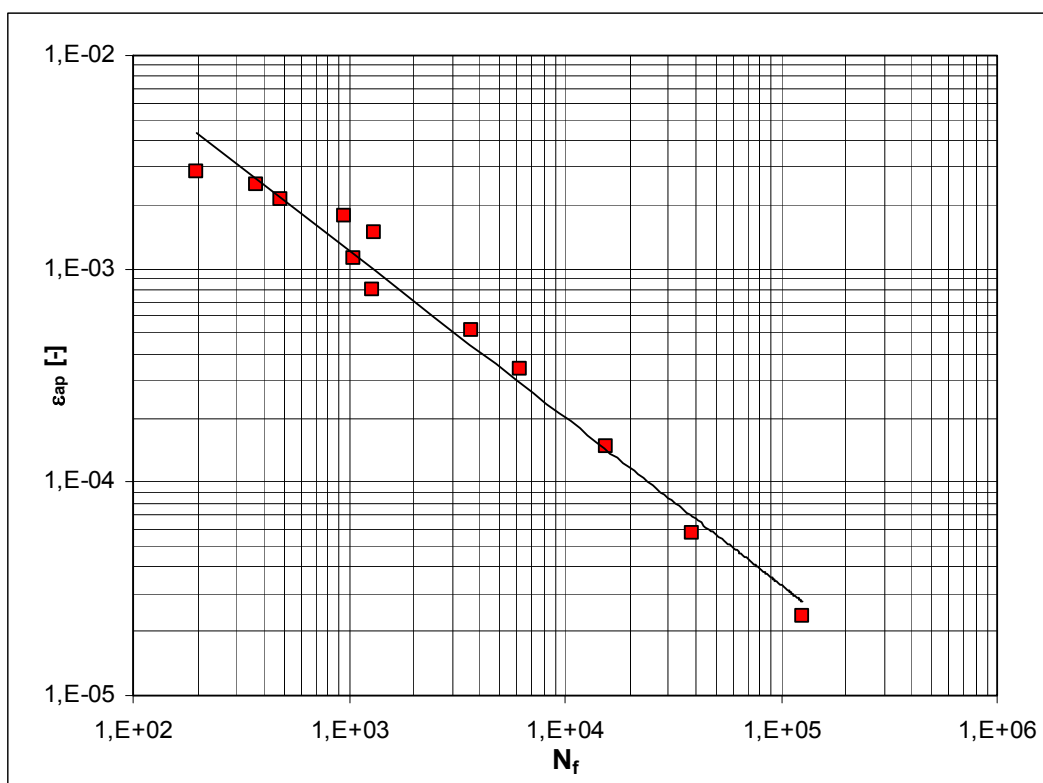
$$\varepsilon_a = \left(\frac{\sigma_f'}{E} \right) (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c. \quad (8.10)$$

V tab. 8.8 jsou uvedeny zjištěné experimentální data sloužící ke konstrukci křivek životnosti. Spolu s hodnotami aplikované amplitudy celkové deformace a únavové životnosti jsou uvedeny i amplitudy napětí, amplitudy plastické deformace a efektivního elastického modulu stanovené v polovině životnosti. Hodnota tranzitního počtu cyklů N_t udávající počet cyklů do lomu, kdy jsou si rovny hodnoty amplitudy plastické a elastické deformace, byl určen na základě odvození ze vztahu 8.11. Hodnota N_t spolu s průměrnou hodnotou efektivního modulu E_{eff} je uvedena v tab. 8.9. Odvozený vztah má tvar:

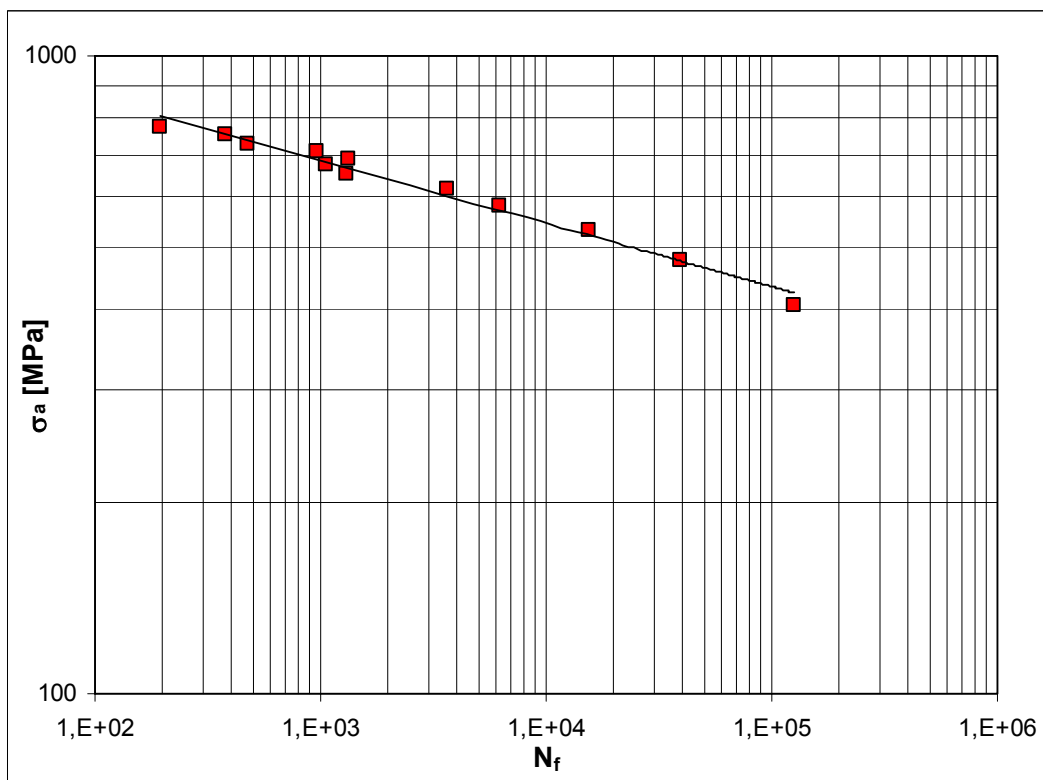
$$N_t = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{\sigma_f'}{E \cdot \varepsilon_f'} \right)^{\frac{1}{c-b}}. \quad (8.11)$$

Tab. 8.8 Experimentální data křivek únavové životnosti

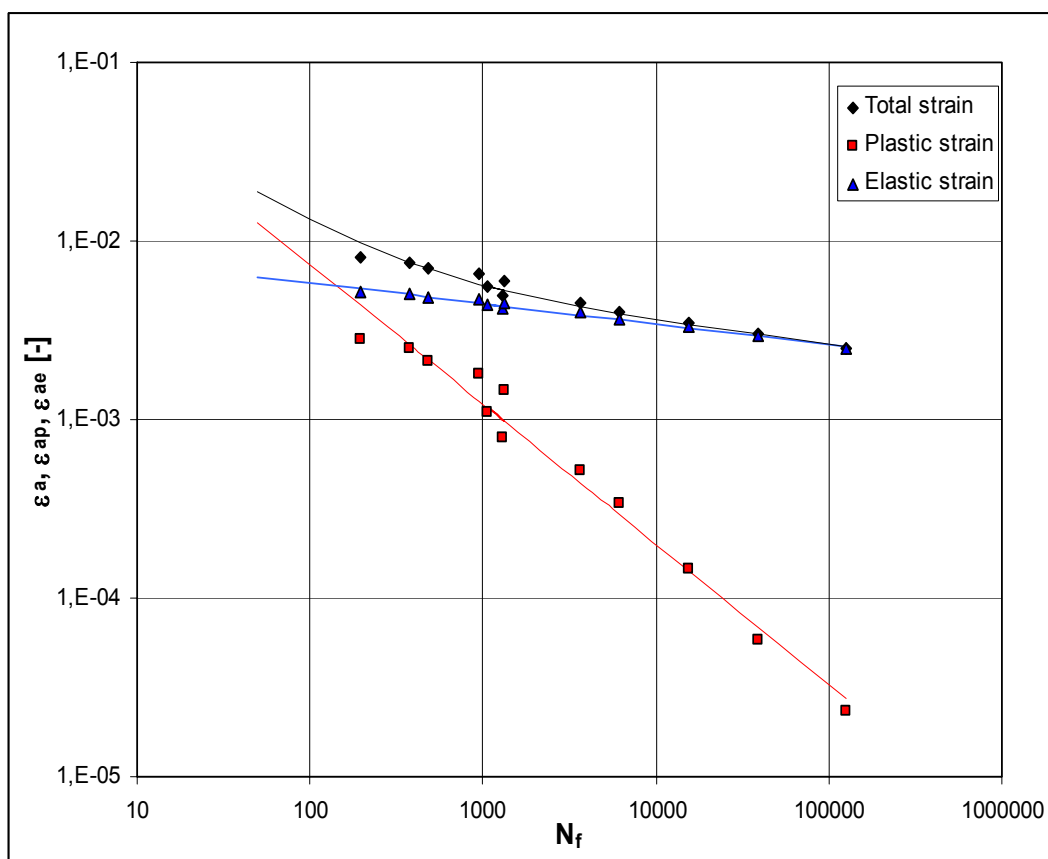
ε_a [-]	ν [Hz]	N_f	σ_a [MPa]	ε_{ap} [-]	E_{eff} [GPa]
0,0025	1,00	126285	406,5	$2,35 \times 10^{-5}$	166,43
0,0030	0,83	39100	478,4	$5,76 \times 10^{-5}$	164,12
0,0035	0,71	15586	534,4	$1,47 \times 10^{-4}$	161,16
0,0040	0,63	6165	582,8	$3,42 \times 10^{-4}$	160,78
0,0045	0,56	3677	618,8	$5,16 \times 10^{-4}$	156,64
0,0050	0,50	1295	653,5	$7,96 \times 10^{-4}$	158,50
0,0055	0,45	1055	676,3	$1,11 \times 10^{-3}$	155,97
0,0060	0,42	1318	687,9	$1,47 \times 10^{-3}$	152,65
0,0065	0,38	957	709,8	$1,79 \times 10^{-3}$	152,54
0,0070	0,36	479	729,4	$2,13 \times 10^{-3}$	152,96
0,0075	0,33	376	753,6	$2,48 \times 10^{-3}$	152,61
0,0080	0,31	196	773,6	$2,83 \times 10^{-3}$	150,49



Obr. 8.11 Mansonova-Coffinova křivka životnosti studovaného materiálu.



Obr. 8.12 Wöhlerova-Basquinova křivka životnosti studovaného materiálu.



Obr. 8.13 Křivky únavové životnosti vynesené jako závislost amplitudy celkové, elastické a plastické deformace na počtu cyklů do lomu.

Tab. 8.9 Parametry únavových křivek životnosti určené v tvrdém módu zatěžování

σ_f' [MPa]	b [-]	ϵ_f' [-]	c [-]	E_{eff} [MPa]	N_t [cykly]
1454,4	-0,099	0,469	-0,783	157070	155

8.4. VÝSLEDKY ZKOUŠEK ÚNAVOVÉHO CHOVÁNÍ V MĚKKÉM MÓDU

8.4.1. Úvod

Ve většině prací jsou zjišťovány nízkocyklové charakteristiky izotermicky zušlechťených litin s kuličkovým grafitem v módu řízení celkové nebo plastické podélné deformace [83–87]. Při určování nízkocyklových únavových charakteristik v módu řízení síly může dojít k ovlivnění výsledků vlivem poškození cyklickým creepem v oblasti vyšších amplitud zátěžného cyklu i při symetrickém zátěžném cyklu. Z těchto důvodů nejsou práce zabývající se únavovou odolností v módu řízení síly v nízkocyklové oblasti příliš početné [88, 89]. V oblastech nižších a středních amplitud je zvláště pro materiály cyklicky zpevňující zjištěna dobrá shoda výsledků v tvrdém a měkkém módu [7, 88]. Z předchozích experimentů, uvedených v této práci, byla zjištěna rozdílná odezva materiálu v závislosti na aplikované amplitudě celkové deformace. Z tohoto důvodu byly provedeny totožné typy experimentů v nízkocyklové oblasti sloužící k posouzení vlivu módu zatěžování.

Z důvodů časové, energetické a finanční náročnosti experimentů prováděných pomocí servohydraulických systémů bylo testování na nižších hladinách amplitud napětí a převážně ve vysokocyklové oblasti prováděno na rezonančním pulsátoru. Díky rozdílnosti podmínek obou systémů s totožnou geometrií zkušebních těles je možné posoudit vliv frekvence zatěžování, která se liší až o dva řády. Z tohoto důvodu může dojít k výrazné nespojitosti na Wöhlerově křivce s dvojí oblastí časované únavové životnosti. Pro správné určení oblasti časované únavové životnosti jsme u rezonančních systémů limitování možností zahříváním zkušebních těles při vyšších amplitudách zatížení.

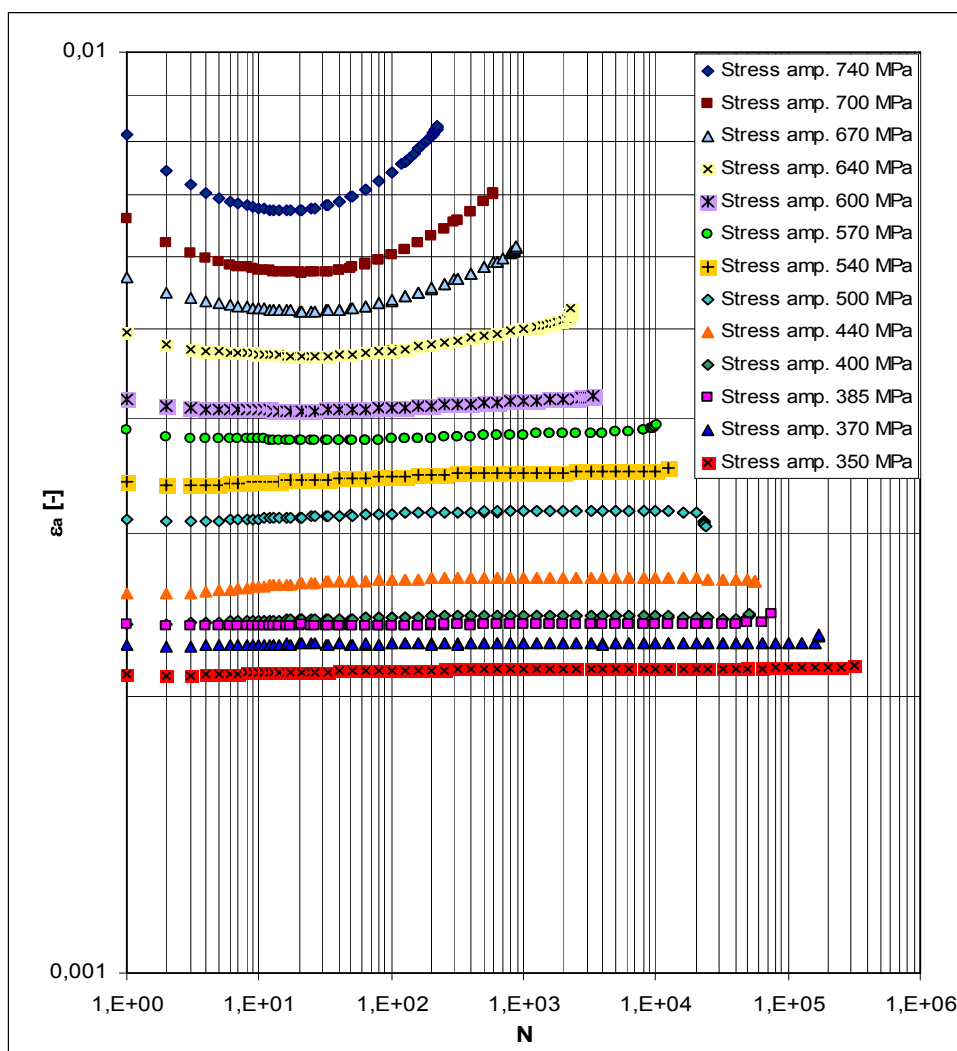
Pro popis únavového chování ve vysokocyklové oblasti je potřebné proložení experimentálních bodů v semilogaritmickém systému vhodnou regresní funkcí a určení jejich parametrů spolu s hodnotou meze únavy. Rozšířením funkční závislosti o oblast kvazistatickou s ohybem do oblasti časované únavové životnosti dostáváme možnost popisu celé křivky únavové životnosti s příslušnými parametry.

8.4.2. Napětově deformační odezva

Na obr. 8.14 a 8.15 jsou uvedeny závislosti amplitudy celkové deformace ε_a a amplitudy plastické deformace ε_{ap} na počtu cyklů N pro zadané hodnoty amplitudy napětí σ_a studované ADI. Z obou obrázků je patrné, že průběhy křivek cyklického zpevnění změkčení jsou závislé na zvolené amplitudě napětí.

V oblasti nízkých amplitud napětí od nejnižších hodnot až po hodnoty blízké statické mezi kluzu je pozorována stabilní napětěová odezva, která trvá až do konce životnosti s následným počátkem šířením magistralní trhliny která je na křivkách cyklického zpevnění změkčení zachycena jako prudká změna (obrat) odezvy na dané hladině zátěžného cyklu. Pokles deformační odezvy v oblasti počátku šíření magistralní trhliny je způsoben nevhodně orientovanou polohou trhliny vůči poloze extenzometru.

Pro zatížení $\sigma_a = 640$ MPa, což je hodnota srovnatelná se statickou mezí kluzu $R_{p0,2}$, a hladiny vyšší je patrné počáteční zpevnění, které dosahuje maximálně řádově v desítkách cyklů. Toto zpevnění je posléze vystřídané etapou cyklického změkčování přetrvávající až do konce životnosti. Zde zvolené kritérium pro určení počtu cyklů do lomu N_f citlivě reaguje na počátek šíření magistralní trhliny průřezem vzorku a vlastní šíření spojené s výraznou změnou tuhosti vzorku je na křivkách zachyceno jen výjimečně.



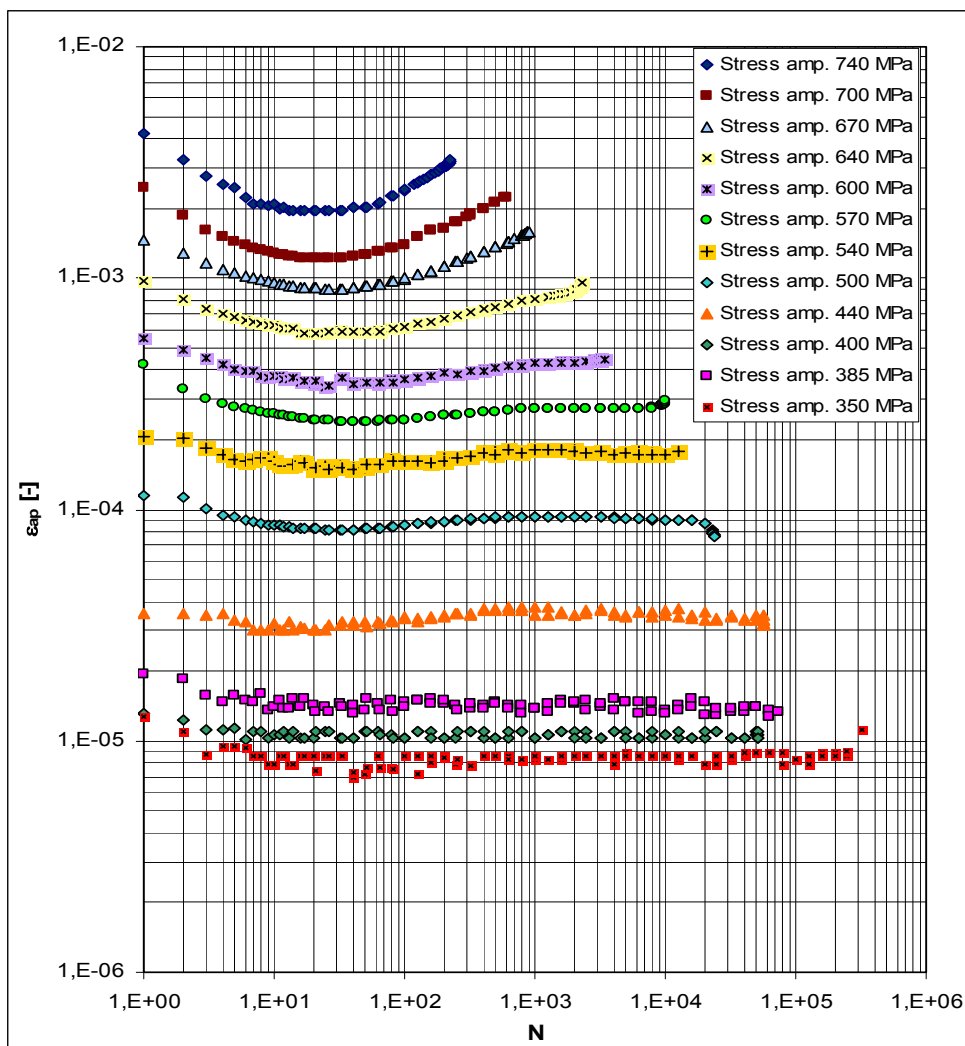
Obr. 8.14 Křivky cyklického zpevnění změkčení v měkkém módu - celková deformační odezva.

Analogicky s odezvou amplitudy celkové deformace jsou odezvy amplitudy plastické deformace viz obr. 8.15, kdy pro vyšší amplitudy napětí jak $\sigma_a = 640$ MPa dochází k výraznějším změnám v průběhu odezvy na dané zatížení. Počáteční krátké zpevnění je vystřídáno změkčováním, které probíhá až do závěrečného lomu. Toto chování je analogické s křivkami cyklického zpevnění-změkčení stanovenými v tvrdém módu v této práci. Velmi podobné jsou nejen průběhy ale i získané hodnoty v inverzních módech. Tyto údaje jsou v souladu s publikovanými výsledky cyklické deformační odezvy při pokojové teplotě v totožném módu zatěžování na izotermicky zušlechtěných litinách [88, 89].

8.4.3. Stanovení cyklických deformačních křivek

Cyklická deformační křivka studovaného materiálu stanovená v měkkém módu (závislostí amplitudy napětí σ_a na amplitudě plastické deformace ε_{ap} v polovině životnosti na dané hladině zatěžování) je na obr. 8.16. Pro srovnání je v grafu vyznačena i cyklická deformační křivka určená v módu celkové deformace (čárkovně). Experimentálními hodnotami v logaritmické reprezentaci byla proložena mocninná závislost, viz rovnice (8.3). Použitá symbolika je totožná s částí zabývající se experimenty v tvrdém módu. Z důvodu jiného postupu při určení parametrů CDK a mírné

rozdílnosti jejich výsledků je použita symbolika (K' , n') u závislosti σ_a – ε_{ap} a (K'' , n'') u závislosti σ_a – ε_a . Hodnoty parametrů byly stanoveny regresní analýzou a jsou uvedeny v tab. 8.11.

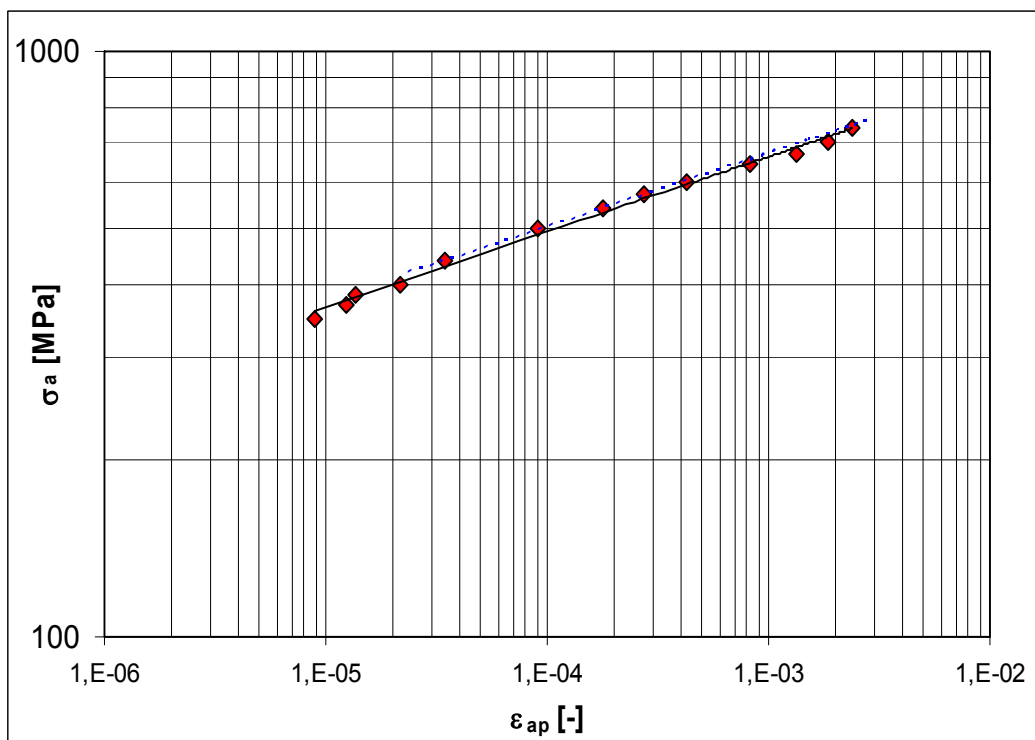


Obr. 8.15 Křivky cyklického zpevnění změkčení v měkkém módu - plastická odezva.

Jak je patrné z obr. 8.16, jsou obě metody určení cyklické deformační křivky v dobré shodě díky zvolenému symetrickému zátěžnému cyklu a zanedbatelnému cyklickému creepu i na vysokých hladinách zatížení což dokazují i regresní parametry uvedené v tab. 8.6 a 8.11.

Z důvodů ověření (a možnosti stanovení) vlivu předchozí historie zatěžování byly provedeny také experimenty v měkkém módu zatěžování. Pro určení cyklické deformační křivky zkrácenými postupy na základě [81] byl vybrán postup stupňovitého nárůstu amplitudy zátěžného cyklu (multiple step test).

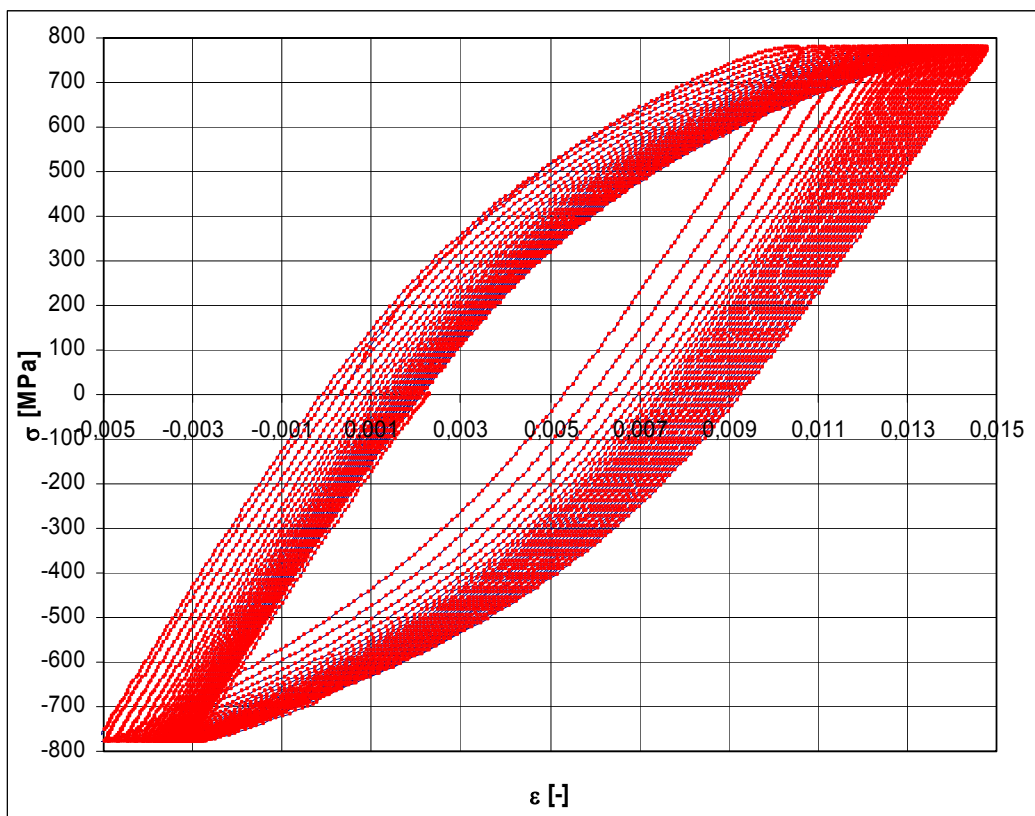
Na jediném zkušebním tělese byly testovány postupně se zvyšující zátěžné bloky s amplitudou napětí od 300 do 820 MPa. Ostatní vstupní parametry testu byly totožné s experimenty do konce životnosti. Počet cyklů na dané hladině byl určen na základě sledování průběhu křivek cyklické odezvy v reálném čase. Pro nízké hladiny zatěžování probíhala fakticky do saturace a pro nejvyšší hladiny zatěžování nepřekročila hodnota kumulativní plastické deformace ε_k hodnotu 40 %, určené dle vztahu (8.4).



Obr. 8.16 Cyklická deformační křivka stanovená v měkkém módu.

Na nejnižších hladinách zátěžného cyklu po počátečním zpevnění dochází ke stabilizaci, která trvá až do konce zátěžného bloku. Při vyšších hladinách dochází k mírnému cyklickému změkčení spolu s již výrazným cyklickým creepem v průběhu zátěžných bloků na největších amplitudách. Toto chování je rozdílné oproti testům životnosti, viz křivky cyklického zpevnění změkčení na obr. 8.14 a 8.15 a je pravděpodobně způsobeno předchozí historií zatěžování a kumulativním charakterem poškození. Na obr. 8.17 jsou zobrazeny všechny hysterezní smyčky na zátěžném hladině $\sigma_a = 780$ MPa. Z obrázku je patrný výrazný cyklický creep spolu se zvětšující se hodnotou amplitudy plastické deformace ϵ_{ap} . Průměrná rychlost cyklického creepu byla na této hladině $7,9 \times 10^{-5}$ /cyklus.

Pro konstrukci cyklické deformační křivky byly stanoveny hodnoty analýzou hysterezních smyček na konci každého zátěžného bloku a spolu s podmínkami testů a rychlostí cyklického creepu v_c určeného v zatěžovacím rameni hysterezní smyčky při nulovém zatížení jsou uvedeny v tab. 8.10.



Obr. 8.17 Cyklická odezva materiálu při určování CDK ve zkráceném módu na hladině 780 MPa.

Tab. 8.10 Experimentální data pro stanovení zkrácené cyklické deformační křivky v měkkém módu

σ_a [MPa]	f [Hz]	N	ε_a [10^{-3}]	ε_{ap} [-]	ν_c [cyklus $^{-1}$]
200	5,00	2400	1,22		
250	4,00	650	1,52		
300	3,33	650	1,84	$4,26 \times 10^{-6}$	
350	2,86	650	2,15	$1,13 \times 10^{-5}$	
400	2,50	650	2,47	$2,13 \times 10^{-5}$	
450	2,22	650	2,80	$4,45 \times 10^{-5}$	
500	2,00	450	3,17	$9,40 \times 10^{-5}$	
540	1,85	200	3,50	$1,50 \times 10^{-4}$	
580	1,72	100	3,88	$2,75 \times 10^{-4}$	
620	1,61	30	4,33	$4,65 \times 10^{-4}$	$1,61 \times 10^{-6}$
660	1,52	30	4,95	$7,50 \times 10^{-4}$	$3,94 \times 10^{-6}$
700	1,43	30	5,76	$1,28 \times 10^{-3}$	$7,43 \times 10^{-6}$
740	1,35	30	6,98	$1,95 \times 10^{-3}$	$3,23 \times 10^{-5}$
780	1,28	30	8,82	$3,49 \times 10^{-3}$	$7,90 \times 10^{-5}$
820	1,22	30	11,6	$5,35 \times 10^{-3}$	$1,59 \times 10^{-4}$

Z důvodů obtížného stanovení amplitudy plastické deformace vlivem mezní rozlišitelnosti metody nebyly na dvou nejnižších hladinách zatěžování určeny hodnoty ε_{ap} .

Na obr. 8.18 je znázorněno srovnání základní cyklické deformační křivky spolu s křivkou určenou zkrácenou metodou. Ze srovnání jednoznačně vyplývá, že pro tento materiál a podmínky zatěžování a to i přes výskyt cyklického creepu na vyšších hladinách zatížení, existuje velmi dobrá shoda výsledků. Tento fakt potvrzuje i srovnání parametrů cyklických deformačních křivek K' a n' v tab. 8.11. Podle vztahu (8.5) byly zjištěny i cyklické meze kluzu $R_{p0,2}'$. Mírné zvýšení u zkrácené

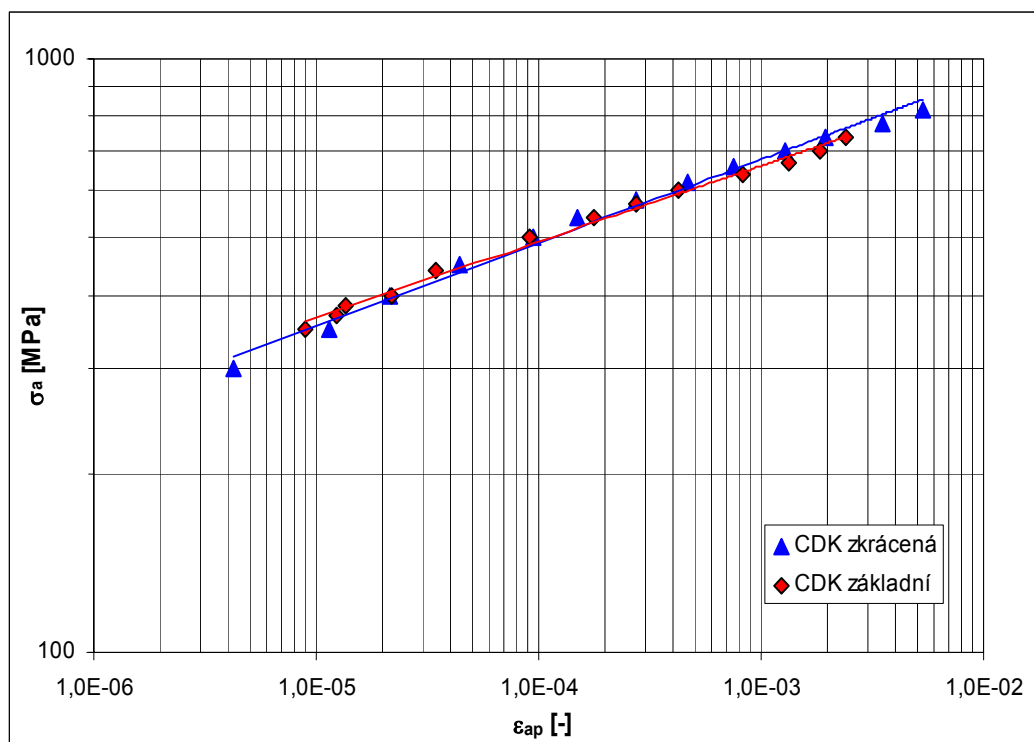
cyklické deformační křivky je způsobeno vyššími hodnotami parametrů CDK, vlivem předchozího zatěžování a nižším počtem zátěžných cyklů v bloku.

Tab. 8.11 Parametry cyklických deformačních křivek v měkkém módu

CDK	K' [MPa]	n' [-]	$R_{p0,2}'$ [MPa]
základní	1599,2	0,128	722,3
zkrácená	1775,6	0,140	745,7

Z důvodů možnosti porovnání byly stanoveny cyklické deformační křivky pro obě metody v měkkém módu i v závislosti amplitudy napětí σ_a jako řízené veličiny na celkové deformaci ε_a stanovené v $N_f/2$ a u zkrácené metody na konci zátěžného bloku, viz tab. 8.10. Obě sady experimentálních dat byly proloženy metodou nejmenších čtverců regresní funkcí navrženou Rambergem-Osgoodem za podmínky konstantního modulu pružnosti v tahu E , viz rovnice (8.6).

Stejnou funkcí byla proložena i tahová křivka (jednosměrná), stanovená přímo na další únavové zkušební tyči z důvodu minimalizace vlivů rozdílnosti geometrie (poměrnosti) zkušebních těles.

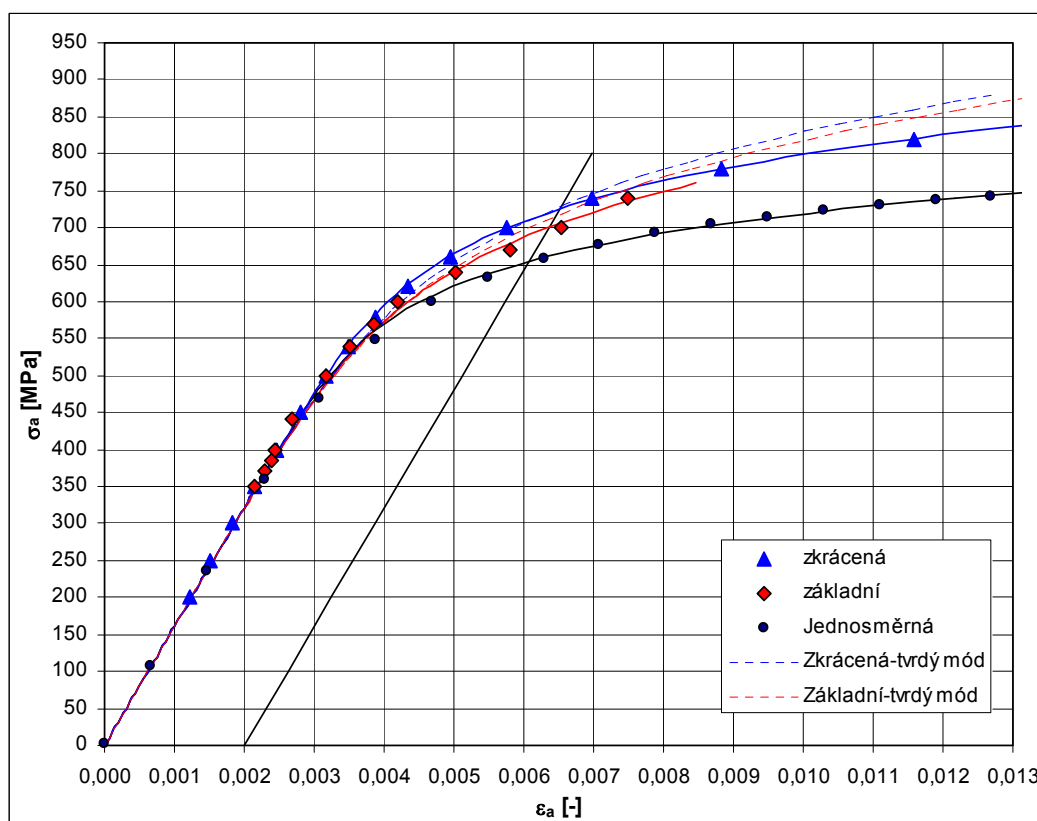


Obr. 8.18 Srovnání cyklických deformačních křivek.

Srovnání spolu se směrnici protínající jednosměrnou a cyklické deformační křivky v hodnotách mezi kluzu s plastickou deformací 0,2 % je znázorněno na obr. 8.19. Z porovnání jednoznačně vyplývá, že pro tento materiál a podmínky zatěžování existuje velmi dobrá shoda výsledků mezi závislostmi plastické a celkové deformace na amplitudě napětí. Srovnání parametrů cyklických deformačních křivek K'' a n'' s parametry jednosměrné křivky je uvedeno v tab. 8.12. Modul pružnosti v tahu E byl zvolen jako společný parametr všech tří křivek.

Tab. 8.12 Parametry cyklických deformačních křivek spolu s parametry jednosměrné křivky stanovených v měkkém módu

	E [MPa]	K'' [MPa]	n'' [-]	$R_{p0,2}''$ [MPa]
jednosměrná	160538	1163,57	0,093	654,1
základní	160538	1579,59	0,131	700,5
zkrácená	160538	1385,58	0,104	726,0



Obr. 8.19 Srovnání cyklických křivek a jednosměrné deformační křivky.

Jak je patrné z obr. 8.19, jsou v pásmu nižších amplitud zatěžování cyklické deformační křivky prakticky totožné s křivkou jednosměrnou. Pro amplitudy vyšší než 0,3 % leží cyklické deformační křivky nad jednosměrnou, tudíž materiál cyklicky zpevňuje. Na rozdíl od parametrů cyklických deformačních křivek, určených z hodnot amplitudy plastické deformace ε_{ap} , jsou patrné větší rozdíly mezi metodami a módy zatěžování u cyklických deformačních křivek jako závislosti napětí na celkové deformaci ε_a . Zde je patrná vyšší napěťová odezva při tvrdém zatěžování. Nižší odezva v měkkém módu je pravděpodobně způsobena spolupůsobením cyklického creepu, a to převážně při vyšším zatěžování. Pro oba dva módy zatěžování jsou totožné polohy deformačních křivek, tj., že zkrácená leží nad cyklickou deformační křivkou základní.

8.4.4. Křivky únavové životnosti

Na obr. 8.20 a 8.21 jsou zobrazeny křivky únavové životnosti studovaného materiálu stanovené v měkkém módu. Závislost amplitudy plastické deformace ε_{ap} v polovině života na počtu cyklů do lomu N_f je uvedena na obr. 8.21 a jako závislost amplitudy napětí σ_a v polovině života na

počtu cyklů do lomu N_f ukazuje obr. 8.20. Experimentálními body σ_a versus N_f byla proložena Wöhlerova-Basquinova závislost, viz rovnice (8.8).

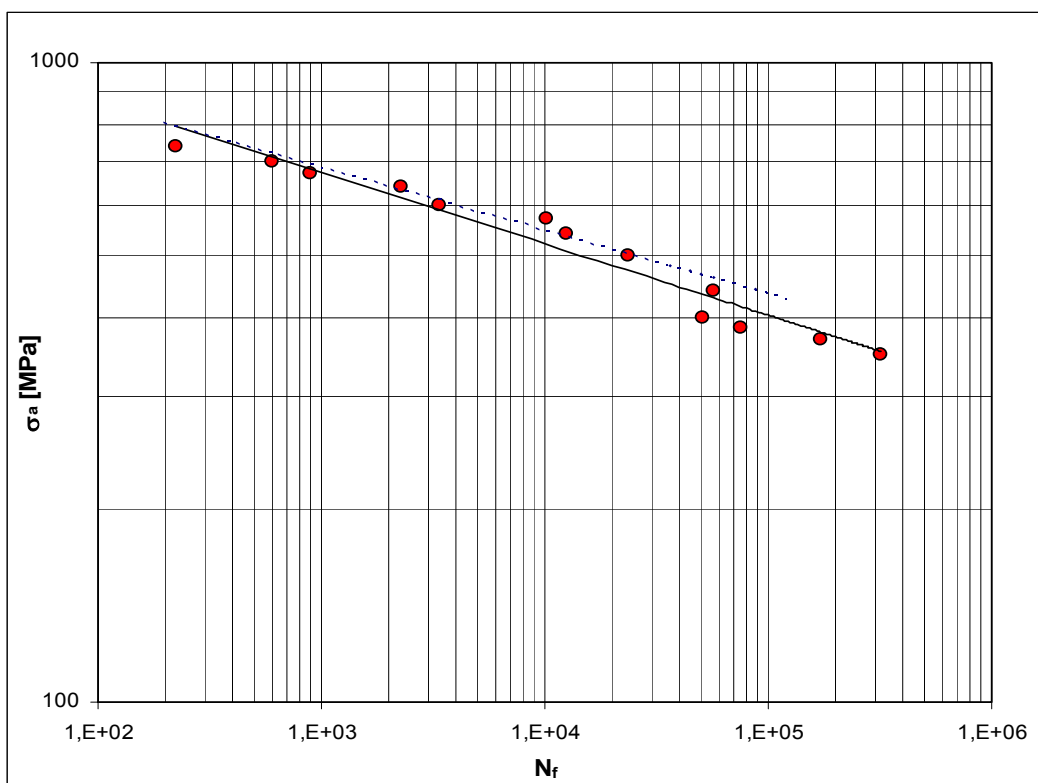
Experimentálními body ε_{ap} versus N_f byla proložena odvozená Masonova-Coffinova závislost, viz rovnice (8.7). Křivky životnosti stanovené v módu řízení celkové deformace jsou pro srovnání zobrazeny v příslušném obrázku čárkovaně.

Koeficienty a exponenty obou křivek životnosti byly stanoveny lineární regresní analýzou a jejich hodnoty jsou uvedeny v tab. 8.14. Jelikož amplituda celkové deformace je dána součtem elastické a plastické složky můžeme závislost amplitudy celkové deformace ε_a na počtu cyklů N_f proložit vztahem (8.10), viz obr. 8.22.

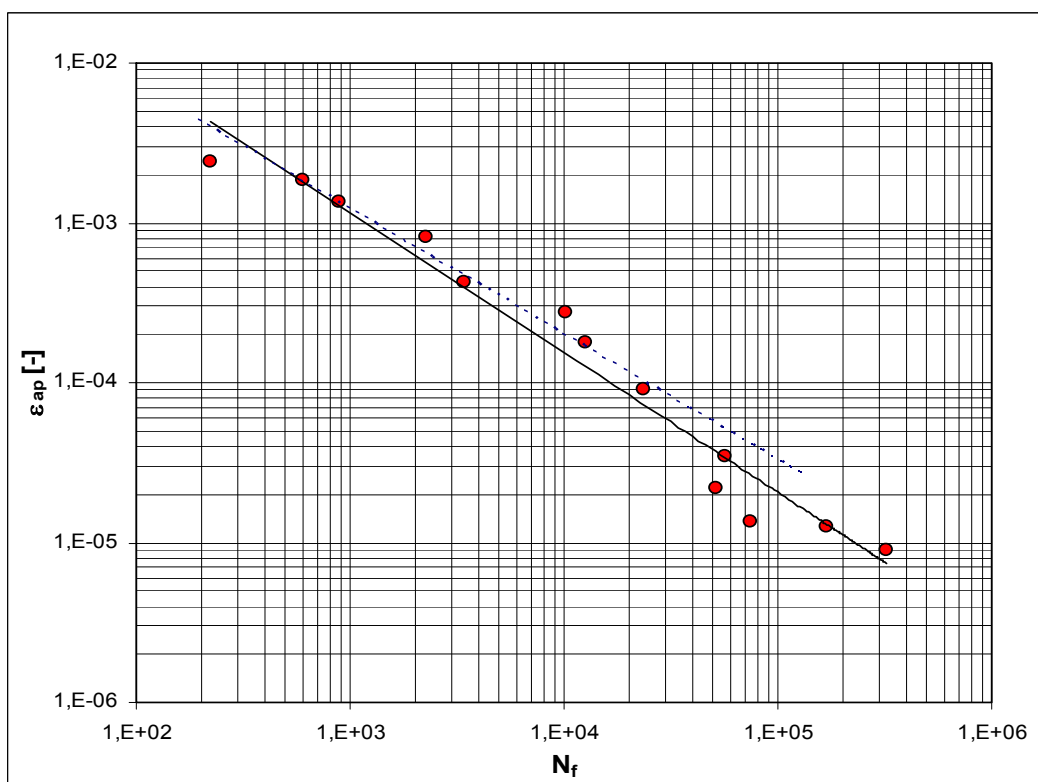
V tab. 8.13 jsou uvedeny zjištěné experimentální data sloužící ke konstrukci křivek životnosti. Spolu s hodnotami aplikované amplitudy napětí a únavové životnosti jsou uvedeny i amplitudy celkové deformace, amplitudy plastické deformace a efektivního elastického modulu stanovené v polovině životnosti. Hodnota tranzitního počtu cyklů N_t udávající počet cyklů do lomu kdy jsou si rovny hodnoty amplitudy plastické a elastické deformace byl určen na základě vztahu (8.11) rovněž s průměrnou hodnotou efektivního modulu E_{eff} je uvedena v tab. 8.14.

Tab. 8.13 Experimentální data křivek únavové životnosti

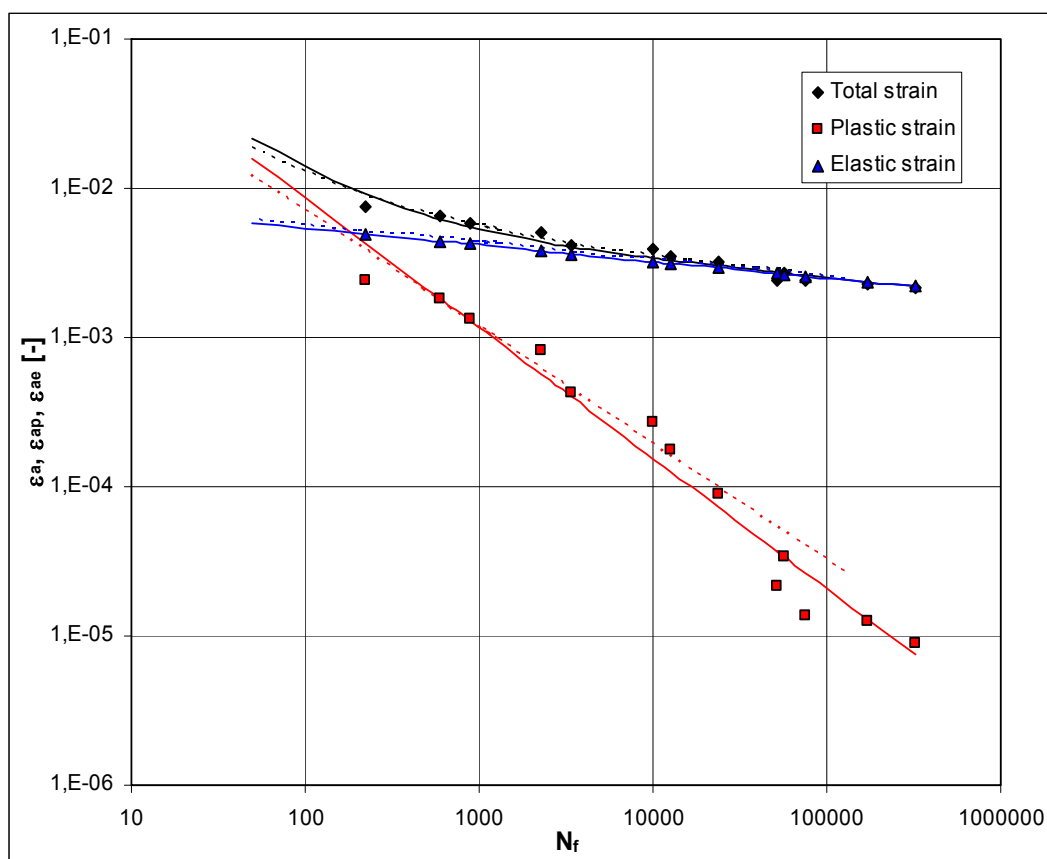
σ_a [MPa]	f [Hz]	N_f	ε_a [10^{-3}]	ε_{ap} [-]	E_{eff} [GPa]
350	2,86	320000	2,146	$8,89 \times 10^{-6}$	164,85
370	2,70	170500	2,282	$1,24 \times 10^{-5}$	163,89
385	2,60	74900	2,395	$1,35 \times 10^{-5}$	162,32
400	2,50	51300	2,429	$2,17 \times 10^{-5}$	166,25
440	2,27	57000	2,677	$3,43 \times 10^{-5}$	167,15
500	2,00	23600	3,171	$9,05 \times 10^{-5}$	164,50
540	1,85	12600	3,501	$1,77 \times 10^{-4}$	163,90
570	1,75	10100	3,862	$2,73 \times 10^{-4}$	161,26
600	1,67	3400	4,192	$4,25 \times 10^{-4}$	162,51
640	1,56	2280	5,019	$8,20 \times 10^{-4}$	156,85
670	1,49	890	5,796	$1,34 \times 10^{-3}$	155,26
700	1,43	600	6,534	$1,84 \times 10^{-3}$	154,67
740	1,35	224	7,481	$2,41 \times 10^{-3}$	152,36



Obr. 8.20 Wöhlerova-Basquinova křivka životnosti studovaného materiálu.



Obr. 8.21 Odvozená Mansonova-Coffinova křivka životnosti studovaného materiálu.



Obr. 8.22 Odvozené křivky únavové životnosti vynesené jako závislosti amplitudy celkové, elastické a plastické deformace na počtu cyklů do lomu (čárkovaně řízená deformace).

Tab. 8.14 Parametry únavových křivek životnosti stanovené v měkkém módu

σ_f' [MPa]	b [-]	ε_f' [-]	c [-]	E_{eff} [MPa]	N_t [cykly]
1572,5	-0,112	0,896	-0,875	161210	187

Při srovnání získaných únavových parametrů stanovených při řízené celkové deformaci (tab. 8.9) a při řízení síly tab. (8.14) je nejvýraznější rozdíl mezi hodnotami koeficientu únavové tažnosti ε_f' . Hodnoty koeficientů únavové pevnosti σ_f' a exponentu únavové pevnosti b jsou v souladu se změnami hodnot koeficientů a exponentů únavové tažnosti z důvodu velmi blízkých hodnot parametrů cyklických deformačních křivek tj. koeficientu a exponentu cyklického zpevnění stanovených pro oba módy zatěžování. Zvýšení únavové životnosti v tvrdém módu je výraznější na nižších amplitudách zátěžného cyklu. Na křivkách cyklického zpevnění-změkčení nebyly pro tyto amplitudy pozorovány výraznější rozdíly v průběhu únavové životnosti. Tento efekt může být způsoben změnou mechanismu únavového poškození pro nejnižší amplitudy zátěžného cyklu v měkkém módu s výraznou převahou vlivu licích defektů, grafitických částic a stabilizovaného austenitu jako podstatně měkké fáze než je dominantní fáze horního bainitu [89].

8.5. VÝSLEDKY EXPERIMENTŮ VE VYSOKOCYKLOVÉ OBLASTI A REGRESNÍ ANALÝZA

8.5.1. Úvod

Experimenty v předcházejících kapitolách této práce byly zaměřeny na určení cyklické plasticity a nízkocyklových únavových charakteristik studovaného materiálu jak v módu řízení celkové podélné deformace (kapitola 8.3), tak v při řízení síly (kapitola 8.4). Konvenčně kladená hranice mezi únavovými zkouškami nízkocyklovými a vysokocyklovými bývá uváděna v intervalu 10^4 až 10^5 cyklů. V nízkocyklové oblasti jsou převážně používány servohydraulické systémy z důvodů možnosti široké škály nastavení parametrů testů a módů zatěžování. Nevýhodou těchto systémů je vysoká energetická náročnost, vyšší hodnota servisní činnosti vztažená na počet aplikovaných zatěžovacích cyklů a časová náročnost experimentů pro vyšší počty cyklů do lomu.

Ve vysokocyklové oblasti je z praktických důvodů nezbytné volit vyšší frekvenci zatěžování, typicky 100 až 300 Hz. I toto zvýšení až o dva řády oproti jednotkám Hz u servohydraulických pulsátorů vede na zkoušky v délce desítek až stovek hodin, stanovujeme-li meze únavy na bázi 10^7 nebo 10^8 cyklů. Pro tyto podmínky se velmi dobře osvědčují pulsátory pracující na rezonančním principu. Jejich výraznou předností je právě vysoká frekvence zatěžování při velmi ekonomickém provozu. Energetické nároky jsou řádově nižší než u servohydraulických systémů. Rezonanční pulsátory mají však také svoje specifika, která je nutno brát v úvahu při navrhování a provádění experimentů. Jedná se především o charakteristický postupný náběh na předepsané dynamické hodnoty, obtížně měřitelné deformační odezvy testovaného materiálu a přehřívání zkušebního vzorku při vyšších amplitudách zátěžného cyklu s nebezpečím zkreslení výsledků zkoušek.

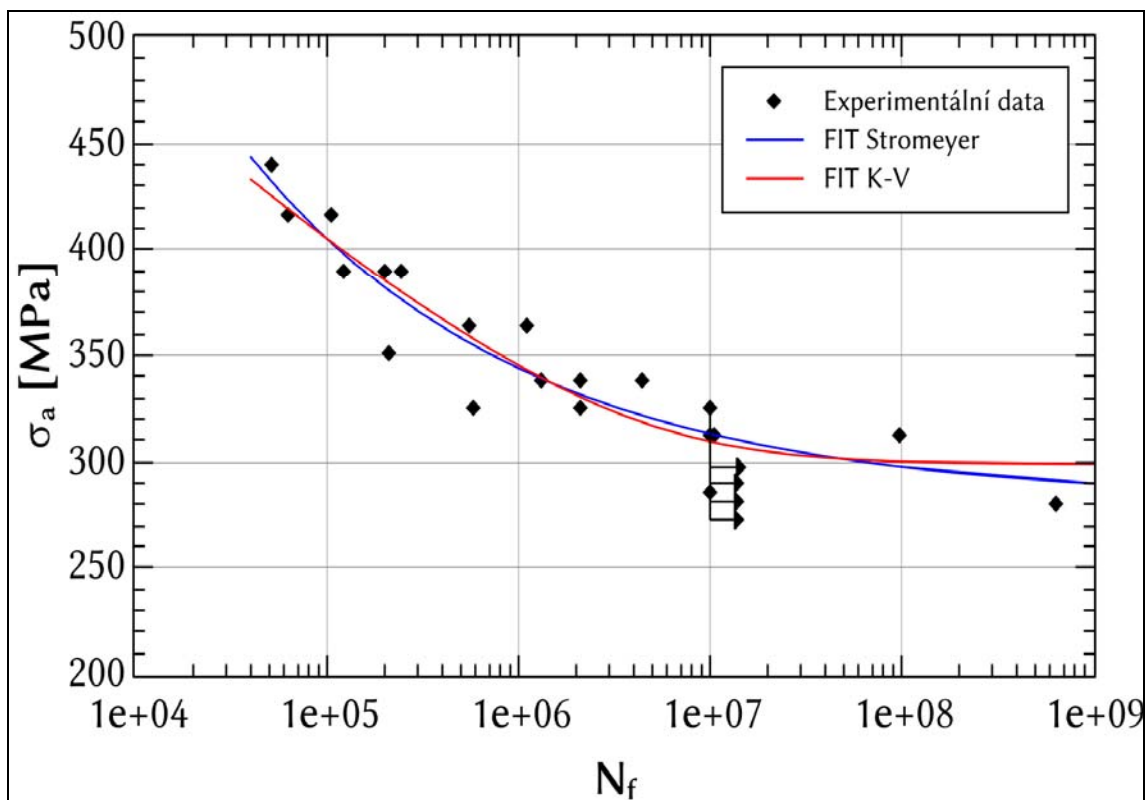
Experimenty v této části práce byly zaměřeny na zjištění únavové životnosti na hladkých zkušebních tělesech při pokojové teplotě na rezonančním pulsátoru, podmínky testů viz kapitola 7.8. Experimentálně zjištěnými výsledky byly proloženy vhodné regresní funkce a byla stanovena základní kvantitativní únavová charakteristika ve vysokocyklové oblasti, tj. Wöhlerova křivka a z ní plynoucí hodnota meze únavy σ_C . Dále budou zjišťovány regresní parametry jednotlivých funkcí a jejich extrapolací a interpolačních vlastností. Rozšířením funkční závislosti o oblast kvazistatickou s ohybem do oblasti časované únavové životnosti s využitím nízkocyklových experimentálních dat v módu řízení síly dostáváme možnost popisu celé křivky únavové životnosti s příslušnými parametry. Zde byla sledována možná nespojitost experimentálních výsledků a vliv na regresní parametry z důvodu vyšší frekvence zátěžného cyklu u rezonančního pulsátoru. Byla ověřována též možnost predikce v nízkocyklové oblasti pouze za použití vysokocyklových výsledků a hodnoty meze pevnosti jako amplitudy napětí v prvním půlcyklu zatěžování.

Na základě stanovení parametrů tříparametrového Weibullova rozdělení pomocí metody maximální věrohodnosti byly provedeny aproximace tolerančních pásů Wöhlerových křivek a stanoveny kvantily tohoto rozdělení pro vysokocyklové výsledky i pro celou oblast únavové životnosti.

8.5.2. Křivky životnosti ve vysokocyklové oblasti

Na obr. 8.23 jsou vynesena experimentální data stanovená na rezonančním pulsátoru jako závislost amplitudy napětí σ_a na počtu cyklů do lomu, nebo do zastavení zkoušky N_f . Zde je patrné široké rozpětí počtů cyklů do lomu, od cca 5×10^4 do $6,5 \times 10^8$. Horní hranice nastavení amplitudy zatěžování s ohledem na zahřívání vzorku při vyšších amplitudách byla stanovena na 440 MPa. V souladu s [67–69] jsou experimenty zastavené na 1×10^7 považovány za ukončené a jsou v obrázku znázorněny obvyklou symbolikou. Tyto body též výrazně neovlivňují průběh závislosti.

Experimentálně určenými body byly na základě minimalizace součtu čtverců odchylek proloženy regresní funkce Stromeayerova a funkce K-V tříparametrická, viz rovnice (7.4) a (7.11).



Obr. 8.23 Experimentální data proložena regresní funkcí Stromeayer a K-V tříparametrickou.

Obě funkce dobře reprezentují ohyb z oblasti časované únavové životnosti do oblasti trvalé únavové životnosti charakterizovaný u K-V funkce parametrem C , který přesněji určuje pozici ohybu regresní křivky ve srovnání s funkcí Stromeayerovou. Ze srovnání dále vyplývá, že regrese pomocí K-V funkce je dosaženo mírně lepšího souhlasu s nízkocyklovými parametry určených pomocí funkce Basquinovi, $b = -0,112$. Parametr b určující strmou šikmou část křivky životnosti byl určen regresí pro K-V funkci a je roven $-0,074$, kdy tentýž parametr u funkce Stromeayerovy vykazuje vyšší hodnotu, viz tab. 8.15. V oblasti trvalé únavové životnosti vykazuje funkce Stromeayerova výrazný pokles, typický spíše pro slitiny hliníku a hořčíku než pro slitiny železa. Funkce Stromeayerova umožňuje ve srovnání s funkcí K-V v tomto případě těsnější proložení experimentálních bodů, součet čtverců odchylek je o 10,8 % nižší. Dále se nedá zcela potvrdit horizontální oblast trvalé únavové životnosti z důvodů únavových lomů zkušebních těles za 10^7 cyklů. Z těchto důvodů se jeví v celé oblasti únavové životnosti jako výhodnější regresní funkce K-V což je v souladu s publikovanými výsledky [6, 70–73].

Tab. 8.15 Parametry regresních křivek vysokocyklové oblasti

Stromeayer			K-V		
a [MPa]	b [-]	σ_∞ [MPa]	b [-]	C [cykly]	σ_∞ [MPa]
3797,23	-0,298	281,99	-0,074	6083940,9	298,85

Na základě stanovených regresních parametrů byly určeny hodnoty meze únavy σ_C pro hodnoty 10^7 a 10^8 cyklů. Tyto hodnoty, spolu s součtem čtverců odchylek S pro obě použité regresní funkce jsou uvedeny v tab. 8.16.

Tab. 8.16 Vypočtené hodnoty meze únavy σ_c vysokocyklové oblasti

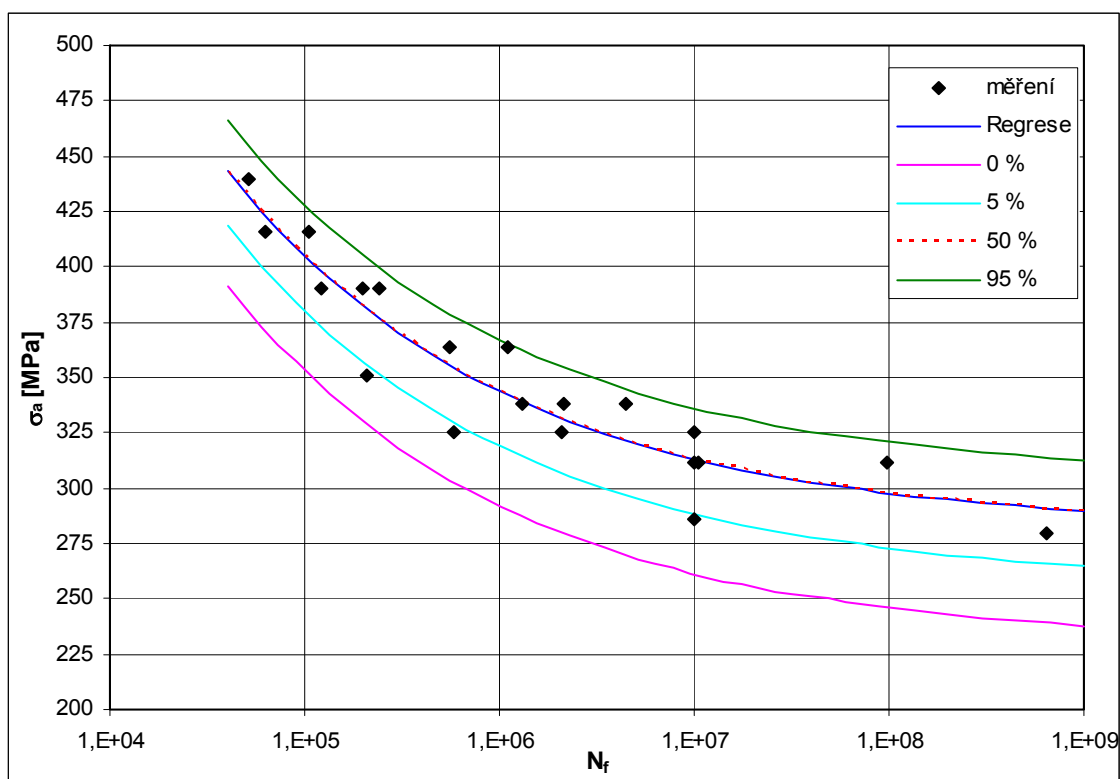
Stromeyer			K-V		
S [MPa ²]	σ_c [MPa]	σ_c [MPa] 10^8	S [MPa ²]	σ_c [MPa]	σ_c [MPa] 10^8
4472,35	313,2	297,7	5014,14	309,5	300,2

Vedle regrese byly také konstruovány aproximace křivek, které přibližně vyjadřují, jaký podíl zkoušek se nachází pod nimi. Pokud se týče aplikace normálního rozdělení, určuje regresní křivka současně křivku pro podíl 50 %. Dále snížením regresní křivky o hodnotu $1,645\Delta y_i = 33,86$ dostáváme křivku pro podíl 5 %, zvýšením o tutéž hodnotu křivku pro podíl 95 %. Pro tříparametrové Weibullovo rozdělení byla použita metoda maximální věrohodnosti. Její výsledky s volenou hodnotou parametru $b = 4$ pro obě regresní funkce jsou uvedeny v tabulce 8.17.

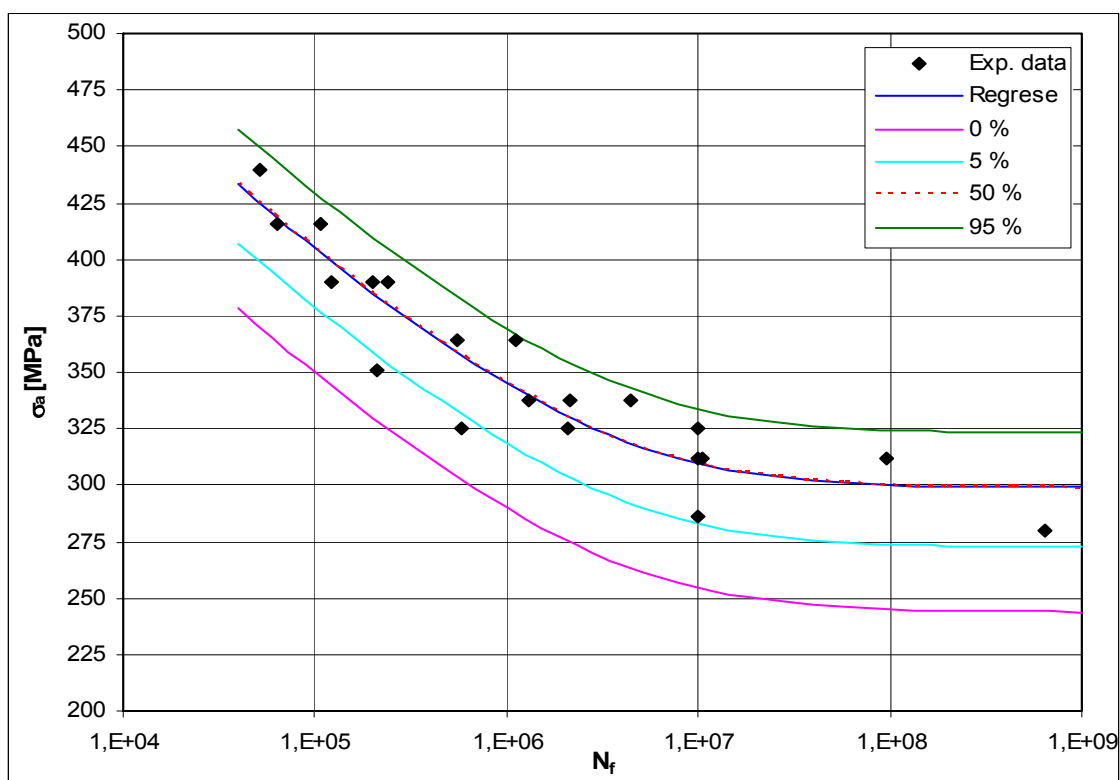
Tab. 8.17 Parametry Weibullova rozdělení

Stromeyer			K-V		
a [MPa]	b [-]	c [MPa]	a [MPa]	b [-]	c [MPa]
56,946	4	-51,940	60,331	4	-55,098

a)



b)



Obr. 8.24 Křivky, pod nimiž se nachází vyznačený podíl z celkového počtu měření pro Weibullovo rozdělení, a) Stromeier, b) K-V.

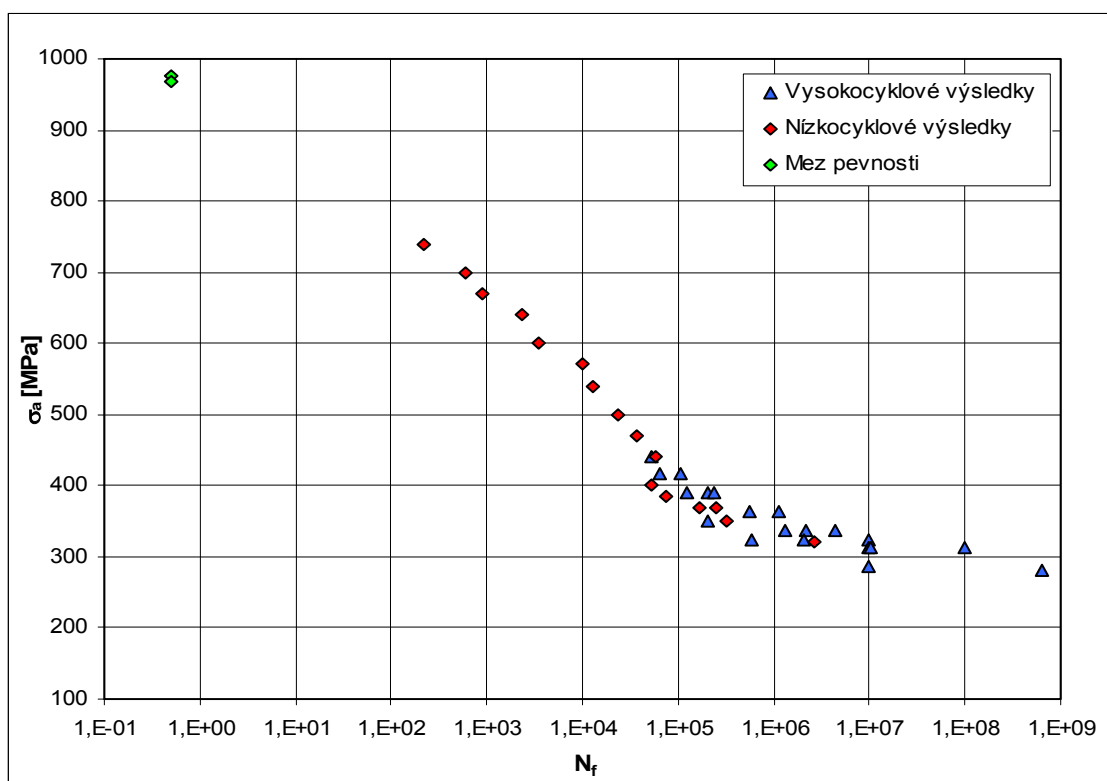
V tab. 8.18 nalezneme pro kvantil 50 % Weibullova rozdělení hodnotu 0,05 MPa (u funkce Stromeier 0,02 MPa), což znamená, že tento kvantil se liší od regresní křivky o méně než o tloušťku čáry v grafu. Křivka pro kvantil 0 % je platná výhradně pro rozdělení Weibullovo a ukazuje, že pod ním se žádné výsledky nenacházejí, viz obr. 8.24 a, b.

Tab. 8.18 Kvantily Weibullova rozdělení

	Stromeier				K-V			
kvantil [%]	0	5	50	95	0	5	50	95
hodnota [MPa]	-51,94	-24,84	0,02	22,98	-55,10	-26,39	-0,05	24,27

8.5.3. Celá oblast únavové životnosti

Na obr. 8.25 jsou vynesena v semilogaritmickém zobrazení experimentální data stanovená jak pomocí servohydraulického systému tak pomocí rezonančního pulsátoru. Pro rozšíření funkční závislosti o oblast kvazistatického únavového poškození jsou vyneseny hodnoty meze pevnosti R_m jako amplitudy zatížení v prvním půlcyklu únavové životnosti. Tato oblast má tudíž rozpětí od prvního půlcyklu do $6,5 \times 10^8$ cyklů.

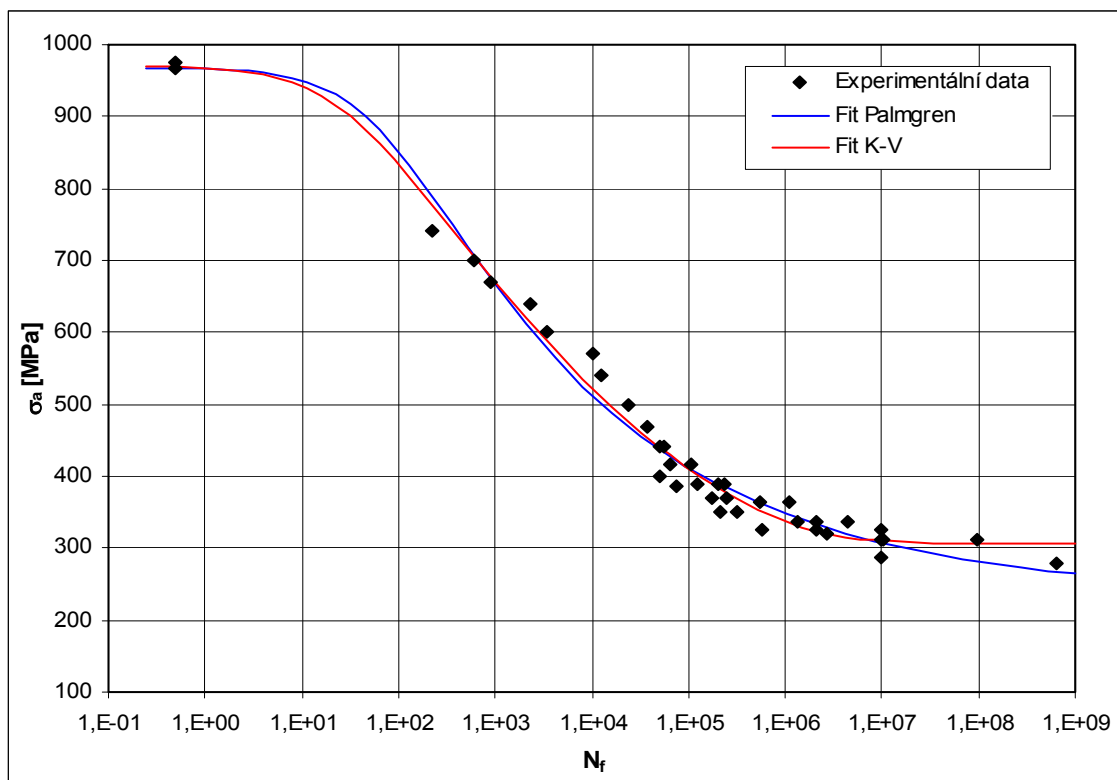


Obr. 8.25 Experimentálně naměřená data pro celou oblast únavové životnosti.

Experimentálně určenými body pro celou oblast životnosti byly na základě minimalizace součtu čtverců odchylek proloženy regresní funkce Palmgrenova a funkce K+V čtyřparametrická, viz rovnice (7.9) a (7.12). Obě funkce dobře reprezentují ohyb z oblasti kvazistatické do časované únavové životnosti charakterizovaný parametrem B , který vykazuje přibližně dvojnásobnou hodnotu počtu cyklů u funkce Palmgrenovy. Ze srovnání dále vyplývá, že regrese pomocí K-V funkce je dosaženo lepšího souhlasu s nízkocyklovými parametry určených pomocí funkce Basquinovy, $b = -0,112$. Parametr b určující strmost šikmé části křivky životnosti byl určen regresí pro K-V funkci a je roven $-0,108$, viz tab. 8.19. V oblasti trvalé únavové životnosti vykazuje funkce Palmgrenova výrazný pokles, typický spíše pro slitiny hliníku a hořčíku než pro slitiny železa. Funkce K-V umožňuje ve srovnání s funkcí Palmgrenovou těsnější proložení experimentálních bodů, součet čtverců odchylek je o 25 % nižší. Parametr σ_∞ charakterizující horizontální asymptotu obou funkcí nabývá u Palmgrenovy funkce výrazně nižších hodnot ve srovnání s funkcí Stromayerovou. Z těchto důvodů se jeví v celé oblasti únavové životnosti jako výhodnější regresní funkce K-V což naznačují výsledky regresí ve vysokocyklové oblasti a v souladu s literaturou [6, 70–73].

Tab. 8.19 Parametry regresních křivek pro celou oblast únavové životnosti

Palmgren				K-V 4par.			
a [MPa]	b [-]	B [cykly]	σ_∞ [MPa]	b [-]	B [cykly]	C [cykly]	σ_∞ [MPa]
1675,23	-0,195	69,55	234,51	-0,108	31,94	1436216	306,12



Obr. 8.26 Wöhlerovy křivky pro celou oblast životnosti určené regresí funkcí Palmgrenovou a K-V.

Na základě stanovených regresních parametrů byly určeny hodnoty meze únavy σ_C pro hodnoty 10^7 a 10^8 cyklů. Tyto hodnoty, spolu s součtem čtverců odchylek S pro obě použité regresní funkce pro celou oblast únavové životnosti jsou uvedeny v tab. 8.20.

Tab. 8.20 Vypočtené hodnoty meze únavy σ_C celé oblasti únavové životnosti

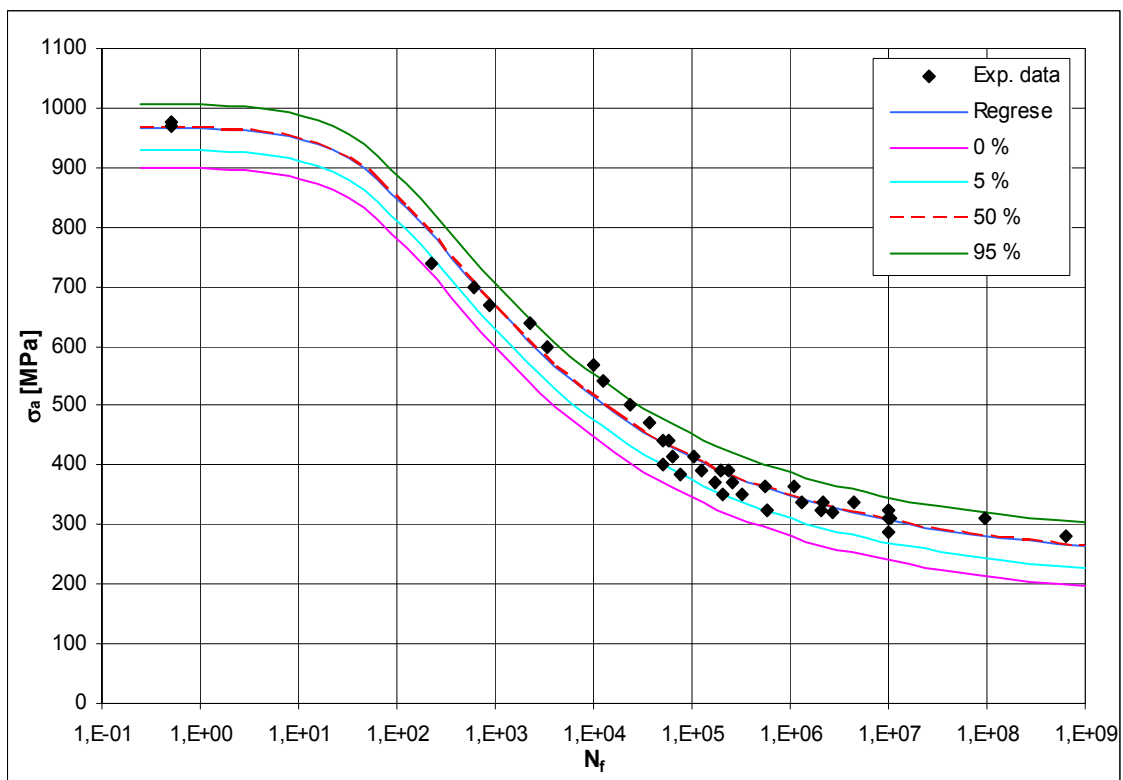
Palmgren			K-V 4par.		
S [MPa ²]	σ_C [MPa]	σ_C [MPa] 10^8	S [MPa ²]	σ_C [MPa]	σ_C [MPa] 10^8
20791,9	307,3	264,2	15564,2	310,6	306,17

Vedle regrese byly také konstruovány aproximace křivek pro celou oblast únavového života, které přibližně vyjadřují, jaký podíl zkoušek se nachází pod nimi. Aproximace probíhala totožným postupem jak u experimentů ve vysokocyklové oblasti. Její výsledky pro funkci Palmgrenovu a čtyřparametrickou K-V jsou uvedeny v tabulce 8.21.

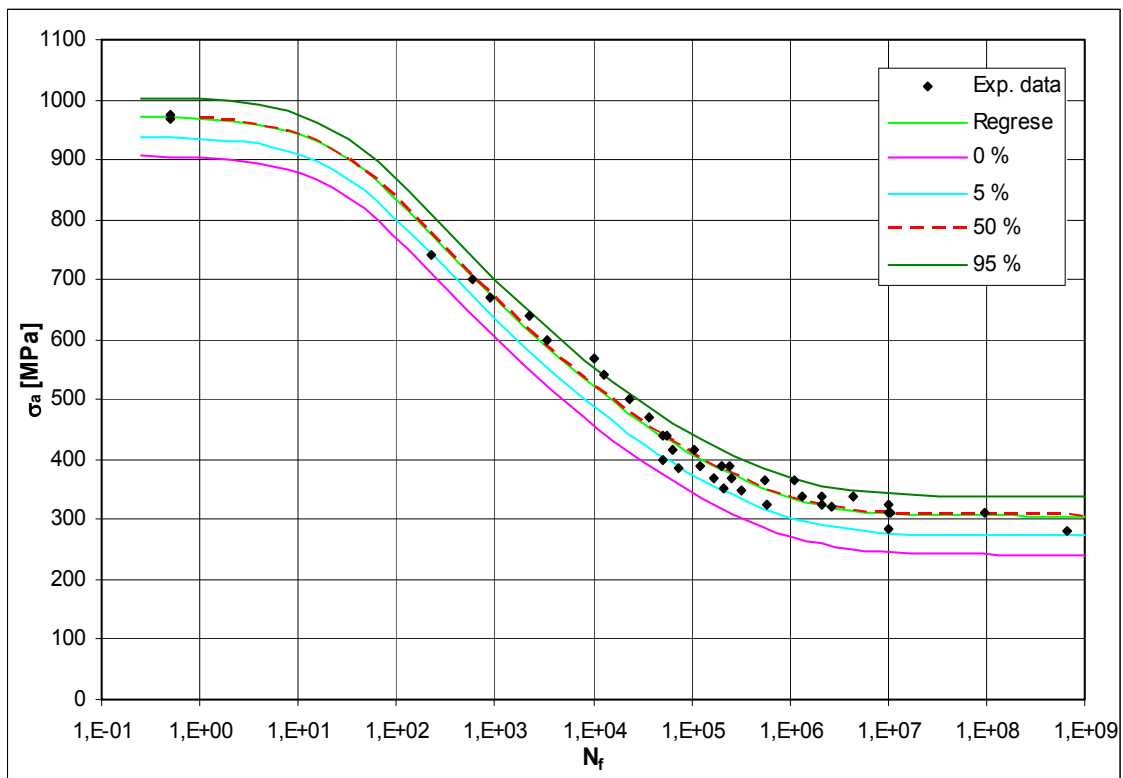
Tab. 8.21 Parametry Weibullova rozdělení

Palmgren			K-V		
a [MPa]	b [-]	c [MPa]	a [MPa]	b [-]	c [MPa]
75,199	3,178	-67,328	71,823	3,607	-64,774

a)



b)



Obr. 8.27 Křivky, pod nimiž se nachází vyznačený podíl z celkového počtu měření pro Weibullovo rozdělení, a) Palmgren, b) K-V.

V tab. 8.22 nalezneme pro kvantil 50 % Weibullova rozdělení hodnotu cca 0,32 MPa (u funkce K-V 0,11 MPa), což znamená, že tento kvantil se liší od regresní křivky o méně než o tloušťku čáry v grafu. Křivka pro kvantil 0 % je platná výhradně pro rozdělení Weibullovo a ukazuje, že pod ním se žádné výsledky nenacházejí, viz obr. 8.27 a, b.

Tab. 8.22 Kvantily Weibullova rozdělení

	Palmgren				K-V			
kvantil [%]	0	5	50	95	0	5	50	95
hodnota [MPa]	-67,33	-37,79	-0,32	38,88	-64,77	-33,25	0,11	32,58

8.5.4. Predikce v nízkocyklové oblasti

Na obr. 8.28 je srovnání funkce K-V pro celou oblast počtů cyklů do lomu s Palmgrenovou funkcí pokrývající tutéž oblast, a to z hlediska úspěšnosti popisu nízkocyklové oblasti na základě znalosti únavového chování ve vysokocyklové oblasti a hodnot meze únavy. Regrese za použití všech oblastí únavové životnosti je nazývána jako regrese a regrese pouze vysokocyklových výsledků doplněných mezi pevnosti predikcí neboť je chápána jako predikce nízkocyklové oblasti.

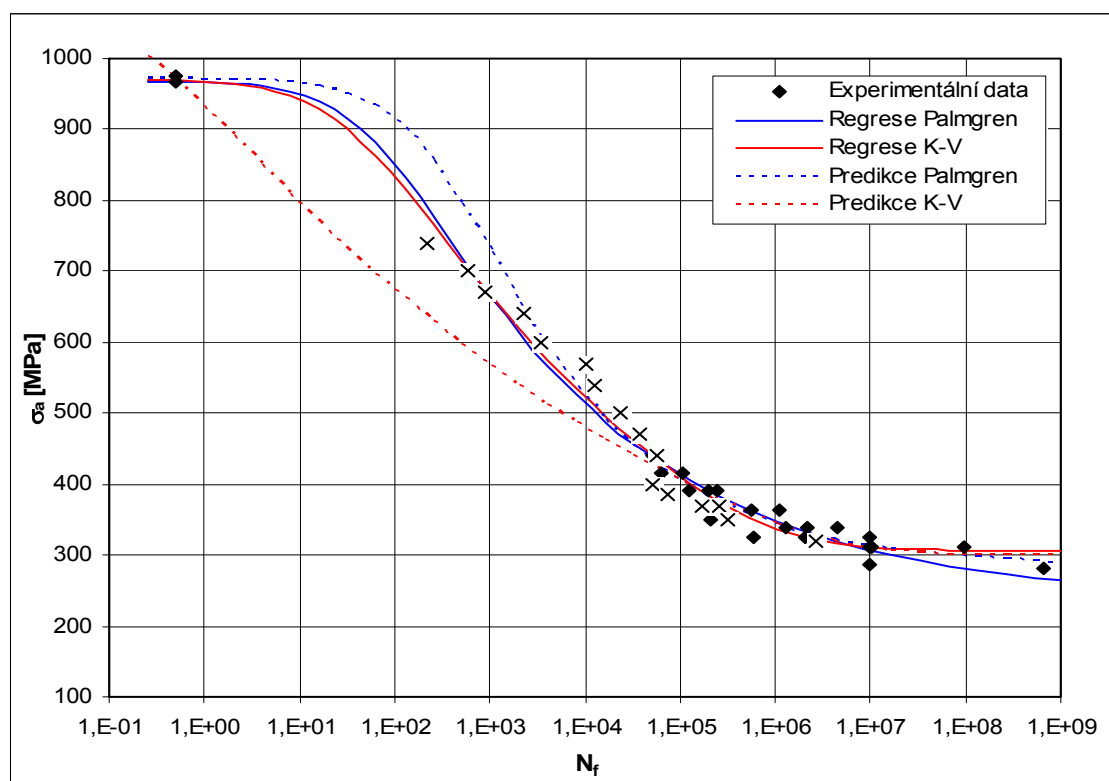
Z obrázku 8.28 a tab. 8.23 je zřejmé, že u obou regresních funkcí použitých jako predikce nízkocyklového chování dochází k závažným rozdílům oproti skutečnému chování. Ve vysokocyklové oblasti je chování obou funkcí velmi podobné s tím, že predikce Palmgren vykazuje podstatně menší sklon v oblasti trvalé únavové životnosti oproti regresi. Predikce pomocí K-V funkce zcela nerespektuje ohyb z oblasti kvazistatické do oblasti nízkocyklové což dokazují velmi nízké hodnoty parametrů polohy ohybu B a strmosti šikmé části křivky b , predikce pomocí funkce Palmgrenovy zcela typicky nadsazuje chování v oblasti 10^2 – 10^3 cyklů až o 100 MPa oproti regresi. Součet čtverců odchylek S uvedený v tab. 8.24 je u obou funkcí velmi blízký z důvodu nezahrnutí predikovaných nízkocyklových dat do výpočtu. Na základě stanovených regresních parametrů byly určeny hodnoty meze únavy σ_c pro hodnoty 10^7 a 10^8 cyklů. Tyto hodnoty, jsou uvedeny pro obě použité regresní funkce jsou uvedeny v tab. 8.24. V tomto případě lze tedy považovat funkci K-V za méně vhodnou k predikci než funkci Palmgrenovu což je v rozporu s pracemi [6, 70, 90]. Tento efekt je pravděpodobně způsoben nízkým počtem experimentálních bodů pod 10^5 cyklů do lomu.

Tab. 8.23 Parametry regresních křivek pro celou oblast únavové životnosti - predikce

Palmgren				K+V 4par.			
a [MPa]	b [-]	B [cykly]	σ_∞ [MPa]	b [-]	B [cykly]	C [cykly]	σ_∞ [MPa]
3815,58	-0,298	309,15	282,00	-0,074	0,197	6084216	298,85

Tab. 8.24 Vypočtené hodnoty meze únavy σ_c celé oblasti únavové životnosti - predikce

Palmgren			K+V 4par.		
S [MPa ²]	σ_c [MPa]	σ_c [MPa] 10^8	S [MPa ²]	σ_c [MPa]	σ_c [MPa] 10^8
4498,6	313,2	289,9	5038,6	309,5	299

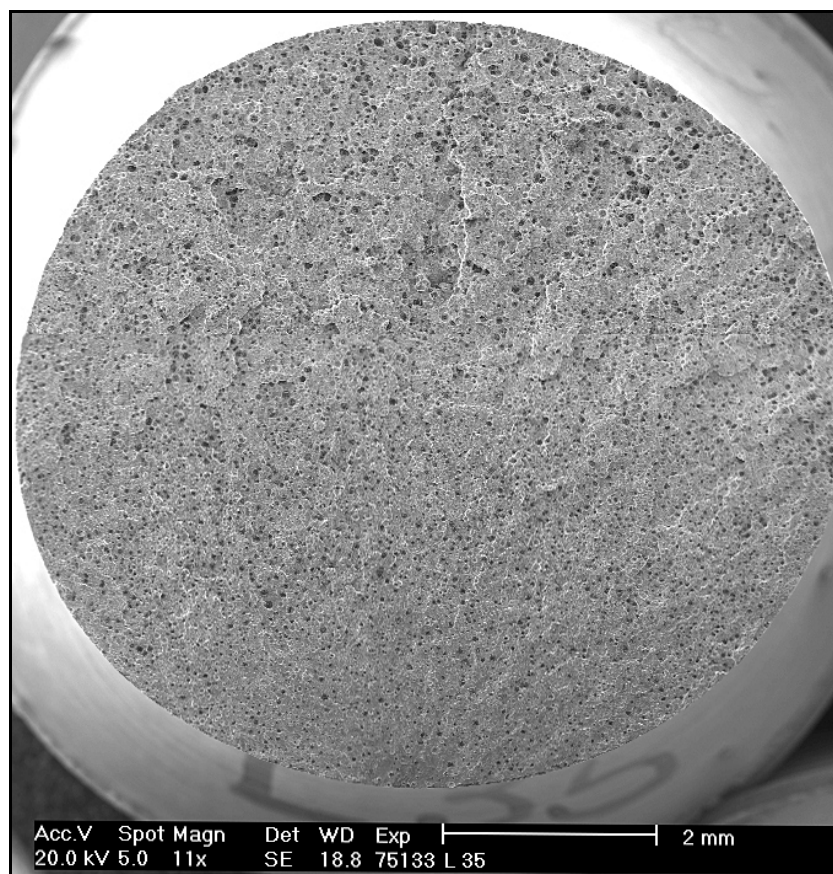


Obr. 8.28 Srovnání regrese a predikce pro celou oblast životnosti pomocí Palmgrenovy a K-V funkce.

8.5.5. Fraktografický rozbor lomových ploch zkušebních těles

Pro studium lomových ploch, míst iniciace únavových trhlin, mechanismu šíření a únavovému dolomu byly vybrány vzorky jak z módu řízení amplitudy celkové deformace tak z módu řízení napětí spolu pokrývající celou oblast únavové životnosti.

Lomové plochy u všech pozorovaných těles jsou charakteristické relativně nízkou výškovou členitostí povrchu, která je menší v oblasti šíření únavové trhliny, s patrnými částicemi grafitu a s dobře pozorovatelným rozhraním mezi jednotlivými etapami únavové životnosti jak ukazuje obr. 8.29.

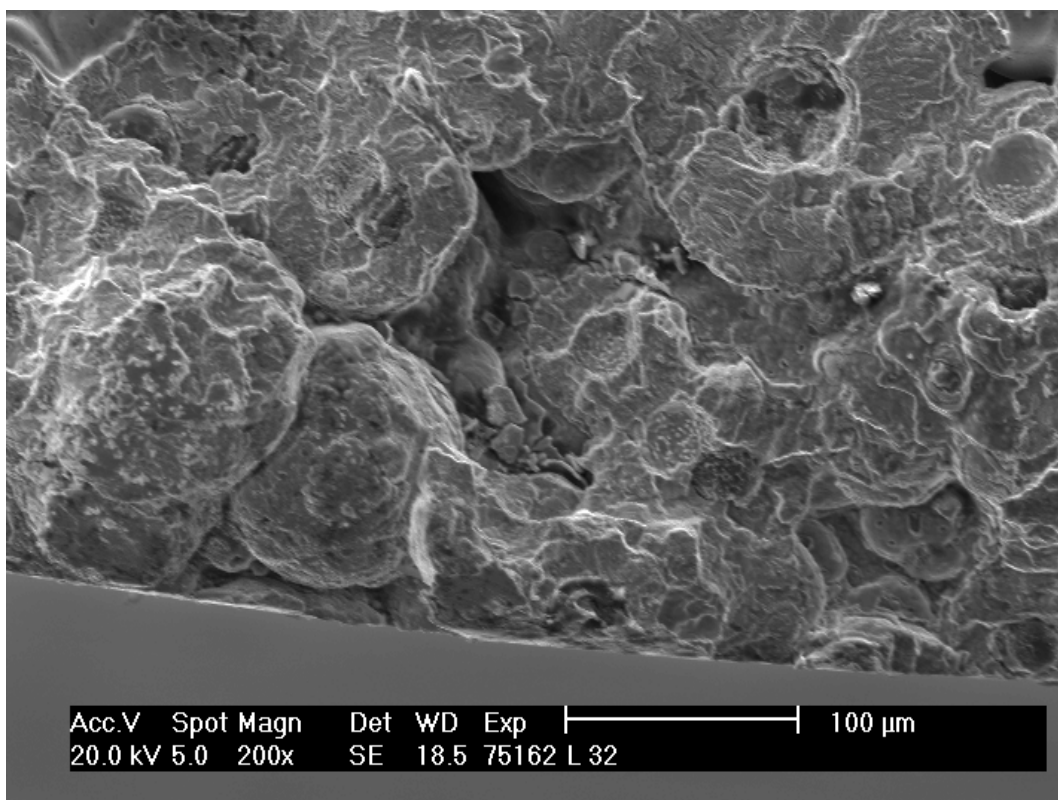


Obr. 8.29 Lomová plocha zkušebního tělesa L 35, $\varepsilon_a = 0,25 \%$, $N_f = 126285$, ($\sigma_a = 406,5$ MPa).

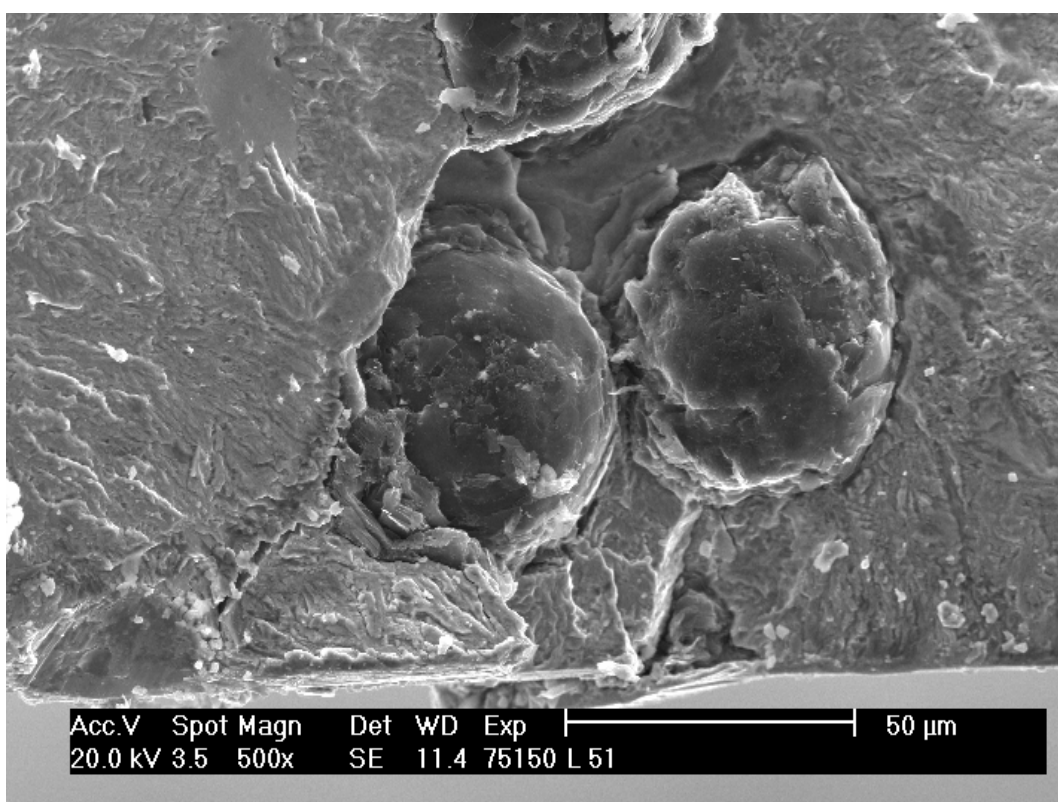
Podrobné studium lomových ploch prokázalo, že jednou z hlavních příčin iniciace únavového lomu jsou slévárenské defekty, a to převážně mikrostáženiny u povrchu, viz obr. 8.30, popřípadě shluk grafitických částic blízko povrchu nebo vystupující na povrch zkušebního tělesa, viz obr. 8.31.

V oblasti šíření magistralní únavové trhliny v celém spektru únavových životností byla pozorována výrazná dekoheze grafitických částic a bainitické matrice s výskytem velkého množství sekundárních trhlin jdoucích od grafitických částic, viz obr. 8.32. Mikromorfologie charakteristická transkrystalickým porušením bainitické matrice s trhlinou mimo patrné částice grafitu je na obr. 8.33.

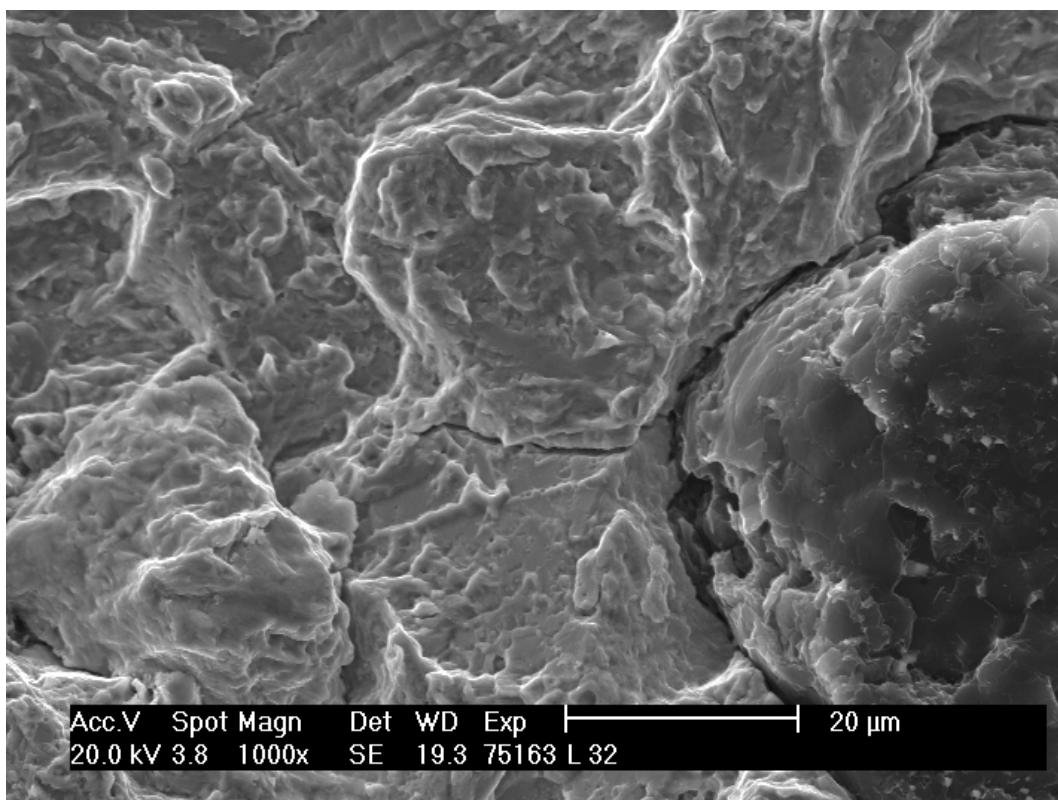
Na lomových plochách byly v oblasti šíření magistralní trhliny výjimečně pozorovány pole velmi jemných striací, viz obr. 8.34. V oblasti kvazistatického dolomu je povrch členitější, jedná se o transkrystalické tvárné porušení (jamková morfologie) s jistou částí transkrystalického štěpného porušení, viz obr. 8.35, jehož podíl se mírně zvětšuje se zvyšující amplitudou zatěžování.



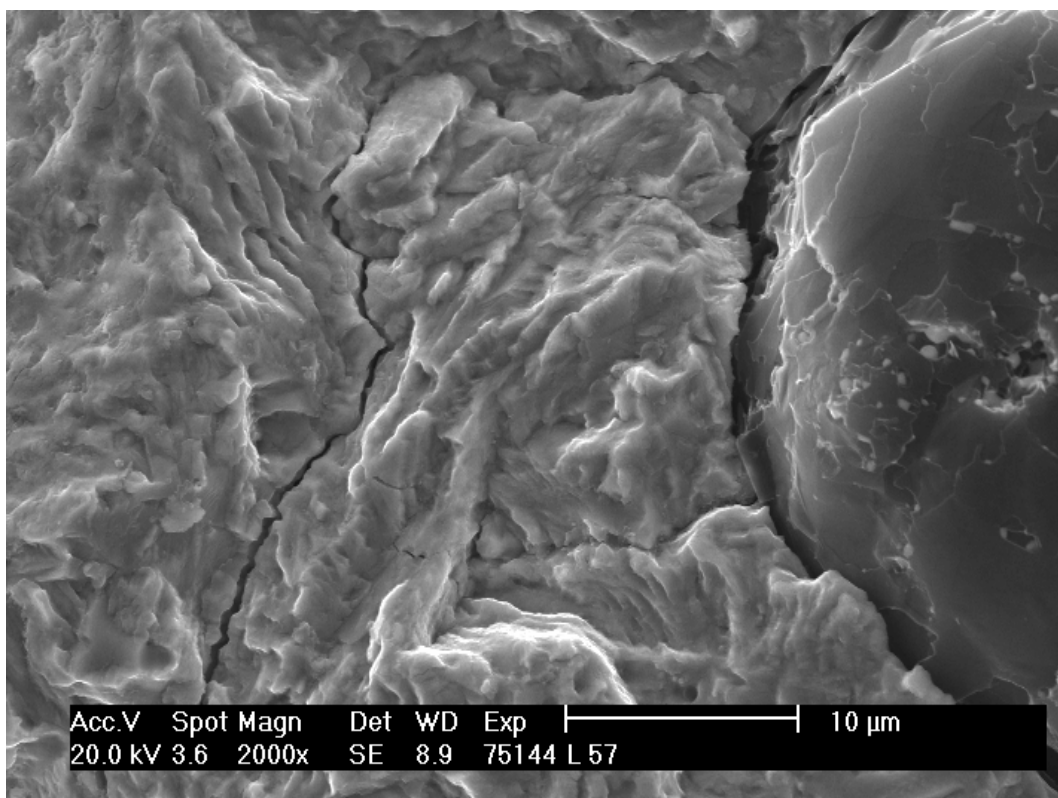
Obr. 8.30 Detail miesta iniciacie z mikrostaženiny, L 32, $\varepsilon_a = 0,5 \%$, $N_f = 1295$, ($\sigma_a = 653,5$ MPa).



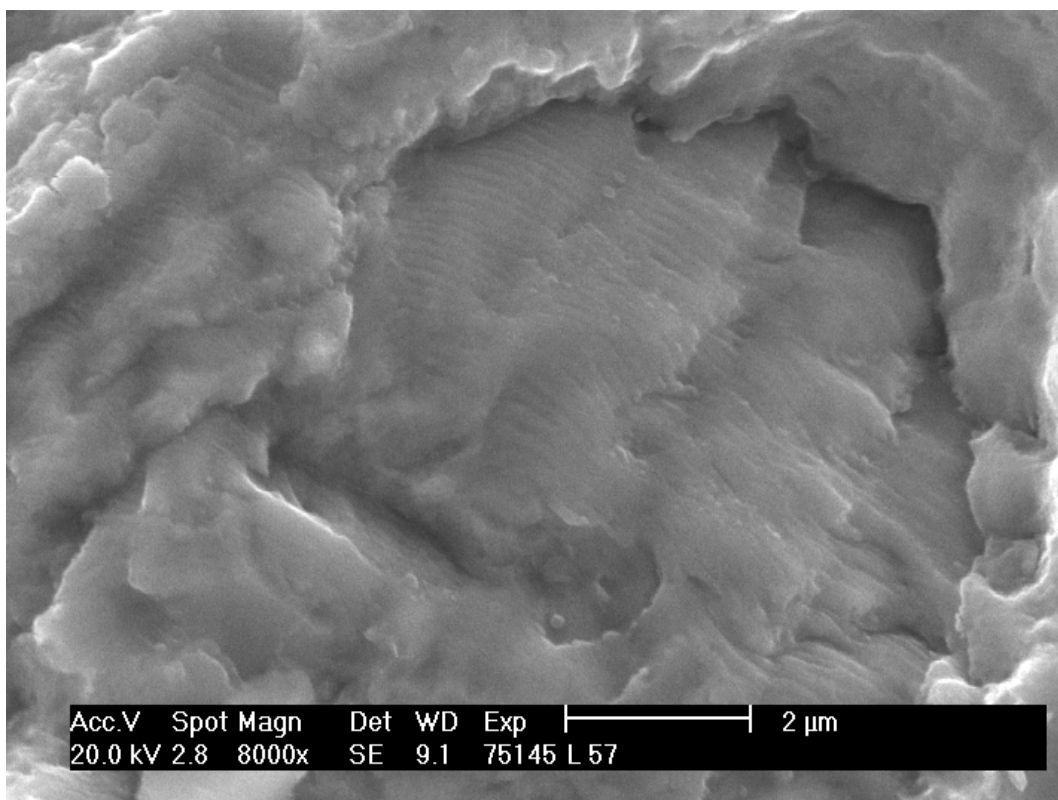
Obr. 8.31 Detail miesta iniciacie ze shluku grafitických častíc u povrchu, L 51, $\sigma_a = 280$ MPa, $N_f = 647 \times 10^6$.



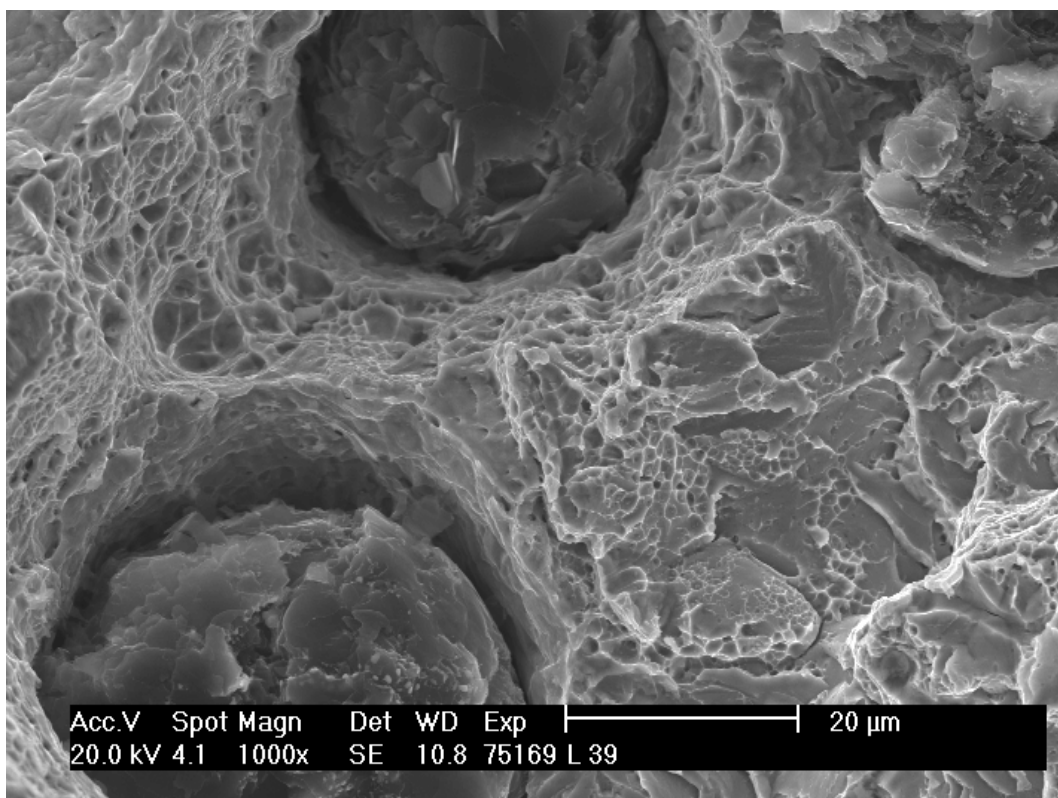
Obr. 8.32 Sekundární trhliny v okolí grafitických částí, L 32, $\varepsilon_a = 0,5 \%$, $N_f = 1295$, ($\sigma_a = 653,5$ MPa).



Obr. 8.33 Výskyt krátkých trhlín od grafitické částice a trhlina bez zjevného výskytu grafitu L 57, $\sigma_a = 338$ MPa, $N_f = 1317000$.



Obr. 8.34 Pole striáci na lomové ploše, L 57, $\sigma_a = 338$ MPa, $N_f = 1317000$.



Obr. 8.35 Oblast kvazistatického dolomu, L 39, $\epsilon_a = 0,75$ %, $N_f = 376$, ($\sigma_a = 753,6$ MPa).

9. DISKUZE VÝSLEDKŮ

9.1. OPTIMALIZACE IZOTERMICKÉHO ZUŠLECHTĚNÍ

Jako experimentální materiál byla pro tuto práci zvolena izotermicky zušlechtěná litina s kuličkovým grafitem legovaná niklem (0,49 %) a mědí (0,31 %) odlitá do kýlových bloků. Obsahy legur jsou v obou případech na dolních hranicích (hm. % Ni, Cu $\geq$ 0,3), kdy je možné je považovat za přísady významně měnící charakteristiky základního materiálu. Vliv niklu na vlastnosti ADI byl studován například v pracích [38, 82, 87], kde se zvyšujícím se obsahem niklu roste mírně množství krystalizačních zárodků, tudíž dochází ke zvýšení počtu grafitických částic a celkovému zjemnění struktury po odlití. Výrazný vliv má nikl i pro průběh a výsledné vlastnosti po izotermické zušlechtění. Zde zvyšující obsah niklu vede k vyššímu podílu stabilizovaného austenitu v matici, což má za následek zlepšení plastických, tranzitních a únavových vlastností ADI.

Vliv mědi jako perlitotvorného prvku zvyšujícího podíl perlitu na úkor feritu ve struktuře po odlití byl sledován např. v pracích [38, 54]. Zde se prokázal jednoznačný vliv na zvyšování pevnostních vlastností, na úkor plasticity a posunu tranzitních křivek k vyšším teplotám. Po izotermické zušlechtění podobně jako u niklu dochází k mírnému zlepšení plastických vlastností. Při použití obou prvků nedochází k výrazné adici těchto efektů. Nejvýraznější se zdá být zlepšení plastických vlastností a mírné zlepšení prokalitelnosti.

U studovaného materiálu v této práci byl na základě chemického složení (tab. 7.1) stanoven stupeň eutektičnosti na $S_c = 1,07$, což odpovídá eutektickému složení. Na základě prací [38, 47] byla předpokládána krystalizace postupným růstem zárodků grafitu s tvorbou austenitické obálky obohacené o grafitotvorné prvky z důvodu usměrněné segregace s následným stádiem zpomaleného růstu grafitu i austenitické obálky. Z důvodu středního obsahu křemíku a manganu za spolupůsobení mědi byla výsledná struktura tvořena kombinací ferit-perlit s převážujícím podílem perlitu.

Na výsledné mechanické a únavové vlastnosti ve stavu po odlití i po izotermické zušlechtění mají nejzásadnější vliv grafitické částice a složení strukturní směsi matrice. Pomocí obrazové analýzy byly určeny parametry grafitických částic, z nichž nejdůležitější jsou četnost, plošný podíl grafitických částic v matici a nodularita (tab. 8.2). Ve srovnání s pracemi [43, 85] byly zjištěny přibližně totožné hodnoty parametrů grafitických částic s mírně nižšími hodnotami nodularity.

Optimalizace doby izotermické transformace v lázni solí byla provedena na základě výsledků tahových zkoušek a stanoveného množství stabilizovaného austenitu. Austenitizační teplota byla zvolena na základě výsledků prací [6, 38, 43] vždy 900 °C a vzhledem k výchozí feriticko-perlitické struktuře matrice byla výdrž vždy jedna hodina, což je dostatečné pro homogenizaci austenitu. Teplota izotermického rozpadu s přihlédnutím k dosažení nejpříznivější kombinace mechanických a únavových vlastností předpokládaných u struktur horního bainitu byla zvolena 400 °C. Výsledky statických zkoušek v tahu a množství stabilizovaného austenitu A_s pro dané prodlevy izotermické transformace (tab. 8.1, obr. 8.1) ukazují, že dochází v závislosti na délce izotermické transformace k výrazným změnám. Hodnoty meze kluzu a meze pevnosti mírně rostou s dobou izotermické transformace, zato plastické vlastnosti spolu s obsahem stabilizovaného austenitu dosahují maximálních hodnot v rozmezí časů 40 až 60 minut s následným poklesem, což je v souladu s pracemi [39–43]. I pro nejkratší čas 20 minut nebyla zjištěna po ochlazení do vody v matici přítomnost martenzitu, což se dá vysvětlit dostatečně vysokou koncentrací uhlíku v netransformovaném austenitu [81, 85].

9.2. VÝSLEDNÁ STRUKTURA A MECHANICKÉ VLASTNOSTI

Na základě předchozích výsledků byla zvolena při teplotě 400 °C jako optimální doba izotermické transformace 50 minut. Schéma výsledného průběhu izotermického zušlechťení je zobrazeno na obr. 8.2. Tímto postupem byly následně izotermicky zušlechťeny zkušební tělesa pro cyklické deformační a únavové experimenty. Struktura matrice je tvořena horním bainitem a vyšším množstvím stabilizovaného austenitu (ausferit) blížího se 40 % (obr. 8.3), což je dáno tvarem a polohou transformačních křivek v IRA diagramu nízkolegované LKG a je v souladu s pracemi [6, 38, 52–60]. To je způsobeno jednak kratšími časy izotermické transformace, jednak teplotou přeměny v tzv. procesním oknu. Metalografická analýza potvrzuje přednostní vylučování prvních desek bainitického feritu v sousedství částic grafitu s větším podílem netransformovaného austenitu mezi deskami bainitu na rozhraní eutektických buněk (obr. 8.3c). Dá se předpokládat, že v souladu s dřívějšími poznatky [36, 43] je výsledné složení strukturní směsi určeno druhým stádiem transformace.

Srovnání základních mechanických vlastností a tahových křivek litiny s kuličkovým grafitem před a po izotermickém zušlechťení (tab. 8.3, obr. 8.4) ukazují, že izotermické zušlechťení na tomto materiálu přináší podstatné zvýšení pevnostních vlastností (nárůst $R_{p0,2}$ o 63,5 %) při zachování velmi dobrých plastických vlastností. Tento efekt je pravděpodobně způsoben kombinací vlastností horního bainitu a stabilizovaného austenitu. Hodnota modulu pružnosti v tahu E a poměru $R_m/HB \cong 3,3$ se pro oba stavy materiálu prakticky nemění, což je v souladu s [79, 83]. Na základě výpočtu pro možnou korelaci s únavovými výsledky byly stanoveny pro ADI hodnoty skutečného napětí při lomu $\sigma_f = 1078$ MPa a skutečné lomové deformace $\varepsilon_f = 0,123$.

Analýzou jednosměrné křivky studovaného materiálu byly zjištěny dvě významné oblasti, které se dají úspěšně aproximovat mocninnou závislostí se zjištěním koeficientu a exponentu deformačního zpevnění (tab. 8.4, obr. 8.5). Odklon od počáteční lineární závislosti lze spojit s přednostní mikroplastickou deformací stabilizovaného austenitu v okolí grafitických nodulí působících jako koncentrátoři napětí. Následně oblast II. je spojena s pokračující plastickou deformací stabilizovaného austenitu s jeho transformací na martenzit která je doprovázena deformací bainitických paket. Bylo potvrzeno že tento efekt je výraznější za snížených teplot z důvodů klesající stability stabilizovaného austenitu [50, 82].

9.3. CYKlická DEFORMAČNÍ ODEZVA

Na základě stanovení deformační odezvy studovaného materiálu v průběhu únavového života v obou módech zatěžování byly zjištěny tyto poznatky:

V tvrdém módu v oblasti nízkých amplitud celkové deformace následuje po počátečním velmi krátkém zpevnění stabilní napěťová odezva, která trvá až do konce životnosti s následným počátkem šířením magistrální trhliny. Na středních a vyšších hladinách zátěžného cyklu je patrné počáteční zpevnění, které dosahuje maxim řádově v desítkách cyklů, posléze vystřídáným etapou cyklického změkčování přetrvávající až do konce životnosti. Analogicky s napěťovou odezvou jsou odezvy amplitudy plastické deformace, kdy pro vyšší amplitudy celkové deformace dochází ve fázi zvyšování napěťové odezvy a cyklickému zpevnění k mírnému poklesu šířky hysterezních smyček potažmo poklesu ε_{ap} , viz obr. 8.6.

V měkkém módu v oblasti nízkých amplitud napětí od nejnižších hodnot až po hodnoty blízké statické mezi kluzu je pozorována stabilní napěťová odezva, která trvá až do konce životnosti. Pro hladiny $\sigma_a = 640$ MPa, což je hodnota srovnatelná se statickou mezí kluzu $R_{p0,2}$, a hladiny vyšší je patrné počáteční zpevnění, které dosahuje maxim řádově v desítkách cyklů posléze vystřídáným etapou cyklického změkčování přetrvávající až do konce životnosti. Analogicky

s odezvou amplitudy celkové deformace jsou odezvy amplitudy plastické deformace, kdy pro vyšší amplitudy napětí než $\sigma_a = 640$ MPa dochází k výraznějším změnám v průběhu odezvy na dané zatížení. Počáteční krátké zpevnění je vystřídáno změkčováním, které probíhá až do závěrečného lomu, viz obr. 8.14 a 8.15.

Toto chování je analogické s křivkami cyklického zpevnění-změkčení stanovenými v tvrdém módu v této práci. Velmi podobné jsou nejen průběhy, ale i získané hodnoty v těchto inverzních módech, kdy je patrné, že v obou případech je cyklická odezva závislá na velikosti amplitudy zatěžování. Toto chování je v souladu s publikovanými pracemi [80, 88, 89]. Efekt počátečního cyklického zpevnění na vyšších hladinách zátěžného cyklu u obou módů je pravděpodobně dán transformací části stabilizovaného austenitu na martenzit. Tento efekt je výraznější za snížených teplot z důvodu nižší stability austenitu. Následný efekt sekundárního změkčení, který probíhá až do konce životnosti, může být způsoben lokalizací cyklické plastické deformace v perzistentních skluzových pásech a vznikem únavových trhlin v okolí částic grafitu jako hlavního zdroje koncentrace plastické deformace.

Z důvodů ověření vlivu předchozí historie zatěžování a možnosti jeho stanovení byly provedeny experimenty k určení cyklické deformační křivky zkrácenými postupy, konkrétně metodou stupňovitého nárůstu amplitudy zátěžného cyklu (multiple step test) s maximální možnou totožností podmínek s experimenty do lomu. Počty cyklů na daných hladinách byly určeny podmínkou konstantní kumulativní plastické deformace ε_k .

V tvrdém módu (obr. 8.8) dochází na nejnižších hladinách zátěžného cyklu po počátečním zpevnění ke stabilizaci, která trvá až do konce zátěžného bloku. Při vyšších hladinách dochází k mírnému cyklickému změkčení v průběhu zátěžných bloků. Toto chování je rozdílné oproti testům životnosti a je pravděpodobně způsobeno předchozí historií zatěžování a kumulativním charakterem poškození, což potvrzuje i pokles hodnot E_{eff} s narůstajícím předchozím zatěžováním.

V měkkém módu na nejnižších hladinách zátěžného cyklu po počátečním zpevnění dochází ke stabilizaci, která trvá až do konce zátěžného bloku. Při vyšších hladinách dochází k mírnému cyklickému změkčení spolu již s výrazným cyklickým creepem v průběhu zátěžných bloků na největších amplitudách. Toto chování je rozdílné oproti testům životnosti a je pravděpodobně způsobeno předchozí historií zatěžování, kumulativním charakterem poškození a výrazným cyklickým creepem spolu se zvětšující se hodnotou amplitudy plastické deformace ε_{ap} ke konci zátěžného bloku (obr. 8.17).

Jak je patrné z obr. 8.9 pro tvrdý mód a 8.18 v řízení síly, experimentálně získaná data se dají uspokojivě aproximovat mocninnou závislostí a lze určit parametry cyklických deformačních křivek. Ze srovnání jednoznačně vyplývá, že pro tento materiál a podmínky zatěžování existuje velmi dobrá shoda výsledků pro oba módy i pro zkrácené postupy. Dobrá shoda je způsobena hlavně díky zvolenému symetrickému zátěžnému cyklu a zanedbatelnému cyklickému creepu i na vyšších hladinách u měkkého módu. Na rozdíl od prací [89] nebyly nalezeny na cyklických deformačních křivkách výrazné nespojitosti aproximované dvěma mocninnými závislostmi analogicky s monotónní tahovou křivkou. Tento fakt potvrzuje i srovnání parametrů cyklických deformačních křivek K' , n' a hodnot cyklických mezí kluzu $R_{p0,2}'$ (tab. 8.6 vs. 8.11). Průměrné hodnoty ze všech sad výsledků: $K' = 1655$ MPa; $n' = 0,127$; $R_{p0,2}' = 735$ MPa. Tyto výsledky jsou v dobré shodě s pracemi [83–85] ADI litin s obdobnými mechanickými a strukturními vlastnostmi. Velmi dobrá shoda panuje i při konstrukci CDK v závislosti σ_a - ε_a s proložením funkcí Ramberg-Osgood (obr. 8.19) s nepatrnými rozdíly způsobenými vlivem předchozího zatěžování a nižším počtem zátěžných cyklů v bloku u zkrácených postupů.

Polohy cyklických a jednosměrné deformační křivky v pásmu nižších použitých amplitud celkové deformace ε_a jsou prakticky totožné. Pro amplitudy vyšší než 0,4 % leží cyklické

deformační křivky nad jednosměrnou, tudíž materiál cyklicky zpevňuje (obr. 8.19). Tento fakt také potvrzují hodnoty cyklických a jednosměrných mezí kluzu. Vzájemné polohy cyklických deformačních křivek v obou zobrazeních jsou v souladu. Nižší odezva v měkkém módu je pravděpodobně způsobena spolupůsobením cyklického creepu a to převážně při vyšším zatěžování. Pro oba dva módy zatěžování jsou totožné polohy deformačních křivek, tj. že zkrácená leží nad cyklickou deformační křivkou základní (obr. 8.19, tab. 8.7 a 8.12).

Tento závěr o cyklickém zpevnění je shodný s empirickým vztahem navrženým Mansonem [2], jelikož poměr $R_m/R_{p0,2} = 1,53 > 1,4$. V návaznosti byl pro struktury dolního bainitu zjištěn v práci [80] poměr $R_m/R_{p0,2}$ blízký hodnotě 1,2 a prakticky stabilní cyklická odezva s mírným cyklickým změkčením.

9.4. ZKOUŠKY NÍZKOCYKLOVÉ ÚNAVOVÉ ŽIVOTNOSTI

V obr. 8.11, 8.12 viz také tab. 8.9 jsou zobrazeny křivky životnosti v tvrdém módu zatěžování spolu s výslednými parametry únavové životnosti, které byly stanoveny nezávisle pomocí regresních funkcí spolu s parametrem tranzitního počtu cyklů N_t a průměrnou hodnotou efektivního modulu E_{eff} . Na obr. 8.20, 8.21 a tab. 8.14 jsou uvedeny výsledky v módu řízení síly potažmo smluvního napětí.

Při srovnání získaných únavových parametrů stanovených při řízení celkové deformaci a při řízení síly je nejvýraznější rozdíl mezi hodnotami koeficientu únavové tažnosti ε_f' . Hodnoty koeficientů únavové pevnosti σ_f' a exponentu únavové pevnosti b jsou v souladu se změnami hodnot koeficientů a exponentů únavové tažnosti z důvodu velmi blízkých hodnot parametrů cyklických deformačních křivek, tj. koeficientu a exponentu cyklického zpevnění stanovených pro oba módy zatěžování. Zvýšení únavové životnosti v tvrdém módu je výraznější na nižších amplitudách zátěžného cyklu. Na křivkách cyklického zpevnění-změkčení nebyly pro tyto amplitudy pozorovány výraznější rozdíly v průběhu únavové životnosti. Tento efekt může být způsoben změnou mechanismu únavového poškození pro nejnižší amplitudy zátěžného cyklu v měkkém módu s výraznou převahou vlivu licích defektů, grafitických částic a stabilizovaného austenitu jako podstatně měkčí fáze, než je dominantní fáze horního bainitu [82, 88]. Na základě dané závislosti získaných cyklických a únavových parametrů byla zjištěna pomocí vztahů mezi parametry velmi dobrá shoda s výsledky v této práci určenými regresní analýzou nezávisle na sobě v obou módech zatěžování.

Většina experimentálních prací v nízkocyklové oblasti byla prováděna při podmínkách řízení amplitudy celkové, potažmo plastické deformace. Zde se ukazuje jako velmi výhodná právě matrice horního bainitu ve srovnání s perlitickou (popřípadě s maticí dolního bainitu) z důvodu lepších plastických vlastností, vyšší cyklické napěťové odezvy ve srovnání s perlitickou maticí a vyšším podílem stabilizovaného austenitu ve srovnání s dolním bainitem. Z důvodů rozdílné četnosti a tvaru grafitických částic [80, 83, 87] nelze jednoznačně říci, jaké podmínky izotermické transformace jsou optimální pro dosažení nejlepší nízkocyklové únavové odolnosti. Podmínky izotermického zušlechťení ADI v této práci jsou v souladu s doporučením vyšších teplot izotermické transformace při nižší úrovni počtu grafitických částic na 1 mm^2 , viz [83] pro dosažení nejlepší cyklické plasticity a únavové odolnosti.

Podstatně méně je experimentálních prací zabývajících se nízkocyklovými únavovým chováním v měkkém módu [88, 89]. V práci [88] byla zjištěna diskontinuita na cyklické deformační křivce i na křivkách únavové životnosti. Tento efekt je vysvětlován rozdílným mechanismem únavového poškození. Pro nízké amplitudy napětí je plastická deformace soustředěna především do oblastí licích defektů a stabilizovaného austenitu v okolí částic grafitu kdežto na vysokých amplitudách je plasticky deformována také bainitická matrice. V této práci nebyla u obou módů

zatěžování tato nespojitost na cyklických deformačních křivkách ani křivkách životnosti nalezena. Srovnání obou módů zatěžování v diagramu Mansonova typu se zobrazenými složkami celkové deformace je na obr. 8.22.

Závěrem této kapitoly lze říct, že pro zvolené rozpětí amplitud zátěžného cyklu v obou módech panuje velmi dobrá shoda únavových parametrů. Mírné rozdíly dané odlišným módem zatížení, jinou plastickou odezvou způsobenou mírně odlišným tvarem hysterézních smyček a spolupůsobením cyklického creepu v měkkém módu mohou být zcela překryty vlivem slévarenských defektů jakožto apriorních iniciátorů únavových trhlin výrazně zkracujících únavovou životnost. Nezanedbatelný vliv mají též grafitické nodule a hlavně jejich shluky působící jako koncentrátoři napětí, na jejichž rozhraní s matricí dochází k lokalizaci cyklické plastické deformace v perzistentních skluzových pásech následovaným vznikem únavových trhlin.

9.5. VÝSLEDKY EXPERIMENTŮ VE VYSOKOCYKLOVÉ OBLASTI A REGRESNÍ ANALÝZA

Velké množství prací, např. [36–43] se zabývá studiem vysokocyklového únavového chování litin s kuličkovým grafitem s různým typem matrice prováděných v režimu tah-tlak s pozorováním vlivu asymetrií zátěžného cyklu [6, 85], popřípadě v režimu namáhání ohyb za rotace [79, 87] což je prakticky nejstarší experimentální metoda ke zjišťování únavové životnosti materiálů. Pro ultravysoké počty cyklů (obvykle od 10^6 do 2×10^{10}) bylo zjišťováno únavové chování litin s kuličkovým grafitem s různou matricí při frekvencích zatěžování 20 kHz v pracích [92–94]. V této práci sahají nízkocyklové únavové experimenty až do oblasti $3,2 \times 10^5$ cyklů pro měkký mód a $1,26 \times 10^5$ pro tvrdý mód s frekvencemi cyklování danými konstantními hodnotami rychlosti napětí potažmo celkové deformace v rozsahu 0,3 až 3,0 Hz (tab. 8.8 a 8.13). Konvenčně kladená hranice mezi únavovými zkouškami nízkocyklovými a vysokocyklovými bývá uváděna v intervalu od 10^4 až 10^5 cyklů. Z experimentů ve vysokocyklové oblasti a použití rezonančního pulsátoru s frekvencí zatěžování, která je funkcí tuhosti vzorků $f = 195\text{--}205$ Hz, vyplývají tyto poznatky:

Křivky životnosti ve vysokocyklové oblasti

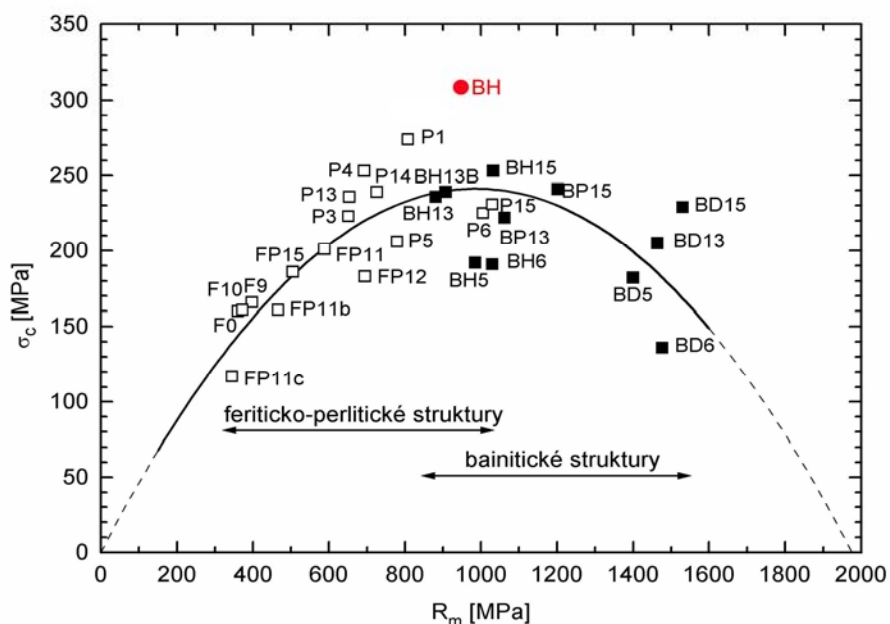
Na obr. 8.23 jsou vynesena experimentální data stanovená na rezonanční pulsátoru jako závislost amplitudy napětí σ_a na počtu cyklů do lomu či do zastavení zkoušky N_f s širokým rozpětím počtů cyklů do lomu, od cca 5×10^4 do $6,5 \times 10^8$, tj. celkově 20 měření se čtyřmi experimentálními body ukončenými bez porušení pro 1×10^7 cyklů.

Experimentálně určenými body byly na základě minimalizace součtu čtverců odchylek proloženy regresní funkce Stromeayerova a funkce K-V tříparametrická (rovnice (7.4) a (7.11)) s určením parametrů funkcí a mezi únavy σ_C (obr. 8.23 a tab. 8.15, 8.16), na rozdíl od použití proložení pouze šikmou a rovnoběžnou větví Wöhlerovy závislosti [79], které ovšem zcela nevystihuje únavové chování materiálů.

Obě funkce dobře reprezentují ohyb z oblasti časované únavové životnosti do oblasti trvalé únavové životnosti charakterizovaný u K-V funkce parametrem C , který přesněji určuje pozici ohybu regresní křivky ve srovnání s funkcí Stromayerovou. Ze srovnání dále vyplývá, že regrese pomocí K-V funkce je dosaženo mírně lepšího souhlasu s nízkocyklovými parametry určených pomocí funkce Basquinovi, $b = -0,1116$. Parametr b určující strmost šikmé části křivky životnosti byl určen regresí pro K-V funkci a je roven $-0,074$, kdy tentýž parametr u funkce Stromayerovy vykazuje vyšších hodnot, viz tab. 8.15. V oblasti trvalé únavové životnosti vykazuje funkce Stromeayerova výrazný pokles, typický spíše pro slitiny hliníku a hořčíku než pro slitiny železa, což se výrazněji projevuje na určených hodnotách meze únavy, viz tab. 8.16. Funkce Stromeayerova umožňuje ve srovnání s funkcí K-V v tomto případě těsnější proložení experimentálních bodů,

součet čtverců odchylek je o 10,8 % nižší. Z důvodů lepších extrapoláčních vlastností a přesnějších hodnot parametrů se jeví ve vysokocyklové oblasti únavové životnosti jako výhodnější regresní funkce K-V.

Hodnota meze únavy σ_c pohybující mírně nad 300 MPa je výrazně vyšší než hodnoty stanovené na ADI obdobných parametrů grafitu, izotermické transformace a mechanických vlastností [6, 43, 61], popřípadě stanovených přepočtem z hodnot určených při ohybu za rotace [79, 87]. Tento rozdíl je pravděpodobně způsoben větším množstvím stabilizovaného austenitu ve struktuře studované ADI, což se projevuje už u tahových testů jako maximum plasticity a je v souladu s prací [79]. Jak je patrné z obr. 9.1, je možno vyjádřit závislost mezi hodnotami meze pevnosti R_m a meze únavy σ_c stanovené symetrickým cyklem tah-tlak parabolickým vztahem [6, 61], který platí pro zobrazené druhy matrice litiny s kuličkovým grafitem.



Obr. 9.1 Parabolická závislost mezi R_m a σ_c (červeně zakreslena studovaná ADI) [6]

Vliv středního napětí na únavové chování v této práci nebyl studován, ale v souladu s pracemi [6, 40] lze předpokládat, že závislost amplitudy zátěžného cyklu na středním napětí cyklu při zatěžování tah - tlak je u ADI litin konvexní, tj že exponent α určený ze vztahu (5.6) je menší než 1.

Vedle regrese byly také konstruovány aproximace křivek, které přibližně vyjadřují, jaký podíl zkoušek se nachází pod nimi. Jsou založeny na předpokladu, že hodnoty napětí kolem regresní křivky mají tříparametrové Weibullovo rozdělení, jelikož parametry byly určeny metodou maximální věrohodnosti. Její výsledky pro obě regresní funkce ve vysokocyklové oblasti jsou uvedeny (obr. 10b a tab. 10). Jak lze očekávat, je zde patrný zanedbatelný rozdíl mezi regresí a kvantilem Weibullova rozdělení 50 %.

Hodnota únavového poměru (fatigue ratio) $\sigma_c/R_m = 0,32$ dosahuje u tohoto materiálu velmi dobrých hodnot, což ukazuje na optimální strukturu danou izotermickou transformací a je v souladu se závěry prací [79, 86].

Celá oblast únavové životnosti

Experimentálně určenými body pro celou oblast životnosti (obr. 8.25) byly na základě minimalizace součtu čtverců odchylek proloženy regresní funkce Palmgrenova a funkce K-V čtyřparametrická, viz rovnice (7.9) a (7.12). Obě funkce dobře reprezentují ohyb z oblasti kvazistatické do časované únavové životnosti charakterizovaný parametrem B , který vykazuje přibližně dvojnásobnou hodnotu počtu cyklů u funkce Palmgrenovy (obr. 26). Ze srovnání dále vyplývá, že regrese pomocí K-V funkce je dosaženo lepšího souhlasu s nízkocyklovými parametry určených pomocí funkce Basquinovi, $b = -0,112$. Parametr b určující strmost šikmé části křivky životnosti byl určen regresí pro K-V funkci a je roven $-0,108$, viz tab. 8.19. V oblasti trvalé únavové životnosti vykazuje funkce Palmgrenova výrazný pokles, typický spíše pro slitiny hliníku a hořčíku než pro slitiny železa. Funkce K-V umožňuje ve srovnání s funkcí Palmgrenovou těsnější proložení experimentálních bodů, součet čtverců odchylek je o 25 % nižší. Parametr σ_∞ charakterizující horizontální asymptotu obou funkcí nabývá u Palmgrenovy funkce výrazně nižších hodnot ve srovnání s funkcí Stromayerovou, viz tab. 8.20. Díky tomu jsou hodnoty mezí únavy σ_c určené pro 10^8 cyklů u Palmgrenovy funkce podstatně nižší a je zde pozorován výraznější rozdíl než u regrese pouze vysokocyklových dat. Z těchto důvodů se jeví v celé oblasti únavové životnosti jako výhodnější regresní funkce K-V.

Vedle regrese byly také konstruovány aproximace křivek pro celou oblast únavového života, které přibližně vyjadřují, jaký podíl zkoušek se nachází pod nimi. Aproximace probíhala totožným postupem jak u experimentů ve vysokocyklové oblasti. Její výsledky pro funkci Palmgrenovu a K-V jsou uvedeny na (obr. 8.27 a tab. 8.21, 8.22).

Predikce v nízkocyklové oblasti

Na obr. 8.28 je srovnání funkce K-V pro celou oblast počtů cyklů do lomu s Palmgrenovou funkcí pokrývající tutéž oblast, a to z hlediska úspěšnosti popisu nízkocyklové oblasti na základě znalosti únavového chování ve vysokocyklové oblasti a hodnot meze pevnosti R_m , což je ve své podstatě predikce nízkocyklové oblasti.

Z obrázku 8.28 a tab. 8.23, 8.24 je zřejmé, že u obou regresních funkcí použitých jako predikce nízkocyklového chování dochází k závažným rozdílům oproti skutečnému chování. Ve vysokocyklové oblasti je chování obou funkcí velmi podobné s tím, že predikce funkcí Palmgrenovou vykazuje podstatně menší sklon v oblasti trvalé únavové životnosti oproti regresi. Predikce pomocí K-V funkce zcela nerespektuje ohyb z oblasti kvazistatické do oblasti nízkocyklové, což dokazují velmi nízké hodnoty parametrů polohy ohybu B a strmosti šikmé části křivky b , predikce pomocí funkce Palmgrenovy zcela typicky nadsazuje chování v oblasti 10^2 – 10^3 cyklů až o 100 MPa oproti regresi zahrnující všechny údaje. Lze tedy považovat v tomto případě funkci K-V za méně vhodnou k predikci nízkocyklové oblasti než funkci Palmgrenovu, což je v rozporu s pracemi [6, 70, 90]. Tento efekt je pravděpodobně způsoben nízkým počtem experimentálních bodů pod 10^5 cyklů do lomu.

9.6. FRAKTOGRAFICKÁ ANALÝZA

Pro studium lomových ploch, míst iniciace únavových trhlin, mechanismu šíření a únavovému dolomu byly vybrány vzorky jak z módu řízení amplitudy celkové deformace, tak z módu řízení napětí spolu pokrývající celou oblast únavové životnosti.

Lomové plochy u všech pozorovaných těles jsou charakteristické relativně nízkou výškovou členitostí povrchu s patrnými částicemi grafitu a s dobře pozorovatelným rozhraním mezi jednotlivými etapami únavové životnosti jak ukazuje obr. 8.29

Podrobné studium lomových ploch prokázalo, že jednou z hlavních příčin iniciace únavového lomu jsou slévárenské defekty, a to převážně mikrostaženiny u povrchu, viz obr. 8.3, popřípadě shluk grafitických částic blízko povrchu či vystupující na povrch zkušebního tělesa, viz obr. 8.31, což je v souladu s velkým množstvím pozorování provedených na lomových plochách zkušebních těles jak v nízkocyklové, ve vysokocyklové i gigacyklové oblasti [83–94].

V oblasti šíření magistralní únavové trhliny v celém spektru únavových životností byla pozorována výrazná dekoheze grafitických částic a bainitické matrice s výskytem velkého množství sekundárních trhlín jdoucích od grafitických částic, viz obr. 8.32. Lomová plocha v této části má převážně transkrystalickou únavovou morfologii, což je důsledek různé orientace bainitických desek [91], viz obr. 8.32, 8.33. V práci [82] byl pozorován povrchový reliéf ADI se strukturou horního bainitu, který byl tvořen převážně skluzovými stopami v okolí částic grafitu s množstvím krátkých trhlín. U trhlín bez zjevného výskytu grafitické částice se předpokládá výskyt grafitu pod povrchem trhliny, což bylo prokázáno iontovým odprášením v místě výskytu samostatné trhliny. Při růstu únavové trhliny se dále uplatňují efekty způsobené větvením trhliny a prodlužováním trajektorie při interakci s náhodně rozmístěnými částicemi grafitu s důsledkem rozdílné velikosti plastické zóny na čele únavové trhliny [94].

Na lomových plochách byly v oblasti šíření magistralní trhliny výjimečně pozorovány pole velmi jemných striací, viz obr. 8.34, orientovaných v souladu se směrem šíření magistralní trhliny. Výskyt byl zaznamenán převážně u vzorků zatěžovaných ve vysokocyklové oblasti s polohou na lomové ploše blízké konci stadia šíření magistralní trhliny což je v souladu s prací [91]. Rozteč striací byla změřena v rozmezí $0,1 \div 0,15 \mu\text{m}$. V oblasti statického dolomu je povrch členitější, morfologie je transkrystalická tvárná s jistou částí transkrystalického štěpného porušení, viz obr. 8.35, jehož podíl se mírně zvětšuje se zvyšující amplitudou zatěžování.

10. ZÁVĚRY

Na základě získaných výsledků optimalizace izotermického zušlechťení, strukturních a fázových rozborů, detailního studia tahových křivek, studia cyklické napěťově deformační odezvy, zkoušek nízkocyklové a vysokocyklové únavy materiálu a faktografického rozboru lomových ploch zkušebních tyčí lze stanovit tyto závěry:

- Kombinované legování niklem a mědí nemá při uvedených obsazích patrný vliv na velikost grafitických nodulí a zjemnění struktury vyjma zvýšení podílu perlitu ve struktuře matrice po odlití. Podstatnější vliv mělo legování na průběh izotermické transformace s posunem k delším časům a větším množstvím stabilizovaného austenitu.
- Optimální kombinace statických mechanických vlastností a množství stabilizovaného austenitu byla získána v rozmezí izotermické transformace 40 až 60 minut. Výsledný čas byl zvolen 50 minut, kdy ADI litina dosahovala dostatečných pevnostních vlastností při maximální plasticitě a obsahu stabilizovaného austenitu.
- Srovnáním litého stavu a po izotermickém zušlechťení bylo zjištěno podstatné zvýšení pevnostních vlastností (nárůst $R_{p0,2}$ o 63,5 %) při současném zlepšení plastických vlastností a hodnot tvrdosti. Tento efekt je způsoben kombinací vlastností horního bainitu a stabilizovaného austenitu. Hodnota poměru $R_m/HB \cong 3,3$ se pro oba stavy materiálu prakticky nemění.
- Detailním studiem tahové křivky byl zjištěn výskyt mikroplastické deformace matrice při napětích nižších, než je smluvní mez kluzu. Tahovou křivku bylo možno ve dvou oblastech aproximovat Hollomonovým vztahem s určením parametrů deformačního zpevnění a vysvětlením procesem fázové transformace austenitu.
- Cyklická plastická odezva je v obou módech zatěžování charakteristická stabilní odezvou až do lomu pro hladiny zátěžného cyklu nižší než amplituda celkové deformace 0,40 %. Při vyšších hladinách zatěžování docházelo po rychlém počátečním zpevnění k sekundárnímu efektu dlouhodobého cyklického změkčování.
- Cyklická plastická odezva stanovená při zkrácených metodách určení cyklické deformační křivky (multiple step test) v obou módech je závislá na předchozí historii zatěžování. Při vyšších hladinách zatěžování není patrná oblast počátečního zpevnění. U vysokých hladin zatěžování silového řízení je patrný cyklický creep.
- Srovnáním všech čtyř metod určení cyklické deformační křivky byly zjištěny minimální rozdíly ve výsledných parametrech. Velmi dobrá shoda panuje i při konstrukci CDK v závislosti σ_a - ϵ_a s proložením funkcí Ramberg-Osgood s nepatrnými rozdíly způsobenými vlivem předchozího zatěžování a nižším počtem zátěžných cyklů v bloku u zkrácených postupů.
- Vzájemné polohy cyklických deformačních křivek v obou zobrazeních jsou v souladu. Pro oba dva módy zatěžování jsou totožné polohy deformačních křivek, tj. že zkrácená leží nad cyklickou deformační křivkou základní. Nižší odezva v měkkém módu je pravděpodobně způsobena spolupůsobením cyklického creepu a to převážně při vyšších amplitudách.
- Analýzou vzájemných poloh cyklických a jednosměrné deformační křivky lze vyvodit závěr, že materiál cyklicky zpevňuje což také potvrzují hodnoty cyklických a jednosměrných mezí kluzu. Tento závěr o cyklickém zpevnění je shodný s empirickým vztahem navrženým Mansonem jelikož poměr $R_m/R_{p0,2} = 1,53 > 1,4$.

- Předpokládaná diskontinuita v nízkocyklové oblasti na cyklických deformačních křivkách i křivkách životnosti způsobená rozdílným mechanismem únavového poškození na nízkých a vysokých hladinách zatěžování nebyla zjištěna.
- Při srovnání získaných nízkocyklových únavových parametrů stanovených při řízené celkové deformaci a při řízení síly je zřejmá velmi dobrá shoda s malými rozdíly mezi hodnotami koeficientu únavové tažnosti ε_f' . Parametry Basquinovy závislosti jsou v souladu se změnami parametrů Mansonových z důvodu velmi blízkých hodnot parametrů cyklických deformačních křivek.
- Nebyla nalezena nespojitost mezi výsledky nízkocyklovými a výsledky určenými pomocí rezonančního pulsátoru při frekvencích o dva řády vyšších. Je patrné prolnutí experimentálních dat, na kterém se podílí použití totožné geometrie zkušebních těles.
- Regresní funkce Kohoutova-Věchetova se ukazuje jak ve vysokocyklové, tak v celé oblasti únavové životnosti ve srovnání s funkcí Stromayerovou a Palmgrenovou jako výhodnější. Vede k těsnějšímu proložení experimentálních dat, její parametry lépe odpovídají příslušným parametrům Basquinovy funkce, dává přesnější hodnoty regresních parametrů a užší toleranční pásy.
- Hodnoty meze únavy $\sigma_C \cong 310$ MPa a únavový poměr $\sigma_C/R_m = 0,32$ jsou výrazně vyšší než hodnoty stanovené na ADI obdobných parametrů grafitu, izotermické transformace a mechanických vlastností. Tento rozdíl je pravděpodobně způsoben větším množstvím stabilizovaného austenitu ve struktuře studované ADI a minimem slévárenských defektů.
- Studium lomových ploch prokázalo, že k iniciaci únavových trhlin dochází na slévárenských defektech nebo na shlucích grafitických částic u povrchu. V oblasti šíření magistrální únavové trhliny v celém spektru únavových životností byla pozorována výrazná dekoheze grafitických částic a bainitické matrice s výskytem velkého množství sekundárních trhlin jdoucích od grafitických částic. Na lomových plochách byly v oblasti šíření magistrální trhliny výjimečně pozorovány pole velmi jemných striací.

11. SEZNAM LITERATURY

- [1] PARIS, P. C., ERDOGAN, F. A. A critical analysis of crack propagation laws. *Journal of Basic Engineering*, 1960, roč. 85, s. 528-534.
- [2] MANSON, S. S. Fatigue: A complex subject - Some simple approximations. *Exp Mech*, SESA, 1965.
- [3] KLESNIL, M., LUKÁŠ, P. *Fatigue of metallic materials*. Academia, Praha, 1992. 239 s.
- [4] VĚCHET, S. *Chování tvárné litiny v podmínkách únavového zatěžování*. Brno, 1989. 134 s. Kandidátská disertační práce, VUT-FS-KNoM Brno.
- [5] SONSINO, C. M., DIETRICH, K. Fatigue design with cast magnesium alloys under constant and variable amplitude loading. *International Journal of Fatigue*, Vol. 28, 2006, No. 3, s. 183–193.
- [6] VĚCHET, S., KOHOUT, J., BORŮVKA, O. *Únavové vlastnosti tvárné litiny*. Žilinská univerzita, Žilina, 2002. 157 s. ISBN 80-7100-973-3.
- [7] POLÁK, J. *Cyclic plasticity and low cyclic fatigue life of metals*. Academia, Praha 1991, 2. vydání. 316 s.
- [8] POLÁK, J. Moderní principy predikce únavové životnosti materiálů a konstrukčních dílů. In: *Životnost materiálů a konstrukcí 2006*, UFM AV, Brno 2006, str. 7–14, ISBN 80-239-6751-7.
- [9] KLESNIL, M., LUKÁŠ, P. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. Academia Praha, 1975. 224s.
- [10] POLÁK, J. *Cyklická plasticita a nízkocyklová odolnost kovových materiálů*. Academia Praha, 1986. 136s.
- [11] POLÁK, J. Cyclic deformation, crack initiation and low cycle fatigue. *Comprehensive structural integrity*, Vol. 4 Cyclic loading and fatigue, first edit. ISBN 0-08-043749-4.
- [12] MUGHRABI, H. Dislocations in Fatigue. In: *Dislocation and Properties of Real Materials*. Book No.323. London, The Institute of Metals 1985, s. 244.
- [13] LAIRD, C. Fatigue. In: *Physical Metallurgy* (R. W. Cahn and P. Halasen, ed.), 4th, Chapter 27, Amsterdam, North-Holland 1996, s. 2294.
- [14] NEUMAN, P. Fatigue. In: *Physical Metallurgy* (R. W. Cahn and P. Halasen, ed.), 3rd edition, Chapter 24, Amsterdam, North-Holland 1983, s. 1554.
- [15] JULIŠ, M. *Nízkocyklová únava vybraných niklových superslitin za vysokých teplot*. Brno, 2008. 107 s. Disertační práce. ÚMVI FSI VUT v Brně.
- [16] PANTĚLEJEV, L. *Cyklická plasticita za vysokých středních napětí*. Brno, 2002. 102 s. Disertační práce. ÚMVI FSI VUT v Brně.
- [17] PLUHAŘ, J., PUŠKÁR, A., KOUTSKÝ, J., MACEK, K., BENEŠ, V. *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu*. SNTL, Praha, 1987. 420 s.
- [18] KROUPA, F. *Kovové materiály 2*. SNTL, Praha, 1964. 459s.
- [19] POLÁK, J. Iniciace únavových trhlin v monokrystalech kovů. *Kovové materiály*, 4/1986, s. 24.
- [20] KOCANDA, S. *Fatigue Failure of Metals*. Warsaw, Sijthoff and Noordhoff, 1978.
- [21] SURESH, S. *Fatigue of Materials*. Cambridge University Press, 1991.

- [22] EWING, J.A., HUMFREY, J.C.V. *Phil. Trans. Royal Soc. London, A* 200, 1903, 241 s.
- [23] MAY, A.N. A Model of Metal Fatigue. *Nature*, 185 (1960), s. 303.
- [24] LIN, T. H., Ito, Y. M. Mechanics of Fatigue Crack Nucleation Mechanism. *J. Mech. Phys. Solids*, 17, 1969, s. 511-523.
- [25] Essmann, U., Gossele, V., Mughrabi, H. *Philos. Mag.*, 44, 1981, s. 405.
- [26] LUKÁŠ P., KLESNIL, M. In *Corrosion Fatigue*, Ed.O.F. Devereux aj., NACE 1972, s. 118.
- [27] POLÁK, J. *Mater. Sci. Eng.*, 92 (1987), s. 71.
- [28] NEUMAN, P. Coarse Slip Model of Fatigue. *Acta Metallurgica*, Vol. 17 (1969), s. 1219–1225.
- [29] VELES, P. *Mechanickém vlastnosti a skúšanie kovov*. Alfa, Bratislava, 1985. 401 s.
- [30] MACCRONE, R.K., MCCAMMON, R.D., ROSENBERG, H.M. The Fatigue of Metals at 1,7° K. *Phil. Mag.*, 4 (1959), s. 267 – 268.
- [31] MUGHRABI, H., WANG, R., DIFFERT, K., ESSMANN, U. Fatigue Crack Initiation by Cyclic Slip Irreversibilities in High-Cycle Fatigue. *Fatigue Mechanisms*, USA, 1983, s. 5–45.
- [32] Lukáš, P., Kunz, L. Small cracks-nucleation, growth and implication to fatigue life. *International Journal of Fatigue*, Vol. 25, 2003, s. 855–862.
- [33] MUGHRABI, H. Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime. *International Journal of Fatigue*, Vol. 28, 2006, s. 1501–1508.
- [34] BOKŮVKA, O., NOVÝ, F., KUNZ, L. LUKÁŠ, P.: Únavová životnosť materiálov v oblasti veľmi vysokého počtu cyklov zaťažovania. In: *Proc. Životnosť materiálov a konštrukcií 2006*, 21. Marec, 2006, Brno, ČR, s. 15–21, ISBN 80-239-6751-7.
- [35] KOPAS, P. *Únavová odolnosť LGG a ADI LIATIN pri gigacyklových režimoch zaťažovania*. Disertační práce, SjF, Žilinská univerzita, 2006. 116 s.
- [36] DORAZIL, E., VĚCHET, S., KOHOUT, J. Litina s kuličkovým grafitom a její vysokopevná varianta – ADI. *Slévárenství*, roč.XLVI., 1998, č. 11–12, s. 440-446.
- [37] VĚCHET, S., KOHOUT J. Vysokocyklové únavové vlastnosti litin s kuličkovým grafitom – II. část. *Slévárenství*, roč. XLVII. Blansko Reprocentrum 1999, číslo 11–12, s. 37–41.
- [38] DORAZIL, E. *High Strength Austempered Ductile Cast Iron*. Academia Praha, 1991. 172 s.
- [39] VĚCHET, S., KOHOUT, J. Vliv doby izotermické transformace na únavové vlastnosti ADI. *Slévárenství*, roč. 48, č. 1, 2000, s. 576–579.
- [40] ASAMI, K., SUGIYAMA, Y., WAKASA, H. Influence of stress ratio and defect on fatigue strength of ductile cast iron. In *Strenght of Ductile Cast Iron and Other Cast Metals' 93*, JSME-MMD (1993), Japan, s. 115–120.
- [41] VĚCHET, S., KOHOUT, J., HANZLÍKOVÁ, K. Fatigue Propertis of ADI in Dependence on Isothermal Transformation Dwell. *Komunikácie* 02/2004, Žilinská univerzita v Žilíně 2004, s. 12–15. ISSN 1335-4205.
- [42] VĚCHET, S., KOHOUT, J., HANZLÍKOVÁ, K. Structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron. *Acta Metallurgica Slovaca* 1/2004, s. 253–257. ISSN 1335–1532.
- [43] HANZLÍKOVÁ, K. *Vliv doby izotermické transformace na mikrostrukturu a únavové vlastnosti ADI*. Brno, 2005. 85 s. Disertační práce. ÚMVI FSI VUT v Brně.

- [44] PETRENEC, M., BERAN, P., DLUHOŠ, J., ZOUHAR, M., ŠEVČÍK, M. Analysis of fatigue crack initiation in cycled austempered ductile cast irons. *Procedia Engineering* 2, 2010, s. 2337–2346.
- [45] DAI, P. Q., HE, Z. R., ZHENG, C. H., MAO, Z. Y. In-situ SEM Observation on the Fracture of Austempered Ductile Iron. *Materials Science and Engineering A* 319–321, 2001, s. 531–534.
- [46] REED, R. C., THOMSON, J. S., JAMES, D. C., LEE, K. K., GUN, S. R. Modelling of Microstructural effects in the fatigue of Austempered ductile iron. *Materials Science and Engineering A* 346 (2003) s. 273–286.
- [47] OTÁHAL, V. *Tvárná litina – Litina s kuličkovým grafitem*. Monografie, Metal Casting and Foundry Consult, Otahal Consult Brno, 1. vydání, Brno, 2006, 562 s.
- [48] MARTÍNEK, S., BURIAN, P. Únavové vlastnosti konstrukčních litin pro stavbu naftových motorů. *Sborník konference: Únava materiálů a konstrukcí*, Praha, 1989, s. 472–479.
- [49] OBRTLÍK, K., A KOL. Zkoušky nízkocyklové únavy materiálů za zvýšených teplot. *konference: Životnost materiálů a konstrukcí 2006*, ÚFM AV Brno, 2006.
- [50] KOHOUT, J. *Deformační a lomové chování nelegovaných tvárných litin*. Brno, 1993. 201 s. Kandidátská disertační práce. VUT-FS-KNoM Brno.
- [51] Dvořák, I., Hanák, J. Fatigue fracture initiation and propagation in nitrided parts. *Proceedings of the seventh international fatigue congress*, Beijing, 1999, s. 481.
- [52] ROUČKA, J. *Metallurgie litin*. Brno: PC-DIR Real, 1. vydání, 1998, 166 s. ISBN 80-214-1263-1.
- [53] KOLEKTIV AUTORŮ. *Tvárná litina a její použití*. příloha časopisu *Slévárenství*, Brno, 1993.
- [54] DOLEŽAL, P. *Vliv manganu a mědi na mechanické vlastnosti a mikroheterogenitu litin s kuličkovým grafitem*. Brno, 2007. 102 s. Disertační práce. ÚMVI FSI VUT v Brně.
- [55] STEFANESCU, D.M. Theory of Solidification and Graphite Growth in Ductile iron. In *Ductile Iron Handbook*. Ed. American Foundry Society. Inc. des Plaines, Illinois, 1992. s. 19, ISBN 0-87433-124-2.
- [56] RICKERT, A., ENGLER, S. Solidification Morphology of Cast Irons, The Physical Metallurgy of Cast Iron. ed. H. Fredriksson and M. Hillert, *Proceedings of the Materials Research Society*, North Holland, vol 34, 1985, s. 165.
- [57] SKOČOVSKÝ, P., PODRÁBSKÝ, T. *Grafitické liatiny*. Žilinská univerzita v Žilině, EDIS, 2005, 168 s. ISBN 80-8070-390-6.
- [58] MINKOFF, I. *The Physical Metallurgy of Cast Iron*. Pub. John Wiley & Sons Ltd, 1983, s. 318, ISBN 0-471-90006-0.
- [59] STEFANESCU, D.M. Cast Iron. *Metals Handbook*. 9th Edition ASM International, 1989, s. 168–181.
- [60] KARSAY, S. I., Ductile Iron Production Practices. *American Foundry Society*, Inc. des Plaines, Illinois, 1985. ISBN 0-317-32620-1.
- [61] VĚCHET, S., ŠVEJCAR, J., DORAZIL, E. Fatigue Properties of Ductile Cast Iron of Ferritic, Pearlitic and Bainitic Structures. In: *Strenght of Ductile Cast Iron and Other Cast Metals' 93*, JSME-MMD (1993), Japan, s. 249–254.

- [62] ČSN EN 1563. *Slévárenství-Litiny s kuličkovým grafitem*. Praha: Český normalizační institut, 1999.
- [63] ČSN EN ISO 945. *Litina - Určení mikrostruktury grafitu*. Praha: Český normalizační institut, 2003.
- [64] ČSN EN ISO 6892-1. *Kovové materiály - Zkoušení tahem - Část 1: Zkušební metoda za pokojové teploty*, Praha: Český normalizační institut, 2010.
- [65] DIN 50125. *Testing of metallic materials - Tensile test pieces*. Deutsches Institut für Normung e.V., 2009.
- [66] ČSN EN 10003-1. *Kovové materiály - Zkoušení tvrdosti podle Brinella - Část 1: Zkušební metoda*, Český normalizační institut, 1997.
- [67] ČSN 42 0362. *Zkoušení kovů. Zkoušky únavy kovů. Základní pojmy a značky*. Český normalizační institut, 1987.
- [68] ČSN 42 0363. *Zkoušení kovů. Zkoušky únavy kovů. Metodika zkoušení*. Český normalizační institut, 1987.
- [69] ČSN 42 0368. *Zkoušení kovů. Zkoušky únavy kovů. Statistické vyhodnocování výsledků zkoušek únavy kovů*. Český normalizační institut, 1987.
- [70] KOHOUT, J. *Fenomenologický popis experimentálních závislostí v únavě materiálů a jejich regrese*. Brno, 2004. 96 s. Habilitační práce. Vojenská akademie v Brně.
- [71] KOHOUT, J. New regression functions for fatigue curves and fatigue crack growth curves. *Proceedings of 28th Conference of Research Topics with International Participation*. Section 17 – applied mechanics, subsection 17.1 – continuum mechanics. Bucharest : Military Technical Academy, 1999, sv. I, s. 61–68.
- [72] KOHOUT, J., VĚCHET, S. A new function for description of fatigue curves and its multiple merits. *International Journal of Fatigue*, 2001, roč. 23, č. 2, s. 175–183.
- [73] KOHOUT, J. Weibull distribution of fracture properties. In: *Proceedings of the International Conference Fractography '97*, ed. L. Parilák, Košice, IMR SAS 1997, s. 120–126. ISBN 80-967814-3-X.
- [74] WEIBULL, W.: *Fatigue testing and analysis of results*. Pergamon press. 1961. 260 s.
- [75] KOHOUT, J. Aplikace Weibullova rozdělení na soubory výsledků mechanických zkoušek. In: *Sborník semináře Křehký lom*, 5.11.1998, Brno, ÚFM AV ČR, s. 61–72.
- [76] CASTILLO, E. a FERNÁNDEZ-CANTELI, A. A general regression model for lifetime evaluation and prediction. *Int. J. Fracture*, 2001, 107, s. 117-137.
- [77] KOHOUT, J. a VĚCHET, S. Aproximace tolerančních pásů Wöhlerových křivek v MS Excelu. In: *Sborník letní školy únavy materiálů 2008*. Žilina : Žilinská univerzita, 2008, s. 131–138. ISBN 978-80-8070-888-7.
- [78] KOHOUT, J. A new function describing fatigue crack growth curves. *International Journal of Fatigue* 21, 1999, č. 8, s. 813–821.
- [79] LIN, C. K., HUNG, T. P. Influence of microstructure on the Fatigue properties of Austempered Ductile irons – I. High-cycle fatigue. *Int. J. Fatigue* Vol. 18, No 5, s. 297–307.
- [80] OBRTLÍK, K., POLÁK, J., DORAZIL, E., VĚCHET, S., ŠVEJCAR, J. Low Cycle Fatigue in Ductile Cast Iron. In: *Strenght of Ductile Cast Iron and Other Cast Metals' 93*, JSME-MMD (1993), Japan, s. 85–90.

- [81] TESAŘOVÁ, H. *Strukturní a mechanické charakteristiky niklových litin s kuličkovým grafitem*. Brno, 2009. 123 s. Disertační práce. ÚMVI FSI VUT v Brně.
- [82] PETRENEC, M., TESAŘOVÁ, H., BERAN, P., ŠMÍD, M., ROUPCOVÁ, P. Comparison of low cycle fatigue of ductile cast irons with different matrix alloyed with nickel. *Procedia Engineering* 2, 2010, s. 2307–2316.
- [83] LIN, C. K., HUNG, T. P. Influence of microstructure on the Fatigue properties of Austempered Ductile irons – II. Low-cycle fatigue. *Int. J. Fatigue* Vol. 18, No 5, s. 309–320.
- [84] NISHIMURA, F., MORINO, K., NISITANI, H. Study of crack propagation behavior on low cycle fatigue in austempered spheroidal graphite cast iron. In: *Fatigue 2002*.
- [85] LIN, C. K., PAY, Y.L. Low-cycle fatigue of Austempered ductile irons at various strain ratio. *Int. J. Fatigue* Vol. 21, s. 45–54.
- [86] LIN, C. K., FU, CH. S. High-Cycle Fatigue of Austempered ductile irons in Various-Sized Y-Block Casting. *Materials Transactions*, roč. 38, č. 8, 1997, s. 692–700.
- [87] GÜLCAN, T., TOKTAS, A., TAYANC, M. Influence of matrix structure on the fatigue properties of an alloyed ductile iron. *Materials and Design* 29, 2008, s. 1600–1608.
- [88] HARADA, S., AKINIWA, Y., UEDA, T. The Effect of Microstructure on the Low-Cycle Fatigue Behaviour of Ductile Cast Iron. In: *Low Cycle Fatigue and Elasto-Plastic Behaviour of Materials* 3, 1992, s. 124–129.
- [89] OBRTLÍK, K., VĚCHET, S., POLÁK, J. Deformační odezva a únavová životnost tvárné litiny s bainitickou matricí. *Letná škola únavy materiálů*, 2000.
- [90] KOHOUT, J., VĚCHET, S. Prediction of low-cycle of fatigue curve based on tensile strenght and high-cycle fatigue tests. *Seria Mechanika*, z. 55. Opole: Politechnika Opolska. 1997, s. 121–125, ISSN 0209-0848.
- [91] ŠVEJCAR, J., VĚCHET, S., POKLUDA, J., DORAZIL, E. Fractographic Analysis Fractures of Ductile Cast Iron with Different Matrix Structures. In: *Strenght of Ductile Cast Iron and Other Cast Metals' 93*, JSME-MMD (1993), Japan, s. 318–323.
- [92] KOPAS, P., NOVÝ, F., ULEWICZ, R. Nodular Cast Iron Fatigue Resistance in the Regime of Very High Numbers of Cycles. In: 5th European Conf. *Transcom* 2003, Žilina, SK, June 2003, s. 91–94, ISBN 80-8070-084-2.
- [93] NOVÝ, F., KOPAS, P., BOKŮVKA, O., CHALUPOVÁ, M. Vplyv liacich defektov na únavovú životnosť perliticko-feritickej LGG. *Materiálové inžinierstvo* 10, 3, 2003, s. 191–194, ISSN 1335-0803.
- [94] KOPAS, P., NOVÝ, F., BOKŮVKA, O., CHALUPOVÁ, M. High cycle Fatigue Resistance of Austempered Ductile Irons (ADI). In *Transcom*, 6th European Conference of Young Research and Science Workers in Transport and Telecommunications, 27–29 June, 2005, Žilina, EDIS ŽU Žilina, Sec. 6, s. 101–104, ISBN 80-8070-418-X.

12. PUBLIKACE AUTORA

- [1] ZAPLETAL, J., VĚCHET, S., KOHOUT, J. Únavové vlastnosti izotermicky zušlechtěné litiny s kuličkovým grafitem se strukturou bainitickou. *Zeszyty naukowe*, Vol. 298, (2004), No. 78, s. 201–206, ISSN 1429-6065.
- [2] ZAPLETAL, J., OBRTLÍK, K., VĚCHET, S. The Comparsion of Cyclic Deformation Curve Determination for ADI. *Zeszyty naukowe*, Vol. 308, (2005) No. 86, s. 305–309, ISSN 1429-6055.
- [3] ZAPLETAL, J., VĚCHET, S., KOHOUT, J. Únavové vlastnosti izotermicky zušlechtěné litiny s kuličkovým grafitem. *Semdok* 2005, s. 89–92, ISBN 80-8070-344-2, (2005) článek ve sborníku, akce: SEMDOK 2005, Sulov, 27.1.2005–28.1.2005.
- [4] ZAPLETAL, J., VĚCHET, S., KOHOUT, J. Vliv vrubu na únavové vlastnosti izotermicky zušlechtěné litiny s kuličkovým grafitem. *Materiálové inžinierstvo* XII, č. 3, 2005, s. 25, ISSN 1335-0803.
- [5] ZAPLETAL, J., OBRTLÍK, K., VĚCHET, S. The Comparsion of Cyclic Deformation Curve Determination for ADI. *Juniormat* 05, s. 287–290, ISBN 80-214-2984-4, (2005), VUT FSI v Brně, článek ve sborníku: Juniormat '05, Brno, 20.9.2005–21.9.2005.
- [6] ZAPLETAL, J., OBRTLÍK, K., VĚCHET, S. Určování cyklických deformačních křivek u ADI. *Semdok* 2006, s. 37-40, ISBN 80-8070-500-3, (2006), Žilinská univerzita článek ve sborníku: SEMDOK 2006, Sulov, 26.1.2006–27.1.2006.
- [7] ZAPLETAL, J., VĚCHET, S., KOHOUT, J., OBRTLÍK, K. Únavová životnost izotermicky zušlechtěné litiny s kuličkovým grafitem. *Zeszyty naukowe*, Vol.318, (2006), No. 88, s. 219–222, ISSN 1429-6065, Politechnika Opolska, článek v časopise: Juniormat '05, Brno, 20.9.2005–21.9.2005.
- [8] ZAPLETAL, J., VĚCHET, S., KOHOUT, J., OBRTLÍK, K. Únavová životnost ADI v rozpětí $0,5$ až 10^8 cyklů. *Semdok* 2007 - sborník přednášek, s. 89-92, ISBN 80-8070-639-5, (2007), EDIS, článek ve sborníku: SEMDOK 2007, Žilina-Súľov, 25.1.2007–26.1.2007.
- [9] ZAPLETAL, J., VĚCHET, S., KOHOUT, J., OBRTLÍK, K. Fatigue Lifetime of ADI from Ultimate Tensile Strength to Permanent Fatigue Limit. *Semdok* 2007 - sborník přednášek, s. 53–53, ISBN 80-8070-639-5, (2007), článek ve sborníku: Materials Structure & Micromechanics of Fracture (MSMF 5), Brno, 27.06.2007–27.07.2007.
- [10] KOHOUT, J., VĚCHET, S., ZAPLETAL, J. Estimation of Tolerance Bands of S-N Curve. *Zeszyty naukowe*, Vol. 89, (2007), No. 321/2007, s. 61–68, ISSN 1429-6055.
- [11] HANZLÍKOVÁ, K., VĚCHET, S., KOHOUT, J., ZAPLETAL, J. The Optimitation of the Isothermal Transformation Dwell of the ADI Obtained at Transformation Temperature of $380\text{ }^{\circ}\text{C}$. *Materials Science Forum*, Vol. 567–568, (2008), No. 5, s. 337–340, ISSN 0255-5476.
- [12] ZAPLETAL, J., VĚCHET, S., KOHOUT, J., OBRTLÍK, K. Fatigue Lifetime of ADI from Ultimate Tensile Strength to Permanent Fatigue Limit. *Strength of materials*, No. 1 (391)-2008, s. 40-43, ISSN 0556-171X.
- [13] ZAPLETAL, J., VĚCHET, S., KOHOUT, J. Plastická odezva lité oceli G-21 Mn5 na cyklické zatěžování. *Materiálové inžinierstvo*, Vol.14, (2007), No.3/2007, s. 30-32, ISSN 1335-0803.

Další publikace autora související s nízkocyklovou a vysokocyklovou únavou materiálů

- [14] LIŠKUTÍN, P., MAZAL, P., ZAPLETAL, J. Vliv technologie tváření na únavovou odolnost slitiny EN AW 6082/T6. *Ekocentrum 2007 sborník semináře*, s. 53–57, ISBN 80-7204-541-9, (2007), VUT, článek ve sborníku, akce: Ekocentrum 2007, Brno, 25. 9. 2007–26. 9. 2007.
- [15] ZAPLETAL, J., JULIŠ, M., PODRÁBSKÝ, T., VĚCHET, S. Vliv rychlosti ochlazování na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti hliníkové slitiny. *Ekocentrum 2007 sborník semináře*, s. 53–57, ISBN 80-7204-541-9, (2007), Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., článek ve sborníku, akce: Ekocentrum 2007, Brno, 25.9.2007–26.9.2007.
- [16] ZAPLETAL, J., GEJDOŠ, P., PODRÁBSKÝ, T., VĚCHET, S. Únavové vlastnosti hořčíkové slitiny AZ31. *Zeszyty naukowe*, Vol. 2008, (2008), No. 327, s. 187–192, ISSN 1429-6055.
- [17] NĚMCOVÁ, A., ZAPLETAL, J., PODRÁBSKÝ, T., PROVAZNÍKOVÁ, A., VĚCHET, S. Influence of homogenizing on structure and mechanical properties of AZ91 alloy. *Zeszyty naukowe*, Vol. 2008, (2008), No. 327, s. 77–78, ISSN 1429-6055.
- [18] NĚMCOVÁ, A., ZAPLETAL, J., PODRÁBSKÝ, T. Vliv tepelného zpracování na strukturu a mechanické vlastnosti hořčíkové slitiny AZ91. *Semdok 2009*, 14th International of PhD. students' seminar, s. 82–85, ISBN 978-80-8070-959-4, (2009), EDIS – Žilina University publisher, článek ve sborníku, akce: SEMDOK 2009, 14th International of PhD. students' seminar, Žilina–Súľov, 29. 1. 2009–30. 1. 2009.
- [19] JULIŠ, M., POSPÍŠILOVÁ, S., HRČKOVÁ, M., ZAPLETAL, J., PODRÁBSKÝ, T. Vliv tepelného zpracování na fraktografii a únavové vlastnosti hořčíkové slitiny AZ91. *Fraktografia 2009*, s. 249–256, (2009), Ústav materiálového výskumu SAV článek ve sborníku, akce: International Conference on Fractography 2009, Stará Lesná Vysoké Tatry, 8. 11. 2009–11. 11. 2009.
- [20] NĚMCOVÁ, A., ZAPLETAL, J., PODRÁBSKÝ, T. Únavové vlastnosti hořčíkové slitiny AZ 91. *Zeszyty naukowe*, Vol.2009, (2009), No.332, s. 65–66, ISSN 1429-6055.
- [21] GEJDOŠ, P., ZAPLETAL, J., PODRÁBSKÝ, T. Únavové vlastnosti hořčíkové slitiny AZ31 + 0,15 % Ca. *Zeszyty naukowe*, Vol. 2009, (2009), No. 332, s. 63–64, ISSN 1429-6055.
- [22] GEJDOŠ, P., PODRÁBSKÝ, T., ZAPLETAL, J. Fatigue Properties of AZ31 Magnesium Alloy with Calcium Addition. *Transaction of the VŠB-Technical university of Ostrava*, Mechanical series, Vol.2009, (2009), No. 3, s. 73–79, ISSN 1210-0471, článek v časopise.
- [23] ZAPLETAL, J., VĚCHET, S., KOHOUT, J., LIŠKUTÍN, P. Fatigue Lifetime of 7075 Aluminium Alloy from Ultimate Tensile Strenght to Pernament Fatigue Limit. *Communications*, Vol. 2009, (2009), No. 1, s. 17–21, ISSN 1335-4205.
- [24] NĚMCOVÁ, A., ZAPLETAL, J., PODRÁBSKÝ, T. Fatigue behaviour of AZ91 Magnesium Alloy. *Transaction of the VŠB-Technical university of Ostrava*, Mechanical series, Vol. 2009, (2009), No. 3, s. 141–147, ISSN 1210-0471.
- [25] NĚMCOVÁ, A., ZAPLETAL, J., JULIŠ, M., PODRÁBSKÝ, T. Cyclic Fatigue Resistance of AZ91 Magnesium Alloy. *Materiálové inžinierstvo*, Vol.XVI, (2009), No.4/2009, s. 5–10, ISSN 1335-0803.
- [26] DOLEŽAL, P., ZAPLETAL, J., GEJDOŠ, P., HORYNOVÁ, M. Vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti hořčíkové slitiny AZ61. *Zeszyty naukowe*, Vol. 2010, (2010), No. 337, s. 165–170, ISSN 1429-6055.

- [27] GEJDOŠ, P., ZAPLETAL, J., NĚMCOVÁ, A., PODRÁBSKÝ, T. Únavové vlastnosti hořčíkové slitiny AZ61. *Zeszyty naukowe*, Vol.2010, (2010), No.337, s. 171-177, ISSN 1429-6055.
- [28] ZAPLETAL, J., NĚMCOVÁ, A., GEJDOŠ, P. The Study of Low Cyclic behaviour of AZ61 Magnesium Alloy. *Transaction of the VŠB-Technical university of Ostrava, Mechanical series*, Vol. LVI, (2010), No.2, s. 225-231, ISSN 1210-0471.
- [29] ZAPLETAL, J., GEJDOŠ, P., LIŠKUTÍN, P. Studium únavového chování hliníkové slitiny EN AW-7075 v nízkocyklové oblasti. *Letná škola únavy materiálů '2010*, s. 144–147, ISBN 978-80-554-0235-2, (2010), Žilinská univerzita v Žiline pre Strojnícku fakultu ŽU v Žiline, článek ve sborníku, akce: Letná škola únavy materiálů 2010, Oščadnica, 30. 8. 2010–3. 9. 2010.
- [30] HORYNOVÁ, M., GEJDOŠ, P., ZAPLETAL, J., PODRÁBSKÝ, T. Mechanicko-strukturní charakteristiky slitiny hořčíku AZ31 s rozdílným obsahem vápníku. *FSI Junior conference*, s. 94–100, ISBN 978-80-214-4116-3, (2010), článek ve sborníku, akce: FSI Junior conference, Brno, 3. 2. 2010–4. 2. 2010.
- [31] HORYNOVÁ, M., DOLEŽAL, P., GEJDOŠ, P., ZAPLETAL, J., JANOVÁ, D. Influence of heat treatment on mechanical properties and microstructure of AZ61 magnesium alloy. *Transaction of the VŠB-Technical university of Ostrava, Mechanical series*, Vol. LVI, (2010), No. 2, s. 73–82, ISSN 1210-0471.

13. POUŽITÉ SYMBOLY A ZKRATKY

a, b, c		parametry Weibullova rozdělení
a	[MPa]	parametr Palmgrenovy závislosti
b, B		konstanty Stromejerovy a K-V závislosti
A ₅	[%]	tažnost
ADI		Austempered Ductile Iron (izotermicky zušlechtěná LKG)
A _s	[%]	stabilizovaný austenit
b		exponent únavové pevnosti
B _d	[%]	dolní bainit, podíl dolního bainitu ve struktuře
B _h	[%]	horní bainit, podíl horního bainitu ve struktuře
B _s		bainit start
c		exponent únavové tažnosti
C		konstanta K-V závislosti
d	[μm]	velikost grafitických částic
E	[MPa]	modul pružnosti v tahu
E _{eff}	[MPa]	efektivní modul pružnosti
f	[Hz]	frekvence zátěžného cyklu
G		grafit
IRA		diagram izotermického rozpadu austenitu
K'	[MPa]	součinitel cyklického zpevnění
K''	[MPa]	modul cyklického zpevnění
K _a	[MPa.m ^{1/2}]	amplituda součinitele intenzity napětí
K _{ath}	[MPa.m ^{1/2}]	prahová hodnota amplitudy součinitele intenzity napětí
K _f	[-]	součinitel vrubu
K _{fc}	[MPa.m ^{1/2}]	cyklická lomová houževnatost
K _{IC}	[MPa.m ^{1/2}]	statická lomová houževnatost
LKG		litina s kuličkovým grafitem
m		exponent funkce Ramberg-Osgood
M _{id}	[%]	deformačně indukovaný martenzit
N		počet cyklů
n'		exponent cyklického zpevnění
N _c		počet cyklů odpovídající časované mezi únavy
N _f		počet cyklů do lomu
N _t		tranzitní počet cyklů
P		součinitel asymetrie cyklu
Q	[-]	součinitel vrubové citlivosti
R		součinitel asymetrie cyklu
R _m	[MPa]	mez pevnosti
R _{p0,2}	[MPa]	smluvní mez kluzu
R _{p0,2} '	[MPa]	cyklická mez kluzu
S	[MPa ²]	suma kvadrátů odchylek

T	[°C]	teplota
T_A	[°C]	teplota austenitizace
t_T	[°C]	teplota izotermické transformace
v_c	[cyklus ⁻¹]	rychlost cyklického creepu
W	[MJ.m ⁻³]	plocha hysterezní smyčky
Z	[%]	kontrakce
α		exponent obecného parabolického vztahu
$\alpha' = F$		ferit
$\alpha_B = B_f$	[%]	bainitický ferit, podíl bainitického feritu ve struktuře
β		vrubový faktor
γ	[%]	austenit, podíl austenitu ve struktuře
γ	[ergcm ⁻²]	energie vrstevné chyby
Δ		rozkmit
ε	[-]	deformace
ε_f	[-]	skutečná lomová deformace
ε'_f	[-]	součinitel únavové tažnosti
ε_{ae}	[-]	elastická složka amplitudy cyklické deformace
ε_{ap}	[-]	plastická složka amplitudy cyklické deformace
ε_{at}	[-]	amplituda celkové cyklické deformace
ε_K	[-]	kumulativní plastická deformace
n	[Hz]	frekvence zátěžného cyklu
σ	[MPa]	napětí
σ'_f	[MPa]	součinitel únavové pevnosti
σ_∞	[MPa]	parametr regresních závislostí
σ_a	[MPa]	amplituda napětí
σ_C	[MPa]	mez únavy materiálu
σ_{CV}	[MPa]	mez únavy materiálu s vrubem
$\sigma_{C(10X)}$	[MPa]	časovaná mez únavy materiálu
σ_f	[MPa]	skutečné lomové napětí
σ_{hC}	[MPa]	mez únavy při míjivém cyklu
σ_m	[MPa]	střední napětí
σ_h	[MPa]	maximální napětí
σ_n	[MPa]	minimální napětí
τ	[min]	čas
τ_t	[min]	délka izotermické prodlevy