VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

EXTRÉMNĚ NÍZKOCYKLOVÁ ÚNAVOVÁ ŽIVOTNOST SLITIN NEŽELEZNÝCH KOVŮ

EXTREMELY LOW CYCLE FATIGUE LIFE OF NON-FERROUS ALLOYS

DIPLOMOVÁ PRÁCE
MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE — Bc. Jakub Judas
AUTHOR

VEDOUCÍ PRÁCE — Ing. Josef Zapletal, Ph.D.
SUPERVISOR

BRNO 2019

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

Zadání diplomové práce

Ústav:	Ústav materiálových věd a inženýrství
Student:	**Bc. Jakub Judas**
Studijní program:	Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor:	Materiálové inženýrství
Vedoucí práce:	**Ing. Josef Zapletal, Ph.D.**
Akademický rok:	2018/19

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

Extrémně nízkocyklová únavová životnost slitin neželezných kovů

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Pro konstrukci křivek životnosti v celé oblasti počtů cyklů do lomu pomocí nelineárních čtyřparametrických regresních funkcí se používá hodnoty meze pevnosti jako hodnoty amplitudy napětí v prvním půlcyklu. Za touto hodnotou bývá většinou oblast experimentálních dat nepokryta až do počátku nízkocyklové oblasti. Výsledkem může být významné zkreslení délky a tvaru kvazistatické oblasti při regresní analýze. Cílem této práce je zachytit chování konstrukčních materiálu v této oblasti s určením daných parametrů.

Cíle diplomové práce:

1. Detailní rešerše studované problematiky.
2. Stanovení základních strukturních a mechanických parametrů zkoumané slitiny.
3. Experimentální stanovení ELCF odezvy pomocí servohydraulického testovacího systému Instron 8801 a jejich následná interpretace pomocí vhodných parametrů a funkcí.
4. Fraktografická analýza únavových lomů.

Seznam doporučené literatury:

XUE, L. A unified expression for low cycle fatigue and extremely low cycle fatigue and its implication for monotonic loading. International Journal of Fatigue [online]. 2008, 30(10-11), 1691-1698 [cit. 2018- 11-14]. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2008.03.004. ISSN 01421123. Dostupné z: http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0142112308000601

Kuroda, M. Extremely low cycle fatigue life prediction based on a new cumulative fatigue damage model. International Journey of Fatigue [online]. 24(6), 699-703 [cit. 2018-11-14]. DOI: 10.1016/S0142-1123(01)00170-0. ISSN 01421123. Dostupné z: http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0142112301001700.

TATEISHI, K, T HANJI and K MINAMI. A prediction model for extremely low cycle fatigue strength of structural steel. International Journal of Fatigue [online]. 2007, 29(5), 887-896 [cit. 2018-11-14]. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2006.08.001. ISSN 01421123. Dostupné z: http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0142112306002349

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2018/19

V Brně, dne

L.S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.	doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
ředitel ústavu	děkan fakulty

ABSTRAKT

Tato diplomová práce se zabývá studiem chování hliníkové slitiny 2024-T351 v oblasti nízkocyklové a extrémně nízkocyklové únavy. Zkušební vzorky byly nejdříve podrobeny kvazistatickému namáhání v tahu a tlaku s cílem určit základní mechanické vlastnosti experimentálního materiálu. Únavové zkoušky probíhaly v módu řízené amplitudy celkové deformace, kdy byla stanovena cyklická plastická odezva slitiny a příslušné křivky životnosti. Všechny experimenty probíhaly při pokojové teplotě. Průběhy stanovených mechanických hysterezních smyček jsou závislé na velikosti amplitudy deformace a jednoznačně reprezentují cyklickou plasticitu studované slitiny. Cyklická deformační křivka byla aproximována mocninným vztahem a následně porovnána s křivkou tahovou. Experimentální body křivek životnosti byly proloženy pomocí mocninného Mansonova-Coffinova a Wöhlerova-Basquinova vztahu. V oblasti vysoké amplitudy zatěžování byl pozorován nesoulad únavových dat s predikcí konveční Mansonovy-Coffinovy křivky. Z tohoto důvodu byla aplikována nová regresní funkce, která je schopná překonat pozorované zkrácení životnosti v oblasti velmi nízkého počtu cyklů.

Klíčová slova

Hliníková slitina 2024-T351, cyklická plasticita, nízkocyklová únava, extrémně nízkocyklová únava, regresní funkce

ABSTRACT

This thesis is focused on fatigue behaviour of aluminium alloy 2024-T351 in low cycle and extremely low cycle fatigue regime. Test specimens were firstly subjected to quasi-static tensile and compression tests to establish basic mechanical properties of the experimental material. Fatigue tests were conducted in strain-control mode, when cyclic plastic response and S-N curves were determined. All of the experiments were conducted at room temperature. Shapes of mechanical hysteresis loops are dependent on the strain amplitude and clearly exhibit cyclic plasticity of the alloy. Cyclic deformation curve was fitted by power regression function and subsequently compared with the tensile test. Experimental data of the S-N curves were fitted by Manson-Coffin and Wöhler-Basquin law. The discrepancy of the fatigue data was observed in the extremely low cycle fatigue regime. Based on this phenomenon, new regression function was used to overcome shortening of fatigue life in the extremely low cycle regime.

Key words

Aluminium alloy 2024-T341, cyclic plasticity, low cycle fatigue, extremely low cycle fatigue phenomenon, regression functions

Bibliografická citace

JUDAS, J. *Extrémně nízkocyklová únavová životnost slitin neželezných kovů.* Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2019. 63s. Vedoucí diplomové práce Ing. Josef Zapletal, Ph.D.

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma "*Extrémně nízkocyklová únavová životnost slitin neželezných kovů*" vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, které jsou uvedené v přiloženém seznamu.

V Brně dne 24. 5. 2019 Judas Jakub

Poděkování

Srdečně tímto děkuji svému vedoucímu diplomové práce, panu Ing. Josefu Zapletalovi, Ph.D., za pomoc, jeho cenné rady a odborné připomínky během řešení této práce. Zvláštní poděkování náleží mé rodině za podporu v průběhu celého studia.

Obsah

1 Úvod 1
2 Únava materiálu 2
2.1 Úvod 2
2.2 Stádium změn mechanických vlastností 4
2.3 Stádium nukleace trhlin 10
2.4 Stádium šíření trhlin 13
2.5 Únavový lom a morfologie lomové plochy 16
2.6 Křivky životnosti 17
2.7 Faktory ovlivňující únavový proces 22
3 Extrémně nízkocyklová únava 25
3.1 Úvod 25
3.2 Cyklické plastické poškození 26
4 Formulace cílů práce 34
5 Experimentální materiál a technika 35
5.1 Experimentální materiál 35
5.2 Popis únavového experimentu 37
6 Výsledky a diskuze 39
6.1 Cyklická plasticita 39
6.2 Křivky životnosti 43
6.3 Fraktografická analýza 47
6.4 Diskuze výsledků 49
7 Závěry 52
8 Seznam literatury 53

1 Úvod

Charakteristickým rysem dnešní doby je velký důraz kladený na úsporu hmotnosti součástí, a to zejména v oblasti automobilového, konstrukčního, leteckého a spotřebního průmyslu. Rychlé vyčerpávání tradičních zdrojů energie, nárůst skleníkových plynů a další závažné ekologické otázky jsou hlavní důvody, proč je dnes hlavní úsilí věnováno vývoji a zavádění materiálů, které představují maximální efektivitu a vzájemnou synergii celé škály jejich vlastností. Jedním z atraktivních řešení tohoto problému je aplikace slitin lehkých kovů, zejména materiálů na bázi slitin hliníku a hořčíku. Zvláštní význam v této skupině mají vysokopevné hliníkové slitiny Al-Cu-Mg, tzv. duraly, které představují unikátní spojení pevnostních, plastických a technologických vlastností v kombinaci s jejich velmi nízkou hustotou, která vede ke značným energetickým úsporám v celé řadě inženýrských aplikací.

Nejčastější příčinou selhání součástí za provozu je porušení v důsledku únavového procesu, kdy vlivem cyklického zatěžování dochází k postupnému rozrušování struktury materiálu, které v závěru životnosti vede k rozvoji finálního lomu. V případě houževnatých materiálů dochází vlivem silových účinků ke vzniku cyklických plastických deformací, které mají kumulativní charakter a vedou k porušení součásti do počtu cyklů 10^5, tedy v oblasti tzv. nízkocyklové únavy. Modely predikující únavovou životnost jsou poté založeny na působení proměnných plastických deformací a schopnosti struktury materiálu odolávat jejich poškozujícímu vlivu. Nejčastěji používaným vztahem v nízkocyklové únavové oblasti se stala dvouparametrická Mansonova-Coffinova křivka, která udává relaci mezi amplitudou cyklické plastické deformace a odpovídajícím počtem cyklů do lomu.

V posledních letech je značná pozornost věnována chování materiálů při působení vysokých amplitud plastických deformací. V případě extrémních podmínek, mezi něž patří seizmická aktivita nebo masivní přetížení konstrukcí při havarijní události, je součást vystavena účinkům několika cyklů o velmi vysoké amplitudě. V této situaci může docházet k lomu součásti při počtu cyklů nižším než 100, přičemž tento typ porušení je v literatuře označován jako *extrémně nízkocyklová únava* (ELCF). Řada literárních prací v této oblasti jasně prokázala značný nesoulad naměřených dat s predikcí konvenční Mansonovy-Coffinovy křivky, která výrazně nadhodnocuje únavovou životnost součásti v oboru velmi nízkého počtu cyklů. Cílem této práce je proto aplikace nových regresních funkcí, které zohlední specifické projevy ELCF únavy a překonají pozorované zkrácení životnosti v oblasti extrémně nízkého počtu cyklů do lomu.

2 Únava materiálu

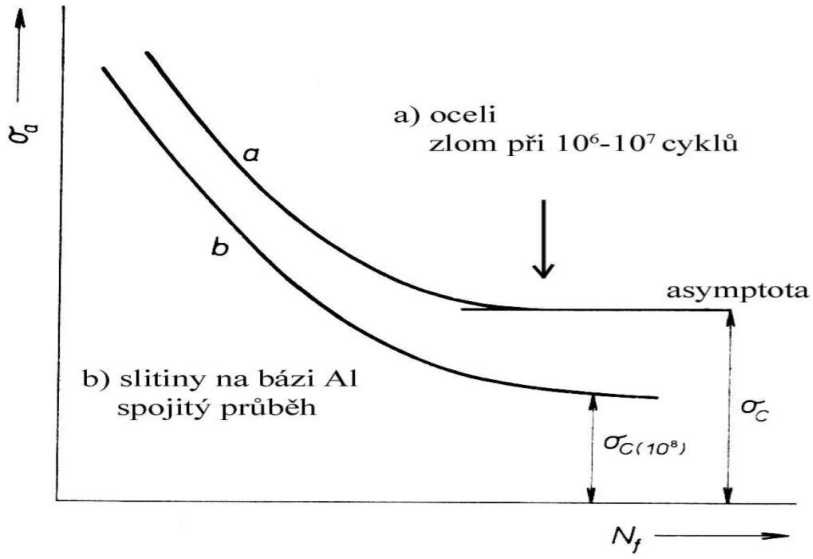
2.1 Úvod

Únava materiálu je termín, který označuje souhrn procesů probíhajících v kovových materiálech, které jsou vystavené opakovanému mechanickému nebo tepelnému zatěžování. Podrobíme-li součást působení časově proměnných vnějších sil, nastává po určité době její lom, který je výsledkem kumulace nevratných mikroskopických poškození probíhajících ve struktuře materiálu. Velikost těchto sil je přitom obvykle tak malá, že jejich statické působení snáší kov bez známek porušení a teprve jejich opakované působení vede k postupnému rozrušování struktury materiálu, které se v závěru procesu projevuje růstem makroskopické únavové trhliny a finálním lomem.

Únavová životnost materiálu je ovlivněna celou řadou faktorů, mezi něž mimo jiné patří druh aplikovaného namáhání a jeho parametry. Z tohoto důvodu se při únavových zkouškách používají různé způsoby jednoduchého zatěžování, např. jednoosý tah-tlak, plochý ohyb, ohyb za rotace, krut nebo jejich vzájemná kombinace. Stanovené únavové vlastnosti mohou být poté přepočítány na reálnou konstrukci součásti při provozních podmínkách zatěžování. Schopnost materiálu odolávat střídavému působení vnějších sil je silně vázána na aktuální stav struktury materiálu, geometrii součásti a zejména na velikost a charakter namáhání při daných provozních podmínkách.

První výskyt únavových lomů je spojován s první polovinou 19. století a nástupem průmyslové revoluce, kdy bylo pozorováno selhávání součástí, které byly podrobené cyklickému zatěžování, např. řetězy důlních výtahů, mostní a železniční komponenty a součásti parních strojů. S ohledem na vážné důsledky existence těchto lomů byly hledány vhodné charakteristiky, které by zajistily spolehlivý provoz součástí podrobených střídavému působení sil. První studium únavy kovů je připisováno W. A. J. Albertovi (kolem 1830), ale výraznější zájem o problematiku únavy materiálu nastal až ve druhé polovině 19. století s ohledem na rozvoj železniční infrastruktury. První systematické únavové experimenty prováděl německý inženýr A. Wöhler (1852-1869). Výsledkem jeho práce byla konstrukce první křivky životnosti, tzv. Wöhlerovy křivky, která se stala základním napěťovým přístupem k návrhu provozu cyklicky namáhaných strojních součástí [1].

V první polovině 20. století byly dále prohlubovány poznatky o vlivu výrobní technologie, tepelného zpracování, asymetrie zatěžování a korozního působení okolního prostředí na únavovou životnost strojních komponent. Velký průlom přinesly práce Mansona a Coffina (1954), kteří při studiu tepelné únavy odhalili význam cyklických plastických deformací na dynamiku únavového proces v oblasti nízkého počtu cyklů do lomu. V 60. a 70. letech byly na základě aparátu lomové mechaniky pochopeny procesy probíhající při šíření únavových trhlin a byly navrženy vztahy popisující rychlost jejich šíření v závislosti na úrovni vnějšího zatěžování. Současný výzkum únavy se zaměřuje na hlubší pochopení dislokačních interakcí a vlivu strukturních parametrů na rezistenci materiálů vůči šíření trhlin [1,2].



Obr. 2.1 Schematická Wöhlerova křivka pro materiály s oblastí trvalé životnosti (a) a bez ní (b) [3].

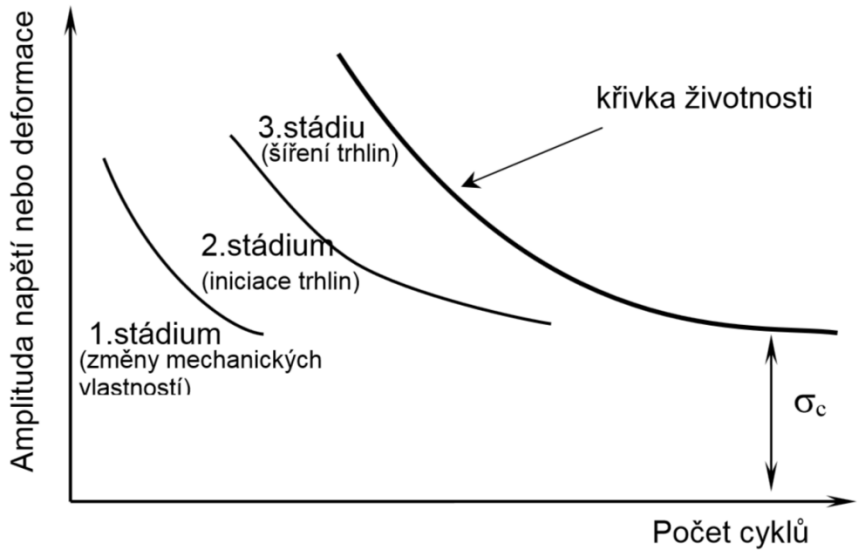
Jedním z nejzákladnějších přístupů k návrhu provozu cyklicky namáhaných těles je stále hojně používaná napěťová koncepce reprezentovaná Wöhlerovou křivkou, která udává závislost amplitudy napětí σ_a (při dané hodnotě středního napětí σ_m) na počtu cyklů do lomu N_f (obr. 2.1). Z ní vyplývá, že při cyklickém zatěžování při dané hladině amplitudy napětí dochází po jistém počtu cyklů k únavovému lomu součásti. Amplituda napětí, při které nedochází k lomu součásti ani po značném počtu cyklů, se nazývá mez únavy σ_c, která se stala významnou únavovou charakteristikou v oblasti vysokého počtu cyklů [2].

Vlastní křivka životnosti reprezentuje poslední stádium únavy materiálu, kdy nastává finální lom zatěžované součásti. Na základě typu dějů vyvolaných cyklickou plastickou deformací lze celý únavový proces rozdělit do několika konvenčně zvolených stádií (obr. 2.2), která se však vzájemně překrývají a trvají různě dlouho v závislosti na podmínkách zatěžování a mikrostrukturním stavu materiálu [2].

1) **Stádium změn mechanických vlastností.** V průběhu cyklického namáhání se mění v celém objemu zatěžovaného kovu hustota a rozložení mřížkových defektů, zejména dislokací. Interakcí dislokací s vnitřní strukturou se postupně vytváří příslušná dislokační substruktura determinující výsledné mechanické a fyzikální vlastnosti zatěžovaného materiálu. Změny sledovaných vlastností jsou výrazné na začátku procesu střídavého zatěžování a s rostoucím počtem aplikovaných cyklů obvykle vykazují saturující tendenci.

2) **Stádium nukleace únavových trhlin.** Nastává pouze v malé části z celkového objemu, a to v místech lokalizace cyklických plastických deformací. Nejčastěji se jedná o povrchové vrstvy vlivem jejich přirozené koncentrace napětí. Výjimku tvoří materiály strukturně heterogenní nebo obsahující apriorní defekty, kdy stádium nukleace chybí a celý únavový proces sestává pouze ze šíření těchto defektů až do finálního lomu.

3) **Stádium šíření trhlin**. Celý únavový proces opět probíhá jen ve velmi malé oblasti zatěžovaného kovu. Vlivem koncentrace napětí se cyklické deformace lokalizuji do oblasti čela nukleovaných mikrotrhlin, kde se vytváří příslušná plastická zóna. Šíření únavových trhlin bude výrazně závislé na lokální mikrostruktuře materiálu a charakteru plastické zóny na jejím čele. Vzniklé trhliny neustále rostou, kdy vlivem nerovnoměrného rozložení napjatosti v součásti je šíření většiny trhlin potlačeno tak, že postupně je růst reprezentován pouze jedinou, tzv. magistrální trhlinou. Jejím postupným růstem se zeslabuje zbylý nosný průřez součásti, až vlivem jeho přetížení nastává finální únavový lom.



Obr. 2.2 Jednotlivá stádia únavového procesu [3].

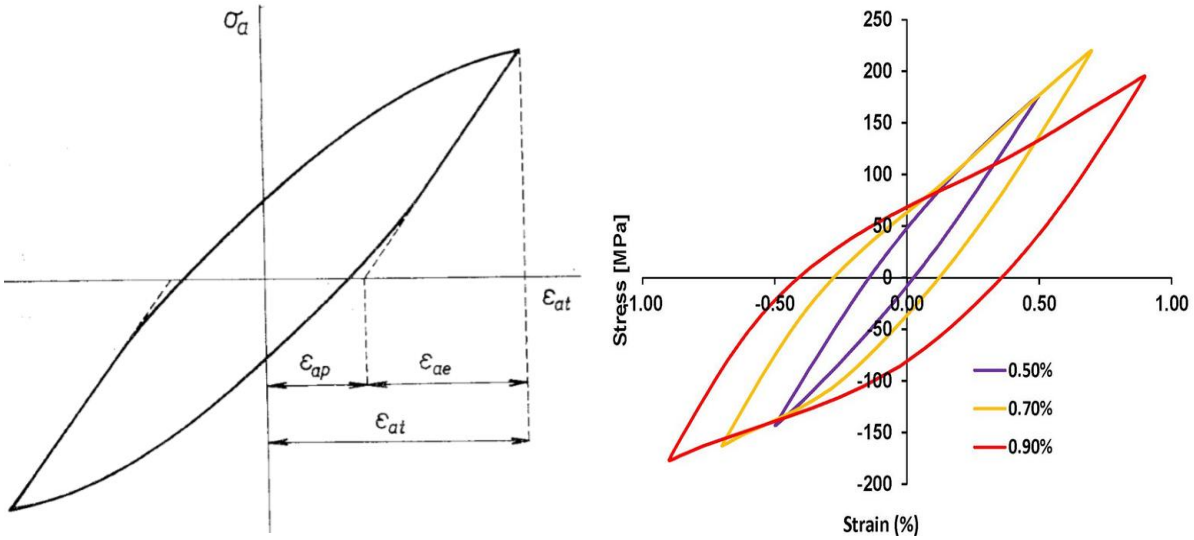
2.2 Stádium změn mechanických vlastností

Cyklické zpevnění a změkčení

V průběhu střídavého zatěžování kovů a slitin dochází vlivem procesů v mikrostruktuře materiálů ke změnám jejich mechanických a fyzikálních vlastností. Tyto změny jsou nejvýraznější na začátku průběhu zatěžování a s rostoucím počtem aplikovaných cyklů jejich intenzita rychle klesá. Po relativně malém počtu cyklů změny měřené veličiny ustávají nebo jsou jen nevýrazné a materiál se nachází v ustáleném (saturovaném) stavu. Z konstrukčního hlediska jsou nejvýznamnější změny mechanických vlastností, zejména odpor materiálu vůči cyklickému plastickému poškození vyvolaného působením vnějších sil.

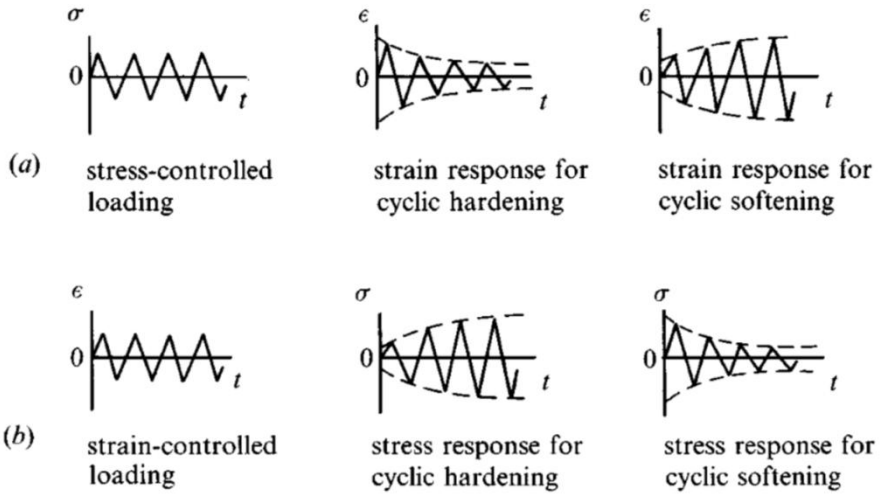
Nejvhodnějším způsobem detekce změn mechanických vlastností je měření a analýza hysterezních smyček za chodu zkušebního stroje. Na obr. 2.3a je schematicky znázorněna mechanická hysterezní smyčka pro jednoosý tah, kde σ_a je amplituda napětí, ε_{at} je amplituda celkové deformace, ε_{ap} je amplituda plastické deformace a ε_{ae} je amplituda elastické deformace. Moderní únavové zkušební stroje umožňují cyklické zatěžování testovaného

tělesa zvolenou hodnotou amplitudy napětí σ_a (měkký mód zatěžování) nebo zvolenou amplitudou plastické deformace ε_{ap} (tvrdý mód zatěžování) [2].



Obr. 2.3 Saturovaná mechanická hysterezní smyčka a) schematická, b) kovaná hořčíková slitina ZK60 [2,4].

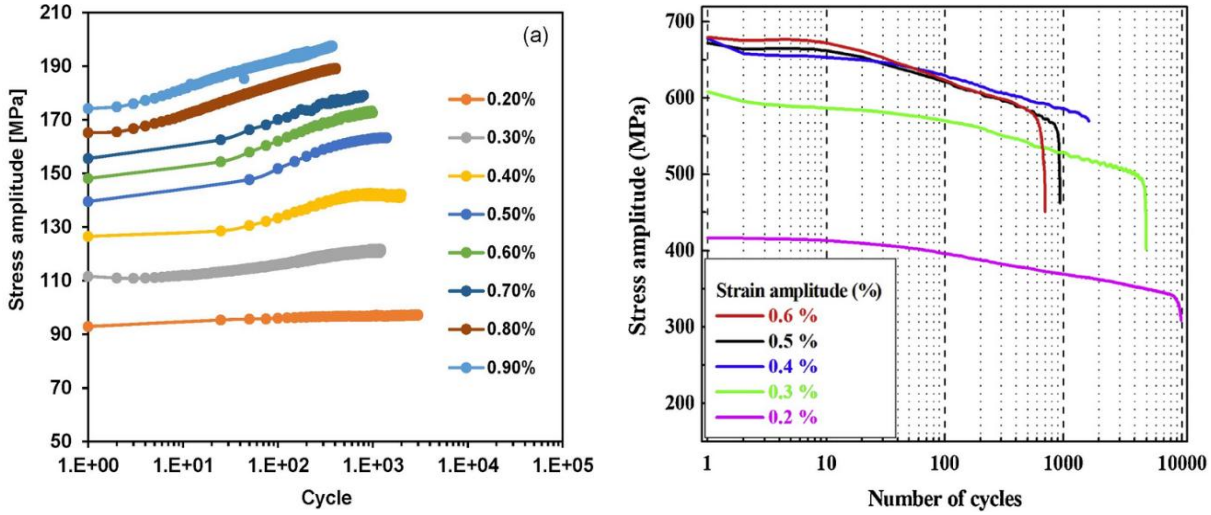
Napěťově deformační odezva v průběhu proměnného zatěžování je v každém cyklu namáhání reprezentovaná příslušnou hysterezní smyčkou. V závislosti na podmínkách zatěžování a vnitřní struktuře materiálu mohou nastat principiálně tři případy, buď odpor materiálu vůči cyklické deformaci vzrůstá – *cyklické zpevnění* nebo dochází k jeho poklesu – *cyklické změkčení*, případně nastupuje *superpozice obou stavů*. Je-li řízenou veličinou amplituda napětí, cyklické zpevnění se projevuje postupným poklesem detekované amplitudy celkové, případně plastické deformace. Při udržování konstantní hodnoty amplitudy deformace je cyklické zpevnění doprovázeno nárůstem detekované amplitudy napětí (obr. 2.4). U většiny reálných součástí bylo zjištěno, že je vhodnější sledovat jejich mechanickou odezvu na základě dat získaných v módu řízené amplitudy deformace [1,2].



Obr. 2.4 Schematické křivky cyklického zpevnění a změkčení, a) řízené napětí, b) řízená deformace [1].

1) **Cyklické zpevnění** (obr. 2.5a) je typické pro materiály v litém nebo žíhaném stavu. Základní vývoj struktury je charakteristický růstem hustoty dislokací, vytvářením dislokačních smyček, dipólů a interakcí dislokací s bodovými poruchami a konglomeráty bodových poruch. Výsledná saturovaná dislokační mikrostruktura se stává efektivní bariérou cyklické plasticity kovu, která se projevuje rostoucím odporem vůči střídavému zatěžování.

2) **Cyklické změkčení** (obr. 2.5b) je charakteristické pro materiály zpevněné, kdy jsou v průběhu cyklického zatěžování odstraněny nebo zeslabeny překážky pro dislokační pohyb. V případě deformačního zpevnění postupně klesá hustota dislokací a mění se jejich distribuce a výsledná struktura je závislá primárně na stupni deformace a teplotě tváření. V precipitačně vytvrzených materiálech dochází k postupnému rozrušování precipitátů procesem plastického usmyknutí a následným rozpouštěním jejich fragmentů do základní matrice kovu. Oba případy vedou k poklesu odolnosti materiálu vůči cyklické deformaci [2,5].

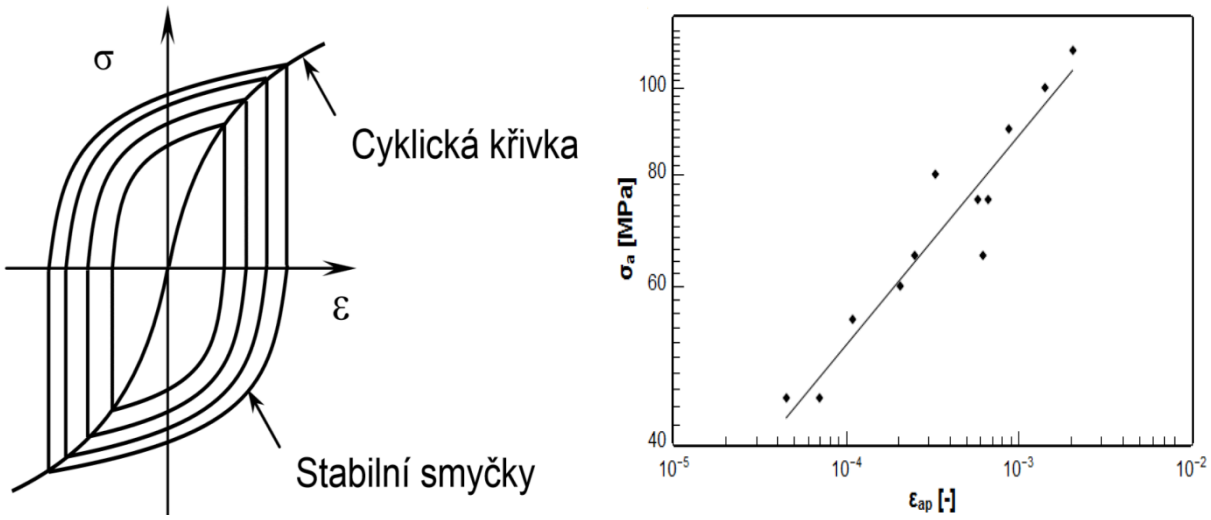


Obr. 2.5 Křivky cyklického zpevnění a změkčení pro různé hodnoty amplitudy deformace, a) litá hořčíková slitina ZK60, b) feriticko-martenzitická ocel X10CrMoVNb91 [4,6].

Nejvýznamnějším parametrem ovlivňujícím délku trvání stádia cyklického zpevnění a změkčení je charakter skluzu daného materiálu. Kovy a jejich slitiny je možné ve zjednodušeném pohledu rozdělit na dvě skupiny: na kovy s planárním charakterem skluzu (Cu, Al, Ni, feritické ocele) a na kovy s vlnitým charakterem skluzu (Fe-Si, austenitické ocele, α-mosazi). Materiály s vlnitým charakterem skluzu se vyznačují četným, a tedy snadným příčným skluzem dislokací, který je možná dát do souvislosti s vysokou energií vrstevné chyby. Druhá skupina se naopak vyznačuje obtížným příčným skluzem a nízkou energií vrstevné chyby. Délka trvání stádia cyklického zpevnění a změkčení, tedy rychlost dosažení příslušného saturovaného stavu, je u kovů s planárním charakterem skluzu značně delší než u kovů s vlnitým charakterem skluzu [2].

Cyklická deformační křivka

Většina materiálů podrobených střídavému zatěžování vykazuje stádium stabilizace mechanických vlastností již po relativně nízkém počtu aplikovaných cyklů. Amplituda napětí i deformace dosáhne svých saturovaných hodnot a ustálí se příslušná stabilizovaná hysterezní smyčka. Proložíme-li vrcholové body jednotlivých saturovaných hysterezních smyček pro různé hodnoty amplitudy zatěžování, získáme tím relaci mezi amplitudou napětí a amplitudou deformace v saturovaném stavu (obr. 2.6). Pokud materiál cyklicky zpevňuje či změkčuje po celou dobu únavového života, bereme za saturované hodnoty amplitudy napětí a deformace obvykle hodnoty při počtu cyklů, který odpovídá polovičnímu počtu cyklů do lomu. Získaná křivka se v literatuře označuje jako cyklická deformační křivka a je velmi důležitou únavovou charakteristikou materiálu, poněvadž popisuje plastickou odezvu kovu pro převážnou dobu únavové životnosti [2,7].



Obr. 2.6 Cyklická deformační křivka, a) definice, b) hořčíková slitina AZ31 [2,8].

Tahová křivka vyjadřuje závislost napětí na deformaci v prvním čtvrtcyklu zatěžování, cyklická křivka reprezentuje tutéž závislost po proběhnutí zpevnění nebo změkčení. Vzájemná poloha obou křivek proto jednoznačně určuje, zda daný materiál bude cyklicky zpevňovat nebo změkčovat. Leží-li tahová (jednosměrná) křivka pod cyklickou, pak materiál cyklicky zpevňuje, v opačném případě jde o případ změkčení. Velikost cyklického zpevnění a změkčení je poté určena rozdílem příslušných napětí obou křivek [2].

Průběh cyklické křivky napětí-deformace obvykle vynášíme v bilogaritmických souřadnicích, protože amplituda plastické deformace se mění až o několik řádů. Analogicky jako u tahové křivky je možné její průběh aproximovat mocninnou závislostí amplitudy napětí σ_a na amplitudě plastické deformace ε_{ap} vztahem dle Hollomona [7]:

$$\sigma_a = K' \cdot \varepsilon_{ap}^{n'}, \tag{2.1}$$

kde K' je součinitel (koeficient) cyklického zpevnění a n' je exponent cyklického zpevnění. Velikost součinitele cyklického zpevnění má význam extrapolované hodnoty amplitudy napětí pro amplitudu plastické deformace ε_{ap} = 1. Obdobně jako u statické meze kluzu $R_{p0,2}$ na tahové křivce můžeme zavést cyklickou mez kluzu $R'_{p0,2}$, která odpovídá amplitudě plastické deformace 0,2 %, tedy [5,9]:

$$R'_{p0,2} = K' \cdot (0{,}002)^{n'}. \tag{2.2}$$

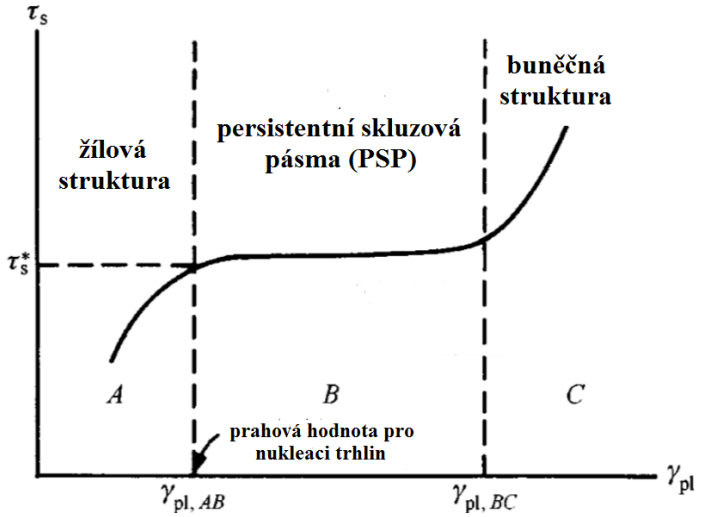
Na základě vztahu (2.1) a Hookova zákona je možné vyjádřit cyklickou deformační křivku vztahem dle Ramberg-Osgooda, a to jako závislost amplitudy napětí σ_a na amplitudě celkové deformace ε_{at} [9]:

$$\varepsilon_{at} = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K''}\right)^{1/n'}, \tag{2.3}$$

kde E představuje Youngův modul pružnosti materiálu.

Saturované dislokační struktury

Změny v mikrostruktuře materiálu v průběhu střídavého zatěžování jsou podmíněny cyklickou plastickou deformací. V kovech je tvárná deformace za normálních teplot realizována zejména skluzovým pohybem dislokací, totéž tvrzení je platné i pro deformaci cyklickou. Průběh cyklického zpevnění a změkčení a výsledné vlastnosti v saturovaném stavu jsou primárně určeny pohybem, generací a interakcí dislokací s okolními mřížkovými poruchami, případně jinými strukturními heterogenitami. Na obr. 2.7 jsou zobrazeny tři oblasti, které znázorňují odlišné typy dislokačních struktur cyklicky zatěžovaného monokrystalu v závislosti na velikosti aplikovaného smykového napětí τ, resp. smykové deformace γ_{pl}. Poznatky uvedené pro monokrystal jsou v obecně přijatelné platnosti s chováním polykrystalických kovových materiálů [1,2].



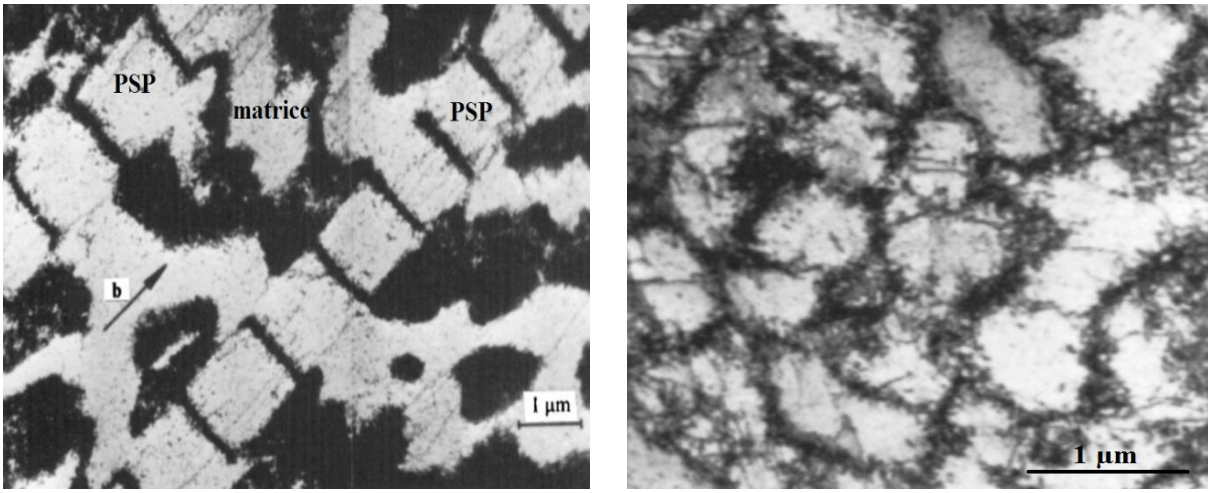
Obr. 2.7 Různé typy dislokačních struktur pro saturovanou τ – γ_{pl} křivku [1].

Vývoj dislokační struktury nezávisí pouze na velikosti zatěžování, ale také na mikrostrukturním stavu. Rozhodujícím parametrem pro vznik příslušné saturované dislokační struktury je charakter skluzu daného materiálu, tedy míra obtížnosti příčného skluzu, která je v přímé relaci s velikostí energie vrstevné chyby. S nepříliš velkým zjednodušením je poté možné konstatovat, že výsledná dislokační substruktura je určena pouze dvěma parametry, a to snadností příčného skluzu a velikostí zatěžování, resp. počtem cyklů do lomu [2,9].

1) **Žílová (pásová) struktura.** V oblasti malých amplitud plastické deformace, tedy v oblasti vysokocyklové únavy ($\gamma_{pl} < 6.10^{-5}$) se vytváří *žílová struktura* složená ze srovnatelně velkých oblastí bohatých na dislokace (žíly) a oblastí s minimální hustotou dislokací (kanály). Vznik takové struktury je vysvětlován intenzivní generací hranových dislokačních segmentů opačného znaménka a jejich vzájemnou interakcí za vzniku dislokačních dipólů, které postupně utváří dislokační stěny o velmi vysoké dislokační hustotě řádově 10^{15} m^{-2}.

2) **Persistentní skluzová pásma (PSP).** V rozsahu středních amplitud plastické deformace ($6.10^{-5} < \gamma_{pl} < 6.10^{-3}$) zůstává v matrici kovu žílová dislokační struktura, avšak kromě ní se zde vytváří jemnější oblasti ve tvaru vrstev rovnoběžných s primární skluzovou rovinou (obr. 2.8a). Tyto vrstvy označujeme jako *persistentní skluzová pásma*, která pronikají na povrch zatěžovaného kovu a vytváří zde příslušný deformační reliéf. Protože žílová matrice je schopná pojmout jen velmi malé tvárné deformace řádu 10^{-4}, probíhají procesy cyklické plasticity primárně ve skluzových pásmech, a to transportem dislokací podél jednotlivých kanálů.

3) **Buňková struktura.** Při vysoké amplitudě plastické deformace ($\gamma_{pl} > 6.10^{-3}$) nastává aktivace sekundárních skluzových systémů a jejich interakcí s dislokacemi primárního skluzového systému se utváří *struktura buňková* (obr. 2.8b). Dislokace vytvářejí prostorově uzavřené buňky, jejichž stěny jsou tvořeny dislokačními smyčkami a dipóly o velmi vysoké hustotě. Velikost buněk dosahuje zpravidla desetin až jednotek mikronů a jejich rozměr s rostoucí amplitudou klesá [1,2].



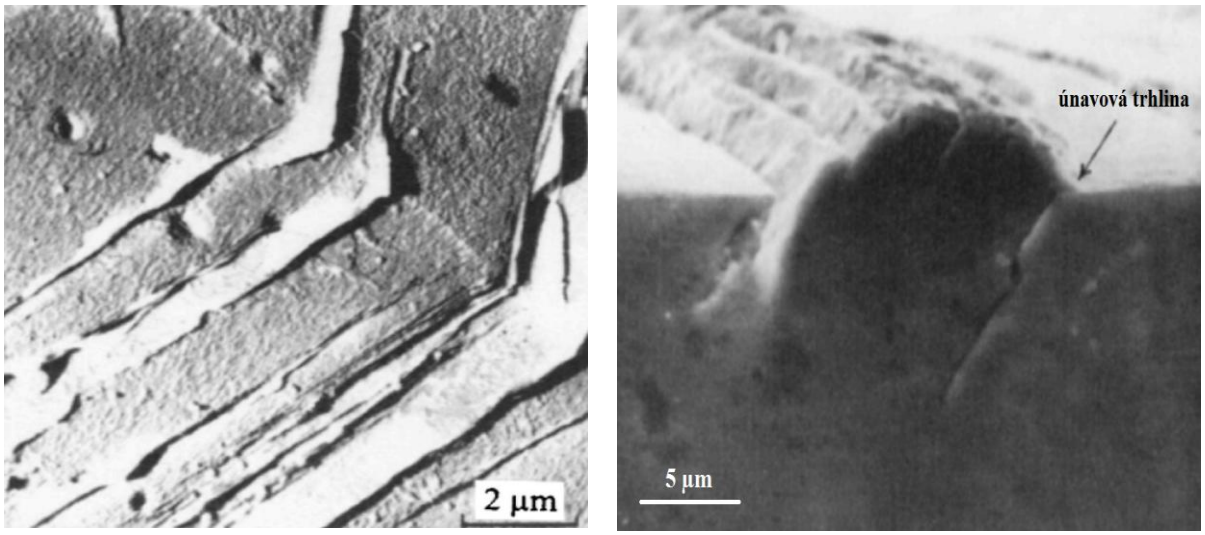
Obr. 2.8 Saturované dislokační struktury, a) persistentní skluzová pásma, b) buněčná struktura [1].

2.3 Stádium nukleace trhlin

Únavová životnost součástí je mimořádně citlivá na stav povrchu, který je výrazně ovlivněn povrchovým zpracováním a přítomností konstrukčních vrubů. Značné množství experimentů prováděných s pomocí různých laboratorních technik jasně prokázalo, že k nukleaci únavových trhlin v případě homogenních materiálů dochází přednostně na volném povrchu v místech koncentrace cyklické plastického poškození. Příčinou tohoto tvrzení je fakt, že povrchová topografie materiálu je přirozeným koncentrátorem napěťového pole vznikajícího při proměnném zatěžování. Bylo však zjištěno, že se tato skutečnost uplatňuje i při cyklickém zatěžování hladkých těles, neboť se na povrchu součásti vytváří povrchový deformační reliéf. V případě strukturně heterogenních materiálů mohou únavové trhliny nukleovat i ve vnitřní struktuře v oblasti sekundárních fází, gradientních přechodů nebo z apriorních defektů pocházejících z výrobního procesu [2,9].

Únavový povrchový reliéf

Tvorba skluzových pásem a povrchového reliéfu je nejvýznamnějším projevem únavového procesu, a to i v případě materiálů, u kterých k nukleaci trhlin dochází v jiných místech cyklicky deformované struktury. První obecný mechanismus tvorby persistentních skluzových pásem pro jednofázové kovy navrhl Wood (1958). Ten předpokládá, že opakované cyklické zatěžování vede ke skluzu dislokací v několika paralelních rovinách svírající úhel 45° s vnějším zatížením. Výsledkem ireverzibility skluzu je tvorba povrchového mikroreliéfu obsahujícího dva typy nerovností – místa vytlačená z kovu (extruze) a místa vtlačená do kovu (intruze). Oblast intruzí následně působí jako efektivní koncentrátor napětí a je místem nukleace únavových trhlin (obr. 2.9). Adjektivum persistentní značí skutečnost, že i po odleptání dochází vlivem opakovaného cyklického zatěžování k opětovnému vzniku povrchového mikroreliéfu [1,2,9].

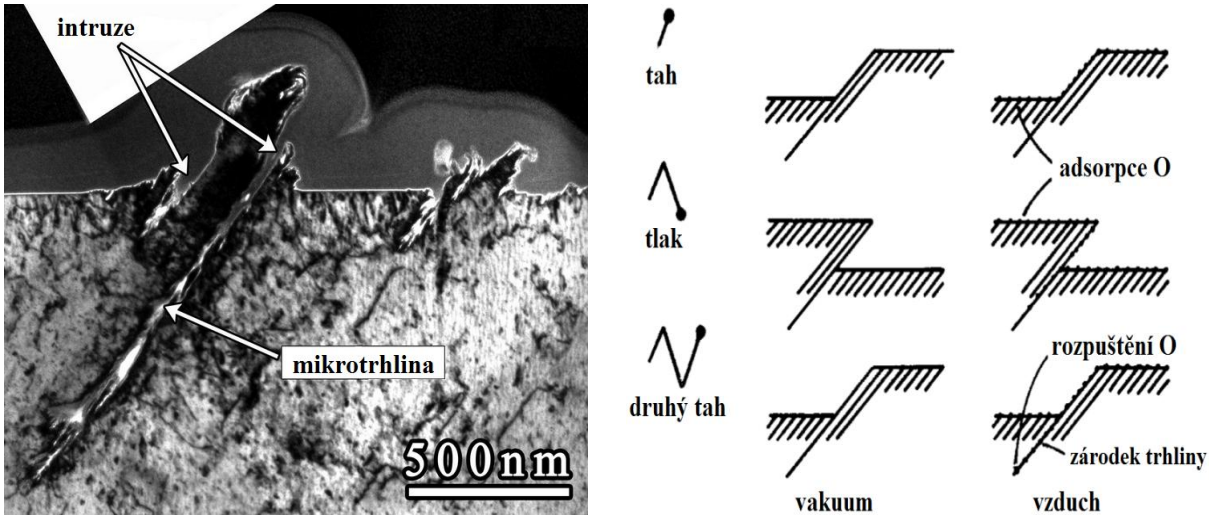


Obr. 2.9 Únavový povrchový mikroreliéf v polykrystalu Cu (SEM), a) skluzové stopy na povrchu mědi, b) persistentní skluzová pásma s jasně patrnou únavovou trhlinou v oblasti intruze [1].

Zásadní podmínkou pro vznik skluzových pásem je ireverzibilita plastických deformací při cyklickém skluzu. Tato skutečnost je dnes vysvětlována pomocí dvou základních modelů. První předpokládá, že v saturovaném stavu musí existovat dynamická rovnováha mezi počtem generovaných a anihilovaných dislokací. Dále předpovídá, že průchodem dislokací ve dvou paralelních rovinách dochází k jejich vzájemné anihilaci prostřednictvím příčného skluzu za vzniku bodových poruch, které vedou ke vzniku extruze a ireverzibilitě celého procesu. Druhý model je založený na představě, že příčinou ireverzibility dislokačního pohybu ve dvou sousedících rovinách jsou odlišné velikosti zpětných napětí od příslušných dislokačních nakupení [10].

Mechanismy nukleace mikrotrhlin

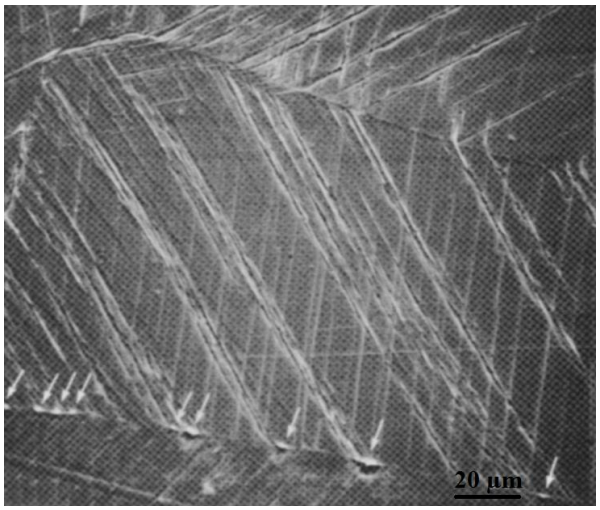
Tvorba persistentních skluzových pásem vede ke vzniku mnoha ostrých defektů na původně hladkém povrchu součásti v oblasti koncentrace cyklických plastických poškození (obr. 2.10a). Počet pásem obsahující intruze se zvyšuje s rostoucí hodnotou amplitudy deformace. Jako první je pozorován vznik extruzí a až poté, po jistém zpoždění, dochází k tvorbě intruzí, jejichž hloubka vzrůstá lineárně s aplikovaným počtem zátěžných cyklů. S rostoucí velikostí intruzí se zároveň na jejich špici zvyšuje podíl lokalizovaných plastických deformací v rámci daného skluzového pásma. Cyklický skluz následně vede ke vzniku nového povrchu během tahového nebo tlakové půlcyklu. Vlivem působení okolního prostředí (obr. 2.10b) nedochází během inversního půlcyklu k úplnému spojení nových volných povrchů, což má za následek ireverzibilitu procesu a růst intruze v podobě ostré trhliny do vnitřní struktury materiálu [11].



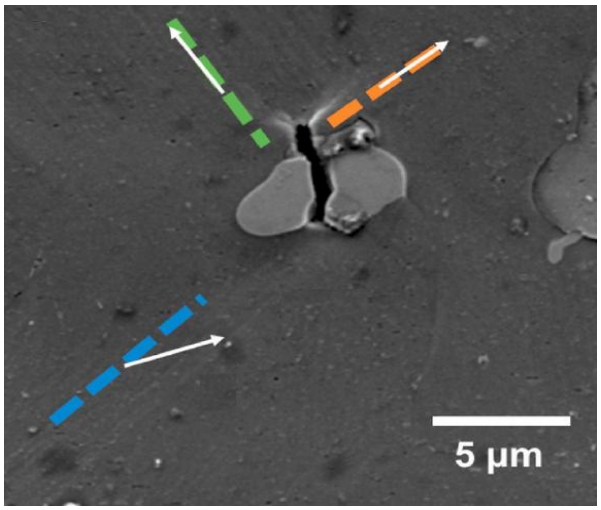
Obr. 2.10 Nukleace únavových mikrotrhlin v oblasti skluzových pásem, a) povrchový reliéf austenitické ocele 22Cr25NiWCoCu, b) model vzniku trhlin vlivem okolního prostředí [1,11].

Nukleace únavových trhlin po hranicích zrn je obecně méně běžná. Vyskytuje se u součástí pracujících v korozním prostředí, které primárně napadá hranice zrn a částice zde vyloučené. Dále byla pozorována za zvýšených teplot vlivem tvorby interkrystalických kavit a vzniku defektů vzájemnými pokluzy jednotlivých zrn. Bylo také zjištěno, že skluzová

pásma vedoucí k nukleace trhliny mohou vznikat i po hranicích zrn, a to zvláště v oblasti vysokých amplitud deformací (obr. 2.11). Významnou roli v kovech s plošně středěnou mřížkou sehrává i dvojčatění. Pokud jsou hranice dvojčat rovnoběžné s rovinami skluzu, potom se skluzová pásma mohou právě nacházet v oblasti vysoké napjatosti dvojčatové hranice. Z těchto ryze geometrických důvodů se stává dvojčatění dalším přijatelným mechanismem nukleace únavové trhliny [1].



Obr. 2.11 Skluzové čáry a nukleace defektů podél hranice zrna [1].



Obr. 2.12 Praskání sekundární fáze hliníkové slitiny 2024 s vyznačenými skluz. rovinami [12]

V inženýrských součástech vyrobených z komerčních slitin mohou únavové mikrotrhliny nukleovat nejen na volném povrchu, ale také v oblasti vměstků, pórů, ředin, dutin, přeložek, makroskopických koncentrátorů napětí a jiných strukturních a chemických heterogenit. V případě vysokopevných slitin, kompozitních materiálů a litin se mohou stát přednostními místy pro nukleaci mikrotrhlin částice sekundárních fází (precipitáty, fáze výztuhy, částice grafitu). První příčinou je praskání těchto částic vlivem deformačně indukovaného pnutí, která vznikají na základě rozdílně tuhosti matrice a sekundárních fází při střídavém zatěžování (obr. 2.12) a mozaiková pnutí mající původ v odlišné tepelné roztažnosti primární a sekundární struktury. Druhým významným jevem je interfázová dekoheze, která je zejména ovlivněna mírou smáčivosti matrice a dané vyztužující fáze [1,9].

Základním nositelem precipitačního zpevnění vysokopevných hliníkových slitin jsou částice S-fáze (Al_2CuMg) a β-fáze (Al_7Cu_2Fe) o průměru 1-10 µm. V případě slitiny 2024-T4 byla pozorována jak dekoheze precipitátů od matrice, tak jejich praskání, a to podél jednotlivých dominantních skluzových rovin. V průběhu cyklického zatěžování jsou precipitáty v závislosti na jejich tvrdosti a tuhosti rozrušovány na jednotlivé fragmenty, které se mohou stát termodynamicky nestabilní a dochází k jejich rozpuštění do základní matrice kovu. Dále bylo zjištěno, že pravděpodobnost nukleace únavových trhlin výrazně vzrůstá s průměrným rozměrem přítomných částic, a to přibližně do velikosti 10 µm, kdy se pravděpodobnost dále zvyšuje jen nevýrazně. Významnou roli kromě rozměrů samozřejmě sehrává také množství precipitátů, jejich distribuce a poloha ve struktuře [1,12].

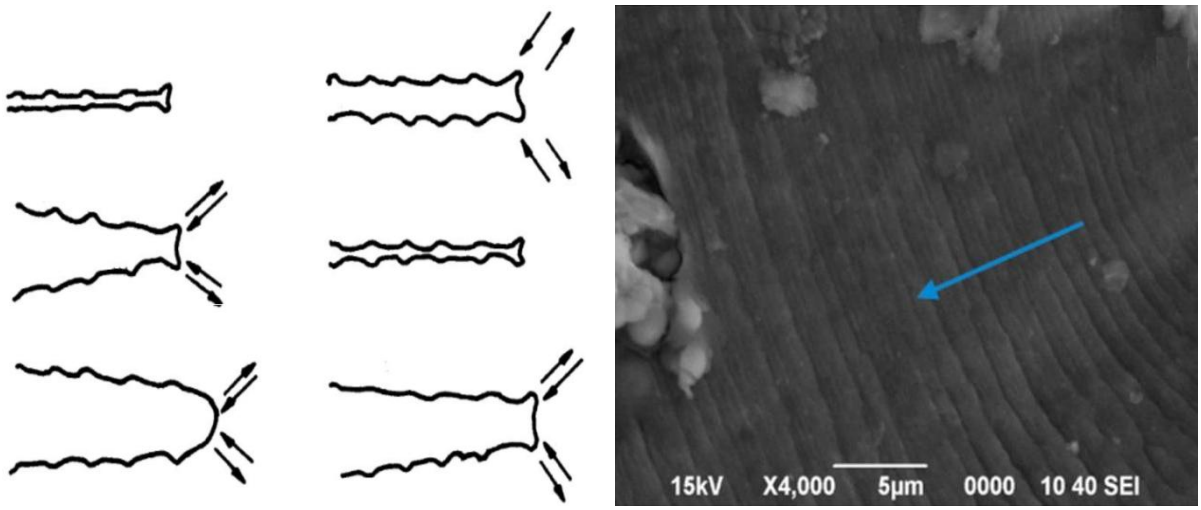
2.4 Stádium šíření trhlin

Ve většině kovových materiálů, které jsou podrobené střídavému působení vnějších sil, předchází finálnímu lomu součásti etapa stabilního šíření trhlin. Podmínky, za kterých dochází k jejich růstu, závisí zejména na kombinaci velikosti zatěžování, délky trhlin, geometrii součásti, strukturním stavu a agresivitě okolního prostředí. Rychlost šíření trhlin za podmínky konstantní amplitudy napětí je vyjádřena jako přírůstek délky únavové trhliny za jeden zátěžný cyklus, tedy dl/dN. Odpor struktury materiálu proti šíření přítomných trhlin se stává klíčovým parametrem determinující dynamiku únavového procesu, a tím délku zbytkové životnosti každé cyklicky zatěžované součásti [1].

V případě materiálů, které nevykazující výrazně heterogenní strukturu, končí nukleační stádium vytvořením povrchovým mikrotrhlin. Tyto mikrotrhliny leží podél aktivních skluzových rovin, v nichž je největší smykové napětí. Při jednoosém zatěžování se jedná o roviny, které svírají přibližně úhel 45° s vektorem vnějšího napětí. V průběhu dalšího cyklického zatěžování se tyto mikrotrhliny propojují a rostou do vnitřní struktury materiálu, a to podél jednotlivých skluzových rovin. Postupně je růst většiny z nich potlačen a jen menší počet proniká do hloubky větší než desítky mikrometrů. S cyklicky narůstající délkou dochází k odchylování trhlin od aktivní skluzové roviny do roviny kolmé ke směru vnějšího zatížení, kdy se zpravidla šíří už jen jediná trhlina označovaná jako magistrální. Tento přechod se v literatuře označuje jako přechod z krystalografického šíření trhliny do fáze nekrystalografického šíření a je inherentní vlastností materiálu při daných parametrech zatěžování [2].

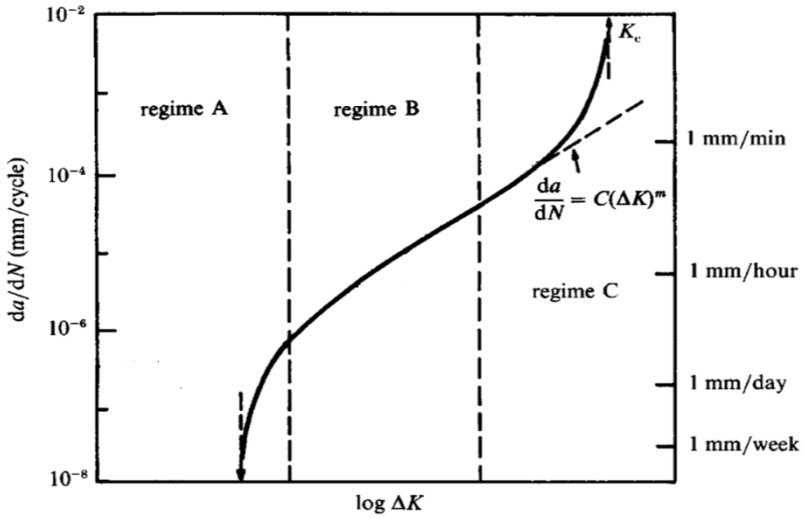
1) **Šíření krátkých trhlin.** Šíření v této fázi je vždy krystalografické, a to v rovině maximálních smykových napětí. Velikost plastické zóny na čele trhliny je pouze malého rozsahu a rychlost šíření je vysoce variabilní v závislosti na přítomnosti mikrostrukturních bariér, kterými jsou hranice zrna, částice sekundárních fází nebo deformační dvojčata. V případě nízkých hladin zatěžování bylo pozorováno, že existuje prahová hodnota, kdy k růstu trhlin vůbec nedochází. To je vysvětlováno skutečností, že k růstu trhlin může dojít pouze tehdy, pokud velikost plastické zóny na čele trhliny je srovnatelná s velikostí přítomných strukturních bariér.

2) **Šíření dlouhých trhlin.** V tomto stádiu se trhliny šíří planárně, a to v rovině kolmé ke směru vnějšího napětí. Plastická zóna na čele magistrální trhliny pokrývá oblast několika zrn a rychlost šíření je jednoznačně definovatelná na základě velikosti amplitudy napětí. U většiny tvárných materiálů je možné na lomové ploše pozorovat charakteristické žlábky označené jako *únavové striace* lomové plochy. Rozměr těchto útvarů odpovídá délce nárůstu trhliny během jednoho zátěžného cyklu a může být použit k odhadu rychlosti růstu únavové trhliny za ne zcela přesného předpokladu, že striace vzniká během každého zátěžného cyklu. Na obr. 2.13 je znázorněn nejjednodušší model vzniku striací, tzv. Lairdův model, který předpokládá opakované zostřování a otupování čela trhliny jako důsledek cyklického zatěžování [1,13].



Obr. 2.13 Únavové striace lomové plochy, a) model vzniku, b) hliníková slitina 2024-T3, SEM [1,13].

Výsledky experimentálního měření rychlosti šíření únavových trhlin jsou schematicky znázorněny na obr. 2.14. Tato křivka, která je označována jako *kinetický diagram únavového poškození*, reprezentuje závislost rychlosti šíření na amplitudě faktoru intenzity napětí v bilogaritmických souřadnicových osách. V oblasti malých rychlostí šíření se blíží jisté prahové hodnotě, pod kterou se růst trhlin zastaví. Směrem k vysokým rychlostem šíření se křivka asymptoticky blíží hodnotě, při které nastává závěrečný lom. Z praktického hlediska je nejvýznamnější pouze oblast prahových a středních rychlostí, protože etapa vysokých rychlostí šíření je záležitostí již jen několika posledních cyklů únavového života [2,14].



Obr. 2.14 Schematický kinetický diagram únavového poškození [1].

Nejvýznamnějším důsledkem lomové mechaniky je možnost popisu rychlosti šíření únavové trhliny v závislosti na amplitudě zatěžování bez ohledu na tvar tělesa. Pro nízká nominální napětí a dlouhé trhliny, kdy dochází pouze k velmi lokalizované plastifikaci čela trhliny, je možné použít pro popis šíření aparát lineárně elastické lomové mechaniky. V případě elastoplastického zatěžování, kdy na čele trhliny vzniká plastická zóna velkého

rozsahu, je nutné použít koncepci J-integrálu namísto součinitele (faktoru) intenzity napětí *K*. Paris a Erdogan (1963) experimentálně zjistili, že rychlost šíření únavové trhliny je jednoznačnou funkcí rozkmitu faktoru intenzity napětí *ΔK* (2.4), tedy platí:

$$\frac{dl}{dN} = A \cdot (\Delta K)^m, \tag{2.4}$$

$$\Delta K = 2 \cdot K_a = K_h - K_d\,, \tag{2.5}$$

$$K_a = f \cdot \sigma_a \cdot \sqrt{\pi \cdot l} \tag{2.6}$$

kde *A*, *m* jsou materiálové charakteristiky, K_a je amplituda faktoru intenzity napětí, K_h a K_d jsou horní a dolní hodnota faktoru intenzity napětí zátěžného cyklu, f reprezentuje geometrický faktor a *l* je okamžitá délka únavové trhliny [1,5].

Exponent *m* je pro houževnaté slitiny nejčastěji v rozmezí tři až čtyři. Ze vztahu 2.4 vyplývá, že rychlost šíření trhlin je nulová pouze v případě, kdy materiál není zatěžován. Bylo však experimentálně prokázáno, že k šíření trhlin nedochází v případě, kdy velikost amplitudy napětí nedosáhne příslušné prahové hodnoty. Lukáš a Klesnil navrhli modifikaci původního vztahu (2.4) tak, že:

$$\frac{dl}{dN} = A \cdot (\Delta K - \Delta K_{th})^m, \tag{2.7}$$

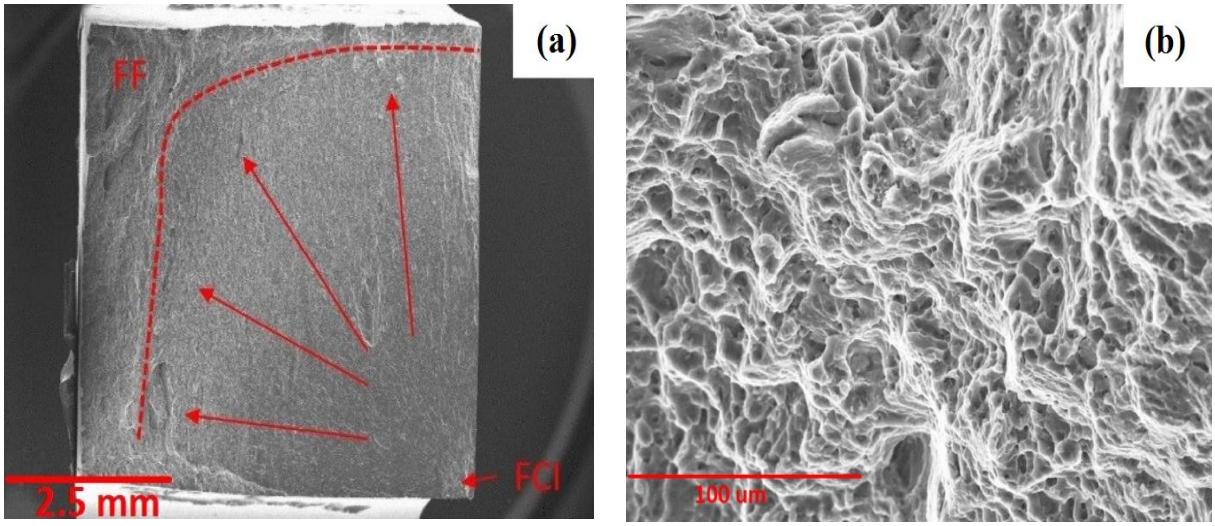
kde ΔK_{th} je prahová hodnota rozkmitu součinitele intenzity napětí, pod kterou se růst únavové trhliny zastaví. Tento vztah zahrnuje jak lineární oblast kinetického diagramu, která je definovaná vztahem (2.4), tak oblast prahových hodnot [2].

Z Paris-Erdoganovy rovnice a definice faktoru intenzity napětí vyplývá, že rychlost šíření v daném cyklu je jednoznačně určena amplitudou zatěžování a okamžitou délkou trhliny. Všechny ostatní vlivy jsou v neexplicitní podobě vyjádřeny pomocí přítomných materiálových charakteristik. Zásadní vliv na jejich velikost má zejména parametr asymetrie zatěžování, přítomnost korozního prostředí a teplota. Bylo zjištěno, že k růstu trhliny dochází pouze v tahové části cyklu, proto při čistě tlakovém zatěžování (míjivý a pulzující cyklus v tlaku) nedochází k šíření trhlin při žádné hladině napětí. Rychlost šíření trhlin také velmi silně závisí na prostředí, ve které probíhá cyklické zatěžování. V případě intertních prostředí (vakuum, suchý argon) je kinetika růstu trhlin řádově nižší, než v prostředích agresivních (vlhký vzduch, roztoky kyselin, zásad a solí). Tato skutečnost je vysvětlována vznikem korozních produktů na volných površích rostoucí trhliny vedoucích k ireverzibilitě deformací v plastické zóně trhliny při cyklickém skluzu [2,9].

2.5 Únavový lom a morfologie lomové plochy

S rostoucím počtem aplikovaných cyklů dochází k postupnému růstu magistrální trhliny za současného zeslabování nosného průřezu součásti. Zvyšující se napjatost vede během posledních pár cyklů k rychlému vyčerpání plasticity zbylého průřezu a rozvoje náhlého kvazistatického dolomu během posledního zátěžného cyklu. Charakter finálního dolomu je přitom obvykle podobný statickému porušení a je závislý primárně na plasticitě zatěžovaného kovu. U houževnatých slitin se jedná z faktografického hlediska o tvárný lom s charakteristickou jamkovou morfologií. V případě vysokopevných a málo tvárných materiálů, u kterých je znesnadněn dislokační pohyb, je možné finální dolom spojit s dosažením lomové houževnatosti a následným nestabilním šířením magistrální trhliny při závěrečném tahovém půlcyklu. Lomová plocha zbylého nosného průřezu je poté výrazně hladší a v některých případech je možné pozorovat štěpné fazety, které jsou typickým znakem křehkého porušení.

Vzhled lomové plochy nám poskytuje základní informace o průběhu únavového procesu, mezi něž patří velikost a druh aplikovaného namáhání, korozní agresivita okolního prostředí a také umožňuje hrubý odhad pevnostních a plastických vlastností. Na obr. 2.15 je zobrazena únavová lomová plocha, na níž lze pozorovat tři základní domény – oblast nukleace únavové trhliny obvykle lokalizované v blízkosti povrchu tělesa, dále pásmo stabilního šíření trhliny a oblast závěrečného dolomu zbylého nosného průřezu. V druhé zmiňované oblasti se u některých součástí vyskytují makroskopicky viditelné tzv. postupové (odpočinkové) čáry. Jedná se o korozní produkty vzniklé na čele únavové trhliny při změně parametrů zatěžování nebo při jeho úplném přerušení. Oblast dolomu je obvykle tvárná, kdy hloubka jednotlivých jamek je ukazatelem míry houževnatosti, přičemž hlubší jamky vznikají jako důsledek vyšší plasticity materiálu [15].



Obr. 2.15 Vzhled únavové lomové plochy, a) makropohled s vyznačeným místem nukleace trhliny (FCI), b) mikrofraktografie oblasti finálního statického dolomu (FF) [15].

2.6 Křivky životnosti

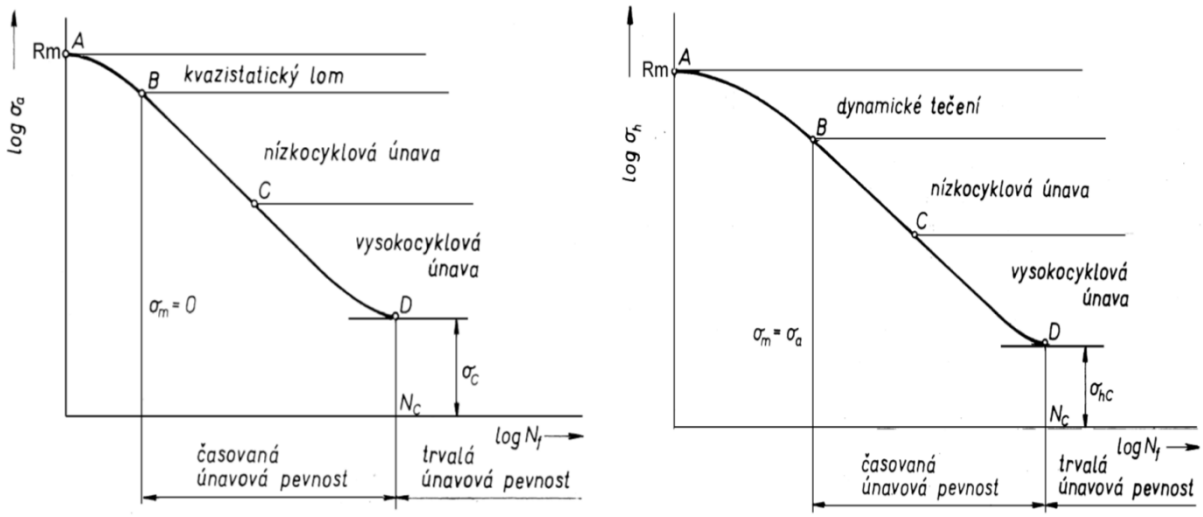
Pro posuzování únavové životnosti cyklický namáhaných těles a konstrukcí slouží dodnes hojně používaný napěťový přístup zavedený A. Wöhlerem. Výsledkem jeho práce je konstrukce Wöhlerovy křivky, která udává závislost amplitudy napětí σ_a na odpovídajícím počtu cyklů do lomu N_f. Únavová odolnost je poté reprezentovaná mezí únavy materiálu σ_c, tedy napětím, při kterém nedochází k lomu součásti ani po libovolně velkém počtu zátěžných cyklů. Tato koncepce nalezla široké uplatnění v aplikacích, kdy je součást vystavena působení relativně nízkých zátěžných sil, které vedou primárně k elastickým deformacím struktury. V tomto případě jsou komponenty navrhovány na velmi dlouhou únavovou životnost, tedy pro použití v oblasti tzv. *vysokocyklové únavy* (HCF).

Charakteristickým rysem dnešní doby je velký důraz kladený na úsporu hmotnosti strojních součástí, který vede k dimenzování na omezenou životnost, kdy se Wöhlerova křivka stává nedostačující únavovou charakteristikou pro účely inženýrské praxe. V oblasti tzv. *nízkocyklové únavy* (LCF) je velikost zatěžování již dostatečně vysoká k rozvoji nezanedbatelných plastických poškození, které mají kumulativní charakter a vedou po jistém počtu cyklů k lomu součásti. Rozhodujícím parametrem únavové pevnosti se poté stává schopnost kovu snášet střídavé plastické deformace v poli silových napětí. U součástí obsahující konstrukční vruby nebo jiné geometrické prvky je nutné uvažovat jak velikost napěťových koncentrací, tak rozsah vznikajících plastických deformací [1,2].

Wöhlerova křivka životnosti

Wöhlerova křivka může být konstruována pro různé hodnoty středních napětí σ_m, která ovlivňují její průběh. Obvykle se experimentálně zjišťují pouze dvě křivky, a to pro případ symetrického zatěžování ($\sigma_m = 0$) nebo při míjivém cyklu ($\sigma_m = \sigma_a$). Pro oba diagramy (obr. 2.16) je společný růst počtu cyklů do lomu s klesající velikostí amplitudy napětí. Tuto část diagramu nazýváme oblastí časové únavové pevnosti, která je zleva ohraničená kvaziúnavovým lomem a zprava počtem cyklů, nad nímž nedochází k únavovému porušení. Oblast zatěžování pod mezí únavy připadá doméně trvalé únavové pevnosti [2].

U většiny materiálů dochází při počtu cyklů 10^6 až 10^7 ke stabilizaci poklesu na Wöhlerově křivce. Toto ustálení odpovídá příslušné velikosti meze únavy, která je pro většinu materiálů v rozmezí 35 až 50 % hodnoty tahové pevnosti. Mnoho vysokopevných ocelí, hliníkových slitin a jiných materiálů obecně nevykazují existenci meze únavy, kdy je pozorován setrvalý pokles amplitudy napětí s rostoucím počtem cyklů do lomu. V těchto případech se mez únavy zavádí smluvně jako napětí, při kterém nedochází k lomu zkušebního tělesa po zjištěném počtu aplikovaných cyklů (obvykle 10^7 až 10^8) [1].



Obr. 2.16 Wöhlerova křivka životnosti, a) symetrický zátěžný cyklus, b) míjivý cyklus [2].

V oblasti *kvazistatického lomu* (ELCF) je porušení tělesa pozorováno během několika jednotek či desítek zátěžných cyklů. Přitom se nejedná o vlastní únavový proces charakteristický nukleací trhlin v místech koncentrace cyklických plastických deformací. Lomová plocha vykazuje všechny znaky tvárného porušení, kdy k nukleaci defektů dochází ve vnitřní struktuře materiálu v oblasti heterogenit. Vzhledem k vysoké hladině zatěžování nastává výrazná změna příslušné napěťově deformační odezvy bez pozorovaného dosažení saturace mechanických vlastností. Jestliže je hodnota celkové deformace v prvním půlcyklu nižší, než odpovídající deformace v okamžiku plastické nestability, dochází při dalším namáhání u cyklicky zpevňujících slitin k vyčerpání plasticity v celém zatěžovaném objemu a k rychlému růstu vzniklých defektů. V případě cyklického změkčování může být s rostoucí amplitudou napětí dosaženo plastického nestability a následného lomu v kriticky oslabené části průřezu [2,7].

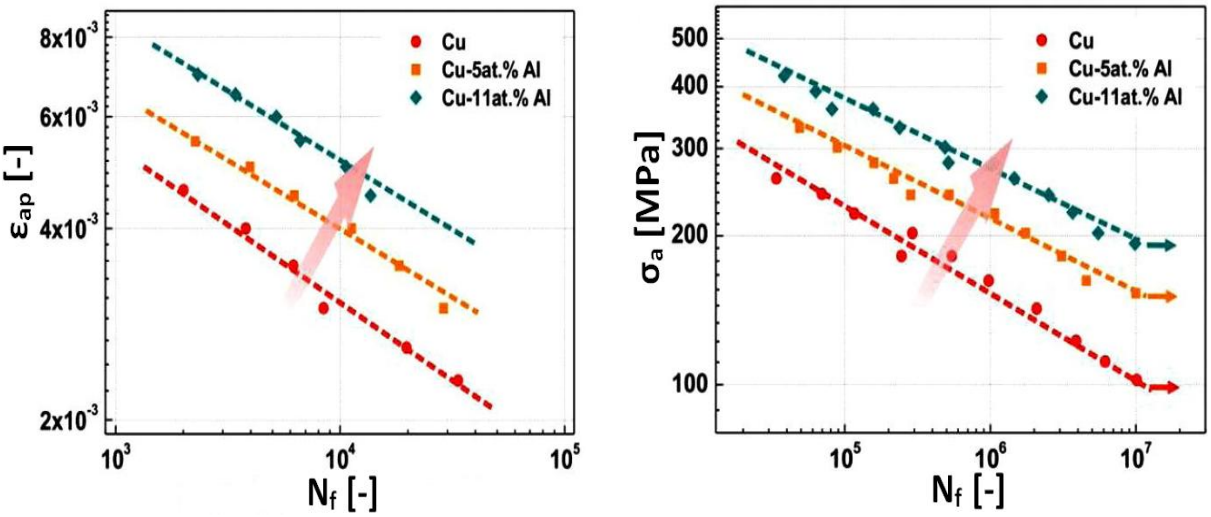
Křivky životnosti v nízkocyklové oblasti

Rozhodujícím parametrem v nízkocyklové oblasti je rezistence struktury materiálu proti účinkům mikroplastických poškození, kdy amplituda deformace dosahuje hodnot řádu 10^{-4} až 10^{-2}. V tvrdém módu zatěžování, kdy konstantní veličinou je amplituda deformace, je únavová životnost součásti popsána pomocí *Mansonovy-Coffinovy křivky*. Ta udává relaci mezi amplitudou plastické deformace ε_{ap} a příslušným počtem cyklů do lomu N_f. Mansonův-Coffinův vztah může být vyjádřen mocninnou závislostí:

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon'_f \cdot \left(2N_f\right)^c, \tag{2.8}$$

kde ε'_f se označuje jako součinitel únavové tažnosti, který je dán extrapolací amplitudy plastické deformace na první půlcyklus zatížení. Parametr c je exponent únavové tažnosti a vyjadřuje sklon křivky životnosti v logaritmických souřadnicích. Obě konstanty lze považovat za únavové vlastnosti materiálu za podmínek řízené amplitudy deformace [2,16].

Nejjednodušším způsobem určení Mansonovy-Coffinovy křivky (obr. 2.17a) je zatěžování zkušebního tělesa konstantní amplitudou plastické ε_{ap}, resp. celkové deformace ε_{at} a měření odpovídajícího počtu cyklů do lomu N_f. Výsledných parametrů křivky lze následně dosáhnout s pomocí regresní analýzy. Data pro konstrukci Mansonovy-Coffinovy křivky je také možné získat při řízení konstantní velikosti amplitudy napětí σ_a. V tomto případě měříme hysterezní smyčky, z nichž získáme saturovanou hodnotu amplitudy ε_{ap} pro naměřený počet cyklů do lomu. Řada experimentálních prací prokázala, že velikost součinitele únavové tažnosti není možné pro většinu konstrukčních materiálů úspěšně korelovat se skutečnou lomovou deformací získanou na základě tahové zkoušky.



Obr. 2.17 Křivky životnosti slitiny Cu-Al pro různé obsahy legujícího Al, a) Mansonova-Coffinova křivka, b) Wöhlerova-Basquinova křivka [17].

Únavový proces je možné popisovat nejen pomocí deformačního přístupu reprezentovaného Mansonovým-Coffinovým diagramem, ale také na základě odolnosti materiálu proti únavovému poškozování při silovém zatěžování. V oblasti časové pevnosti je možné Wöhlerovu křivku životnosti aproximovat vztahem, který navrhl Basquin (1910). Tato mocninná relace se v literatuře označuje jako *Wöhlerova-Basquinova křivka* (obr. 2.17b), jež udává závislost amplitudy napětí σ_a na odpovídajícím počtu cyklů do lomu N_f, tedy:

$$\sigma_a = \sigma'_f \cdot \left(2N_f\right)^b, \tag{2.9}$$

kde σ'_f je součinitel únavové pevnosti, který je dán extrapolací křivky životnosti na první půlcyklus zatížení. Konstanta b představuje exponent únavové pevnosti, který je roven sklonu přímky v linearizovaném tvaru příslušné rovnice. Pro většinu konstrukčních materiálu, při vhodně zvolených parametrech cyklického zatěžování, se podařilo úspěšně korelovat hodnotu součinitele únavové pevnosti se skutečnou velikostí lomového napětí, které bylo stanoveno při jednosměrném kvazistatickém namáhání.

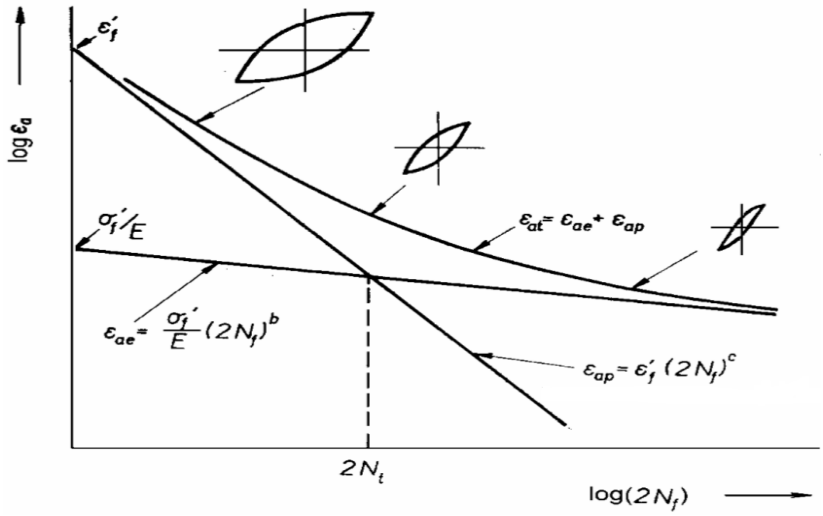
Jednotlivé křivky životnosti stanovené při různých módech zatěžování, které jsou popsané rovnicemi (2.8) a (2.9) lze vzájemně předvádět pomocí cyklické deformační křivky,

která udává vztah mezi amplitudou napětí σ_a a amplitudou plastické deformace ε_{ap} v saturovaném stavu. Uvedené tvrzení znamená, že obě křivky životnosti nejsou z matematického hlediska nezávislé. Příslušné únavové parametry můžeme vyjádřit jejich vzájemnými kombinacemi podle rovnic:

$$n' = \frac{b}{c}, \tag{2.10}$$

$$\sigma'_f = K' \cdot \left(\varepsilon'_f\right)^{n'}, \tag{2.11}$$

a proto v oblasti nízkocyklové únavy popisuje cyklickou plasticitu a únavovou životnost materiálu pouze pomocí 4 nezávislých parametrů, tj. K', n', ε'_f, c [2].



Obr. 2.18 Schematický průběh křivek životnosti (Mansonův diagram). [3].

Z experimentálních důvodů provádíme únavové zkoušky v módu řízené amplitudy celkové deformace, která se skládá z elastické a plastické složky. Tento přístup má i své praktické odůvodnění, neboť většina konstrukčních komponent je v kritických místech materiálu podrobená cyklickému zatěžování, které má obě deformační složky. Manson navrhl vyjádření únavové životnosti v souřadnicích $\varepsilon_{at} - N_f$ metodou lineární superpozice (obr. 2.18 diagram Mansonova typu) ve tvaru:

$$\varepsilon_{at} = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot \left(2N_f\right)^b + \varepsilon'_f \cdot \left(2N_f\right)^c, \tag{2.12}$$

kde E je modul pružnosti v tahu. Při nízkém počtu cyklů do lomu převládá plastická složka ε_{ap}, která zdůrazňuje význam součinitele únavové tažnosti a životnost součásti je určena odolností struktury vůči cyklické plasticitě. Při vyšším počtu cyklů do lomu se prosazuje primárně elastická deformace ε_{ae}, která je určena součinitelem únavové pevnosti a tuhostí materiálu. Počet cyklů do lomu, kdy je velikost amplitudy plastické deformace rovna

amplitudě elastické deformace, nazýváme *tranzitní počet cyklů*, který označujeme N_t a na základě rovnosti rovnice (2.8) a (2.9) jej lze definovat vztahem [1,2]:

$$N_t = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{E \cdot \varepsilon'_f}{\sigma'_f} \right)^{1/(b-c)} . \tag{2.13}$$

Oblast vysokocyklové únavy

Únavovou životnost strojních součástí při zatěžování ve vysokocyklové oblasti reprezentuje Wöhlerova křivka a zní stanovená hodnota meze únavy σ_c. Velikost amplitudy plastické deformace v oblasti meze únavy dosahuje řádově 10^{-5}, což je přibližně o 2 řády nižší než hodnota amplitudy elastické deformace, a proto již není potřeba brát Mansonovu-Coffinovu křivku v úvahu. Z hlediska pevnostních výpočtů se stává rozhodující charakteristickou životnosti mez únavy materiálu σ_c, která definuje odolnost struktury kovu vůči cyklickému namáhání. V případě jejího nepřekročení se vytvoří únavové trhliny kritické délky, které se však vlivem okolních mikrostrukturních bariér nemohou dále šířit [9].

Zjištěná data únavových zkoušek v nízkocyklové oblasti mohou být úspěšně pokryta pomocí mocninného Wöhlerova-Basquinova vztahu (2.9). Obecné úvahy o tvaru únavových křivek, které by zajistily platnost v celém rozsahu únavového života od statického lomu až po oblast meze únavy, vedly ke konstrukci různě modifikovaných regresních funkcí. Na základě experimentálních výsledků a praktického použití se stala velmi úspěšnou čtyřparametrická regresní funkce Kohoutova-Věchetova (K-V), která je definována vztahem:

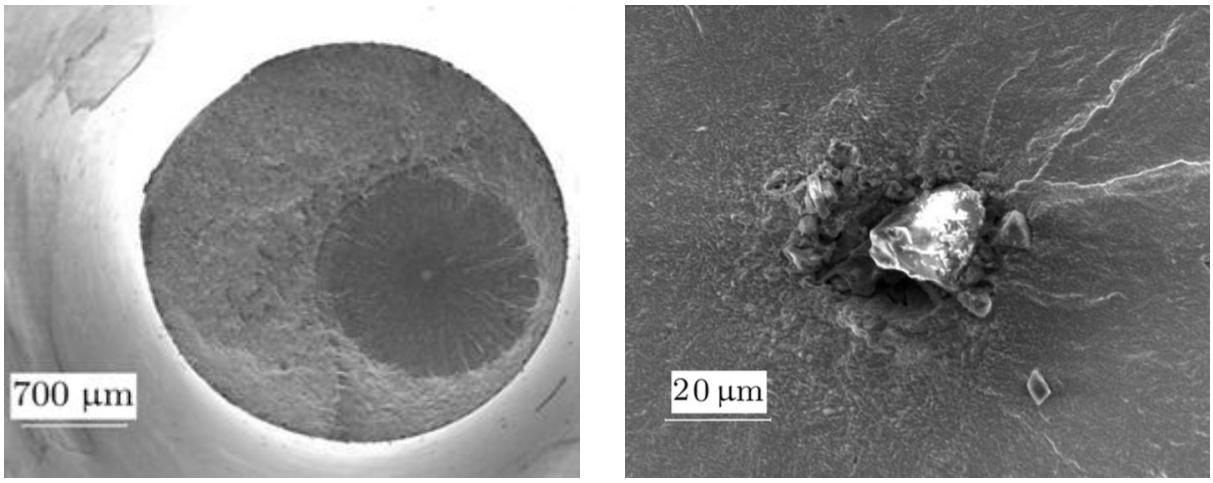
$$\sigma_a = a \cdot \left[\frac{\left(N_f + B\right) \cdot C}{N_f + C} \right]^b , \tag{2.14}$$

kde a, b, B a C jsou parametry dané regresní funkce. V případě lomu v prvním půlcyklu zatížení (N_f = 1/2) je daná funkce rovna statické pevnosti určené na tahové křivce. V oblasti vysokého počtu cyklů funkce konverguje k hodnotě meze únavy materiálu [18].

2.6.4 Oblast gigacyklové únavy

V posledních letech je velká pozornost věnována součástem, u kterých dochází k únavovému porušení i při napětích nižších, než je konvenční mez únavy stanovená ve vysokocyklové oblasti. Z praktického hlediska se jedná zejména o ložiska, pružiny a jiné vysokofrekvenčně namáhané komponenty, které jsou v průběhu svého provozního života vystaveny velmi vysokému počtu zátěžných cyklů řádově 10^7 až 10^{12}, kdy k lomu součásti dochází v oblasti tzv. gigacyklové únavy. Wöhlerova křivka životnosti vykazuje charakteristickou změnu svého trendu, která se projevuje poklesem prahové hodnoty amplitudy napětí v oblasti velmi vysokého počtu cyklů. Důvodem této skutečnosti je přechod nukleace trhlin z povrchového únavového reliéfu do vnitřní oblasti a jejich následného šíření strukturou materiálu.

V oblasti gigacyklové únavy dochází k nukleace únavových trhlin v podpovrchových oblastech materiálu, a to zejména v okolí nekovových vměstků a strukturních defektů. Přítomné vměstky můžeme považovat za silný lokální koncentrátor napěťového pole, který vede v průběhu cyklického zatěžování k intenzivní koncentraci mikroplastických deformací na jejich rozhraní s okolní kovovou matricí. Únavové trhliny, které na tomto rozhraní vznikají, nejsou omezeny sousední mikrostrukturou a mohou se stabilně šířit i při napětích nižších, než je konvenční mez únavy materiálu. Tato fáze únavové procesu je obvykle zřetelně pozorovatelná na lomové ploše v podobě tzv. rybího oka (obr. 2.19). Únavová životnost součástí je z tohoto důvodu ovlivněna nejen hladinou vnějšího zatížení, jako v případě vysokocyklové únavy, ale zejména rozměrem a geometrií přítomných inkluzí [19].



Obr. 2.19 Lomová plocha ocele 42CrMo4 v gigacyklové oblasti, a) makrofraktografický pohled, b) detail oblasti iniciace únavové trhliny [19].

2.7 Faktory ovlivňující únavový proces

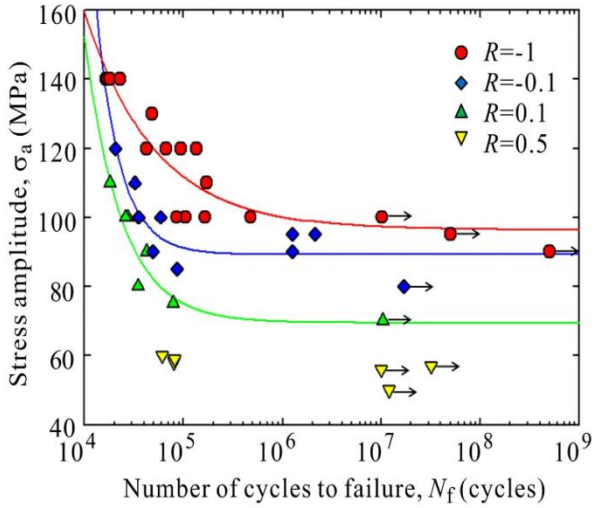
Dosud uvedené poznatky o únavovém procesu kovů a jejich slitin jsou v dobré shodě s experimentálními daty, které jsou získané na zkušebních tělesech při předem definovaných parametrech cyklického zatěžování. V inženýrské praxi jsou však strojní komponenty vystaveny více či méně nahodilým vlivům, které mohou vést k zásadní změně délky únavové životnosti. Samotný proces únavy je mimořádně citlivý na velký počet externích a interních faktorů, které jednotlivě, nebo především ve vzájemné superpozici, mohou výrazně ovlivnit odolnost struktury materiálu proti únavovému porušení.

Vliv asymetrie zátěžného cyklu

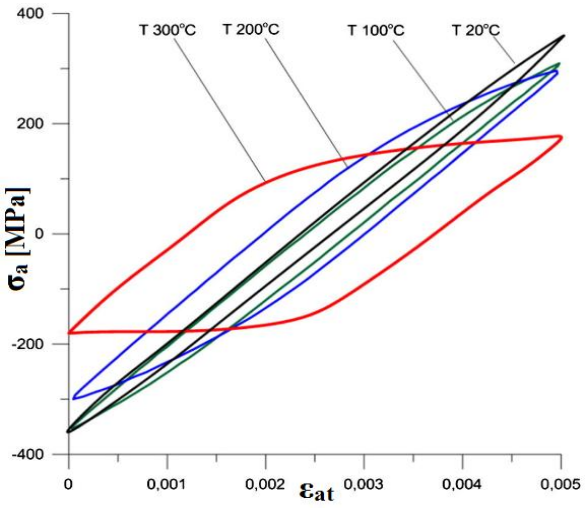
Úspěšně zavedené empirické vztahy, které popisují jednotlivé křivky životnosti a plastickou reakci kovu na střídavé namáhání, jsou navrženy pro případ symetrického zatěžování. V reálných podmínkách jsou však strojní komponenty vystaveny nesymetrickému zatěžování, kdy velikost středního napětí σ_m nabývá nenulové hodnoty. V těchto případech definujeme tzv. parametr asymetrie zátěžného cyklu *R*, a to vztahem:

$$R = \frac{\sigma_d}{\sigma_h} = 2 \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_h} - 1, \tag{2.15}$$

kde σ_d a σ_h jsou dolní a horní napětí zátěžného cyklu. Z uvedené rovnice (2.15) vyplývá, že v případě R = -1 se jedná o symetrický zátěžný cyklus, R = 0 představuje míjivý cyklus v tahu a R = 1 náleží statickému zatěžování. Bylo zjištěno, že s rostoucí hodnotou středního napětí dochází k výraznému poklesu únavové životnosti zkušebního tělesa (obr. 2.20). To je vysvětlováno skutečností, že růst únavových trhlin je podmíněn tahovou složkou napětí, zatímco při tlakovém půlcyklu k růstu nedochází [1].



Obr. 2.20 Vliv parametru asymetrie na únavovou životnost hliníkové slitiny 2024-T4 [20].



Obr. 2.21 Saturované hysterezní smyčky slitiny 2024-T3 pro různé teploty zatěžování [21].

Vlivy teploty

Teplota exploatace má výrazný vliv na odolnost struktury vůči statickému a cyklickému zatěžování. S rostoucí teplotou dochází vlivem intenzivnější skluzové aktivity dislokací k poklesu pevnostních vlastností materiálu za současného růstu jeho plasticity. Dále bylo prokázáno, že zvýšení teploty má negativní vliv na všechny fáze únavového procesu. V případě stádia změn mechanických vlastností je pozorována výraznější cyklická plastická odezva (obr. 2.21), která rezultuje ve snazší nukleaci únavových trhlin v místech koncentrace cyklických tvárných deformací. Také šíření trhlin je při zvýšení teploty zásadně ovlivněno v důsledku jednoduššího dislokačního skluzu v plastické zóně na špici trhliny.

Při snižování teploty pod pokojovou teplotu dochází k růstu meze únavy u hladkých těles, zatímco v případě vzorků s vrubem je tento růst nepodstatný. Jestliže teplota poklesne pod tranzitní oblast, dochází k výraznému snížení meze únavy. Příčinou této skutečnosti je rozštěpení šroubových dislokačních segmentů, které má za následek zkřehnutí struktury materiálu. S rostoucí teplotou mez únavy klesá a blízko creepových teplot se projevuje vzájemná superpozice únavy a tečení [17].

Vliv vrubu

Přítomnost konstrukčních a technologických vrubů může zásadně zkrátit únavovou životnost strojních součástí. V kořeni vrubu dochází při zatěžování k nerovnoměrnému rozdělení napěťového a deformačního pole a vlivem toho k tvorbě plastické zóny. Při stejné velikosti amplitudy napětí proto přítomnost vrubu snižuje mez únavy v porovnání s hladkým tělesem. Snížení meze únavy přítomností vrubu je definováno součinitelem vrubu K_f takto:

$$K_f = \frac{\sigma_c}{\sigma_{cv}}, \tag{2.16}$$

kde σ_{cv} je mez únavy tělesa s vrubem. Výsledná velikost koncentrace napětí vrubu závisí primárně na jeho geometrii, poloměru kořene vrubu a plasticitě materiálu v jeho okolí [2].

Vliv okolního prostředí

Nukleace únavových trhlin a jejich následné šíření je významně usnadněno přítomností korozních produktů, které mají za následek ireverzibilitu plastických deformací při cyklickém dislokačním skluzu. Za jinak srovnatelných podmínek zatěžování je dynamika únavového procesu v korozním prostředí až o jeden řád vyšší, než v prostředí neutrálním. V případě agresivních prostředí se uplatňuje lokální naleptávání povrchu materiálu, zejména v oblasti skluzových pásem a vytváření korozních jamek. Tyto útvary představují silné koncentrátory napětí, které mají schopnost výrazně zkrátit délku nukleačního stádia.

Vliv povrchového zpracování

Únavová životnost je mimořádně citlivá na stav povrchu materiálu, kdy hlavní roli sehrává drsnost povrchové topografie, tvrdost a přítomnost tlakových pnutí. Jednou z možností zlepšení únavových vlastností je chemicko-tepelné zpracování jako např. cementace, nitridace, boridování, nitrocementace, karbonitridace atd. V případě nitridace a cementace je únavová pevnost součástí o 50 až 70 % vyšší, než při zušlechťování, a to vlivem vysokých tlakových pnutí a tvrdosti povrchové vrstvy. U všech povrchově zpracovaných materiálů je pozorováno výrazné prodloužení únavové životnosti, kdy trhliny nemohou nukleovat přímo ve zpevněném povrchu, ale k jejich tvorbě dochází na mezifázovém rozhraní mezi vytvrzenou povrchovou vrstvou a kovovou matricí [22].

3 Extrémně nízkocyklová únava

3.1 Úvod

Studium cyklické plasticity materiálů a stanovení jejich příslušných únavových parametrů je dnes považováno za základní přístup k návrhu provozu součástí, které jsou podrobené střídavému zatěžování. V případě houževnatých materiálů dochází vlivem silových účinků ke vzniku cyklických plastických deformací, které mají kumulativní charakter a vedou k porušení součásti do počtu cyklů 10^5, tedy v oblasti tzv. nízkocyklové únavy (LCF). Modely predikující únavovou životnost jsou poté založeny na působení proměnných tvárných deformací a schopnosti materiálu odolávat jejich poškozujícímu vlivu. Nejčastěji používaným vztahem v nízkocyklové únavové oblasti se stala dvouparametrická Mansonova-Coffinova křivka, která udává relaci mezi amplitudou plastické deformace ε_{ap}, resp. jejím rozkmitem $\Delta\varepsilon_p$ a odpovídajícím počtem cyklů do lomu N_f, tedy:

$$\Delta\varepsilon_p \cdot N_f^{\alpha} = C, \tag{3.1}$$

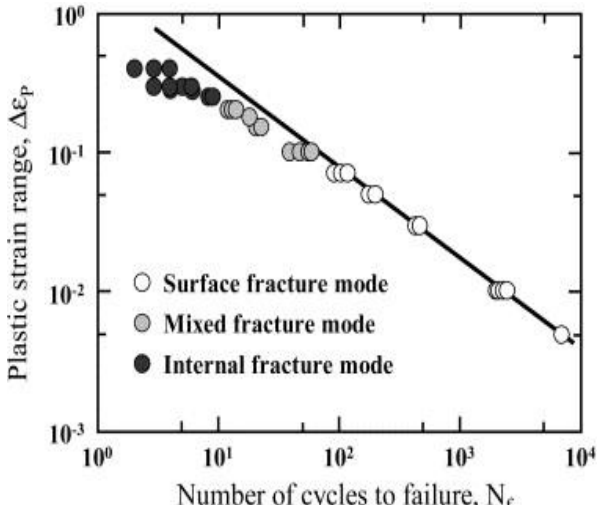
kde C, α jsou materiálové konstanty, které jsou v přímé relaci s parametry původní rovnice vyjádřené vztahem (2.8) [23].

V posledních letech je značná pozornost věnována chování materiálů při působení vysokých amplitud plastických deformací. V případě extrémních podmínek, mezi něž patří seizmická aktivita nebo masivní přetížení konstrukcí při havarijní události, je součást vystavena účinkům několika cyklů o velmi vysoké amplitudě. V této situaci může docházet k lomu součásti při počtu cyklů nižším než 10^2, přičemž tato oblast únavového života je v literatuře označována jako *extrémně nízkocyklová únava* (ELCF). Inženýrské komponenty, zvláště disipativní prvky mostních konstrukcí, musí v této oblasti být schopny absorbovat energii v podobě značných střídavých plastických deformací, aniž by došlo k narušení integrity vnitřní struktury materiálu během cyklického zatěžování.

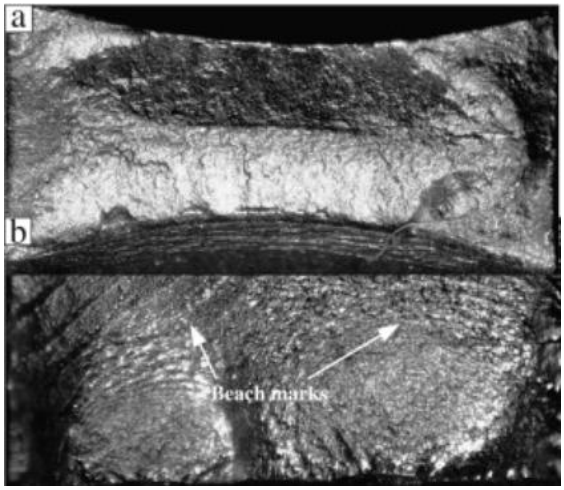
Únavové chování v nízkocyklové oblasti může být úspěšně determinováno pomocí Minerova pravidla a Mansonova-Coffinova zákona. Řada literárních prací však jednoznačně prokázala, že v oboru velmi nízkého počtu cyklů dochází k nesouladu naměřených dat s predikcí regresních funkcí, kdy Mansonova-Coffinova křivka výrazně nadhodnocuje únavovou životnost materiálu. Obecnou příčinou této skutečnosti je zásadní změna podstaty a dynamiky únavového procesu za podmínek extrémních deformací s charakteristickým přechodem iniciace trhliny do podpovrchové oblasti (obr. 3.1). V případě vysokopevných a křehkých materiálů byla navržena modifikace původního vztahu (3.1) s cílem překonat pozorované zkrácení únavové životnosti za předpokladu, že plastická deformace je úzce lokalizovaná v určitých oblastech vnitřní struktury, tedy:

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{1 - e^{-a\cdot\Delta\varepsilon_p}} \cdot N_f^{\alpha} = C, \tag{3.2}$$

kde *a* je materiálová konstanta. Tato relace se stala úspěšnou v predikci únavového života v nízkocyklové oblasti pro vysokopevné slitiny s nízkou plasticitou [23].



Obr. 3.1 Křivka životnosti konstrukční ocele S20C s vyznačenou oblastí iniciace únavové trhliny [23].



Obr. 3.2 Fraktografie ocele S355 J2H, a) tvárný lom (ε_{ap} = 7 %), b) únavový lom (ε_{ap} = 1 %) [24].

V průběhu posledních let bylo uveřejněno několik modelů, které se snaží predikovat snížení únavové životnosti houževnatých materiálů v extrémně nízkocyklové oblasti. Všechny modely lze rozdělit do dvou základních koncepcí. První vychází z předpokladu, že během každého zátěžného cyklu dochází ke vzniku plastického poškození, které je kumulováno materiálem v průběhu celého únavového procesu. Lomové kritérium je poté definováno jako mezní stav, kdy nastane vyčerpání plasticity v celém zatěžovaném objemu, které rezultuje v rychlý rozvoj porušení kovu (obr. 3.2). Druhý přístup je založený na energetické analýze plochy hysterezních smyček, která odpovídá absorbované hysterezní energii během jednoho zátěžného cyklu. Okamžik mezního stavu lomu je následně spjatý s dosažením kritické hodnoty akumulované plastické energie v průběhu únavového života.

3.2 Cyklické plastické poškození

Byla navržena řada způsobů, jak lze charakterizovat účinky plastických deformací na strukturu houževnatého materiálu, a to např. pomocí objemového podílu dutin, snížení tuhosti, ztráty plasticity apod. Nejstarším přístupem je model lineární akumulace poškození, který se označuje jako Minerovo-Palmgrenovo pravidlo. V oblasti nízkocyklové únavy je únavové poškození *D* spojeno s relativním snížením plasticity materiálu v průběhu cyklického zatěžování, což lze vyjádřit příslušným vztahem:

$$D = \sum_i \frac{4n_i \cdot \varepsilon_{ap}}{4N_{fi} \cdot \varepsilon_{ap}} = \sum_i \frac{n_i}{N_{fi}} \tag{3.3}$$

kde n_i je počet aplikovaných cyklů příslušného bloku zatěžování [25].

V oblasti velmi vysokých amplitud deformace dochází k odchylování naměřených dat od Mansonova-Coffinova zákona, a to v důsledku změny mechanismu poškozování materiálu. Jinými slovy, při zatěžování na vysoké hladině ε_{ap} je únavové porušení realizováno vyčerpáním plasticity, zatímco ve sféře nízkocyklové únavy je dominantní poškození způsobené šířením trhliny. *Model M. Kurody* předpokládá, že extrémně nízkocyklová únavová životnost sestává z poškození v důsledku tahového namáhání, vyčerpání plasticity během střídavého zatěžování a ze šíření trhliny. Vzájemná superpozice těchto mechanismů vede k akumulovanému porušení struktury a výslednému lomu součásti [23].

a) poškození v důsledku vyčerpání plasticity

Statický lom při tahové zkoušce nastává tehdy, dosáhne-li aplikovaná plastická deformace hodnoty, která odpovídá lomové deformaci. Toto tvrzení značí fakt, že k lomu dochází v okamžiku úplného vyčerpání plasticity materiálu. Proto můžeme výsledné poškození D_{static} vyjádřit jako podíl maximální tahové plastické deformace $\varepsilon_{p,max}$ dosažené v průběhu statického zatěžování a deformace lomové ε_f, tedy:

$$D_{static} = \frac{\varepsilon_{p,max}}{\varepsilon_f}, \tag{3.4}$$

$$\varepsilon_f = ln\left(\frac{S_o}{S_u}\right) \cdot 100\ \%, \tag{3.5}$$

kde lomovou deformace ε_f lze vyjádřit jako zkrácení průřezu v oblasti krčku, což je uvedeno vztahem (3.5). S_o je počáteční průřez zkušebního tělesa a S_u je velikost průřezu v nejužším místě tělesa po tahovém lomu [24].

V oblasti vysoké amplitudy cyklické plastické deformace, která vede k porušení po extrémně nízkém počtu zátěžných cyklů ($N_f < 10$), dochází k lineárnímu poklesu zbytkové plasticity až do okamžiku lomu. Na základě předpokladu, že únavová životnost je řízena pouze vyčerpáním plasticity, můžeme extrémně nízkocyklovou únavu spojit s tahovým lomem tak, že $\Delta\varepsilon_p = 2\varepsilon_f$ a $N_f = 1/4$. Dosazením uvedené skutečnosti do vztahu (3.1) a aplikací Minerova pravidla můžeme výsledné poškození vyvolané cyklickým vyčerpáním plasticity $D_{fatigue}$ vyjádřit vztahem:

$$D_{fatigue} = 4n \cdot \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2\varepsilon_f}\right)^{a'}, \tag{3.6}$$

kde a' je materiálový parametr závislý na stupni vyčerpání tvárnosti materiálu.

b) poškození v důsledku šíření únavové trhliny

Nízkocyklová životnost strojních součástí je primárně určena schopností struktury odolávat šíření únavové trhliny, která obvykle iniciuje v povrchu materiálu v místě koncentrace cyklických plastických deformací. Vzhledem k nízké úrovni $\Delta\varepsilon_p$ v LCF není

pozorováno žádné výraznější vyčerpání plasticity v objemu materiálu, kdy vznik cyklické deformace je lokalizován zejména do oblasti čela trhliny. Poškození vlivem šíření trhliny D_{crack} může být odvozeno ze zákona šíření krátkých trhlin, který předpokládá závislost rychlosti růstu únavových trhliny *dl/dn* na velikosti rozkmitu plastické deformace $\Delta\varepsilon_p$ a okamžité délce trhliny *l*:

$$\frac{dl}{dn} = \beta \cdot \Delta\varepsilon_p^{\gamma} \cdot l, \tag{3.7}$$

kde β a γ jsou kinetické konstanty dané rovnice. Integrací vztahu (3.7) s rozšířením jeho platnosti na celou dobu únavového života, tedy:

$$\int_{l_o}^{l_f} \frac{dl}{l} = \int_{0}^{N_f} \beta \cdot \Delta\varepsilon_p^{\gamma} \cdot dn, \tag{3.8}$$

kde l_0 a l_f je délka únavové trhliny odpovídající počtu cyklů $n = 0$, resp. $n = N_f$. Rovnice (3.8) může být následně přeuspořádána a příslušné konstanty vhodně nahrazeny tak, že:

$$\Delta\varepsilon_p \cdot N_f^{1/\gamma} = \left(\frac{1}{\beta} \cdot ln\frac{l_f}{l_o}\right)^{1/\gamma}, \tag{3.9}$$

$$\frac{\Delta\varepsilon_p \cdot N_f^{\alpha}}{C} = 1. \tag{3.10}$$

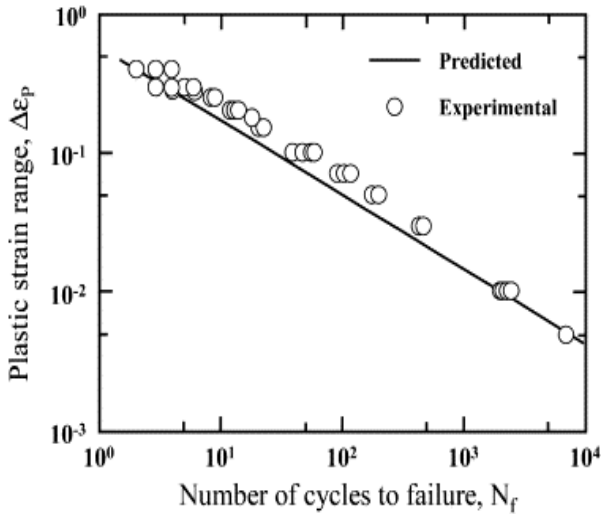
Uvedená rovnice (3.10) je identická s Mansonovým-Coffinovým vztahem (3.1). Příslušný výpočet byl proveden za předpokladu, že při zatěžování malými amplitudami deformace únavová životnost sestává výhradně z fáze šíření trhliny, kdy nukleační období je vzhledem k fázi růstu zanedbatelně krátké. Empirická Mansonova-Coffinova křivka je tedy ekvivalentním vyjádřením skutečnosti, že v oblasti nízkocyklové únavy je poškození materiálu primárně realizováno cyklickou tvárnou deformací v plastické zóně na špici rostoucí únavové trhliny [26].

Cyklické plastické poškození, které charakterizuje únavové chování v oblasti nízkého počtu cyklů, sestává se tří elementárních složek uvedených v předešlých rovnicích. Dosažení lomové kritéria při střídavém zatěžování je spjato s akumulováním kritického poškození, kdy součet členů dosáhne jednotkové velikosti a počet cyklů $n = N_f$, tedy:

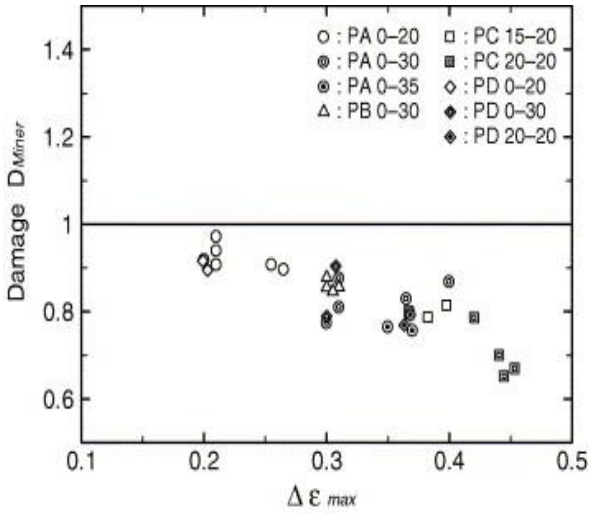
$$\frac{\varepsilon_{p,max}}{\varepsilon_f} + 4n \cdot \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2\varepsilon_f}\right)^{a'} + \frac{\Delta\varepsilon_p \cdot n^{\alpha}}{C} = 1. \tag{3.11}$$

Platnost vztahu (3.11) je následně ověřena pro případ symetrického sinusového zatěžování (obr. 3.3). Na základě něj můžeme konstatovat dobrou shodu s experimentálními daty v širokém rozsahu testování. Jistým problémem se však jeví podhodnocení únavového života v přechodové oblasti mezi konvenční nízkocyklovou a extrémně nízkocyklovou

oblastí. Takové chování může být vysvětleno čistě matematickou povahou mocninné regresní funkce, která se v souřadnicích $log\varepsilon_{ap} - logN_f$ zobrazí jako přímka, a tudíž není schopna pokrýt konkávní tvar naměřených dat v ELCF oblasti. Průběžné vyčerpávání plasticity během zatěžování se projeví postupným poklesem zbytkové plasticity materiálu $\varepsilon_{fr}/\varepsilon_f$ v závislosti na počtu aplikovaných cyklů n/N_f. Při testování vysokou deformací $\Delta\varepsilon_p$ je plasticita materiálu při lomu téměř zcela vyčerpána, zatímco v případě nízké hodnoty $\Delta\varepsilon_p$ je projev poklesu tvárnosti méně významný. To zcela odpovídá předpokladu, že v oblasti nízkocyklové únavy není únavový proces řízen vyčerpáním plasticity, ale poškozením vlivem šíření únavové trhliny.



Obr. 3.3 Srovnání predikované křivky životnosti ocele S20C s experimentálně určenými daty [23].



Obr. 3.4 Vztah mezi akumulovaným poškozením a velikostí rozkmitu plastické deformace [27].

Minerův-Palmgrenův lineární model únavového poškození vede k výraznému nadhodnocení životnosti při zatěžování na vysoké hladině cyklického napětí. Pro většinu konstrukčních materiálů byl pozorován pokles akumulovaného cyklického poškození s rostoucí velikostí maximálního rozkmitu deformace $\Delta\varepsilon_{max}$ v oblasti extrémně nízkocyklové únavy (obr. 3.4). Na základě konceptu vyčerpání plasticity můžeme konstatovat, že tvárné poškození materiálu $D_{ductile}$ při statickém zatěžování nastává tehdy, dosáhne-li maximální velikost deformace ε_{max} příslušné prahové hodnoty zjištěné z tahové zkoušky, tedy:

$$D_{ductile} = \frac{\varepsilon_{max} - \varepsilon_u}{\varepsilon_f - \varepsilon_u}, \tag{3.12}$$

kde ε_u je prahové hodnota tvárného poškození, která odpovídá velikosti deformace v okamžiku plastické nestability při tahové zkoušce. Cyklické poškození je následně formulováno pomocí modifikovaného Minerova kritéria:

$$D_{cyclic} = \sum_i \frac{n_i - N_0}{N_{fi} - N_0} \tag{3.13}$$

$$N_0 = \frac{\varepsilon_u \cdot (\sigma_u - \sigma_f)}{2\Delta\varepsilon \cdot (\sigma_M - \sigma_f)}, \tag{3.14}$$

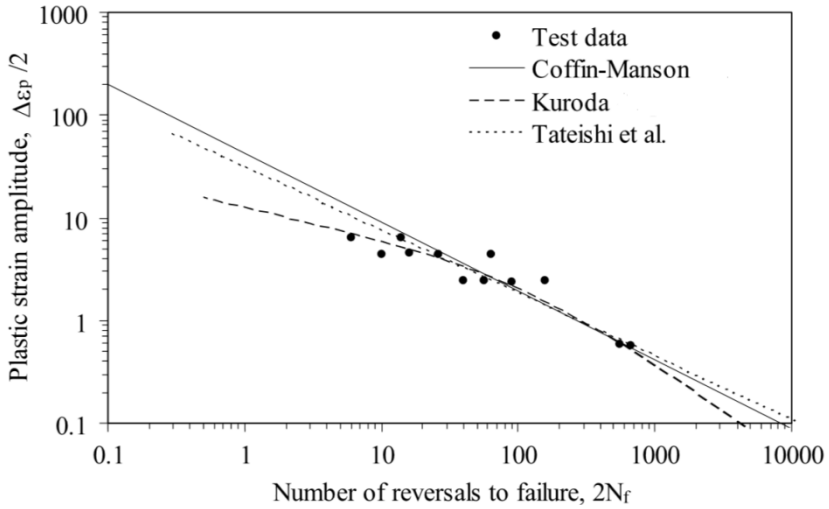
kde N_0 je počet cyklů potřebný k nukleace únavové trhliny, $\Delta\varepsilon$ je rozkmit celkové deformace, σ_u je mez pevnosti v tahu, σ_f je mez únavy a σ_M je odpovídající von Misesovo napětí. V případě velmi vysoké deformace $2\Delta\varepsilon \approx \varepsilon_u$ je $\sigma_M \approx \sigma_u$, a proto se počet cyklů do okamžiku iniciace trhliny stává velmi nízký ($N_0 \approx 0$) a rovnice (3.14) přechází do původního podoby Minerova-Palmgrenova kritéria, které je vyjádřené vztahem (3.3) [27].

V oblasti malé amplitudy zatěžování, tedy nízkocyklové únavy, jsou naměřená data úspěšně pokryta pomocí Mansonova-Coffinova vztahu. Primární roli sehrává cyklické narušování struktury, které lze reprezentovat pomocí Minerova kritéria. V případě extrémně vysoké $\Delta\varepsilon_p$, která převyšuje prahovou hodnotu ε_u, je nutné přičíst příslušné tvárnou složku $D_{ductile}$. Výsledná křivka životnosti je poté modifikací původního Mansonova-Coffinova vztahu pomocí parametru tvárného poškození, který zohledňuje efekt vyčerpání plasticity při proměnném zatěžování, a tedy platí [27]:

$$\Delta\varepsilon_p \cdot N_f^{\alpha} = C \cdot C_m \qquad \Delta\varepsilon_{max} > \varepsilon_u \tag{3.15}$$

$$C_m = \left(\frac{\varepsilon_f - \Delta\varepsilon_{max}}{\varepsilon_f - \varepsilon_u}\right)^{\alpha}, \tag{3.16}$$

kde C_m představuje podíl tvárného poškození. Křivka životnosti získaná prostřednictvím uvedeného modelu poskytuje přesnější predikci únavového chování než konvenční Mansonova-Coffinova relace, a to především při zatěžování v oblasti extrémně vysoké amplitudy deformace. Oba uvedené modely [23] a [27] jsou následně porovnány pro korozivzdornou austenitickou ocel (obr. 3.5). V případě ELCF oblasti je pozorována zlepšená predikce únavového života na rozdíl od původního lineárního předpokladu, kdy Mansonova-Coffinova křivka vykazuje dobrou platnost výhradně v oblasti nízkocyklových dat. Zásadním problémem modelů plastického poškození je obecný nesoulad s průběhem empirické Mansonovy-Coffinovy křivky v oblasti nízkocyklové únavy, který se projevuje konkávním průběhem křivek vedoucím k podhodnocení únavové životnosti materiálů [24,27].



Obr. 3.5 Srovnání modelů únavové životnosti pro korozivzdornou ocel 1.4301 tvářenou za studena [24].

Modely plastického poškození materiálu jsou schopné predikovat pozorované zkrácení únavové životnosti při zatěžování vysokou amplitudu, avšak selhávají při přechodu do oblasti nízkocyklové únavy. K překonání tohoto nedostatku byla navržena funkce plastického poškození Ψ, jejíž derivace odpovídá rychlosti kumulace defektů při cyklickém zatěžování. Za podmínky, že velikost dopředné tvárné deformace vyvolá identické poškození jako deformace zpětná, můžeme výslednou exponenciální funkci vyjádřit ve tvaru:

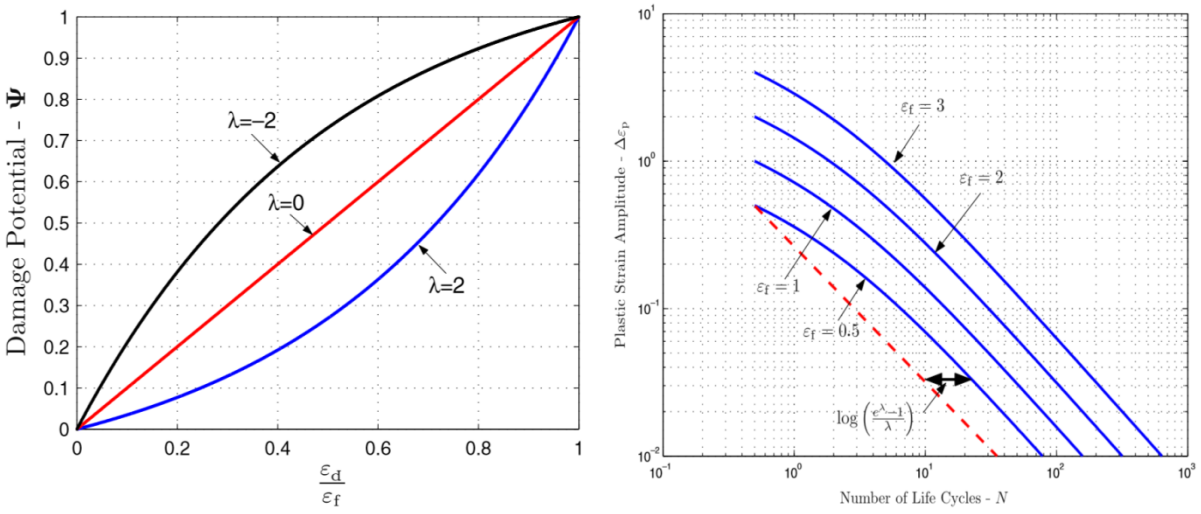
$$\Psi\left(\frac{\varepsilon_d}{\varepsilon_f}\right) = \frac{e^{\lambda\frac{\varepsilon_{ap}}{\varepsilon_f}} - 1}{e^{\lambda} - 1} \tag{3.17}$$

kde λ je parametr dané funkce. Mezní stav lomu je poté definován jako okamžik, kdy funkční hodnota $\Psi = 1$. Na obr. 3.6a jsou zobrazeny průběhy funkce plastického poškození Ψ pro tři různé parametry λ v závislosti na poměru aplikované a lomové deformace $\varepsilon_d/\varepsilon_f$. Ve specifickém případě, kdy $\lambda = 0$, přechází příslušná funkce v lineární formu. Hledanou křivku životnosti lze získat pomocí vztahu (3.3) a (3.17) tak, že:

$$N_f = \frac{1}{2}\frac{e^{\lambda} - 1}{e^{\lambda\frac{\varepsilon_{ap}}{\varepsilon_f}} - 1}. \tag{3.18}$$

Směrnice křivky životnosti $\varepsilon_{ap} - N_f$ se snižuje s rostoucím počtem cyklů do lomu a je funkcí parametru λ, avšak je nezávislá na velikosti lomové deformace (obr. 3.6b). S klesajícím rozměrem plastické deformace dochází k postupné konvergenci křivky k hodnotě -1, což je důsledkem přechodu funkce poškození v lineární typ průběhu, který je identický s tvarem Mansonovy-Coffinovy křivky v nízkocyklové oblasti. Zlogaritmováním a přeuspořádáním rovnice (3.18) lze dosáhnout linearizovaného vztahu platného v ELCF, tedy:

$$logN_f + log\varepsilon_{ap} = log\left(\frac{e^{\lambda} - 1}{\lambda}\right) + log\varepsilon_f - log2 = konst. \tag{3.19}$$

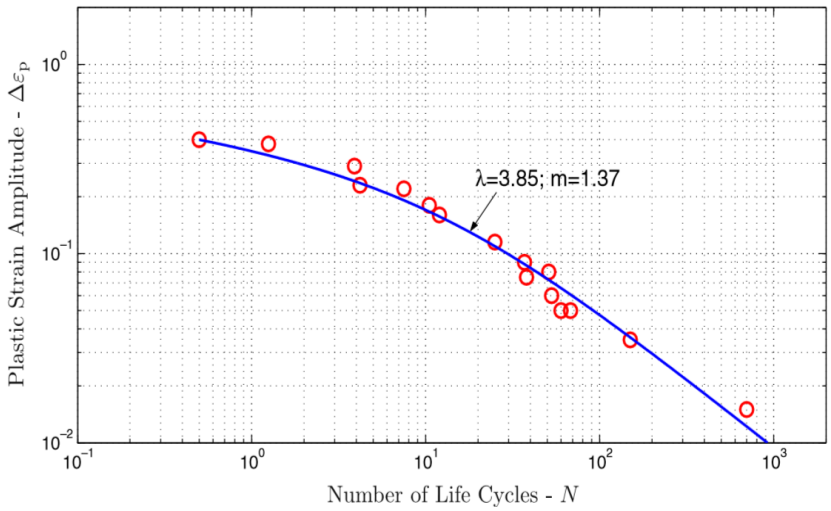


Obr. 3.6 Parametry funkce plastického poškození, a) závislost poškození na aplikované deformaci pro tři rozdílné parametry λ, b) průběhy křivek životnosti pro různé hodnoty lomové deformace ε_f [27].

Jednoparametrická exponenciální funkce (3.19), ani Mansonova-Coffinova křivka nejsou schopny pokrýt únavová data v rozsahu od statického lomu až po 10^5 cyklů. Z tohoto důvodu je vytvořena nová funkce, která predikuje únavovou životnost v celém oboru naměřených dat. Kombinací funkce plastického poškození Ψ a Mansonova-Coffinova vztahu můžeme získat výslednou křivku životnosti v linearizovaném tvaru:

$$logN_f + log\left(e^{\lambda\left(\frac{\varepsilon_{ap}}{\varepsilon_f}\right)^m} - 1\right) = log\left(e^{\lambda} - 1\right) - log2 \tag{3.20}$$

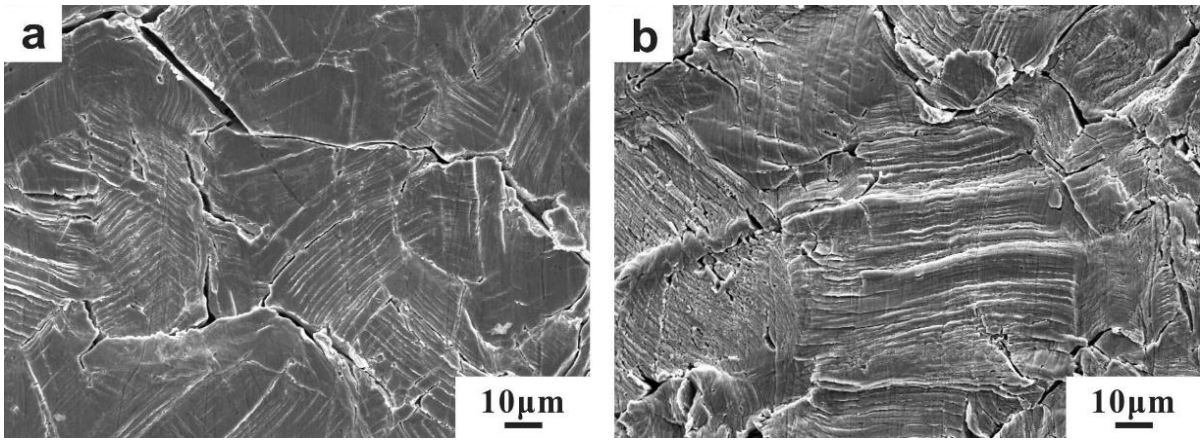
kde λ a m jsou příslušné parametry poškození, které jednoznačně definují únavové chování materiálu v celém rozsahu cyklů do lomu. V oblasti extrémně nízkocyklové únavy, kdy velikost $\varepsilon_{ap} \sim \varepsilon_f$, přechází funkce v křivku o konkávní křivosti a přesně predikuje charakteristický odklon únavových dat. V oblasti nízkocyklové únavy, tedy malé amplitudy aplikované plastické deformace ($\varepsilon_{ap} \ll \varepsilon_f$), je funkce v logaritmických osách reprezentovaná přímkou o sklonu *-1/m*, tedy v souladu s lineárním průběhem Mansonovy-Coffinovy křivky. Platnost modelu je následně ověřena pro případ hliníkové slitiny 2024-T6, a to včetně příslušných určených parametrů regresní analýzy (obr. 3.7). Tyto parametry se tak stávají únavovými materiálovými konstantami za daných podmínek zatěžování a zároveň definují příslušný tvar křivek životnosti. Obecně můžeme konstatovat, že s klesající hodnotou λ se chování materiálu v ELCF oblasti blíží predikovanému chování podle konvenční Mansonovy-Coffinovy křivky. Naproti tomu zvyšující se velikost parametru λ zdůrazňuje význam uvedené exponenciální funkce, a tedy nutnou modifikaci postupu stanovení průběhu únavového života [27].



Obr. 3.7 Křivka životnosti hliníkové slitiny 2024-T6 včetně zjištěných regresních parametrů [27].

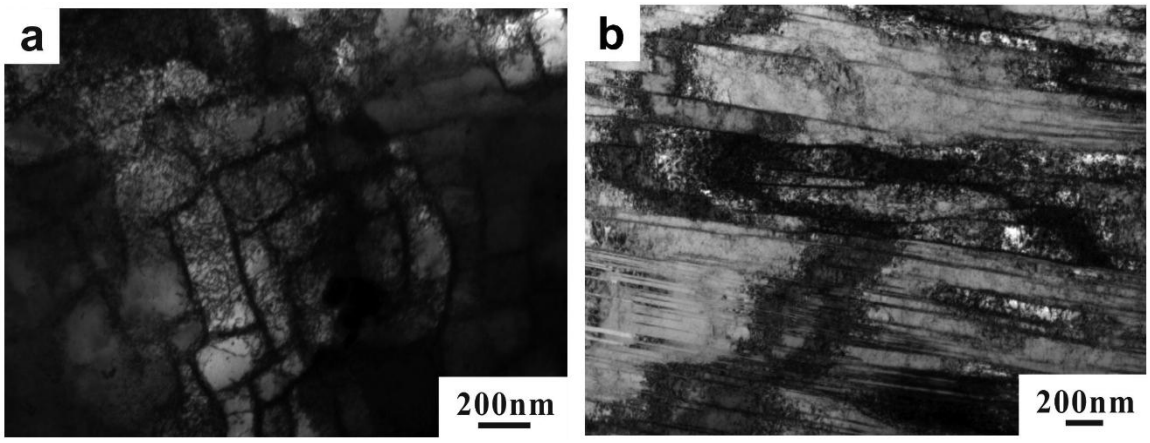
Rozhodujícím parametrem cyklické plasticity, který ovlivňuje průběh změny napěťově deformační odezvy a kumulaci cyklického poškození, je charakter skluzu daného materiálu. Pro případ slitiny Cu-Al, při zatěžování relativně nízkou amplitudou ε_{ap}, vykazuje kov charakteristiky planárního skluzu, který se projevuje tvorbou relativně rovnoměrně

rozložených deformačních pásů na povrchu tělesa (obr. 3.8a). V oblasti vysoké amplitudy, která vede k porušení při počtu cyklů do lomu $N_f < 100$, je možné pozorovat znaky vlnitého skluzu s charakteristickým výskytem únavových extruzí a intruzí na volném povrchu (obr. 3.8b). Možnost příčného skluzu způsobí narušení rovinného pohybu dislokací, které poté přispívá k ireverzibilitě plastických deformací při proměnném zatěžování. Jinými slovy, střídavé působení vysoké amplitudy deformace vede ke snazší koncentraci cyklického tvárného poškození, a tedy zkrácení počtu cyklů do okamžiku nukleace únavové trhliny a následného porušení [28].



Obr. 3.8 Změny v povrchové morfologii slitiny Cu-Al (8 at. %) pro různé amplitudy cyklické deformace, a) planární skluz – deformační pásy (ε_{ap} = 2 %), b) vlnitý skluz – extruze a intruze (ε_{ap} = 9,5 %) [28].

Schopnost cyklického zpevnění a změkčení je spjatá s rozměrem strukturních jednotek, vznikajících při tvorbě dislokační substruktury v průběhu střídavého zatěžování. Vlivem vysoké amplitudy plastické deformace je u většiny materiálů pozorována geneze buňkové struktury (obr. 3.9a). V případě FCC a HCP kovů může docházet na velmi vysoké hladině amplitudy ke vzniku dvojčatění (obr. 3.9b), které vede k přetvoření původně hrubých zrn do podoby ultrajemnozrrné struktury s charakteristickým rozměrem přibližně 10^2 nm. Zmenšování velikosti mikrostrukturní jednotky přímo souvisí se zvýšenou schopností cyklického zpevnění, které se projeví růstem hodnoty saturované amplitudy napětí.



Obr. 3.9 Cyklické dislokační mikrostruktury v extrémně nízkocyklové únavové oblasti, a) buňková struktura (čistá Cu, ε_{ap} = 6 %), dvojčatová struktura (slitina Cu-8 at. % Al, ε_{ap} = 9,5 %) [28].

4 Formulace cílů práce

Diplomová práce je zaměřená na studium chování hliníkové slitiny 2024-T351 v oblasti nízkocyklové a extrémně nízkocyklové únavy v módu řízené amplitudy celkové deformace. Důraz v dané práci je kladen na důkladnou rešeršní činnost studované problematiky, která se zabývá popisem jednotlivých stádií únavového procesu, cyklické plasticity a příslušných křivek životnosti. Značná pozornost je věnována oblasti vysoké amplitudy zatěžování, kdy dochází vlivem velmi nízkého počtu cyklů k nesouladu experimentálních dat s predikcí Mansonovy-Coffinovy křivky. Z toho důvodu jsou prezentovány nové regresní funkce s cílem překonat pozorované zkrácení únavové životnosti. Experimentální část se zabývá analýzou výsledků cyklického zatěžování a možností predikce únavového chování pomocí konvenčních a pokročilejších regresních modelů. Praktická část práce je také doplněna výsledky kvazistatického namáhání a základními metalografickými a fraktografickými poznatky.

Dílčí cíle diplomové práce jsou následující:

1. Detailní rešerše studované problematiky únavového chování.

2. Stanovení základních strukturních a mechanických parametrů zkoumané hliníkové slitiny 2024-T3.

3. Experimentální stanovení ELCF odezvy pomocí servohydraulického testovacího systému Instron 8801 a jejich následná interpretace pomocí vhodných parametrů a funkcí.

4. Fraktografická analýza únavových lomů.

5 Experimentální materiál a technika

5.1 Experimentální materiál

Studovaným materiálem je tvářená hliníková slitina EN AW 2024-T351, která byla tepelně zpracována rozpouštěcím žíháním a následným přirozeným stárnutím k dosažení dostatečně stabilního stavu. Daná slitina je řazena mezi vysokopevné hliníkové slitiny, které nachází uplatnění zejména v oblasti leteckého, kosmického a spotřebního průmyslu a ve stavebnictví. Hlavním výrobkem jsou plechy a výlisky, které jsou obvykle povrchově chráněné proti korozi tenkou vrstvou čistého hliníku. Vlivem precipitačního zpevnění vykazuje experimentální slitina dobrou kombinaci pevnostních a plastických vlastností s možnou aplikací až do teploty 150 °C. Chemické složení včetně legujících prvků tvářené duralové slitiny 2024-T351 je uvedeno v tabulce 5.1 [29].

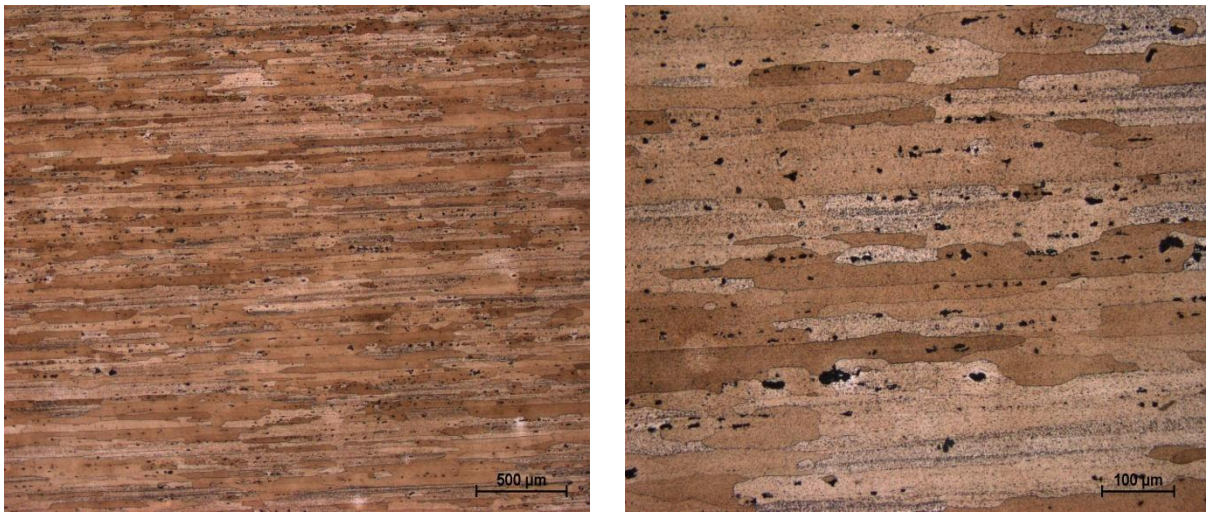
Prvek	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
[hm. %]	0,07	0,25	4,3	0,52	1,71	0,01	0,04

Tab. 5.1 Chemické složení studované hliníkové slitiny 2024-T351.

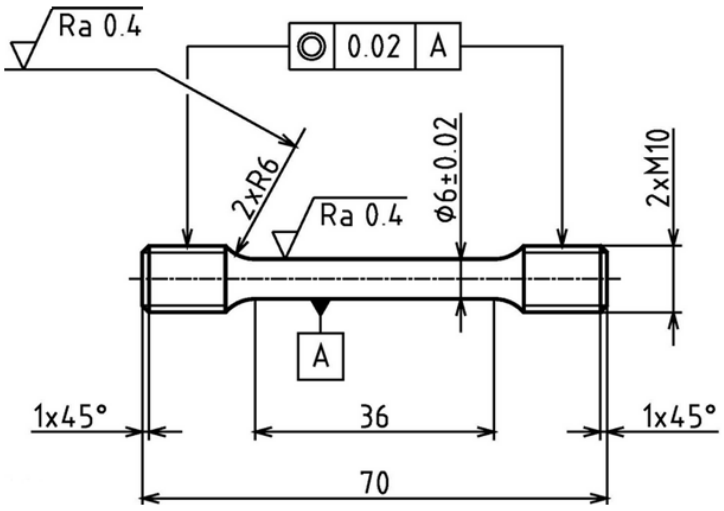
Stav	Definice
T1	Po ochlazení ze zvýšené teploty tváření a přirozeném stárnutí
T2	Po ochlazení ze zvýšené teploty tváření a přirozeném stárnutí
T3	Po rozpouštěcím žíhání, tváření za studena a přirozením stárnutí
T4	Po rozpouštěcím žíhání a přirozeném stárnutí
T5	Po ochlazení ze zvýšené teploty tváření a umělém stárnutí
T6	Po rozpouštěcím žíhání a umělém stárnutí
T7	Po rozpouštěcím žíhání a umělém přestárnutí
T8	Po rozpouštěcím žíhání, tváření za studena a umělém stárnutí
T9	Po rozpouštěcím žíhání, umělém stárnutí a tváření zastudena

Tab. 5.2 Značení tepelného zpracování hliníkových slitin [30].

Experimentální materiál byl dodán v podobě plechu tvářeného zastudena s očekávanou charakteristickou anizotropií struktury. Odběr vzorku k analýze byl proto prováděn v dvou řezech, a to ve směru válcování a ve směru příčném. Mikrostruktura slitiny 2024-T351 je tvořena zrny tuhého roztoku, v němž jsou rozpuštěny legující prvky a z velkého množství drobných precipitátů na bázi Al_2Cu, které jsou relativně rovnoměrně rozložené ve struktuře materiálu (obr. 5.1). V podélném směru, tedy v rovině válcování, je jasně patrná anizotropie struktury v podobě protažených zrn a dále četné vměstky, relativně rovnoměrně rozložené ve struktuře materiálu, a jejich fragmentace, která je přímým důsledkem tvářecího procesu.



Obr. 5.1 Mikrostruktura experimentální slitiny 2024-T341 ve směru válcování, a) 50x, b) 200x (SM).

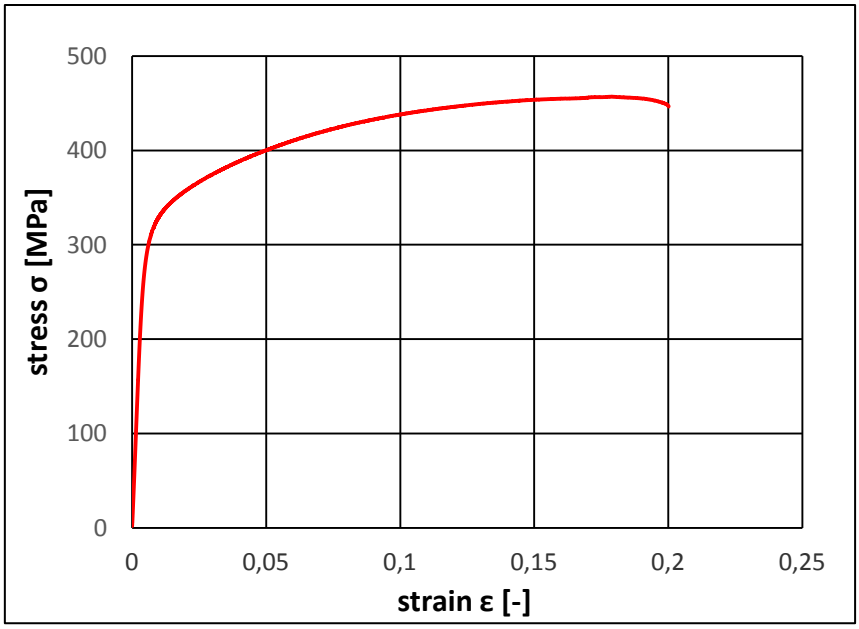


Obr. 5.2 Geometrie zkušebního tělesa pro tahovou zkoušku [31].

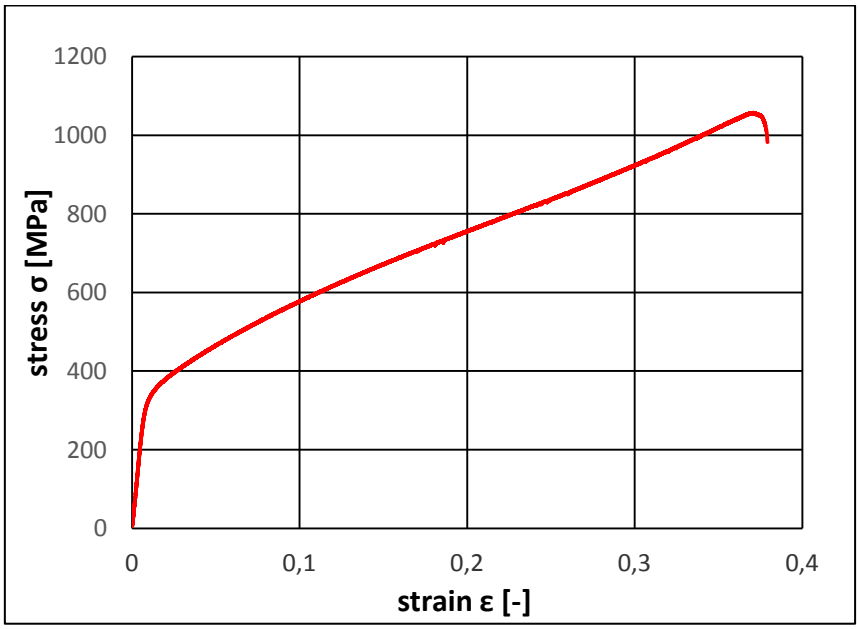
Hliníková slitina byla nejprve podrobena kvazistatickému namáhání v tahu a tlaku s cílem stanovit základní mechanické parametry. Rozměry zkušebního tělesa pro tahové zatěžování jsou uvedeny na obr. 5.2. V přiložené tabulce 5.3 jsou poté shrnuty nejdůležitější pevnostní a plastické vlastnosti studovaného materiálu. Z analýzy statické napěťově deformační odezvy vyplývá, že experimentální slitina vykazuje spojitý elastoplastický přechod s podobnou velikostí meze kluzu pro oba módy zatěžování. Tlaková odezva je charakteristická výrazně vyšší mezí pevnosti a pozorovanou plasticitou (obr. 5.3).

	Tahové charakteristiky				*Tlakové charakteristiky*		
materiál	**E [GPa]**	**σ_y [MPa]**	**σ_{UTS} [MPa]**	**e [%]**	**σ_{yC} [MPa]**	**σ_{UCS} [MPa]**	**ε [%]**
2024-T351	72,5	301	471	18,8	322	1058	35,6

Tab. 5.3 Základní pevnostní a plastické vlastnosti pro tahové a tlakové zatěžování studované slitiny.



Obr. 5.3a Odezva na tahové zatěžování hliníkové slitiny 2024-T351.



Obr. 5.3b Odezva na tlakové zatěžování hliníkové slitiny 2024-T351.

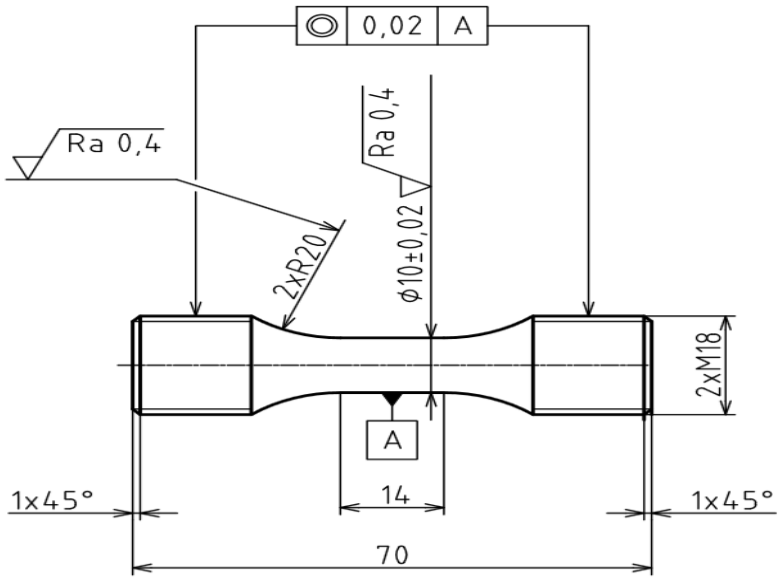
5.2 Popis únavového experimentu

Únavové experimenty byly prováděny pomocí servohydraulického zkušebního stroje INSTRON 8801 v tvrdém módu zatěžování, tj. při řízené amplitudě celkové deformace. Testy probíhaly při pokojové teplotě za podmínky konstantní rychlosti deformace $\dot{\varepsilon} = 0{,}002\ s^{-1}$, která byla realizována prostřednictvím trojúhelníkového symetrického zátěžného cyklu. Frekvenci cyklického zatěžování je poté možné získat vztahem:

$$f = \frac{\dot{\varepsilon}}{4 \cdot \varepsilon_{at}}. \tag{5.1}$$

Pro únavové testy byla použita válcová zkušební tělesa s průměrem d_0 = 10 mm a měrnou délkou L_0 = 14 mm (obr. 5.4). V průběhu zatěžování byly zvoleny hladiny amplitudy celkové deformace ε_{at} = 0,6 až 3 %, která byla snímána na měrné délce zkušebního tělesa pomocí citlivého Clip-On extenzometru.

Řízení zkoušek nízkocyklové únavy a získávání experimentálních dat v jejich průběhu bylo zabezpečeno pomocí programu Instron Low Cycle Fatigue. Pro vybrané amplitudy celkové deformace byla do elektronické paměti zaznamenávána digitální forma mechanických hysterezních smyček pro další analýzu. Řídicí program rovněž vyhodnocoval a ukládal do paměti hodnoty amplitudy napětí a deformace v daném cyklu a efektivní modul pružnosti při odlehčení z tlaku a tahu. Amplituda plastické deformace pro konstrukci křivek životnosti byla získána jako polovina šířky hysterezní smyčky v počtu cyklů $N_f/2$, která byla vyhodnocena na základě zaznamenaných digitálních údajů jednotlivých hysterezních smyček.



Obr. 5.4 Geometrie zkušebního tělesa pro nízkocyklovou únavovou zkoušku [31].

6 Výsledky a diskuze

Na základě zkoušek nízkocyklové a extrémně nízkocyklové únavy pomocí zkušebního stroje INSTRON 8801 byly stanoveny hodnoty cyklické deformace a napětí a odpovídající počet cyklů do lomu (tab. 6.1). Testování probíhalo v tvrdém módu zatěžování pro různé hladiny amplitudy celkové deformace. Velikost plastické složky byla určena vztahem (6.1) na základě platnosti Hookova zákona lineární elasticity. Saturované amplitudy napětí pro jednotlivé hodnoty cyklické deformace byly určeny v počtu cyklů do lomu $N_f/2$.

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon_{at} - \frac{\sigma_a}{E} \tag{6.1}$$

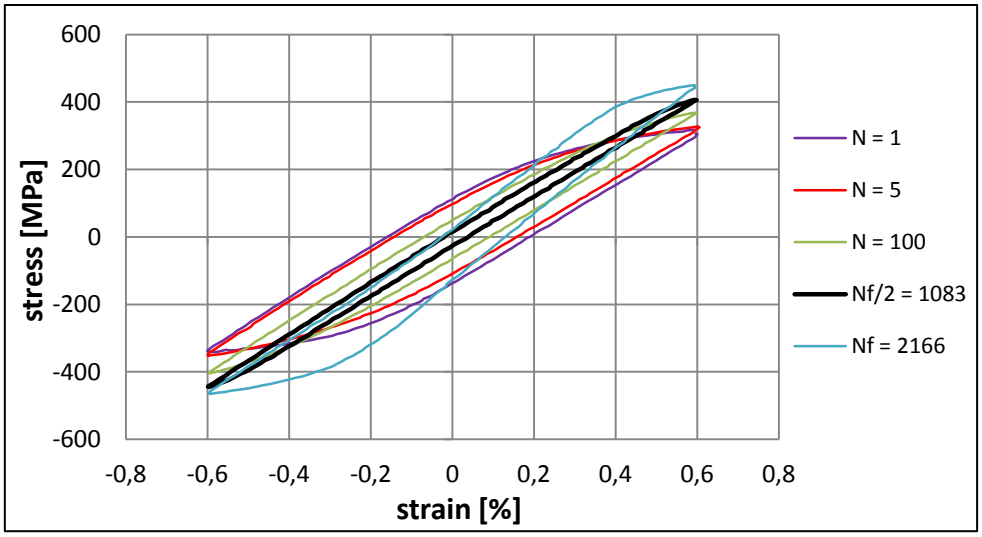
měření	ε_{at} [%]	ε_{ap} [%]	f [Hz]	σ_a [MPa]	N_f [-]
1.	0,6	0,04	0,083	425	2166
2.	0,7	0,09	0,071	440	1315
3.	0,8	0,18	0,063	460	1061
4.	0,9	0,26	0,056	474	748
5.	1,0	0,36	0,050	471	502
6.	1,3	0,58	0,040	491	199
7.	1,5	0,81	0,033	496	120
8.	2,0	1,29	0,025	514	52
9.	2,5	1,77	0,020	523	21
10.	3,0	2,27	0,017	537	9

Tab. 6.1 Experimentální data únavové zkoušky slitiny 2024-T3 [31].

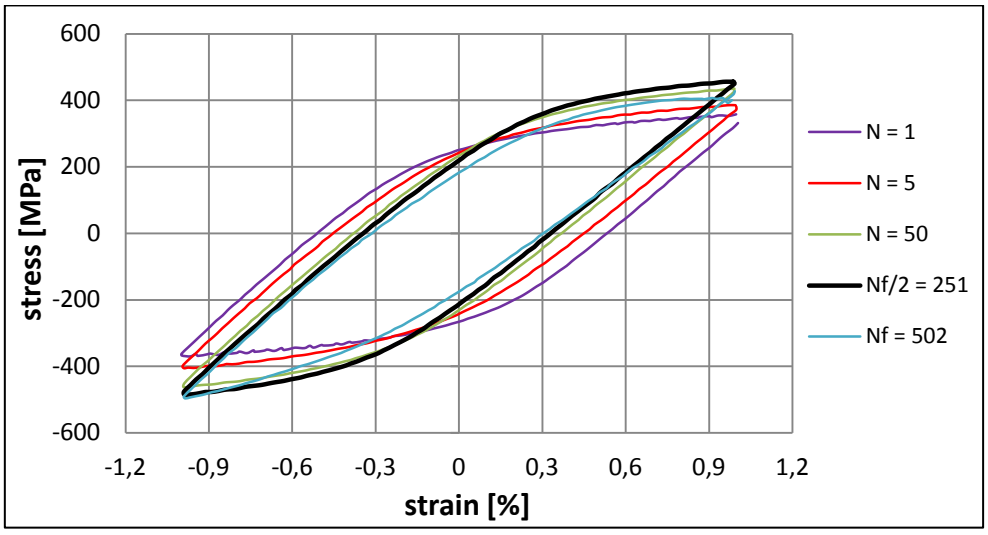
6.1 Cyklická plasticita

Na základě výsledků únavových zkoušek byla sestrojena série mechanických hysterezních smyček pro různé hodnoty amplitudy celkové deformace, kterou bylo těleso cyklicky zatěžováno. Hysterezní smyčka reprezentuje napěťově deformační odezvu studovaného materiálu v průběhu každého zátěžného cyklu. Velikost amplitudy plastické deformace v průběhu střídavého zatěžování je určena polovinou šířky hysterezní smyčky odečtené na deformační souřadnicové ose.

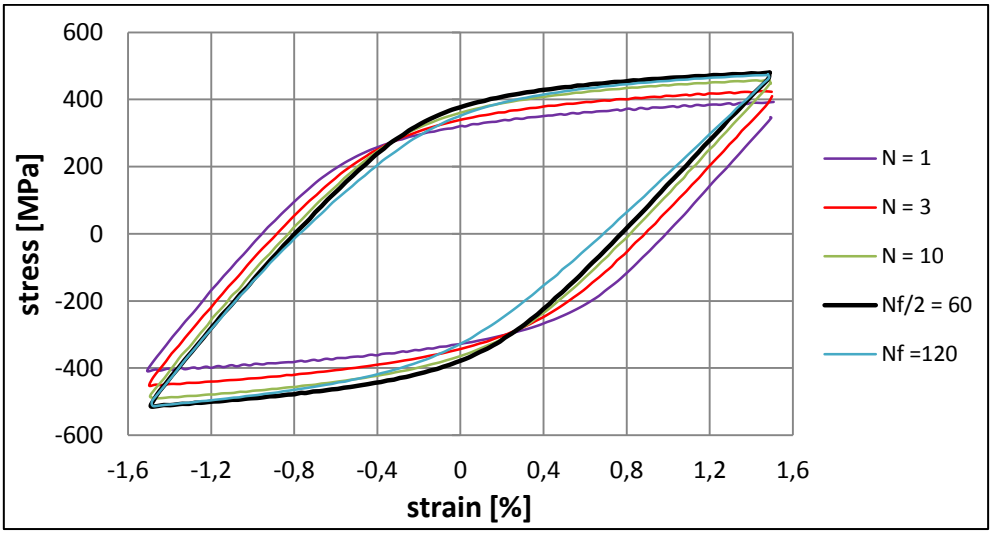
Z analýzy hysterezních smyček hliníkové slitiny 2024-T351 (obr. 6.1) jednoznačně vyplývá, že materiál cyklicky zpevňuje na všech zvolených hladinách únavového testování. Dále je možné pozorovat, že s rostoucí velikostí zatěžování nastává výrazný vzrůst detekované amplitudy plastické deformace v saturovaném stavu, kdy při nízkých hladinách namáhání je primární elastická složka deformace. Míra cyklického zpevnění vykazuje u všech těles saturující tendenci, která je nejvýraznější pro případ vysoké amplitudy deformace, projevující se stabilizací napěťově deformační odezvy v průběhu cyklického namáhání. Na vysoké hladině zatěžování je poté patrné intenzivní počáteční cyklické zpevnění, které následně vykazuje rychlé ustálení detekovaných únavových změn.



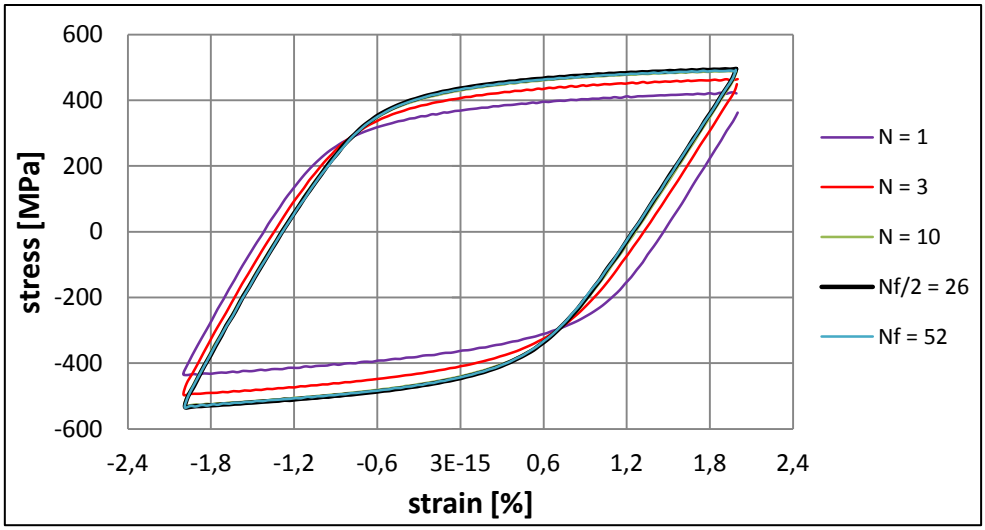
Obr. 6.1a Hysterezní smyčka pro ε_{at} = 0,6 %.



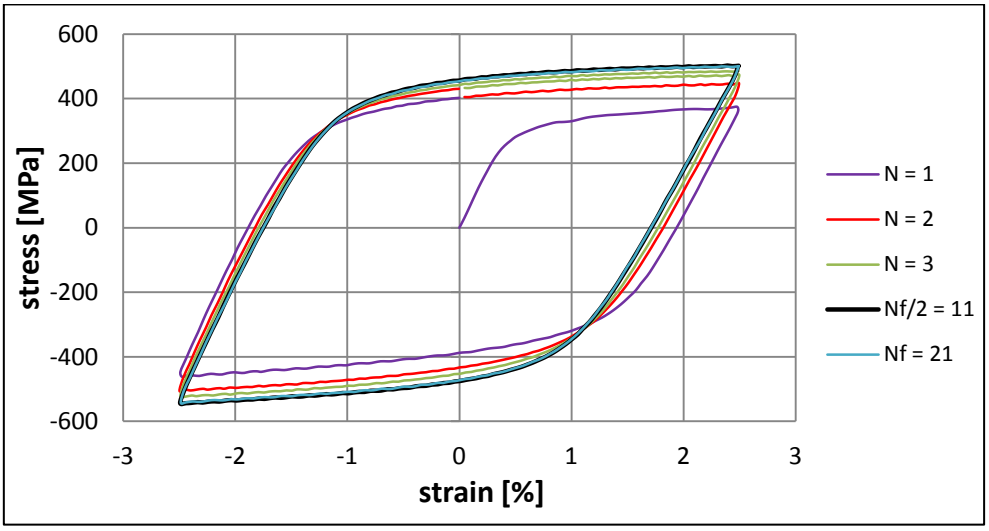
Obr. 6.1b Hysterezní smyčka pro ε_{at} = 1 %.



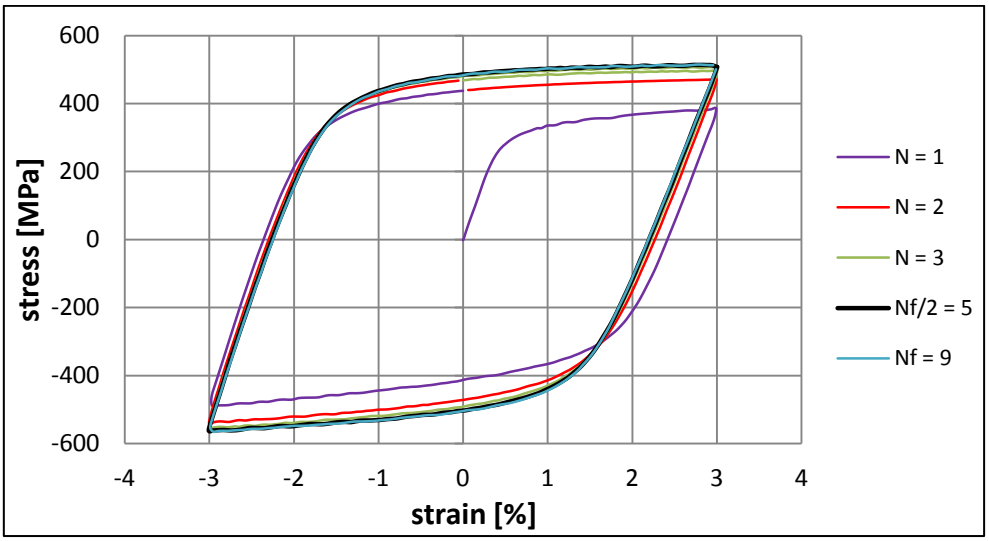
Obr. 6.1c Hysterezní smyčka pro ε_{at} = 1,5 %.



Obr. 6.1d Hysterezní smyčka pro ε_{at} = 2 %.



Obr. 6.1e Hysterezní smyčka pro ε_{at} = 2,5 %.



Obr. 6.1f Hysterezní smyčka pro ε_{at} = 3 %.

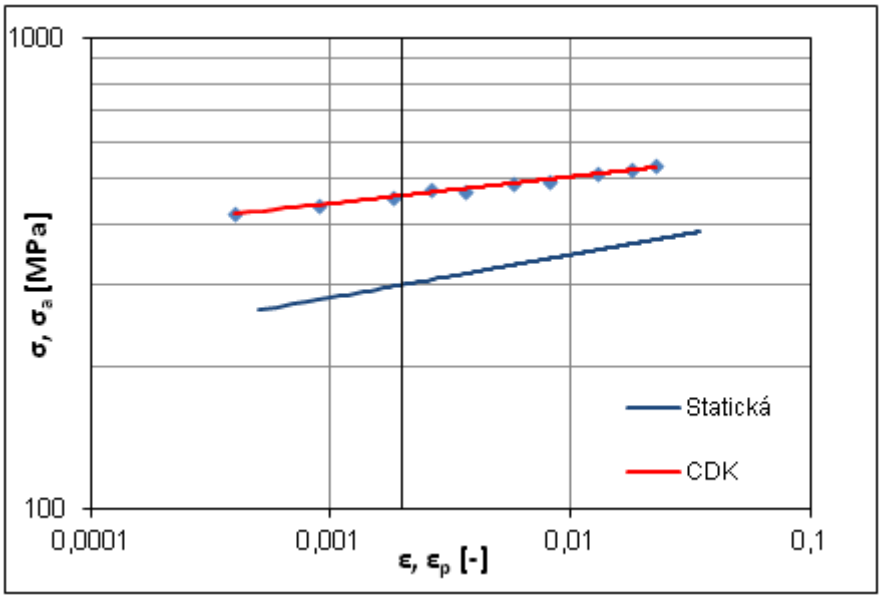
Po skončení procesu cyklického zpevnění se napěťově deformační odezva studované hliníkové slitiny mění již jen minimálně a hysterezní smyčku pro počet cyklů $N = N_f/2$ lze považovat za okamžik saturace mechanických vlastností. Pokud nyní proložíme vrcholové body jednotlivých ustálených hysterezních smyček pro různé hodnoty amplitudy zatěžování, získáme tím vztah mezi amplitudou napětí σ_a a amplitudou plastické deformace ε_{ap} v saturovaném stavu. Tato křivka se v literatuře obvykle označuje jako cyklická deformační křivka, která charakterizuje plastickou odezvu kovu na cyklické zatěžování pro většinu únavové životnosti materiálu. Uvedenou relaci je možné jako v případě deformačního zpevňování aproximovat mocninným vztahem dle Hollomona:

$$\sigma_a = K' \cdot \varepsilon_{ap}^{n'}, \tag{6.2}$$

kde K' se označuje jako koeficient cyklického zpevnění a n' je exponent cyklického zpevnění. Uvedená hodnota součinitele cyklického zpevnění má význam extrapolované amplitudy napětí, která odpovídá amplitudě plastické deformace ε_{ap} = 1. Obdobně jako u statické meze kluzu na tahové křivce můžeme zavést cyklickou mez kluzu $R'_{p0,2}$, která odpovídá amplitudě plastické deformace 0,2 %, tedy:

$$R'_{p0,2} = K' \cdot (0{,}002)^{n'}. \tag{6.3}$$

Vzájemná poloha tahové (statické) a cyklické deformační křivky jednoznačně definuje míru cyklického zpevnění nebo změkčení materiálu. Pro případ hliníkové slitiny 2024-T351 jsou obě regresní křivky vyneseny v logaritmických souřadnicových osách (obr. 6.2). Z jejich vzájemného porovnání vyplývá, že v případě studovaného materiálu nastává výrazné zpevnění, které je reprezentováno zvýšenou hodnotou cyklické meze kluzu. V přiložené tabulce 6.2 jsou poté uvedeny zjištěné regresní parametry Hollomonovy funkce pro případ statického a cyklického zpevnění.



Obr. 6.2 Porovnání statické a cyklické deformační křivky (CDK).

Materiál	$R_{p0,2}$ [MPa]	k [MPa]	n [-]	$R'_{p0,2}$ [MPa]	K' [MPa]	n' [-]
2024-T351	301	526	0,091	463	658	0,057

Tab. 6.2 Parametry regresní analýzy statického a cyklického zpevnění.

6.2 Křivky životnosti

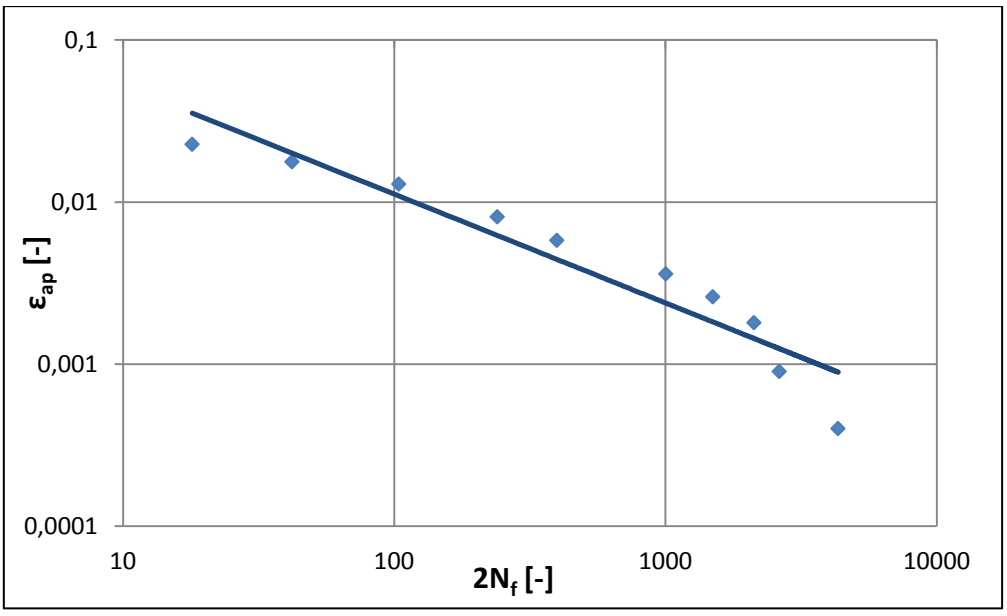
Na obr. 6.3 a 6.4 jsou uvedeny křivky únavové životnosti studované hliníkové slitiny 2024-T351. Velikost příslušné amplitudy cyklické plastické deformace a napětí byla zjištěna v polovině únavového života, tj. při počtu cyklů $N_f/2$. Závislost mezi amplitudou plastické deformace ε_{ap} a odpovídajícím počtem cyklů do lomu N_f je zobrazena na obr. 6.3. Závislost amplitudy napětí σ_a na počtu cyklů do lomu N_f reprezentuje obr. 6.4. Experimentálně zjištěnými body [ε_{ap}, N_f] byla proložena Mansonova-Coffinova funkce:

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon'_f \cdot \left(2N_f\right)^c, \tag{6.4}$$

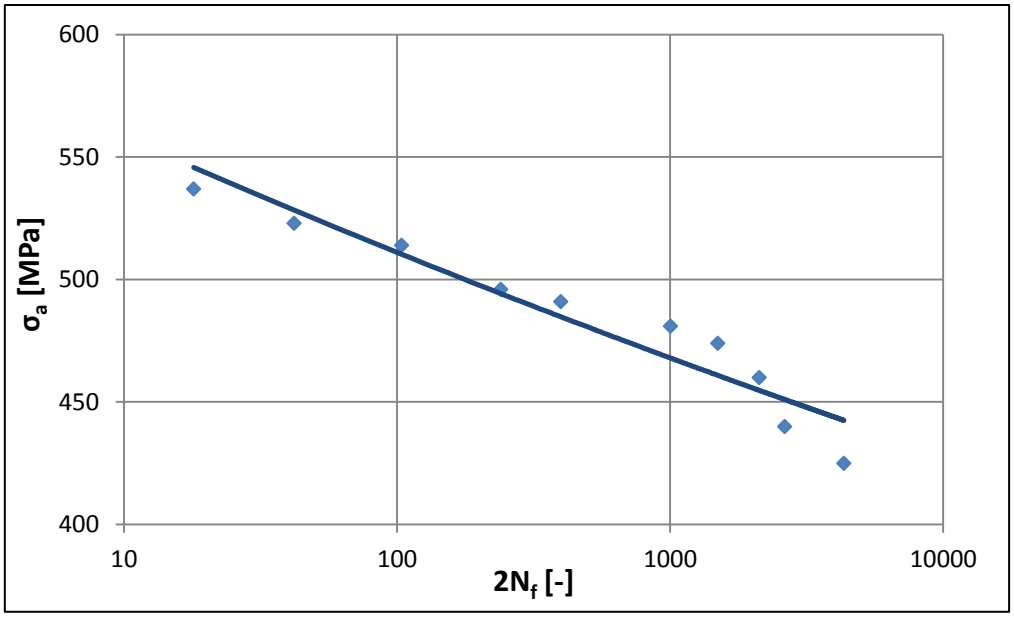
kde ε'_f je součinitel únavové tažnosti, který je dán extrapolací amplitudy plastické deformace na první půlcyklus zatížení. Parametr c je exponent únavové tažnosti, který je roven směrnici přímky v linearizovaném tvaru příslušné rovnice. Zjištěnými body [σ_a, N_f] byla následně proložena Wöhlerova-Basquinova regresní funkce, tedy:

$$\sigma_a = \sigma'_f \cdot \left(2N_f\right)^b, \tag{6.5}$$

kde σ'_f je součinitel únavové pevnosti a konstanta b je exponent únavové pevnosti.



Obr. 6.3 Mansonova-Coffinova křivka životnosti studované slitiny.



Obr. 6.4 Wöhlerova-Basquinova křivka životnosti studované slitiny.

Protože je amplituda celkové deformace dána součtem elastické a plastické složky, můžeme na základě rovnic (6.4) a (6.5) vyjádřit závislost amplitudy celkové deformace ε_{at} na počtu cyklů do lomu N_f metodou lineární superpozice vztahem:

$$\varepsilon_{at} = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot \left(2N_f\right)^b + \varepsilon'_f \cdot \left(2N_f\right)^c, \tag{6.6}$$

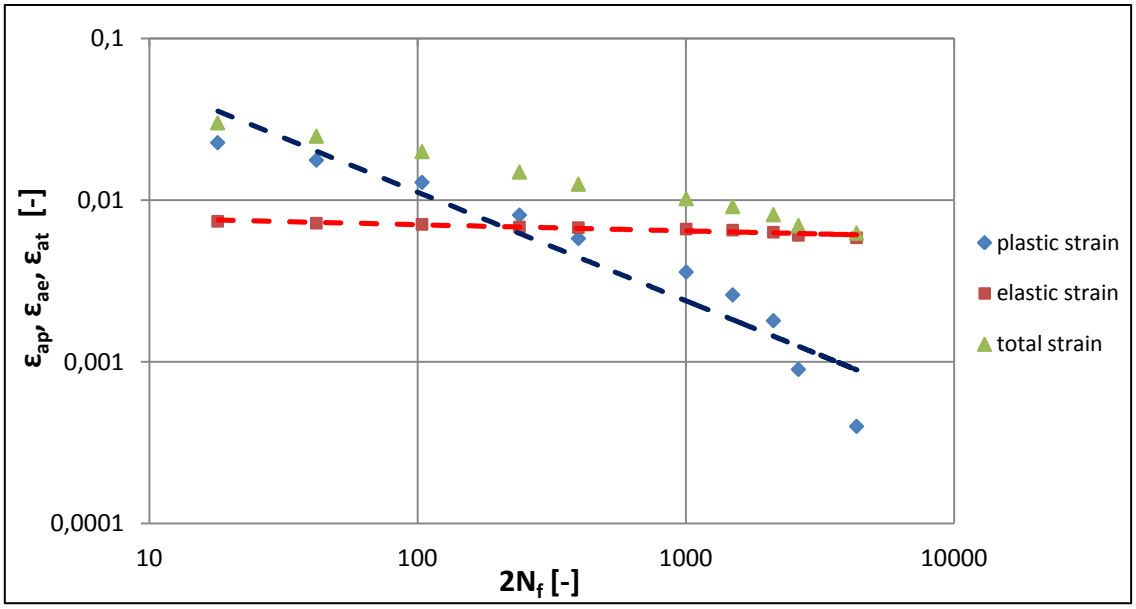
kde E je modul pružnosti v tahu. Diagram Mansonova typu pro studovanou hliníkovou slitinu je uveden na obr. 6.5. Při nízkém počtu cyklů do lomu převládá plastické složka ε_{ap}, která zdůrazňuje význam odolnosti struktury materiálu vůči cyklické plasticitě. Při vyšším počtu cyklů je rozhodující elastická složka ε_{ae}, která je určena součinitelem únavové pevnosti a tuhostí součásti. Počet cyklů do lomu, kdy jsou si obě deformace rovny, nazýváme tranzitní (přechodový) počet cyklů N_t, jenž lze určit vztahem:

$$N_t = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{E \cdot \varepsilon'_f}{\sigma'_f}\right)^{1/(b-c)}. \tag{6.7}$$

Jednotlivé křivky životnosti, stanovené při různých módech zatěžování, lze vzájemně převádět pomocí cyklické deformační křivky. Z tohoto tvrzení vyplývá skutečnost, že obě křivky nejsou z matematického hlediska nezávislé a příslušné únavové parametry lze vyjádřit vzájemnými kombinacemi rovnic:

$$n' = \frac{b}{c}, \tag{6.8}$$

$$\sigma'_f = K' \cdot \left(\varepsilon'_f\right)^{n'}. \tag{6.9}$$



Obr. 6.5 Jednotlivé křivky únavové životnosti vynesené jako závislost plastické, elastické a celkové deformace na počtu cyklů do lomu (diagram Mansonova typu).

Na základě mocninné regrese je možné získat z průběhů křivek životnosti příslušné parametry Mansonovy-Coffinovy a Wöhlerovy-Basquinovy křivky. U obou křivek je nejprve nutné provést aproximaci na první půlcyklus zatěžování v souladu se vztahy (6.4) a (6.5) a až poté provést regresní analýzu. V tabulce 6.3 jsou následně uvedeny stanovené parametry únavové životnosti a spočtený tranzitní počet cyklů.

σ_f' [MPa]	b [-]	ε_f' [-]	c [-]	N_t [cykly]
609,42	-0,038	0,247	-0,671	104

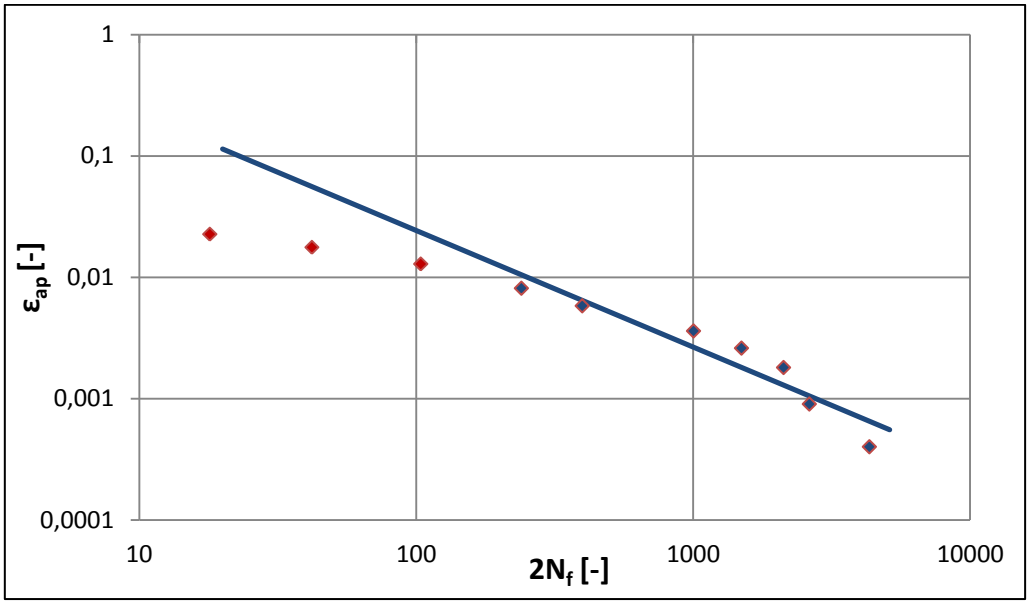
Tab. 6.3 Parametry regresní analýzy křivek životnosti studované hliníkové slitiny.

Únavové chování v nízkocyklové oblasti může být úspěšně predikováno na základě Mansonova-Coffinova a Wöhlerova-Basquinova vztahu. Na základě experimentálních dat z nízkocyklové oblasti pro počet cyklů do lomu N_f = 120 až 2166 byla zkonstruována Mansonova-Coffinova křivka a následně extrapolována do oblasti extrémně nízkocyklové únavy (obr. 6.6). Z uvedeného grafu jasně vyplývá, že konvenční Mansonova-Coffinova regresní funkce značně nadhodnocuje únavovou životnost materiálu v oblasti velmi nízkého počtu cyklů, která se projevuje konkávním průběhem naměřených únavových dat.

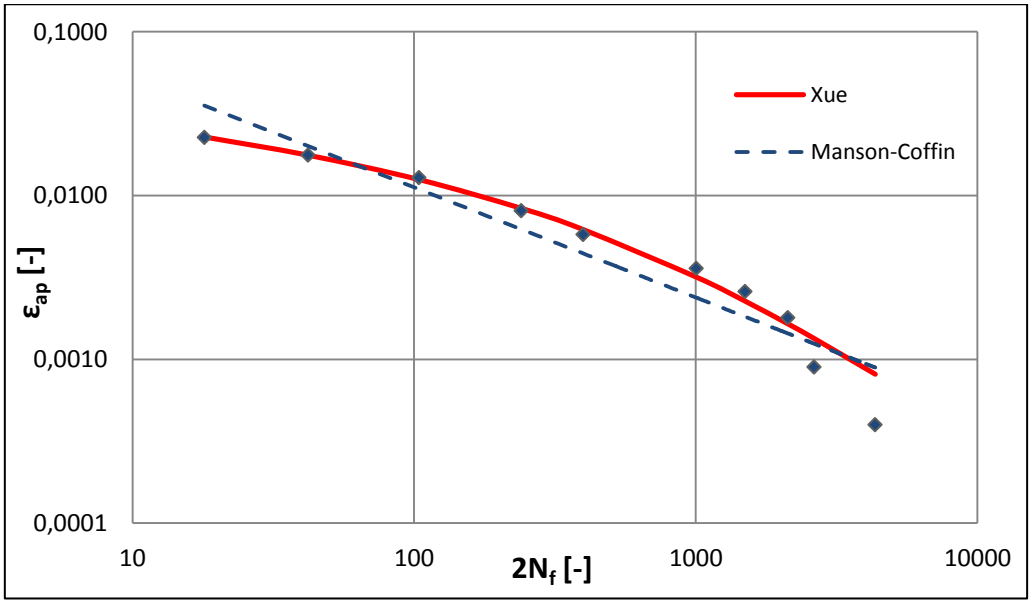
K překonání pozorovaného zkrácení únavové životnosti byla navržena pokročilejší dvouparametrická funkce plastického poškození, která je schopná predikovat únavové chování v celém rozsahu od statického porušení do lomového počtu cyklů 10^5. Modifikovanou regresní funkci únavové životnosti dle Xueho je možné vyjádřit vztahem:

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon_f \cdot \left[\frac{1}{\lambda} \cdot ln\left(\frac{e^{\lambda}-1}{4N_f}+1\right)\right]^{1/m}, \qquad (6.10)$$

kde λ a m jsou parametry poškození, které jednoznačně definují únavové chování materiálu v celém rozsahu cyklů do lomu. V oblasti extrémně nízkocyklové únavy, kdy velikost $\varepsilon_{ap} \sim \varepsilon_f$, přechází funkce v křivku o konkávní křivosti a přesně predikuje charakteristický odklon únavových dat. V oblasti nízkocyklové únavy, tedy malé amplitudy aplikované plastické deformace ($\varepsilon_{ap} \ll \varepsilon_f$), daná regresní funkce v logaritmických osách konverguje k přímce o sklonu $1/m$, tedy v souladu s lineárním průběhem Mansonovy-Coffinovy křivky (obr. 6.7). Obecně můžeme konstatovat, že s klesající hodnotou λ se chování materiálu v ELCF oblasti blíží předpokládanému chování podle Mansonovy-Coffinovy křivky. Naproti tomu zvyšující se velikost λ zdůrazňuje nutnou modifikaci postupu stanovení průběhu únavového života.

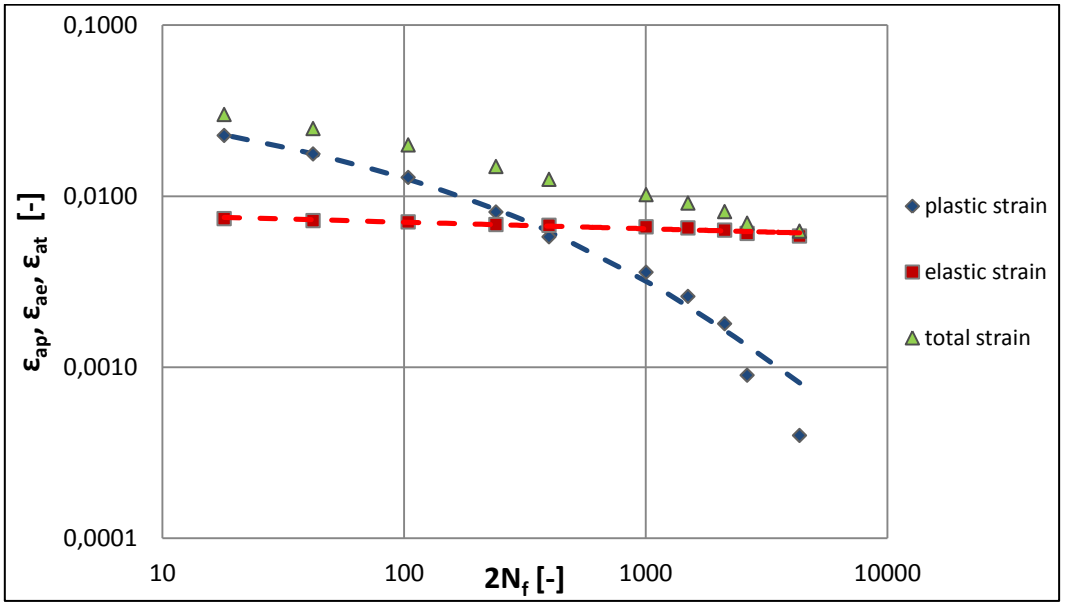


Obr. 6.6 Extrapolovaná Mansonova-Coffinova křivka na základě nízkocyklových dat.



Obr. 6.7 Modifikovaná křivka životnosti studované hliníkové slitiny 2024-T351.

Pokročilejší regresní funkce dle Xueho je vhodnějším popisem únavové odolnosti hliníkové slitiny v celém rozsahu naměřených experimentálních hodnot (obr. 6.7). Mansonova-Coffinova křivka vede k výraznému nadhodnocení únavové životnosti studovaného materiálu v oblasti velmi nízkého počtu cyklů $N_f < 100$, ale také při zatěžování na hladině amplitudy plastické deformace $\varepsilon_{ap} < 0{,}1$ %, tedy ve střední oblasti nízkocyklové únavy. Na obr. 6.8 je poté uvedena závislost amplitudy plastické, elastické a celkové deformace na počtu cyklů do lomu pro modifikovanou regresní funkci.



Obr. 6.8 Závislost amplitudy plastické, elastické a celkové deformace na počtu cyklů do lomu (modifikovaný diagram Mansonova typu dle Xueho).

Na základě regresní analýzy pomocí metody nejmenších čtverců byly stanoveny příslušné parametry modifikované křivky životnosti dle Xueho, které byly doplněny o hodnotu tranzitního počtu cyklů (tab. 6.4). Jak je patrné z grafu (6.8), nastal posuv dominance plastické složky cyklické deformace do oblasti vyššího počtu cyklů do lomu oproti původnímu předpokladu Mansonovy-Coffinovy křivky.

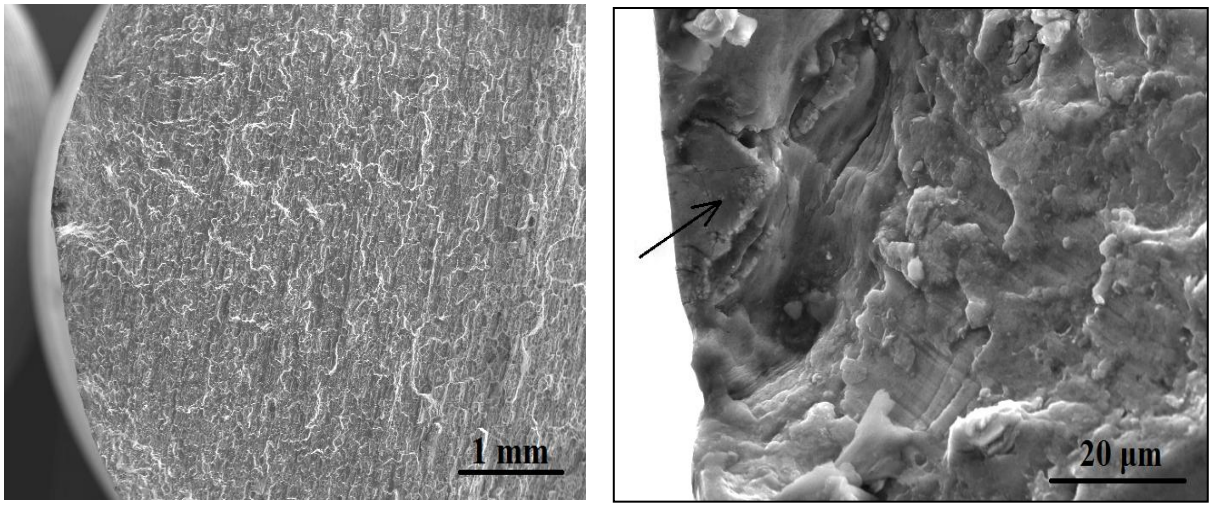
ε_f [-]	λ [-]	m [-]	N_t (Xue) [cykly]
0,0655	9,108	0,537	169

Tab. 6.4 Parametry regresní analýzy modifikované křivky životnosti studované slitiny.

6.3 Fraktografická analýza

V další části práce bylo studováno únavové lomové chování hliníkové slitiny ke stanovení základních fraktografických charakteristik. Byla analyzována zkušební tělesa, u kterých je oblast šíření a dolomu orientována kolmo ke směru hlavního napětí a pokrývají interval zatěžování ε_{at} = 0,5 až 1,5 %. Výsledky fraktografického rozboru oblasti iniciace

únavové trhliny jsou uvedeny na obr. 6.9, nalezená únavová striační pole na obr. 6.10 a oblasti statické dolomu na obr. 6.11 [31].

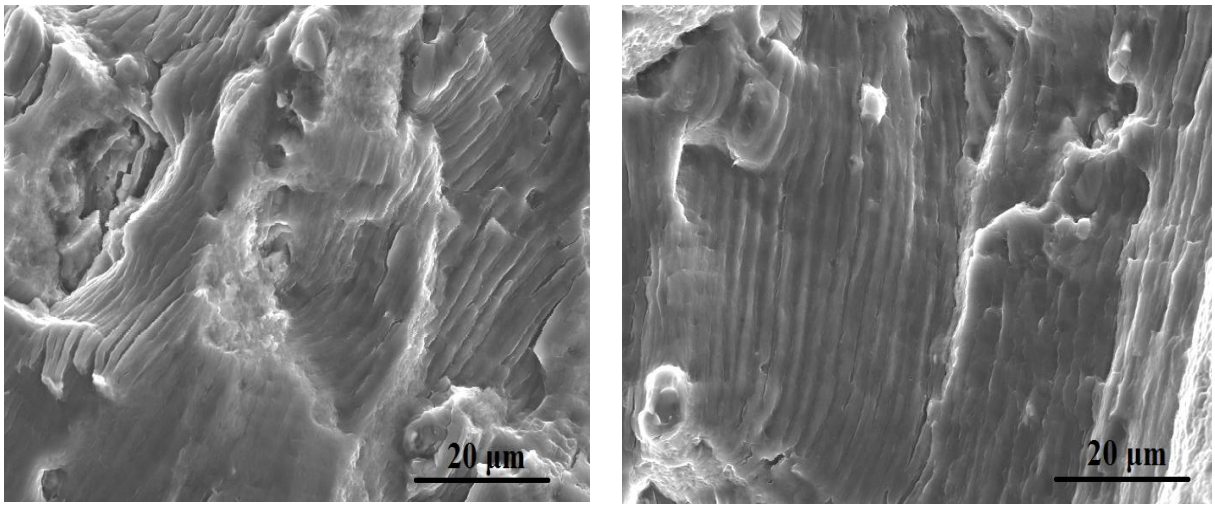


Obr. 6.9 Oblast iniciace trhliny, a) makropohled (ε_{at} = 0,5 %), b) mikrofraktografie (ε_{at} = 1,5 %).

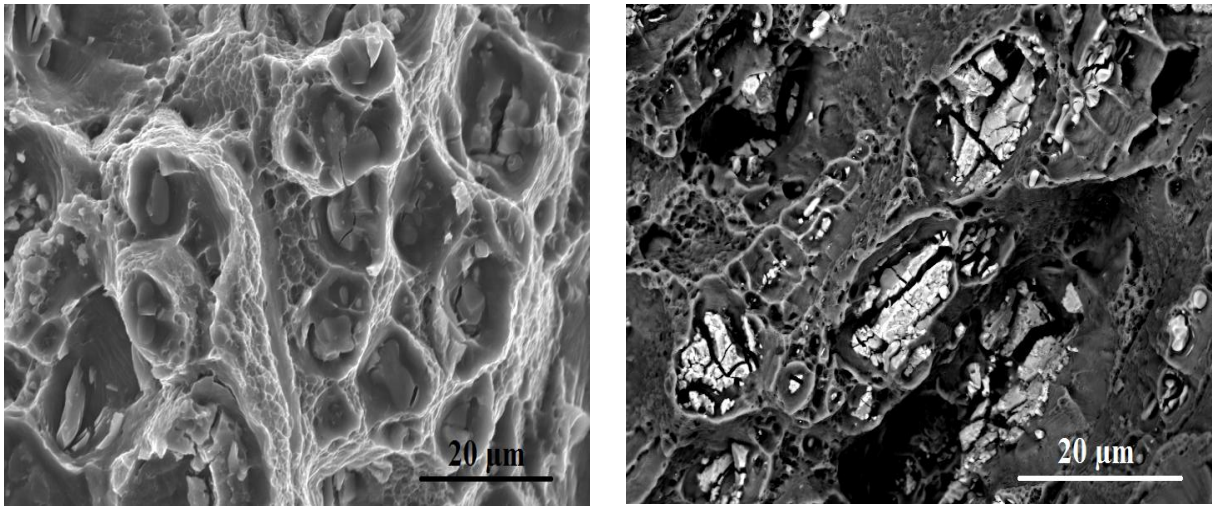
Na všech hladinách zatěžování byla nukleace únavové trhliny pozorována poblíž povrchu materiálu, avšak přesné místo nukleace bylo nalezeno pouze u zkušebního tělesa při amplitudě deformace ε_{at} = 1,5 % (N_f = 120), kdy iniciace nastala v oblasti povrchové inkluze o rozměru přibližně 20 μm. Příčinou této skutečnosti je mimo jiné vysoká koncentrace napětí v oblasti vměstku vlivem mozaikových a deformačně indukovaných pnutí, která vznikají na základě rozdílné hodnoty tepelné roztažnosti, resp. tuhosti matrice a částice sekundární fáze. Pomocí bodové analýzy chemické složení (EDS) bylo následně zjištěno, že se jedná o kovový vměstek na bázi Al-Cu-Fe-Mn. Přestože byl studovaný materiál zatěžován v oblasti extrémně nízkocyklové únavy, charakteristická podpovrchová iniciace nebyla pozorována.

Z hlediska identifikace únavového porušení je rozhodující nalezení únavových striací, které byly pozorovány na všech hladinách zatěžování (obr. 6.10). V oblasti nižších amplitud cyklické deformace (ε_{at} = 0,5 až 0,75 %) byly identifikovány transkrystalické únavové striace, které svědčí o výrazném podílu stádia šíření trhlin na celkové životnosti materiálu. Na vysoké hladině zatěžování ε_{at} = 1,5 % bylo objeveno slabé striační pole, a to pouze v těsné blízkosti oblasti iniciace. Tento fakt koresponduje s tvrzením, že v oblasti velmi nízkého počtu cyklů je fáze šíření velmi dynamická a je záležitostí pouze posledních pár cyklů únavové životnosti.

V celém rozsahu cyklického zatěžování byl zjištěn tvárný charakter statického dolomu s charakteristickou jamkovou morfologií (obr. 6.11a). Vzhledem k přítomnosti relativně velkých inkluzí a drobných precipitátů Al_2Cu můžeme pozorovat na lomové ploše dvě úrovně velikostí tvárných jamek, jejichž rozměr a orientace nezávisí na velikosti aplikované deformace. Mechanismem nukleace tvárné dutiny bylo primárně křehké porušování částic vměstků vlivem vysoké amplitudy plastické deformace a jejich značná fragmentace ve struktuře materiálu (obr. 6.11b). U některých inkluzí je možné si povšimnout jejich dekoheze od okolního tuhého roztoku, což svědčí o snížené smáčivosti přilehlé matrice.



Obr. 6.10 Únavové striace lomové plochy, a) ε_{at} = 0,5 %, N_f = 11138, b) ε_{at} = 0,75 %, N_f = 1533.



Obr. 6.11 Oblast statického dolomu (ε_{at} = 1,5 %, N_f = 120), a) dvouúrovňová jamková morfologie lomové plochy, b) četné porušení kovových inkluzí (BSE).

6.4 Diskuze výsledků

Statické a cyklické pevnostní parametry studované hliníkové slitiny 2024-T351 jsou jednoznačně určeny jejím strukturním stavem. Zjištěná mikrostruktura je tvořena zrny tuhého roztoku, četnými kovovými vměstky a drobnými precipitáty, které jsou relativně rovnoměrně rozložené v tuhém roztoku. V případě vměstků byla zjištěna jejich značná fragmentace a nehomogenní distribuce velikostí ve struktuře, která je z hlediska případné nukleace únavových trhlin během cyklického zatěžování zcela nežádoucí. Dále je možné v důsledku tvářecího procesu pozorovat výraznou anizotropii, která rezultuje ve směrovou závislost mechanických vlastností materiálu. Z tohoto důvodu byl odběr vzorků pro tahové, tlakové a cyklické zkoušky prováděn ve směru válcování, abychom zaručili vzájemnou korelaci naměřených dat [32].

Zvýšení pevnostních vlastností studované slitiny bylo realizováno vzájemnou superpozicí řady mechanismů zpevnění. Důležitou roli sehrává deformační zpevnění vlivem tváření za studena, které má za následek výrazné zvýšení dislokační hustoty a zjemnění střední velikosti zrna. Dále se uplatňuje substituční zpevnění tuhého roztoku pomocí přísadových atomů Cu a Mg, které vnášejí žádoucí elastická pnutí do krystalické mřížky kovu. Nejzásadnějším mechanismem zpevnění je poté tvorba precipitační struktury v průběhu procesu vytvrzování, který se skládá z fáze rozpouštěcího ohřevu, prudkého ochlazení a následného rozpadu přesyceného tuhého roztoku za pokojové teploty [33].

Precipitační struktura hliníkové slitiny 2024 je tvořena segregáty atomů Cu a Mg v tuhém roztoku, Guinier-Prestonovými zónami a semikoherentními precipitáty S fáze na bázi $Al_2Mg(Cu, Si, Zn)$. Tvorba příslušné precipitační struktury je zásadním nositelem zpevnění studované slitiny, které rezultuje ve zvýšení odporu vůči dislokačnímu skluzu v průběhu plastické deformace. Překonání jednotlivých precipitátů vyžaduje zvýšení externího zatížení a může být realizováno pomocí přeseknutí precipitátů nakupením dislokací nebo jejich obtečením. V případě hliníkové slitiny je možné také uvažovat mechanismus příčného skluzu prostřednictvím přechodu dislokací mezi dvěma paralelními rovinami [34,35].

Studovaný materiál vykazuje spojitý elastoplastický přechod a výrazné deformační zpevnění v tahu o charakteristickém poměru $R_m/R_{p0,2} = 1,6$. Chování slitiny je charakteristické symetrií tahové a tlakové odezvy, která je dána přibližně stejnou velikostí příslušných mezí kluzu. Stanové parametry pevnosti, plasticity a Hollomonovy aproximace zpevnění jsou pro danou slitinu v dobré shodě s literaturou. Zjištěná data byla následně porovnána pro případ dvou tvářených a precipitačně vytvrzených hliníkových slitin řady Al-Zn-Mg-Cu. Z uvedené tabulky 6.5 vyplývá, že experimentální slitina 2024-T351 vykazuje o 30 % nižší mez kluzu a přibližně o 100 MPa menší mez pevnosti, avšak má výrazně vyšší tažnost a schopnost deformačního zpevňování, které je důsledkem velké zásoby plasticity pro tvorbu zpevňující dislokační substruktury.

	Pevnostní a plastické vlastnosti				*Parametry zpevnění*	
materiál	E **[GPa]**	σ_y **[MPa]**	σ_{UTS} **[MPa]**	e **[%]**	k **[MPa]**	n **[-]**
experimentální	72,5	301	471	18,8	526	0,091
2024-T351	72,0	326	446	22,6	344	0,096
7075-T651	70,3	515	557	11,3	762	0,089
7475-T651	69,1	497	535	14,1	758	0,108

Tab. 6.5 Porovnání statických vlastností studovaného materiálu s literaturou [36, 37].

Cyklická plasticita je reprezentována sérií hysterezních smyček a průběhem cyklické deformační křivky, která udává napěťově deformační odezvu materiálu v saturovaném stavu. Z analýzy cyklické plastické odezvy vyplývá, že studované slitina cyklicky zpevňuje na všech hladinách únavového zatěžování. Tato skutečnost může být predikována z tahového diagramu

na základě Mansonova vztahu, kdy cyklické zpevnění nastává v případě, je-li $R_m/R_{p0,2} > 1,4$. Oproti tomu je však v rozporu s tvrzením, že deformační a precipitační zpevnění materiálu má za následek obecnou tendenci k cyklickému změkčování. Tento zjevný rozpor může být vysvětlen vysokou stabilitou precipitační substruktury při daných podmínkách zatěžování a schopností slitiny zvyšovat dislokační hustotu, a to i přes částečné vyčerpání plasticity v průběhu tvářecího procesu.

Parametry cyklického zpevnění byly stanoveny regresní analýzou průběhu cyklické deformační křivky a následně porovnány s literaturou pro případ hliníkové slitiny 7075-T651 (tab. 6.6). Ze vzájemného srovnání vyplývá, že vyšší statická mez kluzu a nižší plasticita porovnávaného materiálu 7075-T651 rezultovala ve výrazně menší schopnost cyklického zpevňování. Tento fakt je zřejmým důsledkem obtížné možnosti tvorby saturované dislokační substruktury v průběhu střídavého zatěžování, která by se stala silnější strukturní překážkou cyklické plasticity kovu.

Materiál	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R'_{p0,2}$ [MPa]	K' [MPa]	n' [-]
2024-T351	301	463	658	0,057
7075-T651	515	530	752	0,074

Tab. 6.6 Parametry cyklického zpevnění studovaného materiálu a slitiny 7075-T651 [37].

Na základě experimentálních dat s pomocí mocninné regresní analýzy byly stanoveny příslušné parametry Mansonovy-Coffinovy a Wöhlerovy-Basquinovy křivky a následně konfrontovány s literaturou pro případ hliníkové slitiny 2024-T3 a 7075-T6 (tab. 6.7). Největší oblast dominance plastické složky cyklické deformace je pozorována pro případ slitiny 2024-T3, kdy tato skutečnost vyplývá z malého sklonu Mansonovy-Coffinovy křivky v linearizovaném tvaru. Nejlepší únavová pevnost byla zjištěna u slitiny 7075-T6, což je v souladu s očekávaným chováním tohoto materiálu podle nejvyšších pevnostních vlastností stanovených při statickém zatěžování.

Materiál	σ_f' [MPa]	b [-]	ε_f' [-]	c [-]	N_t [cykly]
2024-T351	609,4	-0,04	0,25	-0,67	104
2024-T3	850	-0,09	0,22	-0,46	1345
7075-T6	1170,5	-0,12	0,17	-0,95	8

Tab. 6.7 Porovnání regresních parametrů křivek životnosti s literaturou [21, 30].

7 Závěry

Na základě hodnocení mikrostruktury, studia mechanických vlastností stanovených při tahovém a tlakovém zatěžování, analýzy cyklické napěťově deformační odezvy, zkoušek nízkocyklové a extrémně nízkocyklové únavy a fraktografického rozboru lomových ploch zkušebních těles můžeme stanovit následující závěry:

1. Mikrostruktura hliníkové slitiny 2024-T351 je tvořena zrny tuhého roztoku, v němž jsou rozpuštěny legující prvky, fragmentovanými kovovými vměstky a drobnými precipitáty na bázi Al_2Cu, které jsou relativně rovnoměrně rozloženy v základním tuhém roztoku. V rovině válcování je patrná výrazná anizotropie struktury, která je přímým důsledkem tvářecího procesu.

2. Studovaná slitina vykazuje symetrický elastoplastický přechod v tahovém a tlakovém módu zatěžování, který je reprezentován přibližně stejnou velikostí příslušných mezí kluzu. Vysoká hodnota charakteristického poměru $R_m/R_{p0,2}$ = 1,6 svědčí o výrazné schopnosti deformačního zpevňování při statickém zatěžování.

3. Analýzou průběhu mechanických hysterezních smyček a vzájemné polohy statické a cyklické deformační křivky je patrné, že materiál cyklicky zpevňuje na všech hladinách únavového zatěžování. Změna mechanických vlastností vykazovala výrazně saturující tendenci v průběhu cyklického zatěžování.

4. Na základě experimentálních dat s pomocí mocninné regresní analýzy byly stanoveny příslušné únavové konstanty Mansonova-Coffinova a Wöhlerova-Basquinova vztahu. Byla nalezena dobrá shoda mezi parametry M-C křivky zjištěnými nezávislou regresní analýzou a výpočtem z CDK a W-B křivky.

5. Mansonova-Coffinova křivka výrazně nadhodnocuje únavovou životnost materiálu v oblasti extrémně nízkocyklové únavy. Z toho důvodu byla aplikována pokročilejší tříparametrická regresní funkce dle Xueho, která je schopná překonat pozorované zkrácení životnosti a zachytit konkávní průběh naměřených experimentálních dat.

6. Studium lomových ploch prokázalo, že iniciace únavové trhliny nastala v blízkosti povrchu materiálu v oblasti inkluze, a to na všech hladinách cyklického zatěžování. Četnost výskytu únavových striací klesala s rostoucí amplitudou deformace, což svědčí o akcelerovaném průběhu fáze šíření v oblasti extrémně nízkého počtu cyklů.

7. V celém rozsahu zatěžování byl zjištěn tvárný charakter statického dolomu s typickým výskytem jamkové morfologie, jejíž rozměr a orientace nezávisí na velikosti amplitudy zatěžování. Mechanismem nukleace tvárné dutiny bylo primárně křehké porušování částic vměstků vlivem plastické deformace, případně jejich dekoheze od okolní matrice.

8 Seznam literatury

[1] SURESH, S. *Fatigue of Materials*. Cambridge University Press, 1991.

[2] KLESNIL, M., LUKÁŠ, P. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. Academia Praha, 1975. 224s.

[3] KLESNIL, M., LUKÁŠ, P. *Fatigue of metallic materials*. Academia, Praha, 1992. 239s.

[4] KARPARVARFARD, S. M. H., S. K. SHAHA, S. B. BEHRAVESH, H. JAHED a B. W. WILLIAMS. Fatigue characteristics and modeling of cast and cast-forged ZK60 magnesium alloy. *International Journal of Fatigue*. 2019, 118, 282-297. ISSN 0142-1123. DOI: https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.03.019.

[5] POLÁK, J. *Cyklická plasticita a nízkocyklová odolnost kovových materiálů*. Academia Praha, 1986. 136s.

[6] DAS, Bimal a Akhilendra SINGH. Understanding strain controlled low cycle fatigue response of P91 steel through experiment and cyclic plasticity modeling. *Fusion Engineering and Design*. 2019, 138, 125-137. ISSN 0920-3796. DOI: https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2018.11.007.

[7] POLÁK, J. *Cyclic plasticity and low cyclic fatigue life of metals*. Academia, Praha 1991, 2. vydání. 316 s.

[8] GEJDOŠ, P. *Únavové chování hořčíkových slitin AZ31 a AZ61*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2014. 81 s. Vedoucí dizertační práce prof. Ing. Tomáš Podrábský, CSc.

[9] POKLUDA, Jaroslav, František KROUPA a Ladislav OBDRŽÁLEK. *Mechanické vlastnosti a struktura pevných látek: (kovy, keramika, plasty).* Brno: PC-DIR, 1994. ISBN 8021405759.

[10] MUGHRABI, Hael. Fatigue, an everlasting materials problem - still en vogue. *Procedia Engineering*. 2010, 2(1), 3-26. ISSN 1877-7058. DOI: https://doi.org/10.1016/j.proeng.2010.03.003.

[11] POLÁK, Jaroslav a Jiří MAN. Experimental evidence and physical models of fatigue crack initiation. *International Journal of Fatigue*. 2016, 91, 294-303. ISSN 0142-1123. DOI: https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.02.021.

[12] WISNER, B. a A. KONTSOS. Investigation of particle fracture during fatigue of aluminum 2024. *International Journal of Fatigue*. 2018, 111, 33-43. ISSN 0142-1123. DOI: https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.02.001.

[13] CHERNYATIN, A. S., P. LOPEZ-CRESPO, B. MORENO a Yu. G. MATVIENKO. Multi-approach study of crack-tip mechanics on aluminium 2024 alloy. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 2018, 98, 38-47. ISSN 0167-8442. DOI: https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2018.09.007.

[14] KUNZ, Jiří. Šíření únavových trhlin z hlediska lineární lomové mechaniky. In: *Letná škola únavy materiálov 2006*. Žilina: Žilinská univerzita, 2006, s. 19–30. ISBN 80-8070582-8.

[15] GRYGUC, A., S. K. SHAHA, S. B. BEHRAVESH, H. JAHED, M. WELLS, B. WILLIAMS a X. SU. Monotonic and cyclic behaviour of cast and cast-forged AZ80 Mg. *International Journal of Fatigue*. 2017, 104, 136-149. ISSN 0142-1123. DOI: https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.06.038.

[16] MANSON, S. S. Fatigue: A complex subject - Some simple approximations. *Exp Mech*, SESA, 1965.

[17] LIU, R., Z. J. ZHANG, P. ZHANG a Z. F. ZHANG. Extremely-low-cycle fatigue behaviors of Cu and Cu–Al alloys: Damage mechanisms and life prediction: Damage mechanisms and life prediction. *Acta Materialia*. 2015, 83, 341-356. ISSN 1359-6454. DOI: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.10.002.

[18] 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.

[19] WANG, Qingyuan, Muhammad Kashif KHAN a Claude BATHIAS. Current understanding of ultra-high cycle fatigue. *Theoretical and Applied Mechanics Letters*. 2012, 2(3), 031002. ISSN 2095-0349. DOI: https://doi.org/10.1063/2.1203102.

[20] XU, Luopeng, Qingyuan WANG a Min ZHOU. Micro-crack initiation and propagation in a high strength aluminum alloy during very high cycle fatigue. *Materials Science and Engineering: A*. 2018, 715, 404-413. ISSN 0921-5093. DOI: https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.01.008.

[21] SZUSTA, J. a A. SEWERYN. Experimental study of the low-cycle fatigue life under multiaxial loading of aluminum alloy EN AW-2024-T3 at elevated temperatures. *International Journal of Fatigue*. 2017, 96, 28-42. ISSN 0142-1123. DOI: https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.11.009.

[22] Dvořák, I., Hanák, J. Fatigue fracture initiation and propagation in nitrided parts. *Proceedings of the seventh international fatigue congress*, Beijing, 1999, s. 481.

[23] KURODA, Masatoshi. Extremely low cycle fatigue life prediction based on a new cumulative fatigue damage model. *International Journal of Fatigue*. 2002, 24(6), 699-703. ISSN 0142-1123. DOI: https://doi.org/10.1016/S0142-1123(01)00170-0.

[24] NIP, K. H., L. GARDNER, C. M. DAVIES a A. Y. ELGHAZOULI. Extremely low cycle fatigue tests on structural carbon steel and stainless steel. *Journal of Constructional Steel Research*. 2010, 66(1), 96-110. ISSN 0143-974X. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jcsr.2009.08.004.

[25] XUE, Liang. A unified expression for low cycle fatigue and extremely low cycle fatigue and its implication for monotonic loading. *International Journal of Fatigue*. 2008, 30(10), 1691-1698. DOI: https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2008.03.004. ISSN 0142-1123.

[26] MURAKAMI, Y., S. HARADA, T. ENDO, H. TANI-ISHI a Y. FUKUSHIMA. Correlations among growth law of small cracks, low-cycle fatigue law and applicability of miner's rule. *Engineering Fracture Mechanics*. 1983, 18(5), 909-924. DOI: https://doi.org/10.1016/0013-7944(83)90066-8. ISSN 0013-7944.

[27] TATEISHI, Kazuo, Takeshi HANJI a Kuniaki MINAMI. A prediction model for extremely low cycle fatigue strength of structural steel. *International Journal of Fatigue*. 2007, 29(5), 887-896. DOI: https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2006.08.001. ISSN 0142-1123.

[28] LIU, R., Z. J. ZHANG, P. ZHANG a Z. F. ZHANG. Extremely-low-cycle fatigue behaviors of Cu and Cu–Al alloys: Damage mechanisms and life prediction: Damage mechanisms and life prediction. *Acta Materialia*. 2015, 83, 341-356. ISSN 1359-6454. DOI: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.10.002.

[29] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu I*. 2. Brno: Akademické nakladatelství CERM, c2003, 520 s. ISBN 8072042831.

[30] BÁRTKOVÁ, D. *Nízkocyklová únava hliníkové slitiny EN-AW 7075*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2011. 66 s. Vedoucí bakalářské práce prof. Ing. Stanislav Věchet, CSc.

[31] ŠEBEK, František, Namsu PARK, Petr KUBÍK, Jindřich PETRUŠKA a Josef ZAPLETAL. Ductile fracture predictions in small punch testing of cold-rolled aluminium alloy. *Engineering Fracture Mechanics*. 2019, 206, 509-525. ISSN 0013-7944. DOI: https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2018.11.045.

[32] SEIDT, J. D. a A. GILAT. Plastic deformation of 2024-T351 aluminum plate over a wide range of loading conditions. *International Journal of Solids and Structures*. 2013, 50(10), 1781-1790. DOI: https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2013.02.006. ISSN 0020-7683.

[33] MICHNA, Štefan, et al. *Encyklopedie hliníku*. Prešov: ADIN, 2005. 700 s. ISBN 80-89041-88-4.

[34] SHA, G., R. K. W. MARCEAU, X. GAO a S. P. RINGER. Nanostructure of aluminium alloy 2024: Segregation, clustering and precipitation processes: Segregation, clustering and precipitation processes. *Acta Materialia*. 2011, 59(4), 1659-1670. ISSN 1359-6454. DOI: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.11.033.

[35] KOVARIK, L., S. A. COURT, H. L. FRASER a M. J. MILLS. GPB zones and composite GPB/GPBII zones in Al–Cu–Mg alloys. *Acta Materialia*. 2008, 56(17), 4804-4815. ISSN 1359-6454. DOI: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.05.042.

[36] GAUTAM, Abhinav, P. K. SARKAR, Rahul JANGID a K. P. AJIT. Ductile and Fatigue Behaviour Estimation of Lightweight High-Strength Al 2024. *Materials Today: Proceedings*. 2018, 5(2, Part 2), 7873-7881. ISSN 2214-7853. DOI: https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.468.

[37] XUE, Y., D. L. MCDOWELL, M. F. HORSTEMEYER, M. H. DALE a J. B. JORDON. Microstructure-based multistage fatigue modeling of aluminum alloy 7075-T651. *Engineering Fracture Mechanics*. 2007, 74(17), 2810-2823. ISSN 0013-7944. DOI: https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2006.12.031.