

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

ÚNAVOVÉ CHOVÁNÍ HOŘČÍKOVÝCH SLITIN AZ31 A AZ61

FATIGUE BEHAVIOUR OF AZ31 AND AZ61 MAGNESIUM ALLOYS

DOKTORSKÁ PRÁCE

DOCTORAL THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Ing. PAVEL GEJDOŠ

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

prof. Ing TOMÁŠ PODRÁBSKÝ, CSc.

BRNO 2014

ABSTRAKT

Tato dizertační práce se zabývá únavovým chováním hořčíkových slitin AZ31 a AZ61 odlitých pokročilou metodou lití squeeze casting. Na základě regresních funkcí a naměřených únavových dat byly určeny únavové parametry těchto slitin. Práce dále zasahuje do oblasti šíření únavových trhlin ve slitině AZ31. Bylo provedeno měření rychlosti šíření únavových trhlin na modifikovaných válcových zkušebních tělesech. V práci jsou také nastíněny možnosti popisu únavového chování slitiny AZ61 v oblasti extrémně nízkocyklové únavy.

KLÍČOVÁ SLOVA

Hořčíková slitina, AZ31, AZ61, únavy, nízkocyklová únavy, extrémně nízkocyklová únavy, ELCF, růst trhlin, regrese

ABSTRACT

This doctoral thesis deals with the fatigue behaviour of AZ31 and AZ61 magnesium alloy casted by advanced methods of casting squeeze casting. Based on the regression functions and measured fatigue data were determined fatigue characteristics of these alloys. The work also extends into the area of fatigue cracks in the AZ31 alloy. Were measured fatigue crack propagation rate on modified cylindrical specimens. The paper also outlines the possibilities for describing the fatigue behaviour of AZ61 alloy in extremely low-cycle fatigue.

KEYWORDS

Magnesium alloy, AZ31, AZ61, fatigue, low-cycle fatigue, extremely low-cycle fatigue, ELCF, crack growth, regression

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

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.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem dizertační práci vypracoval samostatně na základě uvedených literárních pramenů a konzultací s vedoucím dizertační práce

V Brně dne

Pavel Gejšoř

PODĚKOVÁNÍ

Na tomto místě bych rád poděkoval všem, kteří umožnili vznik této práce. Nejprve svému školiteli a vedoucímu Tomáši Podrábskému, za cenné rady, věcné připomínky a organizační schopnosti. Také bych rád poděkoval Tomáši Krumlovi a jeho kolegům z ÚFM AV za pomoc s experimenty měření rychlosti šíření trhlin a další cenné připomínky. Dále pak členům hořčíkového týmu Miroslavě Horynové, Josefu Zapletalovi a Pavlu Doležalovi. A samozřejmě všem dalším kolegům a spolupracovníkům, kteří přispěli radou či připomínkami.

Také chci na tomto místě poděkovat projektu CEITEC, a jeho vedení, že měli pochopení a umožnili dokončení této práce. Poděkování rovněž patří Ústavu materiálových věd a inženýrství, kde tato práce vznikala.

Samozřejmě nesmím zapomenout na svou rodinu, které rovněž patří díky za podporu během studia.

OBSAH

1. Úvod.....	8
2. Vlastnosti a struktura hořčíkových slitin.....	9
2.1 Fyzikální vlastnosti hořčíku.....	9
2.2 Slitiny hořčíku.....	9
2.3 Zpracování hořčíkových slitin.....	10
2.3.1 Tlakové lití.....	10
2.3.2 Squeeze Casting.....	10
2.3.3 Equal Channel Angular Pressing.....	11
2.4 Mikrostruktura hořčíkových slitin.....	11
3. Mechanické charakteristiky hořčíkových slitin.....	15
4. Únavové charakteristiky hořčíkových slitin.....	17
4.1 Cyklická plasticita.....	18
4.2 Nízkocyklová únava.....	22
4.3 Vysokocyklová únava.....	25
4.4 Gigacyklová únava.....	25
4.5 Analýza křivek životnosti.....	26
4.6 Šíření únavových trhlin.....	28
5. Cíle práce.....	30
6. Experimentální materiál a technika.....	31
6.1 Experimentální materiál.....	31
6.2 Popis experimentů.....	32
6.2.1 Tepelné zpracování.....	32
6.2.2 Zjištění základních mechanických charakteristik.....	32
6.2.3 Únavové chování.....	32
6.2.4 Experimentální stanovení rychlosti šíření krátkých únavových trhlin.....	33
6.2.5 Fraktografické hodnocení lomových ploch.....	35
6.2.6 Chování hořčíkových slitin v oblasti extrémně nízkocyklové únavy ELCF.....	35
6.3 Experimentální technika.....	36
7. Výsledky experimentálních prací.....	37
7.1 Optimalizace tepelného zpracování.....	37
7.2 Zkoušky tahem a tlakem.....	38
7.3 Únavové chování slitiny AZ31.....	39
7.4 Únavové chování vrubovaných těles ze slitiny AZ31.....	43
7.5 Únavové chování slitiny AZ61.....	46
7.6 Šíření krátkých trhlin ve slitině AZ31.....	51
7.7 Extrémně nízkocyklová únava.....	56
8. Diskuse výsledků.....	62
9. Závěry.....	70
10. Literatura.....	71
11. Přehled publikací autora.....	78
12. Seznam zkratk a symbolů.....	80

1. ÚVOD

Slitiny hořčíku jsou svými mechanickými vlastnostmi a velmi nízkou specifickou hmotností zajímavé jako konstrukční materiál obzvláště v motocyklovém, automobilovém a leteckém průmyslu. Redukce hmotnosti automobilu přímou náhradou původního materiálu komponenty lehčím materiálem umožňuje snížení spotřeby paliva a s tím související snížení produkce skleníkových plynů [1]. Slitiny hořčíku jsou v tomto případě výhodné vzhledem ke své nižší hustotě a pro některé případy použitelným mechanickým vlastnostem, takže mohou v některých automobilových aplikacích funkčně nahradit těžší ocel či litinu [2], [3]. Zajímavé jsou také pro průmysl elektrotechnický, kde jsou často používány na šasi přístrojů (odlisky rámců notebooků, kryty mobilních telefonů atp.), protože vykazují lepší mechanické vlastnosti a vyšší odolnost proti poškození než běžné plasty. Také mohou oproti plastům nabídnout lepší odvod odpadního tepla vznikajícího při provozu elektronických přístrojů [4]. Další výhodou slitin hořčíku oproti plastům spočívá v jejich snazší recyklaci. Slitiny hořčíku jsou také využívány v průmyslu leteckém nebo kosmickém, kde je ale jejich využití dosti omezeno jejich vysokou reaktivitou (slitina se může za specifických podmínek vznítit [5]).

V průmyslové praxi byly a jsou využívány různé slitiny na bázi hořčíku. Už v roce 1968 byla hořčíková slitina AS41 použita pro výrobu skříně převodovky automobilu Volkswagen Typ 1 známého jako Brouk (Beetle, Käfer) [6]. Mezi součásti nejčastěji a nejvíce vyráběné ze slitin hořčíku patří jádro volantů, součásti sloupku řízení, konzola přístrojové desky a skříně převodovek [6]. Nejpoužívanější hořčíkovou slitinou pro tyto aplikace je pak slitina AZ91, tedy slitina hořčíku s přídavkem asi 9 hm. % hliníku a 1 hm. % zinku. Využití hořčíkových slitin má svůj velký význam i v leteckém průmyslu, kdy jsou často z těchto slitin vyráběny například převodové skříně pro helikoptéry [7].

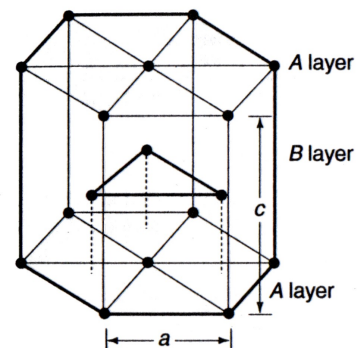
Hořčíkové slitiny jsou stále častěji a stále více využívány jako důležité konstrukční součásti přenášející zatížení i proměnného charakteru. Proto je nezbytné rozšířit množství základních znalostí, které se jich týkají, především s přihlédnutím k únavovému chování.

Tato dizertační práce je věnována hořčíkovým slitinám AZ31 a AZ61. Je zaměřena na jejich základní mechanické vlastnosti, únavové chování a rychlosti šíření únavových trhlin. Také se zabývá extrémně nízkocyklovou únavou, tedy oblastí nízkocyklové únavy blízké kvazistatickému zatěžování, kdy je materiál zatěžován vysokými zátěžnými silami. Tato oblast únavového života je u slitin hořčíku velmi málo prozkoumána.

2. VLASTNOSTI A STRUKTURA HOŘČÍKOVÝCH SLITIN

2.1 Fyzikální vlastnosti hořčíku

Čistý hořčík má atomové číslo 12, atomovou hmotnost 24,3050 a atomový objem $14,0 \text{ cm}^3/\text{mol}$. Krystalizuje v hexagonální mřížce s nejtěsnějším uspořádáním (hcp, viz obr. 1), která má při teplotě 25 °C mřížkové parametry $a = 0,32092 \text{ nm}$, $c = 0,52105 \text{ nm}$ a osový poměr $c/a = 1,623$ což je hodnota blízká ideálnímu osovému poměru 1,633. Hustota čistého hořčíku při pokojové teplotě je $1,738 \text{ g/cm}^3$, v blízkosti teploty tání v pevném stavu $1,65 \text{ g/cm}^3$ a v kapalném stavu přibližně $1,58 \text{ g/cm}^3$. Změna objemu při krystalizaci je 4,2 % a při ochlazení z 650 °C na 20 °C dalších 5 %. Teplota tání čistého hořčíku při atmosférickém tlaku je 650 °C , teplota varu 1090 °C a koeficient teplotní roztažnosti při pokojové teplotě je $26,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Tento se s rostoucí teplotou zvyšuje [8],[9].



Obr. 1 Krystalová struktura mřížky hořčíku [8]

2.2 Slitiny hořčíku

Pro praktické použití se využívají různé typy hořčíkových slitin, protože takto lze dosáhnout mnohem lepších mechanických, chemických a technologických vlastností než u samotného hořčíku v podobě čistého kovu. Mikrostruktura hořčíkových slitin typu AZ (slitin hořčíku legovaných hliníkem a zinkem, značení podle ASTM), na jejichž studium je tato práce zaměřena, je samozřejmě závislá na způsobu výroby a také případném tepelném zpracování. Z tohoto důvodu bude jedna z následujících kapitol věnována také technologii výroby a tepelnému zpracování hořčíkových slitin. Kapitola věnující se mikrostruktuře hořčíkových slitin bude převážně zaměřena na slitiny vyrobené metodou squeeze casting (SC).

Hořčíkové slitiny bývají obvykle rozděleny do skupin podle hlavního legujícího prvku. Na základě tohoto dělení jsou komerčně používané slitiny typu: Mg-Mn, Mg-Al-Mn, Mg-Al-Zn, Mg-Al-Zn-Mn, Mg-Zr, Mg-Zn-Zr, Mg-KVZ-Zr, Mg-Ag-KVZ-Zr, Mg-Y-KVZ-Zr, Mg-Zn-KVZ, Mg-Th-Zr a Mg-Th-Zn-Zr [8]. Zkratka KVZ označuje kovy vzácných zemin. Slitiny typu Mg-Al-Zn případně Mg-Al-Zn-Mn patří ke komerčně nejčastěji odlévaným slitinám. V těchto slitinách má významný vliv na mechanické i korozní vlastnosti intermetalická fáze $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$. Tato binární fáze je velmi křehká a v případě jejího vyloučení ve velkých útvarech po hranicích zrn způsobuje výraznou křehkost dané slitiny. Slitiny typu Mg-Al-KVZ byly vyvinuty jako odolné proti creepu, fáze $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ je zde nahrazena intermetalikem Al-KVZ. Tyto slitiny jsou vhodné pouze pro tlakové lití, při nízkých rychlostech tuhnutí tvoří hrubé částice Al_2KVZ [9]. Slitiny typu Mg-Al-Si byly poprvé průmyslově využity koncernem Volkswagen. V těchto slitinách se vyskytuje fáze Mg_2Si s vysokou tvrdostí a teplotou tání (1085 °C). Tyto slitiny mají značnou odolnost proti creepu a mají dobrou slévatelnost až od obsahu 4 hm. % křemíku [9]. Od dříve používaných creepu odolných slitin hořčíku obsahujících thorium se upouští, z důvodu jejich radioaktivity a jsou nahrazovány slitinami Mg-KVZ [8], [10].

2.3 ZPRACOVÁNÍ HOŘČÍKOVÝCH SLITIN

Výrobky z hořčíkových slitin jsou v současné době odlévány různými slévárenskými metodami. Mezi nejpoužívanější metody odlévání patří gravitační lití do pískových forem, tlakové a gravitační lití (die casting) do kovových forem. Dále se používají výrobní technologie jako squeeze casting (SC), thixo-casting a thixomolding [2]. V poslední době je také zájem o jemnozrnné materiály vyráběné metodami intenzivní plastické deformace, jako je například protlačování litého či tvářeného polotovaru kanály o stejném průřezu (equal channel angular pressing – ECAP) nebo krutová deformace za vysokého tlaku (high pressure torsion HPT). Kromě polotovarů a odlitků vyrobených pomocí těchto metod jsou také využívány hořčíkové slitiny ve formě tvářených polotovarů (plechy, tyče), zde je ovšem omezení vycházející z hexagonální mřížky (nedostatek vhodných skluzových systému), a tyto slitiny je tak nutné tvářet za zvýšené teploty.

2.3.1 TLAKOVÉ LITÍ

Tlakové lití je metoda, kdy se roztavený kov vhná do formy za vysokého tlaku, až 250 MPa. Touto metodou je možné vyrábět tvarově velmi komplikované odlitky s přesnými rozměry a vysokou kvalitou povrchu. Roztavený kov proudí velkou rychlostí přes vtokovou soustavu do dutiny kovové formy, kde tuhne. Metoda je, vzhledem k vysoké ceně kovové formy, vhodná pouze pro velkosériovou a hromadnou výrobu. Zařízení na tlakové lití se podle konstrukce dělí na zařízení se studenou a s teplou komorou. Stroje s teplou komorou mají výhodu, že se kov do plnicí komory nepřelévá a nedochází tak k jeho oxidaci, proto je tento typ vhodný k odlévání hořčíkových slitin [11]. Tlakově lité odlitky nejsou, co se týče vnitřní homogenity, příliš kvalitními výrobky, protože při rozstříkávání kovu při plnění formy dochází k jeho oxidaci a reakci se separátorem, důsledkem čehož je vznik velkého množství vměstků. Navíc mohou v některých průřezích odlitku zůstat uzavřené plyny, které jsou příčinou vzniku bublin. Výrazného zlepšení se dosahuje při lití do vakuovaných forem. Po uzavření se před odléváním z dutiny formy odstraní vzduch a tím se omezuje nežádoucí oxidace kovu a odstraní nebezpečí vzniku bublin [11].

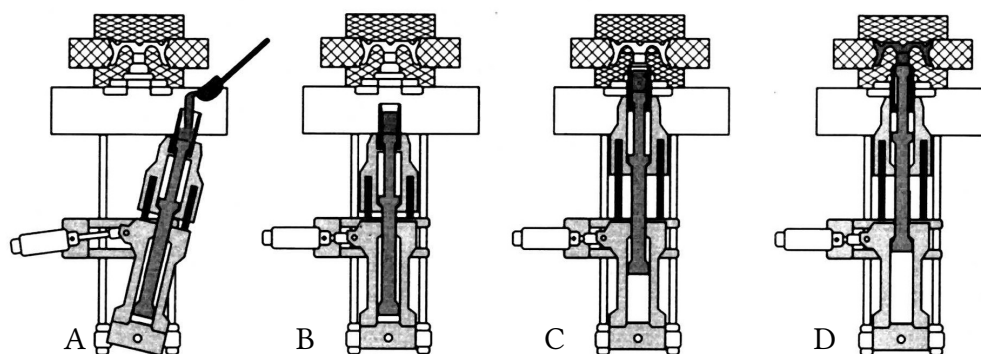
2.3.2 SQUEEZE CASTING

Metoda odlévání SC je velmi podobná jako vysokotlaké lití, ale s tím rozdílem, že roztavený kov je do formy přiváděn pomaleji, tedy obdobně jako při nízkotlakém lití, krystalizuje za působení tlaku. Podle konstrukce odlévacího zařízení se rozlišují dva způsoby provedení, přímý a nepřímý SC. V případě přímého SC je kov volně nalit do formy a poté stlačen horní částí formy. Tlak poté působí po celou dobu tuhnutí. Tento přístup je vhodný pro masivní odlitky [11]. V případě nepřímého SC je kov dávkován do komory lisu, která je umístěna na pístu (obr. 2). Kov je vtlačován nízkou rychlostí do formy, kde rychlost proudění roztaveného kovu je řádově $0,5 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$. Proudění kovu je laminární, takže nedochází k jeho víření a případné oxidaci. Po naplnění formy dochází k dotlačení kovu pomocí pístu tlakem až 150 MPa, při kterém kov krystalizuje. Kromě výhod spojených s uklidněným tokem kovu při plnění forem dochází u metody SC k dalším příznivým efektům:

- výrazně se zvyšuje intenzita přestupu tepla z kovu do formy,
- zvýšený tlak při krystalizaci zamezuje vzniku mezery mezi odlitkem a formou, proto je ochlazování intenzivní po celou tuto dobu.

Vysoká rychlost krystalizace může vést ke vzniku jemnozrnné struktury, zmenšuje se i velikost intermetalických fází a také morfologie fází bývá příznivější. Výsledné odlitky pak

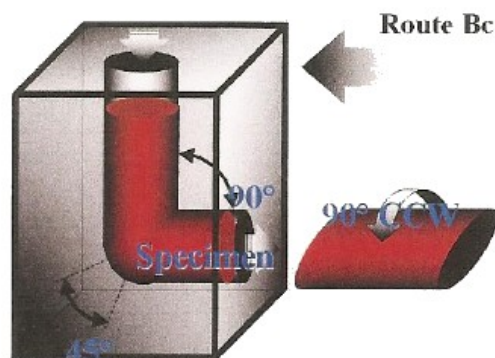
neobsahují plynové dutiny a také se téměř zamezuje vzniku mikrostaženin. Výsledkem těchto příznivých vlivů je také zvýšení mechanických vlastností a vnitřní homogenity odlitků [11]. Podstatnou nevýhodou této metody je její značná investiční a provozní náročnost, přesto se využívá například v automobilovém průmyslu.



Obr. 2 Metoda nepřímého squeeze castingu [11]

2.3.3 Equal Channel Angular Pressing

ECAP je jedna z metod určená k výrobě ultrajemnozrnných materiálů (UFG). V základním principu se jedná o protlačení materiálu kanálem, který podstatně mění svůj směr (úhel až 90°), čímž dojde k intenzivní plastické deformaci bez rozměrových změn v příčném směru (viz obr. 3). Protlačení se obvykle opakuje několikrát, přičemž materiál je obvykle v podélné ose pootočen. V případně hořčíkových slitin se vzhledem k jeho HCP mřížce protlačování provádí za zvýšené teploty, například 250 °C pro AZ91 [12], nebo 200 °C pro AZ31 [13].



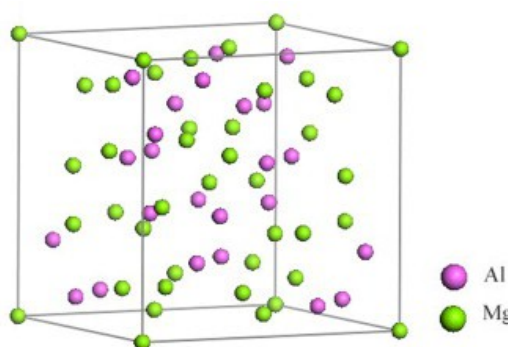
Obr. 3 Schéma metody ECAP [12]

2.4 MIKROSTRUKTURA HOŘČÍKOVÝCH SLITIN

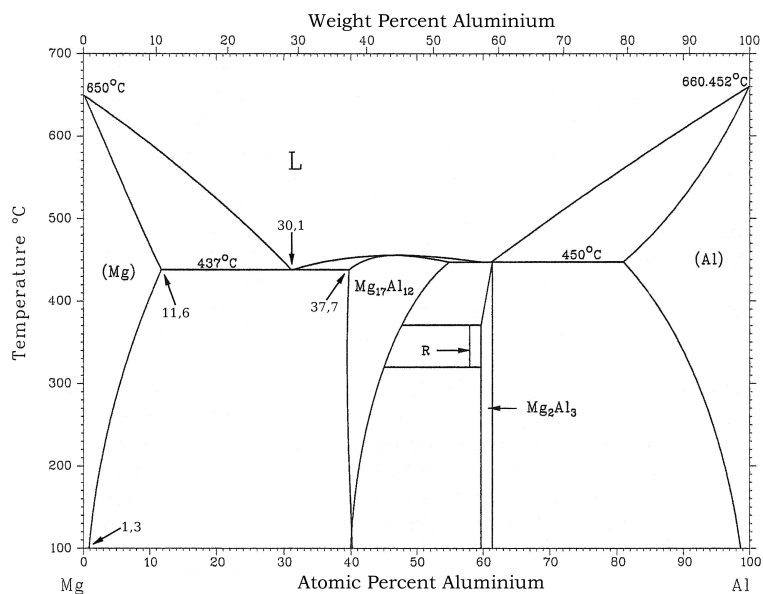
Legující prvky ve slitinách hořčíku jsou do slitiny přidávány s určitým cílem. **Hliník** je ve slitinách hořčíku nejčastěji používaný legující prvek, je přidáván s cílem zlepšení mechanických vlastností. Tvoří základ u litych slitin hořčíku, kdy teplota eutektického bodu je $T_E = 437 \text{ °C}$. Maximální rozpustnost hliníku v hořčíku je 11,5 at. %, tj. 12,7 hm. %. Slitiny obsahující více než 6 % hliníku lze tepelně zpracovávat za účelem zlepšení mechanických vlastností. Hliník ve slitinách hořčíku zvyšuje pevnost, při 6 hm. % je dosaženo optimálního

poměru pevnosti a tažnosti. Ve slitině se vyskytuje intermetalická fáze $Mg_{17}Al_{12}$, která není teplotně příliš stabilní (má relativně nízkou teplotu tání), což snižuje odolnost vůči creepu u těchto slitin [9], [14]. **Zinek** je obvykle používán ve slitinách hořčíku společně s hliníkem nebo se zirkoniem a thoriem [9]. Ve slitinách hořčík-hliník se zinek rozpouští převážně v hořčíku a také se stává součástí precipitující fáze. Při koncentračním podílu $Zn/Al = 1/3$ vzniká intermetalická fáze T ($Mg_3Al_2Zn_3$). Zinek také potlačuje nežádoucí vliv koncentrace železa [15]. **Mangan** je obvykle používán s některým dalším legujícím prvkem. V případě hliníku tvoří sloučeniny $MnAl$, $MnAl_6$ nebo $MnAl_4$. Mangan snižuje rozpustnost železa a vytváří relativně neškodné sloučeniny, dále zvyšuje mez kluzu a zvyšuje odolnost proti korozi ve slané vodě. Maximální doporučená koncentrace se pohybuje v rozmezí 1,2 až 2 hm. % [9].

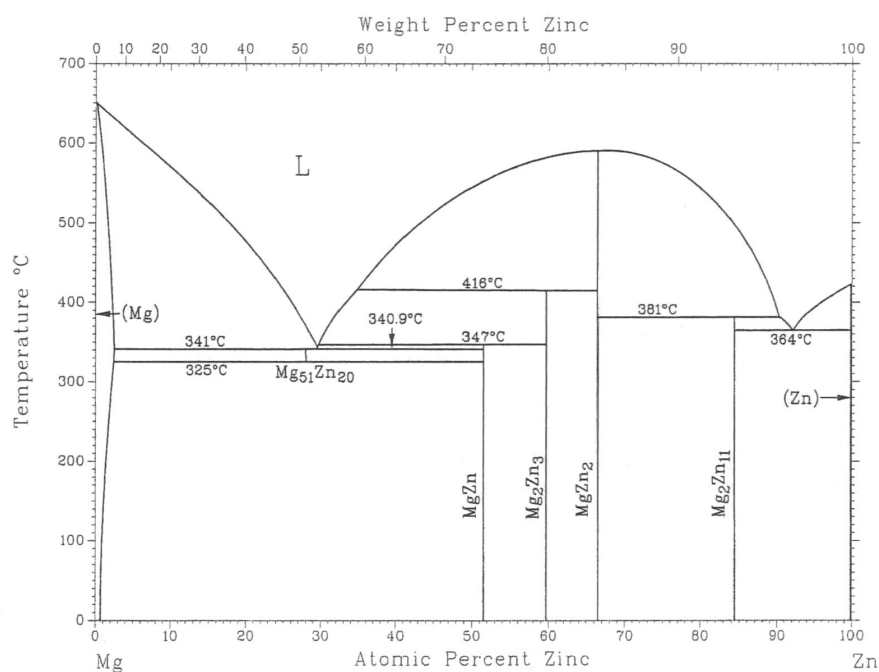
Pro objasnění vyskytujících se fází ve slitinách hořčíku jsou použity rovnovážné binární diagramy, Mg–Al viz obr. 5 a Mg–Zn viz obr. 6. Mikrostruktura hořčkových slitin typu AZ také obsahuje kromě základní matrice hořčíku, ve které je rozpuštěn hliník – tuhý roztok δ (mřížka hcp, typ A3), ještě intermetalickou fází $Mg_{17}Al_{12}$ označovanou jako fáze γ (nekoherentní precipitát, kubická mřížka typ A12, Pearsonův symbol cI58, viz obr. 4) [16], [17]. Dále se ve struktuře běžně používaných hořčkových slitin typu AZ také vyskytují částice na bázi Mn a Al (částice Al–Mn pravděpodobně Al_8Mn_5 [18]), které lze rozeznat podle světle oranžové barvy. Mangan je do těchto slitin přidáván pro zvýšení korozní odolnosti [9]. U litých hořčkových slitin (platí i pro squeeze casting) je fáze γ rozmístěna po hranicích zrn (v mezidendritických prostorech). Intermetalická fáze γ má, oproti matrici s hcp mřížkou, mřížku kubickou a její hlavní nevýhodou je její křehkost [8]. Také se oproti základní matrici liší v modulu pružnosti, který dosahuje až 80 GPa, zatímco u samotného hořčíku je to pouze 45 GPa [17]. Velmi důležitým faktorem u hořčkových slitin typu AZ je výskyt intermediární fáze γ i u slitin, ve kterých by se dle diagramu binárního ve slitinách Mg–Al (obr. 5) vyskytovat neměla. Příčinou jejího vzniku je chemická heterogenita při tuhnutí, kdy nejdříve vznikají krystaly fáze δ ochuzené o hliník, který je tímto vytlačen do mezidendritických prostor, ve kterých jeho koncentrace vzrůstá až do té míry, kdy je možný vznik intermediární fáze γ . V případě pomalého tuhnutí (například při lití do pískových forem) se může ve struktuře hořčkových slitin typu AZ vyskytovat také diskontinuální fáze γ_D , která vzniká z přesyceného tuhého roztoku [17]. Rozdíl v mikrostruktuře slitiny AZ91, která byla odlita do kovové formy a do pískové formy je pozorovatelný na obrázku 7a, resp. 7b. Na obrázku 7b je pak také přítomna i fáze γ_D . Typická mikrostruktura slitiny AZ91, po stárnutí po dobu 2 hodin při teplotě 272 °C, získaná pomocí REM, je zachycena na obrázku 8. Světlé oblasti na obrázku 8a jsou kolonie diskontinuálního lamelárního precipitátu rostoucího z hranic zrn. Kromě toho lze po stárnutí při této teplotě pozorovat malé útvary kontinuálního precipitátu uvnitř zrn. Na obrázku 8b jsou zachyceny jemné kontinuální precipitáty [17].



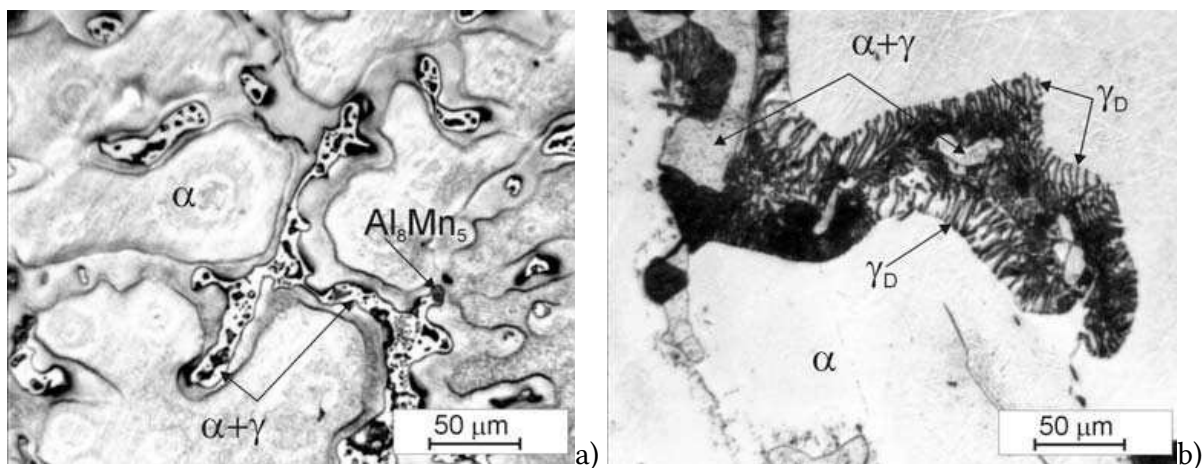
Obr. 4 Krystalová struktura intermetalické fáze γ $Mg_{17}Al_{12}$ [16]



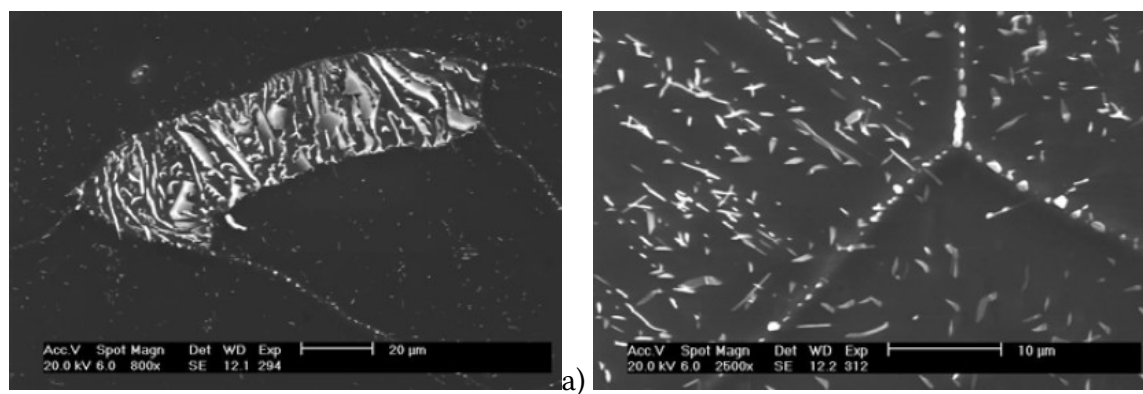
Obr. 5 Binární diagram hořčík-hliník; Temperature – teplota, Weight Percent Aluminium – hmotnostní procenta hliníku, Atomic Percent Aluminium – atomová procenta hliníku [9]



Obr. 6 Binární diagram Mg-Zn; Temperature – teplota, Weight Percent Zinc – hmotnostní procenta zinku, Atomic Percent Zinc – atomová procenta zinku [9]



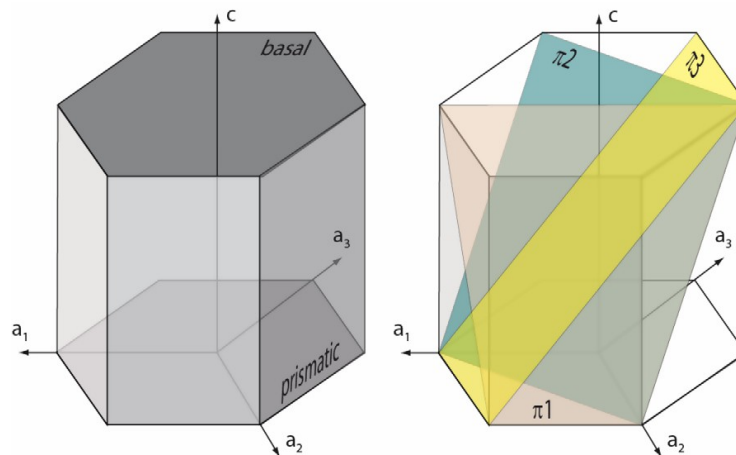
Obr. 7 Mikrostruktura slitiny AZ91 (a) litá do kovové formy, (b) litá do pískové formy (α v obrázku označuje tuhý roztok Al v Mg v této práci označováný jako fáze δ) [17]



Obr. 8 Mikrostruktura slitiny AZ91 získaná pomocí REM, (a) diskontinuální a (b) kontinuální precipitáty γ fáze po stárnutí při 272 °C [17]

3. MECHANICKÉ CHARAKTERISTIKY HOŘČÍKOVÝCH SLITIN

Plasticita kovových materiálů závisí zejména na počtu nezávislých, krystalograficky rovnocenných, skluzových systémů. Slitiny hořčíku, protože mají mřížku HCP, mají při pokojové teplotě pouze tři nezávislé skluzové systémy tvořené jednou skluzovou rovinou a to rovinou bazální $\{0001\}$ a směrem skluzu typu $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, viz obr. 9. V konečném důsledku to ovšem znamená, že při pokojové teplotě vykazují horší deformovatelnost [19], [20]. Pro získání dostatečné plasticity vyžadované pro technologické procesy je nutné aktivovat vedlejší prizmatické $\{10\bar{1}0\}$ nebo pyramidální skluzové roviny ($\pi 1: \{01\bar{1}1\}$, $\pi 2: \{11\bar{2}2\}$, $\pi 3: \{10\bar{1}2\}$) [21]. Toho lze dosáhnout například ohřevem před tvářením nad teplotu $220\text{ }^\circ\text{C}$ [19].



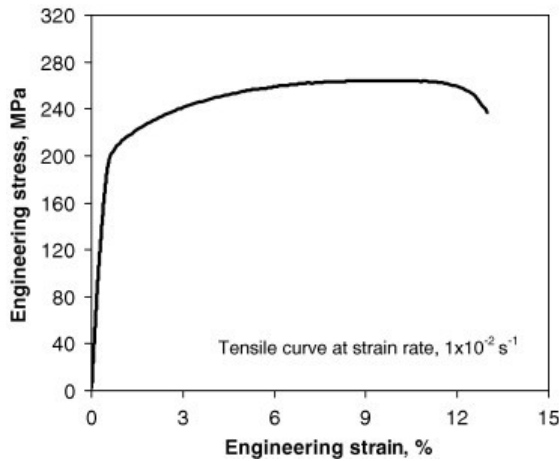
Obr. 9 Skluzové roviny v materiálu s hcp mřížkou, bazální $\{0001\}$ a prizmatická $\{10\bar{1}0\}$ obrázek vlevo, pyramidální na obrázku vpravo ($\pi 1: \{01\bar{1}1\}$, $\pi 2: \{11\bar{2}2\}$, $\pi 3: \{10\bar{1}2\}$) [21]

Při deformaci je u hořčíkových slitin poměrně často pozorován mechanismus dvojčatění (další mód plastické deformace). Vyskytuje se v rovinách $\{10\bar{1}2\}$ ve směru $\langle 10\bar{1}1 \rangle$, sekundárních rovinách $\{33\bar{3}4\}$ a za vyšších teplot i v rovinách $\{10\bar{1}3\}$ [9], [8]. Přesněji jsou to tahová dvojčata (tension twin), přičemž jejich výskyt je také podmíněn splněním poměru mřížkových parametrů $c/a < \sqrt{3}$ (to je pro Mg splněno) a také tím, že tahová složka napětí je rovnoběžná s osou c [22].

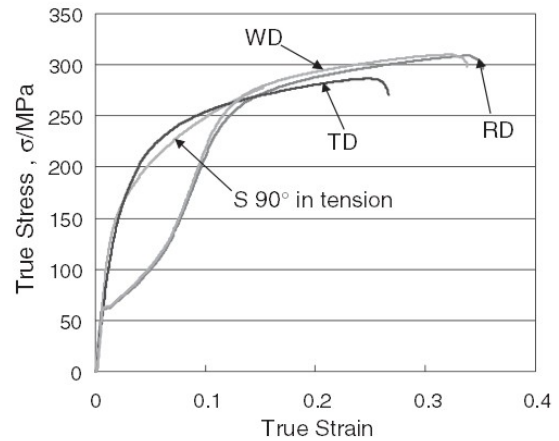
U hořčíkových slitin je jednou z velmi atraktivních vlastností schopnost tlumení vibrací. V závislosti na chemickém složení a mikrostruktuře hořčíkových slitin se tato schopnost mění od nízko relaxujících materiálů ($\Delta E/E \approx 10^{-4}$) až po vysoce tlumící materiály ($\delta \approx 10^{-1}$, kde δ je logaritmický dekrement útlumu) [23].

Tahová křivka hořčíkové slitiny AZ31 podle [24] je vynesena na obrázku 10. Uvedený materiál nevykazuje výraznou mez kluzu, proto se pro rozdělení elastické a plastické oblasti používá smluvní mez kluzu. Tažnost je závislá také na množství přísad či legujících prvků. Například u materiálů AZ31, AZ61 a AZ91 se zvyšující koncentrací hliníku narůstá pevnost, ale klesá tažnost [9]. Srovnání tahové a tlakových křivek pro různé směry ve válcované desce vyrobené z hořčíkové slitiny AZ31-O (RD – směr válcování, WD – směr šířky desky, TD – transverzální směr, kolmo na směr válcování) je na obrázku 11. Z tohoto obrázku je patrné, že při tlakové deformaci je deformační křivka ve směru tloušťky desky odlišná od křivek pro materiál orientovaný ve směru válcování a na šířku desky, ale je velice podobná křivce tahové. V případě tlakové deformace ve směru rovnoběžném k povrchu desky, tedy ve směru válcování (RD) a ve směru šířky desky (WD), je výrazná mez kluzu pozorována na

výrazně nižším napětí, ale tlakové napětí roste při vyšší deformaci díky vyššímu deformačnímu zpevnění. Tedy tlakové napětí při vyšších deformacích je ve všech směrech téměř totožné. Napětí v okamžiku lomu v tlaku je ve směru tloušťky (TD) nižší než pro ostatní směry výše uvedené [25].



Obr. 10 Tahová křivka extrudované hořčkové slitiny AZ31; Engineering stress – smluvní napětí, Engineering strain – smluvní deformace, Tensile curve at strain rate – tahová křivka při rychlosti deformace [24]



Obr. 11 Tlakové křivky slitiny AZ31 při pokojové teplotě pro různé směry; True stress – skutečné napětí, True strain – skutečná deformace; in tension – v tahu [25]

Srovnání základních mechanických vlastností pro různé metody výroby hořčkových slitin je uvedeno v tabulce 1.

Tab. 1 Srovnání mechanických vlastností pro různé metody přípravy hořčkových slitin

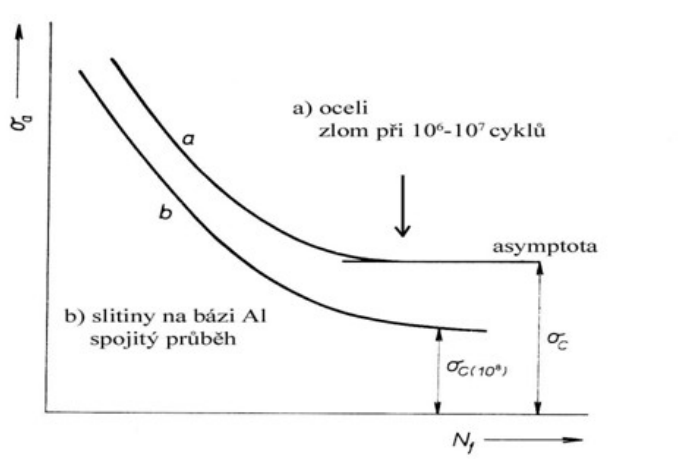
Metoda	Materiál	E [GPa]	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	Tvrdość	Zdroj
Tlakové lití	AZ91D	-	204	139	3,1	-	[26]
Extrudování	AZ31		278	205	15,8	-	[27]
	AZ31		278	200	31,5*	57,7 HV	[28]
	AZ31	45	264	201	15,2	-	[24]
	AZ61A	43,3	279	192	8,94	-	[29]
Tvářění	AZ31 (L)		263	165	19,5	-	[30]
	AZ31 (LT)		264	193	20	-	[30]
ECAP	AZ91		185				[12]
	AZ61		195				[12]
	AZ31		188				[12]
	AZ31		281	208	32,3	57,5 HV	[31]

* zde se pravděpodobně jedná o překlep ve zdrojovém dokumentu

4. ÚNAVOVÉ CHARAKTERISTIKY HOŘČÍKOVÝCH SLITIN

Únava materiálu je obvykle definována jako proces, při kterém dochází ke změně struktury a vlastností daného materiálu, který je vyvolán cyklickým namáháním. K tomuto procesu samozřejmě dochází i u slitin hořčíku. Jak již bylo dokázáno základem únavového procesu je plastická deformace materiálu, jejímž opakováním dochází ke kumulativnímu poškození, což obvykle vede k únavovému lomu [32], [33].

Jako nejběžnější a nejznámější charakteristika únavového chování je používána Wöhlerova křivka, která při dané střední hodnotě napětí udává závislost amplitudy napětí σ_a na počtu cyklů do lomu N_f . Obvykle se uvažují dva typy Wöhlerovy křivky, viz obr. 12. Pro materiály jako oceli a litiny se Wöhlerova křivka asymptoticky blíží k určité hodnotě napětí, kterou nazýváme mez únavy (obr. 12, křivka a). U neželezných kovů, což platí i pro slitiny hořčíku, k tomuto nedochází a Wöhlerova křivka vykazuje stálý pokles. Proto se v tomto případě určuje smluvní mez únavy (obr. 12, křivka b) pro 10^8 cyklů.



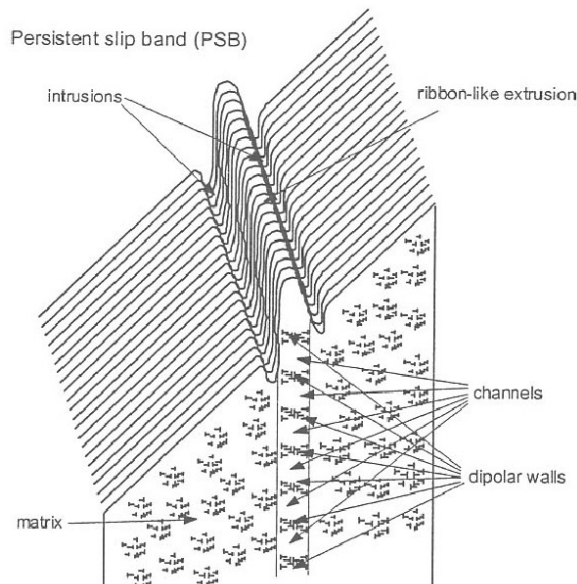
Obr. 12 Schématické zobrazení únavového chování materiálů s oblastí trvalé únavové životnosti (a) a bez ní (b) [34]

Stadia únavového procesu jsou obvykle dělena na tři na sebe navazující stadia, nejdříve dochází ke změnám mechanických vlastností, poté dochází k iniciaci únavových trhlin a posledním stadiem je šíření únavové trhliny, které končí lomu.

Změny mechanických vlastností probíhají v celém objemu zatěžovaného materiálu. Vlivem cyklické plasticity dochází k nevratným změnám v mikrostrukturu materiálu. Tyto změny se v průběhu cyklického zatěžování projeví jako cyklické zpevnění nebo změkčení. Obvykle se jedná o saturační procesy, které jsou intenzivní na začátku cyklování, ale postupně dochází k jejich zastavení. V této fázi dochází k lokalizaci plastické deformace do perzistentních skluzových pásů (PSP). Vlivem nehomogenní dislokační struktury dochází na místech výstupu PSP na povrch ke vzniku povrchového reliéfu. Povrchový reliéf, tedy intruze a extruze na povrchu umožní iniciaci mikrotrhlin na intruzích, které fungují jako koncentrátor napětí.

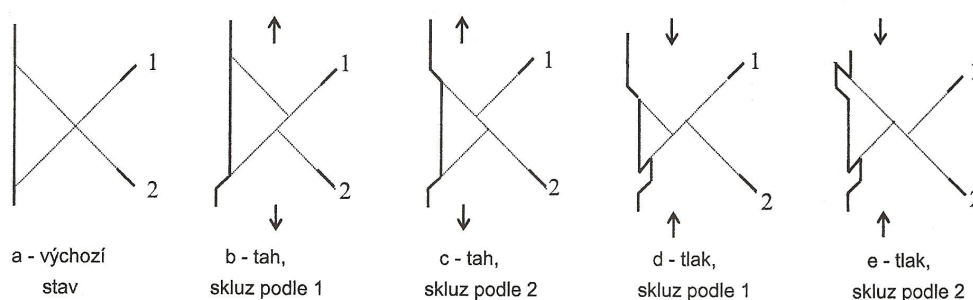
Stadium nukleace únavové trhliny na hladkém tělese popisují různé modely. Základem je vysvětlení pozorovaného vzniku intruzí a extruzí na povrchu cyklicky zatěžovaného tělesa bez makroskopického defektu. Jedním z těchto modelů je Polákův model, který je naznačen na obrázku 13. Zde se předpokládá vznik vakancí v průběhu únavového procesu. Vakance a jejich usměrněná migrace mezi perzistentním skluzovým pásem (PSP) a okolní maticí se

podílejí na vzniku intruzí v místech rozhraní PSP a okolní matrice. Tyto bodové poruchy migrují difuzním mechanismem směrem ze skluzového pásu a zanikají na volném povrchu. Okolní materiál je přemísťován proti směru toku vakancí a je vytlačován na povrch skluzového pásu, čímž je tvořena extruze [35].



Obr. 13 Perzistentní skluzový pás (PSP), model vzniku intruze a extruze; Persistent slip band – perzistentní skluzový pás, Intrusions – intruze, ribbon-like extrusion – dlouhá úzká extruze, matrix – matrice, channels – kanály, dipolar walls – dislokační stěny [36]

Dalším modelem je například Cottrellův model. Zde skluz probíhá ve dvou různoběžných rovinách, jejichž kritická napětí se liší což způsobí, že skluz probíhá ve stejném pořadí. Tato skluzová pásma jsou v rovinách s nejnějnějším skluzem. V tahu nejprve proběhne skluz v první rovině a poté v druhé, v tlaku opět první a druhá, viz obr. 14, tím dojde ke vzniku intruze a extruze [37].



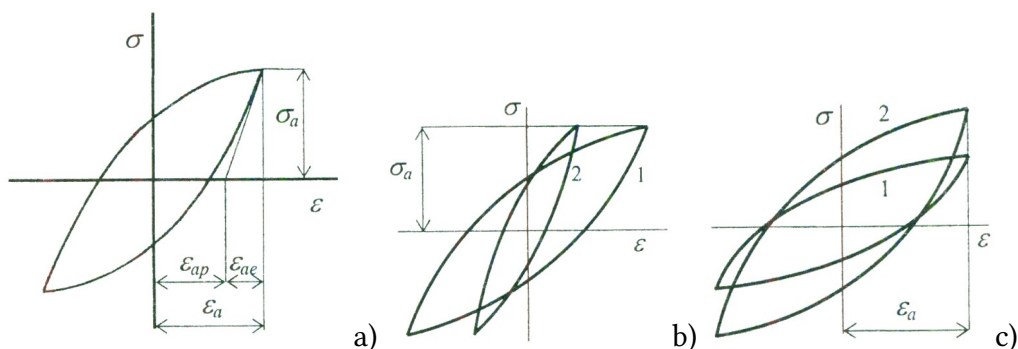
Obr. 14 Cottrellův model vzniku intruze a extruze [37]

4.1 CYKLICKÁ PLASTICITA

Součásti strojů jsou během provozu vystaveny různým druhům namáhání a způsobům zatěžování, zatímco většina únavových parametrů a dat je získávána experimentálně na zkušebních vzorcích pomocí zjednodušených způsobů zatěžování. Jde například o jednoosý tah-tlak, krut či ohyb a také průběh zátěžné síly, který bývá sinusový, pilový nebo jde o zátěžné bloky [38]. Pro popis asymetrie zátěžného cyklu jsou nejčastěji používány parametry asymetrie R a P [32]. Parametr asymetrie R je definován jako $R = \sigma_n / \sigma_h$, kde σ_n je dolní napětí a

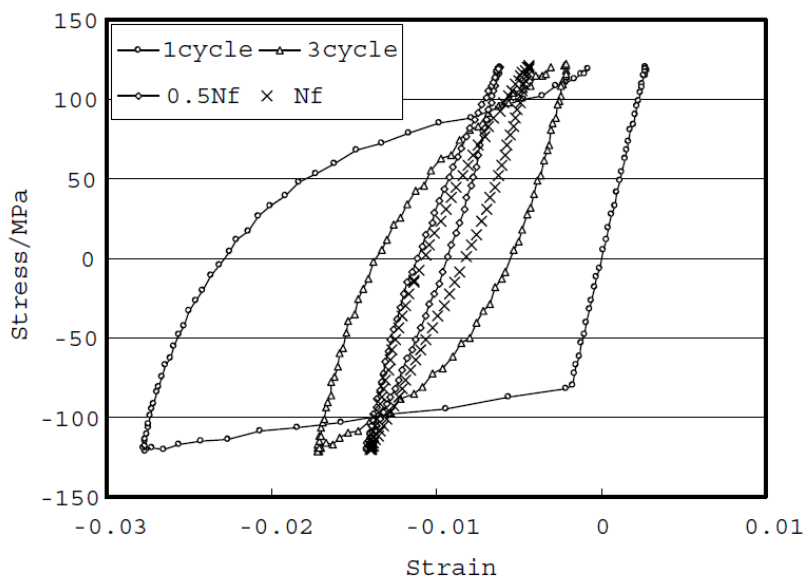
σ_h je horní napětí. Parametr asymetrie P je definován jako $P = \sigma_h / \sigma_a$, kde σ_a je amplituda napětí. Mezi parametry P a R existuje přepočtení vztah, $P = 2 / (1 - R)$ [38]. V pracích, které se věnují únavovému chování slitin hořčíku, lze nalézt jak použití tvrdého tak i měkkého způsobu zatěžování, namáhání materiálu v tahu-tlaku i ohybu.

Základní veličiny, které popisují deformaci materiálu během cyklického zatěžování, tedy amplituda napětí σ_a a amplituda deformace (celková ε_{at} , plastická ε_{ap} a elastická ε_{ae}), vynesené v průběhu jednoho cyklu tvoří hysterezní smyčku. Tato je tedy vynesena v souřadnicích deformace a napětí (obr. 15a). Také záleží na způsobu zatěžování materiálu, zda je řízenou veličinou amplituda napětí (obr. 15b), či amplituda celkové deformace (obr. 15c) Srovnáním smyček pro jednotlivé cykly je možné vyvodit závěry o chování materiálu v průběhu cyklického zatěžování.



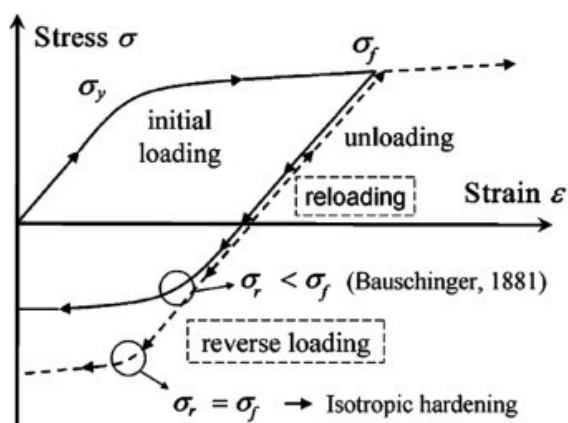
Obr. 15 Schéma hysterezní smyčky a) s vyznačením složek deformace, b) změny hysterezní smyčky pro řízenou σ_a , c) změny hysterezní smyčky pro řízenou ε_a [37]

Hysterezní smyčky pro extrudovanou hořčkovou slitinu AZ31B-F podle [39] jsou vykresleny na obrázku 16. V tomto případě je materiál zatěžován v módu řízení síly, a dochází k uzavírání hysterezní smyčky, tedy snižuje se hodnota ε_{ap} resp. ε_{at} , dochází tedy u materiálu k cyklickému zpevnění.

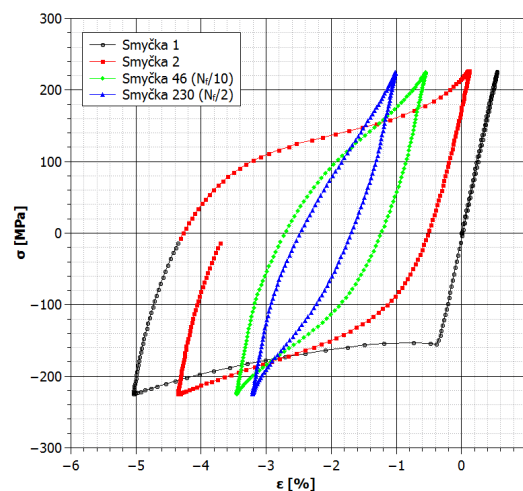


Obr. 16 Hysterezní smyčky pro extrudovanou AZ31B-F, měkké zatěžování; Stress – napětí, Strain – deformace [39]

Hysterezní smyčka na obrázku 16 vykazuje při zatěžování v průběhu prvního cyklu výraznou asymetrii. Jde o projev tzv. Bauschingerova efektu. Pro jeho kvantifikaci se zavádí pojem reverzní deformace ε_b . Při zatěžování materiálu v jednom směru (například v tahu) dochází při zatěžování ve směru opačném ke snížení tohoto zpětného napětí σ_r oproti napětí dopřednému σ_f , jak je schematicky naznačeno na obrázku 17 [40], [20], [41]. Pro srovnání jsou na obrázku 18 hysterezní smyčky tvářené slitiny AZ61 pro hladinu $\sigma_a = 225$ MPa při měkkém zatěžování pro první dva cykly a poté pro desetinu a polovinu počtu cyklů do lomu, kde lze rovněž pozorovat výše uvedené chování.

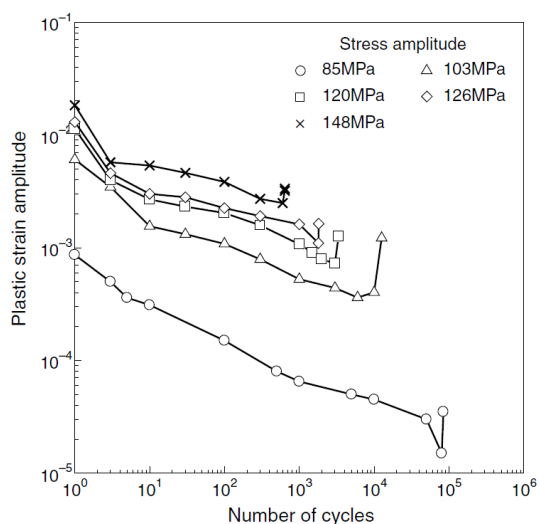


Obr. 17 Křivka napětí-deformace ukazující účinky Bauschingerova efektu na typické kovové slitiny [40]

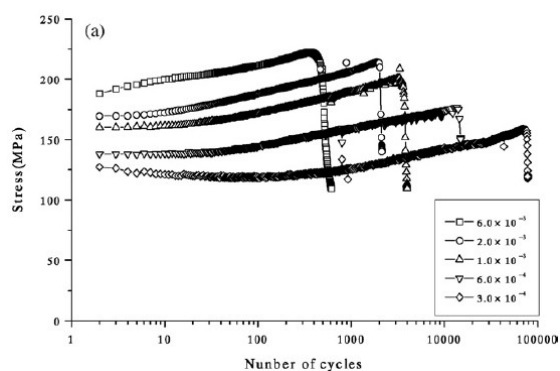


Obr. 18 Hysterezní smyčky extrudované slitiny AZ61 pro $\sigma_a = 225$ MPa

Na základě změny parametrů (například ε_{ap}) hysterezní smyčky v průběhu cyklického zatěžování je možné vytvořit křivky cyklického zpevnění-změkčení. Při zatěžování, kdy $\sigma_a = \text{konst.}$, je to závislost amplitudy deformace (plastické, celkové) na počtu cyklů do lomu, nebo v případě, kdy je $\varepsilon_a = \text{konst.}$, to je závislost amplitudy napětí na počtu cyklů do lomu. Podle průběhu křivek zpevnění-změkčení lze usoudit, v souvislosti s režimem zatěžování, zda materiál cyklicky zpevňuje nebo změkčuje. Skokové zvýšení nebo snížení hodnoty amplitudy na konci životnosti, které se projevuje na konci křivky, je obvykle způsobeno rozevíráním trhliny a nevypovídá tedy o cyklickém chování materiálu. Na obrázku 19 jsou vyneseny křivky zpevnění-změkčení pro hořčkovou slitinu AZ31-B, z průběhu křivek je patrné, že materiál cyklicky zpevňuje v průběhu celého únavového života (na dané amplitudě napětí dochází s přibývajícím počtem cyklů k nižší deformaci). Tato skutečnost byla potvrzena také v [13], [42]. Křivky zpevnění-změkčení v módu řízené deformace jsou vyneseny na obrázku 20 podle [28], zde je opět potvrzeno zpevňování během celého únavového života.



Obr. 19 Křivky zpevnění-změkčení; Plastic strain amplitude – amplituda plastické deformace, Number of cycles – počet cyklů; Stress amplitude – amplituda napětí [39]



Obr. 20 Křivky zpevnění-změkčení extrudované slitiny AZ31 v módu řízené deformace; Stress – napětí, Number of cycles – počet cyklů [28]

Vrcholy saturovaných hysterezních smyček, nebo (v případě hořčkových slitin, kdy k saturaci nedochází) smyček v polovině počtu cyklů do lomu, pro jednotlivé amplitudy napětí či deformace lze použít k vytvoření cyklické deformační křivky (CDK), což je vlastně závislost amplitudy napětí na amplitudě plastické deformace.

Pokud jsou data pro CDK vynesena v log-log zobrazení, lze je proložit následující mocninnou závislostí a tak získat materiálové parametry K' a n' [24], [33]:

$$\sigma_a = K' \cdot \varepsilon_{ap}^{n'} \quad (1)$$

kde σ_a je amplituda napětí, ε_{ap} amplituda plastické deformace, K' je součinitel cyklického zpevnění a n' je exponent cyklického zpevnění. Na obrázku 21 je vynesena CDK pro extrudovanou slitinu AZ31. V tomto případě byly na základě rovnice 1 určeny parametry $n' = 0,34$ a $K' = 1976$ MPa [24].

Hodnota součinitele cyklického zpevnění K' má význam extrapolované amplitudy napětí σ_a , která odpovídá amplitudě plastické deformace $\varepsilon_{ap} = 1$. Hodnota K' tedy závisí na exponentu n' . Proto je používána v analogii se statickou mezí kluzu $R_{p0,2}$ tzv. cyklická mez kluzu $R_{p0,2}'$, což je amplituda napětí odpovídající amplitudě plastické deformace $2 \cdot 10^{-3}$ [33]:

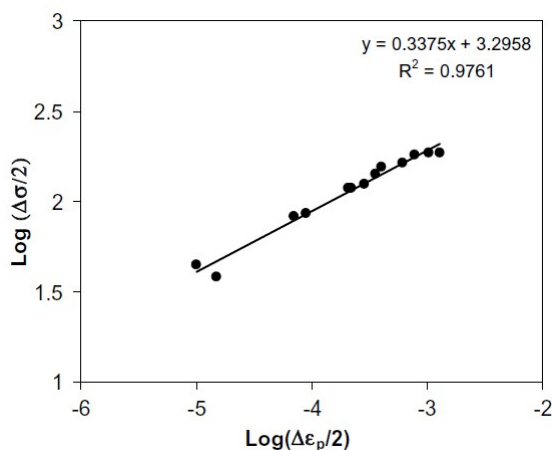
$$R_{p0,2}' = K' \cdot (0,002)^{n'} \quad (2)$$

Cyklickou deformační křivku je možné porovnat s jednosměrnou křivkou. Jde o obvyklou metodu, jak ve většině případů určit, zda materiál cyklicky zpevňuje či změkčuje. Data pro CDK je možné proložit modifikovanou Rambergovou-Osgoodovou funkcí [33]:

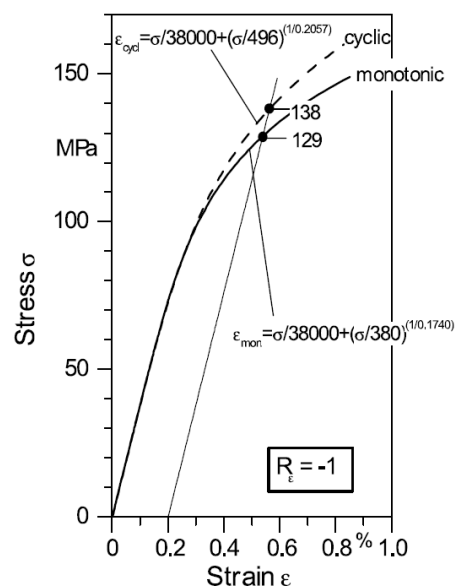
$$\varepsilon(\sigma) = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \quad (3)$$

kde σ je napětí, σ_0 je mez kluzu, E je modul pružnosti v tahu (získaný ze zkoušky tahem) a m je regresní exponent (platí že $m = 1/n'$ [33]). S parametry b (elastický exponent křivky životnosti) a c (plastický exponent křivky životnosti) je parametr m provázán vztahem $b = (1/m) \cdot c$ [43]. Na obrázku 22 je vyneseno srovnání cyklické a jednosměrné křivky, pro

slitinu AZ91 podle [44]. Hodnoty 129 MPa a 138 MPa popisují statickou mez kluzu $R_{p0,2}$ a cyklickou mez kluzu $R_{p0,2}'$.



Obr. 21 Cyklická deformační křivka vynesena v log-log souřadném systému; $\Delta\sigma/2$ – amplituda napětí, $\Delta\varepsilon_p/2$ – amplituda plastické deformace [24]



Obr. 22 Srovnání CDK a jednosměrné deformační křivky; Stress – napětí, Strain – deformace, monotonic – jednosměrná (tahová), cyclic – cyklická (CDK) [44]

4.2 NÍZKOCYKLOVÁ ÚNAVA

Nízkocyklová únava (Low Cycle Fatigue, LCF) je na základě zkoušek popisována křivkou životnosti, která je vyjádřena jako závislost amplitudy plastické deformace na počtu cyklů do lomu N_f . Vyznačuje se velkou plastickou deformací, která probíhá v makroobjemu nebo celém průřezu zkušebního tělesa a obvykle s nízkou frekvencí zatěžování. Počet cyklů do lomu N_f se obvykle pohybuje do 10^5 . Celková doba do lomu je dána dobou iniciace a dobou růstu trhliny. Doba iniciace lze rozdělit na nukleaci trhliny a šíření krátké trhliny, přičemž pro nízkocyklovou únavu platí, že první mikrotrhliny nukleují velmi rychle a převážná část života vzorku tak spadá do etapy šíření krátké trhliny [37].

Pro popis a predikci únavového chování v nízkocyklové oblasti je důležitá Mansonova-Coffinova křivka, která vyjadřuje závislost amplitudy plastické deformace na počtu půlcyklů do lomu:

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon'_f \cdot (2N_f)^c, \quad (4)$$

kde je ε_{ap} amplituda plastické deformace, ε'_f součinitel únavové tažnosti, N_f počet cyklů do lomu nebo do ukončení zkoušky a c je plastický exponent křivky životnosti (podle [20] se typicky pohybuje v intervalu od $-0,5$ do $-0,8$). Parametr $2N_f$ vyjadřuje počet půlcyklů, tento tvar se používá historicky a je způsoben extrapolací vztahu na lom v prvním půlcyklu [38].

Wöhlerova-Basquinova křivka, tedy závislost amplitudy napětí na počtu cyklů do lomu v log-log zobrazení, je používána k predikci životnosti a stanovení materiálových parametrů. V tomto případě je obvykle používána mocnná funkce ve tvaru který navrhl Morrow [38]:

$$\sigma_a = \sigma'_f \cdot (2N_f)^b, \quad (5)$$

kde je σ_a amplituda napětí, σ'_f součinitel únavové pevnosti, N_f počet cyklů do lomu nebo do ukončení zkoušky, b elastický exponent křivky životnosti (podle [20] je vždy záporný a často se pohybuje v intervalu od $-0,06$ do $-0,1$).

Protože platí, že amplituda celkové deformace je rovna součtu amplitudy plastické a elastické deformace [33]:

$$\varepsilon_{at} = \varepsilon_{ap} + \varepsilon_{ae}, \quad (6)$$

a zároveň, že v oblasti elastické platí Hookeův zákon:

$$\varepsilon_{ae} = \frac{\sigma_a}{E}, \quad (7)$$

je možné do rovnice (6) s využitím základního vztahu (7) provést dosazení rovnice (4) a (5) a získat tak následující rovnici:

$$\varepsilon_{at} = \varepsilon_{ap} + \varepsilon_{ae} = \varepsilon'_f \cdot (2N_f)^c + \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2N_f)^b, \quad (8)$$

která popisuje závislost celkové deformace na počtu cyklů a obsahuje základní materiálové charakteristiky. Pomocí rovnice (8) je možné na základě znalosti materiálových parametrů c , b , ε'_f , σ'_f a modulu pružnosti E stanovit pro požadovanou životnost N_f dovolenou amplitudu celkové deformace nebo naopak určit počet cyklů do lomu [33].

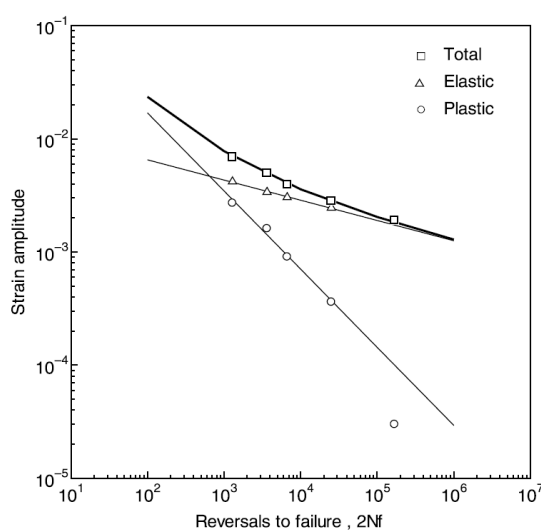
Ze vztahů (1), (4) a (5) je zřejmé, že ze šesti parametrů v těchto rovnicích jsou nezávislé pouze čtyři, dva parametry můžeme tedy vyjádřit pomocí ostatních čtyř. Platí

$$b = n' \cdot c \quad (9)$$

$$\sigma'_f = K' \cdot (\varepsilon'_f)^{n'}. \quad (10)$$

Vzhledem k platnosti rovnic (9) a (10) je možné za základní parametry charakterizující cyklickou plasticitu i únavovou životnost materiálu v nízkocyklové oblasti volit čtyři parametry, například K' , n' , ε'_f , c [33].

Pro hořčíkovou slitinu AZ31-B použitou v práci [39] jsou křivky pro všechny složky deformace vyneseny na obrázku 23. Zde byly také na základě Mansonova-Coffinova vztahu určeny únavové parametry, $\sigma'_f/E = 0,0149$, $\varepsilon'_f = 0,410$, $b = -0,178$, $c = -0,691$.



Obr. 23 Amplitudy deformace ε_a , ε_{ap} a ε_{ae} v závislosti na počtu cyklů pro slitinu AZ31B-F; Strain amplitude – amplituda deformace, Reversals to failure – půlcykly do lomu [39]

Průsečík křivek plastické a elastické deformace udává tranzitní počet cyklů N_t . Jeho hodnotu lze určit na základě následujícího vztahu

$$N_t = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{\sigma'_f}{E \cdot \varepsilon'_f} \right)^{\frac{1}{c-b}}. \quad (11)$$

Extrémně nízkocyklová únava (Extremely Low Cycle Fatigue, ELCF) nebo také ultranízkocyklová únava (Ultra-Low Cycle Fatigue, ULCF) je význačná extrémními deformacemi materiálu. Celkový počet cyklů do lomu je relativně malý, za hranici se považuje přibližně 100 cyklů [45].

Únavová data v oblasti nízkocyklové únavy je možné proložit známým Mansonovým-Coffinovým vztahem (4). Od hodnot životnosti jím predikovaných se však naměřené hodnoty pro nízké či vysoké hladiny ε_{ap} liší [45], [46], [47]. Pro odhad extrémně nízkocyklového života vysokopevných a málo tvárných materiálů na nízkých hladinách ε_{ap} ($\Delta\varepsilon_p$) lze využít například následující vztah

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{1 - e^{-\frac{a}{\Delta\varepsilon_p}}} \cdot N_f^\alpha = C, \quad (12)$$

kde α , a a C jsou materiálové konstanty [46]. Pro vysoké hladiny $\Delta\varepsilon_p$, kdy je pozorováno snížení životnosti oproti predikci, je nutné uvažovat různé složky poškození, které mají kumulativní charakter [45]. V práci [45] byly na základě starších modelů stanoveny tyto druhy poškození:

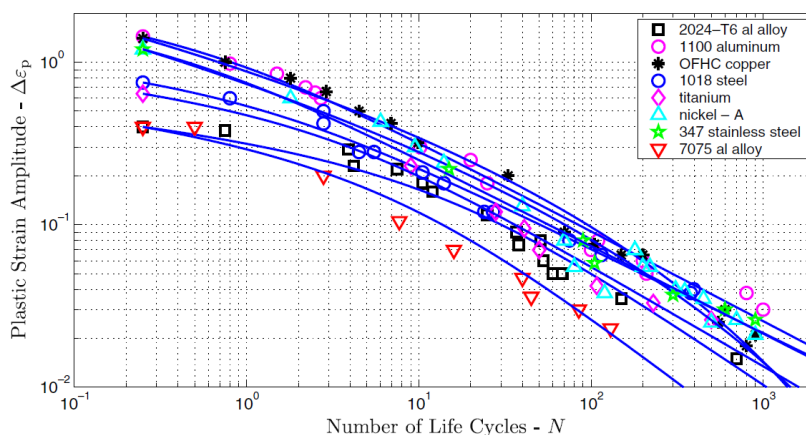
- poškození v důsledku namáhání v tahu,
- poškození v důsledku vyčerpání houževnatost při cyklickém namáhání,
- poškození v důsledku šíření trhliny.

Na základě modelů kumulace poškození byla vytvořena například následující rovnice, jejíž účelem je popsat a predikovat odklon naměřených dat od dat predikovaných Mansonovou-Coffinovou křivkou v oblasti ELCF

$$\log \Delta\varepsilon_p = -\frac{1}{m} \left(\log N + \log \frac{2\lambda}{e^\lambda - 1} \right) + \log \varepsilon_f, \quad (13)$$

kde λ a m jsou materiálové konstanty (platí, že $m = 1/c$, c je exponent cyklické tažnosti ze vztahu Mansonova-Coffinova) a ε_f je lomová deformace [46].

Na obrázku 22 jsou vynesena únavová data $\Delta\varepsilon_p$ - N pro různé materiály jak jsou uvedena v práci [46]. Pro slitiny hořčíku je tato oblast únavového chování poměrně málo prověřena.

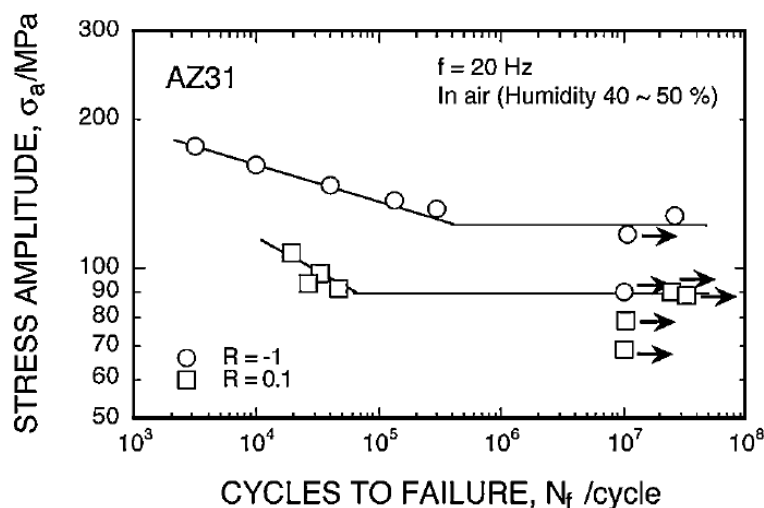


Obr. 24 Závislost $\Delta\epsilon_p-N$ v oblasti ELCF, pro různé materiály [46]

4.3 VYSOKOCYKLOVÁ ÚNAVA

Nejnámější a z historického hlediska nejdéle používanou křivkou pro popis únavového chování je Wöhlerova křivka (také známá jako S-N křivka). Je to závislost amplitudy napětí na počtu cyklů do lomu, která je obvykle vynesena v semilogaritmickém zobrazení (počet cyklů obvykle přesahuje několik řádů). Tato křivka je běžně používána k popisu vysokocyklové únavy, stanovuje se zde mez únavy případně časovaná mez únavy pro určitý počet cyklů do lomu.

Wöhlerova křivka pro extrudovanou hořčkovou slitinu AZ31 pro různé ($R = -1$ a $R = 0,1$) asymetrie zátěžného cyklu jak byla získána v práci [27] je vynesena na obrázku 25. Zde byla stanovena smluvní mez únavy pro pro $R = -1$ a pro 10^7 cyklů na $\sigma_c = 120$ MPa.

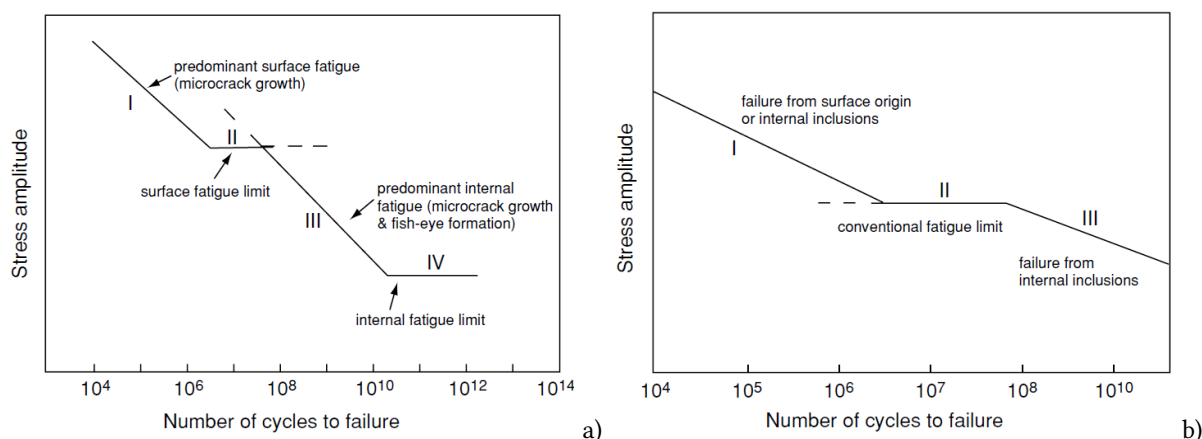


Obr. 25 S-N křivky pro parametr asymetrie $R = -1$ a $R = 0,1$; Stress amplitude – amplituda napětí, Cycles to failure – počet cyklů do lomu [27]

4.4 GIGACYKLOVÁ ÚNAVA

Pojem gigacyklová únava se začal objevovat v oblasti únavového chování materiálů relativně nedávno. Hlavní otázkou v oblasti gigacyklové únavy, tedy pro životnosti nad asi 10^9 cyklů, je, zda materiál opravdu vydrží nekonečný počet cyklů při napětí σ_c pro určité střední napětí σ_m , nebo dojde po překročení nějakého limitu k jeho lomu.

Únavové trhliny v oblasti nízkocyklové a vysokocyklové únavy vznikají na povrchu, zatímco charakteristickým jevem při zatěžování konstrukčních materiálů v oblasti gigacyklové únavy je iniciace únavových trhlin pod povrchem zkušebních těles [48]. Podle [49] lze rozlišit dva typy materiálů, typ I, což jsou čisté (žíhané) tvárné materiály neobsahující vměstky a typ II, což jsou materiály, které vměstky obsahují. Mezi materiály typu II patří například oceli, nebo materiály obsahující nekovové vměstky, případně lité materiály obsahující póry. Na obr. 26 je schématické znázornění tvarů Wöhlerových křivek pro popis chování v oblasti gigacyklové únavy jak je uvedeno v [49]. Zde jsou patrné dva přístupy k tvaru Wöhlerovy křivky. Podle [49] byly pozorovány oba typy chování jak u materiálů typu I tak i u materiálů typu II.



Obr. 26 Schématické znázornění navrhovaných tvarů stupňovité S-N křivky (a) „dvojitá“ S-N křivka s oblastí iniciace na povrchu a pod povrchem, (b) S-N křivka tvořená pomocí dvou přímek propojených plošinou [49]; Stress amplitude – amplituda napětí, Number of cycles to failure – počet cyklů do lomu, surface fatigue limit – povrchová mez únavy, internal fatigue limit – mez únavy pro iniciaci pod povrchem, conventional fatigue limit – konvenční mez únavy, predominant surface fatigue – převládající povrchová únava, predominant internal fatigue – převládající podpovrchová únava, failure from surface origin or internal inclusions – selhání původem z povrchu nebo vnitřních vměstků.

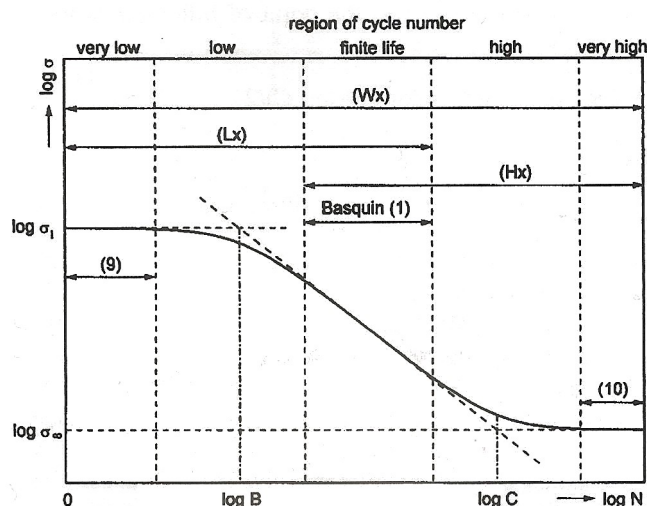
4.5 ANALÝZA KŘIVEK ŽIVOTNOSTI

Křivky popisující únavové chování, jako je CDK, Wöhlerova-Basquinova nebo Mansonova-Coffinova křivka, je možné v bilogarithmických souřadnicích aproximovat vhodně zvolenými mocninnými závislostmi, s cílem stanovit cyklické a únavové parametry. Základem tedy je proložení bodů získaných z jednotlivých experimentů mocninnou funkcí tak, aby součet čtverců odchylek byl co možná nejmenší. V oblasti časované meze únavy mocninné funkce vychází z Basquinovy funkce:

$$\sigma(N) = a \cdot N^b, \quad (14)$$

kde a a b jsou parametry Basquinovy (a dalších z ní vycházejících) funkce. Parametr a představuje extrapolovanou hodnotu funkce pro $N = 1$ a parametr b v log-log souřadnicích sklon asymptoty [50].

Některé z těchto funkcí jsou vhodné pro popis vysokocyklové části Wöhlerovy křivky (Kohout-Věchet 3 parametrická, Stromeyer) jiné jsou vhodné pro popis celé křivky únavového života (Kohout-Věchet 4 parametrický, Palmgren) [50]. Na obrázku 27 jsou naznačeny oblasti platnosti zjednodušených regresních funkcí.



Obr. 27 Schématické znázornění oblastí platnosti zjednodušených regresních funkcí [50]

Funkce Stromejrova je rozšíření Basquinovy funkce na vysokocyklovou oblast:

$$\sigma(N) = a \cdot N^b + \sigma_{\infty}, \quad (15)$$

kde σ_{∞} je hodnota asymptoty, ke které se blíží mez únavy pro nekonečný počet cyklů, mez trvalé únavy [50].

Podobně jako funkci Stromejrovu lze využít tříparametrickou funkci Kohoutovu-Věchetovu:

$$\sigma(N) = \sigma_{\infty} \cdot \left(\frac{N}{N+C} \right)^b, \quad (16)$$

kde b a C jsou parametry funkce, přičemž parametr C má význam souřadnice ohybu Wöhlerovy křivky ve vysokocyklové oblasti, viz obr. 27.

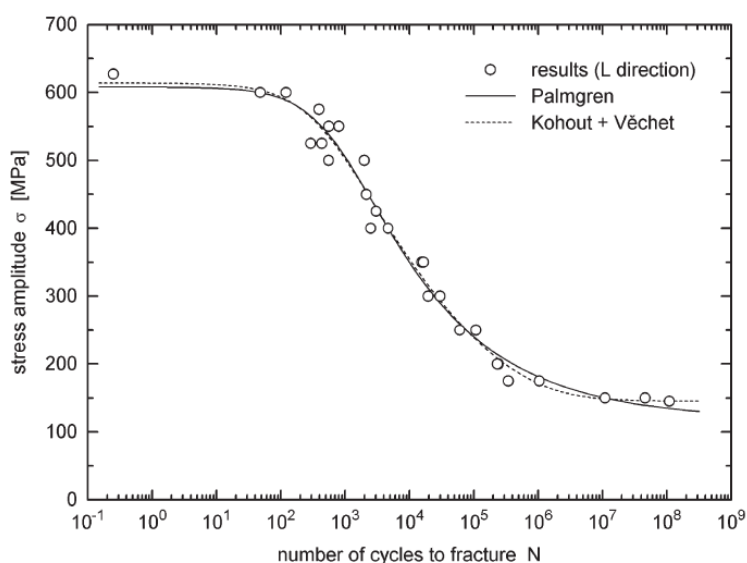
Funkce Palmgrenova (17) a čtyřparametrická funkce Kohoutova-Věchetova (18) jsou vhodné na proložení celé Wöhlerovy křivky.

$$\sigma(N) = a \cdot (N+B)^b + \sigma_{\infty}, \quad (17)$$

$$\sigma(N) = \sigma_{\infty} \cdot \left(\frac{N+B}{N+C} \right)^b, \quad (18)$$

kde parametr B má význam souřadnice ohybu Wöhlerovy křivky v nízkocyklové oblasti, viz obr. 27.

Ukázka proložení experimentálních únavových dat pomocí funkce Palmgrenovy a čtyřparametrické Kohoutovy-Věchetovy je na obrázku 28. V tomto případě je u funkce Kohoutovy-Věchetovy dosaženo nižší hodnoty součtu čtverců odchylek než u funkce Palmgrenovy.



Obr. 28 Srovnání proložení experimentálních dat Al slitiny 7075 pomocí funkce Palmgrenovy a Kohoutovy-Věchetovy; Stress Amplitude – amplituda napětí, number of cycles to fracture – počet cyklů do lomu [51]

4.6 ŠÍŘENÍ ÚNAVOVÝCH TRHLIN

Únavový proces je obvykle rozdělován na tři stadia. Prvním je změna mechanických vlastností, druhým iniciace a třetím šíření únavové trhliny. Stadium nukleace končí vytvořením povrchových mikrotrhlin. Tyto mikrotrhliny leží podél aktivních skluzových rovin, jsou orientovány krystalograficky. Působením dalšího cyklického zatěžování se tyto mikrotrhliny rozšiřují a prohlubují. Většina se však brzy zastaví a jen některé pokračují v pronikání do hloubky materiálu. S narůstající hloubkou, tedy délkou trhliny, se stáčí na směr kolmý k vektoru hlavního napětí a začínají se tedy šířit nekystalograficky [32].

Šíření dlouhých trhlin je možné za podmínky malé plastické zóny na špičce trhliny popsat pomocí Parisova-Erdoganova vztahu:

$$\frac{da}{dN} = A \cdot (\Delta K)^m, \quad (19)$$

kde a je délka trhliny, N počet cyklů, A a m jsou materiálové konstanty a $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ je rozkmit součinitele intenzity napětí.

Na základě měření délky trhliny po určitém počtu cyklů je možné pro výpočet rychlosti šíření trhliny da/dN je možné využít vztah:

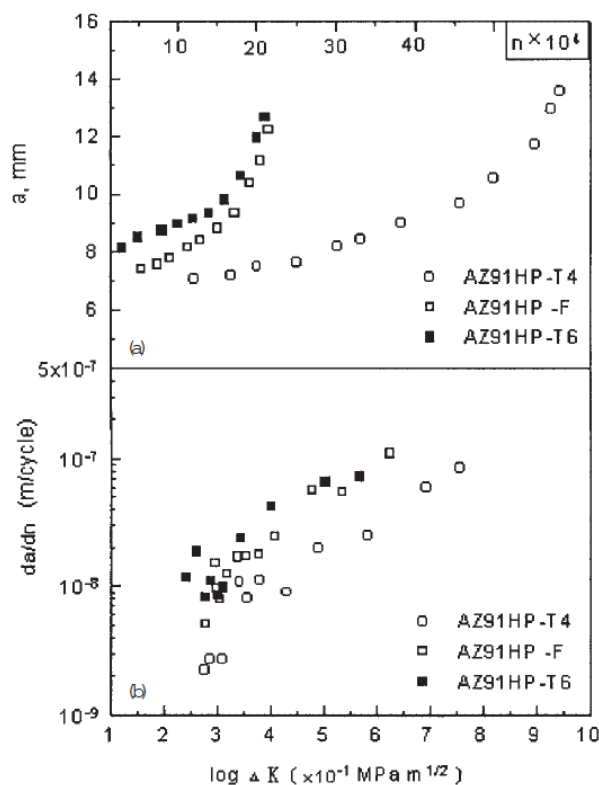
$$\frac{da}{dN} = \frac{a_i - a_{i-1}}{n_i - n_{i-1}}, \quad (20)$$

kde n je počet cyklů a i je pořadové číslo cyklu.

Například v práci [52], zabývající se hořčíkovou slitinou AZ91, bylo pro výpočet faktoru intenzity napětí ΔK použito rovnice (21) na základě ASTM normy E647, jde však o zkušební těleso čtvercového průřezu.

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B \cdot (W)^{1/2}} \cdot \frac{(2+\alpha)}{(1-\alpha)^{3/2}} \cdot (0,866 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4), \quad (21)$$

kde $\Delta P = P_{max} - P_{min}$ je amplituda zatížení, B je tloušťka vzorku, W je šířka vzorku a $\alpha = a/W$ je normalizovaná délka trhliny. Takto získané závislosti jsou vyneseny na obrázku 29.



Obr. 29 Rychlost šíření únavové trhliny a) délka trhliny, b) rychlost [52]

V literatuře jsou používána různá měřítka, podle kterých je definována velikost krátké trhliny. Například podle [41] lze krátké trhliny rozdělit a definovat následujícím způsobem:

- Mikrostrukturně krátké trhliny – únavové trhliny, jejichž velikost je srovnatelná se strukturální jednotkou materiálu, jako je například velikost zrna.
- Mechanicky krátké trhliny – jejichž velikost je srovnatelná s velikostí plastické zóny na špičce trhliny, nebo takové, které jsou obklopeny polem plastické deformace vrubu.
- Fyzikálně krátké trhliny – únavové trhliny, které jsou jednoznačně větší než strukturální jednotka materiálu anebo velikost zóny lokální plastické deformace, ale jsou pouze fyzikálně malé, typicky menší než jeden až dva milimetry.
- Chemicky krátké trhliny – únavové trhliny, které jsou v oblasti platnosti lineární elastické lomové mechaniky, ale vykazují anomálie v rychlosti šíření pod určitou velikostí trhliny v důsledku působení okolního prostředí.

Šíření krátkých trhlín není možné hodnotit pomocí běžných metod lineárně elastické lomové mechaniky, tedy pomocí rovnice 19. Krátké trhliny vyskytující se v materiálu mají jiné chování než trhliny dlouhé a mohou vést k nižším únavovým charakteristikám materiálu. Proto je potřeba věnovat pozornost šíření krátkých trhlín [41]. U hořčíkových slitin typu AZ odlitých metodou SC nebylo v literatuře nalezeno hodnocení vlivu krátkých trhlín na únavovou životnost a proto je také vhodné toto téma zahrnout do oblasti zájmu o tyto slitiny.

5. CÍLE PRÁCE

Z provedené literární rešerše a počátečních experimentálních měření vyplývají tyto hlavní cíle práce:

- stanovení křivek únavové životnosti a cyklické napěťově-deformační odezvy materiálů AZ31 a AZ61,
- provést únavové zkoušky v módu řízené deformace v oblasti extrémně nízkocyklové únavy a pokusit se objasnit chování křivek životnosti,
- provést měření šíření krátkých únavových trhlin a získané údaje vyhodnotit,
- fraktografické hodnocení lomových ploch pomocí SM a REM,
- srovnání únavového chování hořčíkových slitin AZ31, AZ61.

6. EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL A TECHNIKA

6.1 EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL

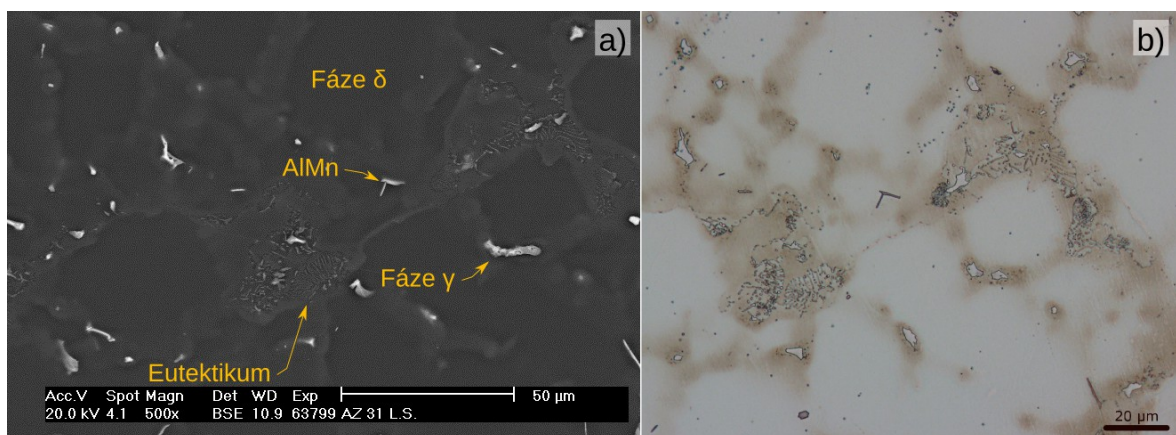
Experimentální práce byly provedeny na slitinách hořčíku typu AZ odlitých pokročilou metodou odlévání squeeze casting. Byly vybrány dvě slitiny s rozdílným obsahem hliníku, slitina AZ31 (Mg-3Al-1Zn) a slitina AZ61 (Mg-6Al-1Zn). V případě slitiny AZ61 jak ve stavu po odlití (výchozí stav – VS) tak i po tepelném zpracování. Jako vhodného a dostatečně jednoduchého způsobu TZ bylo použito rozpouštěcího žíhání (označováno také jako stav T4).

K ověření chemického složení jednotlivých taveb u dodaného experimentálního materiálu, bylo použito metody GDOES (optický emisní spektrometr s doutnavým výbojem). Konkrétně bylo použito zařízení Spectrumat GDS750. Na připravených vzorcích byla provedena tři měření, výsledné hodnoty obsahu jednotlivých prvků jsou průměrné hodnoty těchto měření, výsledky jsou shrnuty v tabulce 2.

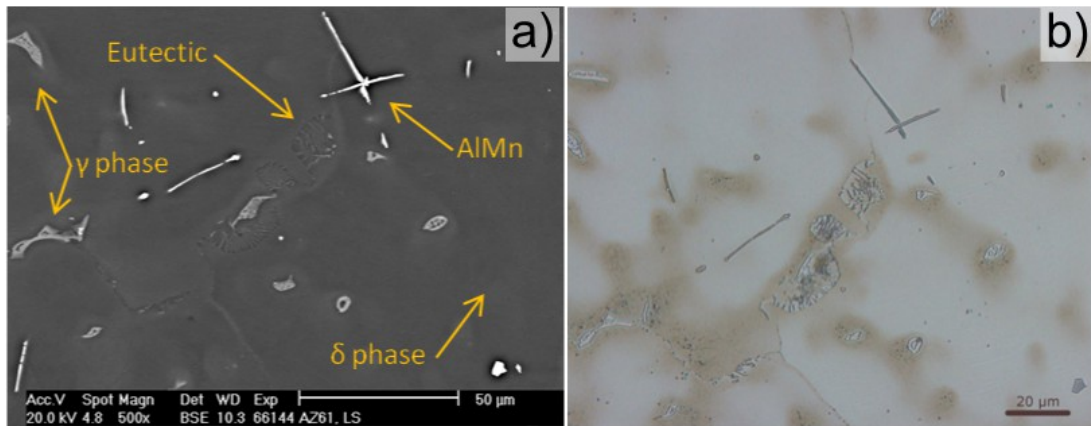
Tab. 2 Chemické složení experimentální hořčíkové slitiny AZ31 a AZ61 (hm. %)

Slitina	Al	Zn	Mn	Si	Fe	Ni	Zr	Mg
AZ31	2,68	1,07	0,35	0,005	0,004	-	0,01	Zb.
AZ61	5,2	0,99	0,42	0,013	0,003	0,01	0,01	Zb.

Mikrostruktura experimentální slitiny AZ31 zobrazená pomocí REM a SM s popisem jednotlivých strukturních složek je uvedena na obrázku 30, obdobně mikrostruktura slitiny AZ61 ve výchozím stavu je uvedena na obrázku 31. V obou případech je matrice slitiny tvořena tuhým roztokem hliníku v hořčíku δ . Dále se zde v různém poměru vyskytuje eutektikum, jehož přítomnost je umožněna chemickou heterogenitou vzniklou během tuhnutí materiálu. Intermediární fáze γ má chemické složení $Mg_{17}Al_{12}$ [8]. Vlivem přidaného manganu se ve struktuře obou materiálů také vyskytují částice na bázi Al-Mn, podle [18] se jedná o částice se složením Al_8Mn_5 .



Obr. 30 Mikrostruktura slitiny AZ31, zobrazení pomocí (a) REM, (b) SM



Obr. 31 Mikrostruktura slitiny AZ61, zobrazení pomocí (a) REM, (b) SM

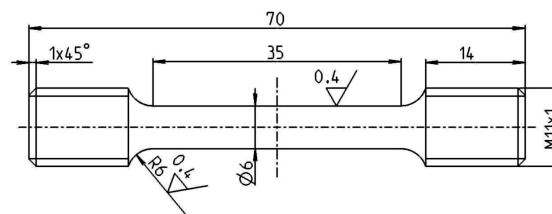
6.2 POPIS EXPERIMENTŮ

6.2.1 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

Tepelné zpracování bylo provedeno ve dvou krocích. Prvním krokem bylo ověření a volba vhodných teplot a časů výdrže na teplotě – optimalizace TZ a druhým krokem samotné TZ jednotlivých polotovarů pro výrobu zkušebních těles. Optimalizace TZ byla provedena na základě metalografické analýzy a pomocí zkoušky tahem (vyhodnocení mechanických vlastností). Také bylo provedeno měření tvrdosti tepelně zpracovaných vzorků.

6.2.2 ZJIŠTĚNÍ ZÁKLADNÍCH MECHANICKÝCH CHARAKTERISTIK

Získání základních mechanických vlastností experimentálního materiálu bylo provedeno pomocí univerzálního zkušebního trhačního stroje Tira Test 2300 na hladkých válcových zkušebních tyčích (viz obr. 32) podle normy ČSN EN 10002-1.



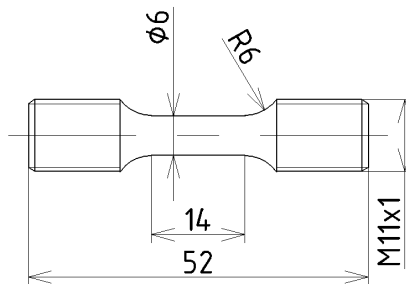
Obr. 32 Poměrné válcové zkušební těleso pro zkoušku tahem

Zkouška tlakem pro jednotlivé slitiny a jejich stavy byla provedena pomocí servohydraulického testovacího systému Instron 8801 na válcových vzorcích o průměru 8 mm a výšce 12 mm podle normy ASTM E9-09.

6.2.3 ÚNAVOVÉ CHOVÁNÍ

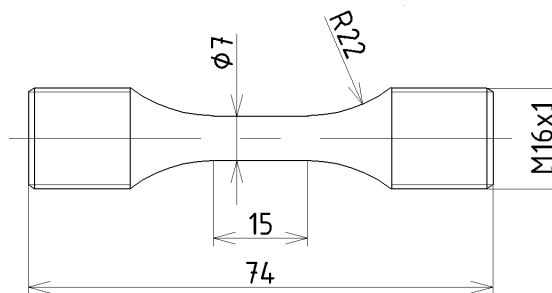
Únavové zatěžování hladkých válcových zkušebních těles (viz obr. 33) bylo provedeno v módu tah-tlak při symetrickém sinusovém zatěžování ($R = -1$), řízenou veličinou byla síla (napětí). Hodnocení nízkocyklového únavového chování bylo provedeno pomocí servohydraulického testovacího systému Instron 8801. Frekvence změny zátěžného napětí byla 3 Hz pro vyšší amplitudy napětí (přibližně od 120 do 60 MPa) a 20 Hz pro amplitudy napětí nižší. Deformace hladkého válcového zkušebního tělesa byla snímána na měrné délce pomocí axiálního extenzometru. Takto získaná experimentální data byla použita pro konstrukci cyk-

lické deformační křivky, Wöhlerovy-Basquinovy a odvozené Mansonovy-Coffinovy křivky. Také byla použita pro konstrukci nízkocyklové části Wöhlerovy křivky.



Obr. 33 Tvar a rozměry únavového zkušebního tělesa (typ LCF-I-1)

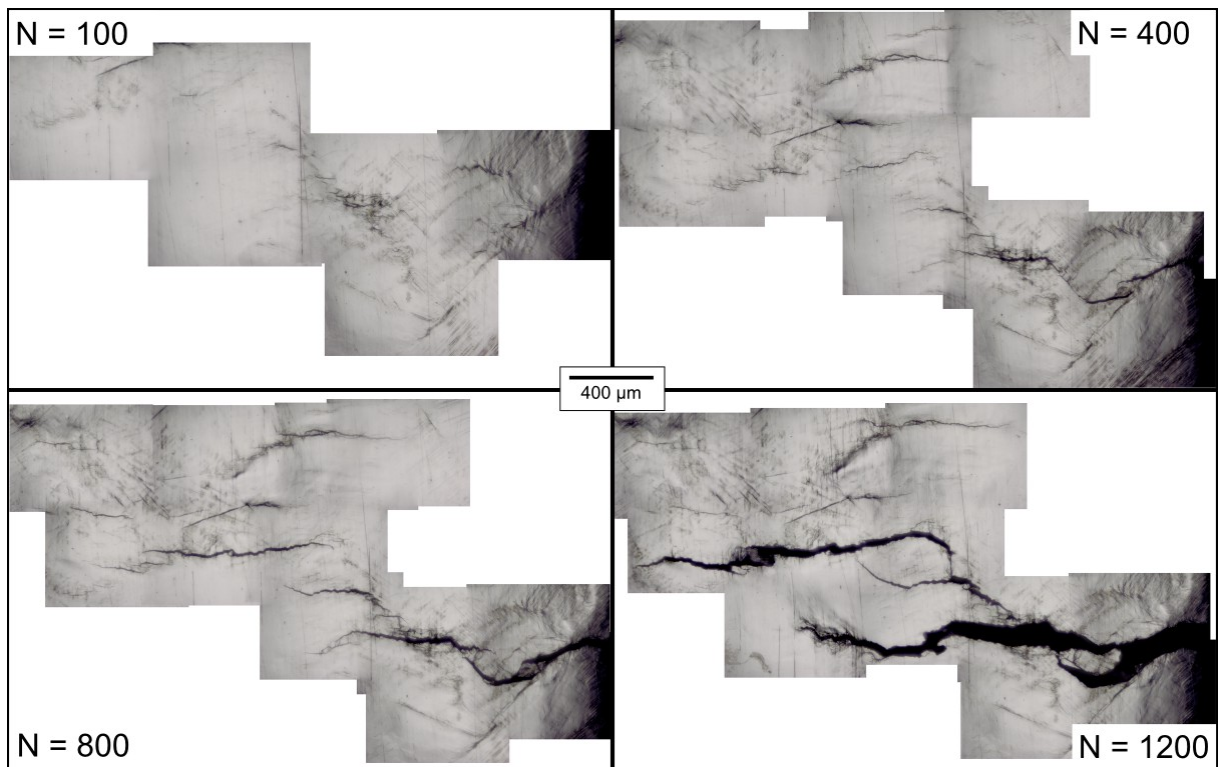
Experimentální únavová data pro vysokocyklovou oblast Wöhlerovy křivky byla získána pomocí rezonančního pulzátoru AMSLER HPF 1478. Obdobně jako pro nízkocyklovou oblast bylo použito hladkých válcových zkušebních těles (viz obr. 34), průměr pracovní části 7 mm a délka pracovní části 15 mm. Frekvence změny zátěžné síly byla oproti nízkocyklové oblasti únavového života vyšší, $f = 130$ Hz. Vzhledem k použitému zařízení není možné získat stejné únavové parametry jako pro nízkocyklovou oblast, ale pouze počet cyklů do lomu zkušebního tělesa.



Obr. 34 Tvar a rozměry zkušebního tělesa pro vysokocyklovou únavu

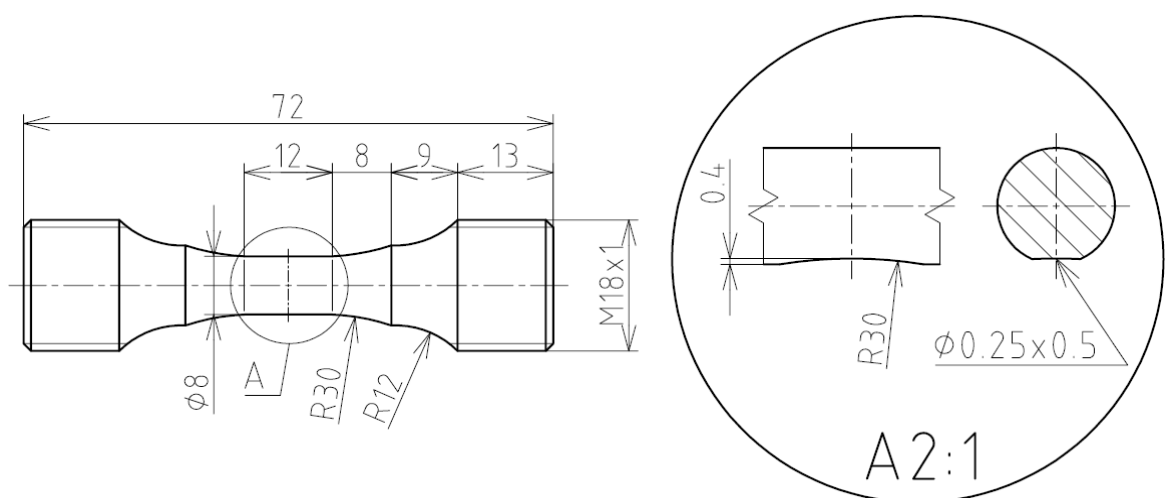
6.2.4 EXPERIMENTÁLNÍ STANOVENÍ RYCHLOSTI ŠÍŘENÍ KRÁTKÝCH ÚNAVÝCH TRHLIN

Pro měření rychlosti šíření únavové trhliny ve slitině AZ31 bylo nejdříve uvažováno a vyzkoušeno použití hladkého válcového únavového tělesa, s vyleštěným povrchem pracovní části. Zde se ovšem projevil problém s vícenásobnou iniciací únavových trhlin na celém povrchu pracovní části tělesa. Proto byla provedena úprava zkušebního tělesa opatřením mělké plošky, aby došlo k lokalizaci trhliny právě do této oblasti, jak bylo publikováno například v článku [53]. Kromě toho má takto upravené těleso také výhodu ve snazší dokumentaci průběhu šíření. Po provedení dalších experimentů bylo zjištěno, že ploška samotná je jako koncentrátor napětí také nedostatečná, neboť stále dochází k iniciaci a šíření trhlin po celém povrchu pracovní části tělesa (viz obrázek 35). Proto bylo zváženo vytvoření ještě výraznějšího koncentrátoru napětí.



Obr. 35 Ukázka náhodného šíření trhlin na povrchu pracovní části zkušební tělesa pro různé počty cyklů, je patrné, že magistralní trhlina se šíří z boku tělesa mimo plošku.

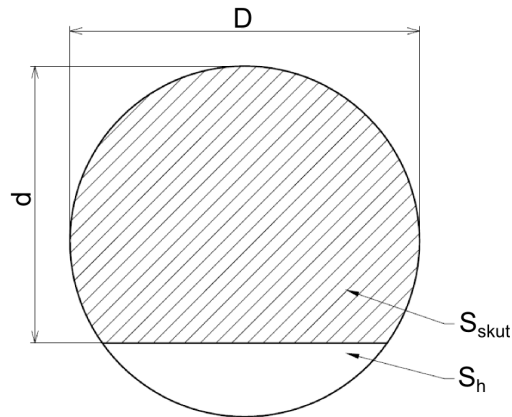
Do zkušební tělesa s vytvořenou ploškou (viz obr. 36) byl uprostřed této plošky vyvrtán otvor do hloubky 500 μm pomocí vrtáku o průměru 250 μm. Poté bylo zkušební těleso, v pracovní části a na plošce, vyleštěno. Nejdříve bylo použito SiC brusného papíru se zrnitostí 1000, pro odstranění hrubších stop po obrábění. Následně bylo použito 3 μm a 1 μm diamantové leštící pasty k získání dostatečně kvalitního povrchu pro pozorování pomocí světelného mikroskopu (SM).



Obr. 36 Tvar a rozměry únavového zkušební tělesa pro měření rychlosti šíření trhlin

Po upnutí do únavového zkušebního stroje bylo okolí otvoru na plošce nasnímáno. Tělesa byla zatěžována v symetrickém $R=-1$ tahu-tlaku v módu řízení zátěžné síly, průběh zátěžné síly byl sinusový. Vzhledem ke změně tvaru zkušebního tělesa oproti běžným válcovým tělesům bylo pro každé těleso nutné provést výpočet na skutečný průřez (viz obr. 37), aby bylo stanoveno napětí správné velikosti. Pro tento účel bylo využito vzorce pro stanovení plochy kruhové úseče na základě znalosti poloměru r a vzdálenosti sečny od kružnice h [54]:

$$S_{skut} = r^2 \cdot \arccos\left(\frac{r-h}{r}\right) - (r-h) \cdot \sqrt{2hr-h^2} \quad (22)$$



Obr. 37 Schéma zmenšení nosného průřezu únavového zkušebního tělesa s ploškou

Po 3–25 cyklech (podle velikosti zátěžné síly, kdy pro vyšší amplitudy napětí bylo provedeno méně zátěžných cyklů) bylo cyklování zastaveno a provedeno nasnímání okolí otvoru na plošce a vizuální kontrola plošky, zda nedochází k šíření trhliny v jiném místě. Snímání povrchu probíhalo na tělese zatíženém v tahu při cca 80 % maximální zátěžné síly.

Soubor fotografií povrchu pro každé zastavení (určitý počet cyklů) byl následně spojen do jednoho snímku, na kterém bylo provedeno změření délky trhliny s využitím SW ImageJ pro analýzu obrazu. Tímto způsobem byl vytvořen soubor dat závislosti délky trhliny na počtu cyklů.

Na základě takto získaných experimentálních data byla stanovena rychlost šíření trhliny da/dN . Byly určeny koeficienty rychlosti šíření únavové trhliny pro jednotlivé hladiny a také z nich vyplývající materiálové parametry k_{g0} a d .

6.2.5 FRAKTOGRAFICKÉ HODNOCENÍ LOMOVÝCH PLOCH

Po únavové degradaci bylo, s využitím světelné i elektronové mikroskopie, provedeno fraktografické hodnocení lomových ploch hladkých i vrubovaných těles se zaměřením na místo iniciace.

6.2.6 CHOVÁNÍ HOŘČÍKOVÝCH SLITIN V OBLASTI EXTRÉMNĚ NÍZKOCYKLOVÉ ÚNAVY ELCF

Zkoumání únavového chování hořčíkové slitiny AZ61 v oblasti nízkocyklové únavy bylo rozšířeno až do oblasti, která je běžně označována jako kvazistatický lom. V této oblasti, tedy mezi kvazistatickým lomem a nízkocyklovou únavou je oblast tzv. extrémně nízkocyklové únavy (ELCF). Cílem experimentů bylo ověření vlivu zpevnění materiálu při velkých

deformacích a návaznost na mez kluzu, ověření odklonu experimentálních dat od predikovaných Mansonovou-Coffinovou křivkou.

Experimentální práce byly provedeny na válcových zkušebních tyčích, s průměrem pracovní části 7 mm a délkou 12,5 mm. Byl použit servohydraulický testovací systém Instron 8801, řízenou veličinou byla amplituda celkové deformace a rychlost deformace 0,005/s.

6.3 EXPERIMENTÁLNÍ TECHNIKA

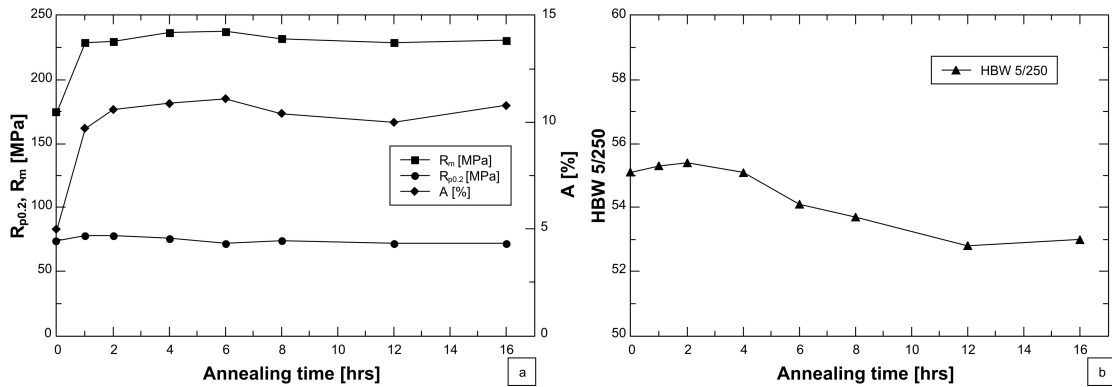
Pro zabezpečení uvedených cílů práce byla využita následující experimentální technika:

- Optický emisní spektrometr s doutnavým výbojem GDOES Spectrumat GDS750 – určení chemického složení
- Univerzální zkušební trhací stroj TiraTest 2300, Zwick Z250 – zjištění základních mechanických charakteristik
- Tvrdoměr Brinell – určení tvrdosti experimentálního materiálu
- Servohydraulický testovací systém Instron 8801 – nízkocyklová únava, ELCF
- Rezonanční pulzátor AMSLER 100 kN HFP 1478 – oblast vysokocyklové únavy
- Servohydraulický testovací systém MTS 810 – šíření únavových trhlin, únava vrubovaných těles
- Světelný mikroskop GX71 s digitální kamerou DP20 – základní strukturní charakteristiky materiálu
- Rastrovací elektronový mikroskop Philips XL-30 – strukturní charakteristiky materiálu, lokální a plošná chemická analýza, vyhodnocení fraktografie

7. VÝSLEDKY EXPERIMENTÁLNÍCH PRACÍ

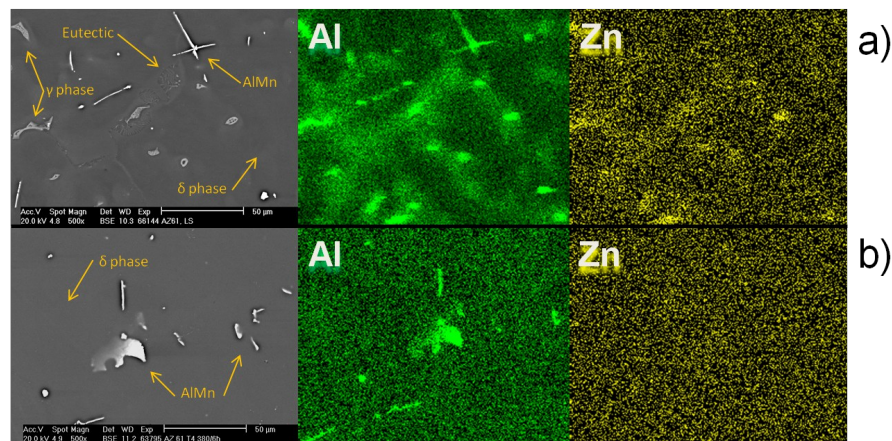
7.1 OPTIMALIZACE TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ

Optimalizace TZ byla provedena na slitině AZ61. Byla založena na studiu literatury a následné experimentální části. Cílem bylo zlepšení mechanických vlastností, tedy zejména zvýšení tažnosti a meze pevnosti, tak aby proces TZ nebyl příliš časově náročný. Výsledky mechanických zkoušek během optimalizace TZ jsou vyneseny na obrázku 38a a průběh změny tvrdosti podle Brinella na obrázku 38b.



Obr. 38 Vliv doby TZ (T4) na (a) mechanické vlastnosti a (b) tvrdost slitiny AZ61 [55]

Na základě hodnocení strukturní a chemické heterogenity a mechanických vlastností byly stanoveny optimální podmínky tepelného zpracování. Teplota 380 °C a výdrž 6 hodin byly stanoveny jako optimální. Tepelným zpracováním rozpouštěcím žiháním došlo k rozpuštění fáze γ a k výraznému poklesu heterogenity. Výsledná struktura je po TZ tvořena pouze tuhým roztokem δ a částicemi na bázi Al-Mn, viz obrázek 39.



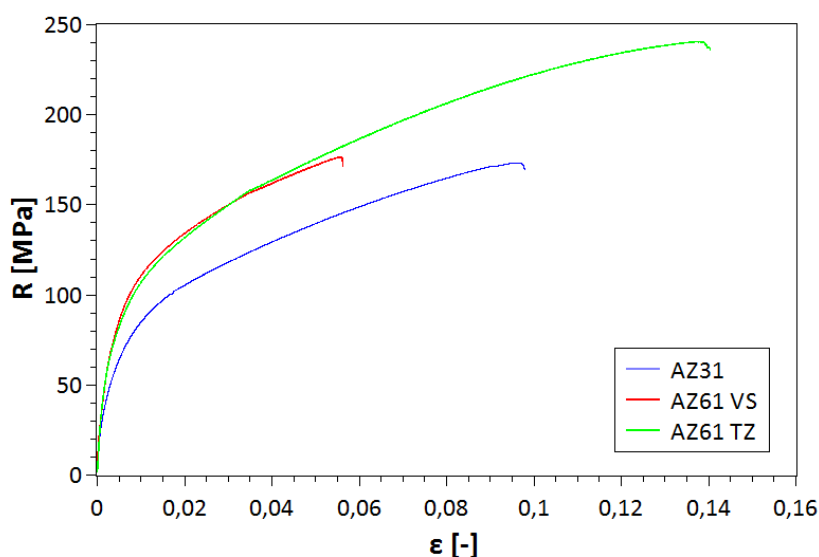
Obr. 39 Vliv tepelného zpracování na chemickou heterogenitu slitiny AZ61, (a) ve VS, (b) po TZ

7.2 ZKOUŠKY TAHEM A TLAKEM

Základní mechanické vlastnosti R_m , $R_{p0,2}$ a A slitin AZ31, AZ61 ve výchozím stavu a AZ61 po tepelném zpracování byly určeny pomocí zkoušky tahem. Zkouška byla provedena pomocí univerzálního zkušebního stroje Tira Test 2300 na poměrném hladkém válcovém zkušebním tělese, rychlost deformace $\dot{\epsilon}$ byla $0,00025 \text{ s}^{-1}$. Získaná data jsou uvedena v tabulce 3 a odpovídající křivky vyneseny na obrázku 40.

Tab. 3 Základní mechanické vlastnosti získané ze zkoušky tahem

Slitina	E [GPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]
AZ31	40,66	55	174	8,8
AZ61 LS	42,9	73	175	5,0
AZ61 TZ	43,1	75	237	10,9

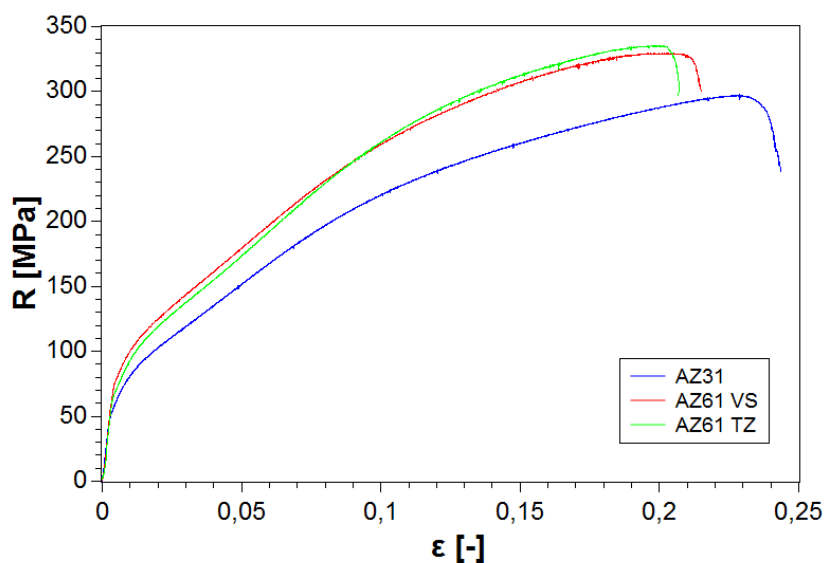


Obr. 40 Tahové křivky slitiny AZ31 a AZ61 ve výchozím stavu i po TZ

Zkoušky tlakem byly provedeny pomocí servohydraulického testovacího systému Instron 8801 na válcových vzorcích o průměru 8 mm a výšce 12 mm, rychlost deformace $\dot{\epsilon}$ byla $2 \cdot 10^{-3}/\text{s}$. Průměrné hodnoty z naměřených dat jsou uvedena v tabulce 4, křivky vždy pro jeden konkrétní vzorek jsou vyneseny na obrázku 41.

Tab. 4 Mechanické vlastnosti získané pomocí zkoušky tlakem pro slitiny AZ31 a AZ61

Slitina	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]
AZ31	68	301	23,9
AZ61 LS	81	325	20,5
AZ61 TZ	77	335	20,9

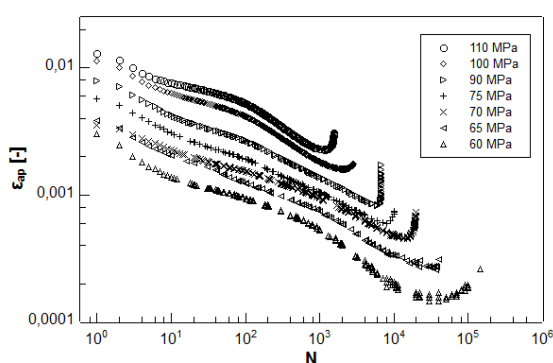


Obr. 41 Tlakové křivky slitiny AZ31 a AZ61 ve VS a po TZ

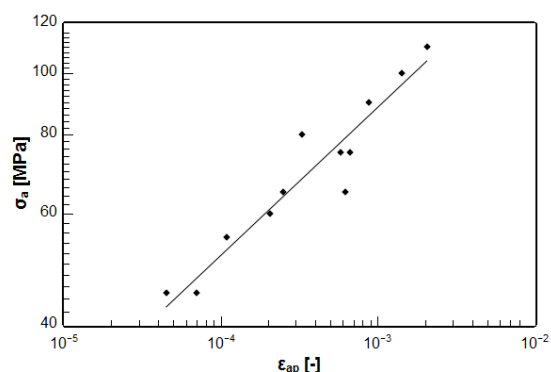
7.3 ÚNAVOVÉ CHOVÁNÍ SLITINY AZ31

Experimentální data, se zaměřením na únavové chování hořčikové slitiny AZ31, uvedená v této kapitole, již byla publikována v impaktovaném časopise *Materials & Design* [56]. Hodnocení nízkocyklového únavového chování hořčikové slitiny AZ31 bylo provedeno pomocí servohydraulického testovacího systému Instron 8801. Bylo použito módu řízení zátěžné síly v režimu tah-tlak při symetrickém zátěžném cyklu $R = -1$. Průběh řízení veličiny byl sinusový. Deformace hladkého válcového zkušebního tělesa byla snímána na měrné délce pomocí axiálního extenzometru. Vyhodnocení únavového chování proběhlo na základě zaznamenaných dat.

Křivky zpevnění-změkčení jsou vyneseny na obrázku 42. Z jejich průběhu plyne, že zkoušený materiál cyklicky zpevňuje v průběhu celého únavového života a nedochází tedy k saturaci. Cyklická deformační křivka vytvořená na základě odečtu z hysterezních smyček v polovině počtu cyklů do lomu je spolu s mocninnou regresní křivkou vynesena na obrázku 43. Na základě rovnice 1 byly určeny parametry $K' = 445,1$ MPa a $n' = 0,23$.

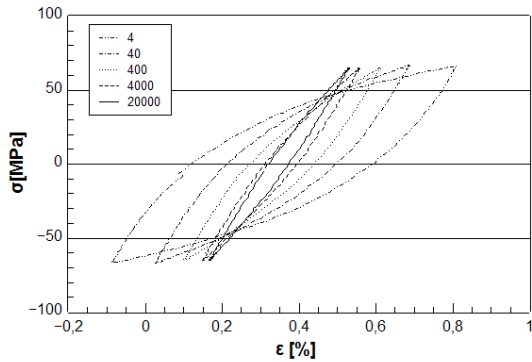


Obr. 42 Křivky cyklického zpevnění-změkčení, AZ31 [56]

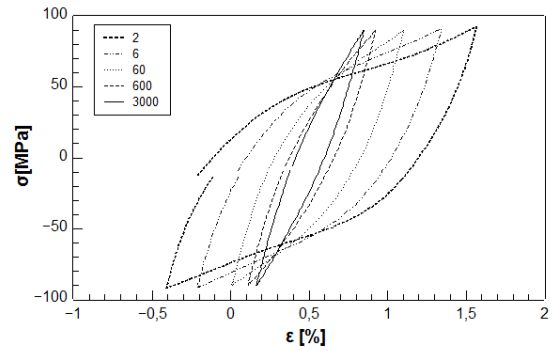


Obr. 43 Cyklická deformační křivka, AZ31 [56]

Cyklická odezva materiálu v podobě hysterzních smyček pro hladiny amplitudy napětí $\sigma_a = 65$ MPa a $\sigma_a = 110$ MPa jsou zobrazeny na obrázcích 44 a 45. Ze srovnání obrázků je patrné, že tvar hysterzních smyček se pro tyto hladiny liší. Také je patrné, že v průběhu cyklování dochází k jejich uzavírání, což indikuje cyklické zpevnění materiálu.

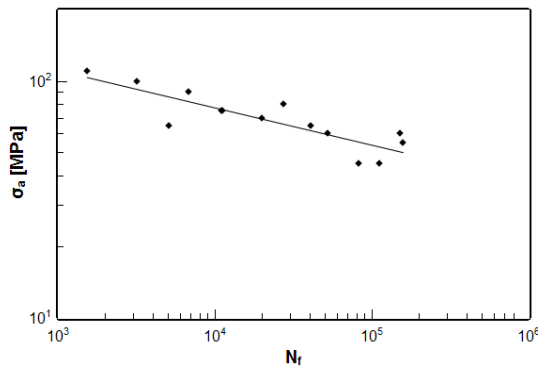


Obr. 44 Hysterzní smyčky slitiny AZ31 na hladině amplitudy napětí $\sigma_a = 65$ MPa [56]

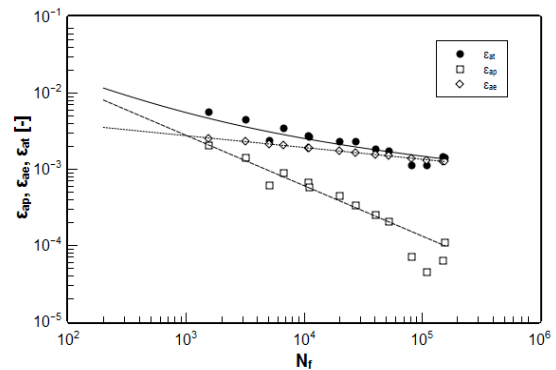


Obr. 45 Hysterzní smyčky slitiny AZ31 na hladině amplitudy napětí $\sigma_a = 110$ MPa [56]

Wöhlerova-Basquinova křivka je spolu s regresní mocninnou křivkou vynesena na obrázku 46. Odvozená Mansonova-Coffinova křivka včetně mocninné regresní křivky a křivek celkové a elastické deformace je vynesena na obrázku 47. Na základě těchto regresních křivek a rovnic 4 a 5 byly stanoveny únavové parametry. Shrnutí základních parametrů nízko-cyklové únavy experimentálního materiálu AZ31 pro $2N_f$ je provedeno v tabulce 5.



Obr. 46 Wöhlerova-Basquinova křivka slitiny AZ31 [56]



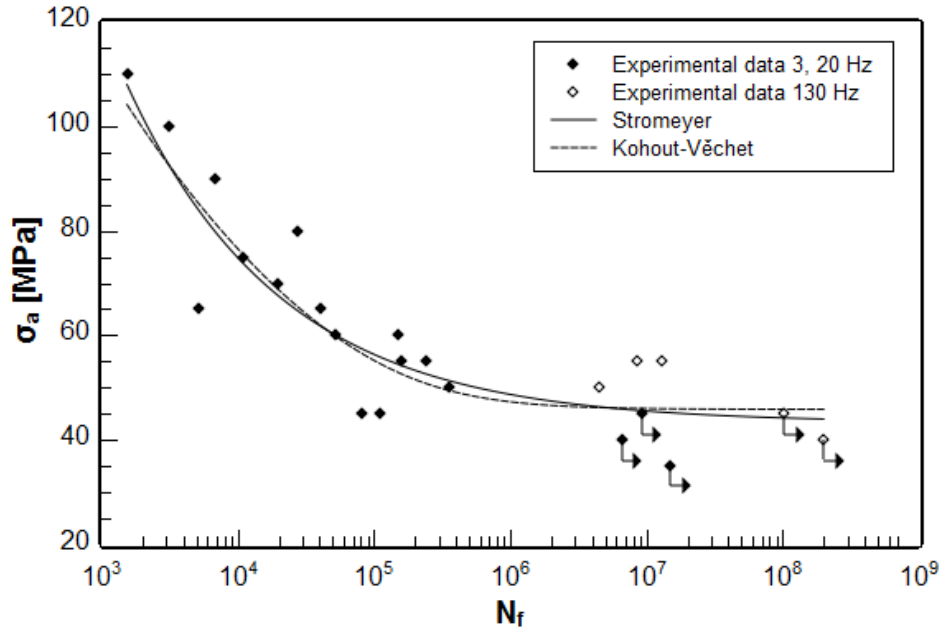
Obr. 47 Odvozená Mansonova-Coffinova křivka s vynesou složkou celkové a elastické deformace slitiny AZ31 [56]

Tab. 5 Shrnutí základních nízko-cyklových parametrů slitiny AZ31 pro $2N_f$

σ'_f [MPa]	b	ϵ'_f [-]	c
410,52	-0,169	1,45	-0,729

Doplněním únavových dat získaných pomocí rezonátoru AMSLER k nízko-cyklovým datům byla vytvořena Wöhlerova křivka pro celou oblast únavového života, tedy až do cca 10^8 cyklů. Tato data včetně proložení jsou vynesena na obrázku 48. Body označené šipkou jsou tělesa, u nichž nedošlo po dosažení daného počtu cyklů k lomu. Je zde použito pro-

ložení funkcí Stromeyerovou (viz rovnice 15) a tříparametrickou funkcí Kohoutovou-Věchetovou (3KV, viz rovnice 16), jejich parametry proložení jsou uvedeny v tabulce 6, S je součet čtverců odchylek. Na základě těchto proložení byla stanovena mez únavy σ_c a také hodnota únavového poměru σ_c/R_m (fatigue ratio), které jsou rovněž uvedeny v tabulce 6.

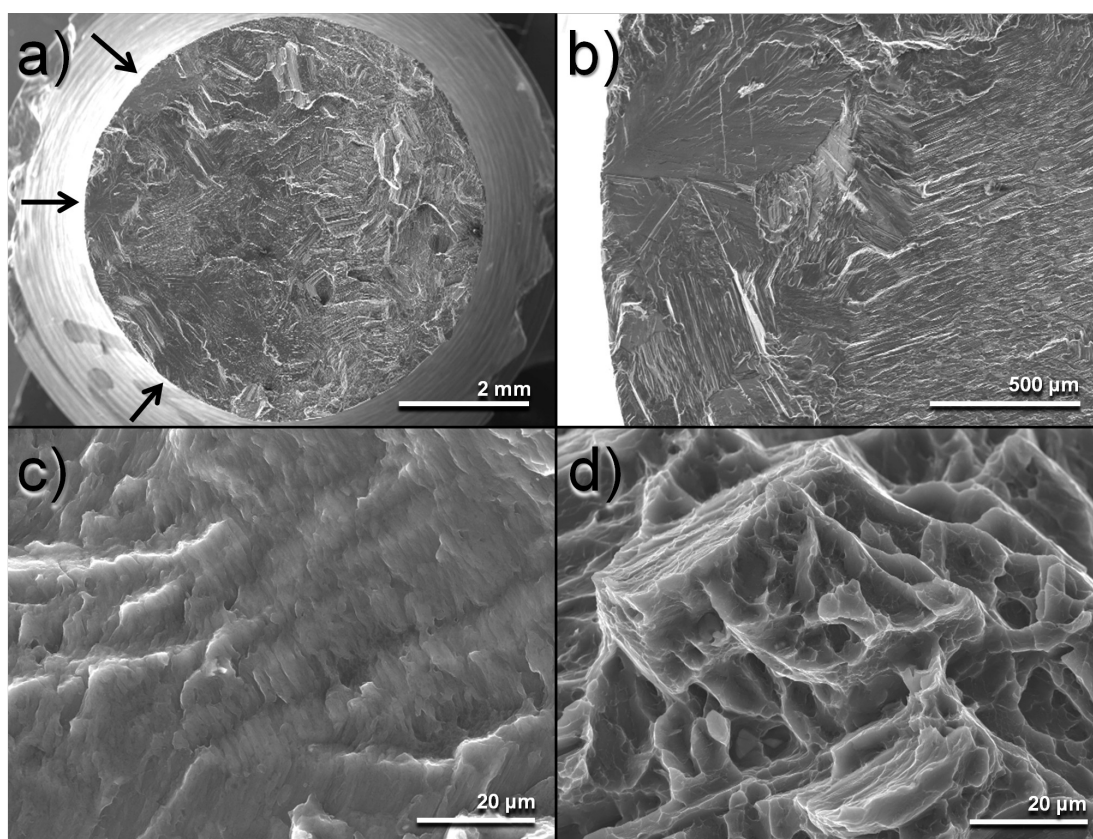


Obr. 48 Wöhlerova křivka, srovnání proložení pomocí funkce Stromeyerovy a Kohoutovy-Věchetovy [56]

Tab. 6 Regresní parametry funkcí proložení Wöhlerovy křivky

	a	b	C	σ_∞ [MPa]	S	σ_c	σ_c/R_m
Stromayer	1075,3	-0,38	-	43,3	1473,5	44,2	0,25
3KV	-	-0,17	$2,03 \cdot 10^5$	45,8	1531,5	45,8	0,26

Snímky lomových ploch získané pomocí REM jsou na obrázku 49, zde jsou kromě celkového pohledu na lomovou plochu s vyznačením míst iniciace (a), také detaily jednotlivých oblastí šíření únavové trhliny. Detail (b) na obrázku 49 zachycuje místo iniciace, detail lomové plochy z oblasti šíření únavové trhliny (c), pravidelné linie v této oblasti jsou striace, a detail lomové plochy v oblasti dolomu zachycuje část (d).

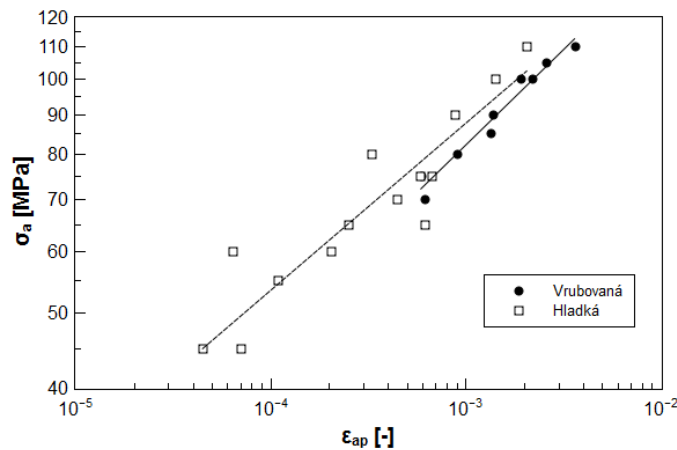


Obr. 49 Fraktografické hodnocení lomových ploch a) celkový pohled na lomovou plochu s označením míst iniciace, b) detail místa iniciace, c) striace, d) oblast dolomení

7.4 ÚNAVOVÉ CHOVÁNÍ VRUBOVANÝCH TĚLES ZE SLITINY AZ31

Obdobně jako u hladkých zkušebních tyčí bylo provedeno únavové hodnocení na vrubovaných zkušebních tělesech (viz popis experimentu) ze slitiny AZ31. V rozsahu od 110 MPa do 70 MPa byla vyhodnocena získaná experimentální únavová data získaná při měření rychlosti šíření únavových trhlin. Toto rozmezí bylo zvoleno z praktických důvodů, kdy na vyšších hladinách dochází k velmi rychlému rozšiřování únavové trhliny a při hladinách pod 70 MPa je měření extrémně časově náročné. Únavová data získaná během měření rychlosti šíření jsou dále srovnávána s hladkými únavovými zkušebními tělesy. Vzhledem ke korekci průměru tělesa (viz popis experimentu) by měla být zátěžná napětí srovnatelná, tedy hlavním rozdílem by měl být vliv vrubu na tělese.

Srovnání cyklické deformační křivky pro vrubovaná a hladká zkušební tělesa je provedeno na obrázku 50, srovnání jejich regresních parametrů, které byly získány na základě rovnice 1, je uvedeno v tabulce 7.

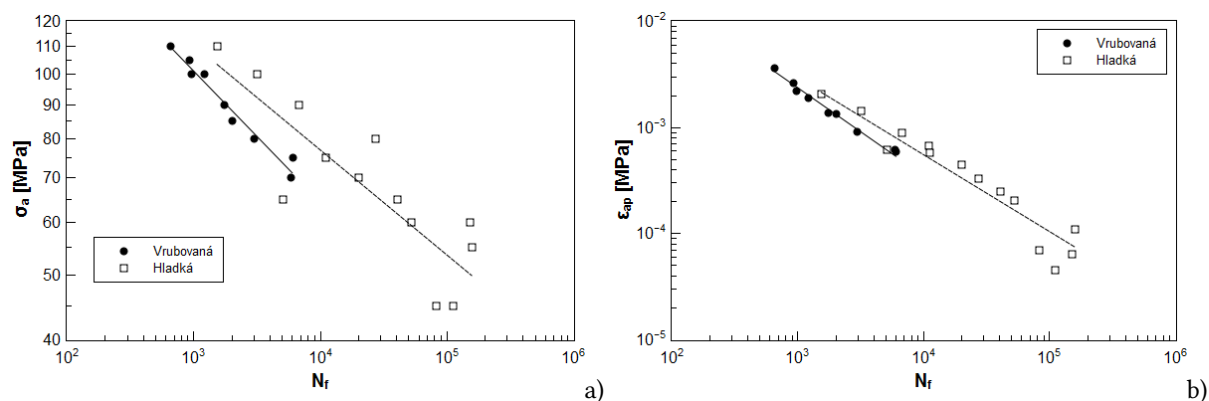


Obr. 50 Srovnání cyklických deformačních křivek pro hladká a vrubovaná tělesa

Tab. 7 Parametry CDK pro oba tvary těles slitiny AZ31

Tělesa	K'	n'	$R'_{p0,2}$
Hladká	445,1	0,23	106,58
Vrubovaná	449,2	0,25	97,32

Srovnání křivek Wöhlerových-Basquinových je provedeno na obrázku 51a, odvozených křivek Mansonových-Coffinových (pouze složka amplitudy plastické deformace) na obrázku 51b, přičemž srovnání jejich nízkocyklových únavových parametrů získaných pomocí regresních funkcí (rovnice 4, 5) pro $2N_f$ je uvedeno v tabulce 8.

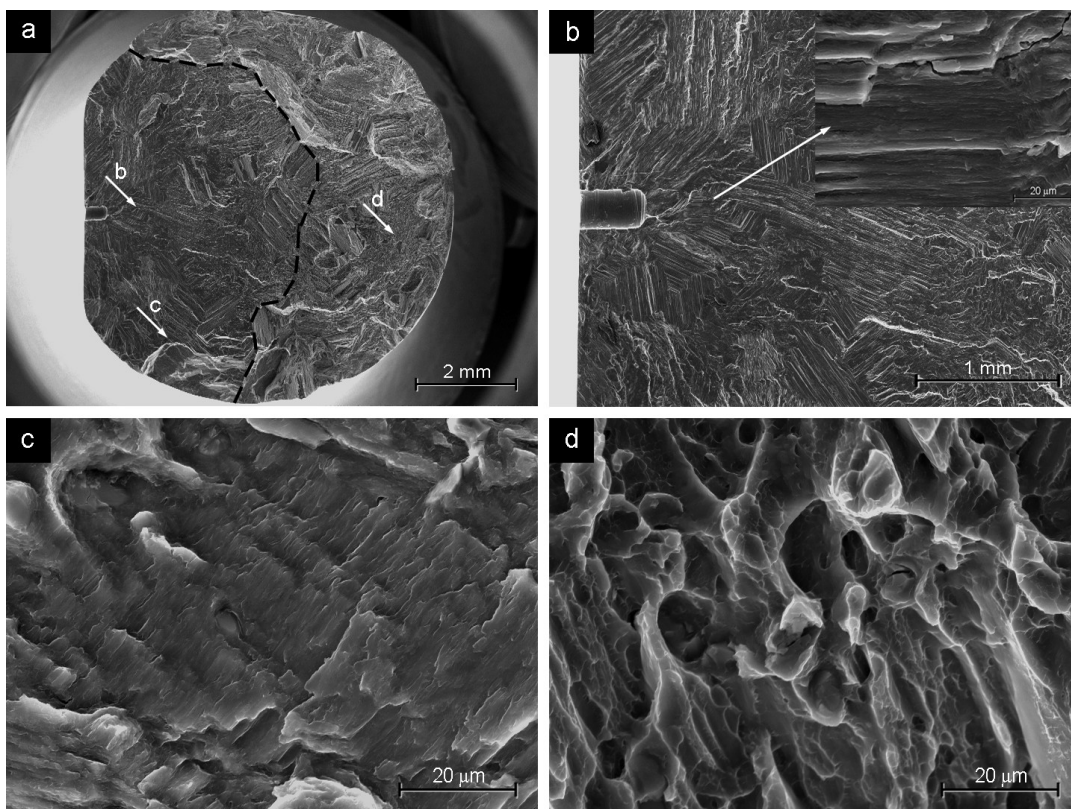


Obr. 51 Srovnání únavových křivek pro hladká a vrubovaná únavová tělesa a) Wöhlerova-Basquinova, b) Mansonova-Coffinova

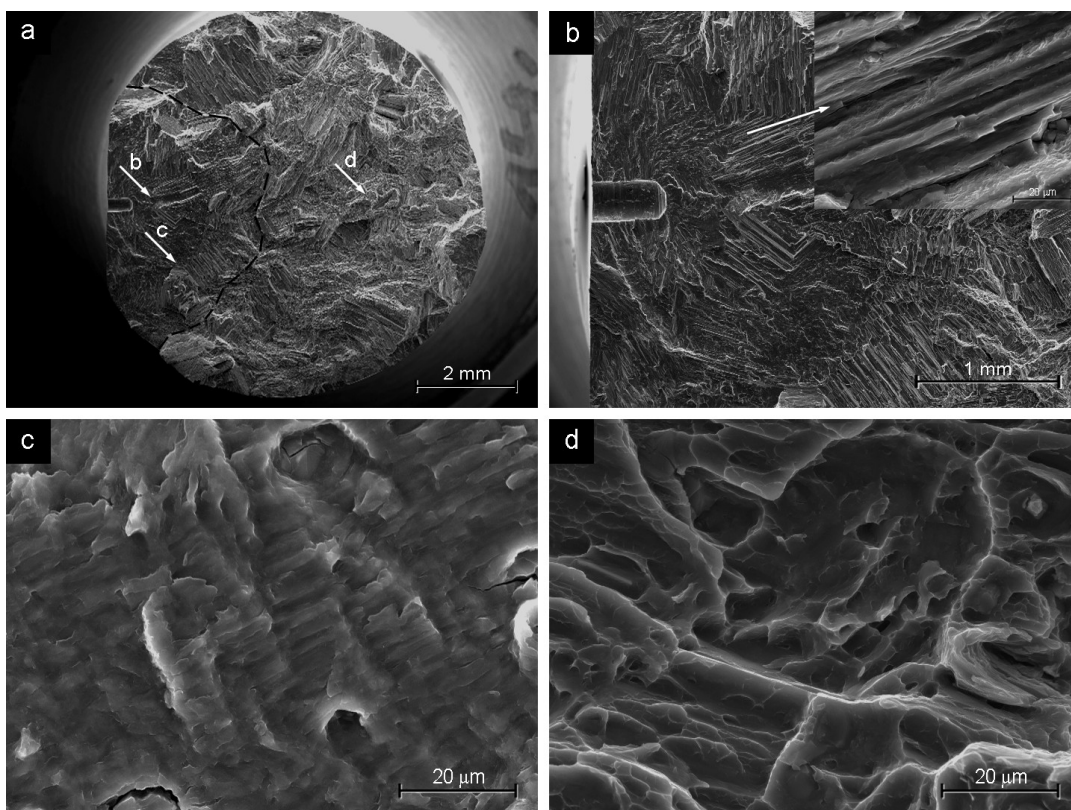
Tab. 8 Únavové parametry slitiny AZ31SC pro hladké a vrubované těleso určené pro $2N_f$

Tělesa	σ'_f [MPa]	b	ϵ'_f [-]	c
Hladká	410,52	-0,169	1,45	-0,729
Vrubovaná	441,06	-0,193	0,89	-0,783

Fraktografické hodnocení bylo provedeno na dvou zkušebních tělesech na opačných stranách zátěžnými napětími pokryté oblasti, ze spodní části, zatěžované na hladině $\sigma_a = 70$ MPa a naopak z horní části na hladině $\sigma_a = 110$ MPa. Snímky lomových ploch pro jednotlivá tělesa jsou uvedeny na obrázcích 52 a 53. Přičemž oba obsahují celkový pohled na lomovou plochu s vyznačením oblasti šíření a dolomu (a), detail oblasti iniciace spolu s navrtaným defektem (b), detail pořízený z oblasti šíření (c) a detail z oblasti dolomu (d).



Obr. 52 Fraktografie na tělese $\sigma_a = 70$ MPa, celkový pohled na lomovou plochu s vyznačením oblasti šíření a dolomu (a), detail oblasti iniciace spolu s navrtaným defektem (b), detail pořízený z oblasti šíření (c) a detail z oblasti dolomu (d).

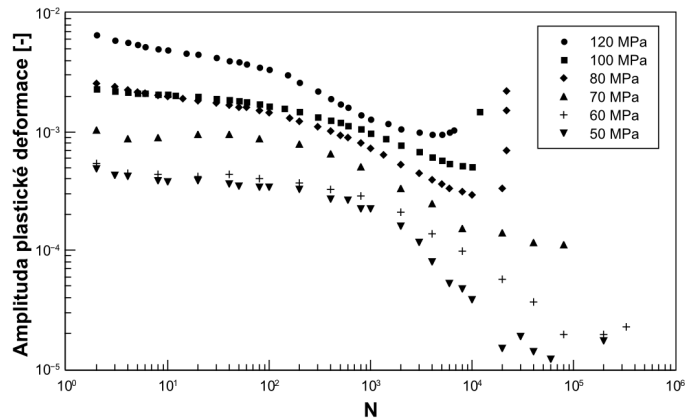


Obr. 53 Fraktografie na tělese $\sigma_a = 110$ MPa, celkový pohled na lomovou plochu s vyznačením oblasti šíření a dolomu (a), detail oblasti iniciace spolu s navrtaným defektem (b), detail pořízený z oblasti šíření (c) a detail z oblasti dolomu (d).

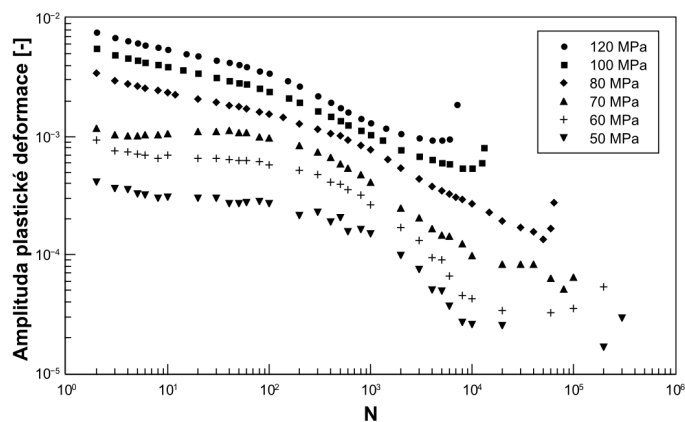
7.5 ÚNAVOVÉ CHOVÁNÍ SLITINY AZ61

Experimentální výsledky získané na hořčičkové slitině AZ61 uvedené v této kapitole již byly publikovány v článkách [55], [57] a [58]. Jak již bylo zmíněno v předchozích kapitolách, byla tato slitina tepelně zpracována. Únavové hodnocení bylo provedeno jak na nezpracované (AZ61-F), tak i na slitině po zvoleném optimálním TZ (AZ61-T4).

Křivky zpevnění-změkčení slitiny AZ61 ve VS a po TZ jsou vyneseny na obrázcích 54 a 55. Z jejich průběhu plyne, že zkoušený materiál cyklicky zpevňuje v průběhu celého únavového života a nedochází tedy u něj k saturaci.



Obr. 54 Křivky cyklického zpevnění-změkčení slitiny AZ61 ve VS

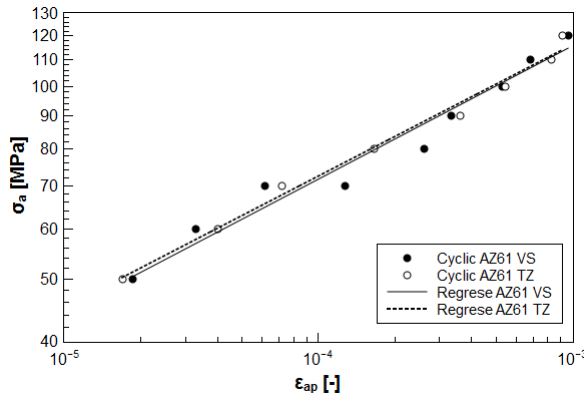


Obr. 55 Křivky cyklického zpevnění-změkčení slitiny AZ61 po TZ

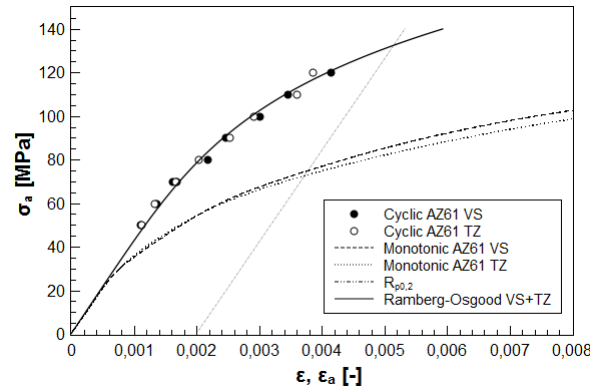
Cyklické deformační křivky pro oba stavy slitiny AZ61 vytvořené na základě odečtu z hysterezních smyček v polovině počtu cyklů do lomu jsou spolu s mocninnou regresní křivkou vyneseny na obrázku 56. Na základě rovnice 1 byly určeny jejich parametry K' a n' a na základě rovnice 2 byla určena cyklická mez kluzu $R_{p0,2}'$. Tyto parametry jsou uvedeny v tabulce 9. Vzhledem k minimálním rozdílům mezi CDK pro slitinu ve VS a po TZ je cyklická deformační křivka na obrázku 57 vynesena pro oba stavy dohromady. Její regresní parametry určené pomocí modifikované Rambergovy-Osgoodovy funkce (rovnice 3) jsou uvedeny v tabulce 10. Cyklická deformační křivka je spolu s jednosměrnými tahovými křivkami vynesena na obrázku 57, jejich regresní parametry jsou uvedeny v tabulce 10.

Tab. 9 Regresní parametry CDK slitiny AZ61 pro oba stavy TZ

Slitina	K'	n'	$R_{p0,2}'$
AZ61 VS	485,33	0,208	133
AZ61 TZ	477,99	0,205	133

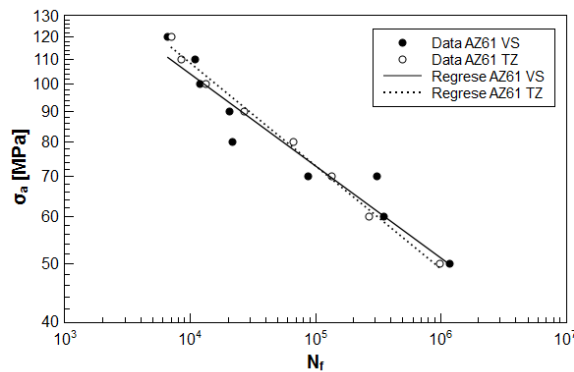


Obr. 56 Cyklická deformační křivka pro slitinu AZ61 ve VS a po TZ

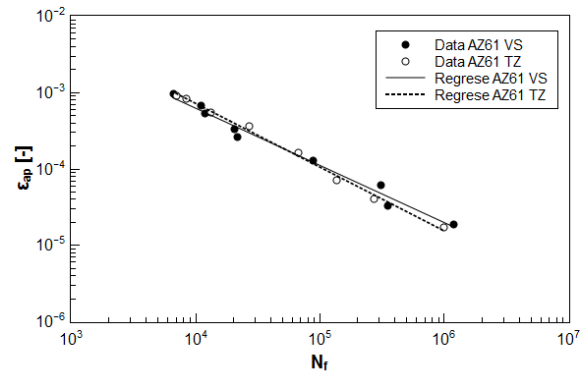


Obr. 57 Srovnání cyklické deformační křivky a statických deformačních křivek slitiny AZ61 ve VS a po TZ

Křivky získané na základě únavového zkoušení slitiny AZ61 ve VS a po TZ, tedy křivky Wöhlerovy-Basquinovy a Mansonovy-Coffinovy, jsou vyneseny na obrázcích 58 a 59, únavové parametry získané pomocí lineární regrese na základě rovnic 5 a 4 jsou uvedeny v tabulce 10.



Obr. 58 Wöhlerova-Basquinova křivka slitiny AZ61 ve VS a po TZ

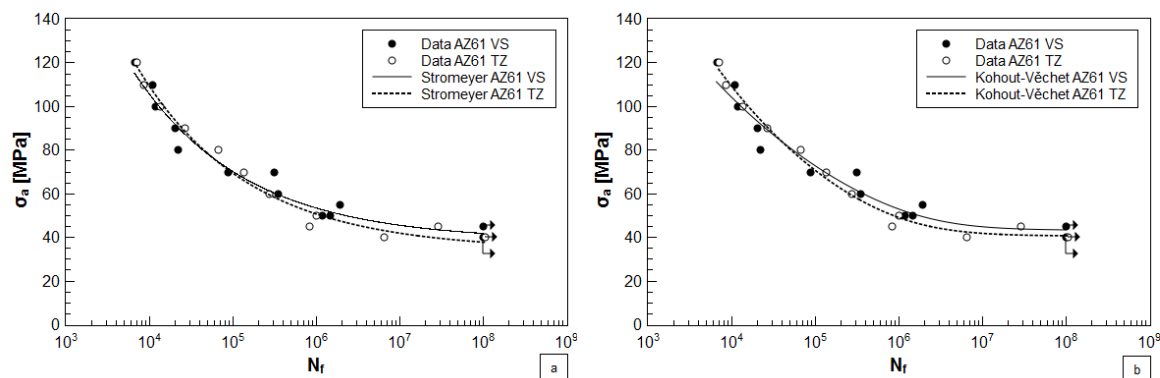


Obr. 59 Odvozená Mansonova-Coffinova křivka slitiny AZ61 ve VS a po TZ

Tab. 10 Únavové charakteristiky slitiny AZ61 ve VS a po TZ

Ramberg-Osgood VS + TZ			Manson-Coffin VS		Manson-Coffin TZ	
σ_0 [MPa]	m	$R_{p0,2}''$ [MPa]	$\epsilon_f'[-]$	c	$\epsilon_f'[-]$	c
497,86	4,666	132	0,613	-0,749	1,565	-0,835

Wöhlerovy křivky s proložením funkcí Stromeyerovou a 3KV, jsou vykresleny na obrázku 60, jejich regresní parametry získané na základě rovnic 15 a 16 jsou uvedeny v tabulce 11. Hodnoty meze únavy σ_c pro oba stavy a oba způsoby proložení byly určeny pro 10^8 cyklů. Na základě těchto hodnot poté byla určena hodnota únavového poměru (fatigue ratio), tyto údaje jsou uvedeny v tabulce 12.



Obr. 60 Wöhlerovy křivky slitiny AZ61 pro oba stavy proložené a) Stromeyerovou funkcí, b) Kohoutovou-Věchetovou funkcí

Tab. 11 Regresní parametry Wöhlerových křivek

Funkce	Slitina	a [MPa]	b	σ_∞ [MPa]	C
Stromeyer	AZ61 VS	1347,6	-0,326	38,5	-
Stromeyer	AZ61 TZ	1549,6	-0,328	34,0	-
3KV	AZ61 VS	-	-0,158	43,1	$2,6 \cdot 10^6$
3KV	AZ61 TZ	-	-0,194	40,4	$1,7 \cdot 10^6$

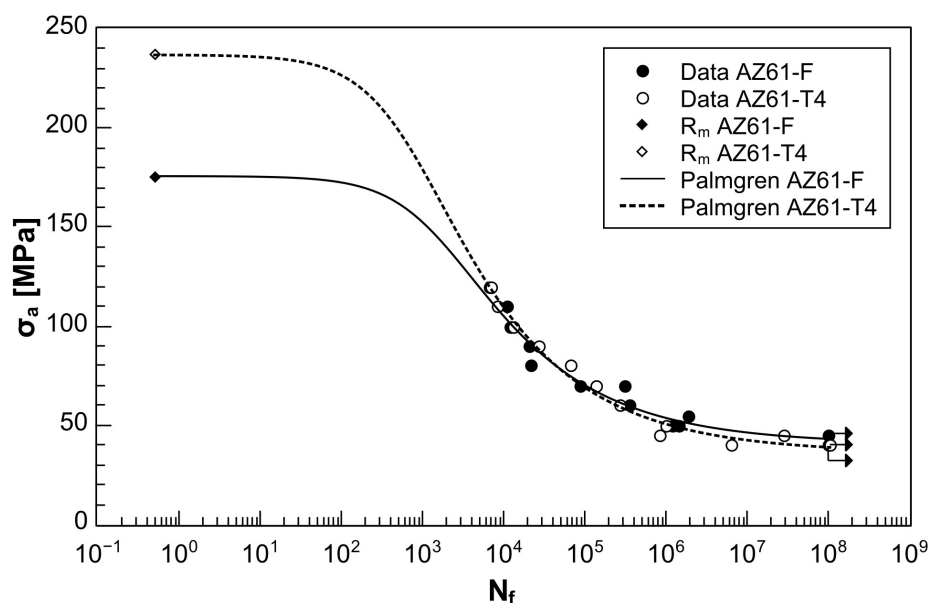
Tab. 12 Únavové parametry Wöhlerových křivek pro oba stavy a typy proložení

Funkce	Slitina	σ_c [MPa]	σ_c/R_m
Stromeyer	AZ61 VS	41,8	0,24
Stromeyer	AZ61 TZ	37,6	0,22
3KV	AZ61 VS	43,2	0,25
3KV	AZ61 TZ	40,5	0,23

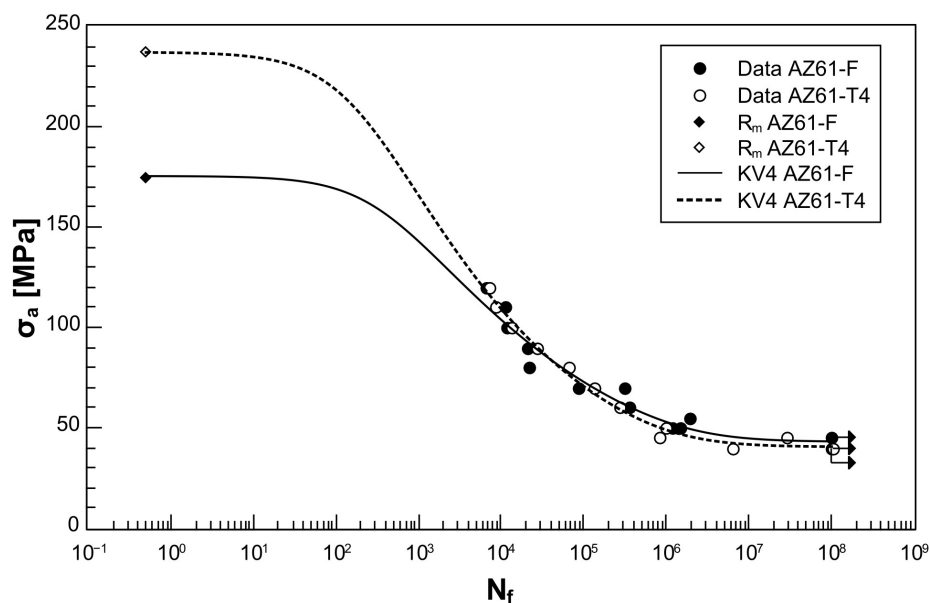
Na obrázcích 61 a 62 jsou vynesena únavová data s proložením pomocí funkce Palmgrenovy (viz rovnice 17) a čtyřparametrické Kohoutovy-Věchetovy (4KV), rovnice 18. Tyto funkce jsou obvykle používány pro proložení celé oblasti únavového života až do prvního čtvrtcyklu. Získané regresní parametry těchto funkcí jsou shrnuty v tabulce 13.

Tab. 13 Regresní parametry Wöhlerových křivek pro funkce Palmgrenovu a 4KV

Funkce	Slitina	a [MPa]	b	σ_∞ [MPa]	B	C
Palmgren	AZ61 VS	1795,6	-0,356	40,5	1433,8	-
Palmgren	AZ61 TZ	1992,8	-0,356	36,0	629,7	-
4KV	AZ61 VS	-	-0,158	43,0	376,9	$2,7 \cdot 10^6$
4KV	AZ61 TZ	-	-0,195	40,4	189,8	$1,7 \cdot 10^6$



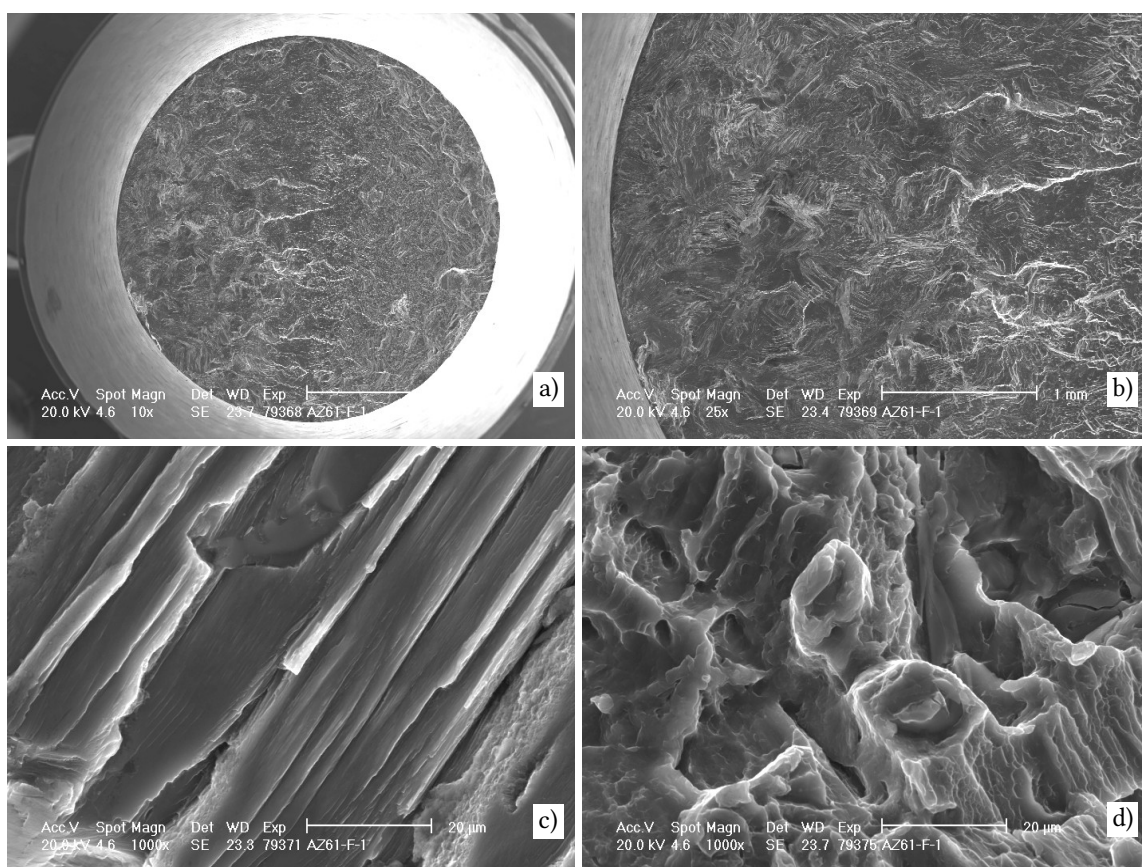
Obr. 61 Proložení únavových dat slitiny AZ61 pomocí funkce Palmgrenovy pro oba stavy TZ



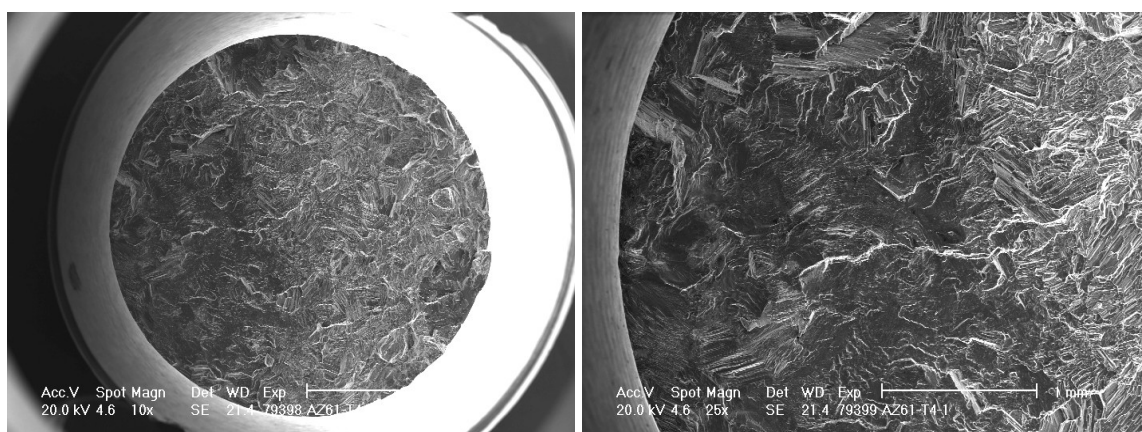
Obr. 62 Proložení únavových dat slitiny AZ61 pomocí funkce 4KV pro oba stavy TZ

Snímky lomových ploch slitiny AZ61 ve VS pro nízkou hladinu amplitudy napětí (60 MPa) získané pomocí REM jsou na obrázku 63, zde jsou kromě celkového pohledu na

lomovou plochu, také detaily jednotlivých oblastí šíření únavové trhliny. Snímky lomových ploch slitiny AZ61 po TZ pro $\sigma_a = 80$ MPa, jsou na obrázku 64.



Obr. 63 Snímky lomové plochy tělesa ze slitiny AZ61 ve VS, $\sigma_a = 60$ MPa, (a) celkový pohled na lomovou plochu, (b) detail místa iniciace, (c) detail z oblasti šíření únavové trhliny, (d) detail z oblasti statického dolomu tělesa



Obr. 64 Snímky lomové plochy tělesa ze slitiny AZ61 po TZ, $\sigma_a = 80$ MPa, (a) celkový pohled na lomovou plochu, (b) detail místa iniciace

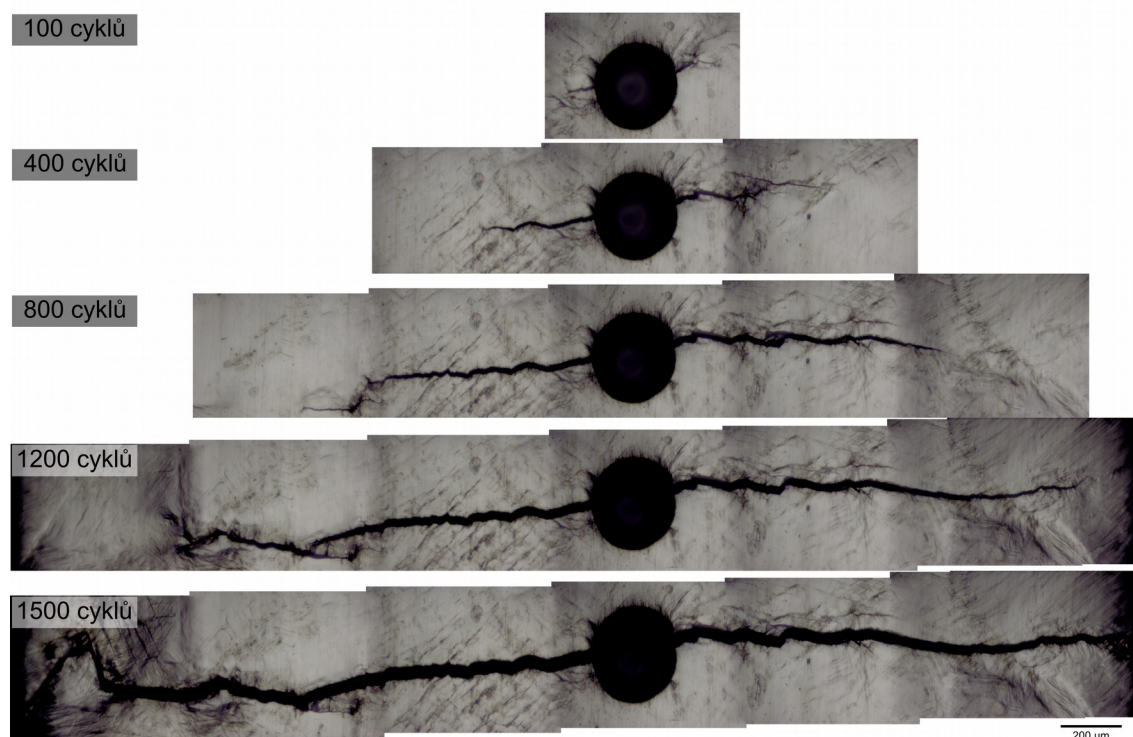
7.6 ŠÍŘENÍ KRÁTKÝCH TRHLIN VE SLITINĚ AZ31

Již během prvních únavových experimentů bylo zjištěno, že na hladkém povrchu tělesa, dochází k iniciaci únavových trhlin relativně náhodně na celém povrchu a také na více místech v celé pracovní části zkušební tělesa. Proto byla provedena úprava únavového zkušební tělesa opatřením mělké plošky v její pracovní části. Cílem této úpravy, kromě snazšího snímání povrchu, bylo, aby docházelo k lokalizaci trhliny právě do této oblasti. Jak bylo popsáno dříve, nebyla tato úprava tělesa dostatečná, a proto bylo opatřeno uprostřed plošky vyvrtným otvorem o průměru 250 μm do hloubky 500 μm .

Po upnutí do elektrohydraulického, počítačem řízeného, únavového zkušební stroje MTS 810 bylo okolí otvoru na plošce nasnímáno optickým mikroskopem s dlouhou ohniskovou vzdáleností 12x zoom system Navitar, který byl vybaven kamerou s vysokým rozlišením Olympus DP70.

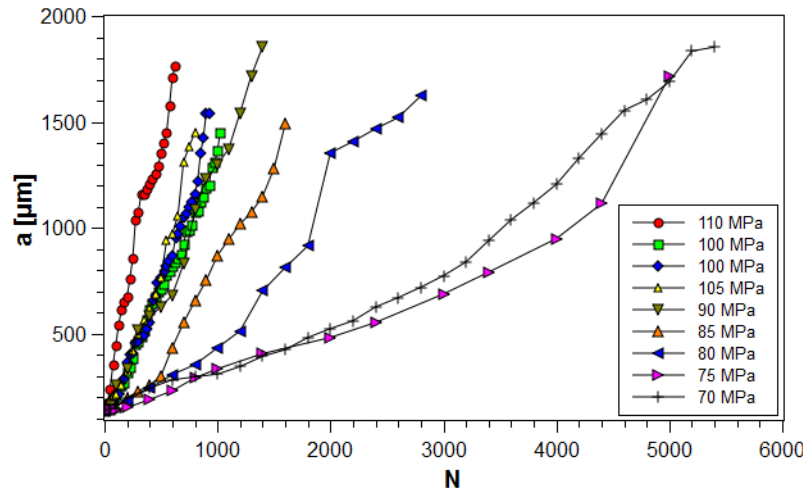
Po 3–25 cyklech (podle velikosti zátěžné síly) bylo cyklování zastaveno a provedeno nasnímání okolí otvoru na plošce a také vizuální kontrola plošky, zda nedochází k šíření trhliny v jiném místě, či vzniku trhliny jiné. Snímání povrchu probíhalo na tělese zatíženém v tahu při cca 80 % maximální zátěžné síly.

Soubor fotografií povrchu pro každé zastavení (určitý počet cyklů) byl následně spojen do jednoho snímku, na kterém bylo provedeno změření délky trhliny s využitím SW ImageJ pro analýzu obrazu. Tímto způsobem byl vytvořen soubor dat závislosti délky trhliny na počtu cyklů. Na obrázku 65 je uvedena složená fotografie s naznačením měření povrchové délky trhliny pro $\sigma_a = 90 \text{ MPa}$ po 500 cyklech.

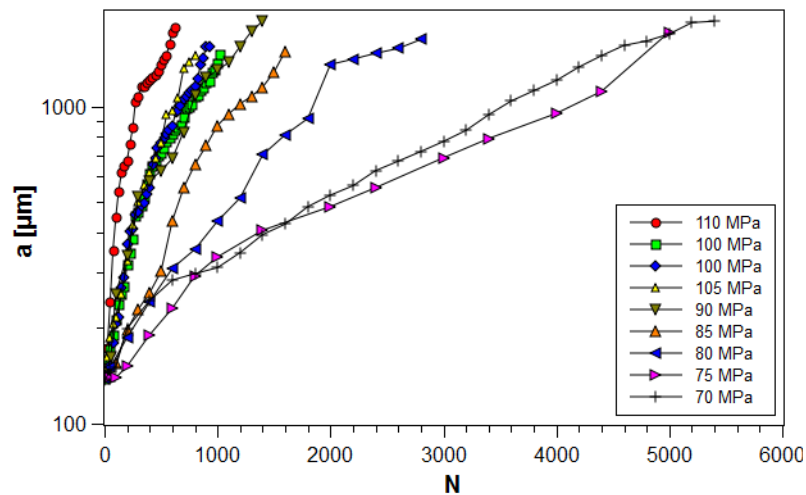


Obr. 65 Průběh šíření trhliny při napětí $\sigma_a = 90 \text{ MPa}$, složená mapa snímků, trhlina pro různé počty cyklů

Jak již bylo ukázáno v předchozí části práce na lomových plochách únavových zkušebních těles, trhliny startují na povrchu vzorku. Pro další experimentální práce se předpokládá, že tvar trhliny je polokruhový (semicircular shape) [59]. Na základě tohoto tvrzení je délka trhliny použita ve výpočtech $a = l/2$, kde l je povrchová délka měřená na snímcích povrchu získaných pomocí SM. Dalším základním předpokladem je, že průběh závislosti a na N lze proložit exponenciální závislostí [59], jak je patrné z obrázku 66, získaná experimentální data tuto podmínku celkem dobře splňují. Závislost délky trhliny a na počtu cyklů N je v semilogaritmickém zobrazení vynesena na obrázku 67.

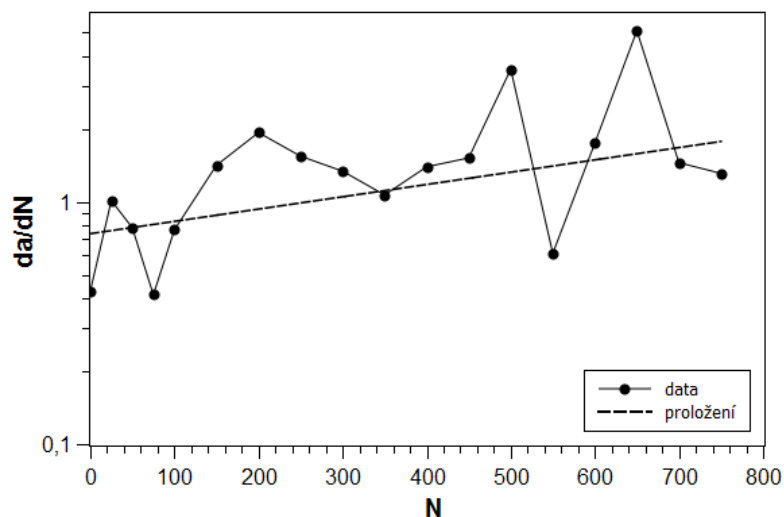


Obr. 66 Závislost délky trhliny na počtu cyklů pro jednotlivá zkušební tělesa

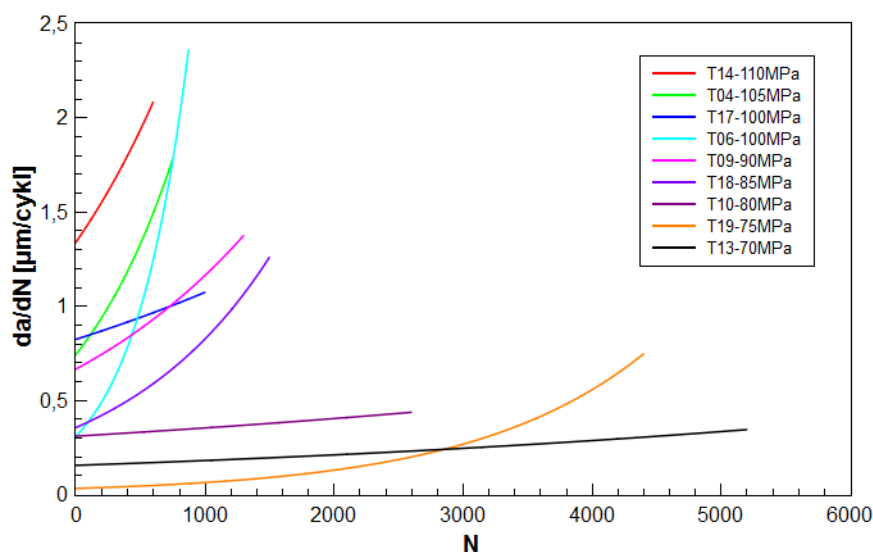


Obr. 67 Závislost délky trhliny na počtu cyklů pro jednotlivá zkušební tělesa vynesena v semilogaritmických souřadnicích

Jak je patrné na obrázků 66 a 67 získaná experimentální data nevykazují ideální průběh. Provedením výpočtu da/dN na základě vztahu 20 jsou získána data s velmi velkým rozptylem. Ukázka takto získaných dat je na obrázku 68. Proto byla takto získaná data proložena exponenciální regresní funkcí $y=A \cdot \exp(B \cdot x)$. Takto zpracovaná data pro jednotlivá zkušební tělesa (zátěžné hladiny) jsou vynesena na obrázku 69 a jednotlivé regresní koeficienty jsou uvedeny v tabulce 14.



Obr. 68 Závislost rychlosti šíření trhliny před a po vyhlazení, těleso 4, $\sigma_a = 105$ MPa



Obr. 69 Závislost rychlost šíření na počtu cyklů pro jednotlivá zkušební tělesa

Tab. 14 Regresní koeficienty A a B pro jednotlivé zátěžné hladiny

Označení	14	4	6	17	9	18	10	19	13
σ_a [MPa]	110	105	100	100	90	85	80	75	70
A	1,33385	0,73815	0,30352	0,81995	0,66131	0,35092	0,30595	0,02838	0,15088
$B \cdot 10^3$	0,73929	1,16822	2,34227	0,26540	0,56005	0,84880	0,13329	0,74153	0,15662

Rovnice 23 popisující závislost délky trhliny na počtu cyklů podle [60] vychází z předpokladu, že závislost délky trhliny na počtu cyklů lze proložit exponenciální funkcí. Tento předpoklad je pro experimentální data splněn (viz obrázek 66). Parametr a_i je extrapolovaná hodnota délky trhliny pro nulový počet cyklů a představuje fiktivní počáteční délku trhliny, jejíž růst podle exponenciálního zákona ovlivňuje únavovou životnost [53]. Další předpoklad, u rovnice 24 je, že rychlost šíření trhliny závisí na délce trhliny a koeficientu růstu trhliny k_g . Hnací silou v případě růstu krátkých trhlin představuje plastická deformace [60]. Závislost koeficientu růstu trhliny k_g na amplitudě plastické deformace ε_{ap} je možné popsat pomocí rovnice 25 [53], [59], [60].

$$a = a_i \cdot \exp(k_g \cdot N) \quad (23)$$

$$\frac{da}{dn} = a_i \cdot k_g \cdot \exp(k_g \cdot N) = k_g \cdot a \quad (24)$$

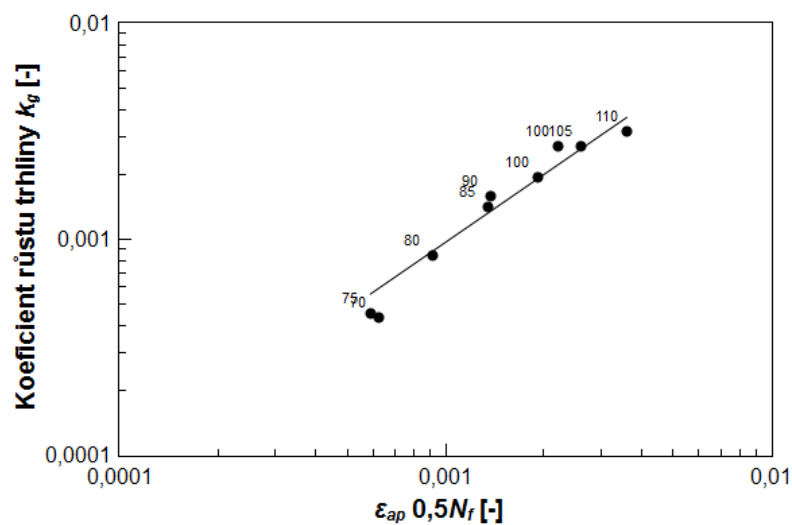
$$k_g = k_{g0} \cdot \varepsilon_{ap}^d(0,5 N_f) \quad (25)$$

Koeficient růstu trhliny k_g pro jednotlivé zátěžné hladiny (viz tabulka 15) je stanoven na základě regrese dat vynesných jako závislost délky trhliny a na počtu cyklů N v semilogaritmických souřadnicích s využitím rovnice 23 a 24 [53], [59].

Závislost koeficientů růstu trhliny na odpovídajících amplitudách plastické deformace v polovině počtu cyklů do lomu je vynesena na obrázku 70, na základě regrese a využitím rovnice 25 byly určeny parametry $k_{g0} = 1,258$ a $d = 1,040$. Koeficient růstu trhliny k_g souvisí s relativním vzrůstem délky trhliny v jednom cyklu [53], [60].

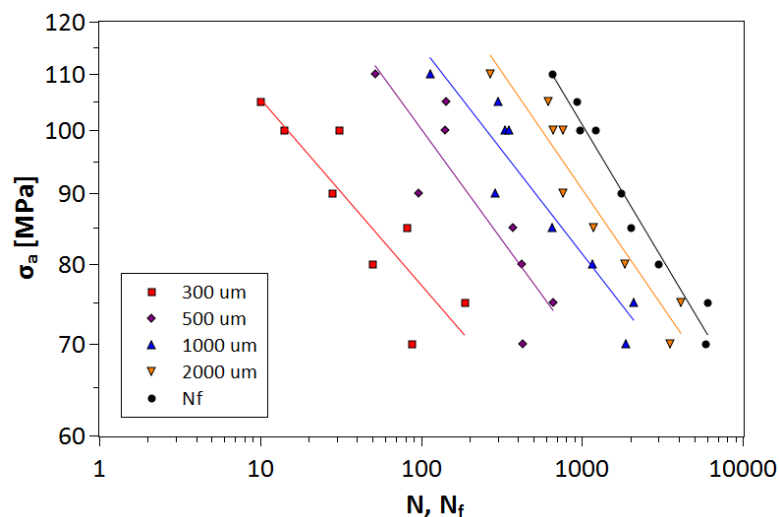
Tab. 15 Koeficienty k_g a a_i pro jednotlivé zátěžné hladiny

Označení	14	17	6	4	9	18	10	19	13
σ_a [MPa]	110	100	100	105	90	85	80	75	70
$k_g \cdot 10^3$	3,154	1,936	2,695	2,695	1,583	1,423	0,843	0,456	0,437
a_i [μm]	287,01	220,56	210,63	188,83	235,77	167,58	184,57	166,28	199,58



Obr. 70 Koeficient růstu trhliny v závislosti na amplitudě plastické deformace v polovině počtu cyklů do lomu pro jednotlivé amplitudy zátěžného napětí

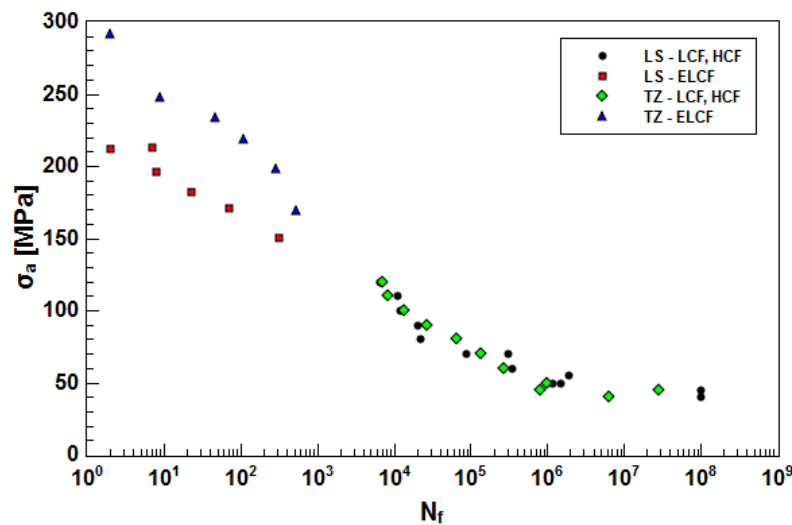
Pro hodnocení vlivu velikosti trhliny na únavovou životnost byl pro každé zkušební těleso, a tedy pro všechny použité zátěžné hladiny σ_a , pro vybranou povrchovou délku trhliny l stanoven odpovídající počet cyklů. Takto byl získán soubor dat vyneseny na obrázku 71. Jsou to Wöhlerovy křivky vztahené ke stanovené délce trhliny l včetně lomu. Tato data mohou být později využita ke stanovení počtu cyklů potřebných k iniciaci trhlín u hladkých únavových těles.



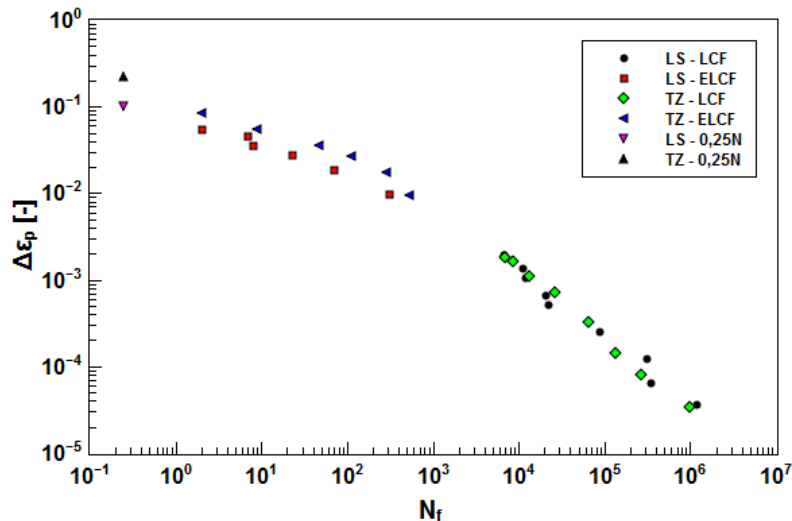
Obr. 71 Wöhlerovy křivky pro dosažení stanovené délky trhliny l , resp. lomu, vyneseno v logaritmickém zobrazení

7.7 EXTRÉMNĚ NÍZKOCYKLOVÁ ÚNAVA

Experimentální data byla naměřena na slitině AZ61 ve výchozím stavu a také po tepelném zpracování (stejně TZ jako v případě LCF, typ T4). Slitina AZ61 byla jako experimentální materiál v tomto případě zvolena právě z důvodu možnosti provedení TZ, kdy je cílem zvýšení mechanických vlastností – meze pevnosti a tažnosti. Naměřená ELCF data přidaná k datům LCF a HCF jsou na obrázku 72 vynesena jako Wöhlerova křivka. Již z naměřených dat (obrázek 73) je patrné, že vykazují očekávaný odklon od predikce pro LCF data Mansonovou-Coffinovou funkcí. Data jsou dále proložena na základě několika funkcí, které ovšem vycházejí z funkce Mansonovy-Coffinovy.



Obr. 72 Data Wöhlerovy křivky slitiny AZ61 s přidanými ELCF daty pro oba stavy TZ



Obr. 73 Mansonova-Coffinova křivka s ELCF daty slitiny AZ61 pro LS a TZ

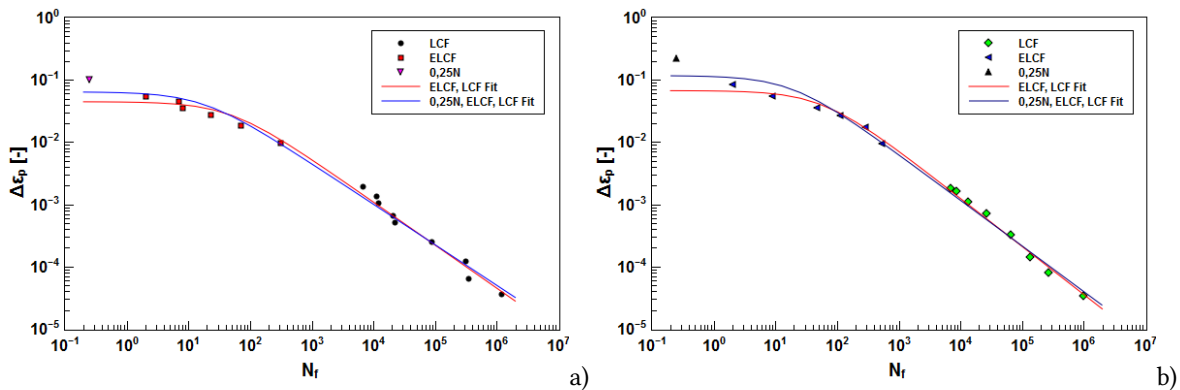
Použití běžných funkcí, které jsou inspirované funkcí pro proložení Wöhlerovy křivky, pro proložení ELCF části únavové Mansonovy-Coffinovy křivky nevede k optimálnímu výsledku.

$$\Delta \varepsilon_p = \varepsilon_0 (N+B)^b \quad (26)$$

Parametr B v tomto případě popisuje počet cyklů do lomu, kde dochází k ohybu křivky. Regresní parametry získané proložení experimentálních dat pomocí vztahu 26 jsou spolu se součtem čtverců odchylek S uvedeny v tabulce 16. Skupiny dat s označením „+0,25N“ jsou včetně plastického rozkmitu pro první čtvrtcykl, který byl získán pomocí zkoušky tahem. Samotné proložení je uvedeno na obrázku 74, kdy (a) je pro VS a (b) pro TZ stav slitiny. V každém obrázku jsou uvedena dvě proložení, pro skupinu experimentálních dat bez prvního čtvrtcyklu a s ním. Z obou obrázků a proložení je patrné, že průběh regresní funkce není ideální, průběh ohybu funkce definovaný parametrem B zahýbá příliš, až do vodorovné polohy.

Tab. 16 Parametry proložení pro vztah 26

Data	ε_0	b	B	S
VS	0,6385	-0,6920	47,0211	0,1121
VS+0,25N	0,4060	-0,6516	17,0515	0,2078
TZ	1,5370	-0,7725	57,6483	0,0601
TZ+0,25N	1,0017	-0,7337	18,6768	0,2176



Obr. 74 Proložení experimentálních dat pomocí vztahu 26, (a) VS, (b) T4

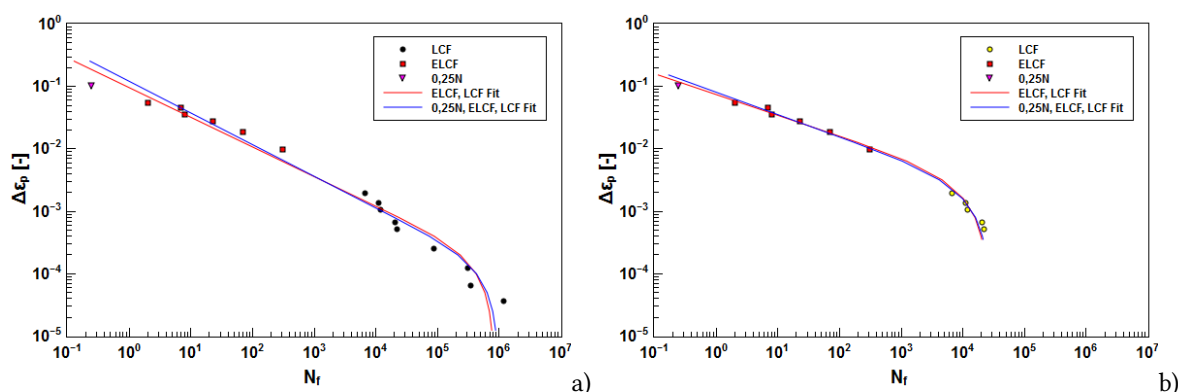
Funkce 27, které použil Hatanaka [61], [62] a později ve své práci využil Kuroda [45], a která původně vychází z rovnice $\Delta \varepsilon_{pe} N_f^\alpha = C$, je založena na přibližování typu $\Delta \varepsilon_{ps} = (1 - e^{-a \Delta \varepsilon_{ps}}) \Delta \varepsilon_{pe}$. Autor zde zavádí novou veličinu $\Delta \varepsilon_{ps}$, což je veličina s extrapoláčními vlastnostmi ($\Delta \varepsilon_{ps} \rightarrow \infty$ a $\Delta \varepsilon_{ps} = \Delta \varepsilon_{pe}$) a a je parametr přibližování.

$$\frac{\Delta \varepsilon_{ps}}{1 - e^{-a \Delta \varepsilon_{ps}}} = \varepsilon_0 N^b \quad (27)$$

Parametry proložení pomocí funkce 27 pro experimentální data pro materiál ve VS jsou uvedena v tabulce 17. Vzhledem ke zcela nevyhovujícímu průběhu regresní funkce (viz obrázek 75a) byla proložení provedena pouze pro materiál ve VS. Redukcí LCF dat, které je provedeno na obrázku 75b, lze dosáhnout zlepšení průběhu funkce v ELCF oblasti, LCF oblast je však stále proložena nevhodně. Takto získané regresní parametry jsou také uvedeny v tabulce 17, s prefixem „Red“.

Tab. 17 Parametry proložení pro vztah 27

Data	ε_0	b	a	R^2
VS	0,0950	-0,4753	6894,9270	0,9828
VS+0,25N	0,1202	-0,5077	9234,1986	0,9858
RedVS	0,0800	-0,3589	489,8588	0,9968
RedVS+0,25N	0,0735	-0,3334	400,2485	0,9969



Obr. 75 Proložení funkcí Hatanakovou, (a) celá LCF oblast, (b) zkrácená LCF oblast

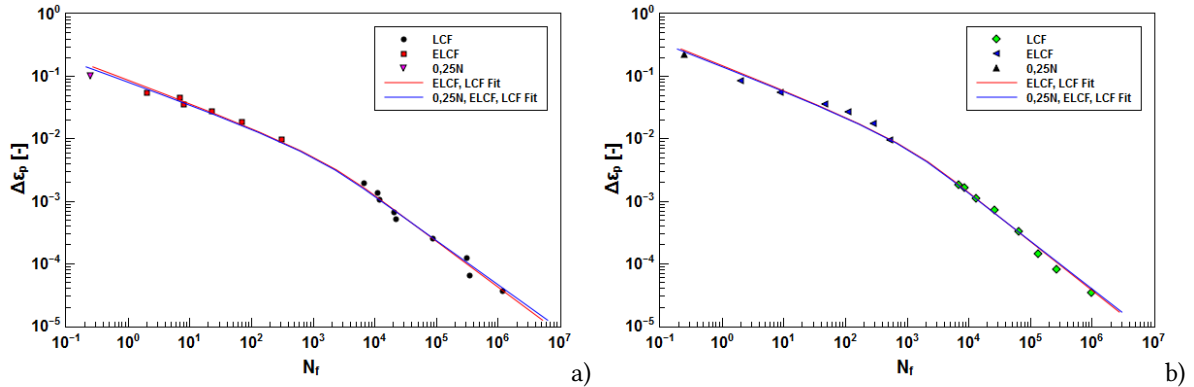
Modifikovaná Hatanakova funkce (rovnice 28) je založena na jeho původní funkci, pouze v exponentu je použito místo násobení dělení, což má efekt „obrácení“ průběhu funkce a vede k mnohem vhodnějšímu proložení experimentálních dat v ELCF oblasti. Tato funkce tak vychází ze vztahu $\Delta \varepsilon_{pe} = \Delta \varepsilon_{ps} / (1 - e^{-a/\Delta \varepsilon_{ps}})$.

$$\frac{\Delta \varepsilon_{ps}}{1 - e^{-a/\Delta \varepsilon_{ps}}} = \varepsilon_0 N^b \quad (28)$$

V tomto případě je opět využito lineární regrese s dopočítáním parametru a na maximální koeficient determinace R^2 . Parametry získané proložním experimentálních dat pomocí tohoto vztahu jsou shrnuty v tabulce 18, samotné proložení je uvedeno na obrázku 76.

Tab. 18 Parametry proložení pro vztah 28

Data	ε_0	b	a	R^2
VS	1,0641	-0,7342	0,0073	0,9961
VS+0,25N	0,7962	-0,7069	0,0085	0,9956
TZ	1,8615	-0,7836	0,0122	0,9922
TZ+0,25N	1,5644	-0,7670	0,0135	0,9940



Obr. 76 Proložení experimentálních dat modifikovanou Hatanakovou funkcí

Další možností proložení experimentálních únavových dat až do oblasti extrémně nízko-cyklové únavy je využití funkce, kterou použil L. Xue v práci [46]. Tato funkce využívá proměnnou λ , m a ε_f , její výchozí tvar:

$$N = \frac{1}{2} \frac{e^\lambda - 1}{e^{\lambda(\Delta\varepsilon_p/\varepsilon_f)^m} - 1}$$

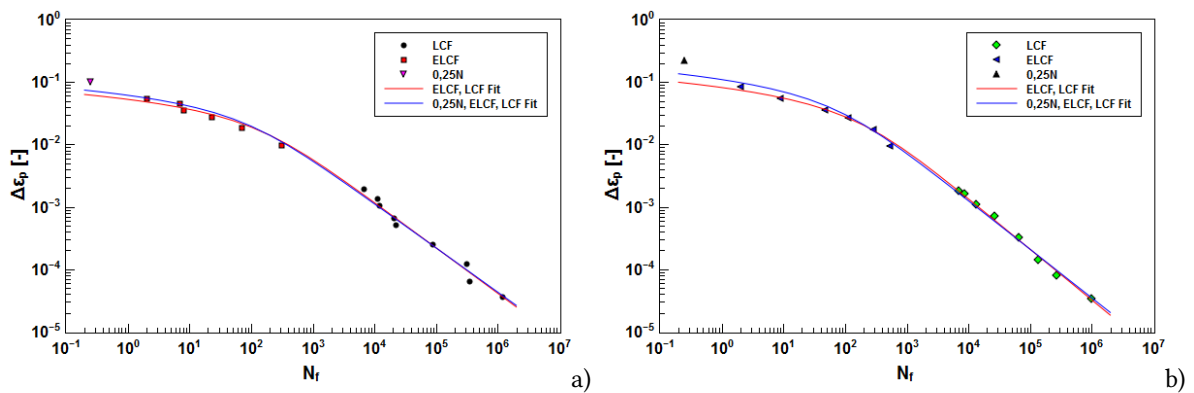
k proložení experimentálních dat je vhodnější použít inverzní funkci (29).

$$\Delta\varepsilon_p = \varepsilon_f \left[\frac{1}{\lambda} \ln \left(\frac{e^\lambda - 1}{2N} + 1 \right) \right]^{1/m} \quad (29)$$

Regrese experimentálních dat byla provedena metodou nejmenších čtverců. Takto získané regresní parametry funkce jsou uvedeny v tabulce 19 a průběh funkce s experimentálními daty je vyneseno na obrázku 77.

Tab. 19 Parametry proložení experimentálních dat pomocí vztahu 29

Data	ε_f	m	λ	S
VS	0,0573	1,3726	6,4401	0,0775
VS+0,25N	0,0669	1,4111	5,9179	0,1203
TZ	0,0893	1,2302	6,6558	0,0314
TZ+0,25N	0,1209	1,2833	5,8099	0,1163



Obr. 77 Proložení Xueho funkcí, slitina AZ61 (a) VS, (b) TZ

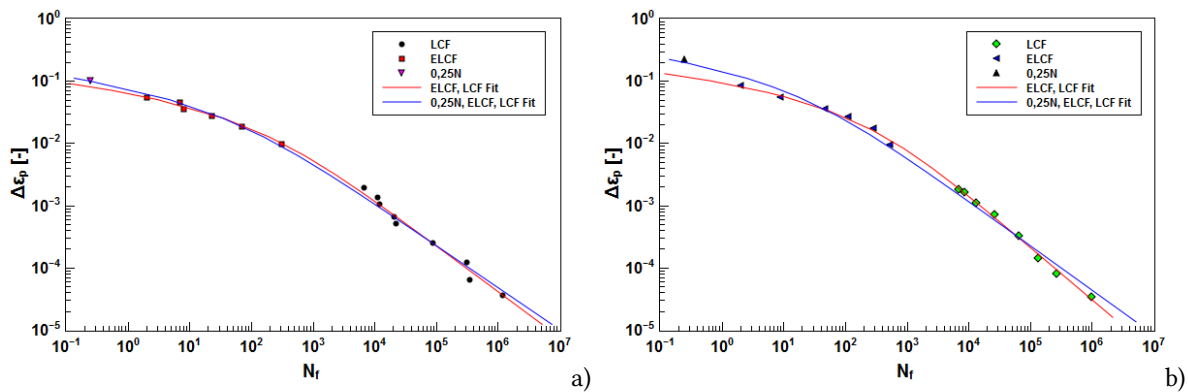
Další funkce vhodné k proložení ELCF oblasti inspirované Hatanakovým přístupem, pro splnění extrapoláčních vlastností ($\Delta \varepsilon_{ps} \rightarrow \infty$ a $\Delta \varepsilon_{ps} = \Delta \varepsilon_{pe}$) lze namísto původního přibližování využít přibližování typu $\Delta \varepsilon_{ps} = \Delta \varepsilon_{pe} e^{-a \Delta \varepsilon_{ps}}$, tj. $\Delta \varepsilon_{pe} = \Delta \varepsilon_{ps} e^{a \Delta \varepsilon_{ps}}$. Takto byla získána regresní funkce 30.

$$\Delta \varepsilon_{ps} e^{a \Delta \varepsilon_{ps}} = \varepsilon_0 N^b \quad (30)$$

Pro vytvoření proložení bylo využito lineární regrese $\log(\Delta \varepsilon_{ps} e^{a \Delta \varepsilon_{ps}}) = b \log N + \log \varepsilon_0$ s dopočítáním parametru a na maximální koeficient determinace, obrázek 78. Takto získané regresní parametry jsou uvedeny v tabulce 20.

Tab. 20 Parametry proložení experimentálních dat pomocí vztahu 30

Data	ε_0	b	a	R^2
VS	1,0814	-0,7361	45,2408	0,9964
VS+0,25N	0,5427	-0,6756	26,7891	0,9944
TZ	3,4365	-0,8415	38,9238	0,9984
TZ+0,25N	0,8376	-0,7137	12,4072	0,9885



Obr. 78 Proložení experimentálních dat funkcí 30, (a) výchozí stav, (b) po TZ

Pro popis rozkmitu deformace v oblasti nízkocyklové i vysokocyklové únavy, je brána v úvahu elastická i plastická složka, které jsou sčítány dohromady. Jedná se o tzv. sériové řazení. Alespoň principiálně tedy může nastat i případ paralelního řazení, kdy lze místo $\varepsilon_t = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl}$ použít $1/\varepsilon_t = 1/\varepsilon_1 + 1/\varepsilon_2$. Pro regresi tak lze získat vztah 31, kde nižší hodnoty ε_0 a b (v absolutních hodnotách) popisují přímkovou oblast křivky pro nižší počty cyklů do lomu a vyšší hodnoty ε_0 a b přímkovou oblast křivky pro vyšší počty cyklů. Nevýhodou tohoto přístupu ale je, že zde narůstá počet parametrů o dva.

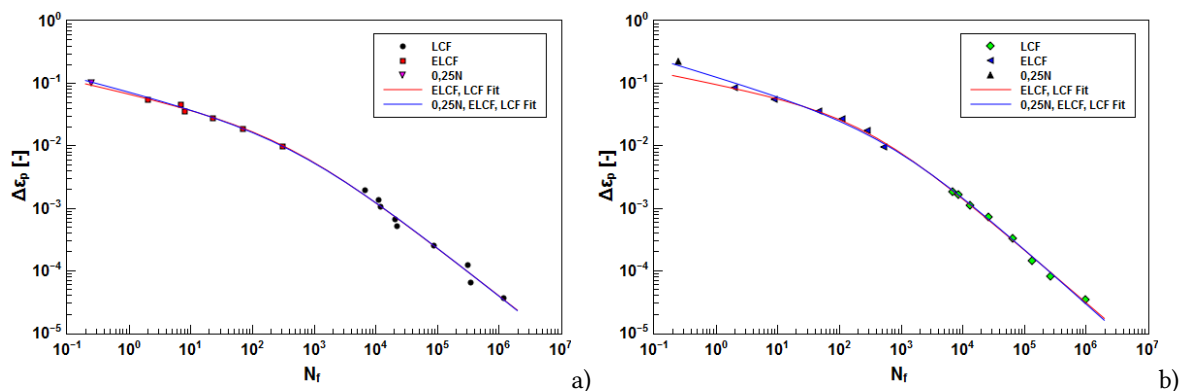
$$\frac{1}{\Delta \varepsilon_p} = \frac{1}{\Delta \varepsilon_1} + \frac{1}{\Delta \varepsilon_2} = \frac{1}{\varepsilon_1 N^{b_1}} + \frac{1}{\varepsilon_2 N^{b_2}} \quad (31)$$

Ze vztahu 31 vyplývá regresní funkce 32, která byla využita pro získání regresních parametrů uvedených v tabulce 21, její průběh je zobrazen na obrázku 79.

$$\log \Delta \varepsilon_p = -\log \left(\frac{1}{\varepsilon_1 N^{b_1}} + \frac{1}{\varepsilon_2 N^{b_2}} \right) \quad (32)$$

Tab. 21 Parametry proložení experimentálních dat pomocí „paralelní“ funkce, rovnice 32

Data	ε_1	b_1	ε_2	b_2	S
VS	1,7597	-0,7748	0,0689	-0,2212	0,0634
VS+0,25N	2,0316	-0,7854	0,0739	-0,2538	0,0647
TZ	3,8634	-0,8504	0,0970	-0,1960	0,0245
TZ+0,25N	6,0777	-0,8858	0,1271	-0,2970	0,0412



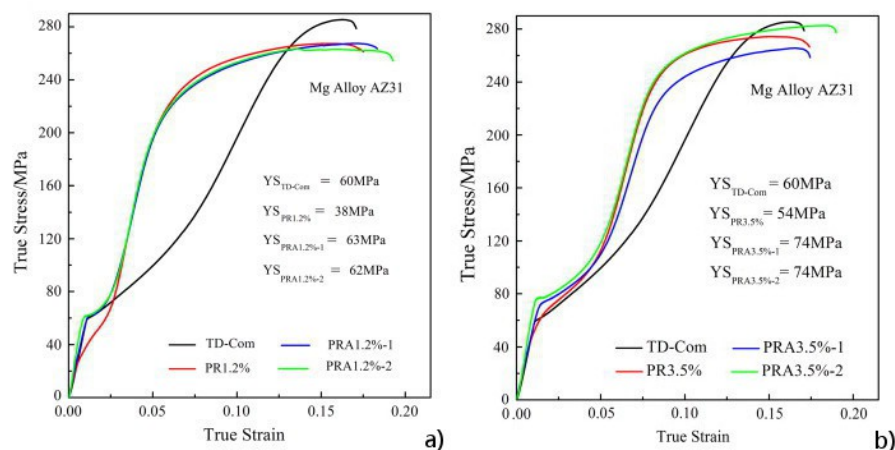
Obr. 79 Proložení experimentálních dat pomocí „paralelní“ funkce 32, (a) VS, (b) po TZ

8. DISKUSE VÝSLEDKŮ

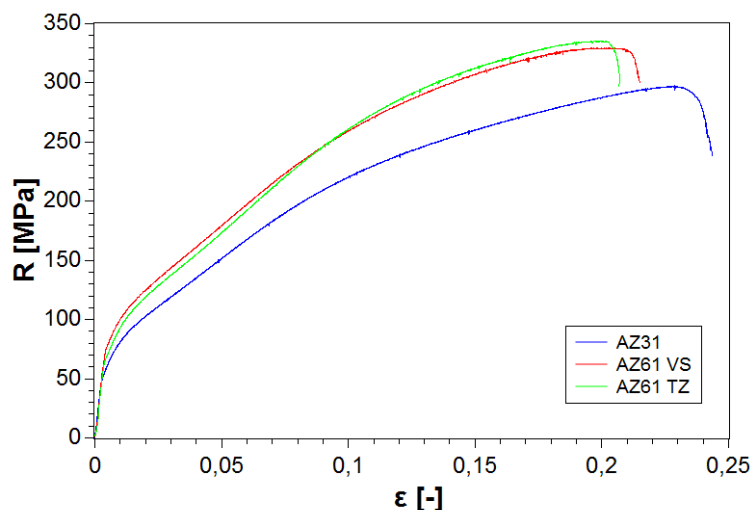
Základní mechanické vlastnosti slitin odlitých metodou SC, které byly studovány v této dizertační práci dosahují vyšších hodnot při srovnání s výsledky zkoušek provedených na litých slitinách uvedenými například v pracích autorů [12], [27], [28], [30]. Výsledky, které byly dosaženy na našem experimentálním materiálu však nedosahují hodnot mechanických vlastností tvářených typů slitin hořčíku, neboť se jedná o litý materiál obsahující (i když v minimálním množství) slévárenské vady. Z výsledků zkoušek tahem a tlakem je patrné, že slitina AZ31 dosahuje vyšších plastických vlastností v porovnání se slitinou AZ61, která má naopak podstatně lepší pevnostní charakteristiky.

Jak již bylo nastíněno v teoretické části práce, hořčíkové slitiny vzhledem k HCP mřížce nemají dostatek aktivních skluzových systémů. Při pokojové teplotě je dominantní skluzový systém tvořen skluzovým směrem $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ v bazální rovině (0001) . Kritické skluzové napětí čistého hořčíku v bazální rovině (0001) je dle autorů práce [63] přibližně 0,5 MPa. Při vyšších teplotách poté dochází u hořčíkových slitin k aktivaci dalších nezávislých skluzových systémů – prizmatických nebo pyramidálních. Pyramidální systém 2. řádu s $(c+a)$ dislokacemi sice splňuje podmínku pěti nezávislých skluzových systémů, ale kritické skluzové napětí je příliš vysoké. Celkem tak prizmatický a pyramidální systém tvoří čtyři nezávislé skluzové systémy. Z toho je zřejmé, že k deformaci je třeba aktivovat ještě další skluzový systém, protože není splněna podmínka existence pěti nezávislých skluzových systémů. Další možností plastické deformace hořčíkových slitin je deformační dvojčatění, které se u hořčíkových slitin vyskytuje při tlakové deformaci. Během plastické deformace tak dle autorů [63], [64] dochází buďto k dvojčatění (twinning) anebo k oddvojčatění (detwinning).

Právě oddvojčatění způsobuje specifický – konkávní – průběh tlakové křivky (viz obr. 80 převzatý z práce [64]), který je možné pozorovat u tvářených a celkově deformovaných (ECAP, aj.) hořčíkových slitin. Při tlakové deformaci tvářených hořčíkových slitin dochází vlivem dvojčatění v určitém rozsahu deformace (např. deformace na obr. 80b od 0,02 až do 0,05) ke snížení strmosti průběhu deformační křivky. Tento jev je výraznější při vyšší předdeformaci slitiny. U slitin litých metodou SC, které jsou předmětem této práce, se takovéto chování vyskytuje jen v náznacích a ve velmi omezené míře (viz obrázek 81), neboť tyto slitiny nebyly předdeformovány (na rozdíl od tvářených slitin uvedených např. v práci [64]). Na obr. 81 jsou uvedeny tlakové křivky slitin AZ31 a AZ61, kde je možné pozorovat podobný průběh a tvar křivek u obou slitin – pouze s tím rozdílem, že slitina AZ61 ve VS i po TZ dosahuje vyšších pevnostních charakteristik a menší deformace na rozdíl od slitiny AZ31. V porovnání s výsledky uvedenými v práci [64] je u studovaných experimentálních slitin výše diskutované snížení strmosti průběhu deformačních křivek v oblasti malých deformací výrazně menší.



Obr. 80 Deformační křivky v tlaku za tepla válcované slitiny AZ31 ve dvou směrech. Výchozí stav označen TD-Com, PR jsou předdeformované. Hodnoty YS představují mez kluzu. Převzato z [64].

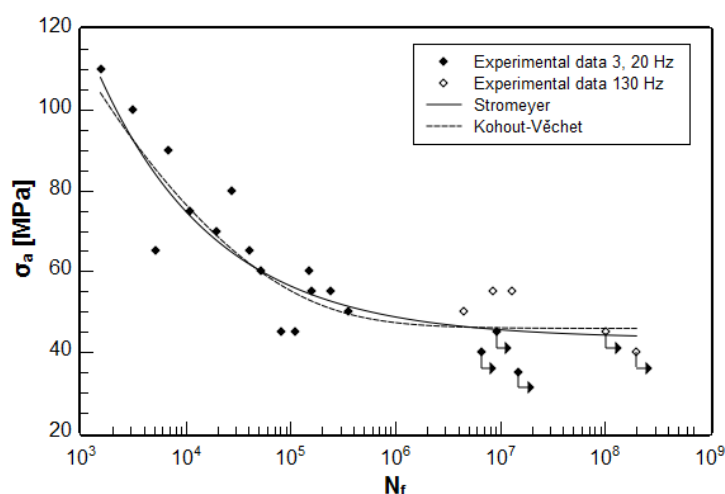


Obr. 81 Tlakové křivky slitiny AZ31 a AZ61 ve VS a po TZ

Jak je uvedeno v kap. 7.1 experimentální části práce – optimální teplota a čas tepelného zpracování hořčíkové slitiny AZ61 byla $T = 380\text{ °C}$ po dobu 6 hodin. Struktura hořčíkové slitiny AZ61 po rozpouštěcím žhání je tvořena tuhým roztokem δ , intermetalickou fází γ ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$), eutektikem ($\delta + \gamma$) a částicemi na bázi Al-Mn. Přičemž podle autorů prací [17], [18] jde o částice Al_8Mn_5 . V důsledku rozpuštění intermetalické fáze γ a snížení heterogenity dochází u slitiny k nárůstu meze pevnosti a deformačních charakteristik. Na základě provedených únavových experimentů lze však říci, že rozpouštěcí žhání má minimální vliv na cyklickou odezvu materiálů. Tato skutečnost je potvrzena prakticky shodnými hodnotami modulu pružnosti E a smluvní meze kluzu $R_{p0,2}$ pro materiál v litém stavu i po TZ. Výrazné zvýšení plastických vlastností a meze pevnosti R_m po TZ nevede k výraznému zvýšení únavové životnosti na vyšších zátěžných hladinách. Toto je s největší pravděpodobností způsobeno podobnými hodnotami plastické odezvy a mikromechanismem únavového poškození [55].

Velké množství výsledků na tvářených slitinách hořčíku (např. tvářené [65] nebo extrudované [24], [39], případně gravitačně lité [44]) je v současné době doplňováno výsledky zkoušek litých variant hořčíkových slitin. Únavové zkoušky prováděné v této práci měly za

úkol získat nová data u slitin AZ31 a A61 ve výchozím stavu a po tepelném zpracování. Únavové zkoušky slitiny AZ31 byly provedeny za použití dvou zkušebních zařízení. Pro měření v oblasti nízkocyklové únavy (při frekvencích zkoušení 3 Hz a 20 Hz) bylo použito hydraulického testovacího systému, kdy byla detailně naměřena a zaznamenána veškerá sledovaná data. Pro oblast vysokocyklové únavy (při frekvenci zkoušení 130 Hz) byl využit rezonanční pulzátor, kdy bylo možné získat pouze data o počtu cyklů do lomu. Z výsledků únavových zkoušek při různých frekvencích zkoušení a analýzou získaných dat uvedených v experimentální části práce je možné konstatovat, že nedošlo k ovlivnění životnosti materiálu změnou frekvence zatěžování (viz obrázek 82) na rozdíl od závěrů uvedených v práci [66]. Toto rozdílné chování je pravděpodobně způsobeno jiným typem (extrudovaná a vyžíhaná tvářená slitina) studované slitiny v práci [66]. Tuto skutečnost bude pro to nutné dále studovat a ověřit v navazujícím výzkumu.



Obr. 82 Wöhlerova křivka, srovnání proložení pomocí funkce Stromejerovy a 3KV [56]

Na základě výsledků nízkocyklové únavy a průběhu křivek cyklického zpevnění-změkčení hořčikové slitiny AZ31 uvedených na obrázku 42 je patrné, že tato slitina cyklicky zpevňuje v průběhu celého únavového života. Získané nízkocyklové únavové parametry jsou uvedeny v experimentální části práce v kapitole 7.3. Regresní koeficienty únavových funkcí pro naměřená únavová data v nízkocyklové oblasti byly získány obvyklým způsobem, tj. pomocí metody nejmenších čtverců. Získané parametry (viz tab. 22) jsou v dobré shodě s literárními prameny (např. [39], [67]) a dosahují očekávaných hodnot pro takto vyrobené slitiny. Například v práci [67] byly získány velmi obdobné regresní parametry pro plastický b a elastický c koeficient (viz tab. 22).

Naměřená únavová data pro slitinu AZ31 odlitou metodou SC ve vysokocyklové oblasti byla proložena pomocí funkcí 3KV a Stromejer v souladu s postupy uvedenými v literatuře [50]. Na základě těchto proložení byla stanovena mez únavy pro 10^8 cyklů, pomocí Stromejerovy funkce $\sigma_c = 44,2$ MPa a pomocí 3KV funkce $\sigma_c = 45,8$ MPa. V práci [68] autoři naměřili na hořčikové slitině AZ31 odlité metodou SC mez únavy pouze pro životnost materiálu 10^7 cyklů $\sigma_c = 40$ MPa. Detailní srovnání únavového chování hořčikových slitin odlitých metodou SC s dalšími literárními prameny je obecně problematické, neboť experimentální práce na hořčikových slitinách v módu tah-tlak provedeny byly, ovšem obvykle se nejedná o lité, ale nějakým způsobem tvářené slitiny. Způsob výroby dané slitiny je jeden z nejdůležitějších vlivů, který ovlivňuje délku únavového života, neboť u litých materiálů je

vyšší pravděpodobnost výskytu povrchových a podpovrchových vad, na kterých může únavová trhlinka iniciovat podstatně dříve, než u relativně homogenních tvářených hořčíkových slitin. Porovnáním naměřených dat únavové životnosti hořčíkové slitiny AZ31 odlité metodou SC, která byla studována v této práci s dostupnou literaturou [68], je možné konstatovat dosažení vyšší únavové životnosti.

Tab. 22 Porovnání vyhodnocených únavových parametrů pro slitinu AZ31 s literaturou

Parametry NCÚ	Extrudovaná [67]	Deska (12 mm) [67]	Plech (2 mm) [67]	AZ31 SC
n'	0,15	0,15	0,14	0,23
K'	622	387	494	445,1
σ_f'	538	575	543	410,5
b	-0,12	-0,16	-0,12	-0,169
ε_f'	0,08	0,05	0,04	1,45
c	-0,62	-0,44	-0,50	-0,729

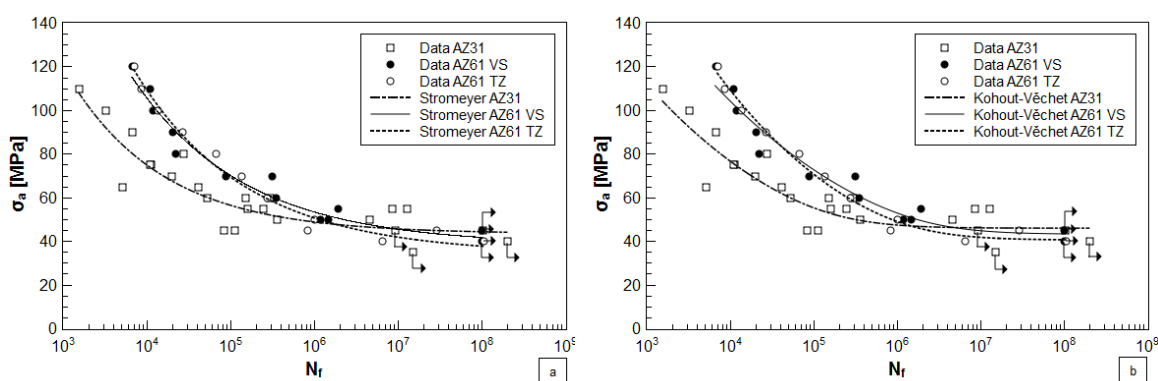
Během únavových zkoušek slitiny AZ61 ve výchozím stavu a po TZ byly, obdobně jako u slitiny AZ31, získány únavové parametry a záznamy cyklické deformační odezvy pro nízkocyklovou oblast a provedena odpovídající proložení únavových dat v souladu s literaturou [50]. Pro vysokocyklovou oblast byly opět stanoveny pouze počty cyklů do lomu. Z průběhu křivek cyklického zpevnění-změkčení (viz obrázek 54 a 55) je stejně jako u slitiny AZ31 patrné, že slitina zpevňuje v průběhu celého únavového života a to jak ve výchozím stavu, tak i po tepelném zpracování (T4). Tento závěr je v dobrém souladu s výsledky prezentovanými na tvářené extrudované slitině AZ61 v práci [69]. Regresní koeficienty a parametry nízkocyklové únavy stanovené v této experimentální práci je možné částečně srovnat s výsledky uvedenými v práci [69]. Exponenty Basquinovy funkce b a odpovídající parametry popisující chování slitiny AZ61 ve vysokocyklové oblasti jsou v dobré shodě s parametry regresní funkce 3KV u obou stavů materiálů (VS a TZ). Stromeyerovou funkcí bylo dosaženo vyšší strmosti křivek životnosti vzhledem k funkci 3KV. Parametry odvozených Mansonových-Coffinových křivek jsou v souladu s trendem parametrů Basquinových funkcí z důvodu obecné závislosti únavových parametrů a shody CDK pro oba stavy materiálů (VS a TZ).

Při určování vysokocyklové únavové životnosti (pro 10^8 cyklů) byly určeny pro jednotlivé regresní funkce (Stromeyerova a 3KV) hodnoty meze únavy. Stromeyerova funkce lépe popisuje únavové chování neželezných kovů v oblasti vysokého počtu cyklů do lomu a nízké hodnoty amplitudy napětí (N_f nad 10^8 cyklů), kdy křivka životnosti neustále klesá – na rozdíl od funkce 3KV [32], [41]. Pro výchozí stav hořčíkové slitiny AZ61 byla pomocí Stromeyerovy funkce stanovena mez únavy $\sigma_c = 41,8$ MPa a pro stav po tepelném zpracování mez únavy $\sigma_c = 37,6$ MPa. V práci [70] autoři stanovili mez únavy pro 10^7 cyklů na lité slitině AZ61 $\sigma_c = 20$ MPa a na tvářené extrudované $\sigma_c = 150$ MPa. Hodnoty dosažené na studovaném experimentálním materiálu AZ61 vyrobené metodou SC jsou vyšší, než u běžně lité hořčíkové slitiny, avšak nižší než u tvářené varianty [70] z důvodů, které byly již diskutovány výše (výskyt slévárenských vad). Pro oba stavy slitiny AZ61 a obě únavové funkce (Stromeyerova a 3KV) byly stanoveny hodnoty únavového poměru σ_d/R_m . Ve výchozím stavu pro Stromeyerovu funkci byla hodnota $\sigma_d/R_m = 0,24$ a $\sigma_d/R_m = 0,25$ pro funkci 3KV. Pro slitinu AZ61 po tepelném zpracování byla hodnota únavového poměru $\sigma_d/R_m = 0,22$ v případě Stromeyerovy funkce a $\sigma_d/R_m = 0,23$ pro funkci 3KV. Zde je patrné, že k poklesu hodnoty

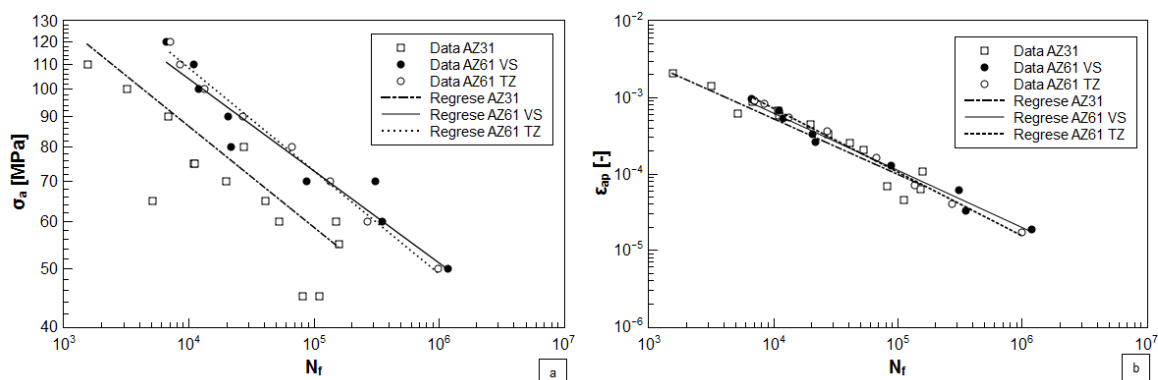
únavového poměru σ_c/R_m dochází vlivem tepelného zpracování slitiny. Tepelným zpracováním dochází k ovlivnění meze pevnosti R_m , ale vliv na mez únavy není výrazný.

Pro hořčíkovou slitinu AZ61 ve výchozím stavu a po tepelném zpracování byla dále provedena experimentální proložení v celé oblasti únavové životnosti (obrázek 61 a 62) s využitím funkcí 4KV a Palmgren [50]. Proložení naměřených dat, jak bylo prezentováno v experimentální části práce, je možné konstatovat soulad průběhů křivek životnosti v oblasti nízkocyklové i vysokocyklové únavy hořčíkové slitiny. Tento postup ale není možné úspěšně aplikovat i v oblasti ELCF (viz obr. 72), kdy funkce 4KV i Palmgrenova neumožňují uspokojivé proložení experimentálních dat, protože neuvažují počáteční deformační zpevnění hořčíkové slitiny.

Srovnání únavových dat pro celou oblast únavové životnosti slitin AZ31 a AZ61 je prezentováno na obrázku 83 včetně proložení pomocí Stromeyerovy resp. 3KV funkce. Z tohoto porovnání je patrný rozdíl životnosti únavových těles ze slitiny AZ31 a AZ61 v oblasti nízkocyklové únavy, zatímco naměřená data v oblasti vysokocyklové únavy nevykazují výrazné rozdíly pro obě slitiny. Na obrázku 84a je provedeno srovnání Wöhlerových-Basquinových křivek, kde je patrná kratší únavová životnost v nízkocyklové oblasti slitiny AZ31 oproti slitině AZ61 v obou stavech (VS a TZ). Srovnání závislosti amplitudy plastické deformace ε_{ap} na počtu cyklů do lomu N_f , tedy Mansonovy-Coffinovy křivky, je provedeno na obrázku 84b. Na základě těchto dat je patrná takřka totožná deformační odezva obou materiálů.



Obr. 83 Srovnání Wöhlerových křivek slitiny AZ31 a AZ61 v obou stavech proložené a) Stromeyerovou funkcí, b) Kohoutovou-Věchetovou funkcí



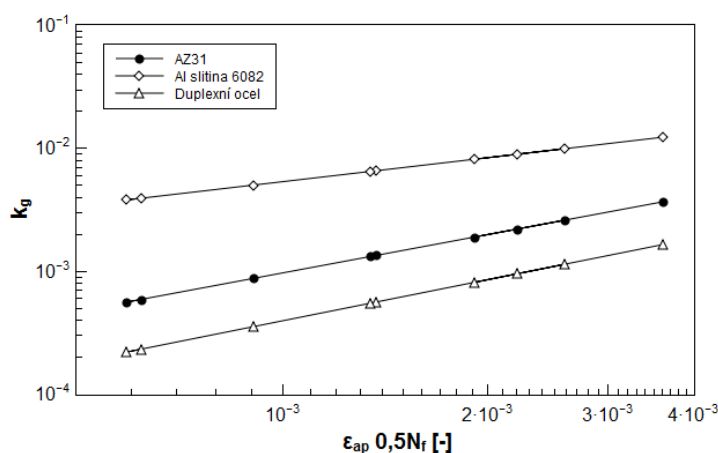
Obr. 84 Srovnání křivek slitin AZ31 a AZ61 v obou stavech (a) Wöhlerovy-Basquinovy a (b) Mansonovy-Coffinovy

Šíření krátkých únavových trhlin bylo měřeno na slitině AZ31 za použití modifikovaných válcových zkušebních těles. Kromě dat o rychlosti šíření únavových trhlin byla také získána další únavová data pro tuto slitinu, ovšem v relativně omezeném rozpětí amplitud zátěžných napětí. Jak je patrné z obrázku 70, pohybují se koeficienty růstu trhliny k_g pro jednotlivé zátěžné hladiny v rozmezí od $3,15 \cdot 10^{-3}$ do $0,44 \cdot 10^{-3}$. Pokud získané hodnoty koeficientů růstu trhliny k_g srovnáme s daty uvedenými např. v práci [53] (slitina Al EN-AW 6082, kde k_g je od $4,04 \cdot 10^{-3}$ do $9,09 \cdot 10^{-5}$), nebo s daty uvedenými v práci [71] (duplexní ocel, kde k_g je od $3 \cdot 10^{-3}$ do $3 \cdot 10^{-5}$) je možné konstatovat, že se hodnoty koeficientu růstu trhliny k_g naměřené v této práci pohybují ve srovnatelných mezích.

Na základě rychlosti šíření únavových trhlin byly rovněž určeny parametry pro koeficient růstu trhliny $k_{g0} = 1,258$ a $d = 1,040$. Porovnání parametrů získaných v literatuře na jiných materiálech ([53], [71], [72], [73], [74] a [75]) a vzájemné srovnání s hodnotami pro slitinu AZ31 SC jsou uvedeny v tabulce 23. Vliv vybraných parametrů k_{g0} a d na koeficient k_g u slitiny AZ31 je uveden na obrázku 85, kde je patrné, jaké by bylo umístění koeficientů k_g při parametrech k_{g0} a d uvedených v pracích [53] a [71]. Hodnoty parametru počáteční délky trhliny a_i určené na základě vztahu 23 se pohybují u studované slitiny AZ31 SC v rozmezí od 166 do 287 μm . Tyto hodnoty jsou i přes velký rozptyl srovnatelné s velikostí uměle vytvořeného defektu 250 μm . Srovnáním naměřených dat rychlosti šíření únavových trhlin s dalšími literárními prameny, například [65] (válcovaná AZ31) a [70] (extrudovaná AZ61) je možné konstatovat řádovou podobnost naměřených dat. Naměřené rychlosti šíření únavových trhlin na experimentální slitině AZ31 vyrobené metodou SC jsou však nižší vzhledem k hodnotám uvedeným v literatuře [65], [70].

Tab. 23 Parametry koeficientu růstu trhliny k_g pro další materiály

Materiál	ocel 316L [72]	feritická ocel [73]	duplexní ocel [71]	Eurofer 97 [74]	ODS Eurofer [75]	ODS CEA ferritic [75]	Al slitina 6082 [53]	AZ31 SC
d	1,04	1,09	1,114	1,12	0,75	0,96	0,65	1,040
k_{g0}	0,091	0,97	0,857	2,74	0,175	5,66	0,472	1,258



Obr. 85 Porovnání vlivu koeficientů k_{g0} a d na koeficient růstu trhliny k_g mezi Mg slitinou AZ31, Al slitinou 8082 a duplexní ocelí

Pro ověření vlivu umělého defektu na únavové vlastnosti slitiny AZ31 bylo provedeno srovnání získaných únavových dat zkušebních těles s umělým vrubem a hladkých těles ze slitiny AZ31. Porovnání bylo provedeno zejména pomocí křivky Wöhlerovy-Basquinovy a Mansonovy-Coffinovy a je uvedeno na obrázku 51. Z těchto srovnání je patrný předpokládaný pokles únavové životnosti těles s umělým defektem, což je v dobrém souladu s výsledky uvedenými v práci [71]. Získané regresní koeficienty ve sledované oblasti (od 110 MPa do 70 MPa, viz tabulka 8) nijak extrémně nevybočují z obvyklých mezí, které jsou uvedeny například v pracích [39], [68], [76]. Z průběhů regresních funkcí Wöhlerovy-Basquinovy křivky a Mansonovy-Coffinovy křivky je patrný větší sklon pro data získaná na vzorcích s vrubem vzhledem k hodnotám hladkých vzorků. Z obrázku 51 je zřejmé, že v oblasti nižších hodnot amplitudy napětí σ_a popř. amplitudy plastické deformace ε_{ap} dochází k většímu poklesu únavové životnosti těles s vrubem ve srovnání s hladkými tělesy.

Na lomových plochách po únavovém zatěžování bylo provedeno fraktografické hodnocení. Rozdílný obsah hliníku u slitin AZ31 a AZ61 nemá pozorovatelný vliv na vzhled lomových ploch či rozdílné chování při šíření únavových trhlin. Lomovou plochu je možné rozdělit na oblast iniciace, šíření a statického dolomení únavové trhliny. Únavové trhliny nejčastěji iniciují na povrchu tělesa, přičemž při nižších hodnotách zatížení se obvykle vyskytuje více iniciačních míst. V oblasti šíření jsou patrné štěpné fazety, a na vhodně orientovaných místech jsou patrné i křehké únavové striace, případně stopy po dvojčatění což je v souladu se závěry uvedenými například v práci [77]. Autoři v práci [78] však nenazývají tyto útvary na lomových plochách jako striace, nýbrž jako „striation-like“.

Oblast dolomení je obvykle charakterizována důlkovou morfologií, která je srovnatelná se vzhledem oblasti dolomení jak u tvářených hořčkových slitin [79], [80] tak i litých slitin [78]. V případě lomových ploch u těles s vrubem je na lomové ploše patrný vrub, na kterém únavová trhlina obvykle iniciovala. Podle očekávání, jak je patrné z obrázku 65, dochází k iniciaci trhliny na okraji vrubu v nejšířším místě kolmém vzhledem k působícímu napětí.

Jak bylo ukázáno v experimentální části práce na snímcích mikrostruktury slitiny AZ31 i AZ61 a dále lomových ploch zkušebních vzorků, se u technologie odlévání metodou SC nevyskytují významné slévárenské vady v porovnání s běžnými slévárenskými metodami (tlakové a gravitační lití). Mikrostruktura slitiny AZ31 a AZ61 po SC je však stále tvořena relativně hrubou dendritickou strukturou, která je doprovázena podstatnou chemickou heterogenitou (viz obr. 39). Iniciace únavové trhliny na shluku částic Al-Mn bylo prezentováno např. v práci [56] což bylo dále potvrzeno v pracích [81], [82]. Mangan je však v těchto slitinách přidáván záměrně pro zlepšení korozní odolnosti [9], [83]. Případně podle [70] a [84], může mangan sloužit i jako přísada zlepšující tvářitelnost hořčkových slitin.

Experimentální stanovení únavové životnosti v oblasti ELCF bylo v této práci provedeno na hořčkové slitině AZ61. Tato oblast únavového života je doposud velmi málo prozkoumána a publikované výsledky se obecně netýkají slitin hořčíku. Na základě literární rešerše byly určeny možnosti proložení naměřených dat a popisu ELCF oblasti únavové životnosti hořčkové slitiny AZ61. Obvykle používaný Mansonův-Coffinův vztah pro popis únavového chování v LCF oblasti nelze v ELCF oblasti aplikovat, což bylo ukázáno například v pracích [46], [45] a [47]. Naměřená experimentální data na hořčkové slitině AZ61 ve VS i po TZ vykazují obdobný odklon od předpokládaného průběhu dle Mansonova-Coffinova zákona, jaký byl pozorován na jiných materiálech [46] v ELCF oblasti.

Různé metody proložení experimentálních dat na jiných materiálech byly detailně rozebrány v experimentální části práce spolu s ukázkami a nastíněním dalších více či méně pou-

žitelných metod. Všechny funkce použité k proložení experimentálních dat v ELCF a LCF oblasti byly relativně dobře použitelné. Dostí problematickou však byla původní Hatana-kova funkce (rovnice 27), kterou lze aplikovat jen ve velmi omezeném rozsahu vstupních dat, neboť nepostihuje dostatečně LCF oblast. Její úpravou popsanou v experimentální části práce je však možné dosáhnout opět velmi dobrého proložení experimentálních dat.

9. ZÁVĚRY

Z výsledků experimentálního studia únavového chování hořčikových slitin AZ31 a AZ61 vyplývají následující závěry:

- Chemické složení obou slitin odpovídá obsahům prvků deklarovaných dodavatelem a je v rozsahu požadovaném normou. Mikrostruktura hořčikové slitiny AZ31 je tvořena tuhým roztokem δ , intermetalickou fází γ ($Mg_{17}Al_{12}$) a částicemi na bázi Al-Mn. Struktura slitiny AZ61 v litém stavu je tvořena tuhým roztokem δ , eutektikem, fází γ a částicemi na bázi Al-Mn, přičemž po rozpouštěcím žihání dochází k homogenizaci a částečnému rozpuštění fáze γ .
- Na základě zkoušek mechanických vlastností a pozorování mikrostruktury byl určen optimální režim tepelného zpracování hořčikové slitiny AZ61, při kterém dochází k rozpuštění fáze γ , snížení chemické heterogenity a k výraznému zlepšení statických vlastností v elasticko plastické oblasti.
- Proces oddvojení charakteristický pro deformaci v tlaku tvářených hořčikových slitin, který je obvykle doprovázený konkávním průběhem tlakové křivky, nebyl u studovaných litých hořčikových slitin pozorován.
- Na hořčikových slitinách AZ31 a AZ61 bylo provedeno hodnocení únavového chování v oblasti nízkého i vysokého počtu cyklů do lomu. Byly stanoveny křivky únavové životnosti pro všechny stavy slitin (VS a TZ). Při srovnání Wöhlerových křivek životnosti materiálů AZ31 a AZ61 je možné konstatovat, že v oblasti vysokých amplitud zatěžování pro danou hodnotu amplitudy napětí je únavová životnost slitiny AZ31 menší v porovnání se slitinou AZ61. V oblasti nízkých amplitud zatěžování je únavová životnost obou materiálů bez ohledu na tepelné zpracování srovnatelná v mezích experimentálního rozptylu.
- Únavové chování slitiny AZ61 je spojeno s cyklickou plastickou odezvou, která je u obou stavů materiálu (VS a TZ) velmi podobná. Porovnáním Wöhlerových, Wöhlerových-Basquinových a Mansonových-Coffinových křivek, je možné konstatovat, že tepelné zpracování nemá na únavové chování slitiny AZ61 v oblasti nízkého i vysokého počtu cyklů do lomu významný vliv.
- Během experimentálních prací při měření šíření krátkých únavových trhlin ve slitině AZ31 byly zaznamenány a vyhodnoceny únavové parametry. Porovnáním cyklických deformačních křivek a Wöhlerových-Basquinových křivek pro hladká tělesa a tělesa s vrubem byl potvrzen předpoklad nižší životnosti vrubovaných těles. Na základě měření rychlosti šíření únavových trhlin v tělesech s vruby byly pro jednotlivé zátěžné hladiny stanoveny koeficienty růstu trhliny k_g .
- Wöhlerovu křivku pro ELCF oblast nelze uspokojivě predikovat pomocí běžně používaných čtyřparametrických funkcí, neboť u hořčikové slitiny AZ61 dochází v oblasti ELCF k extrémnímu zpevnování, jehož průběh není možné pomocí těchto funkcí předpovědět. Využitím vhodných funkcí lze uspokojivě popsat odklon experimentálních dat v ELCF oblasti od predikce LCF oblasti pomocí Mansonovy-Coffinovy funkce.
- Podrobné studium lomových materiálů AZ31 a AZ61 prokázalo, že únavové trhliny nejčastěji iniciují na povrchu tělesa. Při nižších zátěžných hladinách se obvykle vyskytuje více míst iniciace. V oblasti šíření jsou patrné štěpné fazety. Na vhodně orientovaných místech jsou přítomné únavové striace. Oblast dolomení je obvykle charakterizována důlkovou morfologií.

10. LITERATURA

- [1] THARUMARAJAH, A. a P. KOLTUN. Is there an environmental advantage of using magnesium components for light-weighting cars? *Journal of Cleaner Production*. 2007, roč. 15, č. 11–12, s. 1007–1013. ISSN 0959-6526. DOI: 10.1016/j.jclepro.2006.05.022.
- [2] KULEKCI, M. K. Magnesium and its alloys applications in automotive industry. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2008, roč. 39, č. 9–10, s. 851–865. ISSN 0268-3768. DOI: 10.1007/s00170-007-1279-2.
- [3] FRIEDRICH, H. a S. SCHUMANN. Research for a “new age of magnesium” in the automotive industry. *Journal of Materials Processing Technology*. 2001, vol. 117, issue 3, s. 276–281. DOI: 10.1016/S0924-0136(01)00780-4.
- [4] KIMURA, K., K. NISHII a M. KAWARADA. Recycling Magnesium Alloy Housings for Notebook Computers. *FUJITSU Scientific & Technical Journal*. 2002, roč. 38, č. 1. Dostupné z: <http://www.fujitsu.com/global/news/publications/periodicals/fstj/archives/vol38-1.html>
- [5] MEBARKI, N., N. V. R. KUMAR, J. J. BLANDIN, M. SUERY, F. PELLOUX a G. KHELIFATI. Correlation between ignition and oxidation behaviours of AZ91 magnesium alloy. *Materials Science and Technology*. 2005, roč. 21, č. 10, s. 1145–1151. ISSN 0267-0836. DOI: 10.1179/174328405X58904.
- [6] SCHUMANN, S. a F. FRIEDRICH. The Use of Magnesium in Cars – Today and in Future. MORDIKE, B. L. a K. U. KAINER. *In: Magnesium alloys and their applications*. Frankfurt: Werkstoff-Informationsgesellschaft, 1998, s. 3–13. ISBN 3-88355-255-0.
- [7] GHALI, E. *Corrosion resistance of aluminum and magnesium alloys: understanding, performance, and testing*. Hoboken: Wiley, 2010, xxi, 719 s. ISBN 978-0-471-71576-4.
- [8] AVEDESIAN, M. M. a H. BAKER. *Magnesium and Magnesium Alloys*. 1 ed. Materials Park OH: ASM International, 1999, 314 s. ISBN 0-87170-657-1.
- [9] DRÁPALA, J., L. KUCHAR, K. TOMÁŠEK a Z. TROJANOVÁ. *Hořčík, jeho slitiny a binární systémy hořčík - příměs*. Ostrava: Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava, 2004, 172 s. ISBN 80-248-0579-0.
- [10] SMOLA, B., I. STULÍKOVÁ, F. VON BUCH a B. L. MORDIKE. Structural aspects of high performance Mg alloys design. *Materials Science and Engineering A*. 2002, roč. 324, č. 1–2, s. 113–117. ISSN 0921-5093. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01291-6.
- [11] ROUČKA, J. *Metalurgie neželezných slitin*. 1. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2004, 148 s. ISBN 80-214-2790-6.
- [12] ČÍŽEK, L., S. RUSZ a L. PAWLICA. Structure of selected magnesium alloys prepared for ECAP application. *Hutnické listy*. Praha: Ocelot, 2008, LXI, č. 7. s. 91–94. ISSN 0018-8069.
- [13] ZÚBEROVÁ, Z. *Fatigue properties of magnesium alloy AZ31: Únavové vlastnosti hořčíkové slitiny AZ31*. Brno: VUT FSI, 2009. 85 s. Dizertační práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Prof. RNDr. Pavel Šandera, CSc.

- [14] KAINER, K. U. *Magnesium alloys and technologies*. Weinheim: Wiley-VCH, 2003, viii, 285 s. ISBN 35-273-0570-X.
- [15] PTÁČEK, L. Slévárenské slitiny hořčíku. *Slévárenství*. 2004, roč. 52, č. 2–3, s. 61–66. ISSN 0037-6825
- [16] HUANG, Z. W., Y. H. ZHAO, H. HOU a P. D. HAN. Electronic structural, elastic properties and thermodynamics of Mg₁₇Al₁₂, Mg₂Si and Al₂Y phases from first-principles calculations. *Physica B: Condensed Matter*. 2012, roč. 407, č. 7, s. 1075–1081. ISSN 0921-4526. DOI: 10.1016/j.physb.2011.12.132.
- [17] BRASZCZYŃSKA-MALIK, K. Precipitates of Gamma-Mg₁₇Al₁₂ Phase in Mg-Al Alloys. *Magnesium Alloys - Design, Processing and Properties: InTech*. 2011, s. 95–112. Dostupné z: <http://www.intechopen.com/books/magnesium-alloys-design-processing-and-properties/precipitates-of-gamma-mg17al12-phase-in-mg-al-alloys>
- [18] LIU, C., F. S. PAN a W. Q. WANG. Phase Analysis of Al-Mn Compounds in the AZ Magnesium Alloys. *Materials Science Forum*. 2007, 546–549, 395–398. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.546-549.395.
- [19] BECKER, J., G. FISCHER a K. SCHEMME. Light weight construction using extruded and forged semi-finished products made of magnesium alloys. MORDIKE, B. L. a K. U. KAINER. *In: Magnesium alloys and their applications*. Frankfurt: Werkstoff-Informationsgesellschaft, 1998, s. 15–21. ISBN 3-88355-255-0.
- [20] POKLUDA, J., F. KROUPA a L. OBDRŽÁLEK. *Mechanické vlastnosti a struktura pevných látek: (kovy, keramika, plasty)*. Vyd. 1. Brno: PC-DIR, 1994, 385 s. Učební texty vysokých škol (Vysoké učení technické v Brně). ISBN 80-214-0575-9.
- [21] GRAFF, S., W. BROCKS a D. STEGLICH. Yielding of magnesium: From single crystal to polycrystalline aggregates. *International Journal of Plasticity*. 2007, roč. 23, č. 12, s. 1957–1978. ISSN 0749-6419. DOI: 10.1016/j.ijplas.2007.07.009.
- [22] GOTTSTEIN, G. a T. AL SAMMAN. Texture development in pure Mg and Mg alloy AZ31. *Materials Science Forum*. 2005, roč. 495–497, s. 623–632. ISSN 1662-9752. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.495-497.623.
- [23] RIEHEMANN, W. Internal friction in magnesium materials. MORDIKE, B. L. a K. U. KAINER. *In: Magnesium alloys and their applications*. Frankfurt: Werkstoff-Informationsgesellschaft, 1998, s. 61–70. ISBN 3-88355-255-0.
- [24] BEGUM, S., D. CHEN, S. XU a Alan A. LUO. Low cycle fatigue properties of an extruded AZ31 magnesium alloy. *International Journal of Fatigue*. 2009, roč. 31, č. 4, s. 726–735. ISSN 0142-1123. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2008.03.009.
- [25] YUKUTAKE, E., J. KANEKO a M. SUGAMATA. Anisotropy and non-uniformity in plastic behavior of AZ31 magnesium alloy plates. *Materials Transactions*. 2003, roč. 44.4, s. 452–457. Dostupné z: <https://www.jim.or.jp/journal/e/pdf3/44/04/452.pdf>
- [26] PEKGULERYUZ, M. O. a A. A. KAYA. Creep Resistant Magnesium Alloys for Powertrain Applications. *In: Magnesium: proceedings of the 6th International Conference Magnesium Alloys and their Applications*. Edited by K. U. Kainer. Weinheim: Wiley-VCH, 2004, s. 74–93. ISSN 3-527-30975-6.

- [27] SOMEKAWA, H., N. MARUYAMA, S. HIROMOTO, A. YAMAMOTO a T. MUKAI. Fatigue Behaviors and Microstructures in an Extruded Mg-Al-Zn Alloy. *Materials Transactions*. 2008, roč. 49, č. 3, s. 681–684. ISSN 1347-5320. DOI: 10.2320/matertrans.MRP2007292.
- [28] MATSUZUKI, M. a S. HORIBE. Analysis of fatigue damage process in magnesium alloy AZ31. *Materials Science and Engineering A*. 2009, roč. 504, 1–2, s. 169–174. ISSN 0921-5093. DOI: 10.1016/j.msea.2008.10.034.
- [29] ZHANG, J., Q. YU, Y. JIANG a Q. LI. An experimental study of cyclic deformation of extruded AZ61A magnesium alloy. *International Journal of Plasticity*. 2011, roč. 27, č. 5, s. 768–787. ISSN 0749-6419. DOI: 10.1016/j.ijplas.2010.09.004.
- [30] CHAMOS, A. N., Sp. G. PANTELAKIS, G. N. HAIDEMENOPOULOS, E. KAMOUTSI. Tensile and fatigue behaviour of wrought magnesium alloys AZ31 and AZ61. *Fatigue*. 2008, roč. 31, č. 9, s. 812–821. ISSN 8756-758X. DOI: 10.1111/j.1460-2695.2008.01267.x.
- [31] OZAKI, J., M. YOSIDA a S. HORIBE. The effect of pre-compressive strain on the fatigue life of the AZ31 magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2014, vol. 604, 192–195. DOI: 10.1016/j.msea.2014.03.027.
- [32] KLESNIL, M. a P. LUKÁŠ. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. Vyd. 1. Praha: Academia, 1975, 222 s.
- [33] POLÁK, J. *Cyklická plasticita a nízkocyklová únavová odolnost kovových materiálů*. 1. vyd. Praha: Academia, 1986, 135 s.
- [34] ZAPLETAL, J. *Nízkocyklové a vysokocyklové únavové vlastnosti ADI*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2011. 100 s. Vedoucí disertační práce prof. Ing. Stanislav Věchet, CSc.
- [35] ŠTERBÁČEK, J. *Tahové a únavové zkoušky tenkých vláken a fólií*. Brno, 2008. 89 s. Diplomová práce na Fakultě strojního inženýrství Vysokého učení technického v Brně, Ústavu materiálových věd a inženýrství. Vedoucí diplomové práce Mgr. Tomáš Kruml, CSc.
- [36] POLÁK, J. *Cyclic Deformation, Crack Initiation, and Low-cycle Fatigue*. Oxford: Pergamon, 2003, s. 1–39. ISBN 978-0-08-043749-1.
- [37] LAUSCHMANN, H. *Mezní stavy I: Únava materiálu*. 2. vyd. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2007, 71 s. ISBN 978-80-01-03671-6.
- [38] VĚCHET, S., J. KOHOUT a O. BOKŮVKA. *Únavové vlastnosti tvárné litiny*. 2. vyd. Žilina: Žilinská univerzita, 2002, 157 s. ISBN 80-7100-973-3.
- [39] HASEGAWA, S., Y. TSUCHIDA, H. YANO a M. MATSUI. Evaluation of low cycle fatigue life in AZ31 magnesium alloy. *International Journal of Fatigue*. 2007, roč. 29, č. 9–11, s. 1839–1845. ISSN 0142-1123. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2006.12.003.
- [40] JORDON, J. B., M. F. HORSTEMEYER, K. SOLANKI a Y. XUE. Damage and stress state influence on the Bauschinger effect in aluminum alloys. *Mechanics of Materials*. 2007, roč. 39, č. 10, s. 920–931. ISSN 0167-6636. DOI: 10.1016/j.mechmat.2007.03.004.
- [41] SURESH, S. *Fatigue of materials*. 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1998, 679 s. ISBN 0-521-57847-7.

- [42] KUFFOVA, M. Fatigue Endurance of Magnesium Alloys. *Magnesium Alloys - Design, Processing and Properties*. 2011, s. 35. DOI: 10.5772/13618.
- [43] NIESLONY, A., C. DSOKI, H. KAUFMANN a P. KRUG. New method for evaluation of the Manson-Coffin-Basquin and Ramberg-Osgood equations with respect to compatibility. *International Journal of Fatigue*. 2008, roč. 30, č. 10–11, s. 1967–1977. ISSN 0142-1123. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2008.01.012.
- [44] SONSINO, C. M. a K. DIETERICH. Fatigue design with cast magnesium alloys under constant and variable amplitude loading. *International Journal of Fatigue*. 2006, roč. 28, č. 3, s. 183–193. ISSN 0142-1123. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2005.06.043.
- [45] KURODA, M. Extremely low cycle fatigue life prediction based on a new cumulative fatigue damage model. *International Journal of Fatigue*. 2001, roč. 24, č. 6, s. 699–703. ISSN 0142-1123. DOI: 10.1016/S0142-1123(01)00170-0.
- [46] XUE, L. A unified expression for low cycle fatigue and extremely low cycle fatigue and its implication for monotonic loading. *International Journal of Fatigue*. 2008, roč. 30, č. 10–11, s. 1691–1698. ISSN 0142-1123. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2008.03.004.
- [47] KAMAYA, M. Fatigue properties of 316 stainless steel and its failure due to internal cracks in low-cycle and extremely low-cycle fatigue regimes. *International Journal of Fatigue*. 2010, roč. 32, č. 7, s. 1081–1089. ISSN 0142-1123. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2009.12.003.
- [48] BOKŮVKA, O. a F. NOVÝ. Vysokocyklová a ultravysokocyklová únava konštrukčných materiálov. In: *Letná škola únavy materiálov 2008*. Žilina: Žilinská univerzita v Žiline v EDIS, 2008, s. 20–27. ISBN 978-80-8070-888-7.
- [49] MUGHRABI, H. On 'multi-stage' fatigue life diagrams and the relevant life-controlling mechanisms in ultrahigh-cycle fatigue. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*. 2002, vol. 25, č. 8–9, 755–764. DOI: 10.1046/j.1460-2695.2002.00550.x.
- [50] KOHOUT, J. a S. VECHET. A new function for fatigue curves characterization and its multiple merits. *International Journal of Fatigue*. 2001, roč. 23, č. 2, s. 175–183. ISSN 0142-1123. DOI: 10.1016/S0142-1123(00)00082-7.
- [51] ZAPLETAL, J., S. VĚCHET, J. KOHOUT a P. LIŠKUTÍN. Fatigue Lifetime of 7075 Aluminium Alloy from Ultimate Tensile Strength to Permanent Fatigue Limit. *Communications*. Žilina: Žilinská univerzita, 2009, č. 1, s. 17–21. ISSN 1335-4205.
- [52] LIU, Z., Y. WANG a F. KLEIN. Cyclic deformation behaviour and fatigue crack propagation in AZ91HP and AM50HP. *Materials Science and Technology*. 2001, roč. 17, č. 3, s. 264–268. ISSN 0267-0836. DOI: 10.1179/026708301773002932.
- [53] JÍŠA, D., P. LIŠKUTÍN, T. KRUML a J. POLÁK. Small fatigue crack growth in aluminium alloy EN-AW 6082/T6. *International Journal of Fatigue*. 2010, roč. 32, č. 12, s. 1913–1920. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2010.06.003.
- [54] WEISSTEIN, Eric W. Circular Segment. *MathWorld: A Wolfram Web Resource [online]*. 2014 [cit. 2014-05-29]. Dostupné z: <http://mathworld.wolfram.com/CircularSegment.html>

- [55] ZAPLETAL, J., P. DOLEŽAL, P. GEJDOŠ a M. HORYNOVÁ. Influence of Heat Treatment on Microstructure and Fatigue Behavior of AZ61 Magnesium Alloy. *Acta Metallurgica Slovaca*. 2012. 18(2). p. 92–100. ISSN 1335-1532.
- [56] HORYNOVÁ, M., J. ZAPLETAL, P. DOLEŽAL a P. GEJDOŠ. Evaluation of fatigue life of AZ31 magnesium alloy fabricated by squeeze casting. *Materials and Design*. 2013, vol. 45, s. 253–264. DOI: 10.1016/j.matdes.2012.08.079.
- [57] HORYNOVÁ, M., P. DOLEŽAL, P. GEJDOŠ, J. ZAPLETAL a D. JANOVÁ. Influence of heat treatment on mechanical properties and microstructure of AZ61 magnesium alloy. *Transaction of the VŠB-Technical university of Ostrava, Mechanical series*. 2010. LVI(2). p. 73–82. ISSN 1210-0471.
- [58] ZAPLETAL, J., A. NĚMCOVÁ, P. GEJDOŠ. The Study of Low Cyclic Behaviour of AZ61 Magnesium Alloy. *Transaction of the VŠB-Technical university of Ostrava, Mechanical series*. 2010. LVI(2). p. 225–231. ISSN 1210-0471.
- [59] POLÁK, J. Cyclic Deformation, Crack Initiation, and Low-cycle Fatigue. MILNE, I., R. RITCHIE a B. KARIHALOO. *Comprehensive structural integrity*. 1st ed. Boston: Elsevier/Pergamon, 2003. ISBN 00804415059.
- [60] POLÁK, J., T. KRUML, K. OBRTLÍK, J. MAN a M. PETRENEC. Short crack growth in polycrystalline materials. *Procedia Engineering*. 2010, vol. 2, issue 1, 883–892. DOI: 10.1016/j.proeng.2010.03.095.
- [61] HATANAKA, K. a T. FUJIMITSU. Some Considerations on Cyclic Stress-Strain Relation and Low cycle Fatigue life. *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers Series A*. 1984, vol. 50, issue 451, 291–300. DOI: 10.1299/kikaia.50.291.
- [62] HATANAKA, K. Cyclic stress-strain response and low-cycle fatigue life in metallic materials. *JSME international journal*. 1990, vol. 33, issue 1, p. 13–25. DOI: 10.1016/0142-1123(91)90207-F. Dostupné z: <http://ci.nii.ac.jp/naid/110002347592/>
- [63] LOU, X., M. LI, R. BOGER, S. AGNEW a R. WAGONER. Hardening evolution of AZ31B Mg sheet. *International Journal of Plasticity*. 2007, vol. 23, issue 1, 44–86. DOI: 10.1016/j.ijplas.2006.03.005.
- [64] XIN, Yunchang, Xiaojun ZHOU, Houwen CHEN, Jian-Feng NIE, Hong ZHANG, Yuanyuan ZHANG a Qing LIU. Annealing hardening in detwinning deformation of Mg–3Al–1Zn alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2014, vol. 594, 287–291. DOI: 10.1016/j.msea.2013.11.080.
- [65] TOKAJI, K. Fatigue behaviour and fracture mechanism of a rolled AZ31 magnesium alloy. *International Journal of Fatigue*. 2004, vol. 26, issue 11, 1217–1224. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2004.03.015.
- [66] DUAN, G.S., B.L. WU, X.H. DU, X. ZHAO, Y.D. ZHANG, L. ZUO a C. ESLING. The cyclic frequency sensitivity of low cycle fatigue (LCF) behavior of the AZ31B magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2014, vol. 603, 11–22. DOI: 10.1016/j.msea.2014.02.074.
- [67] LUGO, M., J.B. JORDON, K.N. SOLANKI, L.G. HECTOR, J.D. BERNARD, A.A. LUO a M.F. HORSTEMEYER. Role of different material processing methods on the fatigue behavior of an AZ31 magnesium alloy. *International Journal of Fatigue*. 2013, vol. 52, 131–143. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2013.02.017.

- [68] ZÚBEROVÁ, Z., L. KUNZ, T.T. LAMARK, Y. ESTRIN a M. JANEČEK. Fatigue and Tensile Behavior of Cast, Hot-Rolled, and Severely Plastically Deformed AZ31 Magnesium Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2007, roč. 38, č. 9, s. 1934–1940. DOI: 10.1007/s11661-007-9109-6.
- [69] YIN, S. Y., L. J. CHEN a X. WANG. Influence of Heat Treatment on Low-Cycle Fatigue Behavior of AZ61 Magnesium Alloy. *Advanced Materials Research*. 2011, 287–290, 883–887. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.287-290.883.
- [70] SAJURI, Z. B., Y. MIYASHITA, Y. HOSOKAI a Y. MUTOH. Effects of Mn content and texture on fatigue properties of as-cast and extruded AZ61 magnesium alloys. *International Journal of Mechanical Sciences*. 2006, vol. 48, issue 2, 198–209.
- [71] POLÁK, J. a P. ZEŽULKA. Short crack growth and fatigue life in austenitic-ferritic duplex stainless steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*. 2005, vol. 28, issue 10, 923–935. DOI: 10.1111/j.1460-2695.2005.00936.x.
- [72] OBRTLÍK, K., J. POLÁK, M. HÁJEK a A. VAŠEK. Short fatigue crack behaviour in 316L stainless steel. *International Journal of Fatigue*. 1997, vol. 19, issue 6, 471–475. DOI: 10.1016/S0142-1123(97)00005-4.
- [73] POLÁK, J., P. ZEŽULKA a K. OBRTLÍK. Growth of short cracks in ferritic stainless steel. In: *Blom AF: Fatigue 2002*. West Midlands, United Kingdom: EMAS, 2002, p. 1989–1996.
- [74] KRUML, T. a J. POLÁK. Fatigue cracks in Eurofer 97 steel: Part I. Nucleation and small crack growth kinetics. *Journal of Nuclear Materials*. 2011, vol. 412, issue 1, 2–6. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2011.01.010.
- [75] KUBĚNA, I. a T. KRUML. Understanding of low cycle fatigue behaviour of ODS steels. In: *LCF7 proceedings*. Aachen, Germany: DVM, 2013, p. 439–444.
- [76] DOLEŽAL, P., J. ZAPLETAL, M. HORYNOVÁ, P. GEJDOŠ a L. ČELKO. Cyclic Deformation Response of AZ31 Magnesium Alloy after Corrosion Degradation. *Chemické listy*. 2011, roč. 105, č. S5, 787–789. ISSN 1213-7103. Dostupné z: http://www.chemicke-listy.cz/docs/full/2011_s5_s781-s793.pdf
- [77] CHAMOS, A. N., Sp. G. PANTELAKIS, G. N. HAIDEMENOPOULOS, E. KAMOUTSI. Tensile and fatigue behaviour of wrought magnesium alloys AZ31 and AZ61. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2008, roč. 31, č. 9, 812–821. DOI: 10.1111/j.1460-2695.2008.01267.x.
- [78] OKAYASU, M. a S. TAKEUCHI. Mechanical strength and failure characteristics of cast Mg–9%Al–1%Zn alloys produced by a heated-mold continuous casting process: Fatigue properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2014, vol. 600, 211–220. DOI: 10.1016/j.msea.2014.01.098.
- [79] YIN, S., F. YANG, X. YANG, S. WU, S. LI a G. LI. The role of twinning-detwinning on fatigue fracture morphology of Mg–3%Al–1%Zn alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2008, roč. 494, 1–2, 397–400. DOI: 10.1016/j.msea.2008.04.056.
- [80] HUANG, G., J. LI, T. HAN, H. ZHANG a F. PAN. Improving low-cycle fatigue properties of rolled AZ31 magnesium alloy by pre-compression deformation. *Materials & Design*. 2014, roč. 58, 439–444. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.01.075.

-
- [81] PATEL, H. A., D. L. CHEN, S. D. BHOLE a K. SADAYAPPAN. Cyclic deformation and twinning in a semi-solid processed AZ91D magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2010, vol. 528, issue 1, s. 208–219. DOI: 10.1016/j.msea.2010.09.016.
- [82] LASER, T., M.R. NÜRNBERG, A. JANZ, Ch. HARTIG, D. LETZIG, R. SCHMID-FETZER a R. BORMANN. The influence of manganese on the microstructure and mechanical properties of AZ31 gravity die cast alloys. *Acta Materialia*. 2006, vol. 54, issue 11, 3033–3041. DOI: 10.1016/j.actamat.2006.02.039.
- [83] LUNDER, O., K. NISANCIOGLU a R. HANSEN. Corrosion of Die Cast Magnesium-Aluminum Alloys. *SAE Technical Paper 930755*. 1993. DOI: 10.4271/930755.
- [84] MATUOKA, S., M. OGURI a T. MURAI. Mechanical properties and extrudability of Magnesium Alloy [in Japanese]. *Proceedings of the 41st general meeting, Japanese Society of Mechanical Engineers (Hokuriku Branch)*. 2004, č. 1, 215–216. Dostupné z: <http://ci.nii.ac.jp/naid/110004058313/en/>

11. PŘEHLED PUBLIKACÍ AUTORA

- HORYNOVÁ, M.; ZAPLETAL, J.; DOLEŽAL, P.; **GEJDOŠ**, P. Evaluation of fatigue life of AZ31 magnesium alloy fabricated by squeeze casting. *Materials and design*, 2013, vol. 45, no. 3, p. 253–264. ISSN 0261-3069.
- VLAŠIC, F.; KOULA, V.; MAZAL, P.; **GEJDOŠ**, P. Monitorování plastické deformace v raných stádiích únavového procesu užitím metody akustické emise. In *Defektoskopie 2012 / NDE for Safety*. 2012. Brno: VUT v Brně a ČNDT, 2012. s. 279–288. ISBN 978-80-214-4609-0.
- VLAŠIC, F.; KOULA, V.; MAZAL, P.; **GEJDOŠ**, P. Monitoring and Evaluation of Cyclic Damage in Preinitiation Stages of Fatigue Process Using Nondestructive Testing Methods. In *Proceedings of the 30th European Conference on Acoustic Emission Testing & 7th International Conference on Acoustic Emission EWGAE 30/ ICAE 7 Granada*, September 2012. 2012. Granada, Spain: University of Granada and EWGAE, 2012. p. 111–124. ISBN 978-84-615-9941-7.
- ZAPLETAL, J.; DOLEŽAL, P.; **GEJDOŠ**, P.; HORYNOVÁ, M. Influence of Heat Treatment on Microstructure and Fatigue Behavior of AZ61 Magnesium Alloy. *Acta Metallurgica Slovaca*, 2012, vol. 18, no. 2, p. 92–99. ISSN 1335-1532.
- ZAPLETAL, J.; DOLEŽAL, P.; **GEJDOŠ**, P.; HORYNOVÁ, M. Influence of Heat Treatment on Microstructure and Fatigue Behavior of AZ61 Magnesium Alloy. In *Konstrukční Materiály 2011*. 2011.
- **GEJDOŠ**, P.; ZAPLETAL, J.; DOLEŽAL, P.; HORYNOVÁ, M. Evaluation of Fatigue Life of AZ31 Magnesium Alloy. In *Konstrukční Materiály 2011*. 2011.
- DOLEŽAL, P.; ZAPLETAL, J.; HORYNOVÁ, M.; **GEJDOŠ**, P.; ČELKO, L. Cyclic Deformation Response of AZ31 Magnesium Alloy After Corrosion Degradation. *Chemické listy*, 2011, vol. 105, no. S, p. 787–789. ISSN 0009-2770.
- VLAŠIC, F.; NOHÁL, L.; **GEJDOŠ**, P.; MAZAL, P. Detekce únavového poškození v konstrukčních materiálech využitím metody akustické emise. In *NDE for Safety / Defektoskopie 2011*. 2011. Brno: ČNDT, VUT, 2011. s. 207–214. ISBN 978-80-214-4358-7.
- HORYNOVÁ, M.; **GEJDOŠ**, P.; ZAPLETAL, J.; PODRÁBSKÝ, T. Mechanicko- strukturní charakteristiky slitiny hořčíku AZ31 s rozdílným obsahem vápníku. In *FSI Junior conference*. Brno: 2010. s. 94–100. ISBN 978-80-214-4116-3.
- HORYNOVÁ, M.; DOLEŽAL, P.; **GEJDOŠ**, P.; ZAPLETAL, J.; JANOVÁ, D. Influence of heat treatment on mechanical properties and microstructure of AZ61 magnesium alloy. *Transaction of the VŠB-Technical university of Ostrava*, Mechanical series, 2010, vol. LVI, no. 2, p. 73–82. ISSN 1210-0471.
- NĚMCOVÁ, A.; **GEJDOŠ**, P.; ZMRZLÝ, M.; DOLEŽAL, P.; PACAL, B. The Effect of Pure Aluminium Coating on Corrosion Resistance of AlCu₄Mg₁ Alloy. *Transaction of the VŠB-Technical university of Ostrava*, Mechanical series, 2010, vol. LVI, no. 2, p. 143–148. ISSN 1210-0471.

- ZAPLETAL, J.; NĚMCOVÁ, A.; **GEJDOŠ**, P. The Study of Low Cyclic Behaviour of AZ61 Magnesium Alloy. *Transaction of the VŠB-Technical university of Ostrava, Mechanical series*, 2010, vol. LVI, no. 2, p. 225–231. ISSN 1210-0471.
- HORYNOVÁ, M.; DOLEŽAL, P.; JANOVA, D.; **GEJDOŠ**, P. Vliv tepelného zpracování na chemickou a mikrostrukturní heterogenitu hořčíkové slitiny AZ61. *Zeszyty naukowe politechniki Opolskiej seria Mechanika*, 2010, roč. 2010, č. 337, s. 179–187. ISSN 1429-6055.
- DOLEŽAL, P.; ZAPLETAL, J.; **GEJDOŠ**, P.; HORYNOVÁ, M. Vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti hořčíkové slitiny AZ61. *Zeszyty naukowe politechniki Opolskiej seria Mechanika*, 2010, roč. 2010, č. 337, s. 165–170. ISSN 1429-6055.
- **GEJDOŠ**, P.; ZAPLETAL, J.; NĚMCOVÁ, A.; PODRÁBSKÝ, T. Únavové vlastnosti hořčíkové slitiny AZ61. *Zeszyty naukowe politechniki Opolskiej seria Mechanika*, 2010, roč. 2010, č. 337, s. 171–177. ISSN 1429-6055.
- NĚMCOVÁ, A.; **GEJDOŠ**, P.; ZMRZLÝ, M.; DOLEŽAL, P.; PACAL, B. The Study of Corrosion Behaviour of Al Alloy with pure Al on the Surface. In *Annals of DAAAM for 2010 and proceedings*. 2010. p. 1019–1020. ISBN 978-3-901509-73-5.
- ZAPLETAL, J.; **GEJDOŠ**, P.; LIŠKUTÍN, P. Studium únavového chování hliníkové slitiny EN AW-7075 v nízkocyklové oblasti. In *Letná škola únavy materiálů '2010*. Žilina: Žilinská univerzita v Žiline pre Strojnícku fakultu ŽU v Žiline, 2010. s. 144–147. ISBN 978-80-554-0235-2.
- **GEJDOŠ**, P.; PODRÁBSKÝ, T.; ZAPLETAL, J. Fatigue Properties of AZ31 Magnesium Alloy with Calcium Addition. *Transaction of the VŠB-Technical university of Ostrava, Mechanical series*, 2009, vol. 2009, no. 3, p. 73–79. ISSN 1210-0471.
- **GEJDOŠ**, P.; ZAPLETAL, J.; PODRÁBSKÝ, T. Únavové vlastnosti hořčíkové slitiny AZ31 + 0,15 % Ca. *Zeszyty naukowe politechniki Opolskiej seria Mechanika*, 2009, roč. 2009, č. 332, s. 63–64. ISSN 1429-6055.
- ZAPLETAL, J.; **GEJDOŠ**, P.; PODRÁBSKÝ, T.; VĚCHET, S. Únavové vlastnosti hořčíkové slitiny AZ31. *Zeszyty naukowe politechniki Opolskiej seria Mechanika*, 2008, roč. 2008, č. 327, s. 187–192. ISSN 1429-6055.

12. SEZNAM ZKRATEK A SYMBOLŮ

A	tažnost
a	délka trhliny
ASTM	American Society for Testing and Materials
b	elastický exponent křivky životnosti
BCC	Body Centered Cubic
c	plastický exponent křivky životnosti
CDK	cyklická deformační křivka
da/dN	rychlost šíření trhliny
δ	tuhý roztok hliníku v hořčíku
$\Delta\varepsilon_p$	rozkmit plastické deformace ($\Delta\varepsilon_p = 2 \cdot \varepsilon_{ap}$)
ΔK	rozkmit součinitele intenzity napětí
E	modul pružnosti v tahu
ECAP	Equal Channel Angular Pressing
ELCF	Extra Low Cycle Fatigue
EN	European Standards
ε'_f	součinitel únavové tažnosti
ε_a	amplituda celkové deformace
ε_{ae}	Amplituda elastické deformace
ε_{ap}	amplituda plastické deformace
F	síla
FCC	Face Centered Cubic
GCF	Giga Cycle Fatigue
GDOES	Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy
γ	fáze $Mg_{17}Al_{12}$
γ_D	fáze $Mg_{17}Al_{12}$ diskontinuální
HBW	tvrdost podle Brinella, kulička z tvrdokovu
HCF	High Cycle Fatigue
HCP	Hexagonal Closed Packet
l	povrchová délka trhliny
LCF	Low Cycle Fatigue
NCÚ	nízkocyklová únava
N_f	počet cyklů do lomu
K_a	amplituda faktoru intenzity napětí

KVZ	kovy vzácných zemin
k_g	koeficient růstu trhliny
R^2	parametr spolehlivosti
REM	rastrovací elektronový mikroskop
R_m	mez pevnosti v tahu
$R_{p0,2}$	smluvní mez kluzu
S	součet čtverců odchylek
SC	Squeeze Casting
SW	Software
S-N	označení Wöhlerovy křivky obvykle používané v anglicky psané literatuře (Stress–Number of cycles)
σ'_f	součinitel únavové pevnosti
σ_a	amplituda napětí
σ_c	mez únavy
σ_{Nc}	časovaná mez únavy
σ_σ/R_m	únavový poměr (fatigue ratio)
TEM	transmisní elektronový mikroskop
TZ	tepelné zpracování
ULCF	Ultra Low Cycle Fatigue
VS	výchozí stav
3KV	tří parametrická funkce Kofoutova-Věchetova
4KV	čtyř parametrická funkce Kohoutova-Věchetova