

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 VLASTNOSTI HOŘČÍKOVÉ SLITINY AZ61

FATIGUE PROPERTIES OF AZ61 MAGNESIUM ALLOY

DIPLOMOVÁ PRÁCE
MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

Bc. ANDREA PROVAZNÍKOVÁ

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

Ing. LIBOR PANTĚLEJEV, Ph.D.

ABSTRAKT

Tato diplomová práce se zabývá únavovým chováním hořčíkové slitiny AZ61 odlité metodou squeeze casting. V rámci práce byly zjištěny základní mechanické charakteristiky a získána nízkocyklová únavová data. Dále bylo provedeno metalografické hodnocení struktury a také fraktografická analýza únavově porušených vzorků.

ABSTRACT

This master's thesis is dealing with low-fatigue behavior of magnesium alloy AZ61, prepared via squeeze casting method. The main aim of this work was to obtain the basic mechanical properties as well as the low cycle fatigue data. Additional metallographical evaluation of microstructure and fractographical analysis after fatigue tests was made.

Klíčová slova

Hořčíková slitina AZ61, squeeze casting, mechanické vlastnosti, nízkocyklová únava.

Key words

Magnesium alloy AZ61, squeeze casting, mechanical properties, low cycle fatigue.

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE dle ČSN ISO 690:

PROVAZNÍKOVÁ, A. *Únavové vlastnosti hořčíkové slitiny AZ61*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2010. 74 s. Vedoucí diplomové práce Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.

Prohlášení:

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma *Únavové vlastnosti hořčíkové slitiny AZ61* vypracovala samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených na seznamu, který tvoří přílohu této práce.

V Brně dne 28. 5. 2010

Bc. Andrea Provazníková

Poděkování:

Srdečně tímto děkuji svému vedoucímu diplomové práce, panu Ing. Liboru Pantělejevovi, Ph.D., za jeho ochotu a trpělivost a především jeho odborné rady a podnětné připomínky, které mi velice pomohly při zpracování této práce. Dále bych chtěla poděkovat panu Ing. Josefu Zapletalovi a paní Ivě Davidové za pomoc při řešení experimentů a také všem pracovníkům Ústavu materiálových věd a inženýrství za jejich odbornou pomoc. Tato práce byla realizována v rámci projektu 1M0556 - Ekocentrum aplikovaného výzkumu neželezných kovů.

OBSAH

1. ÚVOD.....	10
2. ÚNAVA MATERIÁLU	11
2.1. Oblasti únavového zatěžování.....	12
2.2. Etapy únavového života.....	12
2.2.1. Stádium změn mechanických vlastností	13
2.2.2. Stádium iniciace únavových trhlin.....	16
2.2.3. Stádium šíření únavových trhlin	18
2.3. Parametry cyklického zatěžování	19
2.4. Křivky únavového života	21
2.4.1. Wöhlerova křivka (S-N křivka)	21
2.4.2. Křivky životnosti $\epsilon_a - N_f$	23
2.5. Faktory ovlivňující mez únavy	24
2.5.1 Vliv středního napětí.....	24
2.5.2 Vliv druhu zatěžování	28
2.5.3. Vliv velikosti součásti	28
2.5.4. Vliv vrubů	28
2.5.5. Vliv stavu povrchu	28
3. HOŘČÍKOVÉ SLITINY	30
3.1. Hořčík.....	30
3.2. Hořčíkové slitiny	30
3.2.1. Vliv přísadových prvků v hořčíkových slitinách	31
3.2.2. Mikrostruktura hořčíkových slitin	32
3.2.3 Lité hořčíkové slitiny	33
3.2.4. Tvářené slitiny.....	34
3.3 Technologie zpracování hořčíkových slitin.....	35
3.3.1. Technologie zpracování hořčíkových slitin odléváním	35
3.3.2. Technologie zpracování hořčíkových slitin tvářením	39
3.4 Tepelné zpracování hořčíkových slitin.....	39
3.4.1 Způsoby tepelného zpracování slitin hořčíku	40
3.5 Mechanické vlastnosti hořčíkových slitin a jejich aplikace	41
3.5.1. Základní mechanické vlastnosti	42
3.5.2 Únavové vlastnosti hořčíkových slitin	45
4. CÍLE PRÁCE	48
5. EXPERIMENTÁLNÍ METODIKA	49
5.1. Použitý materiál.....	49

5.1.1 Chemické složení hořčíkové slitiny AZ61	50
5.1.2. Příprava vzorků pro světelnou mikroskopii	50
5.1.3. Metalografické hodnocení struktury	50
5.1.4. Základní mechanické charakteristiky slitiny AZ61	52
5.2. Experimentální technika	53
5.2.1 Tahová zkouška.....	53
5.2.2. Zkouška tvrdosti.....	54
5.2.3. Únavové zatěžování	54
5.2.4. Pozorování lomových ploch.....	55
6. VÝSLEDKY.....	56
6.1. Zkouška tahem.....	56
6.2 Tvrdost.....	56
6.3 Únavové zkoušky	56
6.3.1. Hysterezní smyčky	57
6.3.2. Křivky cyklického zpevnění – změkčení	58
6.3.3. Křivky životnosti.....	60
6.3.4. Cyklická deformační křivka.....	61
6.4. Fraktografické hodnocení lomový ploch.....	63
7. DISKUSE	65
8. ZÁVĚRY	69
9. LITERATURA	70
10. PŘEHLED POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ	73

1. ÚVOD

S rostoucí globalizací světové ekonomiky rostou i požadavky na objem přepravovaného zboží. S tím související rozvoj dopravy, která je významným podílem zajišťována automobily se spalovacími motory, vyvolává silné ohrožení životního prostředí v důsledku škodlivých emisí výfukových plynů a spotřeby neobnovitelných zdrojů paliv. Jedním ze směrů omezování tohoto nepříznivého vlivu je snaha o snížení spotřeby paliva pomocí snižování hmotnosti konstrukce. Zde nacházejí ve stále rostoucí míře uplatnění materiály s nízkou specifickou hmotností, mezi kterými zaujímají významné místo i hořčíkové slitiny [1].

Hořčík je nejlehčí kov ze všech základních kovových materiálů používaných pro konstrukční slitiny a je také osmým nejběžnějším prvkem na Zemi. Jsou to právě tyto vlastnosti, které lákají nejenom automobilové výrobce k nahrazení těžších materiálů, jako jsou oceli, litiny, slitiny mědi a dokonce i hliníkové slitiny, slitinami hořčíku. Využitím nových technologií výroby lze redukovat výrobní náklady a kompenzovat tak nevýhody, se kterými se u hořčíkových slitin potýkáme.

Dle statistiky IMA (International Magnesium Association = Mezinárodní hořčíková asociace) bylo na světě v roce 2008 vyrobeno 719 000 tun primárního hořčíku [2]. Největší podíl je stále využíván pro legování Al slitin, následují odlitky vyrobené tlakovým litím a tvářené produkty. V příštích deseti letech je očekáván nárůst spotřeby hořčíkových slitin o 7 % ročně.

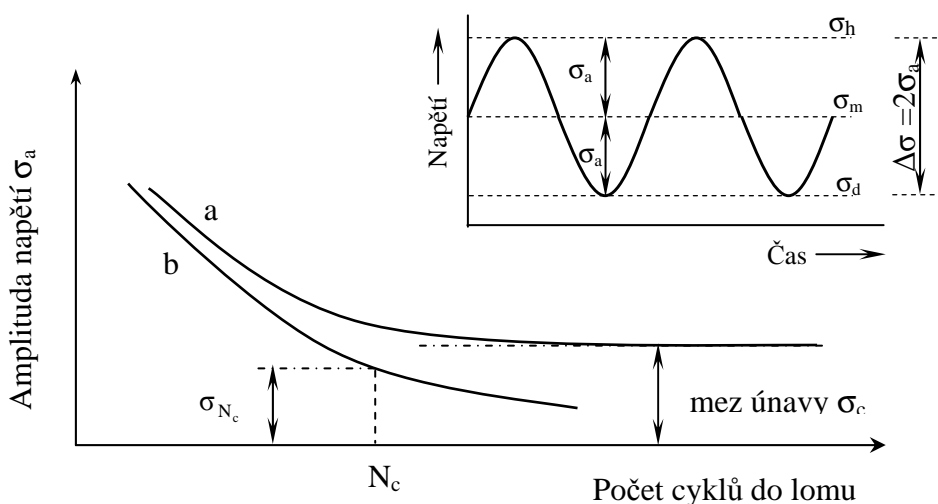
V dnešní době je většina poruch a havárií způsobena převážně únavovými procesy, degradací vlastností materiálů v dlouhodobém provozu a účinkem vnějšího prostředí. Snaha o zvyšování výkonu za současného zmenšování rozměrů, hmotnosti strojů a zařízení zvyšuje nároky na konstrukci zařízení. Vysoké nároky na konstrukci s sebou následně přináší nebezpečí únavového selhání. K tomu, aby bylo možné zajistit požadovanou životnost a spolehlivost zařízení, je nutné znát specifika procesů, které probíhají při opakovaném zatěžování v nově vyvíjených materiálech. Pro správný návrh konstrukce a technologie výroby jednotlivých součástí je mimo jiné důležité zjistit vliv interních a externích faktorů na únavovou životnost materiálu [3]. Únavové poškození je předmětem systematického výzkumu již více než 150 let. Přesto, že za toto období bylo nahromaděno obrovské množství experimentálních i teoretických výsledků, zůstává stále řada problémů, které vyžadují další detailní studium [4].

Tato diplomová práce se zabývá únavovými vlastnostmi v oblasti nízkocyklové únavy hořčíkových slitin se zaměřením na skupinu slitin Mg-Al-Zn.

2. ÚNAVA MATERIÁLU

Součásti strojů, vozidel a konstrukcí jsou často vystaveny opakovanému zatěžování, také nazývanému cyklické zatěžování. Výsledné cyklické napětí může vést k mikroskopickému poškození materiálu. V případě, že toto napětí je menší než mez pevnosti daného materiálu, poškození se kumuluje s pokračujícím cyklováním, dokud nedojde k rozvoji trhliny, případně k jinému poškození, jež vede k lomu součásti. Takovýto proces kumulace porušení, jež vede k lomu účinkem cyklického zatěžování, se nazývá únava. Použití tohoto termínu má logiku, protože při cyklickém zatěžování dochází k postupným změnám v materiálu a tím ke ztrátě schopnosti odolávat vnějšímu zatěžování [5].

Průkopníkem únavových zkoušek byl pan August Wöhler, který v letech 1852 – 1870 prováděl únavové zkoušky při zatěžování ohybem za rotace. Wöhlerova křivka je dodnes jednou ze základních únavových charakteristik, často označovaná také jako S-N křivka, udávající závislost počtu cyklů do lomu N_f na amplitudě napětí σ_a (při daném středním napětí) – obr. 1 [4].



Obr.1: Wöhlerova křivka (schematicky). σ_h – horní napětí, σ_a – amplituda napětí, σ_d – dolní napětí, σ_m – střední napětí [4].

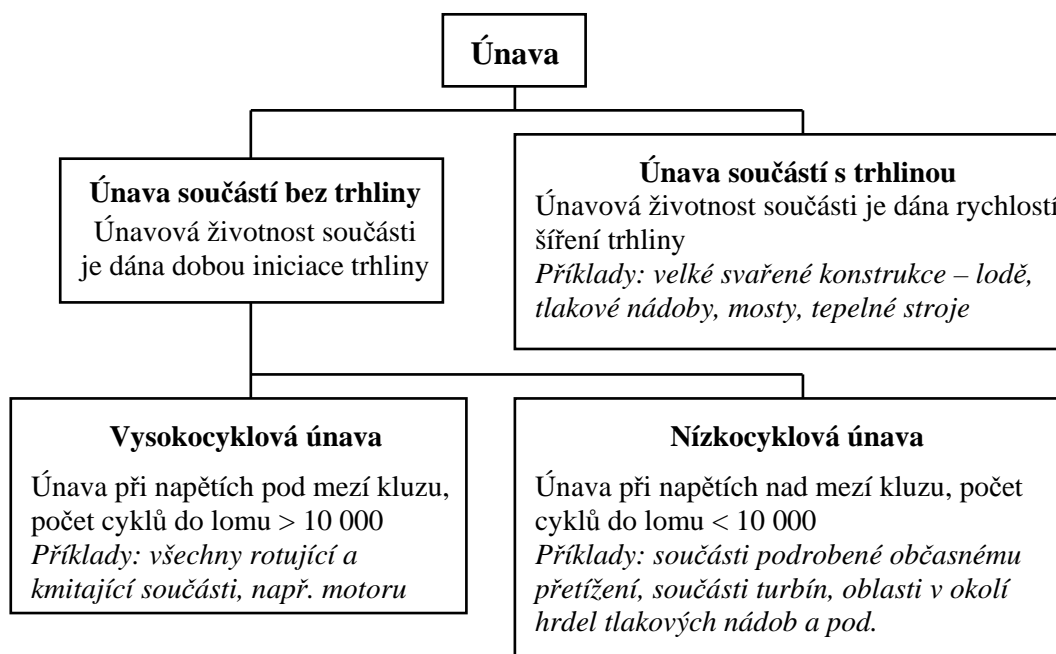
Z obr. 1 je vidět, že Wöhlerova křivka se může vyskytovat ve dvou různých podobách. Křivka typu „a“ je typická tím, že při určitém počtu cyklů se amplituda napětí asymptoticky blíží k mezní hodnotě σ_c (mez únavy), při které teoreticky nedojde k lomu ani po velmi vysokém počtu cyklů. Takovýto tvar je typický např. pro nízkouhlíkové oceli a jiné intersticiální slitiny, které deformačně stárnou [6].

Křivka typu „b“ nemá asymptotickou část, ale amplituda napětí plynule klesá s počtem cyklů. K porušení tedy dochází při konečném počtu cyklů pro všechny hodnoty amplitud napětí. Takto se chovají kovy a slitiny s fcc mřížkou, zejména Al, Mg, Cu. U tohoto typu křivky nelze stanovit mez únavy standardním způsobem, životnost materiálů je stanovena smluvně určitým počtem cyklů do lomu např. $N_c = 10^7$ cyklů odpovídající příslušné amplitudě napětí, která se pak nazývá časovaná mez únavy σ_{N_c} [4].

2.1. Oblasti únavového zatěžování

Existence únavy kovů je podmíněna a determinována cyklickou plastickou deformací. Teprve mnohonásobné opakování plastické deformace, byť tak malé, že z hlediska běžného pojetí jde o zatěžování elastické, vede ke kumulativnímu poškozování, končícímu únavovým lomem. Elastická deformace nevede k nevratným změnám materiálu; plastická deformace naopak k nevratným změnám ve struktuře a v důsledku toho ve vlastnostech materiálu vede [6].

Únavové procesy lze rozdělit dle počtu cyklů do lomu na vysokocyklové (počet cyklů do lomu je 10^5 nebo větší) popisované např. Wöhlerovou křivkou a nízkocyklové (počet cyklů do lomu je 10^4 nebo menší), které popisuje např. Mansonova-Coffinova křivka. Oblasti únavy jsou znázorněny na obr. 2.



Obr. 2: Oblasti únavy [7].

2.2. Etapy únavového života

Na základě typů nevratných změn, způsobených cyklickou plastickou deformací, lze celý únavový proces rozdělit na tři časově následující a do jisté míry se překrývající stádia viz obr. 3a.

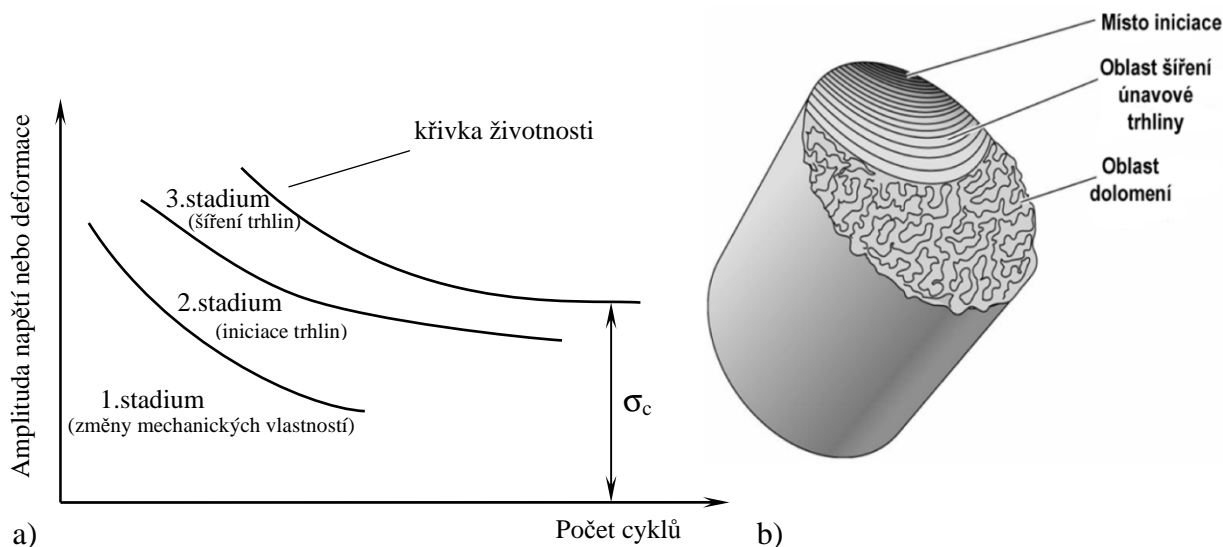
Stadium změn mechanických vlastností. V důsledku kumulace plastické deformace se mění rozložení a hustota dislokací v materiálu a díky tomu i mechanické vlastnosti. Změny mechanických vlastností mohou být dvojího druhu: cyklické zpevnění a cyklické změkčení nebo kombinace obou procesů [6].

Stadium nukleace trhlín. Týká se již jen malé části celkového objemu, a to zejména povrchových vrstev. V případě materiálů s nehomogenitami, vměstky a dutinami může k nukleaci docházet přednostně v jejich blízkosti. Společným jmenovatelem všech typů nukleace je lokalizace cyklické plastické deformace [4].

Stadium šíření trhlín. V předchozím stádiu vzniklé trhlíny neustále rostou, přičemž z důvodu nerovnoměrně rozloženého napětí a deformace se z některé z nich stane trhlina

řídící. Tato trhlina se pak přednostně šíří vzorkem, zatímco u ostatních trhlín je růst potlačen. Proces šíření je determinován vlastnostmi plastické zóny před špicí trhliny, kde je vysoká koncentrace cyklické plastické deformace. Při překročení kritického napětí ve zbylé části vzorku dojde k závěrečnému dolomení. Třetí stádium je tedy ukončeno únavovým lomem [8].

Na lomové ploše únavově porušeného vzorku můžeme tedy pozorovat oblast šíření únavové trhliny a oblast dolomu. Ve většině případů dochází ke vzniku únavového porušení na povrchu vzorků – obr. 3b.



Obr. 3: a) Stádia únavového procesu (schematicky) [6], b) vzhled lomové plochy [9].

2.2.1. Stádium změn mechanických vlastností

Elastická deformace ani při neomezeném počtu cyklů nevede k žádným nevratným změnám ve struktuře a tím pádem ani ke změně mechanických vlastností, které by mohly vést k iniciaci trhlín. Naproti tomu i nejmenší vícekrát opakovaná plastická deformace působí změny v hustotě a uspořádání mřížkových poruch vedoucích ke změnám mechanických vlastností a vzniku trhlín [10].

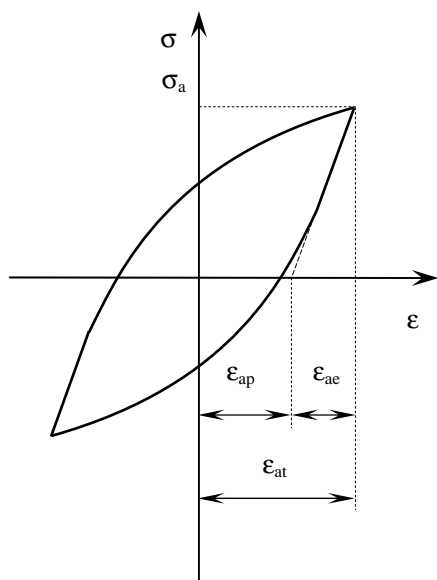
Odpor materiálu proti cyklické deformaci může vzrůstat – materiál cyklicky zpevňuje nebo klesat – materiál cyklicky změkčuje. Tyto změny mají u většiny materiálů sytící charakter, tzn. že jsou výrazné pouze na počátku cyklického zatěžování a s přibývajícím cykly jejich intenzita klesá, až zcela ustanou. Materiál se tak nachází v ustáleném neboli saturovaném stavu. Dosažení saturovaného stavu nejlépe charakterizuje hysterezní smyčka, obr. 4, která po ukončení procesu změkčení či zpevnění stabilizuje svůj tvar a velikost [8].

Hrubým kritériem pro určení, zda materiál bude cyklicky zpevňovat či změkčovat, je poměr $R_m/R_{p0,2}$. Je-li větší než 1,4 materiál ve většině případů zpevňuje, při poměru menším než 1,2 lze očekávat změkčení [8]. Změny mechanických vlastností je možné sledovat pomocí přímého měření parametrů při únavovém zatěžování z hysterezních smyček, odečtených za chodu zkušebního stroje.

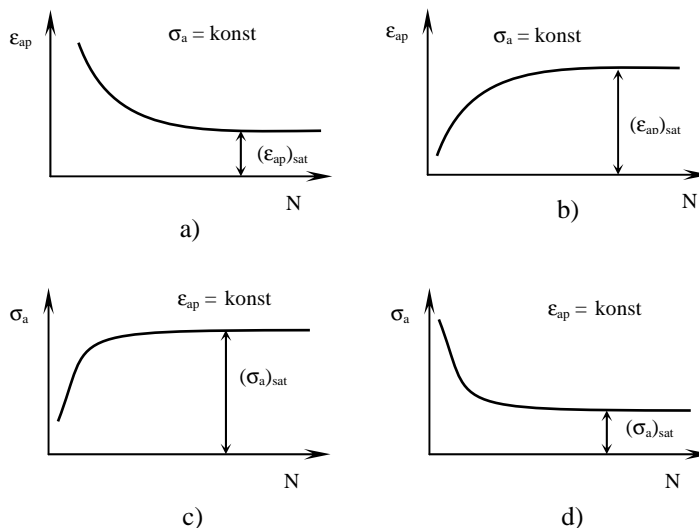
Moderní elektronicky řízené únavové stroje umožňují udržovat v průběhu zatěžování buďto konstantní amplitudu napětí, nebo amplitudu celkové nebo plastické deformace. Při cyklickém zatěžování s konstantní amplitudou napětí se může měnit jen amplituda deformace.

Pokud amplituda deformace s počtem cyklů klesá, jde o případ cyklického zpevnění (obr. 5a). Cyklické změkčení se naopak projevuje růstem amplitudy deformace (obr. 5 b) [4].

Pro režim zatěžování s konstantní amplitudou deformace se mění amplituda napětí: cyklické zpevnění se projevuje růstem amplitudy napětí – roste napětí potřebné k dosažení téže deformace (obr. 5 c), změkčení je naopak charakterizováno poklesem amplitudy napětí – klesá napětí potřebné k dosažení téže deformace (obr. 5 d) [4].

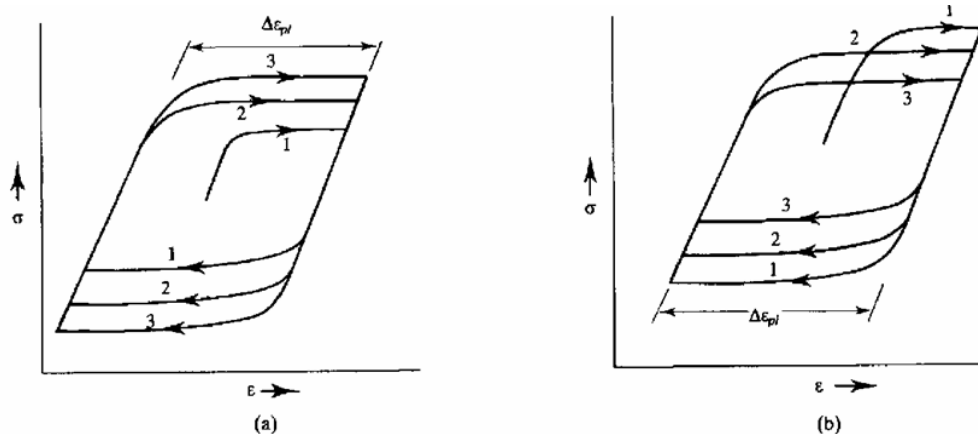


Obr. 4: Schéma hysterezní smyčky[4].



Obr. 5: Cyklické zpevnění a změkčení pro různé režimy zatěžování [6].

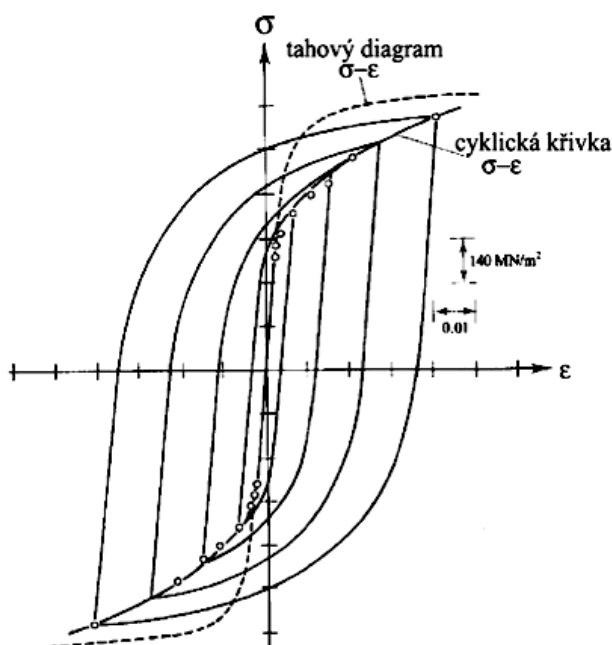
Cyklické zpevnění charakterizované zvyšováním hustoty dislokací je typické pro vyžíhané materiály. Cyklické změkčení je naopak charakteristické pro materiály zpevněné některým ze známých způsobů, jako je např. deformační zpevnění, precipitační zpevnění, zpevnění martenzitickou transformací, atd.



Obr. 6: a) materiál cyklicky zpevňuje, b) materiál cyklicky změkčuje [6].

V průběhu změn mechanických vlastností během cyklického namáhání může docházet k přechodům od cyklického změkčování k cyklickému zpevňování a naopak. Také tvar a plocha hysterezních smyček se v průběhu zpevnění či změkčení mění viz obr. 6. Po skončení

cyklického zpevnění nebo změkčení se zpravidla už dále mechanické vlastnosti zatěžovaného materiálů nemění.



Obr. 7: Cyklická deformační křivka [5]

Proložíme-li vrcholovými body stabilních hysterezních smyček křivku, dostaneme relaci mezi amplitudou napětí a amplitudou plastické deformace v saturovaném, ustáleném stavu viz obr. 7. Tato křivka je v literatuře označovaná jako cyklická deformační křivka, která vyjadřuje vztah mezi napětím a plastickou deformací v ustáleném stavu a je velmi významnou materiálovou charakteristikou pro popis únavového chování daného materiálu, analogickou ke klasickému tahovému diagramu [4].

Cyklickou deformační křivku lze porovnávat s klasickým tahovým diagramem. Leží-li cyklická křivka „nad“ tahovou, znamená to, že materiál cyklicky zpevňuje. Leží-li „pod“ ní, jedná se naopak o cyklické změkčení.

Plastická deformace je obecně dána pohybem dislokací a totéž platí i pro případ cyklické únavové plastické deformace, která podmiňuje změny mechanických vlastností zatěžovaného materiálu. Procesy cyklického zpevnění, změkčení i výsledné vlastnosti v saturovaném stavu jsou tedy určeny generací, pohybem a interakcemi dislokací, ať již vzájemnými nebo s jinými typy poruch mřížky. Pohyb dislokací je také ovlivněn přítomností precipitátů, cizích částic, hranicemi zrn atd. Z uvedených poznatků vyplývá, že v průběhu cyklické deformace bude docházet nejen ke změnám v konfiguraci a hustotě dislokací, ale také ke změnám v rozložení a morfologii jiných typů překážek. Typy dislokačních struktur v saturovaném stavu jsou určeny jen dvěma veličinami a to amplitudou zatěžování a snadností příčného skluzu [4].

Cyklicky namáhané hořčíkové slitiny vykazují cyklické zpevnění, které roste se zvyšující se amplitudou celkové deformace. Během cyklické plastické deformace v hořčíkových slitinách fungují dva charakteristické deformační mechanismy – skluz a dvojčatění. Slitiny na bázi Mg-Al mají sklon k dvojčatění zejména při cyklické plastické deformaci v oblasti nízkocyklové únavy. Specifickým rysem je asymetrie deformačního procesu, která souvisí s rozdílným iniciačním napětím pro vznik dvojčat v tahu a v tlaku v důsledku zrcadlového uspořádání dvojčat a náhodného uspořádání zrn v polykrystalu. Některá zrna mají příznivou orientaci pro dvojčatění při tahovém zatížení; je jich ale méně než příznivých orientací v tlakovém zatížení. Během tlakového zatížení nastává dvojčatění ve směru rovnoběžném k bazální rovinně krystalové mřížky. V tahovém zatížení nastává dvojčatění v kolmém směru k bazální rovinně. Při deformaci dochází k nahromadění dvojčat, a tím k vytvoření bariér pro dislokační skluz, což vede ke zpevnění. Deformační asymetrie je kromě toho spojena s texturou materiálu [3].

2.2.2. Stádium iniciace únavových trhlin

V oblasti únavy je prováděno velké množství experimentů, které potvrzují, že únavové trhliny jsou v případě homogenních materiálů nukleovány na volném povrchu součásti, což je nejčastěji vysvětlováno přítomností koncentrátorů napětí různého druhu jako např. konstrukční vruby, změny průřezu, neopracovaný povrch, porozita materiálu, kavity apod.[4]. Únavové trhliny však vznikají i na hladkých zkušebních tělesech s kvalitním povrchem, z čehož vyplývá, že existují i mikroskopické příčiny vzniku trhlin [10]. Mezi nejčastější patří únavová skluzová pásma, hranice zrn, rozhraní sekundární fáze – matrice, dutiny a kavity.

U součástí makroskopicky strukturně nehomogenních a součástí s vnitřními geometrickými defekty není nukleace trhlin vždy spojená s povrchem. Pokud jde o vnitřní defekty typu trhlin, je zřejmé, že stádium nukleace zcela chybí [4].

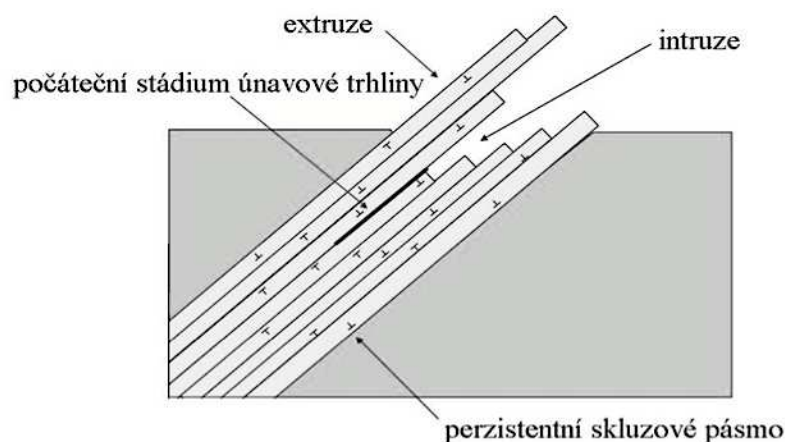
Nukleační stádium je možné vyjádřit poměrem počtu cyklů potřebných k nukleaci k celkovému počtu cyklů do lomu za určitých zatěžovacích podmínek. Celkové stádium únavového procesu může být různě dlouhé a závisí na amplitudě zatěžování, geometrii vzorku i součásti, materiálových charakteristikách, stavu zpracování povrchové vrstvy a na prostředí, ve kterém únavový proces probíhá. Koncentrátory napětí (zejména vruby) významně zkracují dobu nukleačního stádia a v případě ostrých koncentrátorů je toto stádium zcela zanedbatelné [10].

2.2.3. Mechanismy nukleace mikrotrhlin

Pro fázi nukleace mikrotrhlin byly vytvořeny modely popisující tento proces. Lze je však aplikovat jen v nukleačních místech, to znamená v místech silné lokalizace plastické deformace. Většina modelů a představ o nukleaci vychází z pojetí, že mezi intruzí a mikrotrhlinou je kvalitativní rozdíl, přestože zřetelný rozdíl je obtížné posoudit. Žádný z modelů, proto není plně uspokojující [4]. Mechanismy nukleace je možné rozdělit do následujících pěti kategorií:

1) Modely nerozlišující mezi intruzí a mikrotrhlinou.

Vznik mikrotrhlin je chápán jako spojitě prorůstání intruze do hloubky pomocí opakovaného skluzu buď na jednom, nebo na dvou skluzových systémech. V případě skluzu na jednom skluzovém systému je podstatou představy relativní pohyb více rovnoběžných „karet“ (viz obr. 8) [6].



Obr. 8: Skluz v persistentním skluzovém pásmu [5].

2) Nukleace křehkým prasknutím v kořeni intruze.

Jedná se o mechanismus, který jasně rozlišuje intruzi a trhlinu a byl odvozen z přímého pozorování povrchových vrstev elektronovým mikroskopem. Mikrotrhliny začínají vždy na ostrých intruzích bez ohledu na typ okolní dislokační struktury. Lze se domnívat, že mikrotrhlina se vytvoří tehdy, když koncentrace napětí kolem intruzí (závisející na geometrii intruze), která nemůže být odrelaxována skluzovými procesy (následkem zpevnění), dosáhne takového stupně, že maximální napětí přesáhne meziatomové vazebné síly. Tato představa je značně rámcová, protože předpokládá extrémně vysokou, i když silně lokalizovanou koncentraci napětí u kořene intruze. Existenci takto vysoké koncentrace napětí není možné experimentálně ani doložit, ani vyvrátit [6].

3) Vznik trhliny kondenzací vakancí.

Některé dislokační interakce vedou ke vzniku vakancí. V průběhu cyklické deformace byla experimentálně zjištěna relativně vysoká koncentrace vakancí v celém zatěžovaném objemu. Je pravděpodobné, že největší koncentrace vakancí je díky dislokačním interakcím v únavových skluzových pásmech, protože jsou to oblasti se stálou dislokační aktivitou. Takto vzniklé vakance mohou vytvářet shluky a dutiny, které je možné při dostatečné velikosti považovat za trhlinu. Tato představa implicitně předpokládá difúzi vakancí, která je silně závislá na teplotě [4].

V několika experimentálních pracích bylo ukázáno, že únavový proces (nukleace a šíření trhlin) probíhá i za teploty 1,7 K, tedy za teploty, při které již difúze neprobíhá. Možnost difúze vakancí tedy není nutnou podmínkou pro nukleaci trhlin. To je také nejzávažnější námitka proti vakančnímu mechanismu. V oblasti vyšších teplot, kde se již při cyklickém zatěžování uplatňuje i creep se mechanismus kondenzace vakancí může na nukleaci podílet [4].

4) Dekoheze krystalu podél skluzové roviny způsobená akumulací dislokací.

V kritických místech se vytváří taková konfigurace dislokací, která vede k lokálnímu zvýšení napětí nebo energie dostačující ke ztrátě koheze v oblasti desetin až jednotek nm. Bylo teoreticky dokázáno, že dislokační dipól s velmi malou vzdáleností mezi dislokacemi může prostřednictvím anihilace vést až ke vzniku trhliny [4].

5) Nukleace na hranicích zrn.

Model předpokládá tvorbu intruze přímo na hranicích zrn, ze kterých se může vyvinout mikrotrhlina. Tento experimentálně dobře doložený mechanismus je aplikovatelný jen pro velmi vysoké amplitudy zatěžování odpovídající počtu cyklů do lomu v řádu max. 10^3 . Při takto vysokých amplitudách dochází k intenzivní cyklické plastické deformaci napříč celou povrchovou vrstvou zrn. Hranice zrn tvoří překážku plastické deformaci, a proto v mikroměřítku dochází ke vzniku plastické nestability a „hloubka rýhy“ se na hranici zrna se zvyšujícím se počtem cyklů prohlubuje, až do doby, kdy je deformační koncentrace tak velká, že vytvoří mikrotrhlinu [4].

Kromě modelů uvedených v bodech (1) až (5) však existuje ještě celá řada variací a obměn. Žádný z modelů není plně uspokojivý a není rozpracován tak, aby umožnil vyjádření vlivu strukturálních a materiálových parametrů na rychlost nukleace. Do jaké hloubky a délky mikrotrhlin je možno hovořit o nukleaci a od kterých hodnot již o šíření mikrotrhlin je

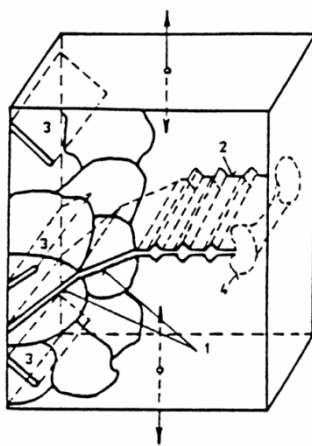
nejasné. Není k dispozici žádné kritérium vyplývající z podstaty procesů, které by toto rozdělení umožňovalo. Je nutné také připustit to, že nukleace i šíření mikrotrhliny je zcela spojitý proces bez možnosti vymezení hranice. Z tohoto důvodu jsme odkázáni vždy jen na konvenci volby délky trhliny, kterou budeme považovat za konec nukleačního stadia [4].

U hořčíkových slitin byla pozorována iniciace únavových trhlin především z pórů a dutin jak z povrchu, tak i z podpovrchové oblasti materiálu. Z experimentálních prací vyplývá, že se zvyšující se velikostí pórů klesá napětí potřebné k iniciaci. K nukleaci trhlin však může dojít i na hranicích α -Mg zrn, a nebo na interdendritickém eutektiku Mg [11].

2.2.3. Stádium šíření únavových trhlin

Povrchové mikrotrhliny vytvořené během nukleace leží podél aktivních skluzových rovin, v nichž je největší smykové napětí. Výjimku tvoří interkrystalické mikrotrhliny. Při jednoosém zatěžování je největší smykové napětí na rovinách, které svírají úhel 45° se směrem vnějšího napětí [4].

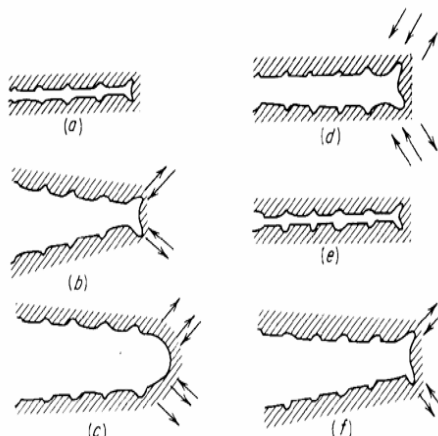
Stádium šíření únavových trhlin, které je schematicky naznačeno na obr. 9, je možné rozdělit na dvě etapy. V první probíhá šíření krátkých trhlin, které probíhá krystalograficky v aktivních skluzových rovinách, jejichž orientace je blízká rovině maximálního skluzového napětí. V průběhu dalšího cyklického ztěžování se trhliny propojují a rostou dále do hloubky. Po dosažení určité délky se trhlina stočí kolmo na směr působícího napětí a její šíření se dá popsat pomocí lomové mechaniky. Během druhé etapy dochází k nekrystalografickému šíření dlouhé trhliny, označované také jako magistrální. Délka trhliny, při které dochází k přechodu z první do druhé etapy šíření, závisí především na druhu materiálu a na amplitudě zatěžování, zpravidla však není větší než několik desetin milimetru. Šíření v druhé etapě končí náhlým lomem zbývající části nosného průřezu [4].



Obr. 9: Schéma postupu šíření únavové trhliny: 1- první etapa šíření, 2 - druhá etapa šíření, 3 - neefektivní mikrotrhliny, 4 – plastická zóna na čele trhliny [5].

Na lomové ploše můžeme pozorovat charakteristickou oblast, resp. oblasti nukleace trhlin, oblast jejich postupného šíření žlábkovaným mikrorelíefem, nazývaným únavové striace a oblast konečného lomu. Striace vznikají v důsledku přítomnosti cyklické plastické deformace na čele šířící se trhliny a jsou orientovány kolmo na směr šíření. Charakter striací závisí na vlastnostech základní kovové hmoty, tj. na druhu a stavu materiálu, na podmínkách cyklického zatěžování a chemickém prostředí. Dle charakteru a tvaru se únavové striace dělí na transkrystalické a interkrystalické.

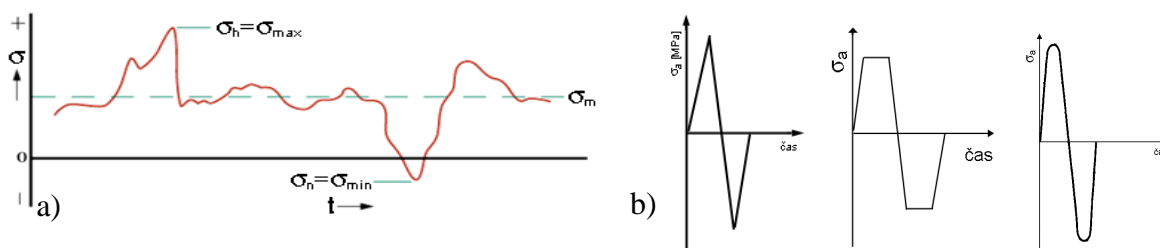
Klasické únavové strie vznikají opakovaným plastickým otupováním a zaostřováním čela únavové trhliny u tvárných materiálů, který navrhl Laird - viz obr 10. Plastická deformace a otupování probíhá v tahové části zátěžného cyklu a vede k posunutí čela únavové trhliny. V tlakové části zátěžného cyklu není však nově vytvořený povrch vrácen do původního stavu a délka únavové trhliny se tak během jednoho cyklu zvětší o jednu rozteč mezi striecemi [8].



Obr. 10: Schéma mechanismu šíření trhliny [5].

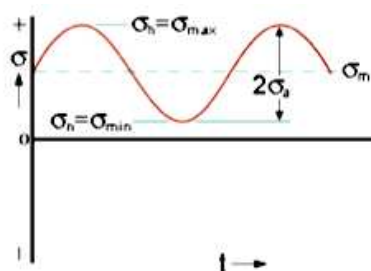
2.3. Parametry cyklického zatěžování

V praxi lze jen málo případů cyklického zatěžování charakterizovat konstantní amplitudou napětí. Mnohem častější je nepravidelné zatěžování v závislosti na čase. Dle původu můžeme zatěžování součástí strojů, vozidel, konstrukcí, rozdělit do několika kategorií. Statické zatížení se prakticky nemění a je stále přítomné. Cyklické zatížení se mění v závislosti na čase a je důsledkem provozního namáhání součástí. Vibrační zatížení je cyklické zatěžování o poměrně vysoké frekvenci, které má původ v prostředí, nebo je sekundárním projevem funkce součástí. Jedná se zpravidla o projevy turbulence, nebo interakci dvou nerovných povrchů, které jsou v kontaktu. Nahodilé zatížení jsou vzácné události, ke kterým nedochází za normálních okolností [5].



Obr. 12: a) Obecný zátěžný cyklus, b) příklady zjednodušení – trojúhelníkový, lichoběžníkový a sinusový cyklus [5].

Reálný průběh zatížení charakterizovaný schématem na obr.12a je v laboratorních podmínkách velmi obtížné namodelovat, a proto je snaha o zjednodušení viz obr.12b. Nejčastěji využívaný je sinusový zátěžný cyklus viz obr.13.



Obr. 13: Sinusový zátěžný cyklus [5].

Amplituda napětí σ_a , nebo-li dynamická složka zátěžového cyklu je rovna polovině rozdílu horního a dolního napětí:

$$\sigma_a = \frac{\sigma_h - \sigma_n}{2} \quad [8] \quad (1)$$

Horní napětí σ_h je maximální hodnota cyklického napětí. Dolní napětí σ_n je minimální hodnota cyklického napětí. Střední napětí σ_m neboli statická složka zatěžovaného cyklu je střední hodnota horního a dolního napětí:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_h + \sigma_n}{2} \quad [8] \quad (2)$$

Doba kmitu – perioda T je nejmenší časový úsek, za který se opakuje stejný průběh napětí. Frekvence f je počet změn za jednotku času:

$$f = \frac{1}{T} \quad [8] \quad (3)$$

Jak je zřejmé z obr. 14, zátěžný cyklus se může nalézat jak v tahové, tak i v tlakové oblasti. Jestliže se střední napětí cyklu rovná nule, je cyklus symetrický, v ostatních případech, kdy je střední napětí odlišné od nuly, jde o cykly asymetrické. Pro posouzení asymetrie cyklu byl zaveden napěťový parametr asymetrie R , případně amplitudový parametr asymetrie P , které jsou definovány takto:

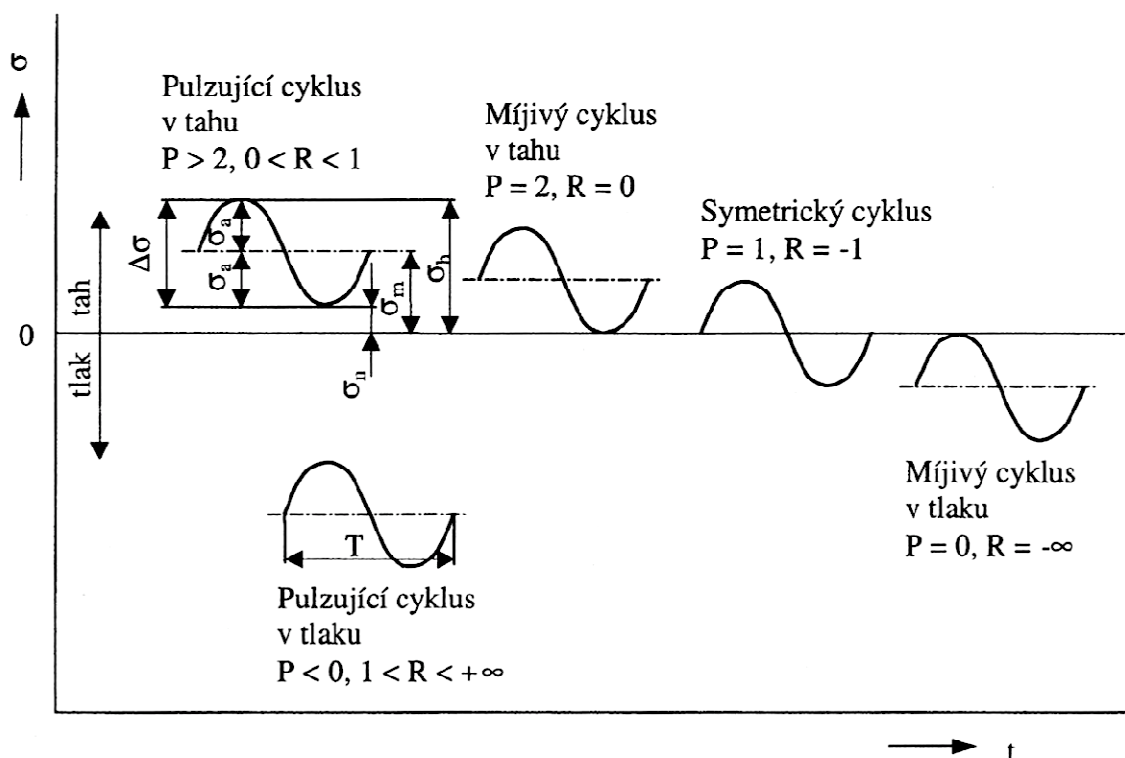
$$R = \frac{\sigma_n}{\sigma_h} \quad [8] \quad (4)$$

$$P = \frac{\sigma_h}{\sigma_a} \quad [8] \quad (5)$$

Oba parametry jsou vázány vztahem:

$$P = \frac{2}{1-R} \quad [8] \quad (6)$$

Hodnoty obou parametrů jsou pro dané cykly uvedeny na obr. 14.



Obr. 14: Zátěžné sinusové cykly a jejich charakteristiky [8].

2.4. Křivky únavového života

2.4.1. Wöhlerova křivka (S-N křivka)

Únavové zatížení má kumulativní charakter, což v praxi znamená, že únavové poškození roste s narůstajícím počtem cyklů. Pro každou amplitudu zatížení σ_a (stejná frekvence, teplota, rozměry tělesa) existuje určitý počet cyklů N_f do porušení. Závislost amplitudy napětí na počtu cyklů do lomu znázorňuje křivka únavového života (S-N křivka) neboli Wöhlerova křivka. Z obr. 1 je vidět, že Wöhlerova křivka se může vyskytovat ve dvou různých podobách, od kterých se odvíjí určení počtu cyklů do lomu.

Křivka $\sigma_a - N_f$ může být konstruována pro různá střední napětí σ_m , která ovlivňují její polohu. Obvykle se experimentálně zjišťují pouze dvě $\sigma_a - N_f$ křivky a to při symetrickém zátěžném cyklu ($\sigma_m = 0$) a při míjivém cyklu ($\sigma_m = \sigma_a$) viz obr. 14. Pro oba diagramy je společný pokles počtu cyklů do lomu s rostoucím napětím. Tuto oblast nazýváme časovanou únavovou pevností a je ohraničena zprava počtem cyklů N_c (počet cyklů, nad nímž již nedojde k únavovému porušení). Oblast s vyšším počtem cyklů $N > N_c$ nazýváme oblastí trvalé únavové pevnosti [6].

Díky závislosti $\sigma_a - N_f$ jsme schopni odvodit následující zákonitosti únavového procesu:

- počet cyklů do porušení roste s klesající amplitudou napětí,
- existuje mezní amplituda napětí, pod kterou nedochází k porušení ani při téměř neomezeném množství cyklů,
- počet cyklů do porušení nezávisí jen na absolutní velikosti maximálního napětí σ_h , ale i na velikosti amplitudy napětí σ_a . Čím je σ_a větší při daném σ_h , tím menší počet cyklů snese materiál do porušení [6].

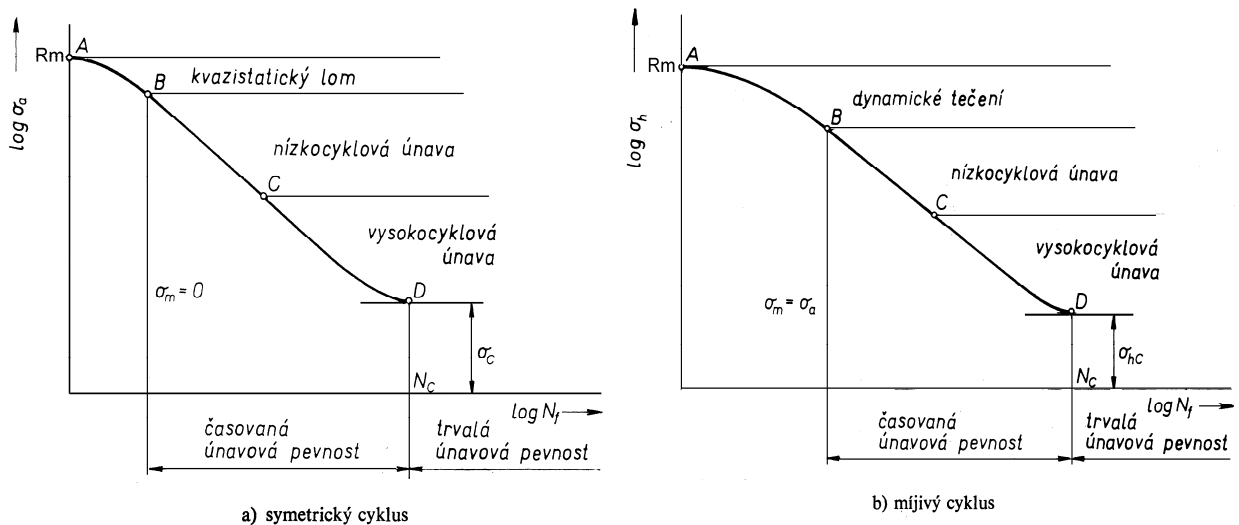
Křivku životnosti $\sigma_a - N_f$ lze popsat mocninnou závislostí navrženou Basquinem

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (7)$$

kde σ'_f je součinitel únavové pevnosti, b je součinitel únavové životnosti. Obě konstanty charakterizují odpor materiálu proti únavovému poškození při silovém zatěžování [4].

Křivku životnosti $\sigma_a - N_f$ obvykle dělíme na následující čtyři oblasti viz. obr. 15:

- oblast kvazistatického lomu
- oblast cyklického tečení
- oblast nízkocyklové únavy
- oblast vysokocyklové únavy [6].



Obr. 15: Křivky životnosti $\sigma_a - N_f$ [12].

- Oblast kvazistatického lomu A – B (obr. 15a):

Amplituda v bodě A odpovídá hodnotě meze pevnosti R_m a k lomu dochází po prvním případně po několika málo cyklech. Vzniklý lom nemá charakter únavového porušení, ale naopak vykazuje všechny znaky tvárného lomu, díky čemuž bývá označován jako kvazistatický lom. Bod A na křivce $\sigma_a - N_f$ představuje mezní stav, kdy při prvním půlcyklu byla překročena plastická deformace odpovídající plastické deformaci v okamžiku plastické nestability [5, 6].

- Oblast dynamického tečení A – B (obr. 15b):

Oblast dynamického tečení je charakteristická pro asymetrické zatěžování s kladnou hodnotou středního napětí – míjivý cyklus. Dynamické tečení probíhá pouze při zatěžování tělesa konstantní amplitudou napětí, kdy se objevuje relaxace střední hodnoty napětí [6].

Projevem dynamického tečení materiálu je progresivní růst celkové deformace, typický také pro vysokoteplotní tečení materiálu (creep). Křivka dynamického tečení materiálu se však odlišuje tím, že její první a třetí stádium je zcela nevýrazné.

Deformace tečením pokračuje i při přechodu křivky do pásma nízkocyklové únavy, ale s narůstajícím počtem cyklů rychlost tečení klesá k nule, hysterezní smyčka se uzavírá a dále

se prakticky nemění. Přestože jednosměrná deformace způsobená tečením může být značná, bude vždy menší než hodnota, při které vznikne plastická nestabilita a lom v krčku. Příčinou porušení je v tomto případě střídavá plastická deformace vedoucí k únavovému lomu procesem nukleace a šíření únavových trhlin [6].

- Oblast nízkocyklové a vysokocyklové únavy B – D (obr. 15):

Zbývající dvě oblasti časované únavové pevnosti se v diagramu $\sigma_a - N_f$ zpravidla dělí na oblast nízkocyklové a vysokocyklové únavy. Přitom se používá různých, ne vždy dostatečně zdůvodněných kritérií.

V bodě C dochází k nespojitosti křivky, která se dá formulovat jako změna rychlosti kumulativního poškození při přechodu z mikroplastického do makroplastického stavu, kde se za hranici přechodu považuje mez kluzu. Musíme však uvážit fakt, že neexistuje zákonitý vztah mezi mezí kluzu a mezí únavy, a proto nelze nespojitost v bodě C tímto způsobem vysvětlit. Předpokládáme-li existenci této nespojitosti je možné hledat vysvětlení v různé rychlosti kumulativního poškození v nukleačním stádiu únavových trhlin, tedy v rozdílném počtu cyklů vedoucích k lomu [6].

Lom vznikající v oblasti nízkocyklové únavy je podobný jako lom získaný při vysokocyklové únavě s tím rozdílem, že konečné porušení je ve středu průřezu vzorku, což souvisí a analogickými podmínkami vzniku a šíření únavových trhlin ve více oblastech. Pro únavové lomy získané při vysokocyklové únavě je typická jedna magistrální trhlina a excentrické umístění konečného lomu [13].

2.4.2. Křivky životnosti $\epsilon_a - N_f$

Základní Mansonovy a Coffinovy studie umožnily popis počtu cyklů do lomu v závislosti na amplitudě plastické deformace a položili tak základ pro výpočet životnosti při nízkém počtu cyklů do lomu. Mansonův-Coffinův vztah pro závislost mezi amplitudou plastické deformace ϵ_{ap} a počtem cyklů do lomu má tvar:

$$\epsilon_{ap} = \dot{\epsilon}_f (2N_f)^c \quad (8)$$

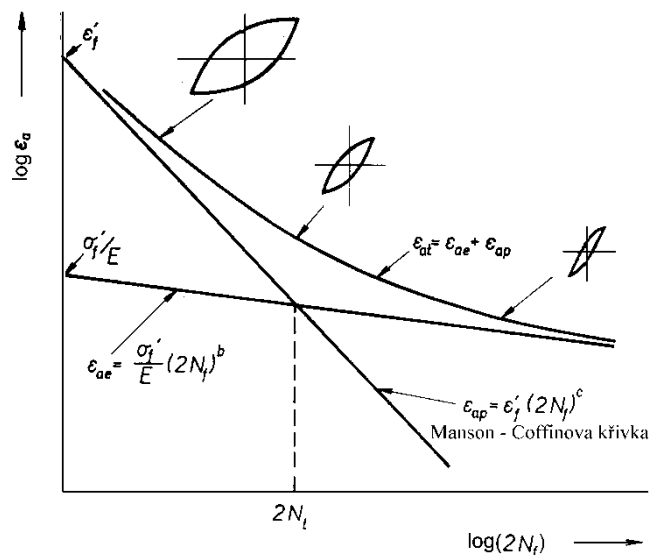
kde $\dot{\epsilon}_f$ je součinitel únavové tažnosti a c je exponent únavové životnosti [6].

Z experimentálních důvodů je často výhodnější aplikovat při únavovém zatěžování amplitudu celkové deformace, která se skládá z pružné a plastické složky. Tuto závislost navrhl Manson ve tvaru:

$$\epsilon_{at} = \epsilon_{ae} + \epsilon_{ap} = \frac{\sigma_a}{E} + \epsilon_{ap} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \dot{\epsilon}_f (2N_f)^c \quad (9)$$

kde E je modul pružnosti.

Při malých počtech cyklů do lomu převládá plastická složka ϵ_{ap} , zdůrazňující význam součinitele únavové tažnosti $\dot{\epsilon}_f$. Při vysokých počtech cyklů do lomu se prosazuje elastická složka ϵ_{ae} , zdůrazňující význam součinitele únavové pevnosti σ_f' . Stejný rozsah elastické a plastické složky odpovídá tranzitnímu počtu cyklů N_t viz. obr. 16 [6].

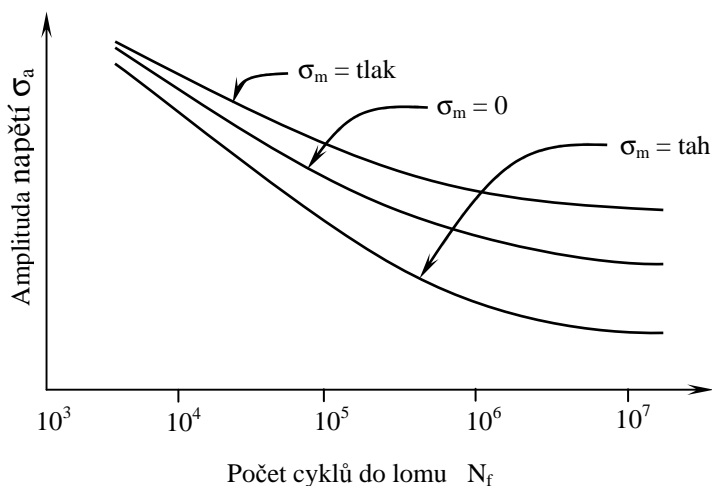


Obr. 16: Schematický průběh křivek životnosti [14].

2.5. Faktory ovlivňující mez únavy

2.5.1 Vliv středního napětí

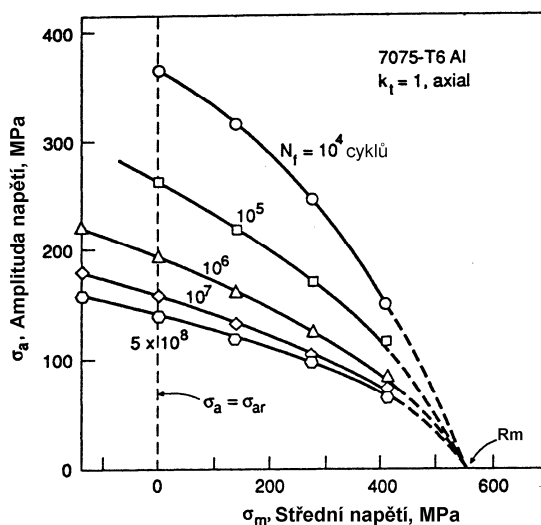
Přítomnost středního napětí při únavovém zatěžování významně ovlivňuje únavovou životnost. S-N křivky jsou značně závislé na středním napětí a to takovým způsobem, že tahové střední napětí má tendenci počet cyklů do lomu snižovat, zatímco tlakové střední napětí životnost prodlužuje. Nejvíce je vliv středního napětí patrný ve vysokocyklové oblasti viz. obr. 17. Jako nejpřijatelnější vysvětlení tohoto vlivu se jeví názor, že střední napětí ovlivňuje celý únavový proces a to takovým způsobem, že urychluje stádium šíření únavových trhlin a zkracuje délku trhliny, při které vznikne náhlý lom. Je pravděpodobné, že zkracuje i stádium nukleace tím, že zmenšuje kritický rozměr primární trhliny [6].



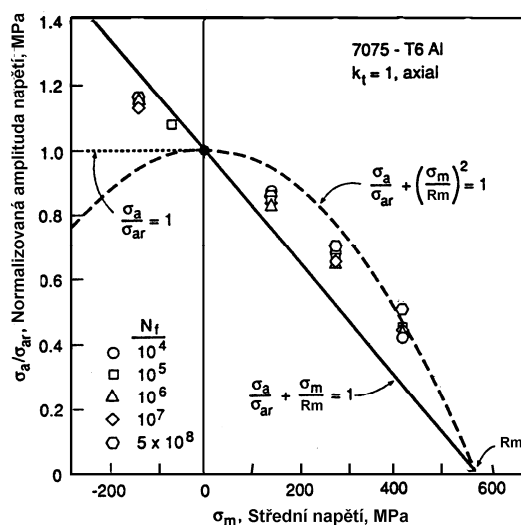
Obr. 17: Vliv středního napětí na S-N diagram [15].

Pro vyjádření vlivu σ_m při únavovém zatěžování jsou často využívány diagramy konstantní životnosti (obr. 18), které se konstruují nejen pro hladká, ale i pro vrubovaná tělesa. Z těchto diagramů vyplývá, že pro zachování stejné životnosti musí být zvýšení

středního tahového napětí doprovázeno poklesem amplitudy napětí. Použijeme-li normované amplitudy napětí σ_a/σ_{ar} , kde σ_{ar} je amplituda napětí při $\sigma_m = 0$, pro danou životnost, obdržíme normovaný diagram (obr. 19).



Obr. 18: Diagram konstantní životnosti pro slitinu 7075-T6 Al [16].



Obr. 19: Normovaný diagram konstantní životnosti pro slitinu 7075-T6Al [16].

Z obr. 18 vyplývá, že všechna experimentální data pro různé životnosti můžeme normováním k σ_{ar} proložit jedinou křivkou. Proložíme-li experimentální body přímkou, která má tvar:

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{ar}} + \frac{\sigma_m}{R_m} = 1, \quad (10)$$

kde uvažujeme mez únavy $\sigma_{ar} = \sigma_c$ obdržíme modifikovanou rovnici dle Goodmana, která umožňuje stanovit mez únavy pro dané střední napětí, za předpokladu znalosti meze únavy σ_c v symetrickém cyklu. Rovnice dle Goodmana má tvar:

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_c} + \frac{\sigma_m}{R_m} = 1 \quad (11)$$

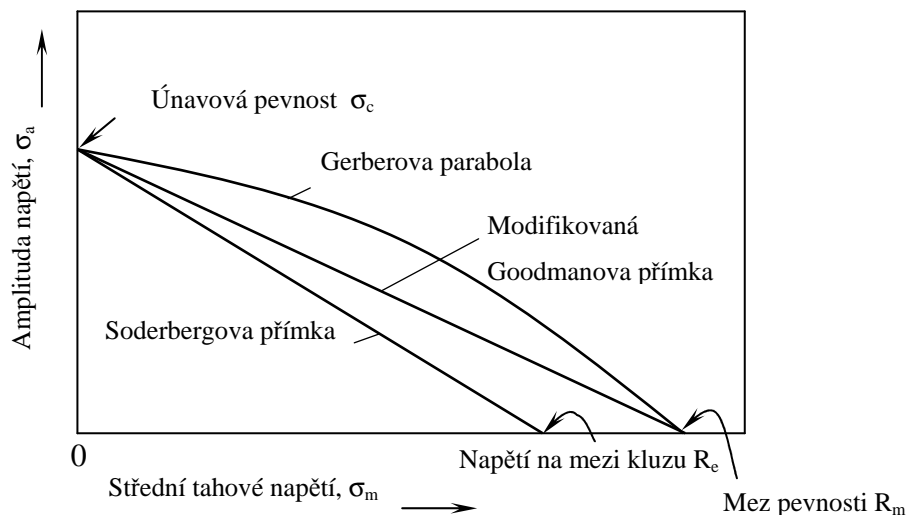
Další možností je v závislosti na materiálu proložení experimentálních bodů parabolou, kdy získáme vztah dle Gerbera:

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_c} + \left(\frac{\sigma_m}{R_m}\right)^2 = 1 \quad (12)$$

Pro některé materiály je lépe využít závislost dle Soderberga uvažující jako materiálovou charakteristiku mez kluzu R_e .

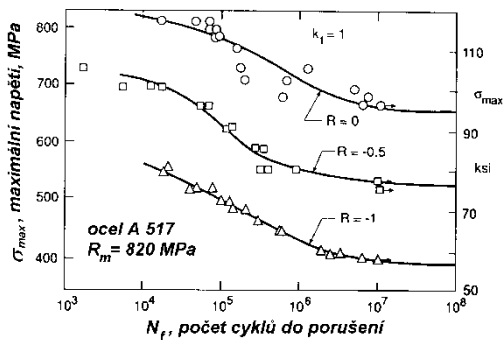
$$\frac{\sigma_a}{\sigma_c} + \frac{\sigma_m}{R_e} = 1 \quad (13)$$

Všechny výše uvedené závislosti jsou schematicky ukázány na obr. 22.

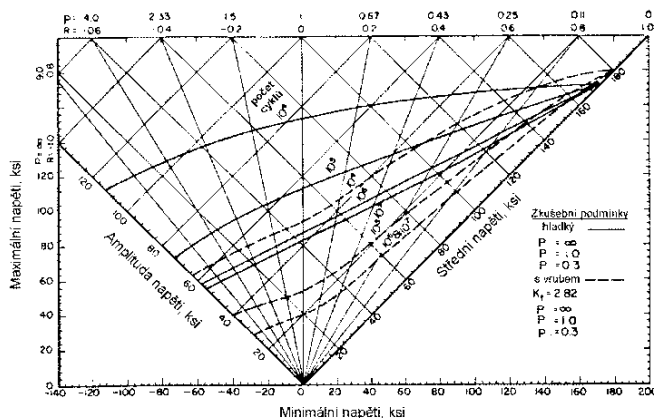


Obr. 22: Křivky charakterizující vliv středního napětí [15].

Jiný často používaný způsob vyjádření vlivu středního napětí je závislost maximálního napětí σ_h (σ_{max}) na počtu cyklů do lomu N_f , kde každá křivka odpovídá jisté hodnotě parametru asymetrie zátěžného cyklu (obr. 20). Protože hodnoty (σ_m, σ_a) jsou ekvivalentní hodnotám (σ_d, σ_h) může mít diagram konstantní životnosti i podobu dvou systémů souřadných os, které svírají úhel 45°. Příklad takového diagramu konstantního únavového života je uveden na obr. 21. Tento specifický diagram, označovaný také jako Haigův diagram obsahuje data získaná na základě zkoušek hladkých i vrubovaných těles [4,5].



Obr. 20: Vliv středního napětí na únavový život [5].



Obr. 21: Diagram konstantní životnosti pro slitinu Ti-6Al-4V [5].

Abychom tedy dokázali vyjádřit vliv asymetrie na životnost a mez únavy při zatěžování konstantní amplitudou napětí, je třeba experimentálně zjistit křivky životnosti $\sigma_a - N_f$ pro různá střední napětí σ_m . Získané křivky jsou podkladem pro sestavení Smithova diagramu (obr. 23), který představuje další možnost vyjádření vlivu středního napětí.

2.5.2 Vliv druhu zatěžování

Na mez únavy má rozhodující vliv druh zatěžování. Přibližné vztahy mezi hodnotami meze únavy pro tři základní druhy zatěžování (tah-tlak, ohyb, krut) je možno vyjádřit takto:

$$\sigma_{oc} = 1,3 \cdot \sigma_c = 1,73 \cdot \tau_c, \quad (14)$$

$$\sigma_{oc} = 1,35 \cdot \sigma_c = 1,55 \cdot \tau_c, \quad (15)$$

kde σ_{oc} je mez únavy v ohybu, σ_c je mez únavy v tahu - tlaku a τ_c je mez únavy v krutu [8].

Vztah (14) platí pro oceli, zatímco vztah (15) pro tvárné litiny. Z výše uvedených vztahů vyplývá, že reakce obou skupin materiálu na různý druh zatěžování je rozdílná a můžeme tedy předpokládat i rozdílné chování pro hořčíkové slitiny. Příčinou je měnící se poměr σ_{oc}/σ_c , který je výrazně závislý na hodnotě meze pevnosti R_m [8].

2.5.3. Vliv velikosti součástí

Základní měření pro stanovení Wöhlerovy křivky a hodnoty meze únavy se provádějí na hladkých válcových vzorcích o rozměrech 6 - 10 mm. Pro aplikaci těchto výsledků na rozměrnější strojní součásti je však třeba znát vliv velikosti vzorku na mez únavy. Při zatěžování v ohybu a v krutu se tento vliv vyjadřuje pomocí součinitele velikosti:

$$K_V = \frac{\sigma_{ocd}}{\sigma_{oc}} \quad (16)$$

kde σ_{ocd} je mez únavy v ohybu vzorku nebo součásti o charakteristickém rozměru d a σ_{oc} je mez únavy vzorku o rozměru 6 - 10 mm.

Pro namáhání ohybem i krutem lze použít stejné hodnoty součinitele velikosti K_V , jež se vzrůstajícím rozměrem klesají. Při namáhání tahem-tlakem nemá velikost hladkých vzorků na mez únavy výrazný vliv [8].

2.5.4. Vliv vrubů

U strojních součástí se mohou vyskytovat konstrukční vruby (náhlé změny průřezů, otvory, drážky atd.), které mají vliv na únavové vlastnosti. Tyto vruby vytvářejí v tělese koncentraci napětí a snižují tak mez únavy materiálu. Největší koncentrace napětí a deformace vzniká v kořeni vrubu, který se tak stává místem iniciace trhliny [8]. Snížení meze únavy účinkem vrubu je definováno vrubovým součinitelem K_f :

$$K_f = \frac{\sigma_c}{\sigma_{cv}} \quad (17)$$

kde σ_c je mez únavy hladkého tělesa a σ_{cv} mez únavy tělesa s vrubem. Vlastnosti materiálu jsou tím lepší, čím je pro danou geometrii a velikost vzorku, hodnota K_f menší [8].

2.5.5. Vliv stavu povrchu

Jak bylo uvedeno v (2.2.2.) k nukleaci únavových trhlin dochází přednostně na povrchu součástí, v místech koncentrace napětí a cyklické plastické deformace, má stav povrchu významný vliv na únavové vlastnosti. Např. i nejjemnější broušení vede ke vzniku povrchového reliéfu, což může zapříčinit zvýšení lokální koncentrace napětí. Vliv

stavu povrchu těles na jejich mez únavy se vyjadřuje součinitelem stavu povrchu K_p , který je definován jako:

$$K_p = \frac{\sigma_{cp}}{\sigma_c} \quad (18)$$

kde σ_{cp} je mez únavy tělesa s danou drsností povrchu a σ_c mez únavy tělesa s leštěným povrchem o drsnosti $R_a = 0,025 \mu\text{m}$.

Součinitel stavu povrchu je závislý na pevnosti materiálu R_m , přičemž s rostoucí hodnotou pevnosti jeho hodnota klesá. Materiály o vyšší pevnosti jsou tedy více citlivé na stav povrchu nežli materiály o nižší pevnosti [8].

Dalšími faktory mající vliv na velikost meze únavy jsou např.: přítomnost apriorních trhlin, frekvence zatěžování, teplota, agresivita okolního prostředí, zbytková pnutí v povrchové vrstvě, chemicko-tepelné zpracování a další.

3. HOŘČÍKOVÉ SLITINY

3.1. Hořčík

Hořčík je kovem IIa skupiny periodické soustavy prvků. Je to lehký, středně tvrdý stříbrolesklý kov, druhý nejlehčí z kovů alkalických zemin. Jeho nízká specifická hmotnost je dána malou atomovou hmotností při současně velkém atomovém poloměru 0,162 nm [18].

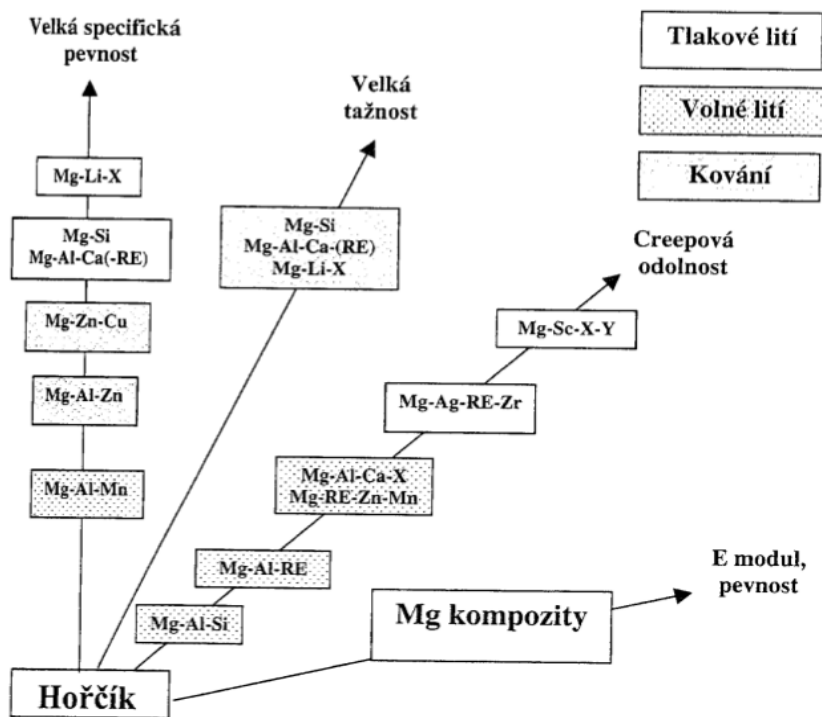
Mechanické vlastnosti čistého hořčíku nejsou příliš dobré a z toho důvodu se jako konstrukční materiál uplatňuje jen velmi málo. Hořčík má nízkou pevnost a je málo tvárný. Malá tvárnost je vyvolána jeho hexagonální krystalografickou strukturou, což se projevuje malým prodloužením a značnou anizotropií vlastností v různých směrech po tváření.

Vysoká hodnota elektrochemického potenciálu 1,7 V naznačuje, že se jedná o chemicky a korozně málo odolný kov. Nevýhodou je špatná svařitelnost, nízká vrubová houževnatost a odolnost vůči zvýšeným teplotám (teplota tavení 650 °C), vysoká reaktivita a technologická i ekologická náročnost zpracování [18,19].

Převážná část hořčíku se spotřebuje na výrobu hořčíkových slitin a jako přísada k různým slitinám. Hořčík je však také důležitým redukčním činidlem při výrobě titanu, očkovačem při výrobě tvárné litiny a u celé řady kovů a slitin působí jako dezoxidační přísada.

3.2. Hořčíkové slitiny

Hořčíkové slitiny jsou nejlehčím kovovým konstrukčním materiálem. V závislosti na druhu a obsahu legujících prvků se jejich měrná hmotnost pohybuje v rozmezí 1,76 a 1,85 g/cm³, což je přibližně o třetinu méně než měrná hmotnost slitin hliníku [1]. Směry ve vývoji hořčíkových slitin jsou znázorněny na obr. 25.



Obr. 25: Vývojové směry hořčíkových slitin [20].

3.2.1. Vliv přísadových prvků v hořčíkových slitinách

Vhodnou kombinací hořčíku s jinými prvky získáváme progresivní konstrukční materiály, jejichž velkou předností je podobně jako u hořčíku výhodný poměr pevnosti a měrné hmotnosti. Základem slitin hořčíku jsou binární slitiny rozšířené o další legury, za účelem zlepšení technologických a mechanických vlastností nebo také zvýšení odolnosti vůči korozi.

Základní legující prvky jsou Al, Zn a Mn, popř. Li. Další doplňkové kovy jsou Th, Zr, Si, Ag, Ti a kovy vzácných zemin (La, Ce, Nb, Pr, Sc, Gd, Y).

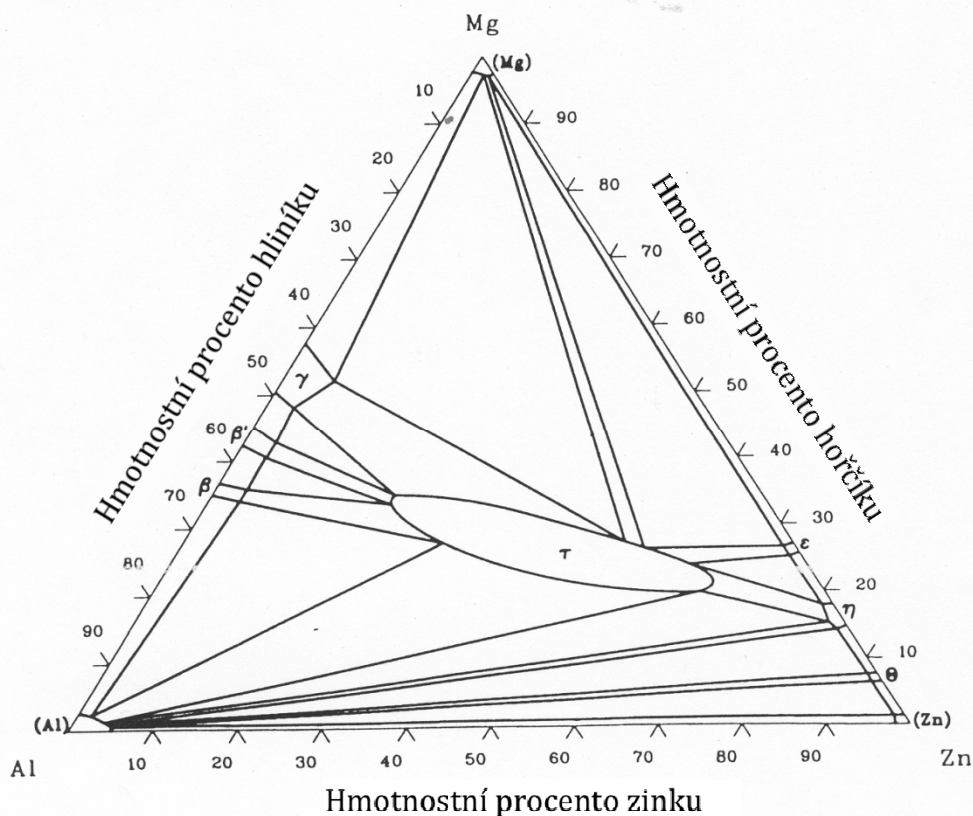
Legující prvky:

- Hliník je nejčastěji používaný legující prvek. Tvoří základ u litých slitin hořčíku. Jeho maximální rozpustnost v hořčíku je 11,5 at. %, tj. 12,7 hm. %. Slitiny obsahující více než 6 % Al lze tepelně zpracovávat a vykazují optimální poměr pevnosti a tažnosti. Odolnost proti creepu takovýchto slitin je omezena v důsledku nepříliš dobré teplotní stability intermetalické fáze $Mg_{17}Al_{12}$.
- Zinek je používán společně s hliníkem nebo zirkoniem a thoriem. Ve slitinách Mg-Al se převážně rozpouští v hořčíku a také se stává složkou precipitující fáze. Při koncentračním podílu $Zn/Al = 1/3$ vzniká intermetalická fáze ($Mg_3Al_2Zn_3$).
- Mangan se obvykle používá v kombinaci s nějakým dalším legujícím prvkem. V případě hliníku tvoří sloučeniny $MnAl$, $MnAl_6$ nebo $MnAl_4$. Mangan zvyšuje mez kluzu a odolnost proti korozi ve slané vodě. Jeho maximální obsah v hořčíkových slitinách je 1,2 – 2 hm. %.
- Vápník je v poslední době využíván při vývoji slitin odolných proti creepu. V podstatě se jedná o nahrazení fáze $Mg_{17}Al_{12}$ fází Al_2Ca . Vápník může také působit jako dezoxidant v tavenině nebo v následném tepelném zpracování. Přidání 2 % vápníku snižuje reaktivitu slitiny.
- Lithium je legující prvek, jehož měrná hmotnost je $540 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$, přičemž jeho přidání do slitiny má za následek snížení měrné hmotnosti slitiny ve srovnání s čistým hořčíkem ($1738 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$), zvýšení tažnosti, ale naopak snížení pevnosti.
- Zirkonium se jako přísada používá pro zjemnění zrna a lze jej použít ve slitinách se zinkem, vzácnými zeminami, thoriem, yttriem nebo jejich kombinaci. Ve slitinách obsahujících Al, Mn, Fe, Si, C, N, O a H spolu tvoří stabilní sloučeniny, které nepřispívají ke zjemnění zrna.
- Křemík je používán pro zvýšení tekutosti roztavených slitin, ale v přítomnosti železa snižuje odolnost vůči korozi.
- Kovy vzácných zemin jsou přidávány pro zlepšení vlastností za vyšších teplot a zvýšení creepové odolnosti. Někdy je k nim řazeno i Yttrium a Thorium, které se používají ke zvýšení pevnosti za vyšších teplot a zvýšení creepové odolnosti až do 300 °C [20].

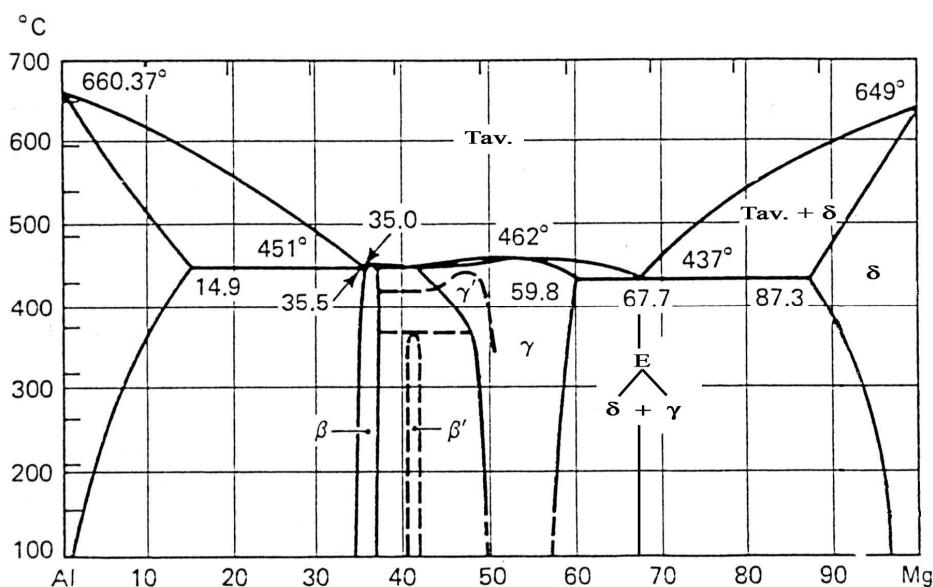
Jestliže systém obsahuje intermetalické fáze, zpravidla se nedá použít pro tváření, ale pouze jako litá slitina. Tepelné zpracování může zvýšit pevnost těchto materiálů v důsledku vytvrzování a tím také odolnost proti creepu. Posloupnost precipitačních procesů je ve většině hořčíkových slitin složitá a proto, je stabilita precipitátů a nalezení vhodných parametrů tepelného zpracování důležitou podmínkou pro další aplikace těchto materiálů [20].

3.2.2. Mikrostruktura hořčkových slitin

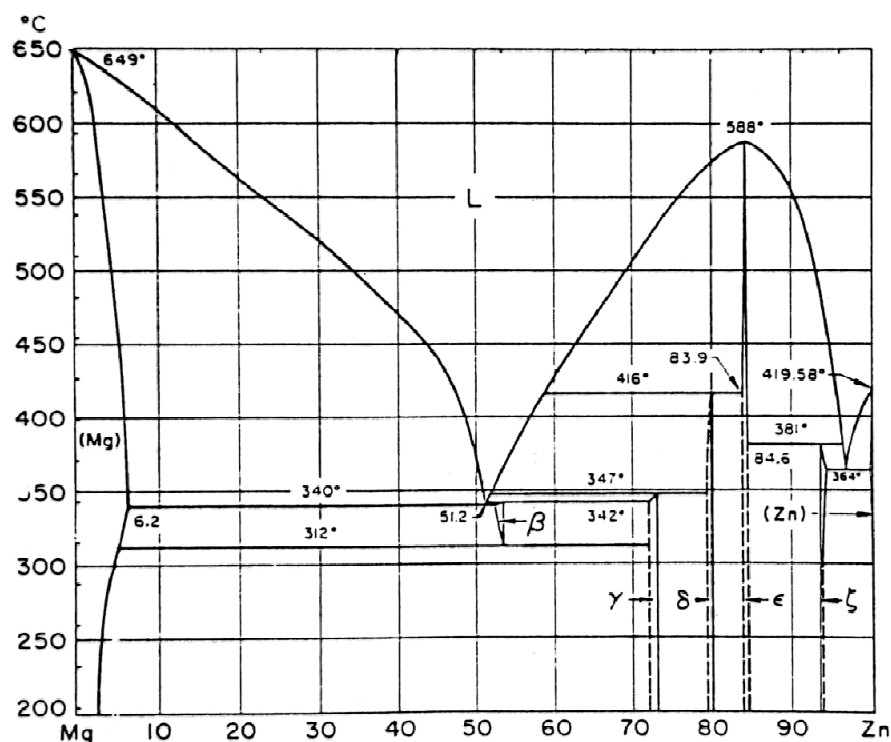
Ve světovém měřítku jsou hořčkové slitiny označovány nejrůznějšími obchodními názvy. Základem těchto slitin je však několik typických slitin, z nichž byly ostatní odvozeny. Především se jedná o binární slitiny Mg-Mn a méně užívané slitiny Mg-Si; nejvíce jsou však rozšířeny slitiny ternární Mg-Al-Zn, kterým je tato práce věnovaná. Fázový diagram slitiny Mg-Al-Zn je znázorněn na obr. 26. Řezy ternárním diagramem v podobě binárních diagramů Al-Mg a Mg-Zn jsou uvedeny na obr. 27. a 28.



Obr. 26: Ternární diagram hořčkové slitiny Mg-Al-Zn [21].



Obr. 27: Binární diagram Al-Mg [22].



Obr. 28: Binární diagram Mg-Zn [22].

Výše uvedený ternární diagram a dva binární diagramy napovídají, které fáze se mohou v hořčíkových slitinách vyskytovat. Mikrostruktura litých hořčíkových slitin typu AZ obsahuje kromě matrice tvořené tuhým roztokem ještě intermetalickou fázi $Mg_{17}Al_{12}$ označovanou jako fáze γ . Fáze γ s tuhým roztokem δ tvoří eutektikum nacházející se v mezidendritických prostorách.

Fáze γ krystalizuje v kubické mřížce s parametrem $a = 10,5438$ nm. Naproti tomu hořčík a tuhé roztoky legur v Mg mají hcp mřížku s parametry $a = 0,3203$ nm, $c = 0,52$ nm. Parametr mřížky fáze γ je téměř o řád větší než u tuhého roztoku (matrice) a liší se také krystalografie daných fází. To je důvod, proč rozhraní fáze γ a tuhého roztoku δ není koherentní. Dalším nedostatkem γ fáze je její křehkost, což může u odlévaných slitin zvyšovat náchylnost ke křehkému porušení. U odlévaných slitin mohou tyto vlastnosti γ fáze způsobovat značné problémy [23].

Ve struktuře se také mohou vyskytovat částice tvořené manganem a hliníkem. Kvůli zvyšování korozní odolnosti se do některých hořčíkových slitin skupiny AZ přidává Ca, který se ve struktuře může projevovat jako Al_2Ca nebo Mg_2Ca [24].

3.2.3 Lité hořčíkové slitiny

Většina odlitků hořčíkových slitin se vyrábí tlakovým litím s vysokým stupněm produktivity a vysokou přesností výrobků, které jsou často velmi tvarově složité. Rychlým ochlazením se získává mikrostruktura s malým zrnem [21]. Nejlepších výsledků se dosahuje především metodou squeeze casting.

- **Slitiny Mg-Al-Zn**

Rozpustnost hliníku v hořčíku je při eutektické teplotě 11,5 % a klesá postupně až na cca 1 % při pokojové teplotě. Eutektická reakce probíhá při 437 °C a tvoří se při ní směs δ fáze (substituční tuhý roztok Al v Mg) a γ fáze ($Mg_{17}Al_{12}$). Intermetalická sloučenina $Mg_{17}Al_{12}$ hraje dominantní roli ve slitinách obsahujících Al. Binární fáze $Mg_{17}Al_{12}$ je velmi křehká a použití slitin s velkým obsahem eutektické fáze je proto omezené. Precipitace γ fáze z přesyceného substitučního tuhého roztoku může být spojitá i nespojitá. Během ochlazování slitiny s více než 8 % Al (v závislosti na rychlosti ochlazování) začíná precipitace na hranicích zrn a má tvar lamel. Zn ve slitinách skupiny AZ zlepšuje pevnost, ale na druhé straně zvyšuje tendenci k tvorbě mikropórů. Komerční slitiny založené na kombinaci Mg – Al a zinku, jsou AZ31, AZ61, AZ91, AZ81, AZ63 [25].

- **Slitiny Mg-Al-RE**

Tyto slitiny byly vyvinuty jako creepu odolné materiály. Dobrých creepových vlastností je docíleno potlačením tvorby fáze γ - $Mg_{17}Al_{12}$, kterou nahrazuje intermetalikum Al-RE (RE – vzácné zeminy např. Nd, Y, Th). Slitiny Mg-Al, obsahující vzácné zeminy jsou vhodné pouze pro tlakové lití, protože při nízkých rychlostech tuhnutí se tvoří hrubé částice Al_2RE [20].

- **Slitiny Mg-Al-Si**

V případě tlakového lití je zpevňující fáze Mg_2Si jemně rozdělena a spolu s dobrou teplotní rezistencí má i dostatečnou lomovou houževnatost. Standardní slitiny AS21 a AS41 jsou použitelné do teplot 130 – 150 °C. Slévateľnost AS41 je poměrně dobrá, zatímco slévateľnost AS21 je problematická [20].

- **Slitiny Mg-Al-Ca**

Byly vyvinuty jako levnější alternativa slitin se vzácnými zeminami pro aplikace při vyšších teplotách. Jsou-li slitiny Mg-Al legovány vápníkem, precipitační proces závisí na poměru Ca/Al. Při poměru 0,8 nalézáme částice Mg_2Ca resp. Al_2Ca . Obojí precipitáty vedou k zvýšení tvrdosti [20].

3.2.4. Tvářené slitiny

Díky hexagonální mřížce s těsným uspořádáním je nutné provádět zpracování hořčíkových slitin jako je válcování, protlačování a kování za zvýšených teplot. Polotovarem pro tvářenání je horký odlitek, který se následně mechanicky zpracovává, aby byla rozrušena litá mikrostruktura a tvářená součást byla připravena pro další zpracování např. homogenizaci nebo zjemnění zrna.

- **Slitiny Mg – Li**

Jedná se o nejlehčí známé slitiny. Dalšími legujícími prvky jsou Al, Zn nebo Si. Tyto slitiny, však nejsou v současnosti příliš komerčně využívány. Jejich atraktivnost spočívá především ve vysokých hodnotách specifické pevnosti, které předčí nejen hliníkové, ale také ostatní hořčíkové slitiny. Vztaženo ke stejné hmotnosti, mají pak dvojnásobnou tuhost než ostatní komerční hořčíkové slitiny a asi pětikrát větší než hliníkové slitiny. Jsou však poměrně drahé a zatím byly využívány jen v kosmickém průmyslu a ve vojenském letectví [20].

3.3 Technologie zpracování hořčíkových slitin

3.3.1. Technologie zpracování hořčíkových slitin odléváním

Pro odlévání hořčíkových slitin existují nejrůznější postupy od klasického gravitačního lití, kdy riskujeme výskyt poměrně velkého množství ředin a dalších slévárenských vad. Přes vysokotlaké lití, kdy je kov do formy vstříknut vysokou rychlostí, metodu squeeze casting, kdy kov tuhne za zvýšeného tlaku a tím se podstatně snižuje riziko vzniku slévárenských vad, až po další speciální metody.

Odlévání do netrvalých forem

Lití do pískových forem je flexibilní metoda vhodná pro jednoduché odlitky všech hmotnostních kategorií, a to především v kusové výrobě. Další metodou je tzv. V-proces vhodný pro tvarově složité odlitky s vnitřními dutinami (automobilový průmysl). Pro menší tvarově komplikované odlitky se využívá lití do skořepinových forem vyrobených metodou vytavitelného modelu.

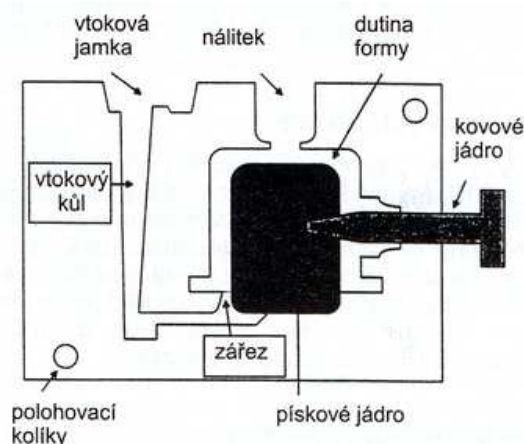
Při odlévání do pískových forem je po celou dobu nutno dbát na ochranu kovu před atmosférou. Při lití se musí proud kovu zaprašovat práškovou sírou. Síra se rovněž přidává do formovacích směsí, aby se zamezilo hoření kovu ve formě. Problémem gravitačního lití je špatná schopnost dosazování kovu při tuhnutí, způsobená širokým intervalem tuhnutí a malým dosazovacím tlakem [18].

Odlévání do kovových forem

Díky vysokým nákladům na zhotovení forem je výroba odlitků do trvalých kovových forem podmíněna vysokou sériovostí výroby.

- *Gravitační lití do kovových forem*

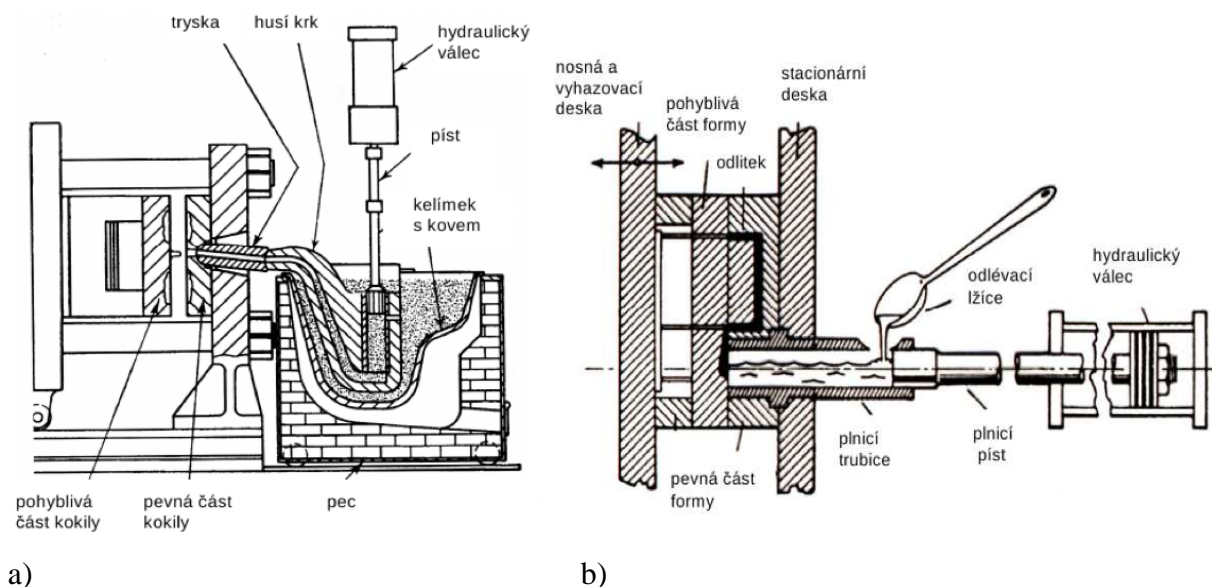
Formy pro gravitační lití bývají nejčastěji vyrobeny z litiny s lupínkovým nebo kuličkovým grafitem. Jádra mohou být kovová nebo písková, podle toho jakou dutinu je nutné vytvořit. Příklad kovové formy je uveden na obr. 29. Tloušťka odlitků by měla být větší jak 4-5 mm a jejich hmotnost se pohybuje od několika gramů až po 20-30 kg [18].



Obr. 29: Kovová forma s jádry [18].

- *Tlakové lití*

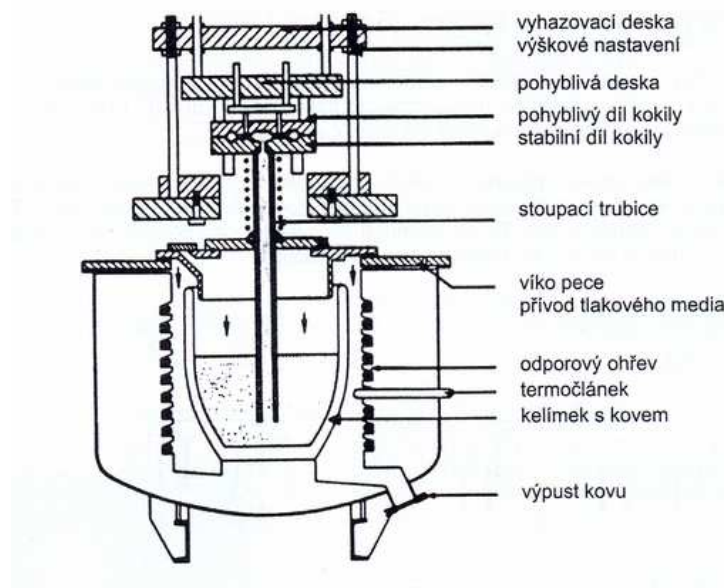
Tlakové lití patří k nejvíce využívaným metodám výroby odlitků z neželezných kovů. Princip spočívá ve vstřikování roztavené slitiny do dutiny roztavené formy pod vysokým tlakem až 250 MPa. Díky tomu lze vyrábět i tvarově náročné odlitky s tloušťkou stěn kolem 1-2 mm. Produktem tlakového lití jsou odlitky o vysoké přesnosti, což je příčinou složité konstrukce forem. Vzhledem k vysokým nákladům na výrobu, je nutné zajistit vysokou životnost forem. Maximální velikost odlitků, které se na konkrétním stroji dají vyrobit, je limitována maximální hmotností kovu a uzavírací silou stroje. Existují dva základní typy konstrukcí tlakového stroje a to se studenou (obr. 30b) a teplou (obr. 30a) licí komorou. Výhodou stroje s teplou licí komorou je, že kov se z udržovací do plnicí komory nepřelévá a tak nedochází k jeho oxidaci [18].



Obr. 30: Tlakový stroj a) s teplou komorou, b) horizontální se studenou komorou [18].

- *Nízkotlaké lití*

Velkou výhodou nízkotlakého lití je mimořádně vysoké využití tekutého kovu, které dosahuje až 90 %. Kvalita takto vyráběných odlitků je velmi vysoká, především díky minimu vměstků a plynových dutin. Princip nízkotlakého lití spočívá ve zvýšení tlaku nad hladinou kovu, čímž je kov vytlačován z kelímku vzhůru do formy. Díky tomu, že ústí stoupačnické trubice je ponořeno pod vrstvou oxidů a nečistot na hladině, vstupuje do formy čistý kov bez vměstků [18]. Schéma stroje je na obr. 31.

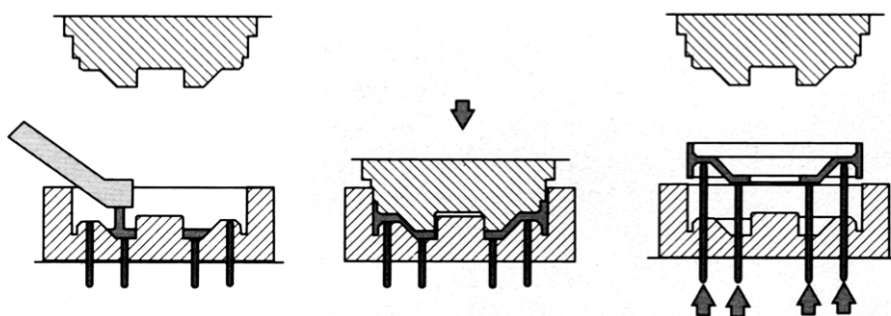


Obr. 31: Schéma stroje pro nízkotlaké lití [18].

- *Lití s krystalizací pod tlakem – Squeeze Casting*

Metoda Squeeze Casting je založena na vtlačení speciálního pístku do pomocného nálitku umístěného nad materiálovým uzlem odlitku ještě v okamžiku, než ztuhne kov ve formě. Tento proces potlačuje vznik staženin nebo je rozptyluje do nepatrných velikostí, proto je vhodný při výrobě odlitků s tepelnými uzly nebo rozdílnou tloušťkou stěn. K tomuto účelu slouží tlakový stroj se speciálním přídatným zařízením a upravenou slévárenskou formou. Zpomalené plnění formy umožňuje infiltraci odlévané taveniny do povrchu vložek založených do formy s cílem dokonalého zalití [26].

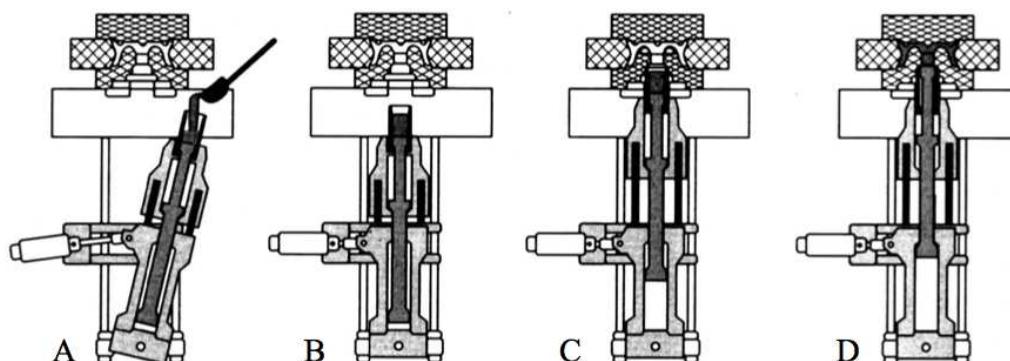
U přímého squeeze castingu se přesně odměřená dávka kovu nalije do spodní části kovové formy a kov se uzavře a stlačí horní částí formy (razníkem) viz obr. 32. Tlak působí po celou dobu tuhnutí. Tato metoda je vhodná pro výrobu relativně masivních odlitků [18].



Obr. 32: Výrobní postup při přímém squeeze castingu [18].

Při nepřímém squeeze castingu se kov dává do komory lisu pod vlastní kovovou formou. Výklopný válec s komorou se poté vrátí do pracovní polohy a kov se malou rychlostí vytlačuje do formy viz. obr. 33. Rychlost proudění kovu je řádově 0,5 m/s, kov proto proudí

laminárně a nedochází k jeho víření a oxidaci. Lisovací tlak působí během celé doby tuhnutí [18].



Obr. 33: Schéma nepřímého squeeze castingu: A – lití, B – plnění, C – stlačení, D – vyhazování [18].

Vysoká rychlost tuhnutí během squeeze castingu vede ke vzniku jemnozrné struktury a zmenšuje se i velikost intermetalických fází. Takto vyrobené odlitky neobsahují plynové bubliny, zamezuje se vzniku mikrostaženin a celkově dochází ke zvýšení přesnosti odlitků. Nevýhodou této metody je její investiční a provozní náročnost.

- *Compo casting*

Díky snaze vylepšit některé vlastnosti hořčíkových slitin, je možné během licího procesu přidat do slitiny keramické částice, či vyztužující vlákna.

Během procesu zvaného „Compo casting“ dojde nejprve k natavení slitiny do polotuhého stavu. V dalším kroku jsou do roztavené slitiny přidány a vmíchány vyztužující částice. Kompozitní ingot je získán po ochlazení ve vodě a je dále zpracováván. Tato metoda je výhodná především díky nízkému nebezpečí vzplanutí a oxidaci slitiny [18].

- *Lisování v polotuhém stavu – Thioxcasting*

Thioxotropie je schopnost některých polotuhých kovových tavenin chovat se v nezatíženém stavu jako vysoce viskózní těleso. Za působení stříhových sil se však viskozita o několik řádů snižuje, takže slitina má dobrou tekutost. Principem metody thioxcasting je zhotovení výchozích těles vsázky, hmotností odpovídajících konečnému výrobku, ohřev každého takového tělesa do teplotní oblasti mezi solidem a likvidem, následné vložení do lisovací komory tlakového stroje a vtažení materiálu do dutiny kovové formy. Výhodou této metody je minimální stahování kovu a velmi malý výskyt mikrostaženin, nízký obsah plynů, jemná stejnoměrná struktura a velmi dobré mechanické vlastnosti [18].

3.3.2. Technologie zpracování hořčíkových slitin tvářením

Omezená tvařitelnost hořčíkových slitin vyplývá z jejich šesterečné krystalové struktury s těsně uspořádanou mřížkou, která se vyznačuje malým počtem skluzových rovin. Z tohoto důvodu se u Mg slitin projevuje špatná tvařitelnost za studena a nízká schopnost absorbovat rázovou deformaci. Tvařitelnost se též zhoršuje s rostoucím podílem legujících prvků.

Existují 4 základní druhy tvářených polotovarů z Mg slitin: plechy (tloušťka 1 až 4 mm), desky (20 až 100 mm, používají se i k výrobě přesných součástí obráběním), protlačované výrobky (profily) a kované bloky. Při výběru vhodných metod tváření Mg slitin musíme hledat vhodnou kombinaci struktury, rozmezí tvářecích teplot a převažující stav s tlakovou napjatostí [27].

Tvářené hořčíkové slitiny jsou zpracovávány následujícími technologiemi:

- Válcování
- Protlačování
- Kování
- Hluboké tažení
- Speciální technologie (superplastické tváření)

3.4 Tepelné zpracování hořčíkových slitin

Tepelné zpracování slitin hořčíku se ve své podstatě neliší od tepelného zpracování slitin hliníku, má však své některé zvláštnosti, které jsou vyvolány v první řadě zvolna probíhajícími difuzními pochody. Dokonalá homogenizace slitiny při rozpouštěcím žíhání vyžaduje proto značné prodloužení doby žíhání. Ohřev na teplotu rozpouštěcího žíhání se musí dít jen zvolna. Prodleva na teplotě je ve srovnání se slitinami hliníku značně delší a řídí se složením slitiny a tloušťkou stěn žíhaných předmětů. Odlitky je nutno žíhat déle než výrobky z tvářených slitin. Rychlost ochlazování lze následkem pomaleji probíhající difuze podstatně zmenšit. Obvykle se ochlazuje na vzduchu, což postačuje k tomu, aby tuhý roztok zůstal přesycen [18].

Volba způsobu tepelného zpracování záleží na složení a druhu slitiny a na požadovaných vlastnostech slitiny. Rozpouštěcí žíhání slitiny a ochlazení na vzduchu bez následujícího stárnutí zlepšuje pevnost a zvyšuje houževnatost slitiny a její odolnost proti rázům na maximální hodnotu. Umělé stárnutí po rozpouštěcím žíhání zvyšuje tvrdost a mez kluzu $R_{p0,2}$ a to při určitém poklesu houževnatosti. Umělé stárnutí bez předchozího rozpouštěcího žíhání používané u některých slévárenských slitin zvyšuje jejich pevnost při současném poklesu vnitřního napětí. Pouhé žíhání tvářených slitin zlepšuje jejich tažnost při poklesu pevnosti [28].

Tepelné zpracování slitin hořčíku se nejčastěji provádí v elektrických komorových a vakuových pecích. Na pece jsou kladeny nároky především v homogenitě rozložení teploty a stavu atmosféry. Pro zamezení oxidace se doporučuje vzdušná atmosféra s přidaným SO_2 , SF_6 , CO_2 , N_2 nebo Ar. Další možnosti jak zamezit oxidaci povrchu součástí při tepelném zpracování je ohřev součástí v taveninách solí, směsi dvojjchromanu sodného a draselného [23].

3.4.1 Způsoby tepelného zpracování slitin hořčíku

- *Homogenizační žíhání*

Slouží k odstranění nerovnoměrného rozdělení legujících prvků v objemu slitiny po krystalizaci a tím ke zlepšení pevnostních charakteristik. Hořčíková slitina AZ61 je v litém stavu poměrně křehká v důsledku značného množství intermetalické fáze γ a eutektika. Pro pomalou difúzi je častý ohřev na teplotu 260 °C a pak velmi pozvolný dohřev na rozpouštěcí teplotu. U litých součástí je heterogenita mnohem větší než u tvářených, v takovém případě může být výdrž na teplotě 10-24 h. Díky pomalé difúzi je postačující ochlazování volně na vzduchu, maximálně v proudícím vzduchu. Takto dosažené rychlosti ochlazování úplně stačí k uchování přesyceného tuhého roztoku δ . Po ochlazení součásti z teploty homogenizačního žíhání je struktura tvořena homogenním tuhým roztokem δ a malým množstvím nerozpuštěných minoritních fází, zejména částic na bázi manganu a železa, které bývají přítomny jako příměsi. Homogenizační žíhání se často používá jako předstupeň umělého stárnutí, u hořčíkových slitin je možno využít jen homogenizačního žíhání. Takto zpracovaná slitina vykazuje maximální hodnoty pevnosti R_m a nárazové práce KV [28].

- *Žíhání na odstranění vnitřního*

Ačkoli hořčíkové odlitky nejsou zpravidla náchylné ke vzniku vlastních pnutí, nízký modul pružnosti hořčíkových slitin umožňuje, že poměrně nízký tlak může způsobit patrnou plasticko-elastickou deformaci. Vlastní pnutí mohou vznikat smršťováním v důsledku omezení tvarem formy v průběhu tuhnutí, nestejným chladnutím po tepelném zpracování nebo po kalení. Strojní operace mohou mít také za následek vznik pnutí a vyžadovat tak neprodlené žíhání na odstranění vnitřního pnutí před finálním opracováním [29]. Žíháním při teplotě 260 až 330 °C (dle druhu slitiny) po dobu 1 až 2 hod. se zlepšuje rozměrová stabilita slitin a zlepšuje se korozní odolnost [18].

U tvářených slitin hořčíku se žíhání na odstranění vnitřního pnutí používá k odstranění nebo zmírnění zbytkových pnutí indukovaných ve tvářených hořčíkových výrobcích po tváření za studena i za tepla, obrábění, lisování, tažení nebo svařování.

Při svařování tvrdých válcovaných plechů by měly být použity nižší žíhací teploty a delší doba chladnutí, aby nedocházelo k jejich zkroucení, např. 150 °C po dobu 60 minut [28].

- *Rozpouštěcí žíhání a stárnutí*

Při rozpouštěcím žíhání Mg-Al-Zn slitin by součásti měly být vkládány do pece při teplotách kolem 260 °C a poté je teplota pozvolna zvyšována na odpovídající teplotu rozpouštěcího žíhání, tak aby se zabránilo natavení eutektických komponent, které by mohly vést ke vzniku pórů. Doba takového ohřevu závisí na velikosti a složení dané vsázky, ale běžně se pohybuje kolem dvou hodin [28].

Teplota rozpouštěcího žíhání se mění podle složení a druhu slitin v určitém rozmezí (obvykle od 380 do 415 °C). Prodleva na teplotě bývá 10-24 hod. u slitin slévarenských a 2-4 hod. u slitin tvářených. Přesycený tuhý roztok je za normální teploty značně stabilní, a proto se v četných případech používají slitiny ve stavu po ochlazení z rozpouštěcí teploty, aniž se provede jejich umělé stárnutí. V tomto stavu mají slitiny také nejvyšší houževnatost.

Pokud je stárnutí nezbytné, s ohledem na vyšší mechanické vlastnosti, provádí se při teplotě 200 až 230 °C, 5 až 24 hod. [18].

Další odlišností tepelného zpracování hořčíkových slitin je možnost využít umělého stárnutí bez předchozího homogenizačního (rozpuštěcího) žíhání. Jeho důsledkem je navýšení meze pevnosti za současného snížení vnitřního napětí, které vzniklo tuhnutím slitiny během chladnutí ve formě.

Ačkoli nejlepší zpracování hořčíkových slitin by bylo na vzduchu, pro rozpuštěcí žíhání jsou téměř výhradně používány ochranné atmosféry. Dle normy pro tepelné zpracování hořčíkových odlitků vyžaduje ochranu atmosféru při rozpuštěcím žíhání nad 400 °C. Ochranná atmosféra slouží k ochraně povrchu odlitku před oxidací a při překročení správné teploty v peci zamezuje aktivnímu hoření. Běžně používané plyny jsou oxid siřičitý a oxid uhličitý [18]. Příklady tepelného zpracování běžně užívaných hořčíkových slitin jsou uvedeny v tab. 1.

Tab.1: Příklady tepelného zpracování běžně užívaných Mg slitin [21]

Slitina	Tepelné zpracování	Slitina	Tepelné zpracování
AM100A	T4, T5, T6	WE43A	T6
AZ63A	T4, T5, T6	ZC63A	T6
AZ81A	T4	ZE41A	T5
AZ91C	T4, T6	ZC71A	F, T5, T6

T4 - rozpuštěcí žíhání, T5 - umělé stárnutí, T6 - rozpuštěcí žíhání a umělé stárnutí

3.5 Mechanické vlastnosti hořčíkových slitin a jejich aplikace

Jak již bylo zmíněno výše, hořčíkové slitiny se vyznačují řadou velmi pozitivních vlastností umožňujících jejich aplikaci v řadě průmyslových odvětví, jako jsou například:

- *Automobilový průmysl*

Jako přídavek k nízké hustotě nabízejí hořčíkové slitiny řadu dalších vlastností, využitelných pro automobilový průmysl jako je dobrá houževnatost, lepší tlumicí vlastnosti než mají hliníkové slitiny a výborná slévatelnost.

Největší výhoda spočívá ve snížení spotřeby paliva díky snižování hmotnosti automobilů. Použití hořčíkových slitin v automobilech navzdory jejich vyšší ceně v porovnání s běžně používanou ocelí a hliníkovými slitinami může být ospravedlněno na základě integrace komponent a velmi přesné slévatelnosti.

- *Letecký průmysl*

Hořčíkové slitiny jsou využívány v motorech konvenčních letadel a vrtulníků a v menším rozsahu na kostry letadel a podvozky. Množství použití je však nižší než potencionální možnosti kvůli špatné korozní odolnosti. K zlepšení této situace přispívá aplikace antikoročních povlaků, které umožňují využití hořčíkových slitin například v rotorech vrtulníků.

- *Audio a elektronický průmysl*

Rozvoj moderních audio, vizuálních, počítačových a komunikačních prostředků následovaný jejich miniaturizujícími požadavky vyžaduje vytvoření nových materiálů

s vylepšenými specifickými vlastnostmi. Hořčíkové slitiny jsou velmi atraktivním materiálem právě pro tyto aplikace především díky své výborné specifické pevnosti a tuhosti poskytující možnost redukce hmotnosti a rozměrů. Hořčíkové slitiny mají tři základní výhody oproti plastům: odvádění tepla, stínění elektromagnetických a rádio frekvencí a tzv. „kovový pocit“ představující kvalitu [30,31].

Je evidentní, že cesta k tomu, aby se hořčíkové slitiny staly skutečným strukturálním konkurentem v automobilovém, leteckém a elektronickém průmyslu by měla následovat synergický efekt vývoje slitin a vývoje jejich zpracování. Především výzva vyrábět tvářené hořčíkové součásti s využitím konvenčních technologií jako je protlačování, kování a válcování může vést k průlomů ve využití a aplikaci hořčíkových slitin ve 21. století. Současné reference naznačují, že většina z budoucích aplikací nebude se současnými slévárenskými a tvářenými hořčíkovými slitinami reálná. Z toho důvodu je vyžadován další elementární a aplikovaný vývoj ve všech oblastech hořčíkových technologií za účelem podstatného nárůstu užití a aplikací hořčíkových slitin [30].

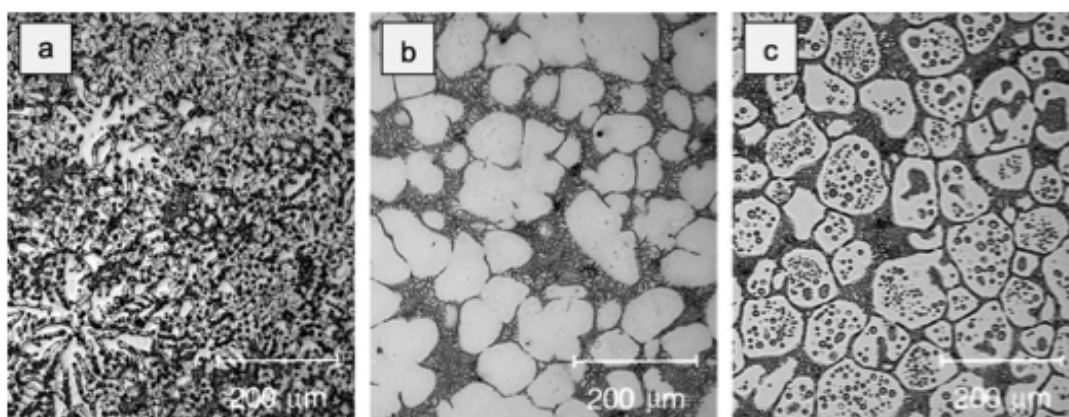
3.5.1. Základní mechanické vlastnosti

Mechanické vlastnosti hořčíkových slitin jsou závislé především na chemickém složení jednotlivých slitin, způsobu výroby a tepelném zpracování. Příklady konkrétních mechanických vlastností vybraných slitin bez aplikovaného tepelného zpracování jsou uvedeny v tab. 2.

Tab. 2: Nominální složení a statické mechanické vlastnosti hořčíkových slitin při pokojové teplotě, připravovaných tlakovým litím [20].

	Al	Mn	Zn	Jiné prvky	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	HRC
AE42	4,0	0,1		2,5 RE	145	230	11	60
AM20	2,1	0,1			90	210	20	45
AM60	6,0	0,13			130	240	13	65
AS41	4,2	0,2		1,0 Si	140	240	15	60
AZ91	9,0	0,13	0,7		160	250	7	70
AJ62L	6,0			1,6 Sr	153	276	12	
AJX500	5,0				133	236	10	
AJX531	5,0			3,0 Sr	190	238	8	
AX51	5,0			1,0 Ca	128	192	7	
AX52	5,0			1,0 Ca	161	228	13	

Na hodnoty mechanických vlastností má významný vliv výsledná mikrostruktura hořčíkových slitin, obsahy legur a množství, tvar a rozložení křehké intermetalické fáze Mg₁₇Al₁₂ a také tepelné zpracování. Jak vyplývá z obr. 34, různými druhy odlévání jsme schopni ovlivnit kvalitu výsledné mikrostruktury a tedy i výsledných mechanických vlastností uvedených v Tab. 3.



Obr. 34: Mikrostruktury hořčíkových slitin: a) AZ91 Squeeze casting, b) AZ91 New Rheocasting, c) AZ80 Thixocasting [31].

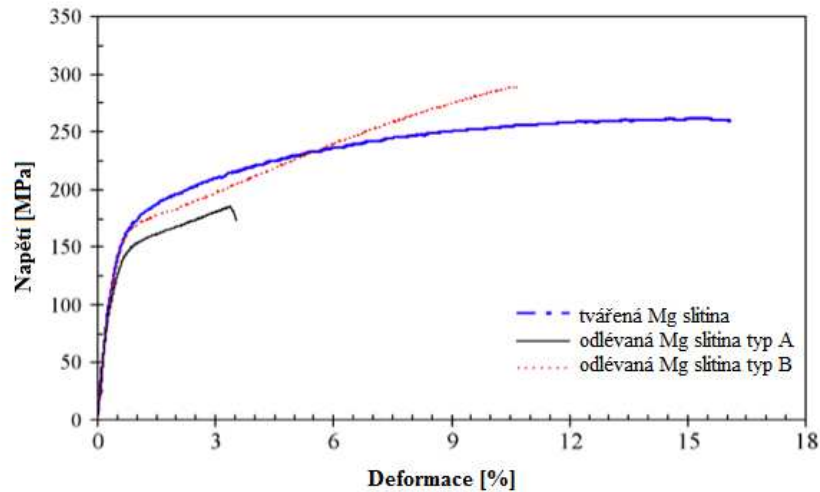
Na obr. 34a je typická dendritická struktura tuhého roztoku δ s eutektikem ($\delta + \text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) v mezidendritických prostorech, vzniklá po squeeze castingu. Obr. 34b ukazuje velké oblasti tuhého roztoku δ globulitického charakteru s eutektickými fázemi mezi oblastmi tuhého roztoku, což je struktura typická pro New Rheocasting. Na obr. 34c je struktura vzniklá po Thixocastingu lišící se od předchozí struktury ohraničenými oblastmi eutektika v tuhé fázi globulitického charakteru.

Přítomnost eutektika v mikrostruktuře odlévaných Al-Mg slitin je vlivem nerovnovážného tuhnutí způsobeného rychlým ochlazením. Slitiny po squeeze castingu vykazují lepší mechanické vlastnosti (především tažnosti), kde fáze $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ je jemně dispergovaná, než slitiny s hrubými částicemi. Tepelným zpracováním jsme však schopni křehké částice $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ eliminovat a dosáhnout tak především zvýšení lomové houževnatosti viz hodnoty uvedené v tab. 3 [32].

Tab. 3: Statické mechanické vlastnosti Mg slitin v litém stavu (F) a po tepelném zpracování (T4) odlévané různými metodami [32].

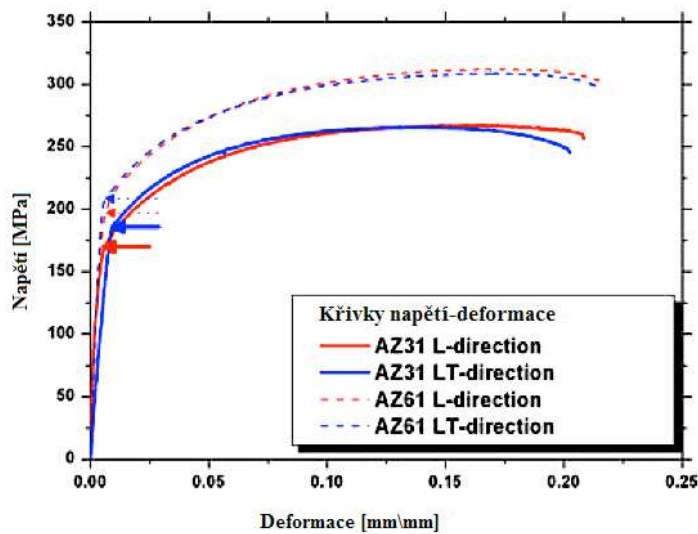
Druh odlévání	Materiál	R_p [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	K_{Jc} [MPa·m ^{1/2}]
Squeeze casting	AZ91 (F)	104±4	183±12	4,5±1,2	22,6
New rheocasting	AZ91 (F)	105±6	171±10	3,4±1,0	15,1
	AZ91(T4)	94±5	241±19	8,3±1,6	31,0
Thixocasting	AZ80 (F)	102±5	187±16	3,5±1,0	16,7
	AZ80(T4)	92±5	224±24	7,7±2,3	36,8

Vliv způsobu zpracování hořčíkových slitin na mechanické vlastnosti je znázorněn na obr. 35, kde jsou porovnány tahové diagramy tvářené slitiny AM60 a odlévané slitiny AZ31B ve dvou modifikacích geometrie odlévání. Výrazný rozdíl je vidět jak v mezi kluzu tak v mezi pevnosti v tahu, kde největší hodnotu meze kluzu vykazuje tvářená slitina, zatímco největší mez pevnosti slitina odlévaná. Největší tažnost dosáhla tvářená slitina AM60 [33].



Obr. 35: Křivky napětí-deformace pro tvářenou a odlévanou hořčíkovou slitinu [33].

Mezi nejpoužívanější tvářené hořčíkové slitiny patří slitiny AZ31 a AZ61. Pro porovnání těchto slitin je uveden jejich tahový diagram ve směru a napříč tváření (obr. 36). Vyšších pevnostních hodnoty byly naměřeny u slitin AZ61 (mez pevnosti $R_m = 310$ MPa), což může být způsobeno vyšším obsahem Al, zatímco hodnoty tažnosti byly u obou slitin srovnatelné. Vliv směru tváření byl u obou slitin zanedbatelný [34].

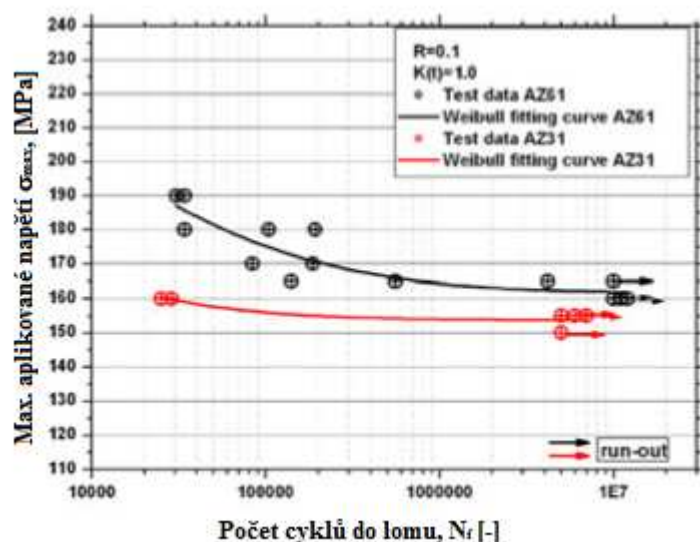


Obr. 36: Tahové diagramy tvářených hořčíkových slitin AZ31 a AZ61[34].

3.5.2 Únavové vlastnosti hořčkových slitin

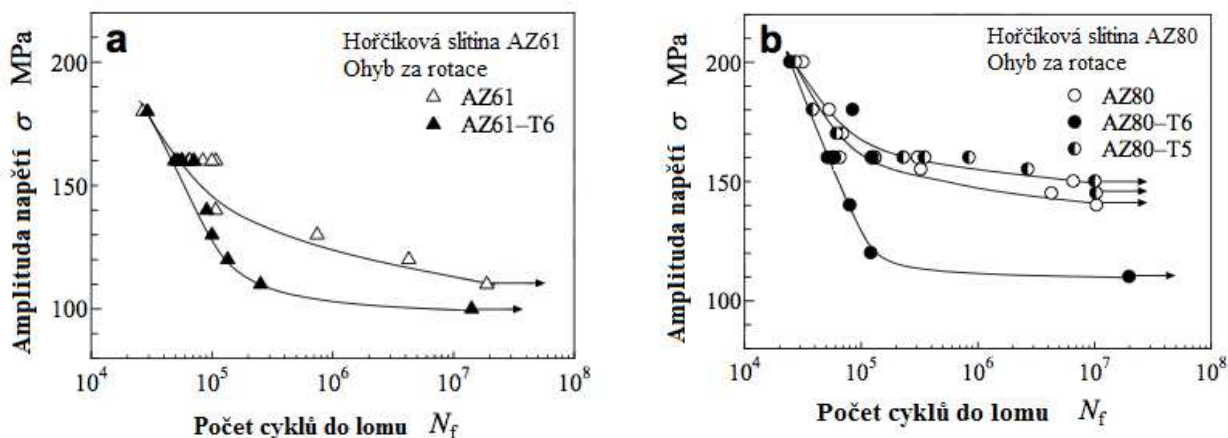
Také únavové vlastnosti hořčkových slitin jsou závislé na chemickém složení, mikrostruktuře a tepelném zpracování.

Při porovnání únavových vlastností tvářených hořčkových slitin AZ31 a AZ61 dosahuje lepších výsledků slitina AZ61, obsahující vyšší obsah Al. S-N křivky těchto dvou slitin, viz obr. 37, vykazují plynulý přechod z nízkocyklové oblasti do oblasti vysokocyklové. Hodnoty únavové pevnosti určené pro počet cyklů 10^7 jsou 130 MPa pro slitinu AZ31 a 160 MPa pro AZ61 [34].



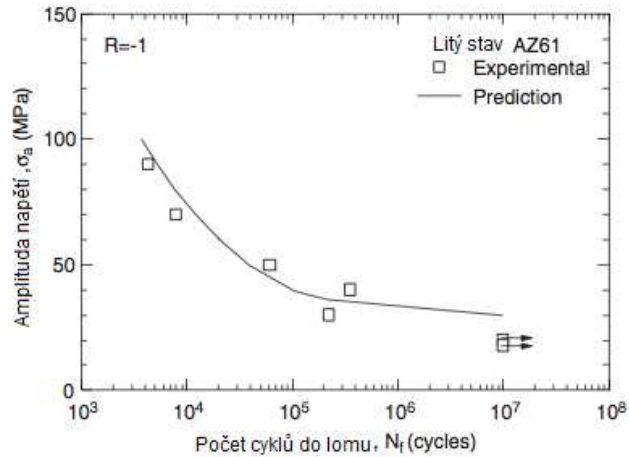
Obr. 37: S-N křivky hořčkových slitin AZ61 a AZ3 ($R=0,1$) [34].

Kromě obsahu legujících prvků má únavové vlastnosti vliv také tepelné zpracování hořčkových slitin. Na obr. 38a) a b) je ukázáno srovnání S-N křivek slitiny AZ61 a AZ80. V litém stavu vykazuje vyšší mez únavy slitina AZ 80 díky vyššímu obsahu Al. Po aplikaci tepelného zpracování T6 (rozpuštěcí žíhání a umělé stárnutí) zaznamenaly obě slitiny pokles hodnot meze únavy, v případě tepelného zpracování T5 (umělé stárnutí) došlo k mírnému nárůstu meze únavy [35].



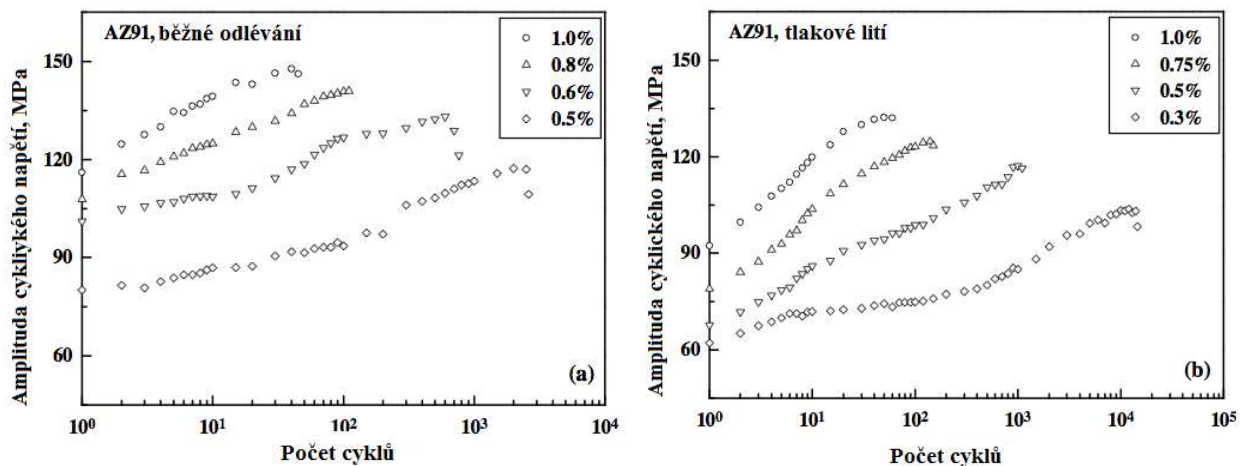
Obr. 38: Únavové S-N křivky hořčkové slitiny: a) AZ61, b) AZ80 [35].

Defekty v lité struktuře jako póry a vměstky významným způsobem degradují tahové a únavové vlastnosti. Mez únavy u slitin s vyšším obsahem Mn byla nižší než u slitin s vyšším obsahem Mn. Příčinou byly intermetalické vměstky typu Al-Mn, které sloužily jako koncentrátory napětí a místa iniciace únavových trhlin. Na obr. 39 je znázorněna křivka životnosti pro slitinu s nízkým obsahem Mn (0,16%) [36].



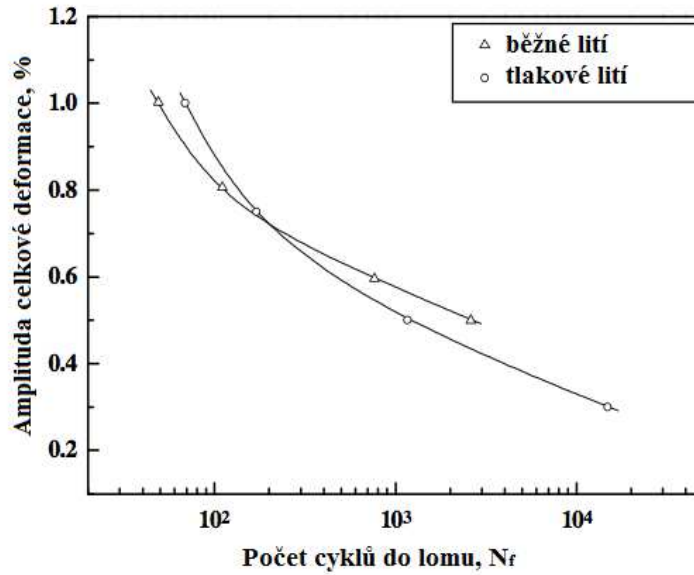
Obr. 39: Křivka životnosti hořčkové slitiny AZ61 s obsahem 0,16% Mn [36].

Vliv způsobu odlévání hořčkových slitin na únavové vlastnosti je znázorněn na obr. 40 a 41, které porovnávají metodu lití do trvalé formy a lití pod tlakem u slitiny AZ91. Jak je vidět z křivek změkčení-zpevnění na obr. 40 hořčková slitina AZ91 během cyklického zatěžování pro všechny hladiny aplikované deformace cyklicky zpevňuje. Při stejných hodnotách celkové deformace vykazuje slitina odlévaná do trvalé formy vyšší amplitudy cyklického napětí než slitina odlévaná tlakovým litím. Stupeň cyklického zpevnění je však vyšší u slitiny odlévané tlakovým litím [37].



Obr.40: Křivky cyklického změkčení-zpevnění slitiny AZ91 odlité a) trvalá forma b) tlakové lití [37].

Křivky životnosti (závislost celkové deformace na počtu cyklů do lomu) popisované slitiny AZ91 jsou uvedeny na obr. 41 pro oba způsoby odlévání. Při vyšších hladinách celkové deformace vykazuje větší únavovou odolnost slitina odlitá metodou tlakového lití, zatímco pro nižší hladiny celkové deformace se jako odolnější jeví slitina odlitá do trvalé formy [37].



Obr. 41: Křivky životnosti hořčíkové slitiny AZ91 [37].

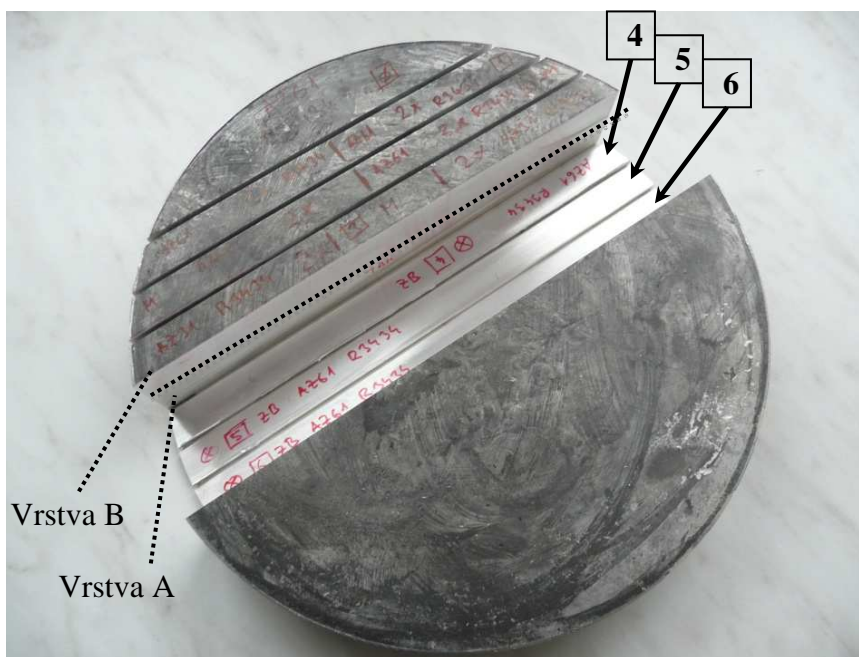
4. CÍLE PRÁCE

Cílem této diplomové práce je zjistit základní mechanické charakteristiky a naměřit data pro nízkocyklovou oblast únavy hořčíkové slitiny AZ61 odlité metodou squeeze casting.

5. EXPERIMENTÁLNÍ METODIKA

5.1. Použitý materiál

Jako experimentální materiál byla použita hořčíková slitina AZ61 odlitá metodou squeeze casting. Na obr. 42 je ukázán rondel hořčíkové slitiny AZ61 s označením r. 3434, ze kterého byly vyrobeny zkušební vzorky. Materiál byl odebrán ve dvou vrstvách (A, B) nad sebou a v šesti řadách.



Obr. 42: Rondel hořčíkové slitiny AZ61.

Na obr. 43 je znázorněno značení odebraného materiálu, kdy horní vrstva má označení B a spodní A, vždy s číslem řady, ze které byly vzorky odebrány. Pro účely této práce byly pro výrobu vzorků využity řady 4, 5, 6.



Obr. 43: Značení odebraného materiálu.

5.1.1 Chemické složení hořčíkové slitiny AZ61

Chemické složení hořčíkové slitiny AZ61 bylo určeno pomocí opticko emisního spektrometru s doutnavým výbojem Spectrumat GDS750. Uvedené výsledky jsou průměrné hodnoty ze čtyř měření.

Tab. 4: Chemické složení zkoumané hořčíkové slitiny AZ61

Označ. vzorku	Al	Zn	Cu	Mn	Si	Fe	Ni	Sn	Pb	Zr	Ca	Be
AZ61 - r. 3434	6,19	1,87	0,00	0,39	0,013	0,004	0,00	0,00	0,00	0,01	0,00	0,001

5.1.2. Příprava vzorků pro světelnou mikroskopii

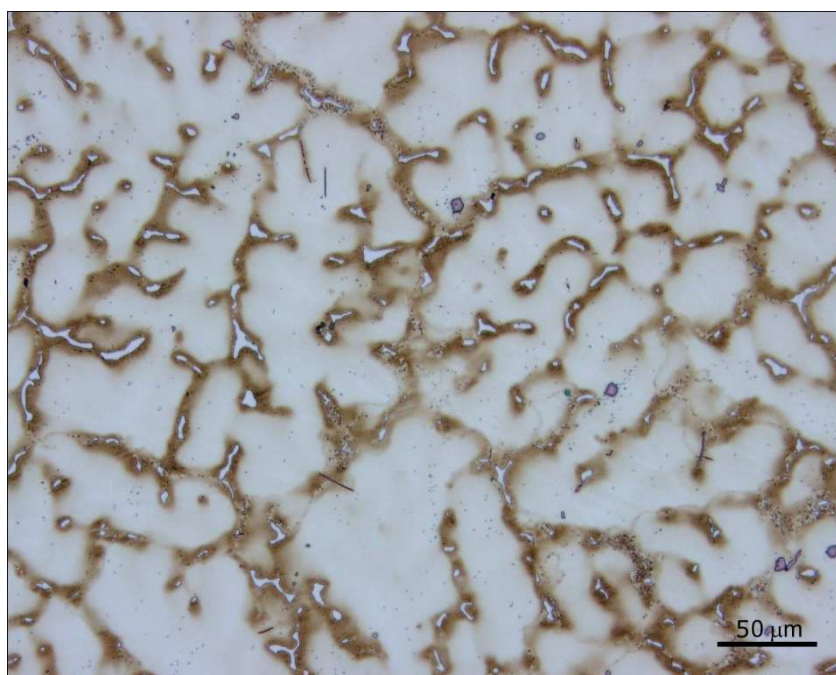
Vzorky byly zalisovány do lisovací hmoty DENTACRYL za použití lisu Struers LaboPress-3 při 180 °C, tlaku 20 kN, doba lisovacího procesu byla 10 min.

Broušení vzorků bylo provedeno na laboratorních přístrojích PEDEMIN firmy STRUERS za použití brusných papírů zrnitosti 600, 1200 a 4000 (doba broušení pro každou zrnitost - 3 min). Dále byly vzorky leštěny brusnými pastami o zrnitosti 3 μ m, 1 μ m a ¼ μ m vždy po dobu 3 min.

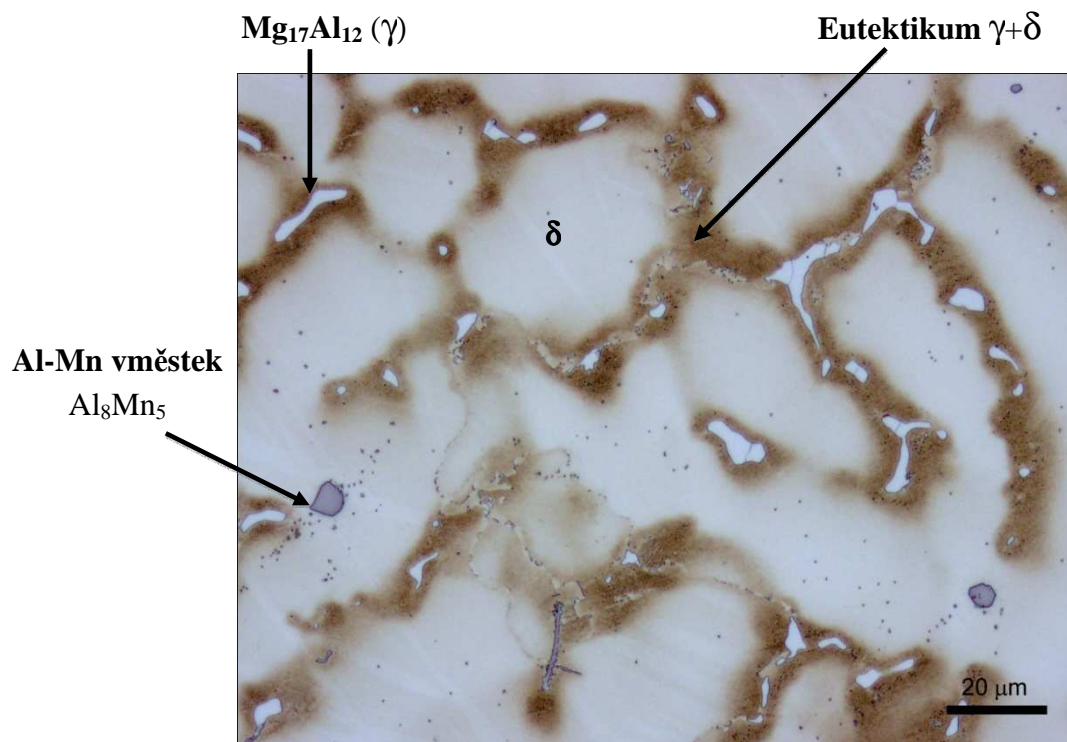
Pro vyvolání struktury bylo použito leptání pomocí „Acetic picral“ (5 ml kyseliny octové, 6 g kyseliny pikrové, 10 ml H₂O a 100 ml ethanolu).

5.1.3. Metalografické hodnocení struktury

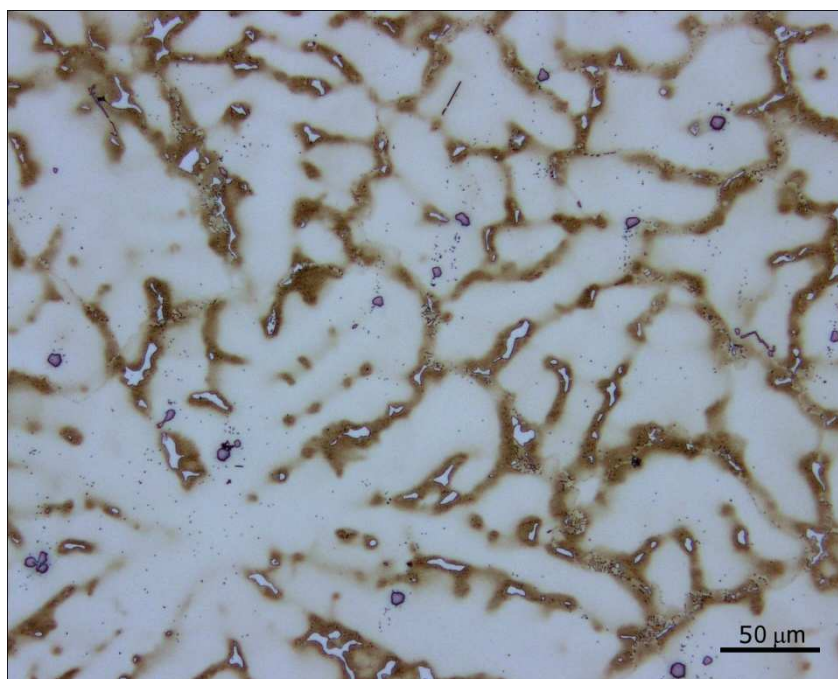
Pozorování vzorků bylo prováděno jak ve směru rovnoběžném s osou vzorků, tak i ve směru kolmém na osu, pro každou řadu i vrstvu odebraného materiálu. Mezi jednotlivými vzorky (řezy) nebyly pozorovány výrazné rozdíly ve struktuře. Na obr. 44 – 47 jsou uvedeny mikrostruktury v podélných a příčných řezech při různých zvětšeních.



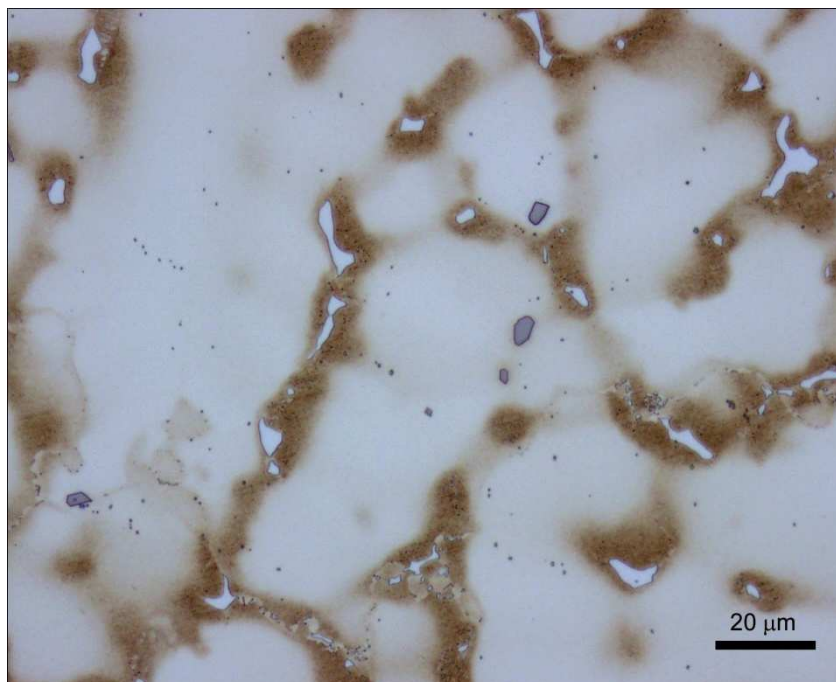
Obr. 44: Mikrostruktura slitiny AZ61 ve směru rovnoběžném s osou vzorku, dokumentováno při celkovém zvětšení 200x.



Obr. 45. Mikrostruktura slitiny AZ61 ve směru rovnoběžném s osou vzorku, dokumentováno při celkovém zvětšení 500x.



Obr. 46: Mikrostruktura slitiny AZ61 ve směru kolmém na osu vzorku, dokumentováno při celkovém zvětšení 200x.



Obr. 47: Mikrostruktura slitiny AZ61 ve směru kolmém na osu vzorku, dokumentováno při celkovém zvětšení 500x.

Mikrostruktura zkoumané hořčíkové slitiny AZ61 je tvořena oblastmi tuhého roztoku δ , jež tvoří osy dendritů. V mezidendritických prostorech se nachází eutektikum, tvořené tuhým roztokem δ a intermetalickou fází γ ($Mg_{17}Al_{12}$). Ve struktuře se také vyskytují náhodně rozptýlené částice Al_8Mn_5 (obr. 45).

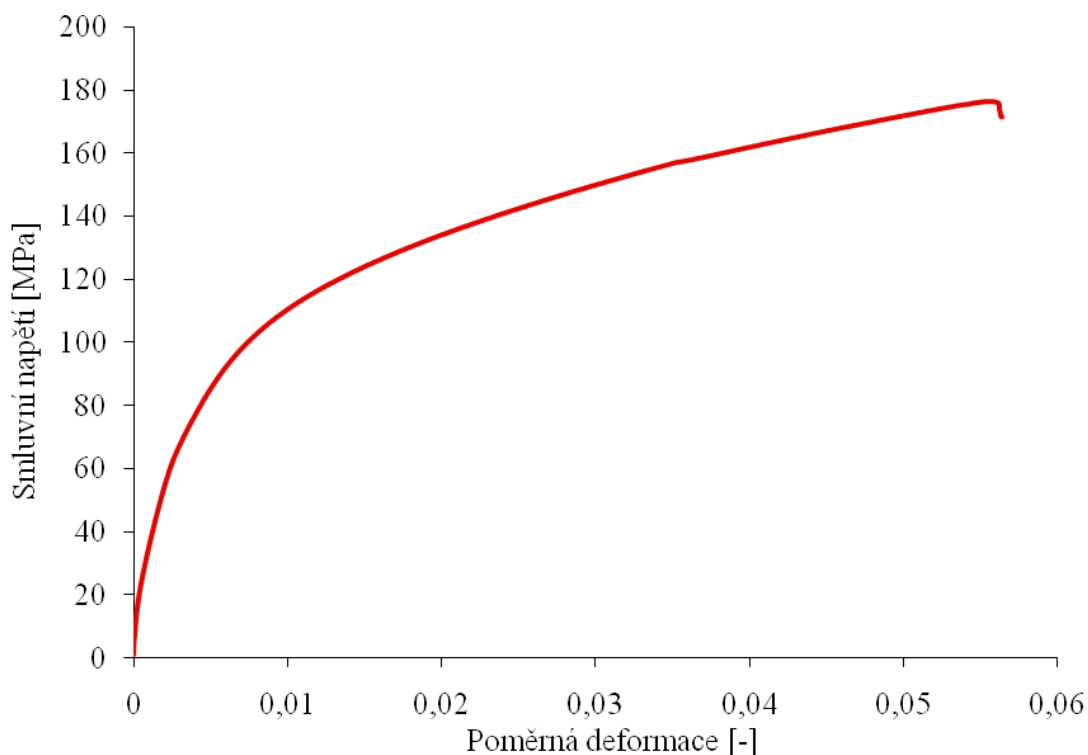
Struktura materiálu po procesu squeeze casting neobsahovala slévárenské vady typu staženin typické pro tyto slitiny odlévané gravitačním litím. Z obr. 45 a 47 je patrná nízká korozní odolnost slitiny (pozorování prováděno ihned po naleptání).

5.1.4. Základní mechanické charakteristiky slitiny AZ61

Pro určení základních statických mechanických charakteristik byla provedena tahová zkouška na třech zkušebních tělesech. Na obr. 48 je ukázán záznam tahové zkoušky pro těleso s označením 16. Zjištěná mez pevnosti R_m je 175 MPa, smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ je 74 MPa, tažnost $A = 5\%$ a kontrakce $Z = 5,3\%$ (střední hodnoty ze všech tří výše uvedených měření).

Průměrná hodnota tvrdosti zkoumané slitiny AZ61 byla 53,2 HBS 5/125.

Kompletní data získaná z tahových zkoušek a z měření tvrdosti dle Brinella jsou uvedena v části „Výsledky“.



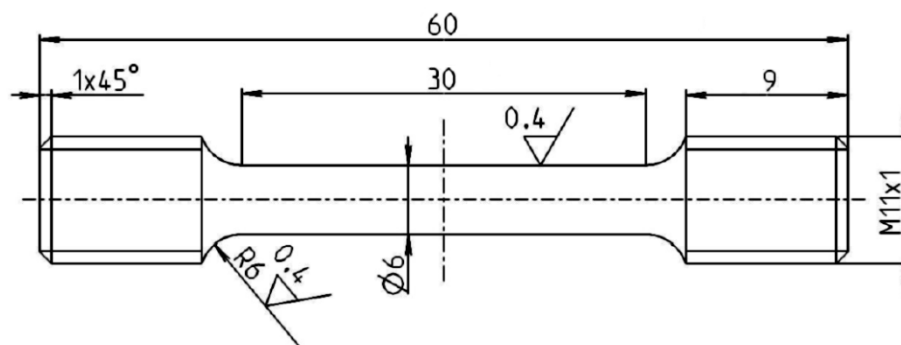
Obr. 48: Tahový diagram slitiny AZ 61, vzorek č. 16.

5.2. Experimentální technika

5.2.1 Tahová zkouška

Tahová zkouška byla provedena na universálním, počítačem řízeném zkušebním stroji TIRA TEST 2003 s maximální zátěžnou silou 100 kN, přičemž deformace byla snímána extenzometrem MF Mini MFA 2. Rychlost pohybu příčnicku byla 1,4 mm/min. Zkoušky probíhaly v běžné laboratorní atmosféře při pokojové teplotě.

Na obr. 49 je uveden zkušební vzorek použitý pro zkoušku tahem.



Obr. 49 Schéma zkušební tyče pro zkoušku tahem.

5.2.2. Zkouška tvrdosti

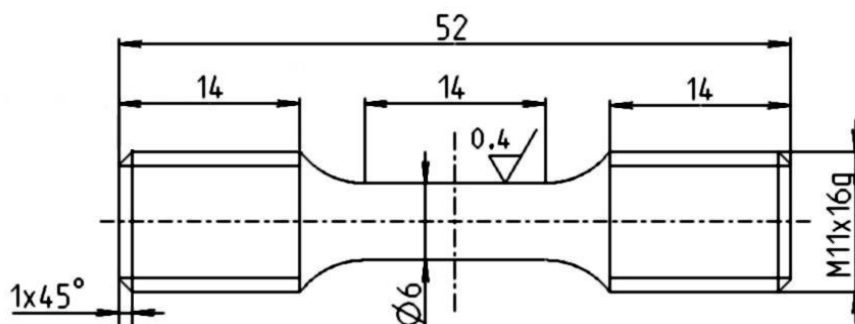
Zkouška tvrdosti dle Brinella byla měřena na přístroji Volpert-Amsler Dia Testor 2Rc. K měření byla použita ocelová kulička o průměru 5 mm, přitlačná síla byla 1226 N a doba zatížení $10 \div 15$ s.

5.2.3. Únavové zatěžování

Únavové zkoušky byly realizovány na servohydraulickém zkušebním stroji INSTRON 8801 (obr. 48). Zkoušky probíhaly v režimu řízení celkové deformace s konstantní rychlostí deformace $0,01 \text{ s}^{-1}$. Deformace byla měřena a řízena pomocí extenzometru o měrné délce 12,5 mm, umístěného uprostřed měrné délky zkušebního tělesa. Schéma zkušební vzorku pro únavovou zkoušku je na obr. 49. Všechna zkušební tělesa byla namáhána v symetrickém deformačním cyklu ($R = -1$) s různými amplitudami celkové deformace ϵ_{at} – v intervalu 0,25 až 1,20 %. Pro zatěžování byl zvolen trojúhelníkový zátěžný cyklus.



Obr. 48: Servohydraulický zkušební stroj Instron 8801.



Obr. 49: Schéma vzorku pro únavovou zkoušku.

V průběhu cyklického zatěžování zkušebních těles byly pro vybrané počty cyklů měřeny a zaznamenávány hysterezní smyčky. V průběhu experimentu byly vyhodnocovány efektivní moduly v tahu a tlaku a poměr středního napětí a amplitudy napětí (σ_m/σ_a). Do okamžiku vzniku makroskopické trhliny v měrné části zkušebního tělesa byla hodnota poměru středního napětí a amplitudy napětí blízká k nule (symetrický napět'ový cyklus). Se vznikem makroskopické trhliny se asymetrie cyklu změnila a poměr (σ_m/σ_a) začal klesat. Počet cyklů do porušení N_f byl stanoven na základě následujícího kritéria:

- a) Pokud magistrální trhlina vznikla a šířila se mimo měrnou délku vzorku a k jejímu finálnímu šíření docházelo v průběhu několika desítek cyklů, přičemž nedocházelo k poklesu amplitudy napětí, byl uvažován za počet cyklů do lomu N_f , počet cyklů naměřený do úplné separace zkušebního tělesa na dvě části.
- b) V případě, že magistrální trhlina vznikla a šířila se měrnou délkou vzorku a zároveň docházelo k poklesu amplitudy napětí i středního napětí, určíme počet cyklů do lomu N_f jako hodnotu počtu cyklů, kdy parametr σ_m/σ_a klesl na hodnotu -0,05. Tato hodnota odpovídá přítomnosti únavové trhliny rozšířené přibližně na jednu třetinu průřezu tělesa.

5.2.4. Pozorování lomových ploch

Přehledové fotografie lomových ploch u vzorků zcela porušených byly pořízeny pomocí stereolupy OLYMPUS SZ61 a zaznamenány kamerou UI-1485LE-C.

Další fraktografické hodnocení lomových ploch zkoumaných vzorků bylo prováděno na rastrovacím elektronovém mikroskopu Philips XL 30 Series. Fotografie lomových ploch a jejich vyhodnocení je uvedeno ve výsledkové části práce.

6. VÝSLEDKY

6.1. Zkouška tahem

Naměřené mechanické charakteristiky získané z provedené zkoušky tahem jsou uvedeny v tab. 5. Nejvyšší hodnoty pevnosti v tahu R_m a tažnosti A bylo dosaženo u vzorku číslo 18, nejnižších u vzorku 17. Střední hodnota pevnosti v tahu, určená ze všech tří měření je 175 MPa a smluvní mez kluzu 74 MPa. Průměrná hodnota tažnosti je 5 % a kontrakce 5,3 %.

Tab. 5 Výsledky tahových zkoušek

Číslo vzorku	E	$R_{p0.2}$	F_{max}	R_m	A	Z
	GPa	MPa	N	MPa	%	%
16	45,91	73	4986	176	5,2	5,3
17	31,67	77	4759	168	4,5	4,9
18	45,56	73	5109	181	5,4	5,6
statistika						
\bar{x}	41,05	74	4951	175	5,0	5,3
s	8,12	2,01	177,78	6,29	0,5	0,34
v	19,79	2,72	3,59	3,59	10,02	6,39

6.2 Tvrdość

Tvrdość dle Brinella byla měřena na vzorcích odebraných ze středu rondelu (řada XY, vrstva XY). Výsledky měření jsou uvedeny v tab. 6. Z naměřených hodnot je vidět, že hodnoty tvrdosti mají malý rozptyl.

Tab. 6: Hodnoty naměřené tvrdosti

Měření	1	2	3	4	5	6	7
Naměřená hodnota HBS	52,5	51,5	53,4	54,1	53,4	53,4	54,1
Průměrná hodnota tvrdosti HBS	53,2 HBS 5/125						
Směrodatná odchylka - s	0,85						

6.3 Únavové zkoušky

Výsledky provedených únavových zkoušek jsou uvedeny v tab. 7. Ze zaznamenaných dat bylo možno vyhodnotit hodnoty velikosti amplitudy napětí σ_a a amplitudy plastické deformace ϵ_{ap} , stanovených konvenčně pro $0,5N_f$.

Nejvyšší hodnota amplitudy napětí $\sigma_a = 178,585$ MPa byla naměřena u vzorku zatěžovaného amplitudou celkové deformace $\epsilon_{at} = 1,2$ %, což byla horní hranice intervalu, ve kterém byly vzorky zatěžovány. Nejvyšší počet cyklů do lomu $N_f = 25\,542$ byl naměřen pro hladinu $\epsilon_{at} = 0,25$ %, což byla spodní hranice zatěžovacího intervalu.

Tab. 7: Hodnoty naměřené při únavovém zatěžování vzorků

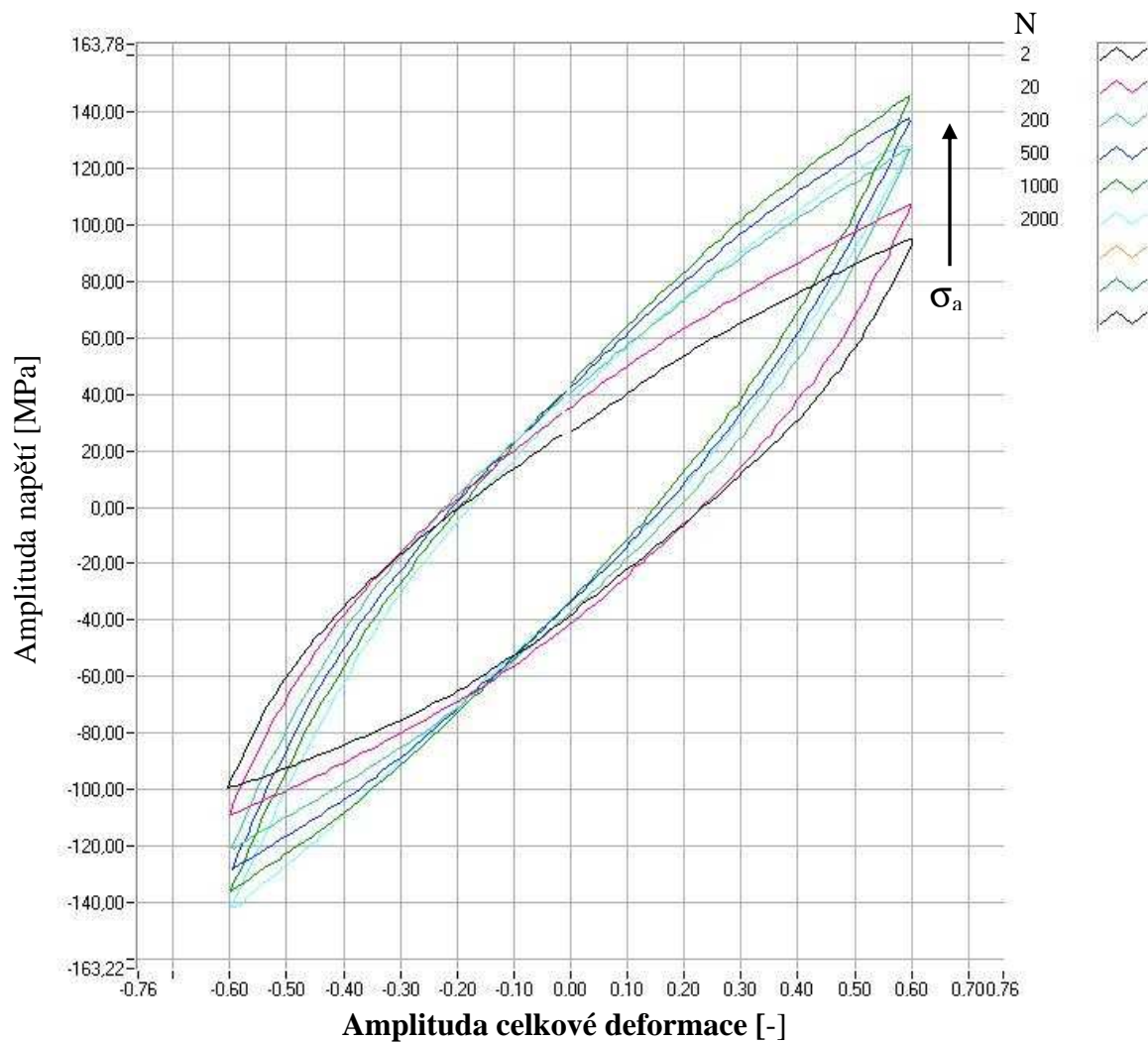
	ϵ_{at}	σ_a	ϵ_{ap}	ϵ_{ae}	N_f	f
Vz.	[-]	[MPa]	[-]	[-]	[-]	[Hz]
15	0,0025	89,4	0,00033725	0,00216275	25542	1,00
6	0,0030	103,2	0,000464	0,002536	20365	0,83
1	0,0040	118,85	0,0009075	0,0030925	5460	0,63
8	0,0050	133,85	0,0011635	0,0038365	4813	0,50
2	0,0060	140,875	0,00173675	0,00426325	2000	0,42
9	0,0070	152,45	0,0023	0,0047	1182	0,36
3	0,0080	162,125	0,002933	0,005067	769	0,31
4	0,0100	168,9	0,00454325	0,00545675	380	0,25
5	0,0120	178,585	0,00613525	0,00586475	256	0,2083

Při vyšetřování cyklické plastické odezvy kovových materiálů v nízkocyklové oblasti má důležitou úlohu rychlost deformace $\dot{\epsilon}$. Abychom dosáhli zadané rychlosti deformace, musíme u řady vzorků namáhaných různými amplitudami celkové deformace ϵ_{at} volit trojúhelníkový průběh deformace s frekvencemi f určenými ze vztahu

$$f = \frac{\dot{\epsilon}}{4\epsilon_{at}} \quad [38]. \quad (19)$$

6.3.1. Hysterezní smyčky

Nejúplnější informaci o cyklické plastické odezvě materiálu během cyklického zatěžování poskytují hysterezní smyčky zaznamenávané v průběhu cyklického zatěžování. Na obr. 50 je uveden příklad saturovaných hysterezních smyček pro amplitudu celkové deformace $\epsilon_{at} = 0,6\%$. V průběhu cyklického zatěžování docházelo s narůstajícím počtem cyklů k nárůstu amplitudy napětí, rostlo tedy napětí, potřebné k dosažení stejné deformace z čehož vyplývá, že materiál cyklicky zpevňuje. Ke konci únavové životnosti došlo k poklesu amplitudy napětí, způsobenému růstem makroskopických trhlin v materiálu. Tento pokles je dobře viditelný u získaných křivek cyklického zpevnění – změkčení.



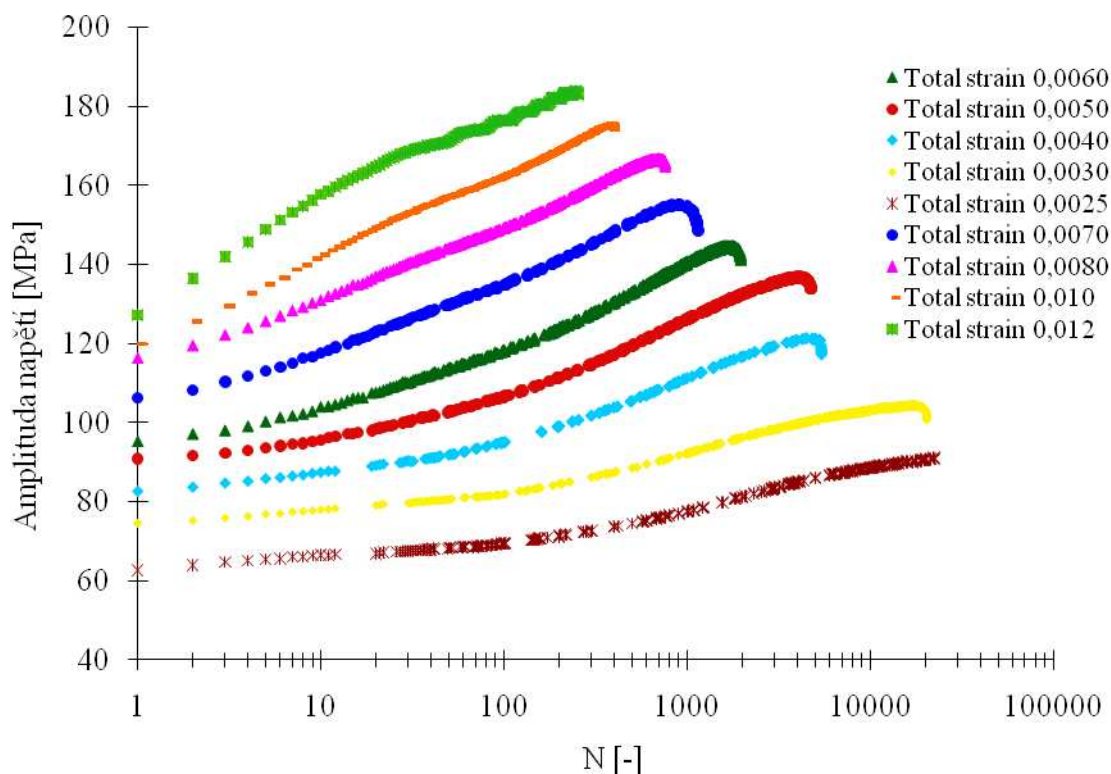
Obr. 50: Příklady hysterzních smyček pro hladinu $\varepsilon_{at} = 0,6\%$.

6.3.2. Křivky cyklického zpevnění – změkčení

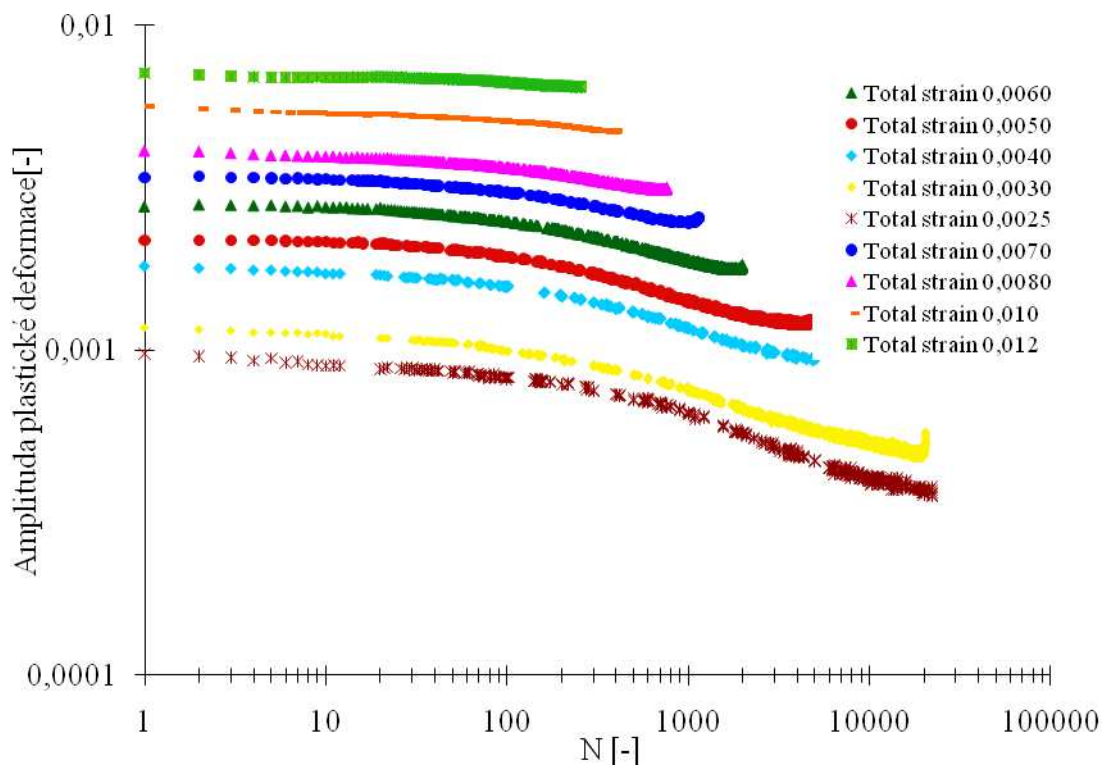
Křivky cyklického zpevnění – změkčení při zatěžování konstantní amplitudou celkové deformace představují buďto závislost amplitudy napětí na počtu zátěžných cyklů N (obr. 51), nebo závislost amplitudy plastické deformace na počtu zátěžných cyklů N (obr. 52) pro různé aplikované amplitudy celkové deformace.

Při únavovém zatěžování bylo zjištěno, že u všech zkušebních těles (hladin amplitudy celkové deformace) dochází po převážnou dobu únavové životnosti k cyklickému zpevnění. Tomu na obr. 51 odpovídá nárůst amplitudy napětí s rostoucím počtem zátěžných cyklů a na obr. 52 pokles amplitudy plastické deformace s počtem zátěžných cyklů.

Pokles amplitudy napětí resp. nárůst amplitudy plastické deformace ke konci únavové zkoušky (obr. 51) souvisí se vznikem makroskopické magistralní trhliny. Tento pokles amplitudy napětí je doprovázen snižováním středního napětí v cyklu. Cyklické zpevnění u všech zkušebních těles je výrazné a dochází k němu po převážnou dobu životnosti zkušebních těles (nebyla pozorována tendence k saturaci amplitudy napětí ani amplitudy plastické deformace).



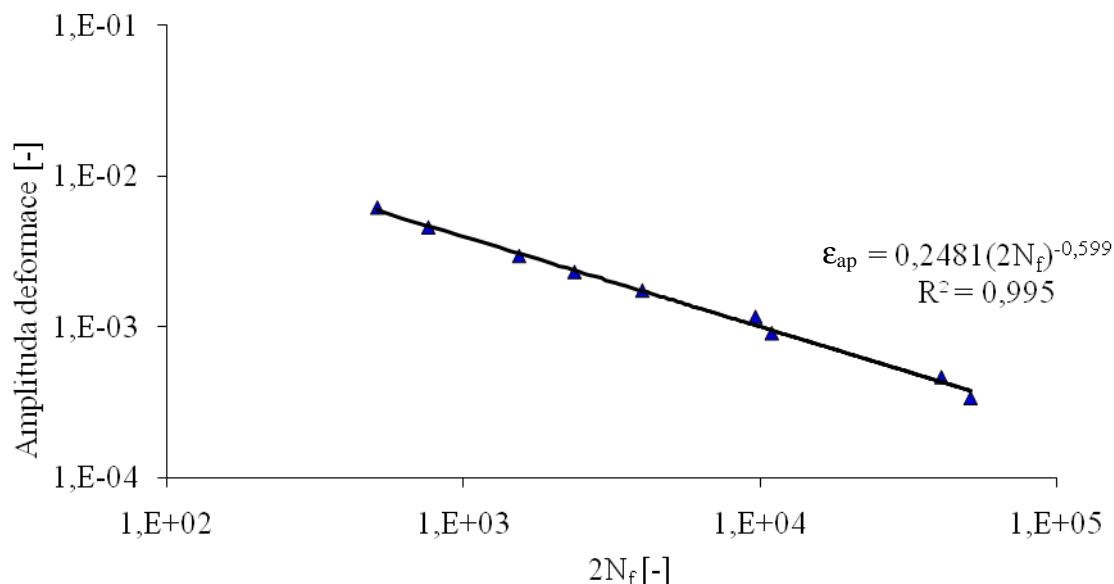
Obr. 51: Křivky zpevnění-změkčení hořčkové slitiny AZ 61 v semilogaritmické reprezentaci závislosti amplitudy napětí na počtu cyklů.



Obr. 52: Křivky zpevnění-změkčení hořčkové slitiny AZ 61 v bilogaritmické reprezentaci závislosti amplitudy plastické deformace na počtu cyklů.

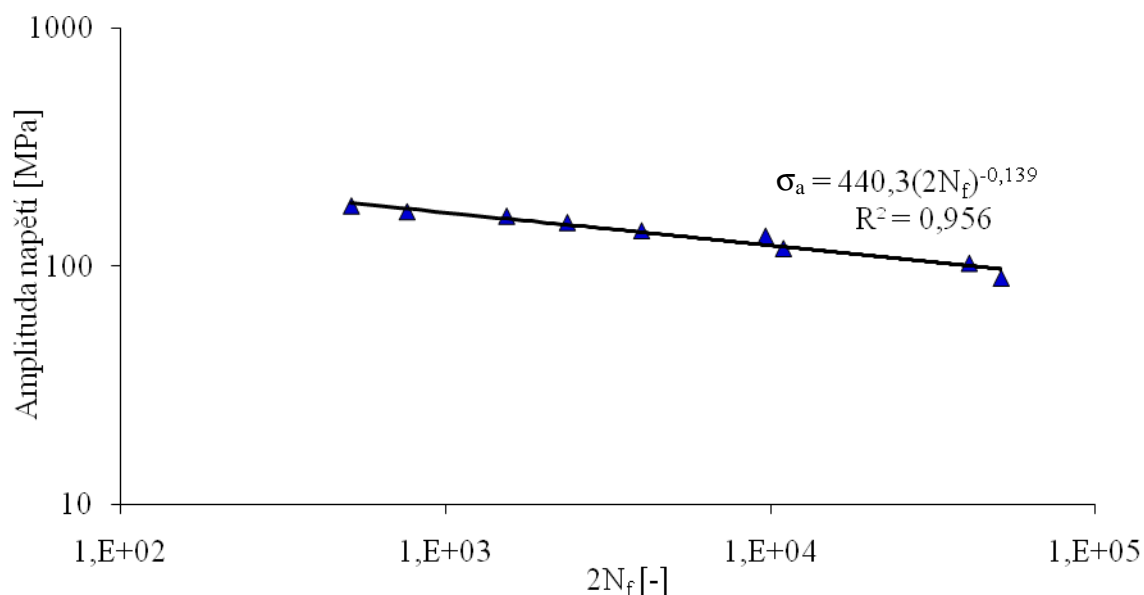
6.3.3. Křivky životnosti

Data pro konstrukci křivek životnosti byla získána z naměřených hodnot amplitudy plastické deformace a amplitudy napětí v polovině životnosti. Na obr. 53 je uvedena závislost amplitudy plastické deformace ϵ_{ap} na počtu cyklů do lomu N_f (Mansonova – Coffinova křivka životnosti). Experimentální body byly proloženy mocninnou funkcí (6). Parametry této funkce ξ a c jsou uvedeny v tab. 8. Z grafu na obr. 53 je vidět, že s klesající amplitudou plastické deformace dochází k nárůstu počtu cyklů do lomu.



Obr. 53: Závislost amplitudy plastické deformace na počtu cyklů do lomu.

Na obr. 54 je uvedena Basquinova křivka životnosti vyjadřující závislost amplitudy napětí na počtu cyklů do lomu v souřadnicích log-log. Experimentálními body byla proložena rovnice (5) vyznačená v grafu plnou čarou. Regresní parametry této závislosti jsou též uvedeny v tab. 8. Z grafu je patrné, že s klesající amplitudou napětí docházelo k nárůstu počtu cyklů do lomu.

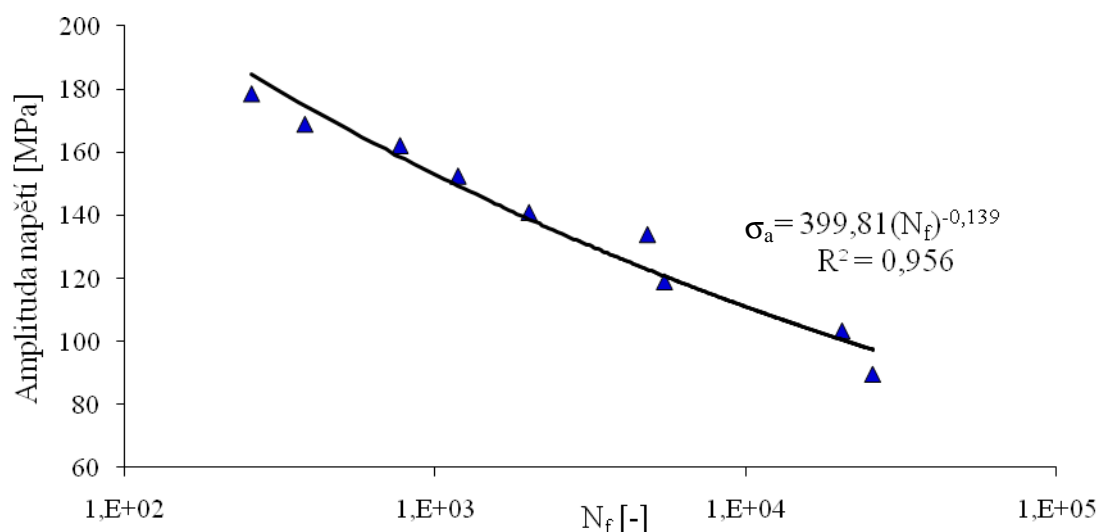


Obr. 54: Závislost amplitudy napětí na počtu cyklů do lomu – Basquinova závislost

Tab. 8: Parametry regresních funkcí

ε_f' [-]	c [-]	σ_f' [MPa]	b [-]
0,2481	- 0,599	440,3	- 0,139

Dalším možným vyjádřením závislosti amplitudy napětí (určené pro $0,5N_f$) na počtu cyklů do lomu je Wöhlerova křivka životnosti – obr. 55. Experimentální body bylo opět možno proložit mocninnou funkcí ve tvaru $\sigma_a = A N_f^B$ – na obr. 54 vyznačena plnou čarou. Vzhledem k tomu, že jak Basquinova tak Wöhlerova křivka popisuje závislost amplitudy napětí na počtech cyklů do lomu, existuje i mezi použitými mocninnými funkcemi přepočít, přičemž platí, že $B = b, A = 2^b \sigma_f'$.



Obr. 55: Odvozená Wöhlerova závislost amplitudy napětí na počtu cyklů do lomu.

Křivky životnosti popsané rovnicemi (7) a (8) lze vzájemně převádět pomocí cyklické deformační křivky, která udává vztah mezi amplitudou napětí σ_a a amplitudou plastické deformace ε_{ap} ve tvaru:

$$\sigma_a = \sigma_f' \left(\frac{\varepsilon_{ap}}{\varepsilon_f'} \right)^{n'} \quad (19)$$

kde n' je součinitel únavového zpevnění. Z matematického hlediska to znamená, že parametry Wöhlerovy a Mansonovy-Coffinovy křivky životnosti jsou na sobě závislé [6].

6.3.4. Cyklická deformační křivka

Všechny experimentální údaje jak v nízkocyklové, tak ve vysokocyklové oblasti se shodují v tom, že cyklická deformační křivka polykrystalických materiálů lze v prvním přiblížení vyjádřit mocninou rovnicí (19) ve tvaru:

$$\sigma_a = k \cdot \varepsilon_{ap}^{n'}, \quad (20)$$

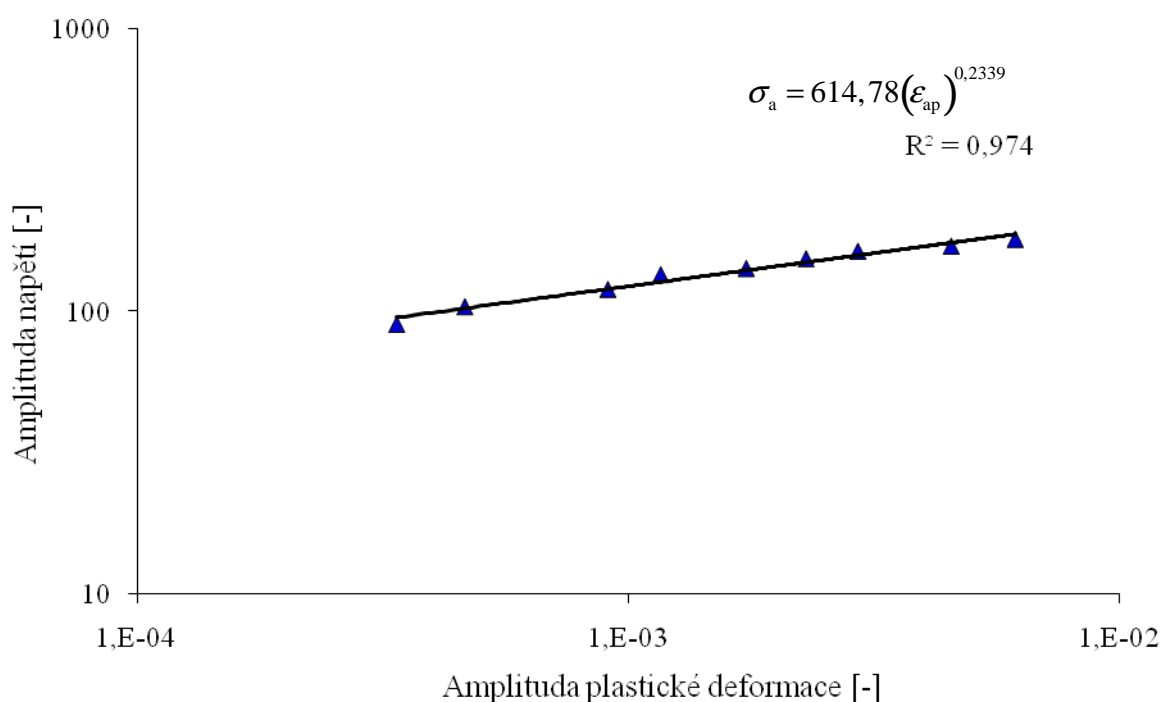
kde k je koeficient cyklického zpevnění a n' exponent cyklického zpevnění.

Kombinací vztahu (20) pro cyklickou deformační křivku napětí – deformace s rovnicemi (7) a (8) dostaneme následující závislosti jednotlivých regresních parametrů:

$$b = n' \cdot c, \quad (22)$$

$$k = \frac{\sigma_f'}{\varepsilon_f'^n} [6]. \quad (23)$$

Cyklická deformační křivka zkonstruovaná na základě dat získaných z provedených únavových experimentů pro sledovanou hořčikovou slitinu AZ61 je uvedena na obr. 56.



Obr. 56: Cyklická deformační křivka.

V analogii se statickou mezí kluzu $R_{p0,2}$ se často používá tzv. cyklická mez kluzu $\sigma'_{0,2}$, což je amplituda napětí odpovídající amplitudě plastické deformace 2×10^{-3} . Platí:

$$\sigma'_{0,2} = k(0,002)^n [39] \quad (21).$$

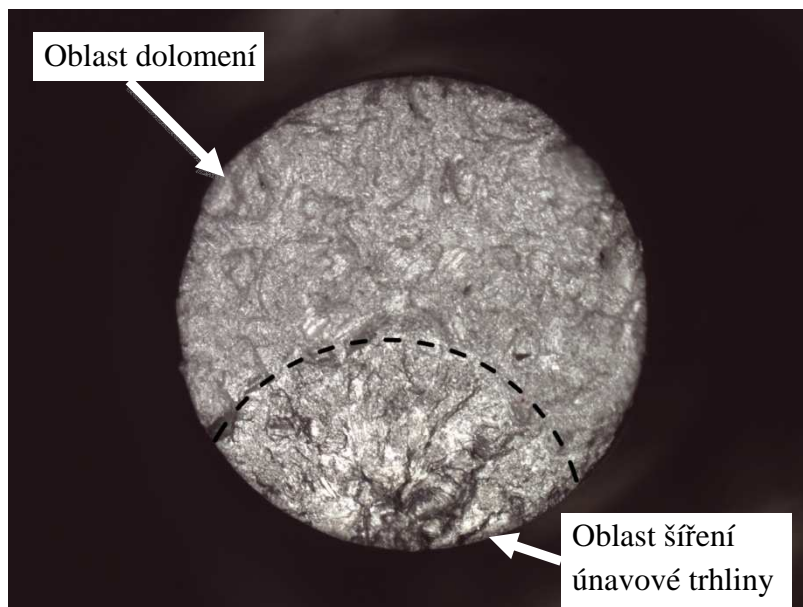
Vypočtená hodnota cyklické meze kluzu na základě získané experimentální závislosti je uvedena v tab. 9.

Tab. 9: Parametry regresních funkcí cyklické deformační křivky

k	n'	$\sigma'_{0,2}$
614,78	0,2339	143,69

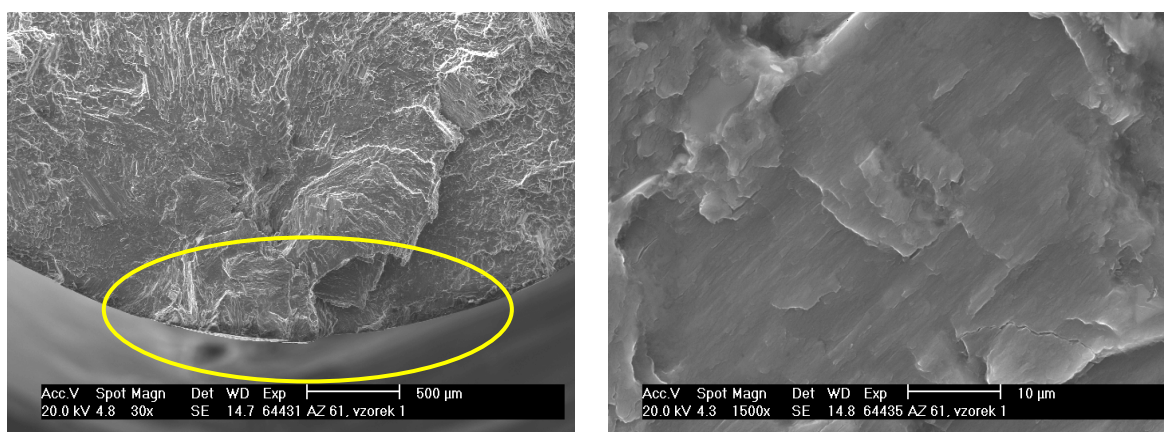
6.4. Fraktografické hodnocení lomový ploch

Přehledová fotografie (obr. 57) lomové plochy byla pořízena na vzorku číslo 1, který byl cyklicky zatěžovaný na hladině $\epsilon_{at} = 0,1\%$. Na fotografii je patrná lesklá oblast šíření únavové trhliny, a oblast statického dolomení (odděleno čárkovanou čarou).



Obr. 57: Přehledový snímek lomové plochy vzorku č.1 pro hladinu $\epsilon_{at} = 0,1\%$.

Pozorování na rastrovacím elektronovém mikroskopu prokázalo, že únavové trhliny byly iniciovány z povrchu materiálu – obr. 58a. Na lomových plochách nebyly pozorovány póry, ani jiné defekty materiálu. V oblasti rozvoje únavové trhliny bylo možno sledovat její postupné šíření obr. 58b.

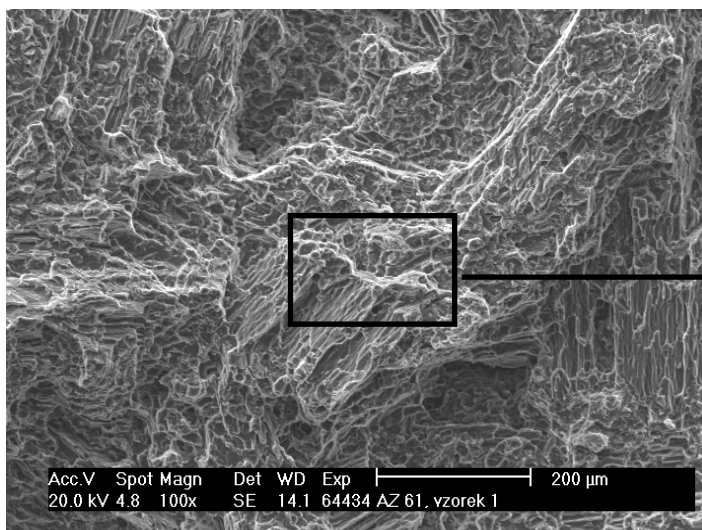


a)

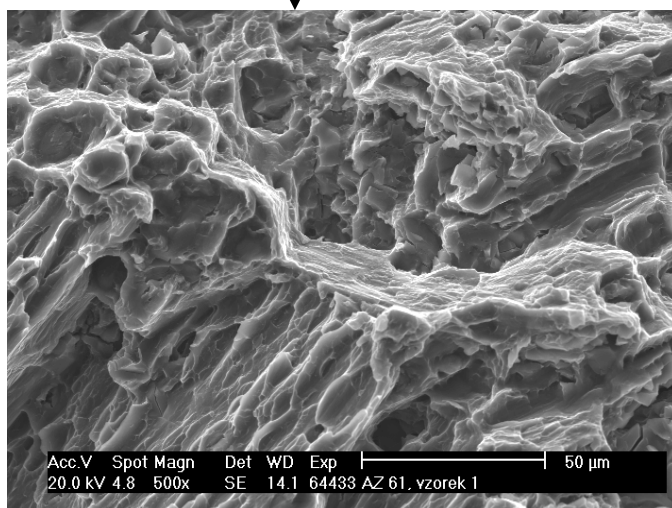
b)

Obr. 58: a) oblast iniciace únavové trhliny, b) detail oblasti šíření únavové trhliny.

Obr. 60 a 61 zachycují oblast dolomu při různých zvětšeních. V této oblasti je povrch výrazně reliéfní s patrnou jamkovou morfologií. K porušení došlo po hranicích dendritů.



Obr. 60: Oblast dolomu ($Z = 100x$).

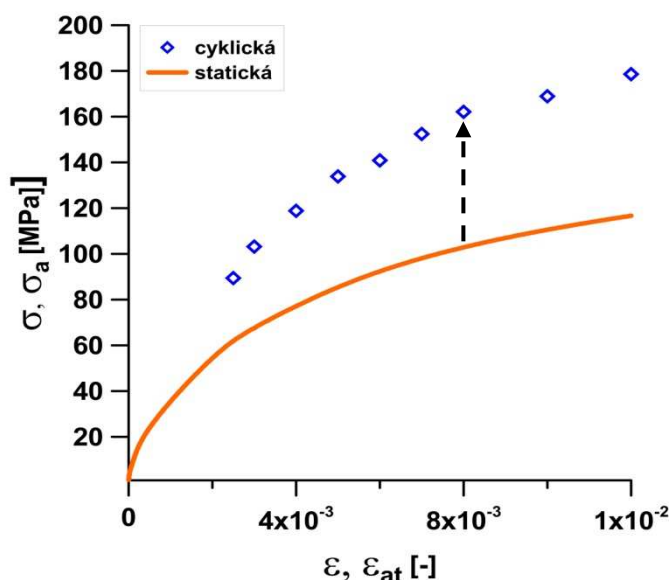


Obr. 61: Oblast dolomu ($Z = 500x$).

7. DISKUSE

Průměrné hodnoty naměřených mechanických charakteristik hořčikové slitiny AZ61 odlité metodou squeeze casting jako je mez pevnosti $R_m = 175$ MPa, smluvní mez kluzu $R_{p0,2} = 74$ MPa, tažnost $A = 5\%$ a kontrakce $Z = 5,3\%$, vykazují nepatrně nižší hodnoty mechanických vlastností jako jiné hořčikové slitiny skupiny AZ naměřené v pracích [34],[35] a [36].

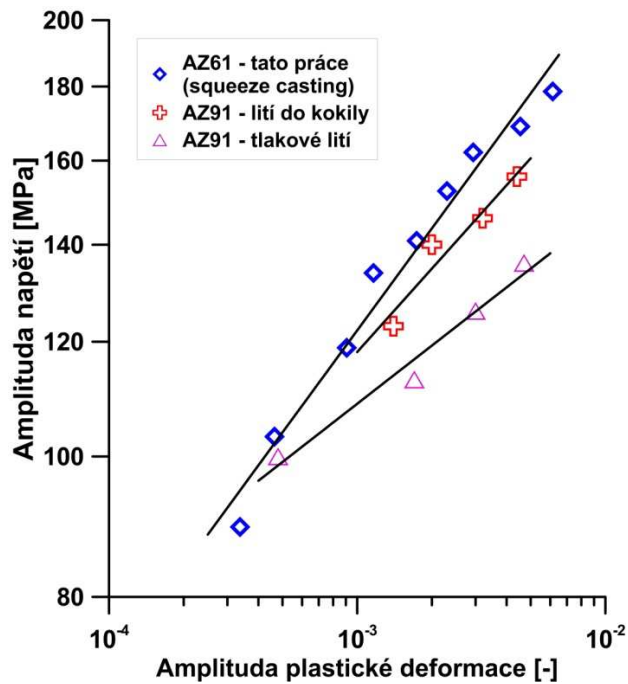
Tahový diagram reprezentuje závislost napětí na deformaci při statickém zatěžování; cyklická deformační křivka reprezentuje podobnou závislost po proběhnutí zpevnění a změkčení (v případě saturovaných hysterezních smyček, nedochází-li k saturaci mechanických vlastností, jsou hodnoty pro konstrukci CDK určovány konvenčně pro $0,5N_f$, tak jako v této práci). Na obr. 62 jsou zmíněné statická i cyklická křivka zkoumané slitiny AZ61 vykresleny v systému log-log. Cyklická deformační křivka leží nad jednosměrnou křivkou napětí – deformace, z čehož vyplývá, že hořčiková slitina AZ61 odlitá metodou squeeze casting cyklicky zpevňuje.



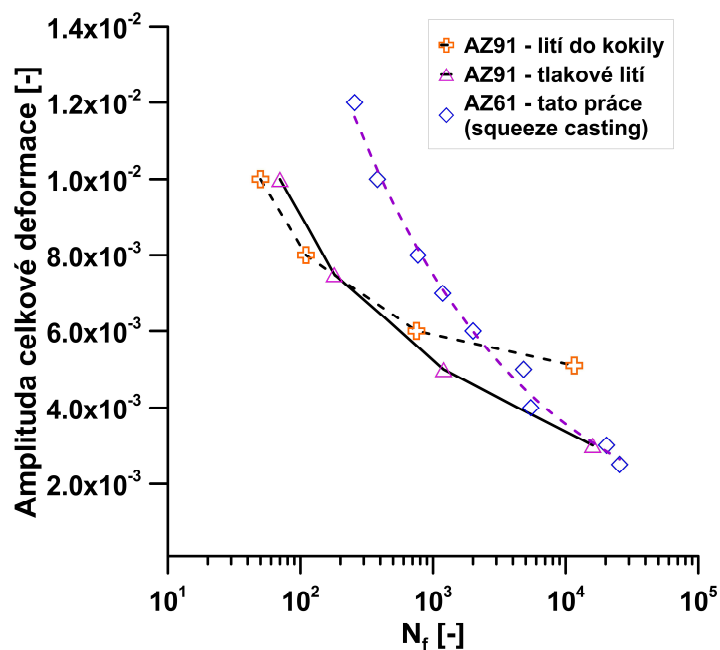
Obr. 62: Porovnání cyklické deformační a jednosměrné deformační křivky slitiny AZ 61.

Na obr. 63 je znázorněno porovnání cyklických deformačních křivek studované slitiny AZ61 odlévané metodou squeeze casting a hořčikové slitiny AZ91 odlévané do trvalé formy a tlakovým litím [37]. Z grafu na obr. 63 je vidět, že pro stejné hodnoty amplitudy plastické deformace je cyklická deformační křivka AZ61 zkoumaná v této práci posunuta k vyšším hodnotám amplitudy napětí ve srovnání se slitinou AZ91 (oba způsoby odlévání), což znamená, že slitina AZ61 ve srovnání se slitinou AZ91 [37] výrazněji cyklicky zpevňuje. Tento trend je patrný zejména v oblasti vyšších amplitud plastické deformace.

Jestliže uvážíme vliv amplitudy celkové deformace na únavovou životnost zkoumané slitiny AZ61 v porovnání s životností slitiny AZ91 (obr. 64) pak ze srovnání vyplývá, že AZ61 je do cca 2×10^3 počtu cyklů do lomu posunuta k vyšším hodnotám amplitudy celkové deformace ve srovnání se slitinou AZ91, resp. pro stejnou hodnotu amplitudy celkové deformace je křivka životnosti slitiny AZ61 posunuta k vyšším počtům cyklů do lomu ve srovnání se slitinou AZ91. Od hodnot amplitudy celkové deformace cca 4×10^{-3} a nižších se únavová životnost AZ61 (tato práce) blíží životnosti AZ91 tlakově lité [37].

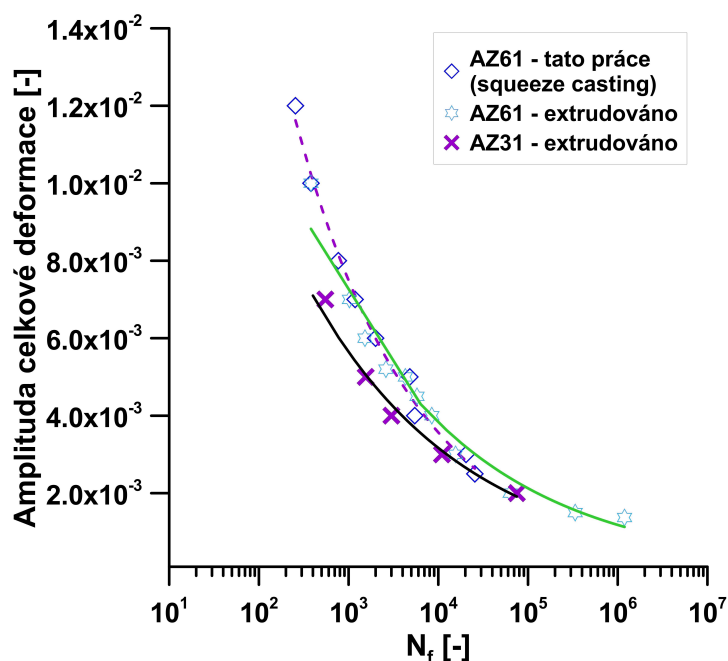


Obr. 63: Porovnání cyklických deformačních křivek slitin AZ61 a AZ91 [37].



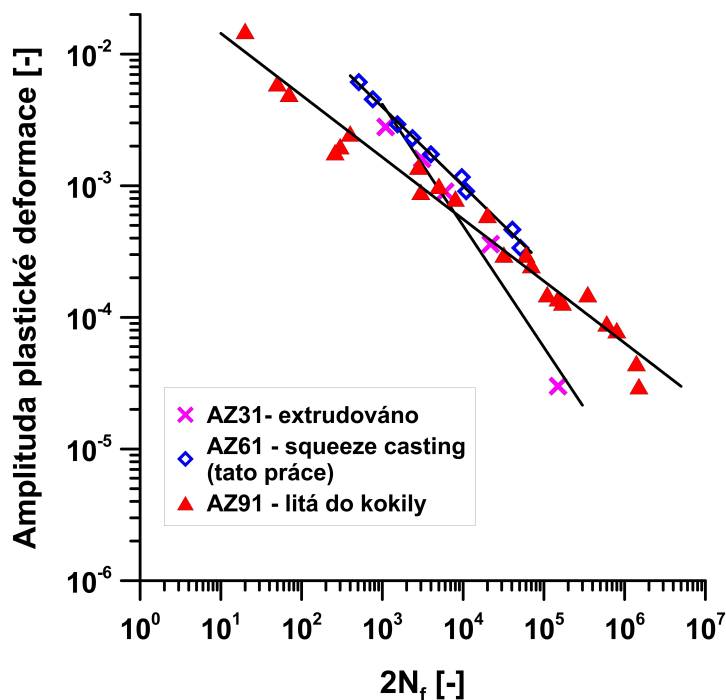
Obr. 64: Porovnání křivek životnosti hořčkových slitin AZ61 a AZ91 [37].

Na obr. 65 je uvedeno srovnání křivek životnosti získané v rámci řešení této práce (AZ61 – squeeze casting) s extrudovanými slitinami AZ31 [40] a AZ61 [41]. Z obrázku je patrné, že křivky životnosti slitiny AZ61 jsou posunuty k vyšším životnostem ve srovnání se slitinou AZ31. Rozdíl v životnosti slitiny AZ61 odlévané metodou squeeze casting a extrudovanou slitinou AZ61 je minimální. Na základě tohoto zjištění je v prvním přiblížení možno konstatovat, že technologie výroby squeeze casting stejně má jako extrudování podobný vliv na únavovou životnost, což souvisí s minimalizací licích vad typu staženin, pórů apod.



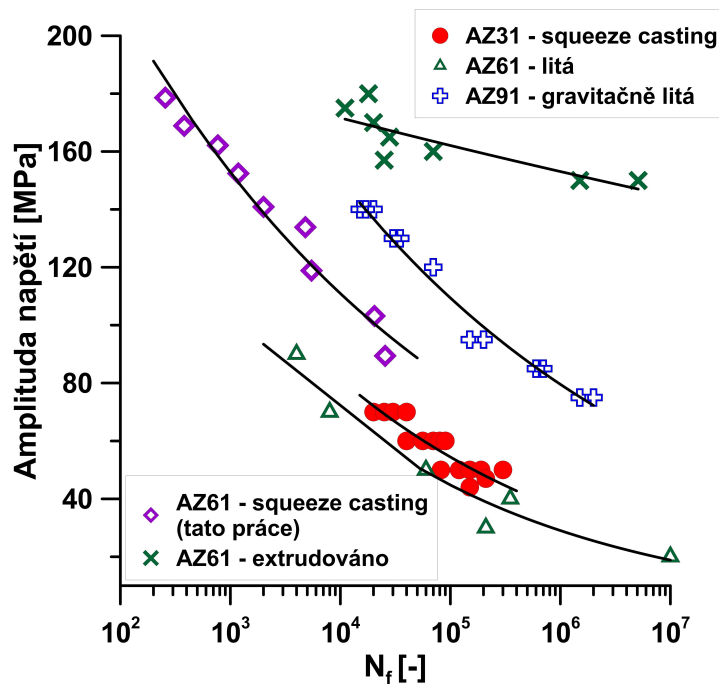
Obr. 65: Porovnání křivek životnosti hořčíkových slitin AZ61 a AZ31[40, 41].

Porovnání Mansonových – Coffinových křivek životnosti slitin AZ31 [40], AZ91 [42] a slitiny AZ61 studované v této práci jsou uvedeny na obr. 66. V oblasti nejvyšších amplitud plastické deformace (od cca 10^{-3}) jsou M-C křivky slitin AZ31 a AZ61 posunuty k vyšším životnostem ve srovnání se slitinou AZ91. Naopak v oblasti nižších amplitud plastické deformace (cca 10^{-4} a nižší) je životnost slitiny AZ91 posunuta k vyšším životnostem ve srovnání se slitinami AZ31 a AZ61.



Obr. 66: Mansonovy-Coffinovy křivky životnosti Mg slitin řady AZ [40, 42].

Odvozená Wöhlerova křivka životnosti získaná v rámci řešení této práce je na obr. 65. porovnávána s literárními daty [36, 43,44]. Je však třeba poznamenat, že uvedená data jsou získána pro různé typy zatěžování (tah-tlak s řízenou amplitudou deformace vs. řízená amplituda napětí, resp. ohyb za rotace v případě lité slitiny AZ61 [36]). Ze srovnání je patrné, že data získaná pro slitinu AZ61 (squeeze casting) při tvrdém zatěžování jsou posunuta k vyšším hodnotám amplitudy napětí v porovnání s únavovými daty pro odlévanou slitinu AZ61 namáhanou ohybem za rotace i slitinu AZ31 (squeeze casting) namáhanou v režimu tah-tlak s řízeným napětím. V oblasti počtu cyklů do lomu nad cca 2×10^4 jsou k nejvyšším hodnotám amplitud napětí posunuty ve srovnání s ostatními daty (slitinami) křivky životnosti získané pro extrudovanou slitin AZ61 a gravitačně litou AZ91.



Obr. 65: Porovnání S-N křivek Mg-slitin typu AZ [36, 43, 44].

8. ZÁVĚRY

Na základě výsledků získaných v průběhu řešení této práce lze vyslovit tyto závěry:

- Průměrná zjištěná hodnota meze pevnosti R_m je 175 MPa, smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ je 74 MPa, tažnost $A = 5\%$, kontrakce $Z = 5,3\%$. Tvrdost dle Brinella byla 53,2 HBS 5/125.
- Mikrostruktura slitiny AZ61 odlitá metodou squeeze casting je tvořena oblastmi tuhého roztoku δ a eutektikem složeným z $\delta + \gamma$ ($Mg_{17}Al_{12}$) nacházejícím se v mezidendritických prostorách. Ve struktuře nebyla zjištěna přítomnost slévárenských vad typu staženin ani pórů.
- Bylo zjištěno, že hořčíková slitina AZ61 vykazuje v průběhu zatěžování po celou dobu životnosti cyklické zpevnění.
- Byly získány tyto závislosti:
 - a) Mansonova – Coffinova, kterou bylo možno popsat mocninou funkcí
$$\varepsilon_{ap} = 0,2481(2N_f)^{-0,599}$$
, koeficient determinace $R^2 = 0,995$.
 - b) Basquinova křivka životnosti, kterou bylo možno popsat mocninou funkcí
$$\sigma_a = 440,3(2N_f)^{-0,139}$$
, koeficient determinace $R^2 = 0,956$.
 - c) Cyklická deformační křivka, kterou bylo možno popsat funkcí
$$\sigma_a = 614,78(\varepsilon_{ap})^{0,2339}$$
, koeficient determinace $R^2 = 0,974$.
- Fraktografickou analýzou bylo zjištěno, že k iniciaci únavové trhliny dochází na povrchu únavově zatěžovaného vzorku.

9. LITERATURA

- [1] JUŘIČKA, I.; MAISNAR, J. Hořčíkové slitiny a jejich aplikace. In *V. mezinárodní metalurgické sympóziium: Rajecké Teplice 9. - 10.9.1999*. Rajecké Teplice : [s.n.], 1999. s. 143–147.
- [2] International Magnesium Association [online]. 2008 [cit. 2010-05-25]. INDUSTRY STATISTICS. Dostupné z: <<http://www.intlmag.org/files/yend2008.pdf>>.
- [3] ZENNER, H; RENNER, F. Cyclic material behaviour of magnesium die castings and extrusions. *International Journal of Fatigue*. 2002, č. 24, s. 1255–1260.
- [4] PANTĚLEJEV, L. *Únava kovových materiálů* [online]. 2005, poslední revize 24.11.2005 [cit. 2010-05-26]. Dostupné z: <<http://ime.fme.vutbr.cz/files/Studijni%20opory/ukm/Unava%20kovovych%20materi%20alu.doc>>.
- [5] VLACH, B. *Únava materiálu* [online]. 2007, poslední revize 31.1.2007 [cit. 2010-05-26]. Dostupné z: <<http://ime.fme.vutbr.cz/files/vyuka/GS0/08a%20-%20unava1.doc>>.
- [6] KLESNIL, M.; LUKÁŠ, P. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. 1. Vydání. Praha : Academia, 1975. 224 s.
- [7] PTÁČEK, L. et. al. *Nauka o materiálu I*. Brno: CERM, 2003. 520 s. ISBN 80-7204-283-1.
- [8] VĚCHET, S.; KOHOUT, J.; BOKŮVKA, O. *Únavové vlastnosti tvárné litiny*. Žilina: EDIS, 2002. 157 s. ISBN 80-7100-973-3.
- [9] ASKELAND, D.; PHULÉ, P. *The Science and Engineering of Materials*. 5th edition. Toronto: Thomson, 2006. 863 s. ISBN 0-534-55396-6.
- [10] SEDLÁČEK, V. *Neželezné kovy a slitiny*. Praha: SNTL, 1972. Únavové pochody, s. 398.
- [11] HORSTEMEYER, M.; YANG, N.; GALL, K. High cycle fatigue mechanism in cast AM60B magnesium alloy. *Fatigue fracture engineering material structure*. 2002, roč.25, č.11, s. 1045-1056.
- [12] VELES, P. *Mechanické vlastnosti a skúšanie kovov*. Bratislava: Alfa, 1985.
- [13] PUŠKÁR, A.; GOLOVIN, S. *Kumulácia poškodenia v procese únavy*. 1. Vydání. Bratislava: VEDA, 1981. 264 s.
- [14] PLUHAŘ, J.; PUŠKÁR, A.; KOUTSKÝ, J.; et al. *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu*. Praha: SNTL, 1987.
- [15] STEPHEN, R.I. *Fatigue Design Handbook*. Iowa: SAE International, 1977. 496s.
- [16] DOWLING, N. *Mechanical behavior of materials*. Engelwood Cliffs, New Jersey: Prentice – Hall International, 1993. 936 s.
- [17] POKLUDA, J.; KROUPA, F.; OBDRŽÁLEK, L. *Mechanické vlastnosti a struktura pevných látek*. Brno: PC-Dir spol. s r.o., 1994. 385 s. ISBN 80 - 214 - 0575 – 9.
- [18] ROUČKA, J. *Metalurgie neželezných slitin*. Brno: CERM, 2004. 148 s.
- [19] ČÍŽEK, L., et al. Struktura a vlastnosti vybraných hořčíkových slitin s příměsí křemíku a zirkonia. In *XXII Mezinárodní Sympozium: Metody hodnocení struktury a vlastností materiálů*, Svratka: [s.n.]. 2007. s. 227–231.
- [20] DRÁPALA, J., et al. *Hořčík, jeho slitiny a binární systémy hořčík - příměs*. 1. Vydání, Ostrava: VŠB-TU Ostrava, 2004. 172 s.
- [21] *ASM Specialty Handbook: Magnesium and magnesium Alloys*. Edited by Michael M. Avedesien, Hugh Baker. Materials Park, OH: ASM International, 1999. 314 s. ISBN 0-87170-657-1.

- [22] RAGHAVAN, V. Al-Mg-Zn (Aluminum-Magnesium-Zinc). *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, April 2007, vol. 28, no. 2, s. 203-208. ISSN 1863-7345.
- [23] SVOZIL, L. *Struktura a vlastnosti vybraných hořčíkových slitin na odlitky*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2008. 36 s. Vedoucí bakalářské práce prof. Ing. Tomáš Podrábský, CSc.
- [24] GEJDOŠ, P. *Studium nízkocyklových únavových vlastností hořčíkové slitiny AZ31 s 0,5% vápníku*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2009. 50 s. Vedoucí diplomové práce prof. Ing. Tomáš Podrábský, CSc.
- [25] LOSERTOVÁ, M. *Úvod do nauky o materiálu*. Ostrava: VŠB-TU Ostrava, 2007. Hořčík a jeho slitiny. s. 1-7.
- [26] NOVÁKOVÁ, I. Rozvoj tlakového lití. *MM Průmyslové spektrum*. 2004, č. 5, s. 79.
- [27] ČERMÁK, J. Současné trendy ve zpracování hořčíkových slitin tvářením. *MM Průmyslové spektrum*. 2005, č. 10, s. 59.
- [28] BROOKS, CH. *Heat treatment, structure and properties of nonferrous alloys*. Ohio: American Society for metals, 1982. 420s. ISBN 0-87170-138-3.
- [29] MORDIKE, B.; EBERT, T. Magnesium Properties-applications-potential. *Material Science and Engineering*, 2001, no. A302, s. 37–45.
- [30] AGHION, E., BRONFIN, B. Magnesium Alloys Development towards the 21st Century. *Materials Science Forum*, 2000, vols. 350-351, p. 19–30.
- [31] FROES, F.; ELIEZER, D.; AGHION, E. The Science, Technology, and Applications of Magnesium. *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 1998, vol. 50/9, s. 30–34.
- [32] KLEINER, S., et al. Microstructure and mechanical properties of squeeze cast and semi-solid cast Mg–Al alloys. *Journal of Light Metals*, 2002, no. 2, s. 277–280.
- [33] KANG, H.; OSTROM, T. Mechanical behavior of cast and forged magnesium alloys and their microstructures. *Materials Science and Engineering*, 2008, vol. A 490, s. 52-56.
- [34] CHAMOS, A., et al. Tensile and fatigue behaviour of wrought magnesium alloys AZ31 and AZ61. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2008, no. 31, s. 812–821.
- [35] UEMATSU, Y.; TOKAJI, K.; MATSUMOTO, M. Effect of Aging Treatment on Fatigue Behavior in Extruded AZ61 and AZ80 Magnesium Alloys. *Material Science and Engineering*, 2008, doi: 10.1016/j.msea.2009.03.066.
- [36] SAJURI, Z., et al. Effects of Mn content and texture on fatigue properties of as-cast and extruded AZ61 magnesium alloys. *International journal of Mechanical Sciences*, 2006, no. 48, s.198-209.
- [37] CHEN, L., et al. Low-cycle fatigue behavior of magnesium alloy AZ91. *Materials Science Forum*, 2005, no. 488-489, s. 725-728.
- [38] POLÁK, J. *Cyklická plasticita a nízkocyklová únavová odolnost kovových materiálů*. Praha : Academia, 1986. 136 s.
- [39] MORROW, D. *Internal Friction, Damping and Cyclic Plasticity*, ASTM STP No. 378, ASTM, Philadelphia, 1965, 45. – Citováno v [38].
- [40] HASEGAWA, S., et al. Evaluation of low cycle fatigue life in AZ31 magnesium alloy. *International Journal of Fatigue*. 2007, no.29, s. 1839–1845.
- [41] LI, Q., et al. Effect of strain amplitude on tension-compression fatigue behavior of extruded Mg6Al1ZnA magnesium alloy. *Scripta Materialia*, 2010, vol. 62, s.778-781.
- [42] EISENMEIER, G., et al. Cyclic deformation and fatigue behaviour of the magnesium alloy AZ91. *Materials Science and Engineering*. 2001, no. A319–321, s. 578–582.

- [43] ZÚBEROVA , Z., et al. Fatigue and Tensile Behavior of Cast, Hot-Rolled, and Severely Plastically Deformed AZ31 Magnesium Alloy. *Metallurgical and materials transactions A*. 2007, vol. 38 A, s. 1934-1940.
- [44] MURUGAN, G., et al. High cyclic fatigue characteristics of gravity cast AZ91 magnesium alloy subjected to transverse load. *Materials and Design*. 2008, s. doi:10.1016/j.matdes.2008.10.032.

10. PŘEHLED POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ

γ – substituční tuhý roztok Al v Mg

δ – intermetaická fáze $Mg_{17}Al_{12}$

ε_{at} , ε_{ap} , ε_{ae} – amplituda celkové deformace, plastické deformace, elastické deformace

ε'_f – součinitel únavové tažnosti

ε_m – střední hodnota deformace

$\dot{\varepsilon}$ – rychlost deformace

σ_a – amplituda napětí

σ_m – střední napětí

σ_h , σ_{max} – horní napětí

σ_d , σ_{min} – dolní napětí

$\Delta\sigma$ – rozkmit napětí

σ_{Nc} – časovaná mez únavy

σ_c – mez únavy

σ'_f – součinitel únavové pevnosti

σ_{ar} – amplituda napětí při $\sigma_m = 0$, pro danou životnost

σ_{hc} – horní napětí pro mez únavy (Smithův diagram)

σ_{ac} – amplituda napětí pro mez únavy (Smithův diagram)

τ_c – mez únavy v krutu

σ_{oc} – mez únavy v ohybu

σ_c – mez únavy v tahu-tlaku hladkého tělesa

σ_{ocd} – mez únavy vzorku nebo součásti o charakteristickém rozměru d

σ_{oc} – mez únavy vzorku o rozměru 6 - 10 mm

σ_{Cv} – mez únavy tělesa s vrubem

σ_{cp} – mez únavy tělesa s danou drsností povrchu

σ_c – mez únavy tělesa s leštěným povrchem o drsnosti $R_a = 0,025 \mu m$

$\sigma'_{0,2}$ – cyklická mez kluzu

b – součinitel únavové životnosti

c – součinitel únavové životnosti

f – frekvence

k – koeficient únavové pevnosti

n' – exponent cyklického zpevnění

E – Youngův modul pružnosti

N, N_f, N_c – počet cyklů, počet cyklů do lomu, počet cyklů odpovídající časované mezi únavy

N_0 – počet cyklů potřebných k nukleaci trhliny

N_c – limitní počet cyklů, kdy nedochází k lomu, je dosaženo meze únavy

R, P, A – parametry asymetrie cyklu

R_m – napětí na mezi pevnosti v tahu

R_e – napětí na mezi kluzu

$R_{p0,2}$ – smluvní mez kluzu

T – perioda

K_v – součinitele velikosti

K_f – vrubový součinitel

K_p – součinitelem stavu povrchu