



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

ÚNAVOVÉ CHARAKTERISTIKY KOMPOZITŮ S KOVOVOU MATRICÍ (MMC)

FATIGUE CHARACTERISTICS OF METAL MATRIX COMPOSITES (MMC)

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Jakub Judas

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Josef Zapletal, Ph.D.

BRNO 2017

Zadání bakalářské práce

Ústav: Ústav materiálových věd a inženýrství
Student: **Jakub Judas**
Studijní program: Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor: Materiálové inženýrství
Vedoucí práce: **Ing. Josef Zapletal, Ph.D.**
Akademický rok: 2016/17

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

Únavové charakteristiky kompozitů s kovovou maticí (MMC)

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Pod pojmem kompozitní materiály rozumíme heterogenní materiály složené ze dvou nebo více fází, které se vzájemně výrazně liší svými mechanickými, fyzikálními a chemickými vlastnostmi. Rešeršní činnost bude zaměřena na způsoby výroby zpevňujících vláken, přípravy kompozitu s kovovou maticí na bázi slitin Mg. Dále bude zjištěn vliv zpevňujících složek na mechanickou a únavovou odezvu kompozitů a popis vhodnými matematickými modely.

Cíle bakalářské práce:

1. Rešerše MMC z hlediska typů, výroby, použití a vlastností se zaměřením na únavovou odolnost.
2. Charakterizace podstaty únavového procesu.
3. Analýza cyklické odezvy a nízkocyklové odolnosti kovového hybridního kompozitu s maticí QE22.

Seznam doporučené literatury:

DRÁPAL, J., KUCHAR, L., TOMÁŠEK, K., TROJANOVÁ, Z. Hořčík, jeho slitiny a binární systémy hořčík-příměs. Ostrava: VŠB Ostrava, 2004.

ASM Specialty Handbook, Magnesium and Magnesium Alloys, USA, 1999.

VRBKA, J. Mechanika kompozitů, VUT v Brně, Brno, 2008.

MICHNA, Š. A KOLEKTIV. Encyklopedie hliníku, Adin, Prešov 2005.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2016/17.

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan fakulty

ABSTRAKT

Tato bakalářská práce se zabývá analýzou únavových charakteristik hybridního kompozitu s hořčíkovou maticí QE22 vyztuženého vláknem Al_2O_3 a částicemi SiC. Zkušební vzorky kompozitu, připravené metodou infiltrace preformy taveninou, byly nejprve podrobeny kvazistatickému namáhání v tahu a tlaku a zjištěná data byla následně porovnána s příslušnou hořčíkovou maticí. Na kompozitním materiálu byla dále studována cyklická deformační odezva a únavová životnost v oblasti nízkocyklové únavy v módu řízené velikosti amplitudy smluvního napětí. Všechny experimenty probíhaly při pokojové teplotě. Cyklické křivky byly na základě regresní analýzy proloženy odpovídající mocninnou závislostí ke zjištění únavových parametrů hybridního kompozitu. Na závěr byly diskutovány a porovnány cyklické a únavové parametry s obdobnou hořčíkovou slitinou AZ91 zpevněnou částicemi SiC.

Klíčová slova

Hořčíková slitina QE22, hybridní kompozit, vlákna Al_2O_3 , částice SiC, nízkocyklová únava, cyklická plasticita, regresní funkce

ABSTRACT

This bachelor thesis is focused on analysis of fatigue characteristics of hybrid composite based on magnesium matrix QE22 reinforced with Al_2O_3 fibres and SiC particles. Test specimens of the composite material prepared by infiltration method were subjected to quasi-static tensile and compression test and discovered data were afterwards compared with the magnesium matrix. Cyclic response and low-cycle fatigue life were studied on the material under stress-control mode. All of the experiments were conducted at room temperature. Cyclic curves were fit with regression analysis in order to measure fatigue parameters of the hybrid composite. Cyclic and fatigue parameters were discussed and compared to similar magnesium alloy AZ91 reinforced with SiC particles.

Key words

Magnesium alloy QE22, hybrid composite, Al_2O_3 fibres, SiC particles, low-cycle fatigue, cyclic plasticity, regression function

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

JUDAS, J. *Únavové charakteristiky kompozitů s kovovou maticí (MMC)*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2017. 53 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Josef Zapletal, Ph.D.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma "Únavové charakteristiky kompozitů s kovovou maticí" vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, které jsou uvedené v příloženém seznamu.

Datum

Jakub Judas

PODĚKOVÁNÍ

Děkuji tímto svému školiteli, panu Ing. Josefu Zapletalovi, PhD, za pomoc, cenné rady a odborné připomínky během řešení této bakalářské práce. Zvláštní poděkování náleží mé rodině za podporu v průběhu celého studia.

OBSAH

1 Úvod.....	1
2 Hořík a jeho slitiny	2
2.1 Úvod.....	2
2.2 Vlastnosti čistého hoříku	3
2.3 Vliv přísadových prvků.....	3
2.4 Slévárenské a tvářené slitiny hoříku.....	5
2.4.1 Slitiny hoříku na odlitky	5
2.4.2 Slitiny hoříku ke tváření	7
2.5 Slitina QE22	9
3 Kompozitní materiály s hoříkovou maticí.....	10
3.1 Mechanické vlastnosti kompozitů.....	10
3.2 Výztuhy hoříkových kompozitů	11
3.2.1 Vyztužení dlouhými vlákny	11
3.2.2 Vyztužení krátkými vlákny	12
3.2.3 Částicové výztuhy	12
3.3 Matematický popis chování kompozitů	13
3.4 Metody výroby hoříkových kompozitů	15
4 Únava materiálu	17
4.1 Úvod.....	17
4.2 Stádium změn mechanických vlastností	18
4.2.1 Cyklické zpevnění a změkčení	18
4.2.2 Cyklická deformační křivka	20
4.3 Stádium iniciace trhlin	21
4.4 Stádium šíření únavových trhlin	22
4.4.1 Šíření krátkých trhlin.....	22
4.4.2 Šíření dlouhých trhlin.....	23
4.5 Stádium statického dolomu	23
4.6 Charakteristiky únavové životnosti.....	24
4.6.1 Oblast nízkocyklové únavy	25
4.6.2 Oblast vysokocyklové únavy	26
4.6.3 Oblast gigacyklové únavy	26
5. Formulace cílů práce	27

6 Experimentální část	28
6.1 Experimentální materiál	28
6.2 Mechanické vlastnosti matrice a kompozitu	29
6.3 Fraktografická analýza	32
6.4 Popis únavového experimentu	33
7 Výsledky únavového experimentu a diskuze	34
7.1 Naměřené hysterezní smyčky.....	34
7.2 Analýza únavového zatěžování	36
7.3 Určené parametry únavové životnosti.....	39
8 Závěry.....	41
9 Seznam literatury.....	42
10 Seznam použitých symbolů a zkratk	44

1 Úvod

Charakteristickým rysem dnešní doby je dynamický technologický pokrok ve všech oblastech lidské činnosti, který je podmíněn zejména vývojem a aplikací nových typů materiálů. Rychlé vyčerpávání tradičních zdrojů energie, nárůst skleníkových plynů a další závažné ekologické otázky jsou hlavními důvody, proč je dnes kladen velký důraz na úsporu hmotnosti používaných součástí. Jednou z možností řešení tohoto problému je zavádění kompozitních materiálů na bázi slitin lehkých kovů. Největší potenciál v této kategorii má hořčík, který jakožto nejlehčí konstrukční kov vede k energetickým úsporám v celé řadě inženýrských aplikací.

Zásadním nedostatkem hořčíku jsou jeho špatné mechanické vlastnosti a velmi slabá korozní odolnost. Z těchto důvodů hořčík legujeme celou řadou různých prvků s cílem zlepšit ty vlastnosti, které jsou pro danou součást vyžadovány. Další možností zlepšení pevnostních charakteristik hořčíkovou slitin je jejich vyztužení pomocí částic a vláken o vysoké tvrdosti a pevnosti. Takový materiál by představoval unikátní kombinaci plastické hořčíkové matrice a vysoké pevnosti použité výztuhy, avšak vykazoval by i další užitečné vlastnosti jako dobrou oteřuvzdornost a únavovou odolnost. Musíme mít ovšem na paměti, že výsledné vlastnosti kompozitu nejsou dány jen kvalitou vstupních složek, ale zejména jejich rozložením, tvarem, rozměrem a objemovým podílem.

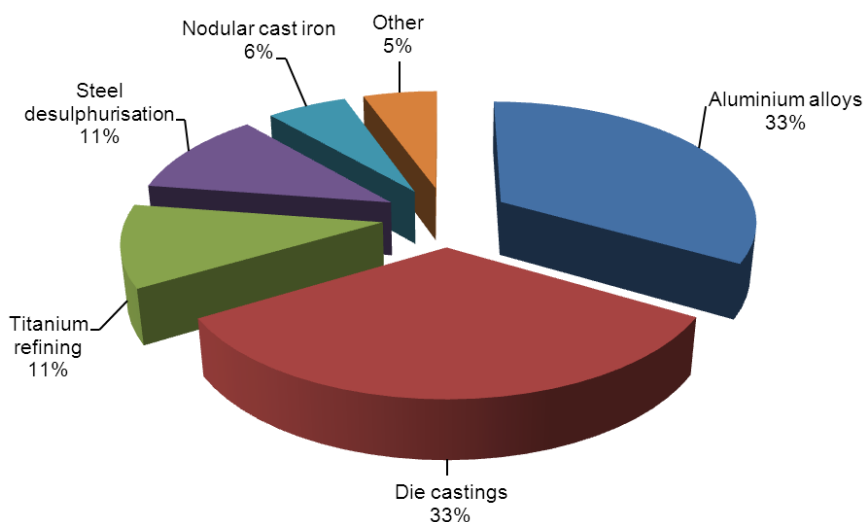
Nejčastější příčinou havárií součástí za provozu je výskyt tzv. únavových lomů. Studium únavy materiálu je zaměřeno na součásti, které jsou podrobené opakovanému působení vnějších sil, zejména tedy na materiály v oblasti automobilového, leteckého, kosmického a energetického průmyslu. Pro hlubší pochopení únavového procesu je nutné značnou pozornost věnovat oblasti nízkocyklové únavy, kdy dochází k lomu součástí při nízkém počtu zátěžných cyklů v důsledku kumulující se cyklické mikroplasticity. Nalezení příslušných únavových charakteristik, které vyjadřují schopnost materiálu odolávat cyklické plastické deformaci, je hlavním úkolem v pochopení únavového chování každého materiálu.

2 Hořčík a jeho slitiny

2.1 Úvod

Hořčík a jeho slitiny patří mezi nejllehčí konstrukční materiály. Jedná se o hojně rozšířený prvek, avšak vzhledem ke své reaktivitě se v přírodě nevyskytuje jako čistý kov, ale ve formě hořčíkových rud – magnesitu, dolomitu a karnalitu. Tvoří 2,7 % zemské kůry a je silně zastoupen ve světových oceánech či slaných jezerech. Z těchto důvodů lze jeho zásoby považovat za nevyčerpatelné. I přes jeho hojný výskyt je však samotná cena kovového hořčíku poměrně vysoká, a to zejména kvůli jeho nákladné výrobě [1].

Kovový hořčík byl poprvé komerčně vyráběn již v polovině 19. století, avšak po dlouhou dobu se jednalo o kov spíše opomíjený. Dnes se čistý hořčík využívá (obr. 2.1) zejména jako přísada do slitin hliníku. Dále nachází uplatnění v metalurgii jako modifikátor tvárné litiny, při odsíření oceli či při výrobě čistého titanu (Krollův proces). V neposlední řadě se využívá v elektrochemii nebo v chemii jako součást katalyzátorů organických syntéz [2].



Obr. 2.1 Oblasti využití čistého hořčíku (rok 2012) [3].

Hořčíkové slitiny našly uplatnění primárně v těch konstrukčních oblastech, kde je kladen velký důraz na úsporu hmotnosti, tedy zvláště v automobilovém, leteckém, kosmickém či vojenském průmyslu. Nejklíčovějším odvětvím využití slitin hořčíku se stal automobilový průmysl, a to zejména z důvodu snížení spotřeby paliva vozidel, jejich lepší ovladatelnosti a výraznějšímu útlumu nežádoucích vibrací. V automobilech jsou hořčíkové slitiny používány jako bloky motorů, disky kol, skříně převodovek, díly sedadel, jsou součástí karoserie apod. V leteckém průmyslu našly využití jako komponenty motorů, palivových nádrží či jako části křidel a podvozku letadel.

2.2 Vlastnosti čistého hořčíku

Hořčík (Mg) je stříbrolesklý, lehký, měkký a obtížněji tvářitelný kov. V periodické soustavě prvků se nachází ve II. skupině mezi beryliem a vápníkem. Konfigurace jeho valenční vrstvy je $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2$, má tedy 2 valenční elektrony, které bude předávat jinému atomu za následné tvorby dvojmocného kationtu, mající za následek jeho výraznou chemickou reaktivitu. Na rozdíl od hliníku nebo titanu má čistý hořčík jen malou schopnost pasivace, což je příčinou jeho velmi nízké korozní odolnosti.

Za atmosférického tlaku činí teplota tavení čistého hořčíku 650 °C. Největší předností je jeho velmi nízká hustota, a to 1740 kg/m³. Velikost teplotního součinitele délkové roztažnosti dosahuje hodnoty 26.10⁻⁶ K⁻¹. Je to nepolymorfní prvek krystalizující v soustavě hexagonální s těsným uspořádáním (HCP). Díky své krystalické mřížce vykazuje za nízkých teplot jen malou plasticitu a tvárným se stává až za teplot vyšších, kdy dochází k aktivaci dalších skluzových rovin.

Mechanické vlastnosti hořčíku jsou závislé zejména na typu jeho zpracování (tab. 2.1). Po odlití má čistý hořčík pevnost v tahu asi 90 MPa a tvrdost okolo 30 HB. Tvářecími pochody lze vlivem řízení vnitřní struktury dosáhnout pevnosti přibližně 190 MPa a tvrdosti až 40 HB. Vykazuje také nízký modul pružnosti v tahu okolo 45 GPa. Kromě nízké hustoty, a tím i dobré specifické pevnosti, řadíme mezi pozitivní vlastnosti hořčíku také jeho snadnou obrobitelnost, schopnost tlumit vibrace a biodegradabilitu. Nevýhodou je problematická odlévatelnost a obtížnější svařitelnost. Tažnost a kontrakce hořčíku závisí nejen na tvářecím procesu, ale zejména na jeho teplotě, přičemž se uplatňuje jak skluz dislokací, tak dvojčatění.

Zpracování materiálu	Pevnost v tahu [MPa]	Mez kluzu v tahu [MPa]	Mez kluzu v tlaku [MPa]	Tažnost [%]	Tvrdost [HB]
Odlitek	90	21	21	2-6	30
Extruze	165-205	69-105	34-55	5-8	35
Válcovaný plech	180-220	115-140	105-115	2-10	35-37
Žíhaný plech	160-195	90-105	69-83	3-15	40-41

Tab. 2.1 Vliv typu zpracování hořčíku na jeho mechanické vlastnosti [1].

2.3 Vliv přísadových prvků

Jak již bylo zmíněno, čistý hořčík vykazuje řadu negativních vlastností, zejména mechanických či korozních. Z těchto důvodů vždy používáme slitiny hořčíku, přičemž výběr legujícího prvku vždy přizpůsobíme vlastnostem, které chceme u dané slitiny dosáhnout (pevnost, obrobitelnost, slévatelnost, odolnost proti korozi nebo creepu). Obecně platí, že vliv přísadového prvku je úměrný jeho koncentraci, a to až do meze jeho rozpustnosti. Dále musíme mít na paměti, že zlepšení jedné vlastnosti znamená zhoršení jiné a že hořčík díky své reaktivitě vytváří s řadou prvků příslušné intermediární fáze. Legující prvek také nesmí příliš zvyšovat hustotu dané slitiny.

Hlavním cílem při legování hořčíku je vznik substitučního tuhého roztoku. Pevnost takového materiálu bude zvýšena vlivem příměsového zpevnění při zachování nebo zvýšení jeho plasticity. Jestliže přísadový prvek vede ve slitině ke vzniku intermetalické fáze, nelze ji použít ke tváření, ale pouze k odlévání. Přítomnost těchto fází v materiálu umožňuje jejich tepelné zpracování formou stárnutí, které způsobí zvýšení pevnosti a creepové odolnosti [1].

Nyní budou zmíněny nejpoužívanější legující prvky ve slitinách hořčíku a jejich vliv na výsledné vlastnosti [1,2].

Hliník je nejdůležitější a nejvíce používaný přísadový prvek ve slitinách hořčíku. Zlepšuje pevnost, tvrdost a slévárenské vlastnosti. Jeho maximální rozpustnost v hořčíku dosahuje 13 hm. %, přičemž optimální kombinace pevnosti a tvárnosti se dosahuje při koncentraci okolo 6 %. Odolnost proti creepu je limitována nízkou teplotní stabilitou vyloučené intermetalické fáze $Mg_{17}Al_{12}$.

Zinek je po hliníku druhý nejpoužívanější legující prvek. Zlepšuje korozní odolnost a zvyšuje pevnost. V kombinaci se zirkoniem, thoriem a dalšími prvky vzácných zemin vytváří precipitačně vytvrditelné slitiny hořčíku mající vysokou pevnost. Spolu s hliníkem tvoří základ všech litých slitin hořčíku.

Mangan zlepšuje korozní odolnost slitin Mg-Al a Mg-Al-Zn v prostředí slané vody tím, že vyváže železo či jiné těžké kovy do podoby neškodných sloučenin. Zvyšuje také mez kluzu dané slitiny. Rozpustnost manganu je výrazně závislá na obsahu hliníku, přičemž jeho koncentrace se obvykle pohybuje okolo 1 %.

Prvky vzácných zemin (RE) se přidávají do slitin hořčíku v podobě směsí buď jako Mischmetal (50 % Cer, dále lanthan či neodym), nebo jako didymium (85 % neodym, 15 % praseodym). Jejich přítomnost vede k nárůstu pevnosti slitiny za zvýšených teplot.

Stříbro zlepšuje mechanické vlastnosti slitin v soustavě Mg-RE-Zr. Jeho působení spočívá v usnadnění vzniku precipitátů a jejich zjemnění. Při obsahu stříbra nižším jak 2 % dochází ke vzniku precipitátů na bázi Mg-Nd, při vyšších koncentracích vzniká precipitát $Mg_{12}Nd_2Ag$. Nejvíce používaná slitina legovaná stříbrem je QE22, která našla uplatnění v leteckém průmyslu jako skříň převodek nebo jako součást podvozku letadel.

Křemík zvyšuje tekutost taveniny, ale zhoršuje korozní odolnost, je-li ve slitině přítomno železo. Nárůst pevnostních charakteristik dané slitiny je spojen s tvorbou stabilnější zpevňující precipitující fáze Mg_2Si , která umožňuje blokování pohybu dislokací i za vyšších teplot.

Zirkonium se ve slitinách hořčíku používá zejména ke zjemnění zrna. Přidává se do slitin obsahujících zinek, thorium, yttrium či prvky vzácných zemin. Nelze ho však použít ve slitinách legovaných hliníkem nebo manganem, protože spolu s nimi vytváří stabilní sloučeniny. Ke zjemnění zrna přispívá pouze zirkonium rozpuštěné v tuhém roztoku.

Vápník ve slitinách hořčíku nahrazuje málo teplotně stabilní intermetalickou fází $Mg_{17}Al_{12}$ teplotně stabilnější fází Al_2Ca , což má za následek zvýšení creepové odolnosti. Dále zlepšuje válcovatelnost plechů, avšak při koncentraci nad 0,3 % zhoršuje svařitelnost. Je také součástí biodegradabilních slitin hořčíku s uplatněním v oblasti medicíny.

Lithium je jediný legující prvek, který má hustotu nižší, než samotný hořčík a spolu s ním vytváří tzv. superlehké slitiny hořčíku. Přidání lithia snižuje pevnost, avšak zlepšuje plastické vlastnosti.

Beryllium již při koncentraci přesahující 0,001 % znesnadňuje oxidaci při tavení, odlévání a svařování. Značným problémem je však jeho toxicita.

2.4 Slévárenské a tvářené slitiny hořčíku

Základní přístup ke zjištění vlastností každé slitiny je studium jejího fázového diagramu. Pro slitiny hořčíku je charakteristická klesající mezní rozpustnost legujícího prvku v tuhém stavu. Při ochlazování těchto slitin pod křivku změny rozpustnosti nastává přesycení základní matrice přísadou, což má za následek precipitaci příslušných fází, které se obvykle projevují zvýšením pevnosti a poklesem plasticity.

Ve slitinách hořčíku se vyskytuje celá řada intermetalických fází, nejčastěji se jedná o fáze typu AB a AB_2 . Příkladem struktury AB jsou $MgTi$, $MgAg$, $CeMg$ a $SnMg$, které ukazují, že hořčík může vystupovat jako elektronegativní i elektropozitivní prvek. Strukturu AB_2 tvoří Lavesovy fáze $MgCu_2$, $MgZn_2$, $MgNi_2$ [1].

Slitiny hořčíku je možné rozdělit do tří skupin podle zvolené technologie výroby:

- a) slitiny hořčíku na odlitky
- b) slitiny hořčíku ke tváření
- c) slitiny hořčíku vyrobené metodou práškové metalurgie

2.4.1 Slitiny hořčíku na odlitky

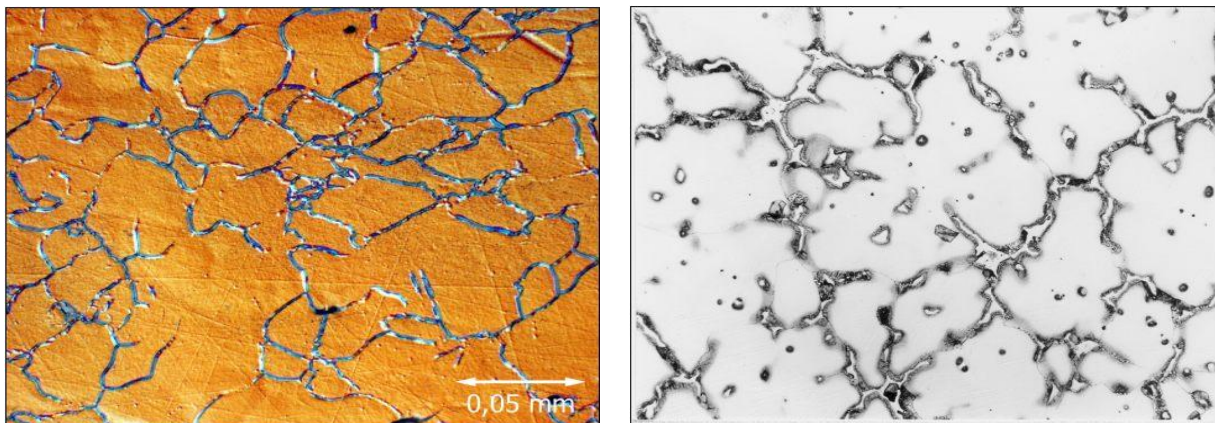
Hořčíkové slitiny mohou být vyráběny téměř všemi metodami odlévání – gravitačním, nízkotlakým a vysokotlakým litím. Výběr jednotlivé metody přitom závisí nejen na očekávaných mechanických vlastnostech, ale také na požadované aplikaci, množství odlitých kusů, slévateľnosti slitiny či navrhnutém designu součásti. Hořčíkové odlitky nacházejí uplatnění jako bloky motorů, skříně a víka převodovek, pomocné jednotky leteckých motorů, disky kol apod. V oblasti spotřebního průmyslu jsou využívány jako rámy notebooků, kryty telefonů nebo těla fotoaparátů a kamer [4].

Dobrá odlévatelnost slitin hořčíku je podmíněna jejich pozitivními slévárenskými vlastnostmi. Mezi ně patří nízká viskozita taveniny umožňující snadné zaběhnutí do formy. Dále nízká teplota tavení většiny slitin, nízká hodnota měrné tepelné kapacity a nízká vyplývající vysoká rychlost chladnutí a v neposlední řadě malá smrštitivost. Značný problém představuje vysoká reaktivita spojená s intenzivní oxidací taveniny, proto je nutné odlévat slitiny hořčíku v ochranné atmosféře [2].

Nyní budou rozebrány nejvýznamnější slitinové systémy pro komerční účely.

Systém Mg-Al-Zn

Rozpustnost hliníku v hořčíku dosahuje při eutektické teplotě 437 °C své mezní velikosti 12,6 hm. % a postupně klesá až k hodnotě 1 % při pokojové teplotě. Eutektická přeměna je reprezentována tvorbou α fáze (substituční tuhý roztok Al v Mg) a fáze β (intermetalická sloučenina $Mg_{17}Al_{12}$). Přítomnost eutektické fáze je v dané slitině nežádoucí kvůli značné křehkosti fáze β . Precipitace zpevňující fáze $Mg_{17}Al_{12}$ je závislá na přítomnosti zinku a může probíhat formou ostrůvků v α fázi nebo po hranicích zrn (obr. 2.2). Zinek v dané slitině působí pozitivně na pevnost, na druhé straně však vede ke vzniku mikropórů. Jedná se o nejběžnější komerční slitiny hořčíku, mezi něž patří zejména materiály s označením AZ31, AZ63, AZ81, AZ91 a AZ92 [1].



Obr. 2.2 Struktura slitin systému na bázi Mg-Al-Zn, a) AZ31, b) AZ91 [4].

Systém Mg-Al-Si

Zpevňujícím elementem v dané slitině je precipitující fáze Mg_2Si . Ta na rozdíl od intermetalické fáze $Mg_{17}Al_{12}$ má mnohem vyšší teplotu tavení. Její teplotní stabilita umožňuje blokování pohybu dislokací i za vyšších teplot, což se u dané slitiny projeví nárůstem odolnosti proti creepu. Zásadní vliv na morfologii vyloučených precipitátů má rychlost ochlazování, přičemž při pomalém ochlazování se tvoří ve tvaru čínského písma a materiál vykazuje velmi dobrou tažnost. Standardní slitiny tohoto systému AS21 a AS41 jsou použitelné až do teploty 150 °C, zatímco lepší slévatelnosti dosahuje slitina AS41 díky vyšší koncentraci obsaženého hliníku [1].

Systém Mg-Al-RE

Kovy vzácných zemin nahrazují málo teplotně stabilní intermetalickou fází $Mg_{17}Al_{12}$ stabilnější fází na bázi Mg-RE projevující se zlepšením creepové odolnosti. Další přítomnou fází je intermetalikum $Mg_{12}Ce$, které spolu s Mg-RE zabraňují v průběhu tečení materiálu pokluzům po hranicích zrn. Tyto slitiny jsou vhodné pouze pro tlakové lití, protože při pomalých rychlostech ochlazování nastává precipitace velmi hrubých částic Al_2RE . Příkladem tohoto systému je slitina AE42 vykazující dobrou kombinaci vysokoteplotní pevnosti a tažnosti, nevýhodou je hlavně vyšší cena díky obsahu některých kovů vzácných zemin [1].

Systém Mg-Al-Ca

Tyto materiály byly vynalezeny jako levnější alternativa za slitiny obsahující prvky vzácných zemin pro aplikace za vyšších teplot. Probíhající precipitační procesy jsou závislé zejména na poměru obsahů Ca a Al. Při poměru asi 0,8 vznikají ve slitině precipitáty Mg_2Ca a Al_2Ca projevující se nárůstem tvrdosti. Při vyšších obsazích Al pak nalézáme ve slitině pouze částice Al_2Ca [1].

Systém Mg-Y-RE

Jedná se o slitiny vyrobené metodou volného lití využívané zvláště v leteckém průmyslu. Díky nepřítomnosti hliníku je možné dané slitiny legovat pomocí Zr ke zjemnění jejich zrna. Výborné mechanické vlastnosti těchto slitin jsou připisovány existenci precipitátů na bázi Mg-Nd-Y. Komerčně nejvíce využívané jsou materiály WE43 a WE54 [1].

Systém Mg-Zn-RE

Jsou to nejdůležitější slitiny uplatněné v automobilovém průmyslu. Nejvýznamnější slitina daného systému je ZE10, která se používá k výrobě plechů a drátů. Legování zirkoniem vede k nárůstu pevnostních vlastností při zachování vysoké tažnosti [1].

2.4.2 Slitiny hořčíku ke tváření

Hořčíkové slitiny jsou za nízkých teplot jen velmi obtížně tvářitelné, což je důsledek jejich hexagonální mřížky. Tvárným se většina slitin stává až za teplot vyšších jak $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, kdy dochází k aktivaci dalších skluzových systémů. Nejčastějšími tvářecími technologiemi jsou zápusťkové či volné kování, válcování plechů a protlačování profilů (extruze). Tvářecím procesem je u těchto materiálů dosaženo jemnozrnnější struktury, která vede ke zlepšení mechanických vlastností, zvláště nárůstu pevnosti. Určitým negativním doprovodným jevem je vytvoření anizotropie vlastností, tedy závislosti mechanickým vlastností na směru zatěžování. Tvářené slitiny se nepoužívají tak často jako slitiny lité, a to zejména z důvodu jejich obtížnější a nákladnější výroby.

Slitiny pro plechy

Válcování hořčíkových slitin se provádí při teplotě 400 až 450 °C za vysoké rychlosti deformace. Nejčastěji používaná slitina k výrobě plechů je AZ31, která je dobře svařitelná a je ji možné aplikovat i za nízkých teplot. Další používané materiály jsou ZE10, ZE40, ZK10, ZK30 a ZM21. Velmi zajímavou kapitolu představují slitiny na bázi Mg-Li, a to nejen z důvodu jejich atraktivní hustoty ($\rho = 1300 - 1350 \text{ kg/m}^3$), ale zejména možné tváritelnosti za nízkých teplot. I přes zmíněné výhody však tyto slitiny nenalezly široké komerční uplatnění, a to hlavně vlivem jejich vysoké ceny a nízké pevnosti při teplotách přesahujících 100 °C [1].

Kované slitiny

Kovatelnost hořčíkových slitin závisí na třech hlavních faktorech – teplotě solidu, velikosti zrna a deformační rychlosti. Kovací teploty se u většiny slitin pohybují od 200 do 350 °C. Výkovky používáme zejména u součástí složitějších tvarů, u kterých je požadována vysoká pevnost a které není možné u odlitků dosáhnout. Mezi nejběžnější kované slitiny hořčíku patří ZK31, ZK60, ZK80, HM21, AZ31 a AZ61 [2,5].

Extrudované slitiny

Extruzní proces slitin hořčíku je velmi podobný jako u hliníkových slitin, rozdíl je pouze v rychlosti protlačování, která je až 10x nižší. Teplota tváření se volí nejčastěji 300 až 450 °C. Nejpoužívanějšími materiály je systém Mg-Al-Zn s obsahem hliníku 1-8 %, zejména slitina AZ61. V případě požadované vyšší rychlosti extruze volíme slitiny ZK21 a ZM21. Slitiny na bázi Mg-Zn-Cu vykazují po žihání a následném stárnutí velmi vysokou pevnost, která se blíží měrné pevnosti nejpevnějších tvářených hliníkových slitin [5].

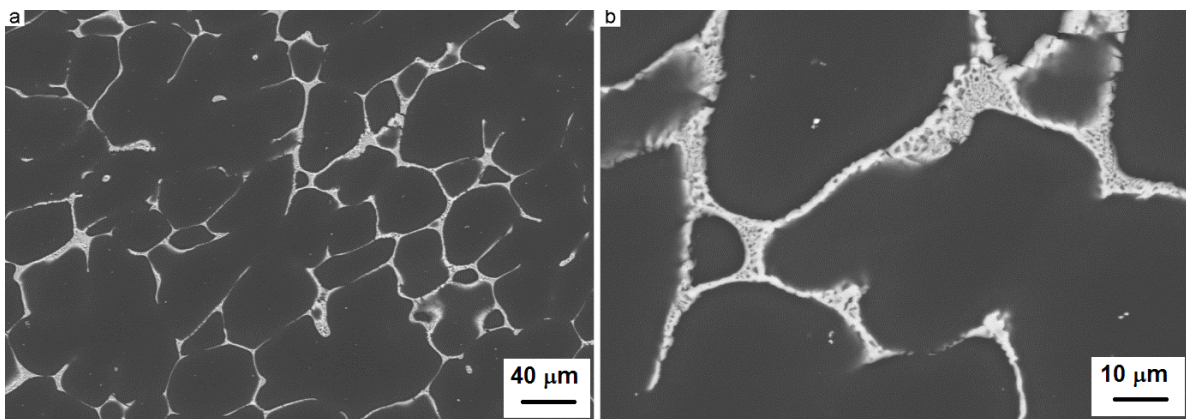
Písmeno	Přísadový prvek
A	hliník (Al)
C	měď (Cu)
E	kovy vzácných zemin (RE)
H	thorium (Th)
K	zirkonium (Zr)
L	lithium (Li)
M	mangan (Mn)
Q	stříbro (Ag)
S	křemík (Si)
W	yttrium (Y)
Z	zinek (Zn)
X	vápník (Ca)
J	stroncium (Sr)

Tab. 2.2 Označení prvků v Mg slitinách [1].

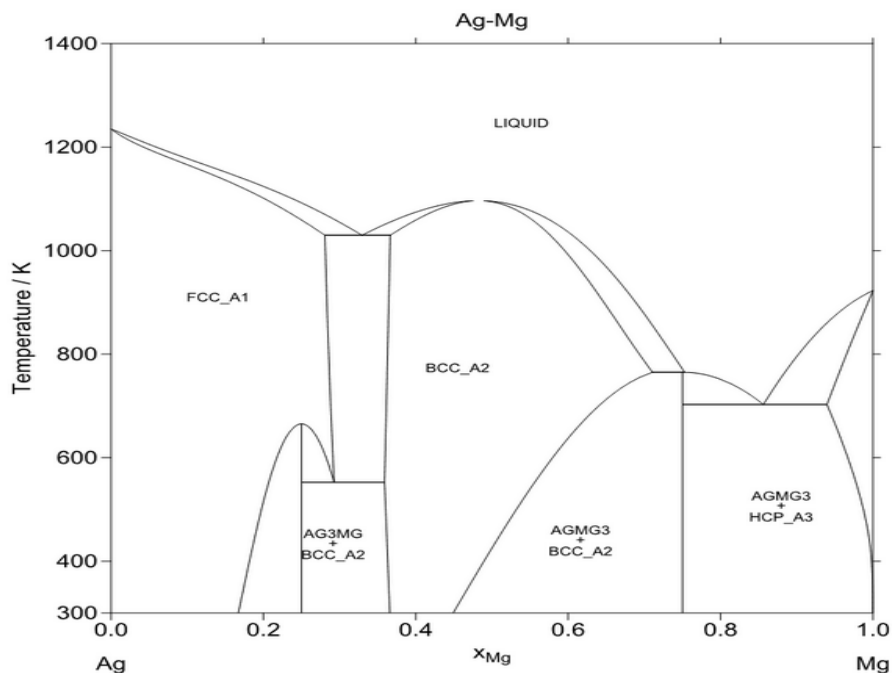
2.5 Slitina QE22

Cílem této bakalářské práce je stanovení nízkocyklových únavových charakteristik hybridního kompozitu s kovovou maticí QE22. Jedná se o hořčíkovou slitinu, která je legována 2 % stříbra (viz fázový diagram 2.3) a 2 % prvků vzácných zemin. Význam stříbra jako přísadového prvku byl objeven, když se ukázalo, že jeho přidání do slitiny na bázi Mg-RE-Zr vede k výraznému nárůstu pevnosti. Později došlo k nahrazení ceru jiným legujícím prvkem, a to neodmemem, což vedlo k dalšímu zvýšení pevnostních charakteristik [2].

Mikrostruktura hořčíkové slitiny QE22 je znázorněna na obr. 2.4. Ta se skládá z oblastí tuhého roztoku, v němž jsou rozpuštěné legující prvky Ag a Nd a eutektické fáze lokalizované po hranicích zrn tuhého roztoku.



Obr. 2.4 Snímky ze SEM, a) mikrostruktura slitiny QE22, b) detail oblasti tuhé fáze a eutektika.

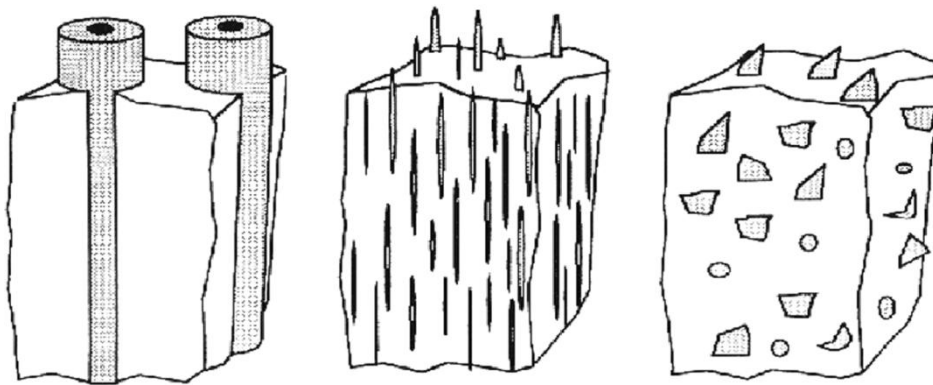


Obr. 2.3 Binární fázový diagram systému Ag-Mg [1].

3 Kompozitní materiály s hořčíkovou maticí

V dnešní době výrazně narůstá zájem o kompozity s maticemi na bázi slitin lehkých kovů (Al, Mg). Zatímco samotné slitiny již našly své komerční využití v celé řadě oborů, kompozity na jejich bázi na své uplatnění stále čekají. Avšak značný důraz, který je v současnosti kladen na úsporu hmotnosti součástí, je příčinou jejich intenzivního výzkumu a velké pozornosti, která je této skupině materiálů věnována.

Hořčíkové slitiny obsahující kovy vzácných zemin vykazují vysokou pevnost za zvýšených teplot a creepovou odolnost, ovšem zmíněných vlastností je možné dosáhnout pouze při vyztužení keramickými materiály. První kompozity s hořčíkovou maticí byly vyráběny převážně s dlouhými vlákny. Zásadní problém dlouhou dobu představovala jejich anizotropie a degradace vlastností spojená s vytahováním vláken z matrice. Další výzkum v této oblasti vedl k nahrazení dlouhých vláken zejména vlákny krátkými, částicemi, whiskery nebo jejich vzájemnou kombinací (hybridní typ). Použití nanočástic či nanovláken je dnes dalším směrem vývoje těchto materiálů [6].



Obr. 3.1 Typy výtuzí: dlouhá vlákna (vlevo), krátká vlákna (uprostřed) a částice (vpravo) [6].

3.1 Mechanické vlastnosti kompozitů

Kompozity jsou materiály sestávající ze dvou a více fází, které se vzájemně liší ve svých mechanických, fyzikálních a chemických vlastnostech. Každý kompozit je tvořen dvěma základními částmi – maticí a výtuzí. *Matrice* (primární struktura) plní funkci pojiva, chrání výtuz a přenáší na ni zatížení. *Výtuz* (sekundární struktura) je nositelem zvýšených mechanických vlastností a její zastoupení v kompozitním materiálu musí být minimálně 5 %. Na základě typu matrice je možné kompozity rozdělit do tří základních skupin:

- a) s kovovou maticí (MMC)
- b) s polymerní maticí (PMC)
- c) s keramickou maticí (CMC)

Hořčíkové slitiny vyztužené krátkými keramickými vlákny kombinují vlastnosti obou typů materiálů: velké tuhosti keramických vláken a vysoké plasticity hořčíkové matrice. Takový materiál bude vykazovat unikátní mechanické a fyzikální vlastnosti. Zásadními přednostmi je zejména vysoká měrná pevnost a modul pružnosti v tahu, lepší odolnost proti creepu, dobrá otěruvzdornost a kvalitní únavové charakteristiky. Nevýhodou je nižší plasticita, houževnatost a drahá a složitá výrobní technologie [7, 8].

Dosavadní poznatky ukazují, že při zatížení kompozitního materiálu se matrice deformuje plasticky, zatímco krátká keramická vlákna se deformují pouze elasticky. Zpevnění kompozitu je realizováno zejména těmito mechanismy:

1. Přenos napětí z matrice na vlákna.
2. Působení vláken jako překážek pro pohyb dislokací.
3. Vliv vláken na vývoj dislokační substruktury v matrici.
4. Vliv vláken na vývoj mikrostruktury.
5. Zbytková termická pnutí, která jsou důsledkem rozdílné hodnoty teplotního součinitele roztažnosti matrice a vláken vedoucí ke generování nových dislokací [7].

Na výsledné fyzikální a mechanické vlastnosti nemá vliv pouze složení výztuhy, ale také distribuce vláken, jejich rozměry, tvar a objemový podíl. Tyto charakteristiky lze ovlivnit zejména v průběhu výroby kompozitního materiálu.

3.2 Výztuhy hořčíkových kompozitů

V oblasti hořčíkových kompozitů jsou jako výztuhy používány zejména keramická nebo uhlíková vlákna. Kovové částice nebo vlákna byly vyloučeny z důvodu nízké korozní odolnosti. Níže budou uvedeny nejvýznamnější výztuhy užívané v kompozitech na bázi hořčíku.

3.2.1. Vyztužení dlouhými vlákny

Dlouhá vlákna se mohou v kompozitech vyskytovat ve dvou podobách, buď jako samostatná vlákna (tzv. monovlákna), nebo ve svazcích obsahujících stovky či tisíce vláken (multivlákna). Použití uhlíkových vláken v kompozitech s hořčíkovou matricí je podmíněno jejich nízkou hustotou, vysokým modulem pružnosti a tahovou pevností, dobrou tepelnou a elektrickou vodivostí a nízkým součinitelem teplotní roztažnosti. Dlouhá vlákna oxidické povahy jsou obvykle na bázi hliníku a mají v hořčíkových kompozitech své výhody, a to zejména nízkou hustotu a jednodušší výrobu, která je zapříčiněna tvorbou stabilní oxidické vrstvy na rozhraní matrice a vlákna. V závislosti na obsahu SiO_2 , B_2O_3 a ZrO_2 doprovázejících hliníková vlákna je možné dosáhnout značné variability mechanických vlastností a technologie výroby. Dalšími hojně používanými dlouhými vlákny jsou SiC multivlákna, která vykazují výbornou kombinaci nízké hustoty a vysoké hodnoty modulu pružnosti, jsou levná a velmi stabilní [6].

3.2.2 Vyztužení krátkými vlákny

Z hlediska zpevňujícího efektu jsou krátká vlákna na přechodu mezi vlákny dlouhými a částicemi. Na rozdíl od dlouhých vláken, která způsobují výraznou anizotropii mechanických vlastností, vykazují krátká vlákna vyšší stupeň izotropie, který může být spolu s mechanickými vlastnostmi značně variabilní v závislosti na obsahu, rozložení a typu výztuhy. V tabulce 3.1 jsou uvedeny obchodní názvy a odpovídající mechanické a fyzikální vlastnosti jednotlivých vláken. Daná tabulka platí pro vlákna dlouhá i krátká, jelikož krátká vlákna lze získat prostým dělením vláken dlouhých [6].

Název	Složení [hm. %]	Průměr [μm]	Hustota [g/cm ³]	Youngův modul [GPa]	Mez pevnosti [MPa]
Altex	85 Al ₂ O ₃ + 15 SiO ₂	15	3.3	210	2000
Alcen	70 Al ₂ O ₃ + 30 SiO ₂	7-10	3.1	170	2000
Nextel 312	62 Al ₂ O ₃ + 24 SiO ₂ + 14 B ₂ O ₃	10-12	2.7	150	1700
Nextel 550	73 Al ₂ O ₃ + 27 SiO ₂	10-12	3.03	193	2000
Nextel 610	> 99 Al ₂ O ₃	12	3.9	373	3100
Nextel 650	89 Al ₂ O ₃ + 10 ZrO ₂ + 1 Y ₂ O ₃	11	4.1	358	2500
Nextel 720	100 Al ₂ O ₃	12	3.4	260	2100
Almax	99.5 Al ₂ O ₃	10	3.6	330	1800
Saphikon	100 Al ₂ O ₃	125	3.98	460	3500
Sumica	85 Al ₂ O ₃ + 15 SiO ₂	9	3.2	250	2000
Saffil	96 Al ₂ O ₃ + 4 SiO ₂	3	3.3-3.5	300-330	2000
částice SiC	100 SiC	15-340	3.2	480	3000
částice B ₄ C	100 B ₄ C	40-340	2.5	480	6500

Tab. 3.1 Mechanické a fyzikální vlastnosti nejvíce komerčně využívaných výztuh [6].

3.2.3 Částicové výztuhy

K vyztužení hořčkových slitin volíme tvrdé keramické částice. Nejčastěji se jedná o nitridy (BN, AlN, TiN, ZrN), karbidy (B₄C, ZrC, SiC, TiC, W₂C, WC), oxidy (ZrO₂, Al₂O₃, Cr₂O₃) a boridy (TiB₂, ZrB₂, WB). Při výběru typu výztuhy hraje zásadní roli chemická reaktivita mezi maticí a výztuhou vedoucí k vytvoření účinného mezifázového rozhraní, které bude schopné přenášet vnitřní i vnější napětí. K vytvoření dokonalého spoje je také nutné, aby tavenina velmi dobře smáčela příslušnou částici. Primární vliv na výsledné mechanické vlastnosti kompozitu má tvar částice, přičemž nejobvyklejší jsou částice kulatého nebo destičkového tvaru. Hranatá geometrie je nežádoucí, protože svým vrubovým účinkem působí jako iniciátor trhlin při zatížení součásti. Další požadavek je kladen na hustotu materiálu výztuhy, která musí být blízká hustotě matrice a to z toho důvodu, aby nedocházelo ke klesnutí částic na dno taveniny nebo k jejich vyplavování na povrch [6].

3.3 Matematický popis chování kompozitů

Pevnostní charakteristiky kompozitu závisí na vlastnostech vstupních složek, jejich podílu, distribuci částic a vláken v matrici a v neposlední řadě na kvalitě rozhraní mezi matricí a výztuží. Níže budou zmíněny základní vztahy zaměřené na výpočet Youngova modulu pružnosti a pevnosti v tahu v závislosti na typu použité výztuže [9].

Pro následující výpočty je nutné prvně zavést objemové podíly vláken v_f a matrice v_m podle daných vztahů:

$$v_f = \frac{V_f}{V_c} \quad v_m = \frac{V_m}{V_c}, \quad (3.1)$$

kde V_f je objem výztuhy, V_m objem matrice a V_c je objem celého kompozitu.

Dlouhá vlákna

Při odvozování modulu pružnosti v tahu kompozitního materiálu vycházíme z podmínky silové ekvivalence. Z ní vyplývá, že celkové zatížení kompozitu je dáno součtem zatížení matrice a výztuhy. Na základě platnosti daného tvrzení a vztahu pro smluvní napětí je možné odvodit směšovací pravidlo pro napětí v kompozitu σ_c ve tvaru:

$$\sigma_c = \sigma_f \cdot v_f + \sigma_m \cdot v_m, \quad (3.2)$$

kde σ_f je napětí ve vláknu a σ_m napětí v matrici.

Ze vztahu (3.2) vyplývá, že pokud se matrice a výztuha chovají lineárně, mají tedy lineární napěťově deformační odezvu, kompozit bude také vykazovat lineární chování, které lze jednoznačně popsat pomocí Hookova zákona. Za předpokladu, že nastává dokonalá adheze mezi matricí a vlákny a že velikost podélného přetvoření $\varepsilon_c = \varepsilon_f = \varepsilon_m$, lze ze vztahu (3.2) určit modul pružnosti v tahu kompozitu E_c podle následující rovnice:

$$E_c = E_f \cdot v_f + E_m \cdot v_m, \quad (3.3)$$

kde E_f je modul pružnosti vláken a E_m je modul pružnosti matrice.

Mez pevnosti v tahu kompozitu je okamžik, kdy dochází k přetržení výztužných vláken. Je-li kompozit navržen správně, k porušení vláken nedochází před dosažením pevnosti matrice. Pro výslednou pevnost kompozitu ve směru vláken σ_{Pc} pak platí:

$$\sigma_{Pc} = \sigma_{Pf} \cdot v_f + \sigma_{m,krit} \cdot v_m, \quad (3.4)$$

kde σ_{Pf} je mez pevnosti vláken a $\sigma_{m,krit}$ je zatížení matrice v okamžiku přetržení vláken.

Krátká vlákna

Použití dlouhých vláken jako výztuhy má za následek, že výsledné vlastnosti kompozitu budou výrazně závislé na směru jeho zatěžování. Chceme-li zlepšit mechanické vlastnosti ve všech směrech, jsme nuceni použít kompozity krátkovláknové, zvláště v případě, kdy neznáme budoucí směr namáhání.

Za předpokladu rovnoměrné a náhodné distribuce krátkých vláken, tedy dokonalé izotropie kompozitu, lze odvodit následující vztah pro celkový modul pružnosti E :

$$E = \frac{3}{8}E_L + \frac{5}{8}E_T, \quad (3.5)$$

kde E_L je modul pružnosti vlákna ve směru podélném a E_T ve směru příčném.

Modul pružnosti vláken lze určit na základě jejich délky L , průměru d , jejich podílu v kompozitu v_f a modulu pružnosti matrice E_m podle následujících vztahů:

$$E_L = E_m \cdot \frac{1 + \frac{2L \cdot \delta_L \cdot v_f}{d}}{1 - \delta_L \cdot v_f} \quad (3.6)$$

$$E_T = E_m \cdot \frac{1 + 2 \cdot \delta_T \cdot v_f}{1 - \delta_T \cdot v_f}, \quad (3.7)$$

kde δ_L a δ_T jsou podélné a příčné parametry kompozitu.

Pevnost krátkovláknového kompozitu R_{mC} je možné určit na základě směšovacího pravidla. Využíváme přitom faktu, že průměrné napětí ve vlákně v okamžiku lomu je rovno polovině pevnosti vlákna:

$$R_{mC} = \frac{R_{mf} \cdot v_f}{2} + R_{mm} \cdot v_m. \quad (3.8)$$

Částicové výztuhy

Pro hrubý odhad modulu pružnosti kompozitu E lze využít aritmetický průměr modulu pružnosti v podélném E_L a příčném směru E_T . Pro přesnější určení slouží např. tzv. Kernerův model:

$$E = E_m \frac{1 + A \cdot B \cdot v_c}{1 - B \cdot v_c}, \quad (3.9)$$

kde pro A , B platí:

$$A = \frac{7 - 5 \cdot v_c}{8 - 10 \cdot v_c} \quad (3.10)$$

$$B = \frac{E_c - E_m}{E_c + A \cdot E_m} \quad (3.11)$$

Pro odhad meze pevnosti kompozitního materiálu s částicovou výztuhou R_{mC} lze opět využít směšovacího pravidla:

$$R_{mC} = R_{mf} \cdot v_f + R_{mm} \cdot v_m \quad (3.12)$$

3.4 Metody výroby hořčíkových kompozitů

Promíchání

Metoda promíchání taveniny (obr. 3.2) je nejjednodušší a nejlevnější cestou k přípravě kompozitů s nespojitou výztuhou (částice, krátká vlákna, whiskery). Výztuha je přidána do taveniny hořčíkové matrice umístěné v tavíci peci, která je následně vsunuta do vakuové komory. Pomocí rotačního míchadla, které v tavenině vytváří silné víry, dochází k homogenizaci celé směsi. Doba promíchání a teplota taveniny výrazně ovlivňují kvalitu budoucího mezifázového rozhraní matrice a výztuhy. Použití vakua brání oxidaci hořčíkové taveniny a zachytávání plynů z atmosféry [6].

Compcasting

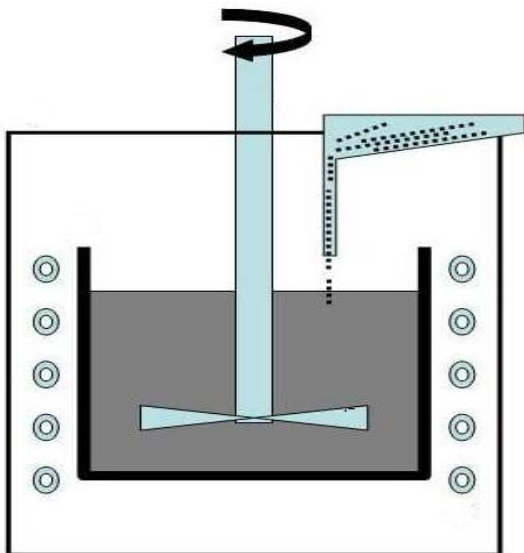
Na rozdíl od promíchání, které probíhá nad teplotou likvidu, je tato metoda realizována v teplotním intervalu mezi solidem a likvidem. Částice tuhé fáze hořčíkové slitiny přítomné v tavenině mají za následek lepší smáčivost výztuhy, vyšší stupeň homogenizace a viskozity, která zabraňuje usazování vláken a částic na dně nádoby. Nižší teplota v průběhu metody navíc snižuje pravděpodobnost degradace použité výztuhy [6].

Rozprašování

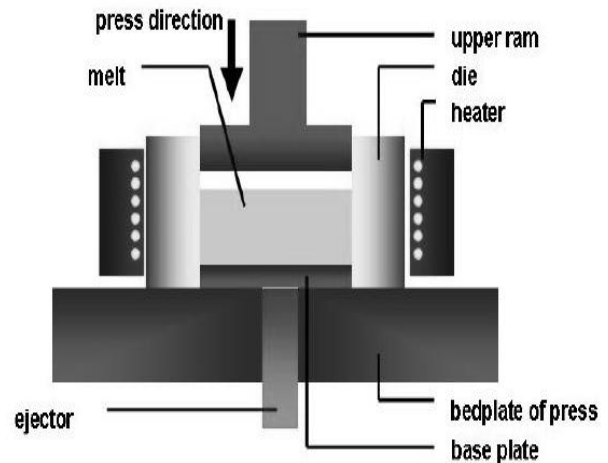
Při rozprašování vytéká hořčíková tavenina pod trysky tlakového plynu (Ar, N), který taveninu rozprašuje na drobné kapičky. Do proudu taveniny je přidána příslušná zpevňující fáze. Kapičky slitiny spolu s výztuhou dopadají na substrát, kde tuhnou za vzniku kompozitního materiálu s velmi jemnozrnnou strukturou [6].

Infiltrace

Na obr. 3.3 je zobrazena metoda infiltrace taveniny, která je široce využívána pro výrobu hořčíkových kompozitů vyztužených vlákny. Prvním krokem je výroba preformy, tj. porézní těleso tvořené vzájemně zaklesnutými vlákny příslušné výztuhy. Vzhledem k výrobnímu procesu preformy, vlákna nemají obvykle náhodnou orientaci, ale jsou uspořádány izotropně do roviny. Následně dojde k infiltraci preformy taveninou za vysokého tlaku, který působí až do ztuhnutí formy a poté je dílec vyjmut pomocí vyrážače. Výhodou této metody je zejména velmi nízká porozita a jemnozrná struktura. Jedinou nevýhodou představuje možnost poškození preformy během počátečních stádií infiltrace [6].



Obr. 3.2 Metoda promíchání taveniny [6].



Obr. 3.3 Metoda infiltrace preformy taveninou [6].

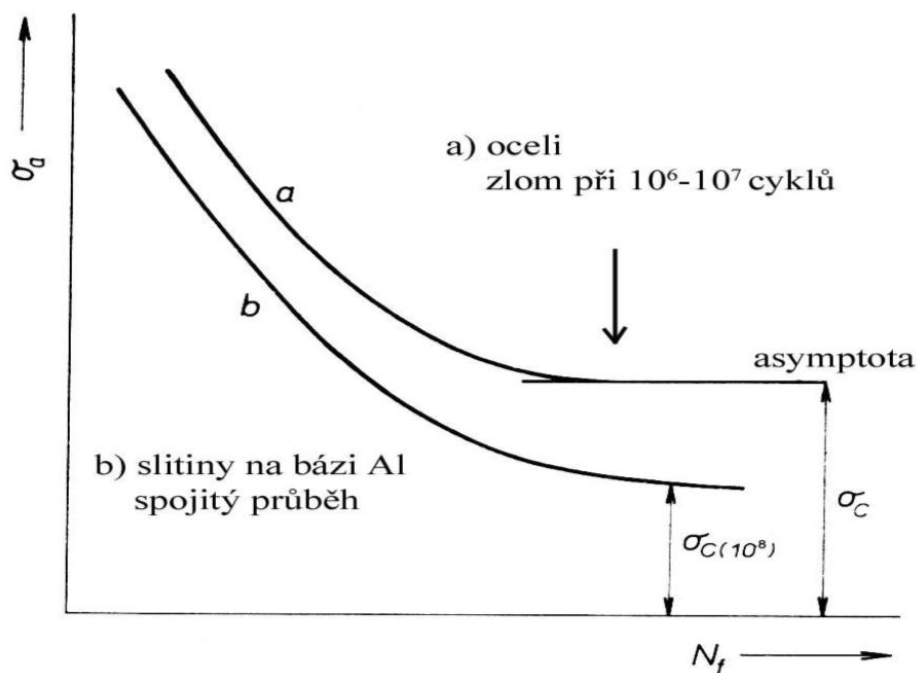
4 Únava materiálu

4.1 Úvod

Únava materiálu je degradační proces materiálu vznikající v důsledku jeho cyklického zatěžování. Podrobíme-li součást opakovanému působení vnějších sil, dojde po určité době k jejímu porušení, které je výsledkem kumulace nevratných poškozujících změn v její struktuře. Samotný únavový proces pak sestává z několika stádií poškození – změny mechanických vlastností, iniciace trhlin, šíření trhlin a následného dolomení. Jednotlivá stadia však nejsou oddělená ostrou hranicí, vzájemně se překrývají a trvají různě dlouho.

Hlavním nebezpečím únavového procesu je fakt, že k lomu součásti dochází při napětí nižším, než je mez kluzu. Pro stanovení provozních podmínek cyklicky namáhané součásti tedy není možné použít pevnostní charakteristiky získané z tahové zkoušky. Z těchto důvodů se únava materiálu stala předmětem intenzivního výzkumu, avšak i přes veškerou snahu zůstává únavový lom nejčastější příčinou havárií součástí.

První výskyt únavových lomů je spojen s použitím konstrukcí, které obsahovaly součásti podrobené cyklickému namáhání. Jednalo se např. o osy železničních vagónů, řetězy důlních výtahů, součásti parních strojů apod. S ohledem na výskyt těchto lomů bylo nutné nalezení takových materiálových charakteristik, které by zajistily bezpečný provoz cyklicky namáhaných součástí. Velký zájem o studium únavového procesu přinesl rozvoj železniční dopravy, kdy u kovových konstrukcí docházelo k výskytu tohoto poškození.



Obr. 4.1 Schematická Wöhlerova křivka pro materiály s oblastí trvalé únavové životnosti - oceli (a) a bez této oblasti – slitiny hliníku (b) [10].

První systematické experimenty prováděl v letech 1852-1870 německý inženýr A. Wöhler. Výsledkem jeho práce byla konstrukce křivky únavové životnosti, tzv. *Wöhlerovy křivky* (obr. 4.1), která udává závislost amplitudy napětí σ_a na počtu cyklů do lomu N_f . Z ní vyplývá, že během opakovaného zatěžování předem definovanou amplitudou napětí dojde po určitém počtu cyklů, v důsledku kumulace plastických poškození, k lomu součásti. Amplituda napětí, při které nedochází k lomu součásti ani po značném počtu cyklů stanovených únavovou zkouškou (oceli – 10^7 , slitiny hliníku a mědi – 10^8) je velmi důležitou materiálovou charakteristikou, nazývá se mez únavy a značí se σ_c .

Velký průlom v oblasti výzkumu únavy materiálu nastal v polovině 20. století, kdy inženýři Manson a Coffin prokázali, že dynamika únavového procesu je jednoznačně řízena velikostí kumulující se amplitudy mikroplastické deformace ε_{ap} . V 60. a 70. letech byly na základě lomové mechaniky odvozeny vztahy popisující rychlost šíření únavových trhlin a možnosti jejich zastavování.

Nyní budou v jednotlivých kapitolách přehledně probrána stádia únavového poškození materiálu s důrazem na stádium změn mechanickým vlastností a stádium iniciace únavových trhlin.

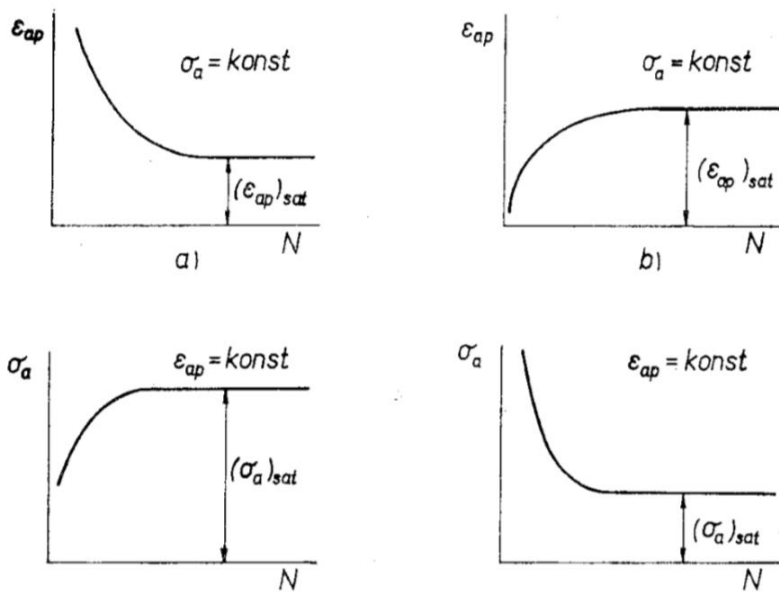
4.2 Stádium změn mechanických vlastností

4.2.1 Cyklické zpevnění a změkčení

Vlivem cyklického zatěžování dochází v důsledku změn v mikrostruktuře materiálu ke změnám jeho mechanických a fyzikálních vlastností. Tyto změny vykazují sytící charakter, nejvýraznější jsou na začátku zatěžovacího procesu a postupně jejich intenzita klesá, až nastává tzv. ustálený (saturovaný) stav. S rostoucím počtem cyklů mohou nastat v podstatě dva případy, buď odpor materiálu vůči cyklické plastické deformaci vzrůstá – *cyklické zpevnění* nebo dochází k jeho poklesu – *cyklické změkčení*, případně nastává jejich vzájemná kombinace [11].

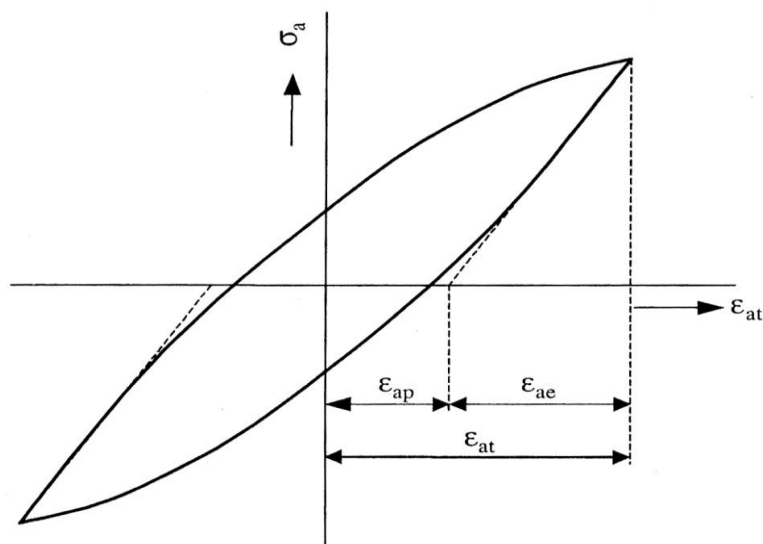
Cyklické zpevnění (obr. 4.2a) je typické pro materiály vyžíhané. Tento jev je vysvětlován jako důsledek interakce pohybujících se dislokací s bodovými poruchami, s konglomeráty bodových poruch a s dislokačními smyčkami. Jeho vliv na napět'ově deformační odezvu je pozitivní, protože při konstantním zatížení dochází k poklesu detekované amplitudy mikroplastické deformace [12].

Cyklické změkčení (obr. 4.2b) je charakteristické pro materiály technologicky zpevněné, nejčastěji je pozorováno u součástí tvářených za studena. Jedná se o nežádoucí jev, protože při konstantním zatížení ($\sigma_a = konst$) dochází k nárůstu kumulující se amplitudy mikroplastické deformace, a tím k dynamičtějšímu průběhu únavového procesu [11].



Obr. 4.2 Průběh změny mechanických vlastností pro konstantní zatížení a konstantní amplitudu plastické deformace, a) cyklické zpevnění, b) cyklické změkčení. [13].

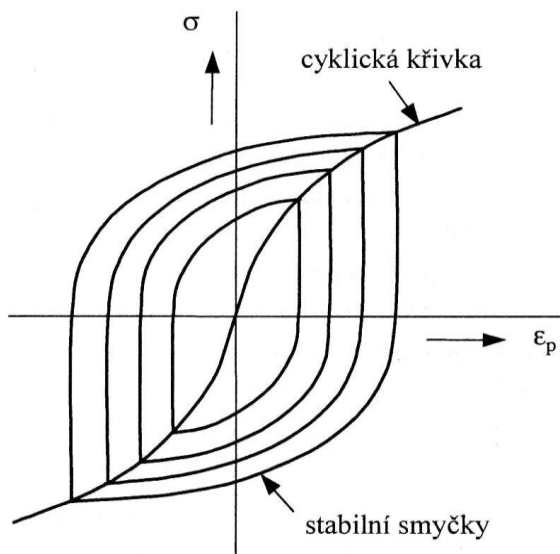
Nejvýznamnějším projevem mikrostrukturních změn materiálu je průběh jeho napěťově deformační odezvy. Při zatížení tělesa během jednoho cyklu je celková amplituda deformace ϵ_{at} dána součtem amplitudy elastické deformace ϵ_{ae} a amplitudy plastické deformace ϵ_{ap} . Po odlehčení elastická deformace relaxuje a v materiálu zůstává měřitelná mikroplastická deformace. Na obr. 4.3 je znázorněna *mechanická hysterezní křivka*, která tento fakt reprezentuje.



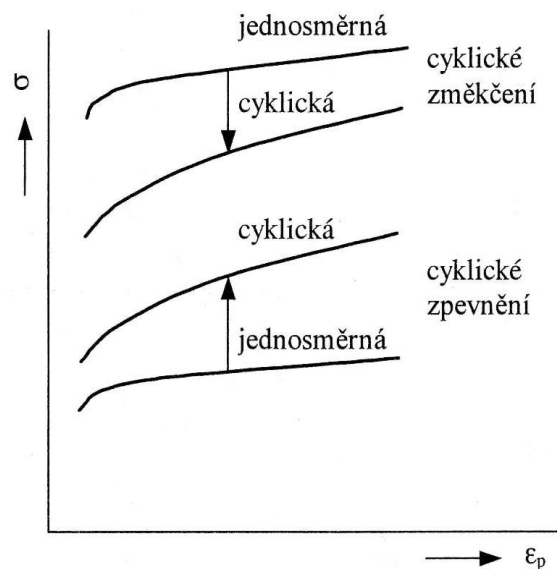
Obr. 4.3 Mechanická hysterezní smyčka [13].

4.2.2 Cyklická deformační křivka

Po skončení procesu cyklického zpevnění nebo změkčení se zpravidla dále již mechanické vlastnosti nemění. Napětově deformační odezva materiálu dosahuje svých saturevaných hodnot, čemuž odpovídá stabilní (saturevaná) hysterezní smyčka. Pokud materiál výraznou saturaci nevykazuje, považujeme za saturevanou smyčku tu, která odpovídá polovině počtu cyklů do lomu $N_f/2$. Proložíme-li vrcholové body jednotlivých saturevaných hysterezních smyček pro různé hodnoty amplitudy zatěžování, získáme tím závislost amplitudy napětí na amplitudě deformace v saturevaném stavu, tzv. *cyklickou deformační křivku*, která je uvedena na obr. 4.4.



Obr. 4.4 Cyklická deformační křivka [13].



Obr. 4.5 Srovnání cyklické a statické křivky [13].

Tato křivka je důležitou materiálovou charakteristikou vyjadřující plastickou reakci kovu na působící amplitudu napětí. Leží-li jednosměrná křivka napětí – deformace získaná z tahového diagramu pod křivkou cyklickou, jedná se o cyklické zpevnění, v opačném případě dochází k cyklickému změkčení (obr. 4.5). Průběh cyklické deformační křivky je možné aproximovat závislostí amplitudy napětí σ_a na amplitudě plastické deformace ε_{ap} vztahem dle Hollomana [11]:

$$\sigma_a = K' \cdot \varepsilon_{ap}^{n'}, \quad (4.1)$$

kde veličinu K' nazýváme součinitel cyklického zpevnění a n' exponentem cyklického zpevnění.

S využitím vztahu (4.1) a Hookova zákona je možné samotnou cyklickou deformační křivku vyjádřit rovnicí Ramberg – Osgooda [11]:

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K}\right)^n, \quad (4.2)$$

kde ε_a je amplituda celkové deformace, σ_a amplituda napětí, E modul pružnosti v tahu a K, n jsou materiálové charakteristiky.

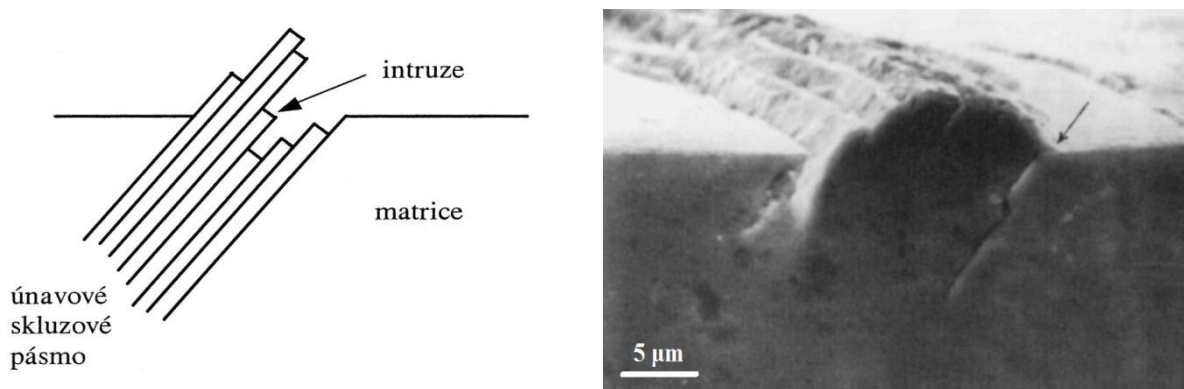
4.3 Stádium iniciace trhlin

Nukleace trhlin je dalším významným stádiem únavového procesu, jehož podstatou je narušení koheze struktury materiálu. U většiny pozorovaných součástí bylo zjištěno, že ke vzniku trhlin dochází přednostně na jejich povrchu. Výjimku tvoří situace, kdy v materiálu je přítomen vnitřní strukturní defekt dostatečného rozměru. V podstatě existují 4 základní typy iniciačních míst [11]:

- a) perzistentní skluzová pásma (PSP)
- b) hranice zrn
- c) rozhraní matrice – vměstek
- d) rozhraní matrice – precipitát

První dva zmíněné případy jsou charakteristické pro jednofázové kovy. Vlivem cyklického zatěžování dochází ke skluzu dislokací v přednostních skluzových pásmech, tj. pásmech svírajících úhel 45° s vnějším zatížením. Výsledkem je vznik povrchového mikroreliefu obsahujícího 2 typy nerovností – *extruze* (místa vytlačena z kovu) a *intruze* (místa vtlačena do kovu). Adjektivum perzistentní značí fakt, že po odleptání povrchových nerovností dochází vlivem dalšího cyklického zatěžování k opětovnému vzniku mikroreliefu.

Na obr. 4.6 je znázorněn nejzákladnější model vzniku PSP, tzv. *kartový skluz*. Oblast mezi kartami je v průběhu cyklického zatěžování spojitě vytlačena (*extruze*) nebo vtlačována (*intruze*) do materiálu. Zvláště oblast intruzí svým vrubovým účinkem výrazně zesiluje vnější napěťové pole, což má za následek překročení kohezní pevnosti materiálu, a tedy k narušení jeho soudržnosti a vznik trhliny.



Obr. 4.6 Persistentní skluzová pásma, a) schéma vzniku, b) SEM, slitina Cu [13,14].

Vznik únavových trhlin na hranicích zrn vysvětluje několik navržených mechanismů. Prvním z nich je kondenzace vakancí vytvářejících na hranicích zrn shluky a dutiny, které je možné od určité velikosti považovat za trhlinu. Druhým mechanismem je nakupení dislokací před hranicí zrna a následný vznik lokálního napětového pole majícího za následek porušení koheze materiálu. Byl také navržen model tvorby intruze na samotné hranici zrna, čemuž může docházet zvláště při vysoké hodnotě aplikovaného zatížení odpovídajícího počtu cyklů do lomu maximálně řádu 10^3 [15].

Vícefázové kovy jsou charakteristické přítomností sekundárních fází, které se stávají přednostními iniciačními místy únavové trhliny. Na rozhraní matrice a sekundární fáze (vměstek, precipitát) nastává silná koncentrace napětí. První příčinou je existence deformačně indukovaného pnutí vznikajícího na základě rozdílné hodnoty modulu pružnosti mezi matricí a sekundární fází. Druhá příčina je charakteristická zvláště pro vměstky, a to existence tzv. mozaikového pnutí, které vzniká jako důsledek rozdílných hodnot teplotních součinitelů roztažnosti matrice a vměstku [11].

4.4 Stádium šíření únavových trhlin

Nukleační stádium je zakončeno vznikem povrchových mikrotrhlin. V případě hladkých těles bez přítomnosti sekundárních fází iniciují tyto trhliny přednostně na povrchu součásti. Vlivem cyklického zatížení dochází k jejich růstu, přičemž jejich šíření je možné rozdělit do 2 etap:

- a) šíření krátkých trhlin
- b) šíření dlouhých trhlin

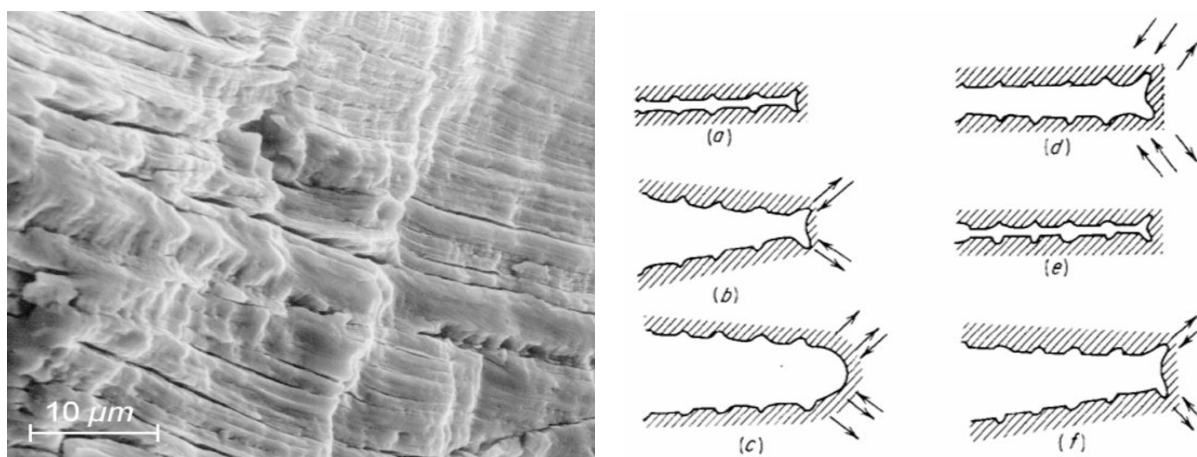
4.4.1 Šíření krátkých trhlin

Nejnovější modely vysvětlují proces šíření krátkých trhlin jako postupné prorůstání intruzí do materiálu za současné asistence korozních produktů. Krátké trhliny se budou šířit krystalograficky ve směru maximálního smykového napětí podporované jejich vrubovým účinkem. Při zatěžování v okolí meze únavy je hustota krátkých trhlin relativně nízká, avšak v oblasti přechodu mezi nízkocyklovou a vysokocyklovou únavou rychle narůstá [11,16].

Vrubový účinek trhlin na počátku jejich šíření je obecně nízký, proto lokální napětové pole nebude dostatečné k vytvoření účinné plastické zóny na jejich špicích. Z tohoto důvodu bude růst krátkých trhlin výrazně závislý na lokální struktuře materiálu, především na přítomnosti tzv. mikrostrukturních bariér. Je-li působící napětí nižší než mez únavy materiálu σ_c , může dojít až k úplnému zastavení rostoucí trhliny. V případě zatěžování nad mez únavy budou trhliny mikrostrukturní bariéry překonávat a s rostoucím počtem cyklů bude vliv lokální struktury slábnout. Trhliny se budou spojitě odklánět od krystalografického směru do směru kolmého k vnějšímu zatížení a stanou se z nich trhliny dlouhé [16].

4.4.2 Šíření dlouhých trhlin

V tomto stádiu se trhliny již šíří kolmo k vnějšímu zatížení v tahovém módu zatěžování. S rostoucím aplikovaným počtem cyklů dochází při jejich pohybu k postupnému propojování (koalescenci) až do vzniku jediné (magistrální) trhliny. Její čelo je vlivem cyklického zatěžování pravidelně zostřováno a následně otupováno, což na lomové ploše pod mikroskopem lze pozorovat jako pravidelné žlábkování, jedná se o tzv. *únavové striace* lomové plochy, které jsou základním indikátorem únavového procesu. Na obr. 4.7 je znázorněn nejjednodušší model vytváření striací, tzv. *Lairdův model*, avšak jejich reálný vznik je komplikovanější.

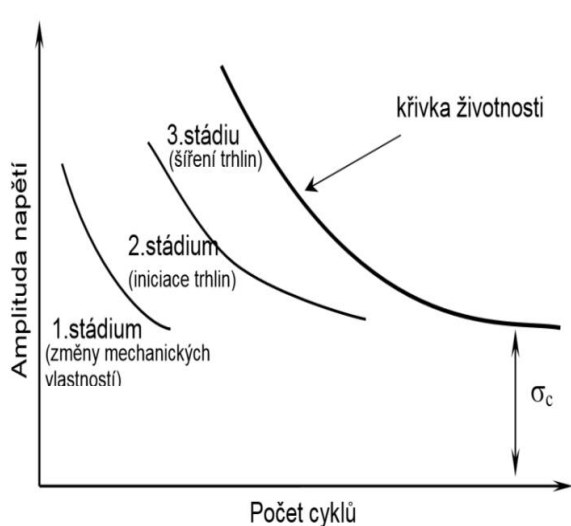


Obr. 4.7 Striace lomové plochy, a) SEM, b) model vzniku [17].

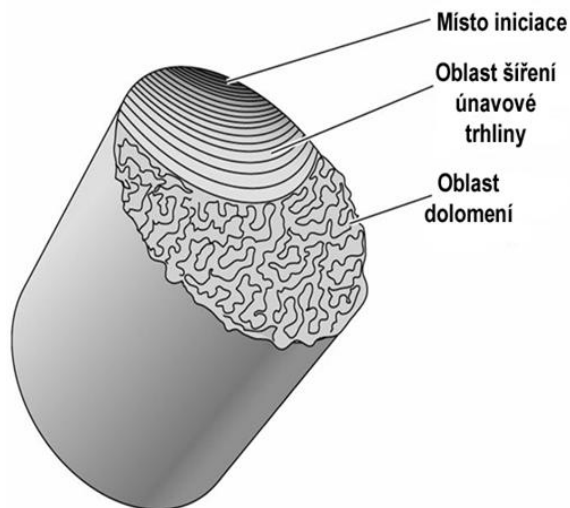
4.5 Stádium statického dolomu

S postupným růstem magistrální trhliny dochází k zeslabování nosného průřezu součásti. Zvyšujeme-li počet aplikovaných zátěžných cyklů, narůstá napětí v materiálu, a to až do okamžiku, kdy je ve zbylém průřezu dosažena mez pevnosti. Po jejím překročení dochází během následujícího cyklu k lomu součásti. Tím byla dovršena všechna stadia únavového procesu (obr. 4.8), v jejichž důsledku nastává únavový lom a dílec se rozpadá na 2 části.

Základní informaci o průběhu únavového procesu nám poskytuje vzhled lomové plochy (obr. 4.9). Na něm lze pozorovat 2 oblasti – oblast šíření trhlin a oblast statického dolomu. V první zmíněné oblasti se obvykle vyskytují tzv. postupové (retardační) čáry. Jedná se o korozní produkty vzniklé důsledkem změny průběhu zatěžování nebo při jeho úplném přerušení. Dále lze na lomové ploše identifikovat místo iniciace únavové trhliny, což je ale z praktického hlediska nejobtížnější.



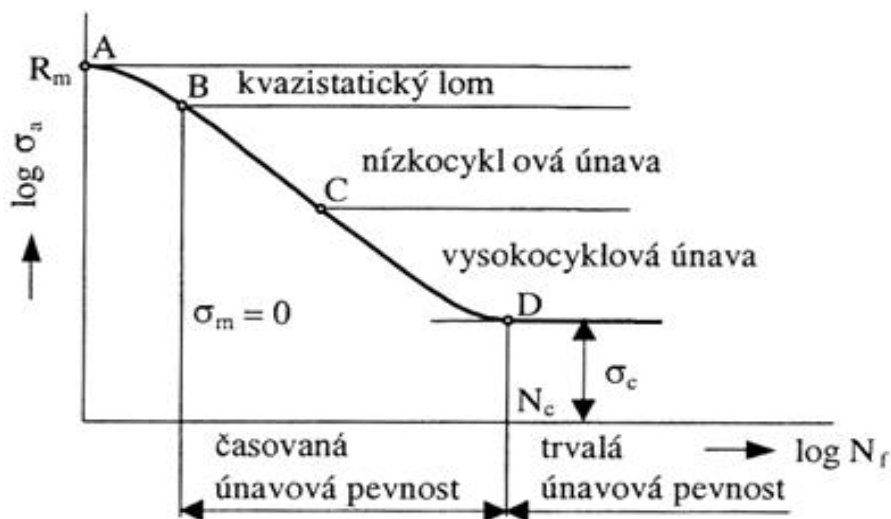
Obr. 4.8 Stádia únavového poškození [13].



Obr. 4.9 Vzhled únavové lomové plochy [13].

4.6 Charakteristiky únavové životnosti

Nejstarším přístupem k dimenzování únavové životnosti součásti je Wöhlerova křivka. K jejímu stanovení se nejčastěji používají hladká zkušební tělesa podrobená cyklické jednoosé napjatosti, kterou lze dále přepočítat na jiné typy zatěžování. Na obr. 4.10 je znázorněna Wöhlerova křivka pro nejvíce používanou asymetrii zatěžování, tj. sinusový zátěžný cyklus [11].



4.10 Oblasti únavy materiálu pro symetrický zátěžný cyklus [13].

4.6.1 Oblast nízkocyklové únavy

V současné době se k popisu únavového chování materiálu v nízkocyklové oblasti (10^3 - 10^5 cyklů) používá *Wöhlerova-Basquinova křivka* ($\sigma_a = konst$) a *Mansonova-Coffinova křivka* ($\varepsilon_{ap} = konst$). Obě křivky lze pro většinu kovových materiálů uspokojivě popsat příslušnými mocninnými funkcemi, jejichž zápis navrhl Morrow [10].

Wöhlerova-Basquinova křivka (W-B nebo S-N křivka) udává závislost amplitudy napětí σ_a na počtu cyklů do lomu N_f . Stanovuje nám tedy velikost aplikovatelného zatížení součásti, aniž by během provozu nastalo její porušení. V oblasti nízkocyklové únavy je možné danou křivku aproximovat vztahem [11]:

$$\sigma_a = \sigma'_f \cdot (2N_f)^b, \quad (4.3)$$

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

Mansonova-Coffinova křivka (M-C křivka) reprezentuje odolnost materiálu vůči cyklické plastické deformaci, která v oblasti nízkocyklové únavy probíhá v celém objemu tělesa. M-C křivka udává závislost amplitudy plastické deformace ε_{ap} na počtu cyklů do lomu N_f . V celém rozsahu ji lze aproximovat vztahem [11]:

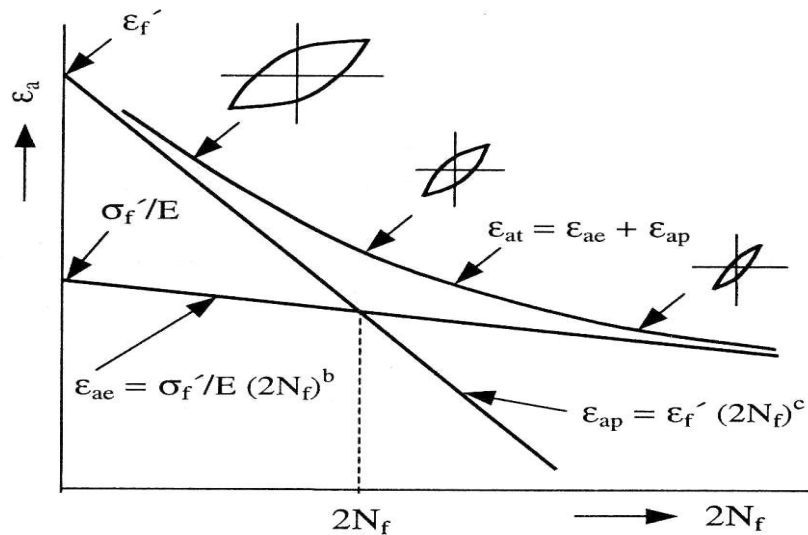
$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon'_f \cdot (2N_f)^c, \quad (4.4)$$

kde ε'_f nazýváme součinitel únavové tažnosti a c exponent únavové tažnosti.

Únavové zkoušky nejčastěji provádíme v módu řízené celkové deformace ε_{at} , a proto je vhodné popisovat deformační cyklickou odezvu materiálu v souřadnicích $\varepsilon_{at} - N_f$. Manson pro vyjádření dané závislosti navrhl metodu *lineární superpozice* ve tvaru [11]:

$$\varepsilon_{at} = \frac{\sigma_a}{E} + \varepsilon_{ap} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2N_f)^b + \varepsilon'_f \cdot (2N_f)^c, \quad (4.5)$$

kde E je modul pružnosti v tahu. Na obr. 4.11 je graficky znázorněna odvozená W-B křivka, M-C křivka a jejich lineární superpozice reprezentovaná vztahem (4.5). Z ní vyplývá, že při nízkém počtu zátěžných cyklů převládá plastická složka deformace a naopak při vysokém počtu cyklů převládá složka elastická. Počet cyklů, při kterém nastává rovnost $\varepsilon_{ae} = \varepsilon_{ap}$ nazýváme tranzitní počet cyklů N_f .



Obr. 4.11 Schematický průběh křivek životnosti [10].

4.6.2 Oblasti vysokocyklové únavy

V oblasti vysokocyklové únavy (10^5 - 10^7 cyklů) se plastická deformace lokalizuje zejména do míst iniciace únavových trhlin a poté na čelo magistralní trhliny. Velikost amplitudy plastické deformace dosahuje řádově 10^{-5} , proto již M-C křivku nebereme v úvahu. Podstatnou část životnosti hladkých těles přebírá stádium iniciace trhlin, u vrubovaných součástí představuje hlavní etapu stádium šíření trhlin [11].

Z hlediska pevnostních výpočtů se stává klíčovou charakteristikou mez únavy materiálu σ_c . V případě jejího nepřekročení dochází k zastavení rostoucích trhlin na mikrostrukturních bariérách. Překračuje-li aplikované napětí mez únavy, dochází po určitém počtu cyklů k lomu součástí.

4.6.3 Oblast gigacyklové únavy

Únavové zkoušky na ultrazvukových zkušebních strojích jasně prokázaly, že v oblasti 10^7 - 10^{11} cyklů, tzv. gigacyklové únavy, dochází k lomu součástí i při napětí nižším než mezi únavy stanovené ve vysokocyklové oblasti. Změna v trendu průběhu Wöhlerovy křivky prostřednictvím jejího poklesu je způsobena řadou faktorů. Jako hlavní se jeví fakt, že při přechodu z nízkocyklové do vysokocyklové oblasti dochází k iniciaci trhlin nejen na povrchu součástí, nýbrž vlivem rozsáhlé naakumulované mikroplastické deformace i v její vnitřní struktuře, a to zvláště v důsledku přítomnosti vměstků či defektů.

5. Formulace cílů práce

Bakalářská práce je zaměřena na studium chování kovového hybridního kompozitu s matricí QE22 při zatěžování v oblasti nízkocyklové únavy v módu řízené amplitudy zatěžování. Důraz v dané práci je kladen na systematickou rešeršní činnost v oblasti hořčíkových slitin, kompozitů na jejich bázi a únavy materiálu. Rozbor únavového procesu je soustředěn na stádia únavového poškozování a na popis chování materiálu v oblasti nízkocyklové únavy. Experimentální část se zabývá analýzou výsledků únavové zkoušky, prezentací statického zatěžování a je také doplněna základními metalografickými a fraktografickými poznatky.

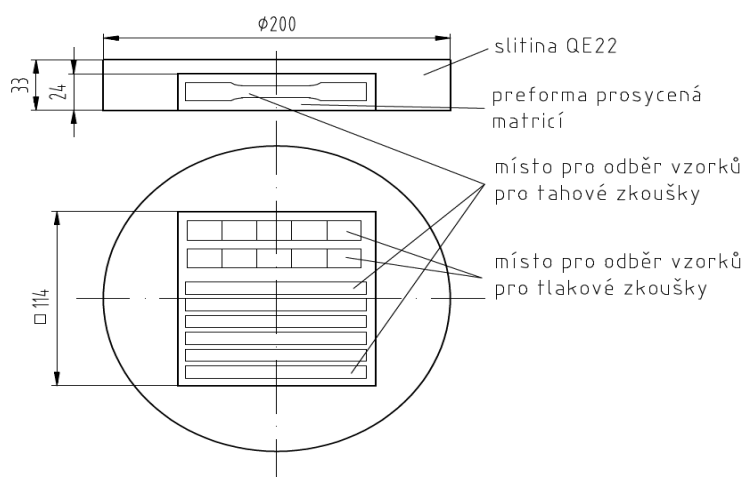
Jednotlivé cíle bakalářské práce jsou následující:

1. Rešerše kompozitů s kovovou matricí z hlediska typů, výroby, použití a vlastností se zaměřením na únavovou odolnost.
2. Charakterizace podstaty únavového procesu.
3. Analýza cyklické odezvy a nízkocyklové odolnosti kovového hybridního kompozitu s matricí QE22.

6 Experimentální část

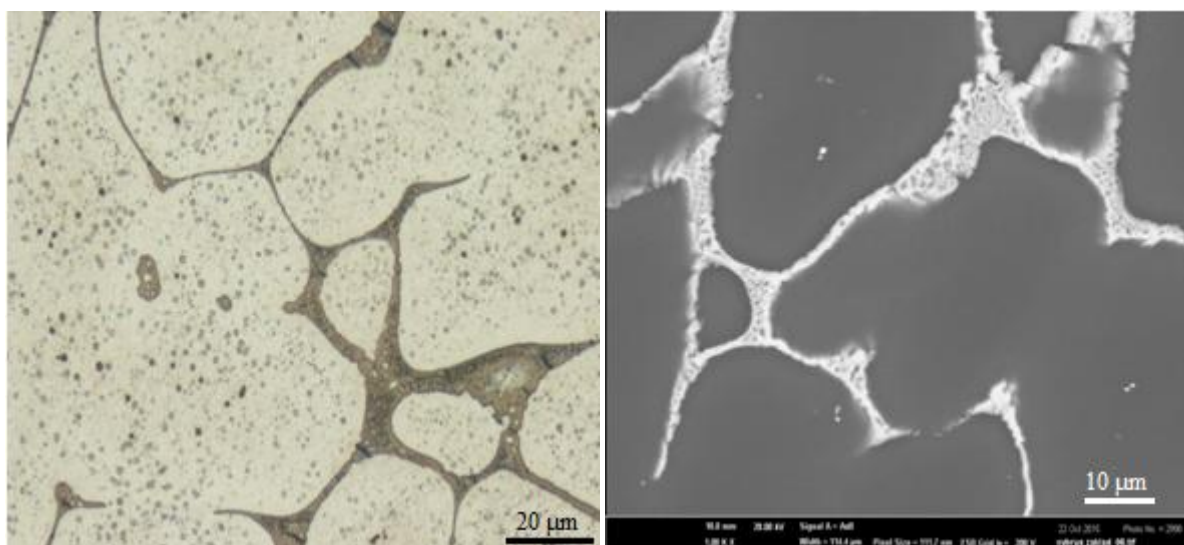
6.1 Experimentální materiál

Výroba studovaného experimentálního materiálu byla provedena metodou infiltrace taveniny. Preforma složená z křížově orientovaných a rovnoměrně rozložených vláken Al_2O_3 a částic SiC byla zalita roztavenou matricí a infiltrována za vysokého tlaku 150 MPa působícího až do ztuhnutí. Pozice preformy při lití a místo odběru zkušebních vzorků jsou uvedeny na obr. 6.1.



Obr. 6.1 Náčrt experimentálního materiálu a pozice odběru vzorků.

Mikrostruktura hořčikové slitiny QE22 je znázorněna na obr. 6.2. Ta se skládá z oblastí tuhého roztoku, v němž jsou rozpuštěné legující prvky a z eutektické fáze o odpovídajícím přibližném složení: Mg – 63.6 hm. %, Ag – 17.9 hm. %, Nd – 18.5 hm. %.



Obr. 6.2 Mikrostruktura slitiny QE22 složená z tuhého roztoku (světlá oblast) a eutektika (tmavá oblast), a) SM, zvětšení 500x, b) detail eutektika, SEM, zvětšení 1000x.

Hybridní kompozit s matricí QE22 byl vyztužen 5 obj. % vlákny Al_2O_3 a 15 obj. % částic karbidu křemíku SiC. Na obr. 6.3 je patrná hořčíková matrice (světlá oblast) a v ní umístěné pravoúhle orientované vlákna Al_2O_3 a relativně rovnoměrně rozložené ostrohranné částice SiC. Vlastnosti použitých výtuh jsou uvedeny v tabulce 6.1.



Obr. 6.3 Mikrostruktura hybridního kompozitu QE22 vyztuženého vlákny Al_2O_3 a částicemi SiC, a) SM, zvětšení 500x, b) SEM, zvětšení 1000x.

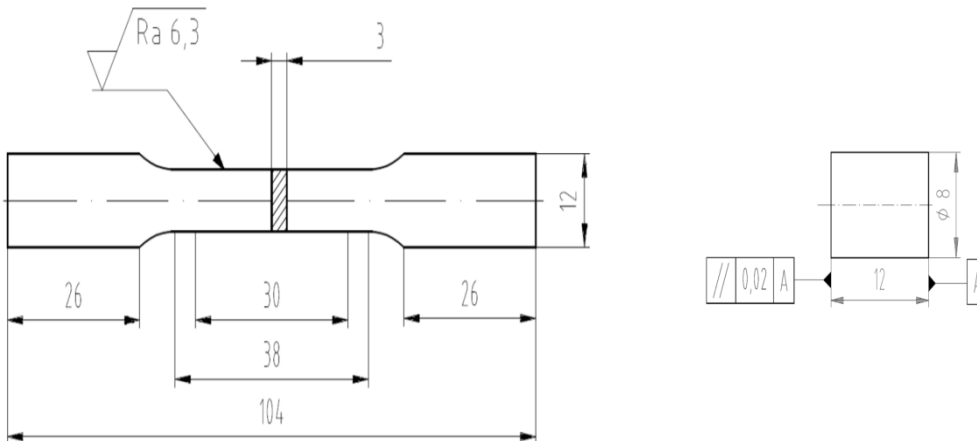
Materiál	Průměr (délka) [μm]	Hustota [kg/m^3]	Youngův modul [GPa]	Mez pevnosti [MPa]	Teplotní součinitel délkové roztažnosti [10^{-6}K^{-1}]
vlákno Al_2O_3	3 (100)	3.4	300-330	2100	8.1
částice SiC	10 (10)	3.2	480	3000	4.0
Čistý Mg		1.7	45	150	26.0

Tab. 6.1 Mechanické a fyzikální vlastnosti výtuh a základní matrice [1].

6.2 Mechanické vlastnosti matrice a kompozitu

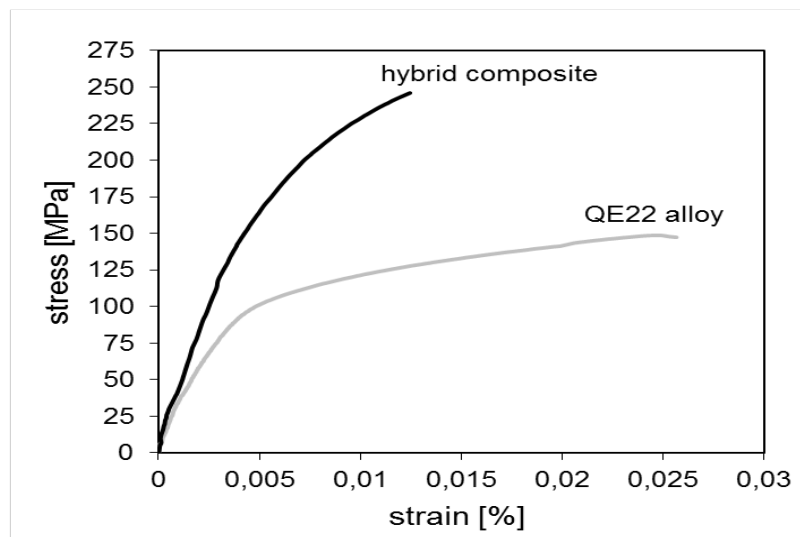
Pro tahovou zkoušku byly připraveny ploché zkušební tyče – 2 vzorky hořčíkové slitiny QE22 (matrice) a 2 vzorky kovového hybridního kompozitu (obr. 6.4). Tahové zkoušky byly provedeny na plochých zk. tyčích o rozměrech $3 * 8 \text{ mm}$ pomocí počítačem řízeného univerzálního zkušebního stroje ZWICK Z020. Detekce síly byla zajišťována siloměrnou hlavou o nominálním zatížení 20 kN, deformace byla snímána axiálním extenzometrem Multisens na měřené délce 30 mm. Zkouška byla vyhodnocena softwarem *TestXpert II* podle norem ČSN EN ISO 6892-1 a DIN 50 125. Zkouška probíhala za pokojové teploty za podmínky konstantní rychlosti příčnicku: $v_p = 1 \text{ mm}/\text{min}$.

Tlaková zkouška byla provedena na zkušebním tělese uvedeném na obr. 6.5. Komprese byla realizována pomocí servohydraulického zkušebního stroje Instron 8801. Velikost tlakové síly byla měřena siloměrnou hlavou o nominálním zatížení 100 kN, deformace byly snímány Clip-on extenzometrem a následně byla zkouška vyhodnocena pomocí softwaru Bluehill II podle normy ASTM E9-89. Podmínky zatěžování byly totožné se zkouškou tahovou, viz více v práci [18].

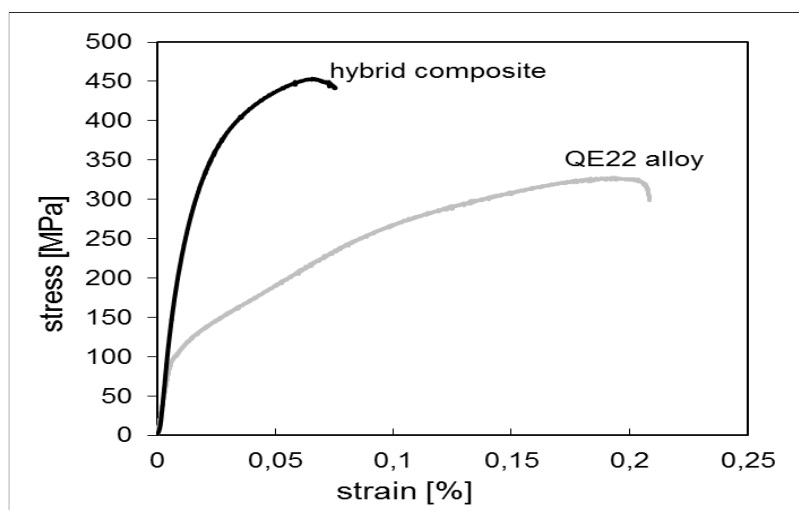


Obr. 6.4 Výkres zkušebního tělesa, a) pro tahovou zkoušku, b) pro tlakovou zkoušku.

Výsledky mechanických zkoušek hořčíkové slitiny QE22 a hybridního kompozitu pro tahové a tlakové zatěžování jsou uvedeny na obr. 6.5 a 6.6.



Obr. 6.5 Odezva na tahové zatěžování matrice QE22 a hybridního kompozitu.



Obr. 6.6 Odezva na tlakové zatěžování matrice QE22 a hybridního kompozitu.

V tabulce 6.2 jsou shrnuty základní pevnostní a deformační charakteristiky získané při tahovém a tlakovém zatěžování matrice QE22 a hybridního kompozitu.

materiál	Tahové charakteristiky				Tlakové charakteristiky		
	E [GPa]	σ_y [MPa]	σ_{UTS} [MPa]	e [%]	σ_y [MPa]	σ_{UCS} [MPa]	ϵ [%]
matrice QE22	40	101	149	2.1	102	331	19.5
hybridní kompozit	59	174	246	0.7	226	458	5.9

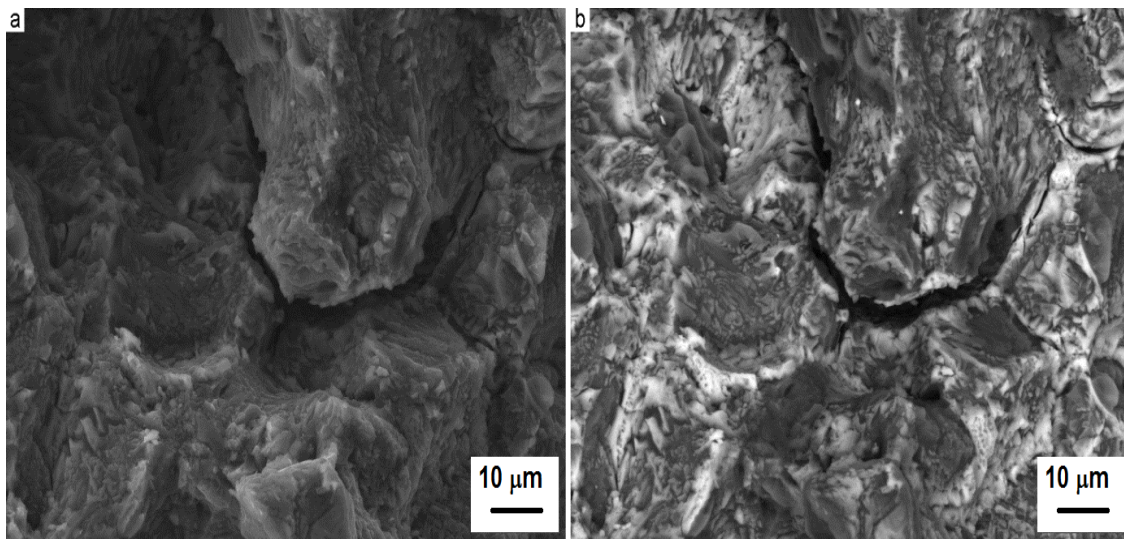
Tab. 6.2 Mechanické vlastnosti matrice QE22 a hybridního kompozitu.

Z výše uvedených výsledků zkoušek jasně vyplývá, že u kompozitního materiálu dochází vlivem vyztužení vláknou Al_2O_3 a částicemi SiC k výraznému vzrůstu modulu pružnosti a pevnostních charakteristik za současného poklesu jeho plasticity. Podle výzkumné práce [19] má na zvýšení pevnosti kompozitního materiálu vliv celá řada zpevňujících činitelů. Primární roli hraje přenos napětí z matrice na vlákna, reziduální pnutí vzniklé na základě rozdílného teplotního součinitele roztažnosti matrice a vlákna a také napětí vzniklé zvýšením hustoty dislokací ve struktuře materiálu. Další možnost zpevnění představuje zjemnění zrna, které vzniká jako důsledek zvýšení množství nukleačních zárodků na mezifázovém rozhraní výztuha – tavenina matrice.

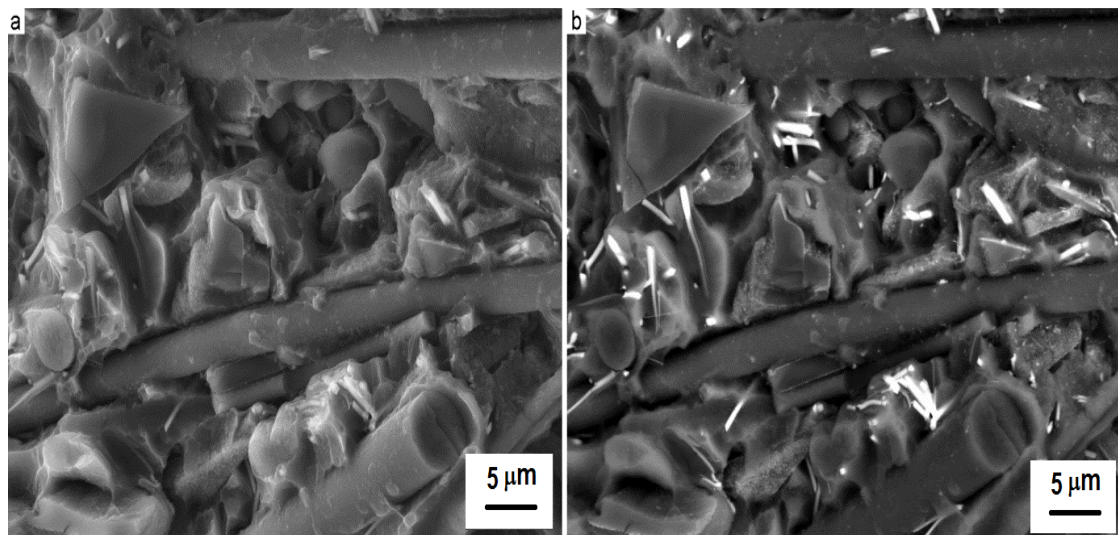
Možnosti srovnání jednotlivých mechanických charakteristik obou materiálů nám umožňuje tabulka 6.2. Na základě ní došlo u hybridního kompozitu ke zvýšení meze kluzu a meze pevnosti v tahu přibližně o 70 % oproti hořčkové matrici. Plasticita materiálu reprezentovaná tažností zkušebního tělesa však výrazně poklesla. V tlakové oblasti je charakteristický výrazný nárůst meze kluzu v tlaku kompozitu, a to dokonce o 122 %. Tlaková deformace poklesla obdobně jako tažnost v tahu, a to přibližně na 30 % tažnosti hořčkové slitiny QE22.

6.3 Fraktografická analýza

Výsledky fraktografické analýzy získané z lomových ploch zkušebních těles vystavených statickému zatěžování jsou uvedeny na obrázcích 6.7 a 6.8. Z nich je patrné, že hořčíková slitina a příslušný kompozit se od sebe odlišují různým mechanismem poškození. Litá slitina QE22 vykazovala interkrystalické porušování iniciované prasknutím křehké eutektické fáze. Naopak u hybridního kompozitu bylo pozorováno tvárné porušení započaté křehkým lomem vlákna Al_2O_3 nebo případně nastala dekoheze na rozhraní matrice – částice SiC . Vlivem rozložení napjatosti v kompozitu nebyly pozorovány typické fraktografické znaky tvárného porušení, tj. jamková morfologie.



Obr. 6.7 Interkrystalický lom hořčíkové slitiny QE22, a) SE, b) BSE.



Obr. 6.8 Transkrystalický lom hybridního kompozitu s pozorovaným prasknutím vlákna, a) SE, b) BSE.

6.4 Popis únavového experimentu

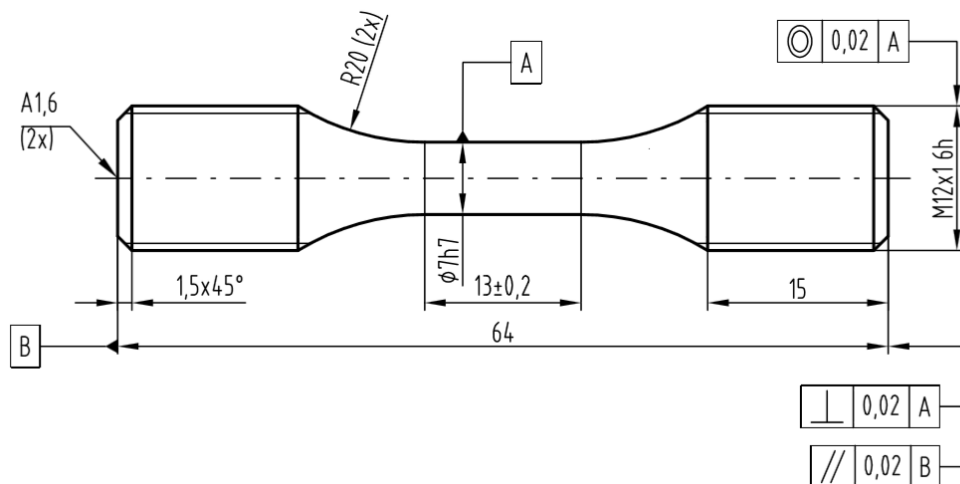
Únavové experimenty probíhaly pomocí servohydraulického testovacího systému INSTRON 8801 v měkkém módu zatěžování, tj. při řízené amplitudě smluvního napětí za konstantní rychlosti změny napětí $\dot{\sigma} = 50 \text{ MPa/s}$.

Na základě vztahu (6.1) byla určena frekvence sinusového zátěžného cyklu:

$$f = \frac{\dot{\sigma}}{4 \cdot \sigma_a} \quad (6.1)$$

Byla použita zkušební tělesa válcového tvaru s průměrem $d_0 = 7 \text{ mm}$. Deformace byla měřena citlivým axiálním extenzometrem CLIP-ON s měrnou délkou 12,5 mm. Tvar a rozměry zkušebních těles jsou uvedeny na obr. 6.9. Z hlediska deformační odezvy při monotónním zatěžování byly zvoleny hladiny amplitudy zatěžování $\sigma_a = 120$ až 210 MPa .

Řízení zkoušek nízkocyklové únavy a získávání experimentálních údajů v jejich průběhu bylo zajištěno programem Instron Low Cycle Fatigue. Pro vybrané počty cyklů tvořící přibližně geometrickou posloupnost (10 hodnot na dekádu) byla do elektronické paměti zaznamenávána digitální forma hysterezních smyček pro další zpracování. Kromě toho řídicí program vyhodnocoval a ukládal do paměti amplitudu napětí, amplitudu celkové deformace, maximální a minimální hodnoty napětí a deformace v daném cyklu a efektivní modul pružnosti při odlehčení z tlaku a tahu. Amplituda plastické deformace ε_{ap} rovnající se poloviční šířce hysterezní smyčky při průchodu středním napětím ($\sigma_m = 0 \text{ MPa}$) byla vyhodnocena s využitím digitálních údajů o jednotlivých zaznamenaných hysterezních smyčkách [15].

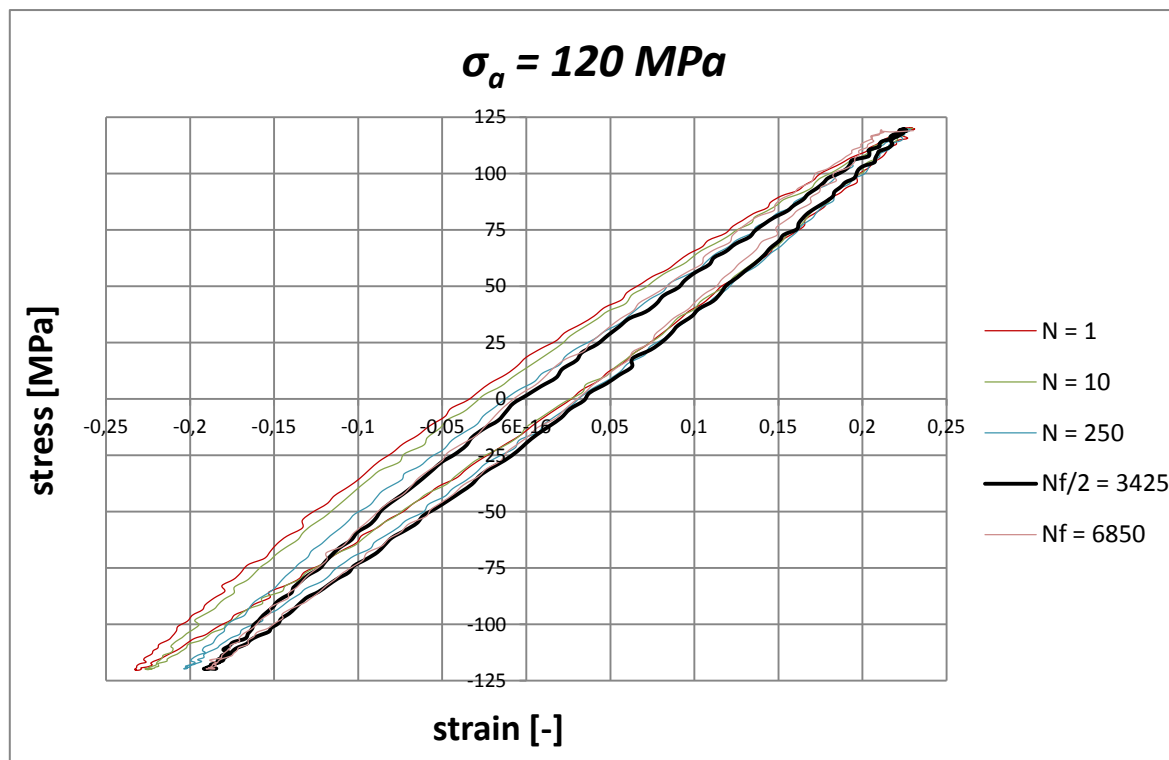


Obr. 6.9 Rozměry zkušebního tělesa pro nízkocyklovou únavovou zkoušku.

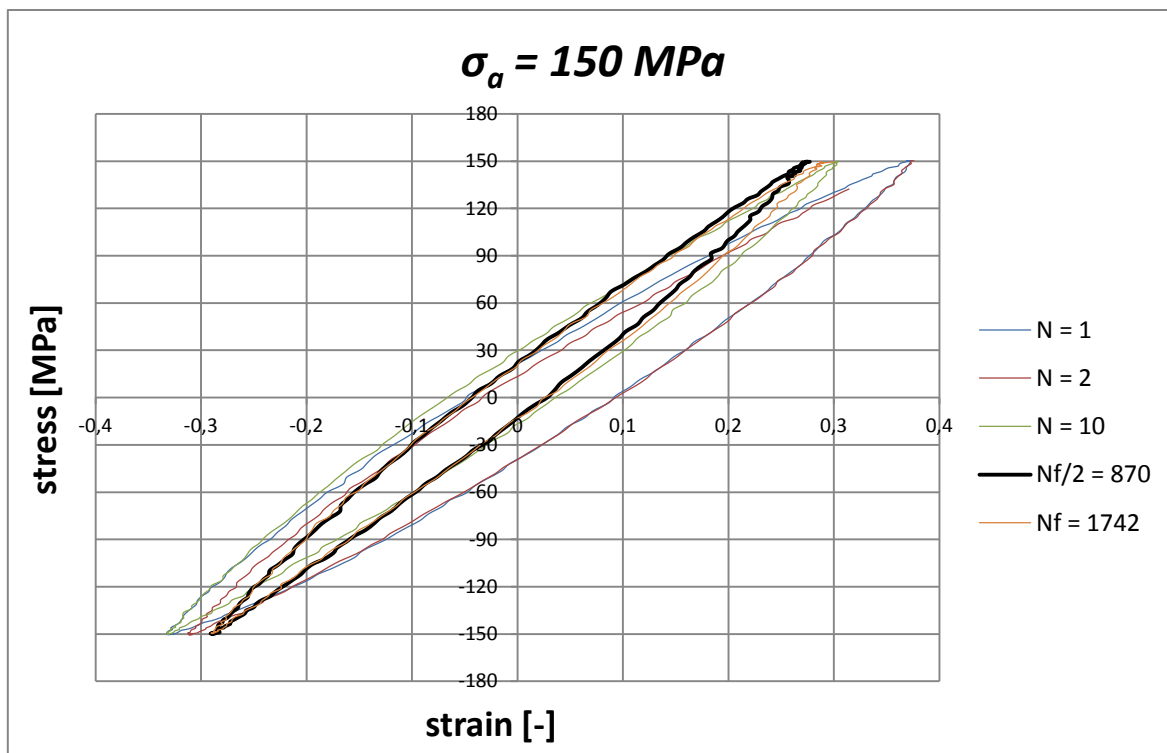
7 Výsledky únavového experimentu a diskuze

7.1 Naměřené hysterezní smyčky

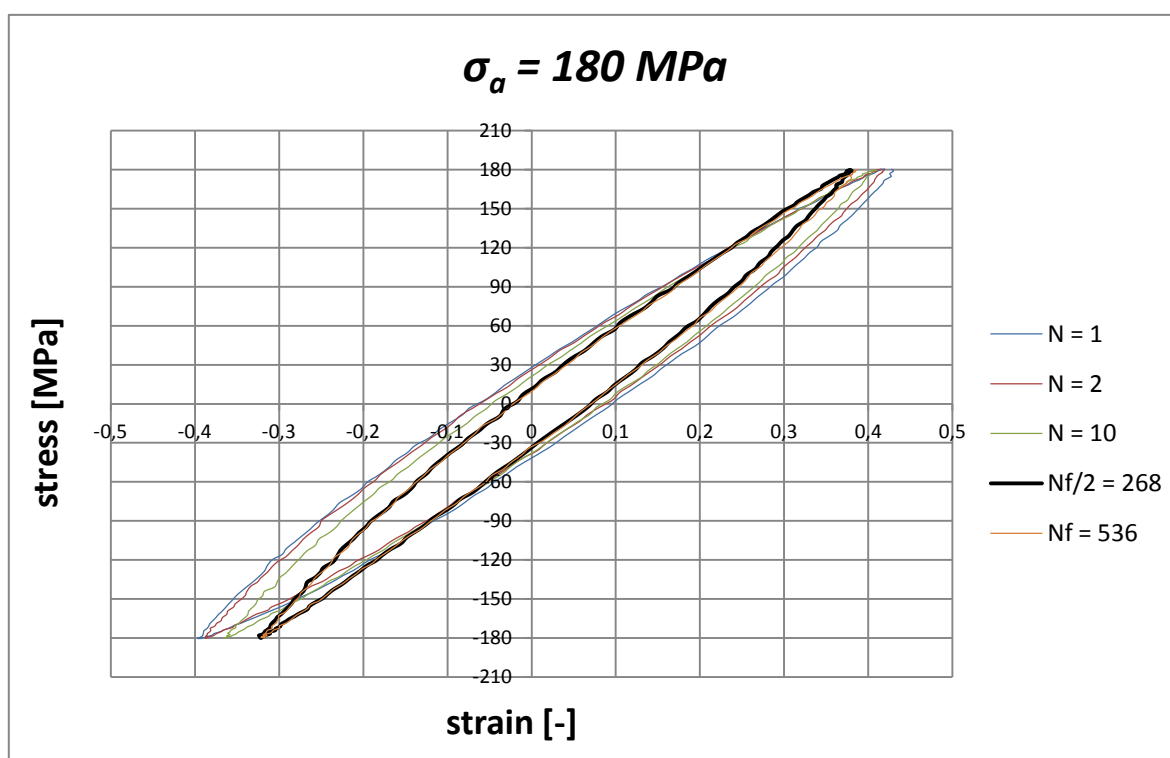
Na základě výsledků únavových zkoušek byla sestrojena série hysterezních smyček pro různé hodnoty amplitudy napětí (obr. 7.1 – 7.4), kterými bylo zkušební těleso zatěžováno. Z jejich analýzy vyplývá, že velikost amplitudy plastické deformace ε_{ap} , která je dána šířkou hysterezní smyčky odečtené na ose x, s rostoucím počtem cyklů klesá a materiál tedy cyklicky zpevňuje. Dále je možné pozorovat, že velikost amplitudy plastické deformace se snižuje zejména při prvních několika zátěžných cyklech a při vysokých počtech cyklů se zpevňování kompozitu projevuje již jen minimálně. Změna mechanických vlastností hybridního kompozitu vykazuje sytící charakter, který je reprezentován saturovanou hysterezní smyčkou odpovídající polovičnímu počtu cyklů do lomu $N_f/2$.



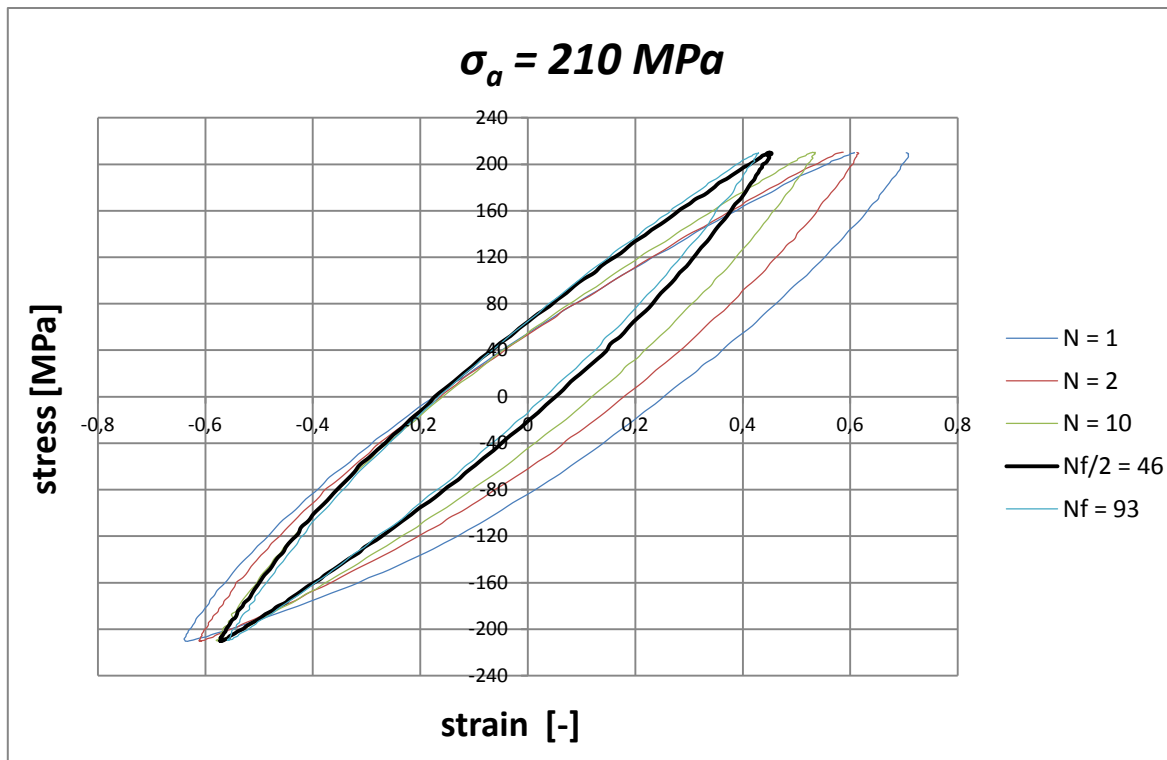
Obr. 7.1 Hysterezní smyčka – vzorek 1.



Obr. 7.2 Hysterezní smyčka – vzorek 2.



Obr. 7.3 Hysterezní smyčka – vzorek 3.



Obr. 7.4 Hysterezní smyčka – vzorek 4.

7.2 Analýza únavového zatěžování

1) Cyklická deformační křivka

Po skončení procesu cyklického zpevnění se mechanické vlastnosti kovového hybridního kompozitu dále mění jen minimálně a saturovanou hysterezní smyčku $N = N_f/2$ lze tedy považovat za okamžik stabilizace změn mechanických vlastností. Proložíme-li nyní vrcholové body saturovaných hysterezních smyček pro různé hodnoty amplitudy zatěžování, získáme tím závislost amplitudy napětí na amplitudě deformace v saturovaném stavu, tzv. cyklickou deformační křivku. Průběh cyklické deformační křivky je dále možné aproximovat závislostí amplitudy napětí σ_a na amplitudě plastické deformace ε_{ap} vztahem dle Hollomana:

$$\sigma_a = K' \cdot \varepsilon_{ap}^{n'}, \quad (7.1)$$

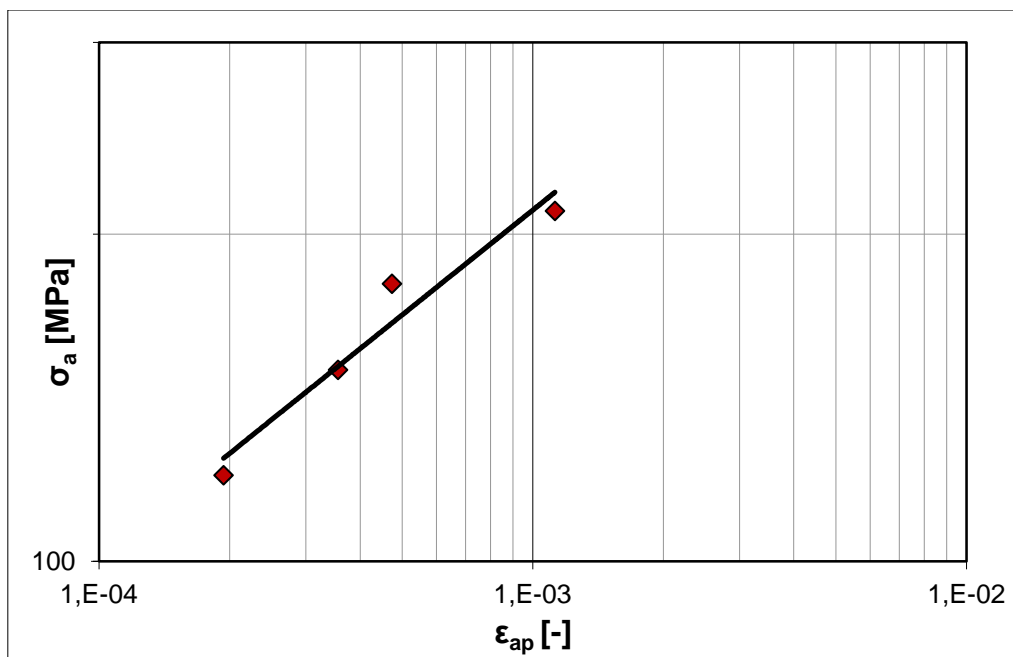
kde K' je součinitel cyklického zpevnění a n' je exponent cyklického zpevnění.

V tabulce 7.1 jsou uvedeny základní parametry únavové zkoušky a velikosti amplitud deformací určených v jednotlivých saturovaných hysterezních smyčkách (viz obr. 7.1 – 7.4).

Číslo vzorku	σ_a [MPa]	f [Hz]	N_f [cyklů]	ϵ_a [-]	ϵ_{ap} [-]	ϵ_{ae} [-]
1	120	0.1042	6850	$2.09 \cdot 10^{-3}$	$1.94 \cdot 10^{-4}$	$1.89 \cdot 10^{-3}$
2	150	0.0833	1742	$2.84 \cdot 10^{-3}$	$3.56 \cdot 10^{-4}$	$2.48 \cdot 10^{-3}$
3	180	0.0694	536	$3.52 \cdot 10^{-3}$	$4.74 \cdot 10^{-4}$	$3.05 \cdot 10^{-3}$
4	210	0.0595	93	$5.14 \cdot 10^{-3}$	$1.13 \cdot 10^{-3}$	$4.02 \cdot 10^{-3}$

Tab. 7.1 Základní parametry nízkocyklové únavové zkoušky a deformační odezvy v $N_f/2$.

Experimentálně zjištěné body $[\sigma_a, \epsilon_{ap}]$ byly vyneseny do grafu o logaritmických souřadnicích $\sigma_a - \epsilon_{ap}$ a s použitím regresní analýzy byla stanovena cyklická deformační křivka (obr. 7.5), která jednoznačně vyjadřuje plastickou reakci kompozitního materiálu na působící amplitudu napětí.



Obr. 7.5 Cyklická deformační křivka kovového hybridního kompozitu s QE22 maticí.

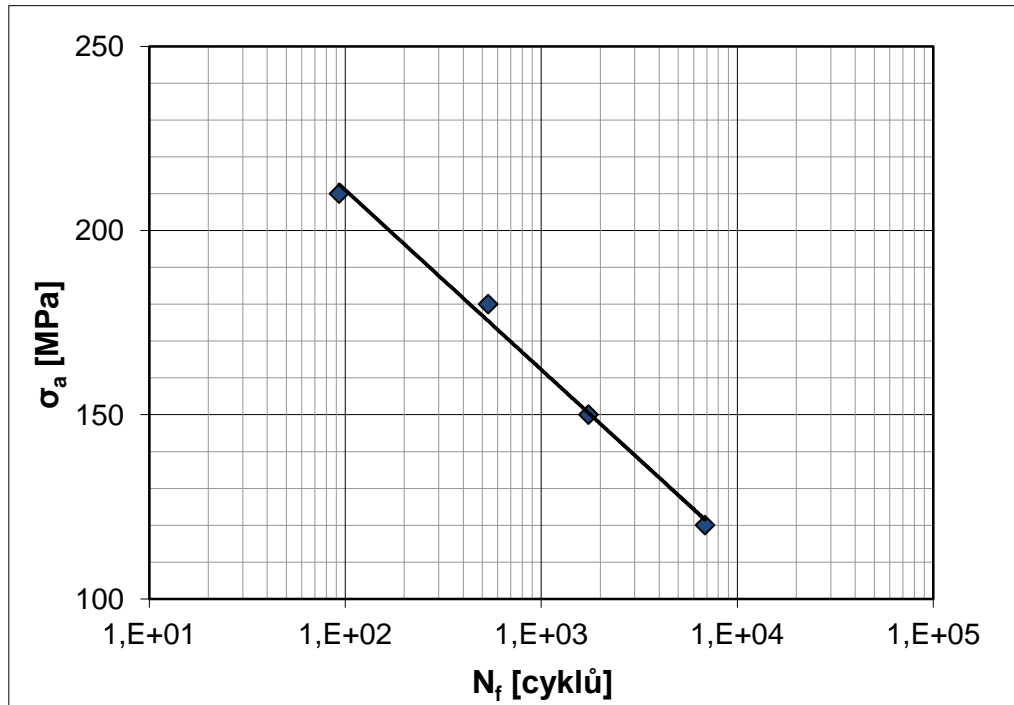
2) Wöhlerova-Basquinova křivka (W-B křivka)

Wöhlerova křivka udává závislost amplitudy napětí σ_a na počtu cyklů do lomu N_f . V oblasti nízkocyklové únavy je možné danou křivku aproximovat mocninným vztahem:

$$\sigma_a = \sigma'_f \cdot (2N_f)^b \quad (7.2)$$

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

Pro všechny zkušební vzorky byly hodnoty amplitudy napětí a odpovídající počty cyklů do lomu vyneseny do semilogaritmického grafu. Pomocí metody mocninné regrese byla poté sestrojena W-B křivka hybridního kompozitu (obr. 7.6). Na základě regresní analýzy v souřadnicích $\sigma_a - 2N_f$ byly stanoveny příslušné parametry σ'_f a b .



Obr. 7.6 Wöhlerova-Basquinova křivka kovového hybridního kompozitu s QE22 maticí.

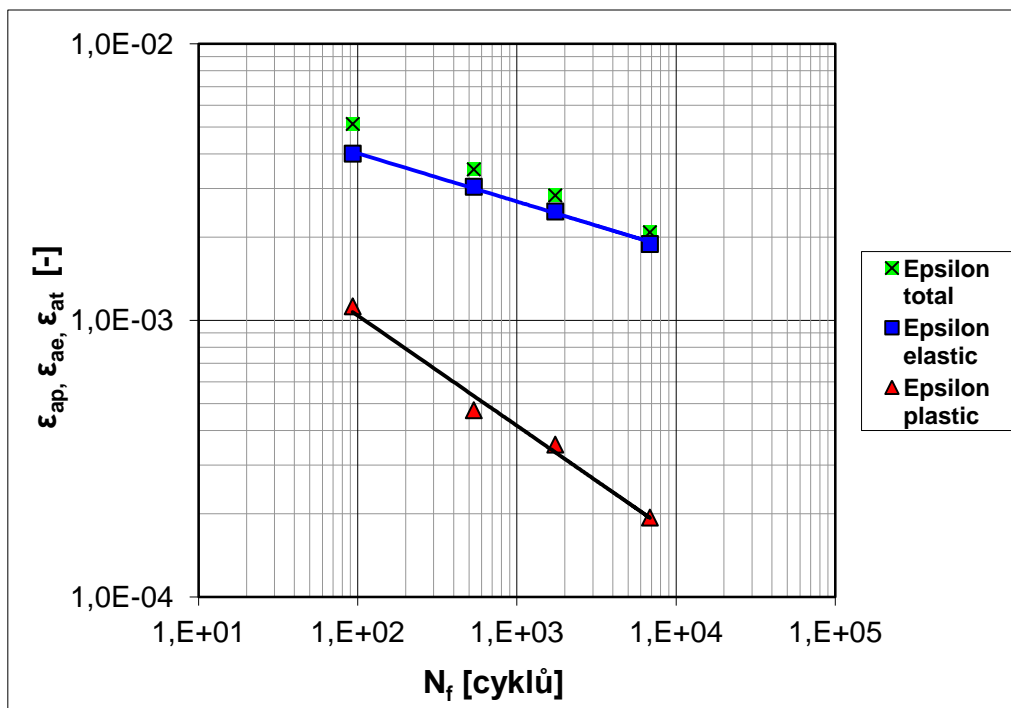
3) odvozená Mansonova-Coffinova křivka (M-C křivka)

Nejdůležitější charakteristikou popisující odolnost materiálu vůči cyklické plastické deformaci je tzv. M-C křivka udávající závislost amplitudy plastické deformace ε_{ap} na počtu cyklů do lomu N_f . Protože únavové zkoušky jsou nejčastěji prováděny v módu řízené celkové deformace ε_{at} , je vhodné popisovat deformační cyklickou odezvu materiálu v souřadnicích $\varepsilon_{at} - N_f$. Pro tento popis navrhl Manson metodu lineární superpozice amplitudy elastické a plastické deformace:

$$\varepsilon_{at} = \frac{\sigma_a}{E} + \varepsilon_{ap} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2N_f)^b + \varepsilon'_f \cdot (2N_f)^c \quad (7.3)$$

kde ε'_f je součinitel únavové tažnosti, c exponent únavové tažnosti a E je modul pružnosti v tahu daného materiálu.

M-C křivka byla získána analogicky jako předcházející křivky vnesením satureovaných hodnot deformací v závislosti na počtu cyklů do lomu podle tabulky 7.1. V souladu se zažitou konvencí byly příslušné hodnoty vyneseny do grafu s logaritmickými souřadnicovými osami a následně aproximovány mocninnou regresí (viz obr. 7.7).



Obr. 7.7 Mansonova-Coffinova křivka kovového hybridního kompozitu s QE22 matricí.

7.3 Určené parametry únavové životnosti

S pomocí mocninné regrese je možné získat z grafů 7.5 – 7.7 příslušné parametry cyklické deformační křivky, Mansonovy-Coffinovy křivky a Wöhlerovy-Basquinovy křivky. U posledních dvou zmíněných křivek je nutné prvně provést aproximaci na první půlcyklus zatěžování v souladu s rovnicemi 7.2 a 7.3 a až poté provést regresní analýzu. V tabulce 7.2 jsou uvedeny všechny únavové parametry, které vyjadřují schopnost hybridního kompozitu odolávat cyklické plastické deformaci, a tedy únavovému procesu.

Studovaný materiál	cyklická mez kluzu	cyklická deformační křivka		Wöhlerova-Basquinova křivka		Mansonova-Coffinova křivka	
	$R_{p0,2}$ [MPa]	K' [MPa]	n' [-]	σ'_f [MPa]	b [-]	ϵ'_f [-]	c [-]
hybridní kompozit QE22	263	1921	0,32	429	-0,131	$8,6 \cdot 10^{-3}$	-0,399

Tab. 7.2 Parametry nízkocyklové únavy a velikost cyklické meze kluzu hybridního kompozitu QE22.

Možnost srovnání výsledků únavového experimentu studovaného hybridního kompozitu s matricí tvořenou Mg slitinou QE22 s výsledky jiných výzkumných prací je poměrně obtížné, a to z důvodu náročného popisu efektu zpevnění při použití dvojího typu výztuhy, tj. krátkých vláken Al_2O_3 a částic SiC.

Na základě výzkumné práce [20] je možné provést porovnání únavových vlastností kompozitu AZ91D vyztuženého odstupňovaným podílem částic SiC (tab. 7.3) se studovaným hybridním kompozitem QE22. Z cyklických parametrů křivek životnosti vyplývá lepší únavová odolnost slitiny AZ91D vyztužené částicemi oproti hybridnímu kompozitu, který vykazoval nižší hodnoty součinitele únavové pevnosti a tažnosti a vyšší hodnoty příslušných únavových exponentů. Tento fakt byl zejména zapříčiněn již výrazně nižšími pevnostními charakteristikami matrice QE22 oproti slitině AZ91D (tab. 7.4). Tranzitní počet cyklů byl u obou materiálů podobný, a to řádově v jednotkách počtu cyklů do lomu.

Material	σ'_f (MPa)	b	e'_f (%)	c	K'	n'	N_T
AZ91D–15% SiC _p	688	0.018	3.5	0.35	852	0.173	50
AZ91D–25% SiC _p	697	0.051	1.67	0.354	1101	0.1914	5
AZ91D–30% SiC _p	890	0.174	1.7	0.345	1071	0.183	9
AZ91–die cast	458	0.135	3.6	0.416	240	0.116	43
AZ91E–cast	831	0.148	8.9	0.451	552	0.184	100
AZ31–extruded	616	0.15	1.78	0.4	1976	0.34	N/A

Tab. 7.3 Cyklické parametry kompozitu s hořčikovou matricí AZ91D vyztuženou odstupňovaným podílem částic SiC [20].

Material	Yield strength (MPa)	Elastic modulus (GPa)	UTS (MPa)	Ductility El (%)
AZ91D–15% SiC _p	325	83	416	4.4
AZ91D–25% SiC _p	394	85.5	429	1.0
AZ91D–30% SiC _p	396	89	435	1.1
AZ91D [15]	204	42	360	9.9

Tab. 7.4 Statické parametry kompozitu s hořčikovou matricí AZ91D [20].

8 Závěry

Na základě hodnocení struktury, studia mechanických vlastností stanovených v tahu a tlaku matrice QE22 a kovového hybridního kompozitu, studia cyklické napěťově deformační odezvy a analýzy výsledků zkoušek nízkocyklové únavy, můžeme stanovit tyto závěry:

1. Struktura hořčíkové slitiny QE22 je tvořena tuhým roztokem Mg, v němž jsou rozpuštěny legující prvky Ag a Nd, masivní eutektickou fází po hranicích zrn tuhého roztoku a drobnými precipitáty na bázi Ag a Mg rovnoměrně rozloženými v tuhém roztoku.
2. Hybridní kompozit je tvořen hořčíkovou maticí QE22, vlákny Al_2O_3 s ortogonální orientací tvořící základní skelet kompozitu a tvrdými částicemi SiC, které jsou rovnoměrně rozloženy v základní matici. Díky vhodně zvolené metodě výroby byla infiltrace matrice výztuhou rovnoměrná a bez patrných defektů ve výsledném kompozitu.
3. V tahovém i tlakovém módu zatěžování došlo ke zvýšení meze pevnosti, meze kluzu a Youngova modulu hybridního kompozitu, a to vlivem přenosu napětí z matrice na vlákna, vzniku reziduálního pnutí ve struktuře materiálu a v neposlední řadě z důvodu zvýšení hustoty dislokací a zjemnění zrna. Nevýhodou představuje značný pokles plasticity kompozitu oproti hořčíkové matici QE22.
4. Studium fraktografické analýzy byl zjištěn rozdílný mechanismus porušování hybridního kompozitu a hořčíkové matrice QE22. Typické fraktografické znaky tvárného porušení, tj. jamková morfologie, nebyly u kompozitního materiálu pozorovány.
5. Analýzou mechanických hysterezních smyček bylo zjištěno, že kompozitní materiál mírně cyklicky zpevňuje na všech hladinách únavového zatěžování. Změna mechanických vlastností vykazovala saturující chování reprezentované postupnou stabilizací deformační odezvy.
6. Na základě regresní analýzy křivek životnosti v oblasti nízkocyklové únavy byly získány následující nezávislé únavové parametry: $K' = 1921 \text{ MPa}$; $n' = 0,32$; $\sigma'_f = 429 \text{ MPa}$ a $b = -0,131$. Byla nalezena dobrá shoda mezi parametry odvozené M-C křivky zjištěnými nezávislou regresní analýzou a výpočtem z parametrů CDK a W-B křivky.

9 Seznam literatury

- [1] DRÁPALA, Jaromír. *Hořčík, jeho slitiny a binární systémy hořčík - příměs: Magnesium, its alloys and Mg - admixture binary systems*. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2004, 172 s. ISBN 8024805790.
- [2] AVEDESIAN, M. M., BAKER, H. *Magnesium and magnesium alloys*. Materials Park, OH: ASM International, 1999, 314 s. ISBN 0871706571.
- [3] MAGNESIUM. *Magnesium consumption* [online]. [cit. 24-05-2017]. Dostupné z: <http://www.magnesium.com/w3/data-bank/article.php?mgw=241&magnesium=374>
- [4] EXPLAT. *Vlastnosti hořčíku* [online]. [cit. 22-05-2017]. Dostupné z: <http://www.explat.cz/slevarna-horciku/vlastnosti-horciku>
- [5] POLMEAR, I. J. *Light alloys: from traditional alloys to nanocrystals*. 4th ed. Burlington, MA: Elsevier/Butterworth-Heinemann, 2006. ISBN 978-008-0496-108.
- [6] DIERINGA, H. Magnesium-based metal composites. *Helmholtz-Zentrum Gessthacht, Germany*, s. 317-341.
- [7] DROZD, Z., TROJANOVÁ, Z., LUKÁŠ, P. Vliv mechanického zatěžování na vlastnosti kompozitu s matricí z hořčíkové slitiny AX41. *Materiálové inženýrstvo*, Vol. 14, 2007, No. 3, s. 92-95.
- [8] BAREŠ, Richard. *Kompozitní materiály*. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1988, 328 s.
- [9] VRBKA, J. *Mechanika kompozitů*. Ústav mechaniky těles, mechatroniky a biomechaniky FSI VUT v Brně, 2008, Brno.
- [10] KLESNIL, M., LUKÁŠ, P. *Fatigue of metallic materials*. Academia, Praha, 1992. 239 s.
- [11] POKLUDA, Jaroslav, František KROUPA a Ladislav OBDRŽÁLEK. *Mechanické vlastnosti a struktura pevných látek: (kovy, keramika, plasty)*. Brno: PC-DIR, 1994. ISBN 8021405759.
- [12] POLÁK, J. *Cyklická plasticita a nízkocyklová odolnost kovových materiálů*. Academia Praha, 1986. 136s.
- [13] KLESNIL, Mirko a Petr LUKÁŠ. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. Praha: Academia, 1975. 224 s.

- [14] SURESH, S. *Fatigue of Materials*. Cambridge University Press, 1991. 771 s.
- [15] ZAPLETAL, J. *Nízkocyklové a vysokocyklové únavové vlastnosti ADI*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2011. 100 s. Vedoucí disertační práce prof. Ing. Stanislav Věchet, CSc.
- [16] KUNZ, Jiří. Šíření únavových trhlin z hlediska lineární lomové mechaniky. In: *Letná škola únavy materiálů 2006*. Žilina: Žilinská univerzita, 2006, s. 19–30. ISBN 80-8070-582-8.
- [17] MOESER, M. *Fatigue fracture* [online]. [cit. 20-05-2017]. Dostupné z: <http://www.martin-moeser.de/Images/Fractography.html>
- [18] HALMAZŇA, Jiří. *Mechanické a strukturní charakteristiky hořčikové slitiny vyztužené keramickými vlákny*. Brno 2014. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. 49 s. Vedoucí práce Ing. Josef Zapletal Ph.D.
- [19] TROJANOVÁ, Z., FARKAS, G., MÁTHIS, K., LUKÁŠ, P. Hardening and softening processes in an AJ51 magnesium alloy reinforced with short saffil fibres. *TMS (The minerals, Metals and Materials Society)*, 2014, s. 435-439.
- [20] HASSAN, H. A., LEWANDOWSKI, J. J. Effects of particulate volume fraction on cyclic stress response and fatigue life of AZ91D magnesium alloy metal matrix composites. *Materials Science and Engineering A 600*, 2014, s. 188-194.

10 Seznam použitých symbolů a zkratek

ASTM	[-]	American Society for Testing Materials
b	[-]	exponent únavové pevnosti
c	[-]	exponent únavové tažnosti
e	[%]	tažnost
E	[MPa]	modul pružnosti v tahu
E _c	[MPa]	modul pružnosti kompozitu
E _f	[MPa]	modul pružnosti vlákna
E _L	[MPa]	podélný modul pružnosti vlákna
E _m	[MPa]	modul pružnosti matrice
E _T	[MPa]	příčný modul pružnosti vlákna
f	[Hz]	frekvence sinusového zátěžného cyklu
hm. %	[-]	hmotnostní procenta
K'	[MPa]	součinitel cyklického zpevnění
N _f	[-]	počet cyklů do lomu
N _t	[-]	tranzitní počet cyklů
n'	[-]	exponent cyklického zpevnění
obj. %	[-]	objemová procenta
R _{mc}	[MPa]	mez pevnosti kompozitu
R _{mf}	[MPa]	mez pevnosti vlákna
R _{mm}	[MPa]	mez pevnosti matrice
R _{p0,2} '	[MPa]	cyklická mez kluzu
V _p	[mm/min]	rychlost příčnicku
v _c	[-]	objemový podíl částic
v _f	[-]	objemový podíl vláken
v _m	[-]	objemový podíl matrice
α	[K ⁻¹]	teplotní součinitel délkové roztažnosti
ε	[-]	tlaková deformace
ε _a	[-]	amplituda deformace
ε _{ae}	[-]	amplituda elastické deformace
ε _{ap}	[-]	amplituda plastické deformace

ε_c	[-]	poměrná deformace kompozitu
ε_f	[-]	poměrná deformace vlákna
ε_f'	[-]	součinitel únavové tažnosti
ε_m	[-]	poměrná deformace matrice
ρ	[g/cm ³]	hustota
σ_a	[MPa]	amplituda napětí
σ_c	[MPa]	mez únavy materiálu
σ_f	[MPa]	napětí ve vláknu
σ_f'	[MPa]	součinitel únavové pevnosti
σ_m	[MPa]	napětí v matrici
σ_{UCS}	[MPa]	mez pevnosti v tlaku
σ_{UTS}	[MPa]	mez pevnosti v tahu
σ_y	[MPa]	statická mez kluzu