



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 CHARAKTERISTIKY HOŘČÍKOVÉ SLITINY AZ31 PO KOROZNÍ DEGRADACI

FATIGUE PROPERTIES OF MAGNESIUM ALLOY AZ31 AFTER CORROSION DEGRADATION

DIPLOMOVÁ PRÁCE
MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

Bc. MIROSLAVA HORYNOVÁ

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

Ing. PAVEL DOLEŽAL, Ph.D.

BRNO 2011

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství

Akademický rok: 2010/2011

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

student(ka): Bc. Miroslava Horynová

který/která studuje v **magisterském navazujícím studijním programu**

obor: **Materiálové inženýrství (3911T011)**

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

Únavové charakteristiky hořčíkové slitiny AZ31 po korozní degradaci

v anglickém jazyce:

Fatigue properties of magnesium alloy AZ31 after corrosion degradation

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Hodnocení cyklické odezvy a únavového chování hořčíkové slitiny AZ31 v litém stavu a po korozní degradaci v solné mlze. Hořčíková slitina AZ31 bude vyrobena metodou squeeze casting, alternativním dvoustupňovým litím. Korozní degradace zkušebních těles a referenčních vzorků ze slitiny AZ31 bude provedena v mlze neutrálního 5% roztoku chloridu sodného. Studium únavových charakteristik bude hodnoceno na zkušebních tělesech v litém stavu a po korozní degradaci s expozicí 480 a 1000 hodin v korozní komoře. Hodnocení charakteru korozního napadení povrchu zkušebních těles a referenčních vzorků bude vyhodnoceno pomocí optické interferometrie.

Cíle diplomové práce:

Hodnocení cyklické odezvy a únavového chování hořčíkové slitiny AZ31 v litém stavu a po korozní degradaci v mlze neutrálního 5% roztoku chloridu sodného.

Seznam odborné literatury:

- [1] AVEDESIAN, M. M.; BAKER, H. Magnesium and Magnesium Alloys. Materials Park OH: ASM International, 1999. 298 s. ISBN 0-87170-657-1.
- [2] DRAPAL, J., et al. Hořčík, jeho slitiny a binární systémy hořčík - příměs. Ostrava : Vysoká škola báňská - TU Ostrava, 2004. 172 s. ISBN 80-248-0579-0.
- [3] GHALI, E.; REVIE R. W. Corrosion Resistance of Aluminium and Magnesium Alloys: Understanding, Performance, and Testing. USA: John Wiley & Sons, 2010. 719 s. ISBN 9780471715764.
- [4] POLÁK, J. Cyclic plasticity and Low Cycle Fatigue Life of Metals. Praha: Academia, 1991. 136s. ISBN 80-200-0008-9.
- [5] HNILICA, F. Únavové porušování kovových materiálů. Praha: Nakladatelství ČVUT, 2005. 20s. ISBN 80-01-03373-2.

Vedoucí diplomové práce: Ing. Pavel Doležal, Ph.D.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2010/2011.

V Brně, dne 14.2.2011

L.S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
Ředitel ústavu

prof. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc.
Děkan fakulty

Abstrakt

Předmětem této diplomové práce je hodnocení cyklické odezvy a únavového chování hořčíkové slitiny AZ31 v základním stavu a po korozní degradaci v mlze neutrálního 5% roztoku NaCl po dobu 480 a 1000 hodin. V práci je hodnocena mikrostruktura, základní mechanické vlastnosti a únavové chování experimentálního materiálu v základním stavu. U materiálu po korozní degradaci je hodnocen vzhled a hloubka lokálního korozního napadení a dále také mechanismus koroze. Na únavových zkušebních tělesech po korozi 480 a 1000 hodin byl hodnocen vliv korozní degradace na cyklickou plasticitu a únavové chování slitiny AZ31 v nízkocyklové i vysokocyklové oblasti. Na závěr byl hodnocen vliv lokálního korozního napadení na iniciaci únavových trhlin.

Klíčová slova

hořčíková slitina AZ31, squeeze casting, cyklická deformační odezva, únavová životnost, korozní degradace

Abstract

The present study is focussed on assessment of cyclic deformation response and fatigue behaviour of bare and precorroded AZ31 magnesium alloys. Corrosion degradation was carried out in a salt spray fog (5% solution of sodium chloride) for 480 and 1000 hrs. Microstructure, mechanical properties, low- and high-cycle fatigue behaviour of experimental material in as-cast condition has been evaluated. Furthermore, the corrosion behaviour of material has been investigated. The fatigue tests have been performed using precorroded specimens to assess influence of corrosion degradation on cyclic deformation response and on low- and high-cycle fatigue behaviour. Influence of local corrosion degradation on initiation of fatigue cracks has been studied.

Key words

AZ31magnesium alloy, squeeze casting, cyclic deformation response, fatigue life, corrosion degradation

Bibliografická citace

HORYNOVÁ, M. *Únavové charakteristiky hořčíkové slitiny AZ31 po korozní degradaci*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2011. 88 s. Vedoucí diplomové práce Ing. Pavel Doležal, Ph.D..

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma “ Únavové charakteristiky hořčíkové slitiny AZ31 po korozní degradaci“ vypracovala samostatně a že všechny použité literární zdroje jsem správně a úplně citovala. Diplomová práce je z hlediska obsahu majetkem Fakulty strojního inženýrství VUT v Brně a může být využita ke komerčním účelům jen se souhlasem vedoucího diplomové práce a děkana FSI VUT v Brně.

Datum: 27.5.2011

.....

Miroslava Horynová

Poděkování

Tímto bych chtěla poděkovat svému vedoucímu Ing. Pavlu Doležalovi, Ph.D. za odborné vedení a cenné rady při vypracování této práce. Také bych chtěla poděkovat Ing. Josefu Zapletalovi, Ing. Pavlu Gejdošovi a všem ostatním pracovníkům ÚMVI FSI VUT v Brně za rady a připomínky, které mi pomohly při vypracování této práce.

Dále bych také chtěla poděkovat své rodině a přátelům za podporu během studia.

Obsah

1. Úvod	1
2. Cíle práce	2
3. Literární rozbor problematiky	3
3.1 Hořčík a jeho slitiny	3
3.1.1 Vliv přísadových prvků na vlastnosti hořčíkových slitin	3
3.1.2 Rozdělení hořčíkových slitin	5
3.1.3 Technologie výroby hořčíkových slitin	8
3.1.4 Značení hořčíkových slitin	10
3.2 Koroze kovů a jejich slitin	11
3.2.1 Mechanismy koroze	11
3.2.2 Vliv prostředí na korozi	13
3.2.3 Vliv koroze na mechanické vlastnosti	14
3.3 Koroze hořčíkových slitin	18
3.3.1 Korozní charakteristika	18
3.3.2 Vliv přísadových prvků na korozní odolnost hořčíkových slitin	19
3.4 Únava materiálu	23
3.4.1 Stádia únavového života	23
3.4.2 Charakteristiky únavové životnosti	29
4. Experimentální část	31
4.1 Experimentální materiál	31
4.2 Metodická část experimentální práce	33
4.3 Výsledky experimentů	35
4.3.1 Únavové vlastnosti materiálu v základním stavu	35
4.3.2 Korozního degradace	39
4.3.3 Hodnocení únavových vlastností po korozní degradaci	43
4.3.4 Fraktografická analýza	47
5. Diskuze výsledků	50
6. Závěry	53
7. Seznam použité literatury	55
8. Seznam použitých zkratk a symbolů	60
9. Seznam příloh	63

1. Úvod

Hořčík se vyznačuje nejnížší hustotou ze všech konstrukčních kovů a jeho slitiny jsou proto stále více využívány v automobilovém a leteckém průmyslu a všech ostatních odvětvích průmyslu, ve kterých je důležité snižování hmotnosti strojních součástí. Mezi hlavní výhody hořčíkových slitin patří dobrá měrná pevnost, schopnost tlumení vibrací, dobré slévárenské vlastnosti, velmi dobrá obrobitelnost a možnost recyklace. Velkým problémem těchto slitin je pak špatná korozní odolnost, na kterou má vliv nejen chemické složení slitiny, ale hlavně rozložení prvků a morfologie jednotlivých fází [1, 2].

Součásti každého stroje, u kterého dochází ke vzniku vibrací, jsou cyklicky namáhány. Pro predikci chování materiálů v provozních podmínkách je proto důležité zkoumání a pochopení jejich únavového chování v oblast celého únavového života. Jen při úplném pochopení těchto procesů může být plně využita možnost redukce hmotnosti strojních součástí při použití hořčíkových slitin [3]. Výsledky výzkumů zabývajících se únavovým chováním slitiny AZ31 v nízkocyklové i vysokocyklové oblasti únavového života již byly publikováno [4, 5, 6], většinou se ale jedná o experimenty prováděné na tvářeném materiálu.

Na životnost materiálu má velký vliv také agresivita pracovního prostředí. Korozní odolnost hořčíkových slitin v běžných atmosférických podmínkách je srovnatelná s uhlíkovými oceli, v některých případech dokonce lepší. Ve vlhkém prostředí a prostředí obsahujícím sůl pak dochází k výraznému zhoršení korozní odolnosti. Dalším problémem může být znečištění povrchu, nevhodná konstrukce součástí a také velký obsah nežádoucích prvků (Fe, Ni, Cu, Co), které spolu s hořčíkem vytváří mikro-galvanický článek [7, 8].

Vlivem korozního prostředí může také docházet k předčasnému poškození součástí, které jsou vystaveny mechanickému zatížení [8]. Velké množství prací se zabývá korozní únavou konstrukčních materiálů v různých korozních prostředích. U strojních součástí však dochází ke kumulaci korozního poškození i když nejsou mechanicky zatěžovány a při následném statickém nebo cyklickém zatěžování vykazují jiné chování než materiál namáhaný v korozním prostředí [9]. Příkladem mohou být nevhodně ošetřené součásti při transportu, skladování a montáži, ale také součásti letadel, které jsou v meziletových obdobích vystaveny působení korozního prostředí [10], nebo betonářské armatury, které jsou cyklicky namáhány při zemětřesení [11]. Statické a cyklické zatěžování součástí po korozní degradaci v takových případech mnohem lépe popisuje skutečnou situaci.

2. Cíle práce

Cílem diplomové práce je hodnocení cyklické odezvy a únavového chování hořčíkové slitiny AZ31 v litém stavu a po korozní degradaci v mlze neutrálního 5% roztoku chloridu sodného. Pozornost bude zaměřena na posouzení vlivu korozní degradace na únavovou životnost experimentálního materiálu v nízkocyklové a vysokocyklové oblasti a srovnání vzhledu lomových ploch zkušebních těles v základním stavu a po korozní degradaci. Korozní degradace únavových zkušebních těles bude probíhat v korozní komoře se solnou mlhou po dobu 480 a 1000 hodin. Korozní degradaci budou podrobeny také ploché referenční vzorky pro hodnocení koroze a to po dobu 3 až 1000 hodin.

U základního materiálu bude stanoveno chemické složení, základní napěťové a deformační charakteristiky a hodnocena mikrostruktura. Únavové chování slitiny AZ31 bude posuzováno v nízkocyklové a vysokocyklové oblasti a bude zvolena nejvhodnější regresní funkce pro proložení experimentálních dat.

Dalším cílem bude hodnocení korozní degradace slitiny AZ31. Posuzován bude vzhled a hloubka lokálního korozního napadení experimentálního materiálu po korozi 480 a 1000 hodin a dále také mechanismus koroze.

Na únavových zkušebních tělesech po expozici 480 a 1000 hodin bude hodnocena hloubka lokálního korozního napadení a vliv korozní degradace na únavové chování slitiny AZ31 v nízkocyklové a vysokocyklové oblasti. Pomocí fraktografické analýzy bude stanoven vliv lokálního korozního napadení na iniciaci únavových trhlin.

K tomuto studiu bude využito světelného mikroskopu, optického interferenčního profilometru a rastrovacího elektronového mikroskopu ve spojení s EDS detektorem. Únavové zkoušky budou provedeny na servohydraulickém testovacím systému a rezonančním pulzátoru

3. Literární rozbor problematiky

3.1 Hořík a jeho slitiny

Hořík je neželezný, nepolymorfní kov krystalizující v hexagonální mřížce. V důsledku nedostatku skluzových systémů je špatně tvařitelný za studena, kdy se skluz realizuje pouze v bazálních rovinách. Od teploty 225 °C probíhá skluz i v pyramidálních rovinách {1011}. Jako nejlehčí konstrukční kov s hustotou 1738 kg/m³, umožňuje snížit hmotnost vyráběných součástí. Velké využití má jako konstrukční kov ve formě slitin. Využívá se také jako redukční činidlo při výrobě titanu, jako modifikátor LKG a legující prvek železa a neželezných kovů [1, 2, 12].

Hlavní předností hoříkových slitin je jejich nízká měrná hmotnost, dobrá měrná pevnost, schopnost tlumení vibrací všech frekvencí, dobré slévárenské vlastnosti a velmi dobrá obrobiteľnosť při různých rychlostech obrábění. Obráběním za mokra a v emulzích se dosahuje výborné kvality povrchu. Další výhodou hoříkových slitin je také možnost recyklace. Nevýhodou je již zmíněná obtížná tvařitelnost za studena, vysoká reaktivita slitin a jejich špatná korozní odolnost [1, 2, 12, 13].

Nejširší uplatnění mají hoříkové slitiny v automobilovém a leteckém průmyslu a vůbec ve všech odvětvích průmyslu spojených s dopravou. Snížení hmotnosti při zachování dostatečných mechanických vlastností umožňuje snížení spotřeby paliva a s tím spojený ekonomičtější a ekologičtější provoz dopravních prostředků.

3.1.1 Vliv přísadových prvků na vlastnosti hoříkových slitin

Přísadové prvky zlepšují mechanické vlastnosti hoříkových slitin, při zachování předností čistého hoříku. Ne všechny prvky jsou ale vhodné a při jejich volbě platí určitá pravidla. Hlavními vlastnostmi, které ovlivňují fyzikální metalurgii slitin, jsou druh krystalové mřížky a atomový poloměr. Vzájemná rozpustnost prvků je určena velikostním faktorem. Rozdíl ve velikosti atomu základního kovu a přísady by neměl být větší než 15 %. Rozhodující jsou také elektrochemické vlastnosti, které by měly být podle Hume-Rotheryho faktorů co nejpodobnější. Velký rozdíl valence mezi přísadovým prvkem a hoříkem, který je silně elektropozitivní, vede ke vzniku vysoce stabilních sloučenin (např. Si a Sn) [14, 15].

Hliník (3 až 9 hm%) je nejčastěji používaným přísadovým prvkem v hoříkových slitinách. Jeho maximální rozpustnost v hoříku je 12,7 hm% při eutektické teplotě 437 °C. Slitiny s více než 6 hm% Al se mohou tepelně zpracovávat. Při ochlazování precipituje z tuhého roztoku intermetalická fáze Mg₁₇Al₁₂, dochází k poklesu tvárnosti a zhoršení creepové odolnosti. Se zvyšujícím se obsahem Al se zvětšuje i interval tuhnutí a náchylnost k výskytu mikrostaženin a ředin při gravitačním lití. [2, 14].

Beryllium ve velmi malém množství (do 0,001 hm%) snižuje pravděpodobnost oxidace během tavení, odlévání a svařování. Může ale způsobit zhrubnutí zrna při odlévání do pískových forem [1].

Cín v malém množství spolu s hliníkem snižuje tvorbu trhlin při tváření za tepla [1].

Křemík zlepšuje zabíhavost hoříkových slitin, ale zhoršuje korozní odolnost, je-li ve slitině přítomen se železem [1].

Lithium má dobrou rozpustnost v hoříku (max. 5,5 hm%) a jeho přidáním je možno ještě více snížit hustotu a tedy i hmotnost hoříkových slitin. Nad 10,4 hm% Li vzniká β-fáze s BCC mřížkou, která zlepšuje tvařitelnost. Přidáním lithia se snižuje pevnost a zvyšuje

plasticita. Slitiny Mg-Li jsou vhodné k vytvrzování. Proces stárnutí začíná už při překročení teploty 60 °C [1, 16].

Mangan zvyšuje korozní odolnost v prostředí slané vody u slitin Mg-Al a Mg-Al-Zn vyvázáním Fe a těžkých kovů na relativně neškodné sloučeniny, z nichž některé jsou odstraněny při procesu tavení. Dále také zjemňuje zrna a zlepšuje svařitelnost. Množství přidaného Mn je omezeno jeho malou rozpustností v hořčíku (2,2 hm%) [1, 2].

Měď zvyšuje pevnost za vysokých teplot, ale při překročení 0,05 hm% snižuje korozní odolnost [1].

Nikl a **železo** už při malém množství silně zhoršují korozní odolnost. Nejlepší korozní odolnosti je dosaženo, nepřesáhne-li obsah každého z těchto prvků 0,005 hm% [1].

Stříbro zlepšuje mechanické vlastnosti u vystárnutých slitin a mechanické vlastnosti za zvýšených teplot u slitin s thoriem [1, 2].

Thorium zlepšuje creepovou odolnost při teplotách až do 370 °C a svařitelnost u slitin se zinkem. Slitiny s thoriem se přestávají používat kvůli radioaktivnosti thoria [1, 2].

Vápník přidaný v malém množství bezprostředně před odlitím brání oxidaci při odlévání a následném tepelném zpracování. Dále zlepšuje válcovatelnost plechů, ale při překročení 0,3 hm% zhoršuje svařitelnost. Využívá se také pro zlepšení creepové odolnosti, kdy je málo teplotně stabilní fáze $Mg_{17}Al_{12}$ nahrazena fází Al_2Ca [1, 2, 14].

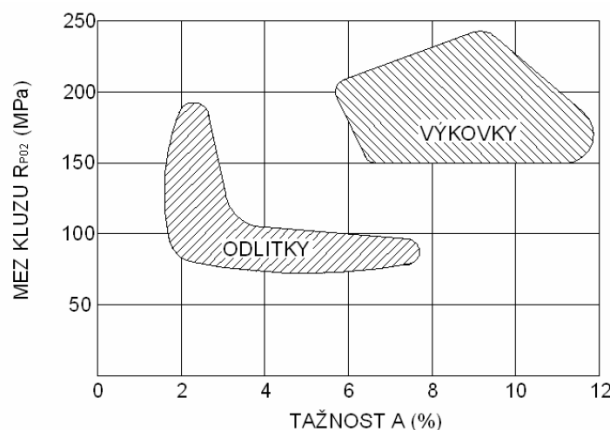
Zinek je po hliníku nejčastěji používaným prvkem v hořčíkových slitinách. Jeho přidáním se zvyšuje pevnost a předchází se korozi, způsobené přítomností Fe a Ni. Více než 1 hm% Zn ve slitinách s obsahem 7 až 10 hm% Al podporuje vznik vlastní vnitřní napjatosti při změnách teploty. V kombinaci se Zr, Th nebo prvky vzácných zemin vznikají vytvrditelné slitiny s dobrou pevností. Ve slitině AZ91 zinek způsobuje vznik mikropórů [1, 2].

Zirkonium rozpuštěné v tuhém roztoku zjemňuje zrna ve slitinách se Zn, Th a prvky vzácných zemin. Není vhodné ve slitinách s Al a Mn, se kterými tvoří stabilní sloučeniny [1].

Pro slitiny používané při teplotách nad 200 °C se pro zlepšení vlastností za zvýšených teplot a zvýšení creepové odolnosti používají jako legury **prvky vzácných zemin**-Ce, Nd, Pr, Y a dále také Ag a Zr. Tyto prvky navíc zlepšují svařitelnost a díky zkrácené době tuhnutí omezují porositu. Výsledné slitiny jsou však drahé a mají špatné slévárenské vlastnosti [1, 14].

3.1.2 Rozdělení hořčikových slitin

Hořčikové slitiny se rozdělují na slitiny ke tváření a na odlitky, které díky malé tažnosti hořčíku převažují. Mechanické vlastnosti slitin na odlitky jsou horší než u slitin tvářených (obr. 1), lze je však zlepšit zjemněním zrna. Dle druhu slitiny je možné přidat vhodné očkovadlo, přehřát taveninu před odlitím, nebo přidat zirkonium. Problémem u slitin na odlitky je velká reaktivnost taveniny a tedy nutnost udržovat stále taveninu v ochranné atmosféře a to i při tuhnutí odlitku ve formě. Reaktivnost může být snížena přidáním Be, které má však za následek zhrubnutí zrna a musíme tedy ještě zjemnit zrno přidáním Zr [2, 12, 17].



Obr. 1 Srovnání mechanických vlastností tvářených a odlévaných hořčikových slitin [13]

Slitiny hořčíku na odlitky a ke tváření můžeme podle legujících prvků rozdělit do několika skupin.

Slitiny na odlitky

- **Mg-Al-Zn**

Nejpoužívanější hořčikové slitiny na odlitky. Obsahují do 12 hm% Al, 3 hm% Zn a až 0,5 hm% Mn pro zlepšení korozní odolnosti a jsou použitelné do 150 °C. Hliník je v těchto slitinách vyloučen ve formě intermetalické fáze $Mg_{17}Al_{12}$, jejíž množství a distribuce ovlivňuje mechanické vlastnosti. Zinek se v Mg-Al slitinách rozpouští v tuhém roztoku a rovněž se stává i složkou precipitující fáze. Při koncentračním poměru $Zn/Al = 1/3$ vzniká ve slitině intermetalické fáze $Mg_3Al_2Zn_3$. Používají se i slitiny se 2 až 6 hm% Al a s Ni, které mají $R_m = 140$ až 200 MPa a dále se ještě vytvrzují [1,13, 17].

- **Mg-Al-KVZ**

Jedná se o slitiny s dobrými vlastnostmi za zvýšených teplot. Fáze $Mg_{17}Al_{12}$ je nahrazena intermetalikem Al-PVZ. Slitiny jsou vhodné pouze pro tlakové lití, při pomalém tuhnutí se tvoří hrubé částice Al_2PVZ . Tyto slitiny obsahují zirkonium pro zjemnění zrna a zlepšení korozní odolnosti. Pevnost se zvyšuje s obsahem Al a PVZ, mez kluzu závisí na obsahu PVZ [2, 17].

- **Mg-Al-Si**

Slitiny s vysokou teplotou tání a dvěma typy intermetalik $Mg_{17}Al_{12}$ a Mg_2Si s vysokou teplotní stabilitou, které jsou schopny zachycovat dislokace a blokovat hranice zrn a tím i zvyšovat creepovou odolnost. Při pomalém chlazení má Mg_2Si morfologii čínského písma a materiál se vyznačuje malou tažností. Při tlakovém lití je zpevňující fáze jemně rozdělená a materiál má dobrou teplotní odolnost a lomovou houževnatost [1, 2].

- **Mg-Al-Ca**

Jedná se o levnější alternativu hořčikových slitin s PVZ pro aplikace za vyšších teplot. Precipitační proces závisí na poměru Ca/Al . Od cca 0,8 jsou přítomny částice Mg_2Ca a Al_2Ca které zvyšují tvrdost. Při poměru menším než 0,8 jsou přítomny pouze částice Al_2Ca . Částice precipitují na hranicích zrn a jejich hustota roste s rostoucí koncentrací příměsí a poměrem Ca/Al [2].

- **Mg-Y-KVZ**

Jedná se o creepu odolné slitiny neobsahující hliník. Zjemnění zrna je tedy možno provést přidáním Zr. Slitiny jsou precipitačně vytvrditelné, využívají se v leteckém průmyslu [2].

- **Mg-Zn-KVZ**

Slitiny se střední pevností a velmi dobrou tažností. Přidáním Zr lze zjemnit zrna a tím zvýšit pevnost bez výrazného poklesu tažnosti. Tyto slitiny se používají v automobilovém průmyslu [2].

- **Mg-Zn-Cu**

Slitiny s dobrými vlastnostmi za vysokých teplot a dobrou tažností. Jsou náchylné ke vzniku mikroporosity a obtížně se u nich dosahuje zjemnění zrna. Přídavek Mn zabraňuje přestárnutí a zvyšuje a mez kluzu [1, 2].

Slitiny ke tváření

Slitiny ke tváření (s výjimkou Mg-Li slitin) krystalizují v hexagonální soustavě a za normálních teplot mají aktivní pouze jeden skluzový systém. Při zvýšení teploty nad 225 °C se aktivují další skluzové systémy a uplatňují se rekrytalizační procesy. Teploty tváření se pohybují v rozmezí 200 až 300 °C pro kování, 300 až 400 °C pro protlačování a 400 až 500 °C pro válcování. Oproti litým mají tvářené slitiny jemnější zrna, homogennější strukturu a tedy i lepší mechanické vlastnosti [1,12, 13]. Podle chemického složení je opět dělíme do několika skupin:

- **Mg-Mn**

Nízké hodnoty mechanických vlastností u těchto slitin lze zvýšit tvářením za studena nebo precipitačním vytvrzováním. Tyto slitiny mají ze všech hořčíkových slitin nejlepší korozní odolnost, dobrou tvářitelnost a svařitelnost. Jsou výrobně a zpracovatelsky jednoduché, pevnost se pohybuje v rozmezí 230 až 245 MPa, tažnost je 7 až 17% [13, 16].

- **Mg-Zn-Zr**

Zinek v koncentracích 4,8 až 6,2 hm% zpevňuje tuhý roztok, přidání zirkonia v obsazích 0,6 až 0,9 hm% vede ke zjemnění zrna. Pevnost po tváření a tepelném zpracování se pohybuje v rozmezí 305 až 345 MPa, tažnost je mezi 11 až 16%. Tyto slitiny se používají v leteckém průmyslu [13, 16, 17].

- **Mg-Th**

Obsahují 2,5 až 4 hm% Th a 0,4 až 1 hm% Zr. Tyto slitiny se přednostně používají za zvýšených teplot okolo 205 až 315 °C. Mají velmi dobrou svařitelnost, používají se v leteckém průmyslu a kosmonautice [1, 13, 16].

- **Mg-Li**

Jedná se o slitiny s velmi nízkou měrnou hmotností. Mají dvojnásobnou tuhost oproti ostatním hořčíkovým slitinám a asi pětikrát větší tuhost než slitiny hliníku. Mohou být binární nebo vícekomponentní (další legury jsou Al, Zn, Si). Ty jsou tvořeny fází α (max 5,7 hm% Li) s HCP mřížkou, fází β (od 10,4 hm% Li) s BCC mřížkou a směsí $\alpha+\beta$ (5,7 až 10,4 hm% Li). S přibývajícím koncentrací Li se snižuje pevnost. Slitiny se vyznačují špatnou creepovou odolností, nestabilitou mechanických vlastností za pokojových teplot a zvýšenou reaktivitou. Jsou poměrně drahé, využívají se ve vojenském letectví a kosmonautice [1, 2, 16].

- **Mg-Al-Zn**

Slitiny obsahují 1 až 8 hm% Al, do 1,5 hm% Zn, případně Mn pro zvýšení korozní odolnosti. S vyšším obsahem Zn se zvyšuje hustota slitiny a náchylnost k růstu zrna. Slitiny se vyznačují dobrou pevností za zvýšených teplot a dobrou tvařitelností za studena. Se zvyšujícím se obsahem přísadových prvků se zhoršuje tvařitelnost za studena a korozní odolnost. Slitiny lze používat až do teplot 200 °C. Používají se pro výrobu tvarově složitých výkovků a výlisků a precipitačně se vytvrzují. Pevnost slitin je podle způsobu tepelného zpracování a množství přísadových prvků 240 až 350 MPa, tažnost se pohybuje kolem 6% [1, 13, 16, 17].

3.1.3 Technologie výroby hořčíkových slitin

V důsledku dobrých slévarenských vlastností a špatné tažnosti převažují hořčíkové slitiny na odlitky nad slitinami tvářenými. Mohou být použity různé technologie odlévání v závislosti na množství, tvaru, použití a požadovaných mechanických vlastnostech odlitků. Byly opracovány postupy lití do pískových forem, skořepin i do kokil, gravitačně i pod tlakem. V současnosti se pro odlévání hořčíkových slitin využívají i moderní technologie, například metoda squeeze casting nebo thixocasting [13].

Gravitační lití

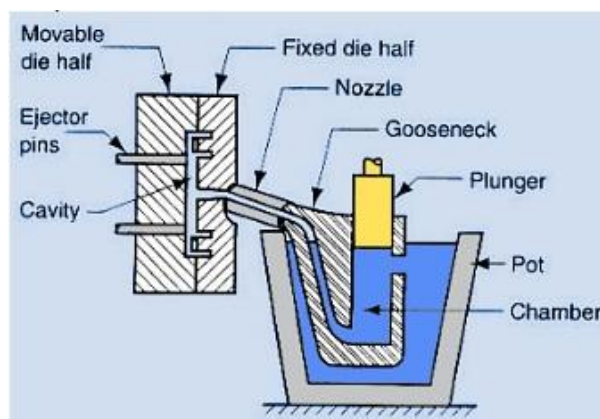
Tato metoda se používá na kusovou a malosériovou výrobu speciálních odlitků. Kov musí být po celou dobu chráněn proti kontaktu s atmosférou, při lití se proud kovu zaprašuje práškovou sírou. Problémem je velká rychlost lití a tuhnutí, kvůli které vzniká velké množství ředin a staženin. Odléváním ve vakuu se dá částečně zamezit vzniku ředin [14].

Tlakové lití

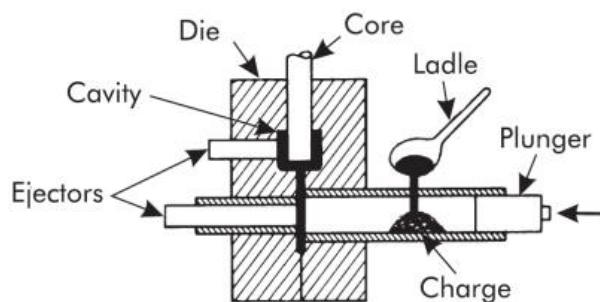
Produktivní technologie pro výrobu přesných odlitků s jemnozrnnou strukturou a velmi kvalitním povrchem odlitků. Při odlévání touto technologií se roztavená slitina vstříkne do kovové formy pod vysokým tlakem a za působení tlaku následně tuhne. Odlitky se vyznačují velkou vnitřní heterogenitou. Při rozstříknutí kovu ve formě dochází k jeho oxidaci a reakci s mazadly. Důsledkem je vznik velkého množství vměstků [14, 18].

Optimálního způsobu plnění lze dosáhnout správnou konstrukcí formy, vtokové soustavy a vhodným režimem plnění. Malým průřezem otvoru na přechodu vtoková soustava-odlitek lze dosáhnout lepšího vyplnění dutiny formy a navíc se tím usnadní oddělení odlitku od vtokové soustavy. Se zmenšujícím se otvorem se ale zvyšuje rychlost proudění taveniny. To má za následek vznik vírů, ztížený odvod plynu, jeho uzavírání v tavenině a následně pórovitost odlitku. Proto je nutné najít odpovídající kompromis. V případě většího průřezu lze nedostatečnou rychlost taveniny zvýšit nastavením vyššího tlaku [14, 18].

Podle konstrukce se stroje dělí na dva typy, s teplou a se studenou komorou. Stroje s teplou komorou (obr. 2) mají tlakovou komoru umístěnou pod hladinou kovu v udržovací peci. Kov se nemusí do tlakové komory přelévat a nedochází tak k oxidaci, teplotní ztráty jsou minimální. Stroje se studenou komorou (obr. 3) mají tavící pec postavenou mimo stroj. Roztavený kov se dopravuje do plnicí komory ručně nebo automaticky před každým odlitím [14, 19].



Obr. 2 Lící stroj s teplou tlakovou komorou [19]
(cavity-dutina formy, ejector pins-vyhazovač, moveble/fixed die half-pohyblivá/pevná tvornice, nozzle-vtok, gooseneck-husí krk, plunger-píst, pot-keřímek, chamber-tlaková komora)

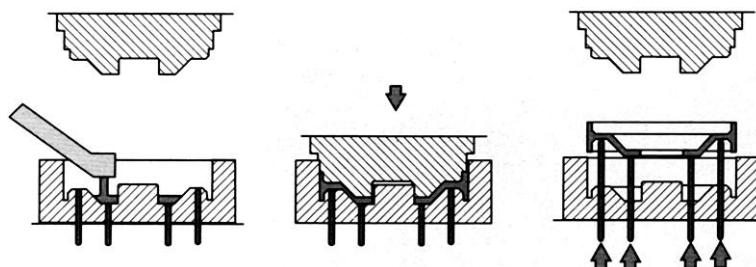


Obr. 3 Lící stroj se studenou komorou [20]
(ejector-vyhazovač, cavity-dutina formy, die-forma, core-jádro, ladle-lžíce, plunger-píst, charge-dávka kovu)

Metoda squeeze casting

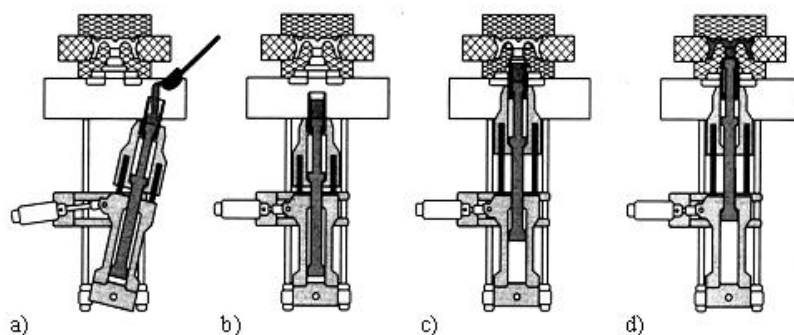
Progresivní metoda odlévání do kovových forem, která kombinuje pomalé lití a tuhnutí pod vysokým tlakem. Pórovitost odlitků je mnohem menší než při tlakovém lití, díky pomalejšímu plnění a působení tlaku po celou dobu jejich tuhnutí. Vysoký tlak dále zamezuje vzniku mezery mezi odlitkem a formou a tím zvyšuje intenzitu přestupu tepla. Výsledkem velké rychlosti tuhnutí je jemnozrná struktura a zmenšení velikosti intermetalických fází. Odlitky vyrobené metodou squeeze casting se vyznačují lepšími mechanickými vlastnostmi, homogennější strukturou a větší přesností. Proces je vhodný i pro výrobu vláknových nebo zrnitých kompozitů. Nevýhodou jsou vysoké náklady spojené s pořízením a provozem speciálních strojů [14, 21].

Squeeze casting se provádí metodou přímou, nebo nepřímou. Při přímé metodě (obr. 4) se přesně odměřená dávka slitiny volně nalije do spodní části formy a uzavře horní částí. Tlak prostřednictvím horní části formy působí po celou dobu tuhnutí. Po ztuhnutí se odlitek vytlačí z formy pomocí vyhazovačů. Formy pro přímou metodu nejsou výrobně tak náročné, jako pro metodu nepřímou, ale tavenina pro každý odlitek musí být přesně odměřená [14, 21].



Obr. 4 Squeeze casting přímou metodou [14]

U nepřímé metody (obr. 5) se tavenina nalévá do výklopné dávkovací komory (a), která je umístěna pod samotnou formou. Po naplnění se válec s dávkovací komorou vrátí do pracovní polohy (b) a spojí s formou (c). Slitina je přes zářezy vytlačována do formy malou rychlostí (d), nedochází k turbulentnímu proudění, vzniku vírů a oxidaci. Tlak (ve dvou stupních) pak působí na odlitek po celou dobu tuhnutí. Nevýhodou této metody je odpad v podobě nálitku [14, 21].



Obr. 5 Squeeze casting nepřímou metodou [14]

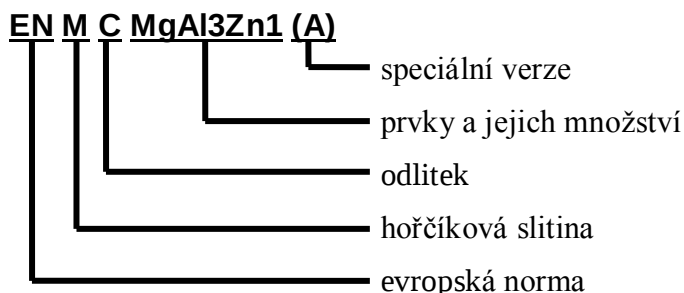
Thixocasting

Tato metoda je založena na schopnosti některých materiálů, chovat se v polotuhém stavu jako vysoce viskózní těleso, tzv. thixotropii. Za působení stříhových sil se viskozita o několik řádů sníží a slitina má dobrou tekutost. Výchozí tělesa o hmotnosti přesně odpovídající konečnému výrobku jsou ohřata do oblasti mezi solidem a likvidem a v lisovací komoře vtlačena do dutiny kovové formy. Výhodou této metody je jemná homogenní struktura, minimální výskyt staženin, nízký obsah plynů a velmi dobré mechanické vlastnosti [14].

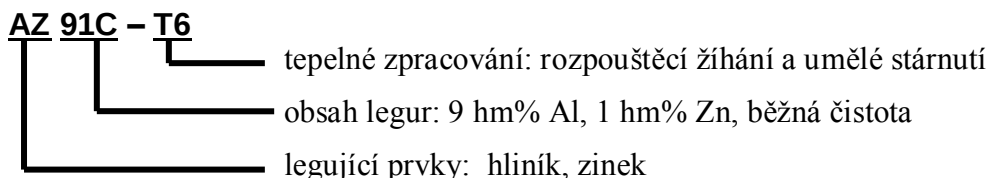
3.1.4 Značení hořčkových slitin

Značení hořčkových slitin podle Evropských norem je odvozeno z německých norem DIN. Písmeno M označuje hořčkové slitiny, další písmeno je označení, jedná-li se o ingotv (B) nebo odlitek (C). Následují značky majoritních prvků a jejich obsah ve slitině, případně označení speciální verze slitiny.

Příklad označení:



Značení podle ASTM (American Society for Testing and Materials) používá systém kombinující číslce a písmena, který se skládá ze tří částí. Výčtu hlavních legujících prvků, jejich obsah zaokrouhlený na celá hmotnostní procenta a písmeno, které určuje rozdíl mezi slitinami se stejným obsahem majoritních legur. Pro slitiny ve vývoji se uvádí písmeno X. Za pomlčkou je pak uveden stav materiálu, případně druh tepelného zpracování [1, 2]. Příklad označení:



Označení legujících prvků

A	hliník	M	mangan	L	lithium
C	měď	Q	stříbro	Z	zinek
E	PVZ	S	křemík	K	zirkonium
H	thorium	W	yttrium		

Označení stavu materiálu a tepelného zpracování

F	bez TZ	T	jiný způsob TZ
H	deformační zpevnění	W	rozpouštěcí žíhání
O	rekrytalizační žíhání (pouze pro výkovky)		

Pro deformační zpevnění dále používáme rozšířené označení s přidáním číslicemi.

H1	pouze deformační zpevnění
H2	deformační zpevnění a částečné žíhání
H3	deformační zpevnění a stabilizace

Stejně tak se používá i přesnější určení pro písmeno T.

T1	ochlazení a přirozené vystárnutí
T2	žíhání (jen pro odlitky)
T3	rozpouštěcí žíhání a deformační zpevnění
T4	rozpouštěcí žíhání
T5	umělé vystárnutí
T6	rozpouštěcí žíhání a umělé vystárnutí
T7	rozpouštěcí žíhání a stabilizace
T8	rozpouštěcí žíhání, deformace za studena a umělé vystárnutí
T9	rozpouštěcí žíhání, umělé vystárnutí a deformace za studena
T10	ochlazení, umělé vystárnutí a deformace za studena

3.2 Koroze kovů a jejich slitin

3.2.1 Mechanismy koroze

Koroze chemická

Jedná se o samovolnou vzájemnou interakci kovu s okolním prostředím, kdy oxidace a redukce probíhají současně. Dochází k ní v elektricky nevodivých prostředích a plynech za normálních a zvýšených teplot. Z technického hlediska má největší význam chemická koroze za zvýšených teplot [12, 22].

Podstatou chemické koroze je termodynamická nestálost kovů v okolním prostředí a jejich přechod do stálejšího stavu korozních zplodin. Vzniklá oxidická vrstva může mít ochranný charakter, pokud pokrývá celý povrch kovu a reagující složka nemá k povrchu přístup. Taková vrstva vzniká, pokud je podle Pilling-Bedworthova pravidla molární objem vznikající vrstvy větší, než molární objem kovu [12, 22].

Koroze elektrochemická

Elektrochemická koroze probíhá v elektricky vodivém prostředí, kterým mohou být například voda nebo roztoky kyselin, solí a zásad. Kov se v takovém prostředí stává elektrodou a je charakterizován potenciálem E [23].

Základní reakcí je přeměna kovu na ionty. Rovnováhu tohoto děje lze určit pomocí rovnovážného potenciálu E_r . Je-li tento roven hodnotě potenciálu E , probíhá reakce v obou směrech stejnou rychlostí. Rovnovážný potenciál je závislý na elektrochemické ušlechtilosti kovu a lze ho určit Nernstovým vztahem (3.1) [8]:

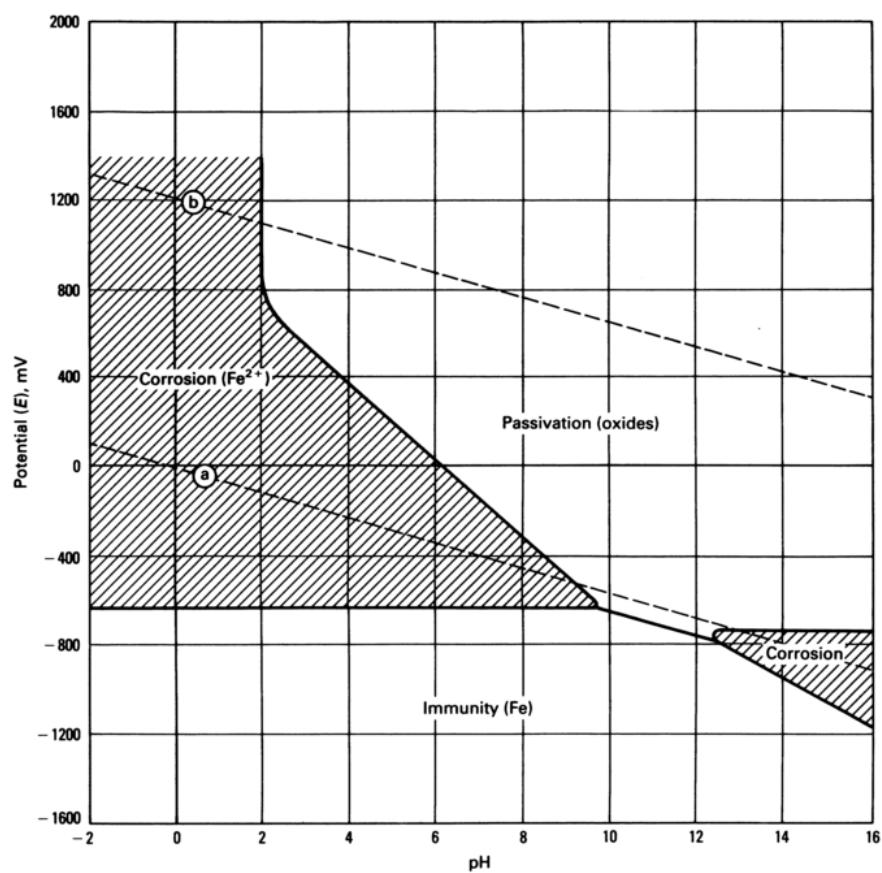
$$E_r = E^0 + \frac{RT}{nF} \ln \frac{a_o}{a_r}, \quad (3.1)$$

kde E^0 – standardní potenciál, n – počet nábojů vyměněných v reakci, F – Faradayova konstanta, a_o – aktivita oxidované formy, a_r – aktivita redukované formy [8].

Pokud je potenciál elektrody rozdílný od rovnovážného potenciálu, určuje se směr reakce pomocí jejich rozdílu, který se označuje jako přepětí η . Je-li $\eta > 0$, probíhá reakce ve směru oxidace, v opačném případě ve směru redukce [23].

Hodnota standardního potenciálu E^0 určuje ušlechtilost kovu, tj. jeho snahu přecházet do oxidovaného stavu. Za nulu je považována standardní vodíková elektroda, se zvyšující se zápornou hodnotou potenciálu se zvyšuje termodynamická nestabilita kovu. Naopak se zvyšující se kladnou hodnotou se zvyšuje stabilita a zlepšuje korozní odolnost kovu až po hranici 1,5 V. Kovy s tímto a vyšším potenciálem jsou zcela termodynamicky stabilní [8, 23].

Na rozhraní dvou kovů ve vodivém prostředí dochází k vzniku galvanického článku. Může se jednat o spojení kovových součástí, například hořčíkových plechů a ocelových šroubů, ale také o vznik mikročlánků mezi jednotlivými fázemi. Ke korozi pak dochází u elektronegativnějšího z dvojice kovů. Za určitých podmínek může být produktem koroze tzv. pasivační vrstva, která má ochranný charakter a zastavuje proces koroze. Podmínky, za kterých dojde ke korozi, vzniku pasivační vrstvy, nebo úplné imunitě kovu vůči korozi, lze určit z Pourbaix diagramů. V Pourbaix diagramu pro železo (obr. 6) jsou v závislosti na měnícím se pH a potenciálu vyznačeny oblasti odpovídající jednotlivým stavům termodynamické rovnováhy. Přerušovanými čarami je vyznačen tlak v blízkosti elektrody odpovídající jednomu baru pro vodík (a) a kyslík (b) [8, 23].



Obr. 6 Pourbaix diagram pro železo [8]
(potential-potenciál, corrosin-koroze, passivation-pasivace, oxides-oxidy, immunity-imunita)

3.2.2 Vliv prostředí na korozi

Korozní prostředí je ovlivněno řadou činitelů, které mohou působit aditivně, ale i synergicky. Hlavním činitelem je chemické složení korozního prostředí, které určuje hodnotu pH a tím i průběh korozního děje (obr. 6). Odlišné chemické složení může vést k nerovnoměrné korozi, v oblasti pasivace je chemickým složením ovlivněna kvalita pasivační vrstvy. Přítomnost inhibitorů a stimulatorů koroze už ve velmi malém množství ovlivňuje korozní rychlost [23].

Výrazně ovlivňuje korozní rychlost také zvýšená teplota a to například při korozi v plynech nebo kyselých prostředích. Zvyšování teploty však může mít i opačný účinek a je proto nutné posuzovat vliv teploty pro každý případ zvlášť. To platí i pro ovlivnění korozního procesu pohybem prostředí. Ten může mít za následek odplavování nečistot z povrchu a homogenizaci prostředí, která vede k rovnoměrnější korozi. Při velkých rychlostech proudění ale může docházet ke korozně-erozivnímu napadení a to hlavně u prostředí, ve kterých je obsažena pevná fáze [23]. Podle druhu korozního prostředí pak dělíme korozi na atmosférickou, v kapalinách a půdní.

Atmosférická koroze

Většina součástí plní svou funkci v atmosféře a tento druh koroze je tedy nejrozšířenější. První z vlivů, které se spolupodílí na atmosférické korozi, jsou klimatické podmínky dané vlhkostí a teplotou vzduchu a jeho znečištěním. Tím je dán i elektrochemický charakter děje. Korozní děj probíhá pod velmi tenkou vrstvou vody, nasycené rozpustnými složkami atmosféry, hlavně oxidem siřičitým, oxidem uhelnatým, amoniakem, chlorovodíkem a aerosoly. Tento vodní film o tloušťce 50 až 150 μm vzniká kondenzací vodních par obsažených ve vzduchu, jeho vznik je tedy podmíněn relativní vlhkostí vzduchu. Atmosféry jsou podle korozní agresivity rozdělovány do pěti stupňů od velmi nízké po velmi vysokou [24, 25].

Koroze v kapalinách

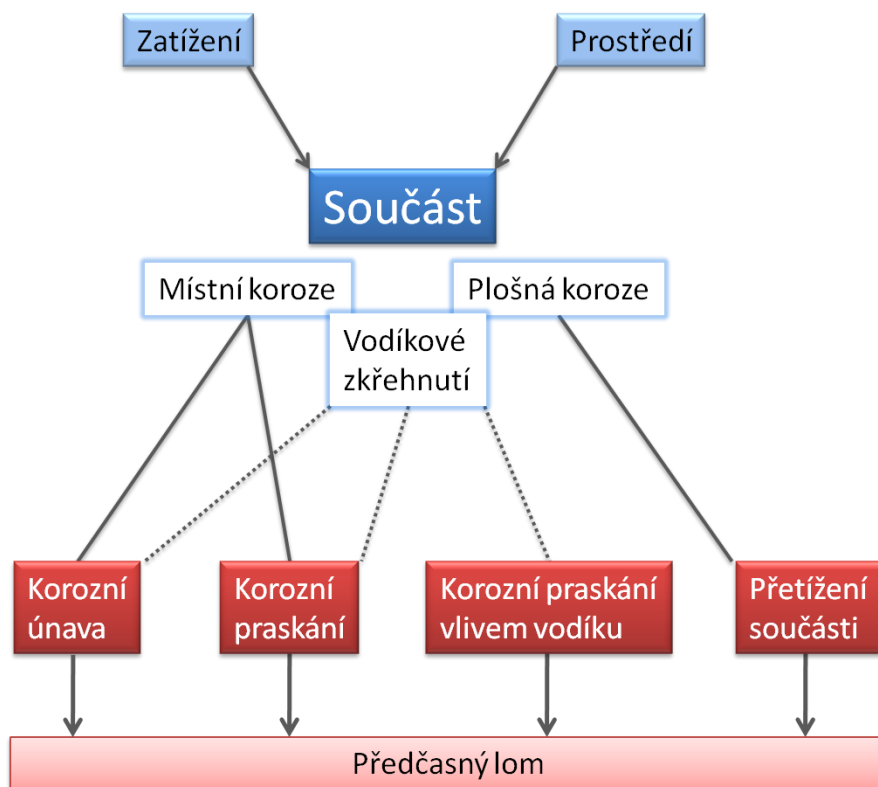
Z oblasti koroze v kapalinách má největší význam koroze ve vodách. To se týká vodních strojů, chladících systémů, kompresorů, zařízení na výrobu páry, rozvodných potrubí pitné a průmyslové vody. Na rychlost koroze má vliv teplota, pH a proudění vody. Dále pak také přítomnost a obsah mechanických nečistot, mikroorganismů a kyslíku ve vodě. Vody pro průmyslové účely se proto změkčují, chemicky upravují a odplyňují. [24, 25].

Půdní koroze

Půda je tvořena jak tuhou, tak kapalnou a plynnou fází. Kapalná fáze spolu s rozpuštěnými plyny funguje jako elektrolyt a půdní koroze je tedy korozi elektrochemickou. Plynnou fází půdní struktury tvoří kyslík (10 – 20 %), dusík (70 – 80 %) a CO_2 (0,1 – 10 %). Agresivitu půdy se udává hodnotou rezistivity. V praxi může dojít v průběhu funkce součástí ke změně z původní atmosférické koroze na korozi půdní [24, 25].

3.2.3 Vliv koroze na mechanické vlastnosti

Vlivem korozního prostředí může docházet k předčasnému poškození součástí, které jsou vystaveny mechanickému zatížení (obr. 7). Ke korozní únavě dochází pouze při cyklickém nebo proměnném zatížení, ostatní případy odpovídají statickému nebo pomalu se zvyšujícímu zatížení. U některých materiálů se pak na všech ostatních procesech vedoucích k poškození součásti podílí i vodíkové zkřehnutí [8].

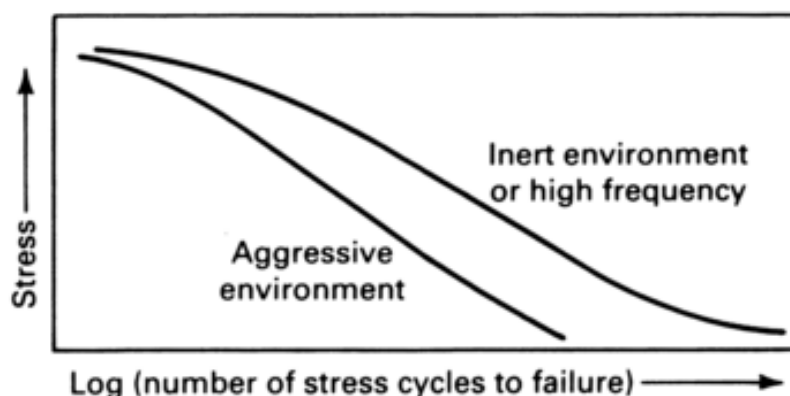


Obr. 7 Příčiny předčasného lomu v korozním prostředí [8]

Korozní únava

Ke korozní únavě dochází v důsledku cyklického namáhání materiálu za současného působení korozního prostředí. Obecně je výsledkem pokles meze únavy, konkrétní hodnoty jsou závislé na kombinaci kovu a prostředí. Prostředí může ovlivňovat pravděpodobnost vzniku trhlin, rychlost jejich růstu nebo obojí [8].

Na obr. 8 je porovnání vlivu agresivního a inertního prostředí na iniciaci únavových trhlin u hladkých vzorků. Stádium iniciace únavových trhlin představuje asi 95 % únavového života, srovnání S-N křivek proto poskytuje dobrou informaci o vlivu prostředí na toto stádium [8].



Obr. 8 Srovnání S-N křivek pro materiál namáhaný v inertní a agresivním prostředí [8]
 (stress-napětí, number of cycles to failure-počet cyklů do lomu, aggressive environment-agresivní prostředí, inert environment-inertní prostředí, high frequency-vysoká frekvence)

K iniciaci trhlin při korozní únavě dochází vždy na povrchu vzorku, jedinou výjimkou jsou podpovrchové iniciace na defektech, které slouží jako koncentrátoři napětí. Charakteristiky povrchu a iniciace únavových trhlin se mění v závislosti na slitině a korozním prostředí. U uhlíkových ocelí dochází k iniciaci trhlin na korozních důlcích polokulového tvaru, které většinou obsahují významné množství korozních produktů. Trhliny bývají transkrystalické a může docházet k jejich větvení. K iniciaci trhlin může docházet i mimo korozní důlky a trhliny se pak šíří po hranicích zrn, nebo po hranicích primárního austenitického zrna [8].

Korozní praskání

Jedná se o proces, při kterém dochází vlivem okolního prostředí ke vzniku trhliny a spolupůsobením napětí a korozního prostředí pak i k jejímu šíření. Ke koroznímu praskání dochází nejčastěji ve vodném prostředí, kdy na povrchu součásti dochází ke vzniku kondenzované vrstvy, typicky za přítomnosti určitého chemického prvku. U každého materiálu je citlivost vůči jednotlivým atmosférám jiná (tab. 1). Náchylnost ke koroznímu praskání je ovlivněna také teplotou, provzdušněním a koncentrací iontů v prostředí a případným tepelným zpracováním materiálu [8].

Tab. 1 Kombinace materiál-prostředí způsobující korozní praskání [8]

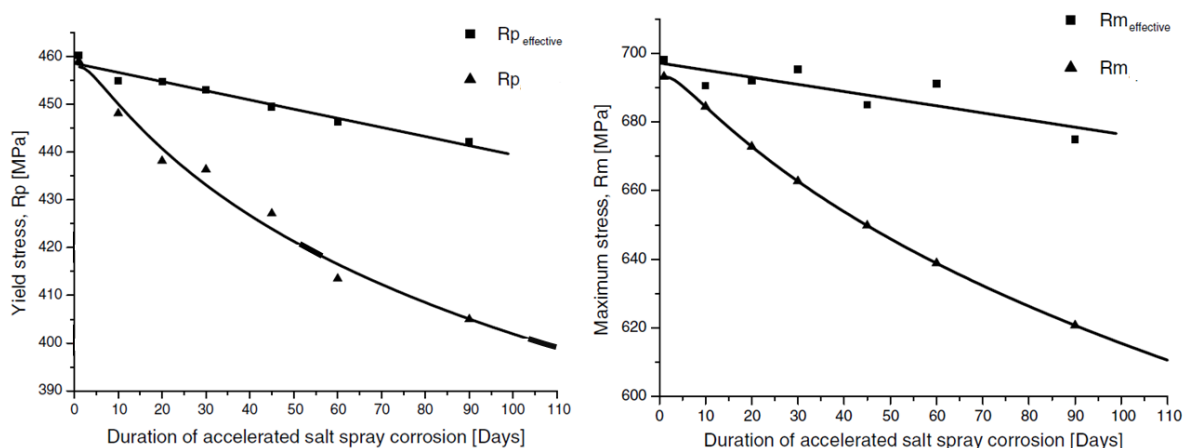
Materiál	Prostředí
Uhlíkové oceli	Horké dusičnany, hydroxidy a roztoky uhličitánů
Vysocepevné oceli	Vodné elektrolyty, zejména ty, obsahující H_2S
Austenitické korozivzdorné oceli	Horké koncentrované roztoky Cl, pára obsahující Cl
Slitiny hliníku	Vodné roztoky Cl, Br, a I
Slitiny titanu	Vodné roztoky Cl, Br, a I, organické kapaliny, N_2O_4
Slitiny hořčíku	Vodné roztoky Cl

Korozní praskání bývá mylně zaměňováno se zatěžováním těles po korozní degradaci. Korozní napadení v takovém případě působí jako koncentrátor napětí popsany součinitelem intenzity napětí K a při překročení jeho kritické hodnoty K_C dojde k porušení součásti. Korozní napadení však není ve většině případů tak intenzivní, aby byla v inertní atmosféře překročena hodnota K_C a nedochází tedy k šíření trhliny[8].

Při statickém zatěžování součásti vystavené agresivnímu prostředí dochází k časově závislému subkritickému šíření trhliny. Díky synergickému působení prostředí a zatížení je napětí nutné ke koroznímu praskání nižší, než makroskopická mez kluzu. Kritická hodnota součinitele intenzity napětí pro korozní praskání se označuje K_{SCC} a platí, že $K_{SCC} < K_C$. Ke koroznímu praskání dochází většinou vlivem zbytkových napětí v materiálu, může být ale způsobeno i vnějším zatížením [8].

Zatěžování těles po korozní degradaci

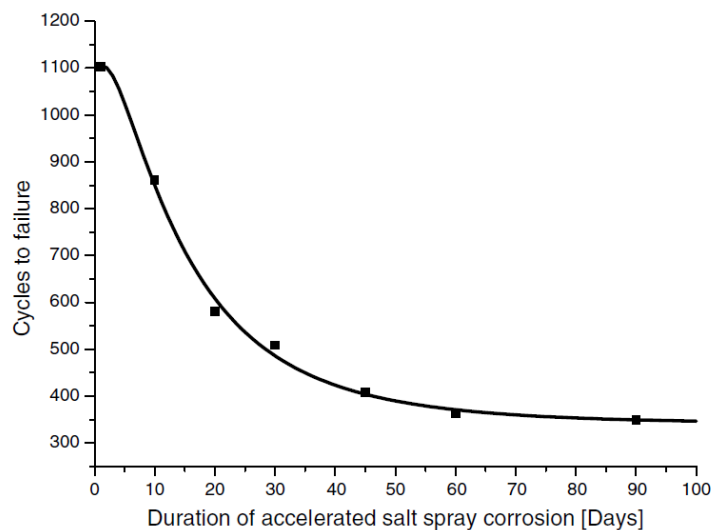
Jak již bylo řečeno v předchozí kapitole, při statickém zatížení těles s korozním poškozením není vrubový účinek korozního poškození tak velký, aby došlo k překročení lomové houževnatosti. V důsledku koroze však dochází ke zmenšení nosného průřezu a v závislosti na rozměrech součásti ke zhoršení její funkčnosti. Autoři článku [11], se zabývali vlivem koroze na armovací dráty, které jsou následně cyklicky namáhány v důsledku zemětřesení. V této práci je nejprve posuzován vliv zmenšení nosného průřezu vlivem koroze na chování materiálu při statickém zatížení. Výsledky tahových zkoušek oceli S400 po korozní degradaci v 5% solné mlze jsou vyneseny v grafech na obr. 9.



Obr. 9 Závislost meze kluzu a meze pevnosti na době expozice oceli S400 [11]
(yield stress-mez kluzu, maximum stress-mez pevnosti, duration of acceleration salt spray corrosion-doba expozice před namáháním součásti)

Při cyklické zatěžování korodovaných těles dochází k poklesu meze únavy v závislosti na použitém materiálu a korozním prostředí. Vlivem koroze dochází ke zmenšení nosného průřezu součásti a v průběhu cyklického zatěžování působí korozní napadení jako koncentrátor napětí a místo pro snadnou iniciaci trhlin. Sankaran a kol. ve své práci [10] poukazují na nutnost stanovení vlivu předchozí koroze na únavové vlastnosti. Jako příklad z praxe uvádí letadla, která jsou v období mezi jednotlivými lety vystavena působení koroze a při provozu jsou cyklicky namáhána.

Dalším praktickým příkladem jsou betonářské armatury v přímořských oblastech s vysokou seismickou aktivitou. Na základě průzkumu trosek po zemětřesení bylo stanoveno, že ocelové výztuže do betonu jsou v průběhu zemětřesení cyklicky namáhány v oblasti nízkocyklové únavy [26]. Výsledky experimentů v práci [11] potvrdily, že korozní napadení snižuje únavovou životnost oceli S400, ze které se armatury vyrábějí (obr. 10).



Obr. 10 Vliv koroze na počet cyklů do lomu u nízkocyklové únavy, $\varepsilon = \pm 1\%$ [11]
 (cycles to failure-počet cyklů do lomu, duration of accelerated salt spray corrosion- doba expozice před cyklickým namáháním součástí)

Na téma vlivu bodové koroze na únavové chování bylo publikováno velké množství dalších prací. Výsledkem, na kterém se autoři shodují, je negativní vliv bodové koroze na únavové vlastnosti. Podle Clarka a Hoeppnera [27] únavové trhliny nukleují na korozních důlcích, které se tak podílejí na následném únavovém poškození. Na základě experimentů na hliníkové slitině 2024-T3 autoři došli k závěru, že k iniciaci únavových trhlin ve většině případů nedochází na korozních důlcích s největší hloubkou a průměrem. Vliv korozního napadení byl prokázán i u slitiny 7075-T6, kde bylo ovlivnění korozí závislé na tloušťce výchozího materiálu [28].

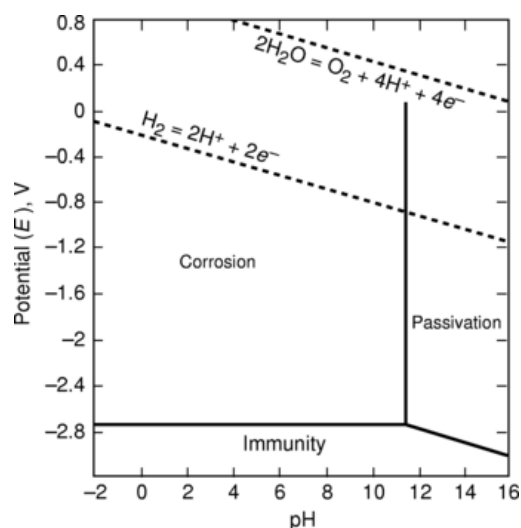
Bray a kolektiv [29] provedli experiment, při kterém byly hliníkové slitiny 2524 a 2024 vystaveny působení korozního prostředí, které odpovídalo jednomu roku v přímořské oblasti a následně podrobeny cyklickému namáhání. Pro 10^5 cyklů byla určena mez únavy 140 MPa, což odpovídalo poklesu o 40% oproti materiálu ve výchozím stavu. Pokles meze únavy byl způsoben zmenšením nosného průřezu a tedy snížením skutečného napětí o 9 MPa (plech o tloušťce 1,6 mm) a 2 MPa ($t = 3,17$ mm). Hlavní faktor, zodpovědný z 90 % za pokles meze únavy, však byla přítomnost korozního napadení, které urychluje iniciaci únavových trhlin a jejich růst.

3.3 Koroze hořčikových slitin

3.3.1 Korozní charakteristika

Ke korozní degradaci hořčíku dochází v širokém rozmezí hodnot pH a potenciálu (obr. 11). U hořčikových slitin dochází vlivem přísadových prvků ke změně vlastností ochranné vrstvy. Při vysokém pH, je stabilní vrstva korozních produktů tvořená hydroxidem hořečnatým. V rozmezí hodnot pH 8,5 až 11, 5 dochází ke vzniku ochranné vrstvy oxidů nebo hydroxidů, pokud je pH vyšší než 11,5, je pasivační vrstva tvořena hydroxidem hořečnatým [1, 30].

Hořčikové slitiny jsou odolné vůči atmosférické korozi, jejich povrch se pokrývá ochrannou vrstvou, jejíž složení je závislé na lokaci a umístění ve vnitřní nebo vnějším prostředí. Pokud ke korozi dojde, je to způsobeno porušením ochranné vrstvy a charakter koroze je spíše lokální, než plošný. Korozní chování výrazně ovlivňuje relativní vlhkost. Při relativní vlhkosti 9,5 % nedochází ke korozi hořčíku a hořčikových slitin ani po 18 měsících. Při zvýšení na 30 % dochází ke slabému koroznímu napadení, když dosáhne relativní vlhkost 80 %, je už korozní napadení velmi výrazné [8, 31].



Obr. 11 Pourbaix diagram pro hořčík (H_2O , 25 °C) [32]
(potential-potenciál, immunity-imunita, passivation-pasivace)

Dalším důležitým faktorem je znečištění prostředí. Hořčikové slitiny vykazují dobrou korozní odolnost v neznečištěných atmosférách, střední korozní odolnost v průmyslových a slabých mořských atmosférách. To neplatí v případě, kdy se na součásti nachází spoje, nebo tvarové prvky, ve kterých může docházet k zadržování vody a vzniku galvanických článků [8]. Korozní rychlost hořčikových slitin leží mezi slitinami hliníku a nízkouhlíkovou ocelí, v tab. 2 je uvedena korozní rychlost slitiny AZ31 ve výše popsáných prostředích.

Tab. 2 Korozní charakteristiky slitiny AZ31 [8]

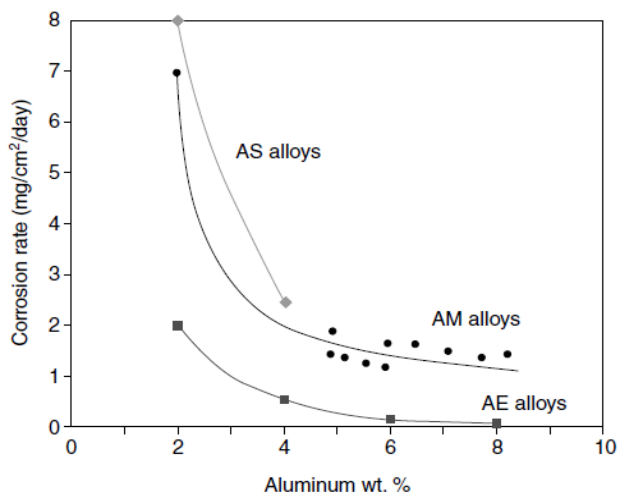
Prostředí	Korozní rychlost [$\mu\text{m}/\text{rok}$]	Pokles R_m [%] *
Neznečištěná atmosféra	13,0	5,9
Mořská atmosféra	18,0	7,4
Průmyslová atmosféra	27,7	11,2

* Po 30 měsících expozice

3.3.2 Vliv přísadových prvků na korozní odolnost hořčíkových slitin

Korozní odolnost hořčíkových slitin je dána vlastnostmi vrstvy, která se tvoří na povrchu materiálu. Rychlost vzniku vrstvy, její rozpouštění a změny v chemickém složení jsou závislé na chemickém složení slitiny, množství nečistot a korozním prostředí. Slitiny hořčíku se v kombinaci s většinou kovů chovají jako anoda a je proto nutné vyvarovat se vzniku galvanických článků. [7]

Zvýšením obsahu hliníku ve slitinách Mg-Al se zvyšuje korozní odolnost, jeho vliv je však závislý na distribuci v matici. Sekundární částice mohou být ušlechtilější než matrice a vést k lokálnímu koroznímu napadení nebo obohacovat korozní produkty a zabránit další korozi. Se zvyšujícím se obsahem hliníku se také snižují toleranční limity pro železo, aby nedocházelo k precipitaci Al_3Fe . V tlakově litých Mg-Al slitinách (2 až 8 hm% Al) se přidáním hliníku výrazně sníží korozní rychlost (obr. 12). V důsledku precipitace fáze $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ dojde k odmišení a oblasti obohacené o hliník fungují jako bariéra proti postupu korozního napadení. U slitin s více než 4 hm% Al se na povrchu vytváří souvislá pasivační vrstva [33-36].



Obr. 12 Korozní rychlost Mg slitin v 5% NaCl [34]
(Corrosion rate-korozní rychlost, Aluminium-hliník, alloys-slitiny)

Přidáním zinku se stává hořčík elektrochemicky ušlechtilější a snižuje se jeho korozní rychlost. Zinek se přidává v množství 1 až 3 hm%, při vyšším obsahu dochází ke zhoršení korozní odolnosti, vzniku mikrostáženin a pórů. Slitiny Mg-Al se zinkem mají vyšší toleranční limity nečistot [1, 37].

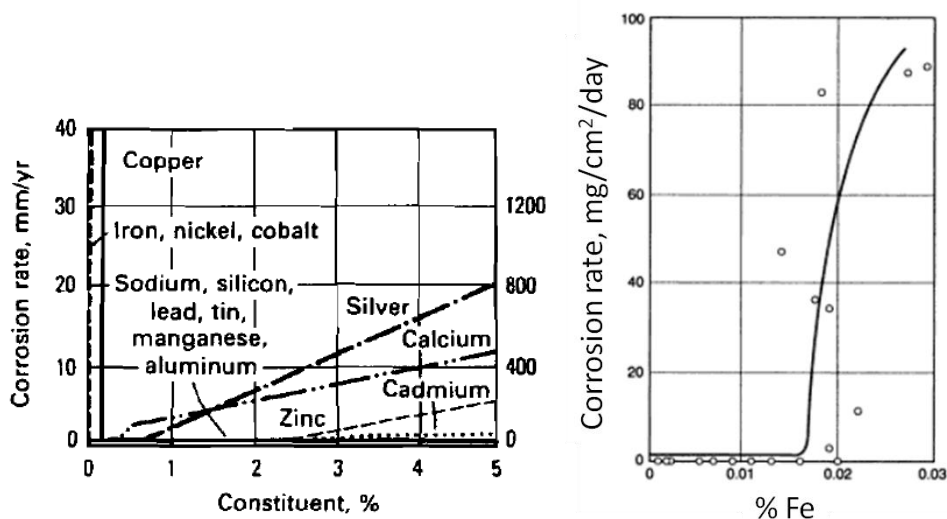
Mangan obecně zlepšuje korozní odolnost hořčíkových slitin vyrovnáváním rozdílů potenciálů hořčíku a částic obsahujících železo. V Mg-Al slitinách se tvoří MgAl nebo komplexní MgAlFe částice, které spolu s maticí vytváří korozní článek a urychlují korozi. V ostatních slitinách je korozní rychlost dána obsahem železa a poměrem Fe/Mn [33, 34].

Vápník se v hořčíkových slitinách přednostně rozpouští do tuhého roztoku a zvyšuje korozní odolnost snížením aktivity hořčíku. Při větším množství vápníku dochází ke vzniku intermetalických částic $(\text{Mg}_2\text{Al})_2\text{Ca}$, které vytváří s hořčíkem článek a zvyšují korozní rychlost [38].

Prvky vzácných zemin (Ce, La, Nd, Pr) se přidávají do Mg-Al slitin jako směsný kov a zvyšují korozní odolnost. Po hranicích zrn se vytváří pasivační zóny bohaté na hliník a fungují jako bariéra proti rozšíření korozního napadení. Sekundární částice Al_4X se na korozním procesu nijak výrazně nepodílí [7].

Železo, nikl, měď a kobalt výrazně urychlují korozi hořčíkových slitin. Maximální rozpustnost těchto prvků v hořčíku je velice nízká a v korozním článku s hořčíkem vystupují jako katoda, zatímco hořčík je anodicky rozpouštěn. Pro dosažení dobré korozní odolnosti musí být obsah těchto prvků udržen pod mezí rozpustnosti, nebo musí být jejich vliv zmírněn přidáním Mn nebo Zn. Hořčíkové slitiny s nízkým obsahem nežádoucích prvků (high purity)

mají v prostředí mořské vody lepší korozní odolnost než slitiny běžné čistoty, korozní odolnost v průmyslových atmosférách je velice podobná. Na obr. 13 je zobrazen vliv železa a dalších prvků na korozní odolnost hořčíku v prostředí mořské vody [1, 7].



Obr. 13 Vliv přísadových prvků na korozi Mg v 3% roztoku NaCl [1]
(corrosion rate-korozní rychlost, constituent-prvek, copper-měď, iron-železo, nickel-nikl, cobalt-kobalt, sodium-sodík, silicon-křemík, lead-olovo, tin-cín, manganese-mangan, aluminium-hliník, silver-stříbro, calcium-vápník, cadmium-kadmium, zinc-zinek)

Galvanická koroze

Prvky, které vytváří fáze s velkým rozdílem potenciálu vůči hořčíku, mají za následek vznik galvanické koroze. Volbou vhodných přísadových prvků, by mělo být minimalizováno množství fází, které mají funkci katody a vedou k vývoji vodíku. Vhodně zvolené prvky také mohou obohacovat vrstvu korozních produktů, bránit ve vývoji vodíku a tím snižovat korozní rychlost. V tab. 3 je uveden korozní potenciál fází, které se vyskytují v Mg-Al-Zn slitinách [7, 36].

Korozní rychlost tuhého roztoku δ (tuhý roztok hliníku v hořčíku) ve slitinách Mg-Al-Zn je závislá na obsahu hliníku, který obohacuje vrstvu korozních produktů. Samostatná fáze γ ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) je ušlechtlejší než tuhý roztok. Autoři [36, 39] uvádějí, že fáze γ v Mg-Al-Zn slitinách je velmi stabilní, odolává korozi v roztocích NaCl, ale pokud netvoří kontinuální síťoví, dochází k jejímu odpadávání v průběhu koroze tuhého roztoku. Korozní rychlost slitiny je tedy závislá na distribuci fáze γ , ale také na podílu fáze γ a tuhého roztoku. Je-li tento podíl nízký, fáze γ urychluje korozi, při vyšších podílech funguje jako bariéra [36, 39].

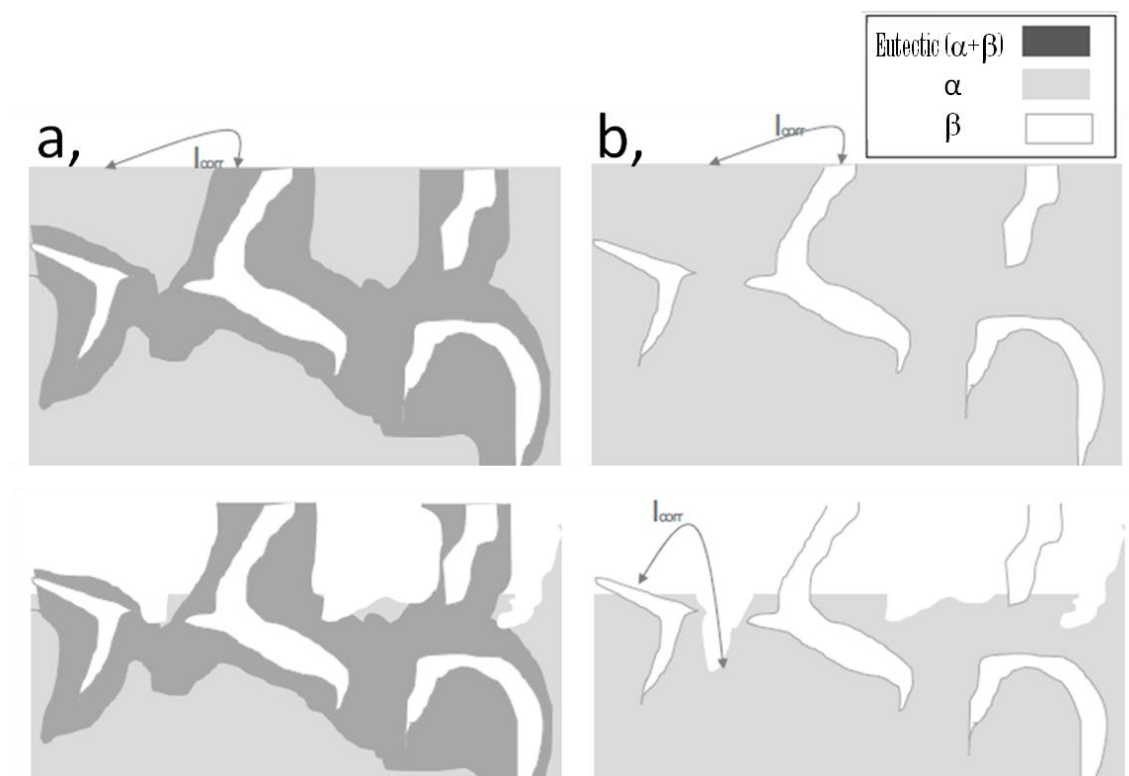
Tab. 3 Korozní potenciál fází vyskytujících se ve slitinách typu AZ [7, 39]

fáze	Korozní potenciál [V]	
	[7]	[39]
$\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$	-0,96	-1,31
Al_8Mn	-1,01	
Al_4Mn	-1,21	-1,28*
Al_6Mn	-1,28	
Mg 99,99%	-1,42	-1,55
Mg + 3% Al	-	-1,49
Mg + 5 % Al	-	-1,45
Mg + 9% Al	-	-1,40

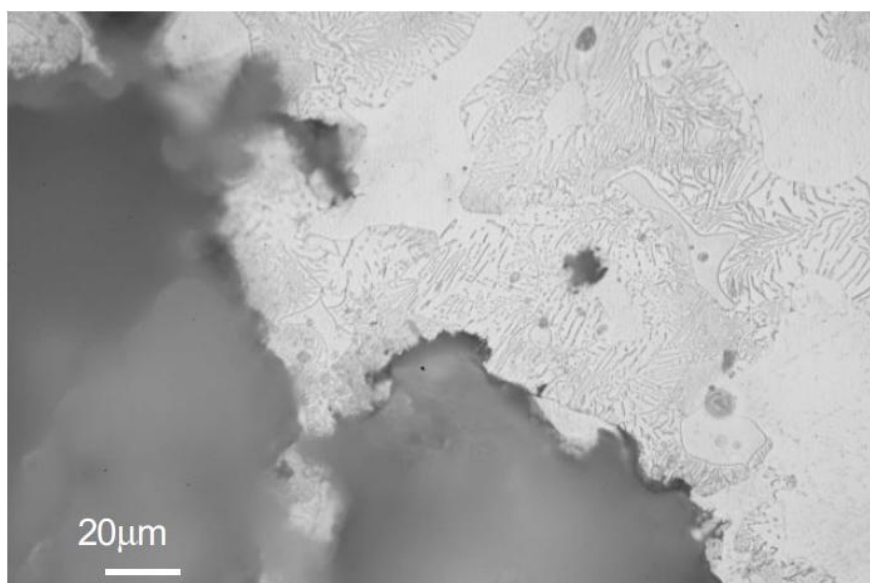
*Obecná AlMn částice

Zhao a kolektiv [40] hodnotili galvanickou korozi slitiny AZ91 v litém stavu a po tepelném zpracování. Mikrostruktura slitiny v litém stavu byla tvořena tuhým roztokem α , částicemi fáze β ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) a jemným lamelárním eutektikem ($\alpha+\beta$) ve formě souvislého

sít'oví. V počátečních stádiích docházelo ke koroznímu napadení tuhého roztoku α a jeho postupnému rozpouštění, zatímco eutektikum korodovalo jen velmi málo. Když korozní napadení dosáhlo hranic eutektika, došlo ke snížení korozní rychlosti (obr. 14a, obr. 15). Mikrostruktura slitiny po tepelném zpracování byla tvořena tuhým roztokem α a izolovanými částicemi fáze β ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$). Vzdálenost mezi jednotlivými částicemi fáze β byla velká a postup korozního napadení nemohl být efektivně blokovan jako v případě slitiny v litém stavu (obr. 14b). Mezi jednotlivými fázemi také docházelo ke galvanické korozi v důsledku jejich rozdílných elektrochemických vlastností (viz. obr. 14). Eutektikum a fáze β tedy fungovaly jako anodická bariéra a zároveň jako galvanická katoda urychlovaly korozi tuhého roztoku.

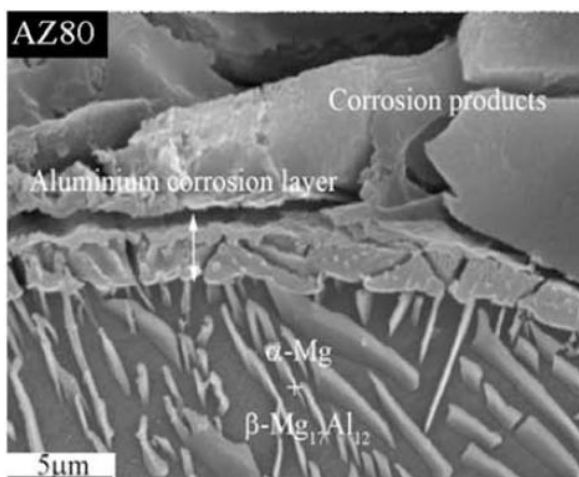


Obr. 14 Průběh galvanická koroze slitiny AZ91 (a) v litém stavu (b) po tepelném zpracování [40]

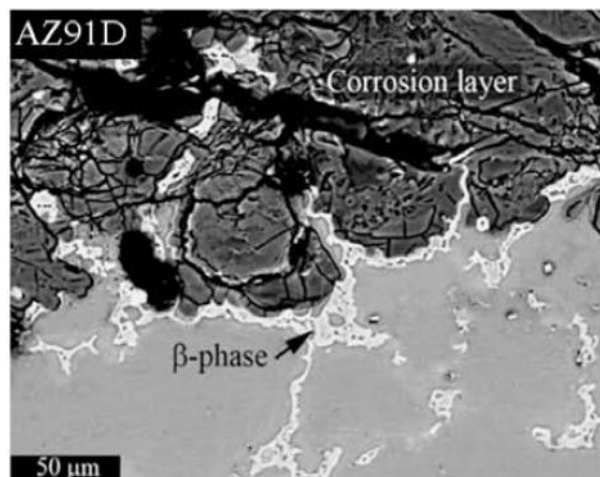


Obr. 15 Detail korozního napadení slitiny AZ91 v litém stavu [40]

Autoři práce [41] srovnávali korozní chování několika Mg-Al-Zn slitin, tvářené slitiny AZ31 a litých slitiny AZ80 a AZ91. Mikrostruktura slitiny AZ80 byla tvořena tuhým roztokem α a lamelárním eutektikem, slitina AZ91 byla tvořena tuhým roztokem α a fází β ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$). U slitiny AZ80 docházelo ke koroznímu napadení tuhého roztoku α a snížení korozní rychlosti po dosažení hranice eutektika, v důsledku vytvoření korozní vrstvy obohacené o hliník (obr. 16). U slitiny AZ91 iniciovala koroze v oblastech tuhého roztoku α ochuzeného o hliník a hrubé částice fáze β plnily funkci bariéry v procesu koroze (obr 17). U této slitiny však nebyl pozorován vznik ochranné korozní vrstvy, fáze β byla jako anodická bariéra méně efektivní než eutektikum u slitiny AZ80. Korozní rychlost slitiny AZ91 byla proto vyšší než korozní rychlost slitiny AZ80.



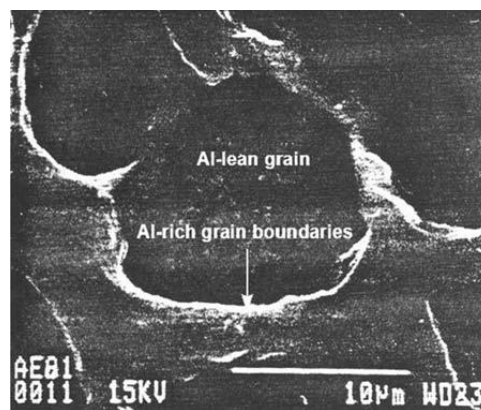
Obr. 16 Korozní napadení slitiny AZ80 [41]
(aluminium corrosion layer-korozní vrstva obohacená o hliník, corrosion products-korozní produkty, corrosion layer-vrstva korozních produktů)



Obr. 17 Korozní napadení slitiny AZ91 [41]

Mezikrystalová koroze

Mezikrystalová koroze se u hořčíkových slitin nevyskytuje, složky po hranicích zrn mají vyšší korozní odolnost než zrna, která jim poskytují katodickou ochranu. Na obr. 18 je snímek korozního napadení slitiny AE81 po odstranění korozních zplodin. Zrno s nízkou koncentrací hliníku vykazovalo vyšší korozní rychlost, než hranice zrn obohacené o hliník. Toto chování bylo pozorováno i u dalších Mg-Al slitin [42, 43].



Obr. 18 Korozní napadení slitiny AE81 [42]
(Al-rich grain boundaries- hranice zrna obohacená o Al, Al-lean grain-zrno ochuzené o Al)

Vysokoteplotní koroze

Slitiny obsahující 2 až 10 hm% hliníku, zinek a mangan jsou použitelné do 95 až 120 °C, při vyšších teplotách se výrazně zhoršují jejich mechanické vlastnosti i korozní odolnost. Slitiny bez hliníku s různými legujícími prvky (prvky vzácných zemin, zinek, thorium, stříbro a další) vykazují za zvýšených teplot lepší vlastnosti, ale díky vysoké ceně přísadových prvků a výrobních technologií jsou výrazně dražší, než první typ slitin [7].

3.4 Únava materiálu

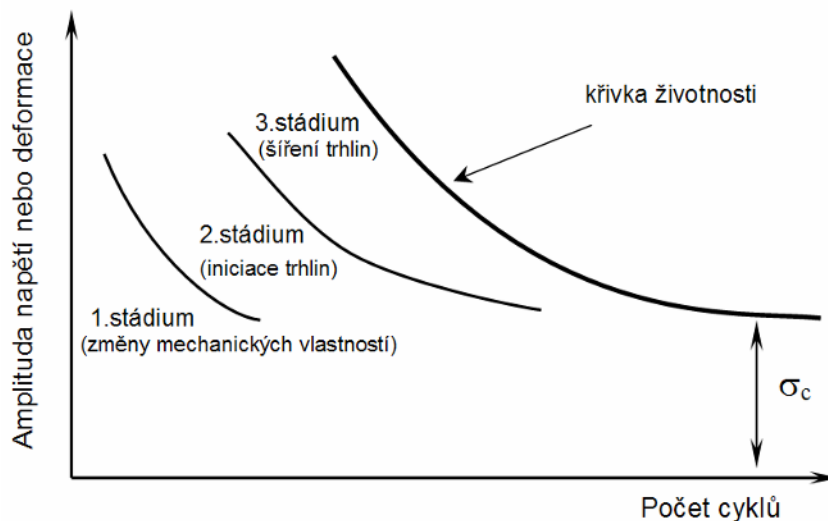
Únava materiálu je poškození, ke kterému dochází při dynamickém proměnlivém namáhání na hodnotách napětí pod mezí pevnosti nebo kluzu. Jedná se o dlouhodobý proces, při kterém je součást vystavena cyklickým změnám napětí nebo deformace, v materiálu dochází ke kumulaci poškození a následnému porušení bez předchozích vnějších projevů [44].

Únava materiálu je nejčastější příčinou poškození kovových součástí. V první polovině 19. století se začal A. Wöhler zabývat problematikou únavového poškození os železničních vagónů a stanovováním charakteristik pro hodnocení cyklicky namáhaných součástí. Dodnes je jednou ze základních únavových charakteristik Wöhlerova křivka, která udává závislost amplitudy napětí σ_a na počtu cyklů do lomu N_f [45].

Podle rozsahu a míry plastické deformace rozlišujeme únavu na nízkocyklovou a vysokocyklovou. Při nízkocyklové únavě probíhá cyklická plastická deformace v makroobjemu, případně v celém průřezu tělesa. Ve vysokocyklové oblasti se těleso nachází ve stavu makroskopicky elastickém, únavová porucha vzniká lokální plastickou deformací v mikroskopickém měřítku [46].

3.4.1 Stádia únavového života

Celý únavový proces můžeme podle nevratných změn způsobených cyklickou plastickou deformací rozdělit na tři po sobě jdoucí stádia, která se navzájem překrývají. Na obr. 19 je v diagramu životnosti naznačeno rozdělení na jednotlivá stádia, konec třetího stádia je vymezen křivkou životnosti. Mezi jednotlivými stádii neexistuje pevně dané rozhraní. Je jen větší konvence, jaká délka trhliny odpovídá rozmezí mezi stádiem nukleace a šíření únavové trhliny [45].



Obr. 19 Stádia únavového procesu [45]

Stádium změn mechanických vlastností

V průběhu tohoto stádia dochází v celém objemu cyklicky zatěžovaného materiálu ke změně mechanických, elektrických, magnetických a jiných fyzikálních vlastností. Tyto změny jsou nejintenzivnější na počátku a po určitém počtu cyklů se zastaví, dojde k saturaci. Pokud se odpor materiálu vůči cyklické deformaci zvyšuje, dochází k cyklickém zpevňování, pokud klesá, materiál cyklicky změkčuje [45-47].

U materiálů s malou hustotou dislokací dojde při vzniku anelastické deformace v důsledku cyklického zatížení tah-tlak k rychlému nárůstu hustoty dislokací a následnému zhoršení jejich pohyblivosti. Když jsou dislokace znevýhodněny v pohybu, nebo je minimalizována možnost skluzu, materiál cyklicky zpevňuje [47].

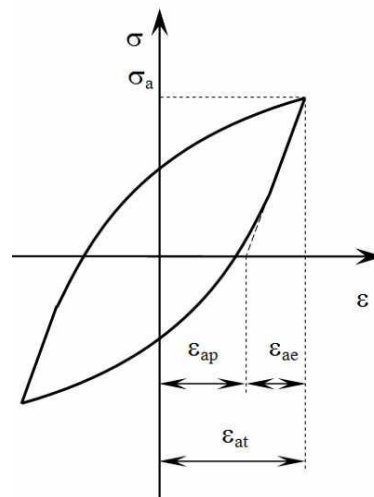
U materiálů s velkou hustotou dislokací (zpevněné materiály), vede cyklování v oblasti nepružných deformací k přeorganizování dislokační struktury do takové konfigurace, která je méně odolná vůči deformaci. Přeorganizováním dislokační struktury se zvýší pohyblivost dislokací a ty pak mohou obtékat kolem mikrostrukturních překážek, které by jinak deformaci zabraňovaly. Materiál cyklicky změkčuje a hodnota cyklické meze kluzu je nižší než hodnota statické meze kluzu [47].

Nejllepší způsob detekce změn mechanických vlastností je přímé měření parametrů hysterezních smyček (obr. 20) za chodu zkušebního stroje. Sledované veličiny jsou:

- amplituda napětí σ_a ,
- celková deformace ε_a ,
- elastická deformace ε_{ae} ,
- plastická deformace ε_{ap} [Y, Z].

Podle možnosti zkoušení uvažujeme dva typy zatěžování, definované konstantní amplitudou řízené veličiny:

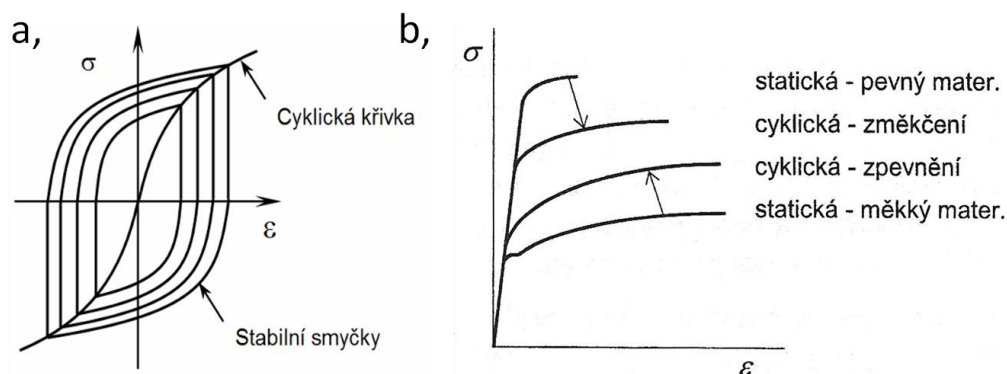
- měkký zatěžný cyklus ($\sigma_a = \text{konst.}$)
- tvrdý zatěžný cyklus ($\varepsilon_a = \text{konst.}$) [46].



Obr. 20 Schéma hysterezní smyčky [46]

Plocha a tvar hysterezních smyček se v důsledku změkčování nebo zpevňování materiálu mění. Při měkkém zatěžování dochází k nárůstu nebo poklesu amplitudy deformace. Cyklické změkčení se projevuje zvýšením amplitudy deformace, cyklické zpevnění jejím poklesem. Při tvrdém zatěžování se cyklické zpevnění projeví zvýšením amplitudy napětí (napětí potřebné k dosažení stejné deformace je vyšší), v opačném případě materiál cyklicky změkčuje [45].

Po skončení cyklického zpevnění nebo změkčení se mechanické vlastnosti zpravidla už nemění a vytvoří se satureovaná hysterezní smyčka. Proložením vrcholových bodů satureovaných hysterezních smyček (obr. 21a) pro různé amplitudy zatěžování dostaneme cyklickou deformační křivku (CDK). Srovnáním CDK s jednosměrnou tahovou křivkou (obr. 21b) můžeme určit, zda materiál cyklicky zpevňuje, nebo změkčuje [45].



Obr. 21 (a) Cyklická deformační křivka (b) Srovnání statické a cyklické deformační křivky napětí-deformace [46]

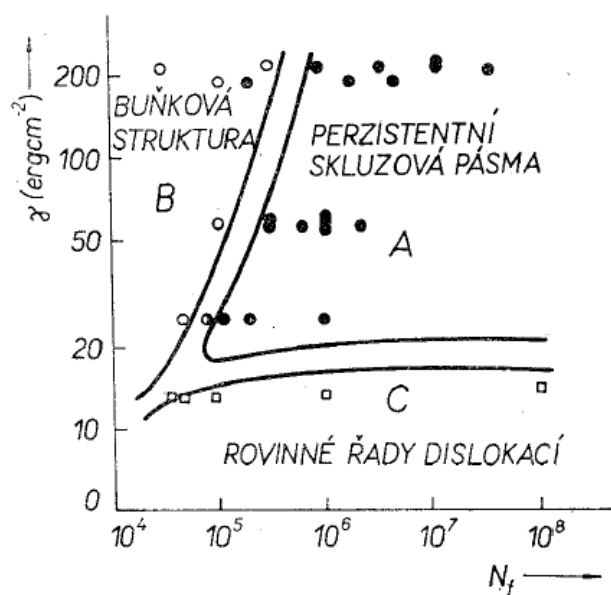
Průběh CDK lze aproximovat mocninnou závislostí (3.2) [46].

$$\sigma_a = K' \cdot \epsilon_{ap}^{n'} \quad (3.2)$$

V průběhu cyklického zatěžování dochází k vývoji dislokačních struktur. Typy dislokačních struktur v povrchové vrstvě závisí primárně na dvou faktorech, a to na energii vrstevné chyby γ (snadnosti příčného skluzu) a na počtu cyklů do lomu N_f . Na obr. 22 jsou schematicky znázorněny možné dislokační struktury pro kovy s FCC mřížkou [45, 48].

- Oblast A

Na konci prvního stádia únavového procesu dochází v důsledku opakovaného střídavého skluzu při namáhání v tahu a tlaku k vzniku extruzí a intruzí. Po odbroušení tenké vrstvy lze naleptat specifickou dislokační strukturu. Odtud pochází název perzistentní skluzové pásy (PSP) [45].



Obr. 22 Typy podpovrchových dislokačních struktur [48]

Charakter PSP je odlišný u materiálů se snadným a obtížným příčným skluzem. Pro materiály s obtížným příčným skluzem jsou typická velmi rovná skluzová pásma, u materiálů se snadným příčným skluzem jsou tato pásma zvlněná. Dislokační struktura ležící pod PSP se podstatně odlišuje od struktury v okolní matici, která je totožná se strukturou vnitřní. Struktura perzistentních skluzových pásem může být žebříková, nebo buňková, s buňkami zpravidla protaženými ve směru kolmém na primární směr skluzu. Počet a hloubka skluzových pásem roste s počtem zátěžných cyklů a s amplitudou zatěžování [45, 46, 48].

- Oblast B

V této oblasti s vyšší amplitudou napětí, je dislokační struktura tvořena uzavřenými buňkami jak na povrchu, tak i uvnitř materiálu. I u této struktury je povrchový reliéf tvořen extruzemi a intruzemi [45].

- Oblast C

Tato oblast se týká materiálů s obtížným příčným skluzem. Rozdíl mezi podpovrchovou a vnitřní strukturou je jen v nižší hustotě dislokací v bezprostřední blízkosti povrchu. Vzhledem k vysokému počtu cyklů může i tento mechanismus vést k vytvoření povrchového reliéfu tvořeného extruzemi a intruzemi. V jejich kořeni pak může docházet k iniciaci únavových trhlin [45, 48].

Stádium iniciace únavových trhlin

Nukleace únavových trhlin probíhá vždy na volném povrchu, v místech koncentrace cyklické plastické deformace, která souvisí s koncentrací napětí. U tvarových součástí jsou makroskopické koncentrátoři napětí vruby a změny průřezu. U těles namáhaných na ohyb nebo krut je maximální napětí na povrchu součástí. Dále se uplatňují také mikroskopické koncentrátoři napětí. V průběhu plastické deformace vychází dislokace na volný povrch a vytváří povrchový reliéf, takže i u původně ideálně rovného vzorku v průběhu zatěžování vznikají povrchové nerovnosti. [45].

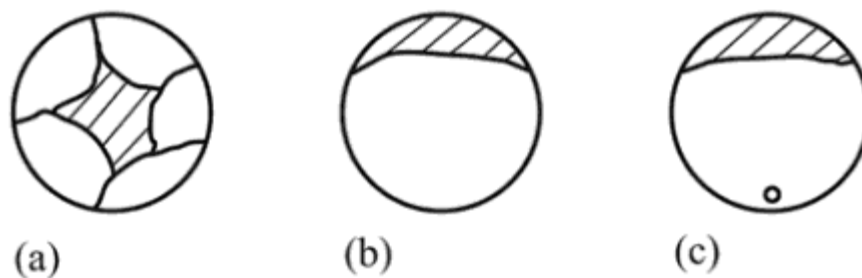
V nehomogenních materiálech, obsahujících částice jiné fáze s odlišnými elastickými vlastnosti (inkluze, precipitáty) působí tyto částice jako koncentrátoři napětí. Na povrchu je pak koncentrace napětí v okolí inkluzí největší [45, 46].

Na základě pozorování byly zjištěny nejčastější místa nukleace únavových trhlin:

- povrchové nerovnosti,
- perzistentní skluzová pásma,
- hranice zrn (při vysokých amplitudách a zvýšených teplotách),
- rozhraní inkluze/precipitát a matrice,
- korozní napadení povrchu [45, 46].

Nejčastěji dochází k nukleaci v PSP a i při nukleaci na hranicích zrn nebo na rozhraní inkluze-matrice předchází vlastní nukleaci postupná tvorba skluzových pásem v blízkosti hranic nebo inkluze. Iniciace trhliny v PSP nebo na hranicích zrn probíhá v krystalografické rovině, která je blízká rovině svírající uhel 45° se směrem hlavního napětí [45, 49].

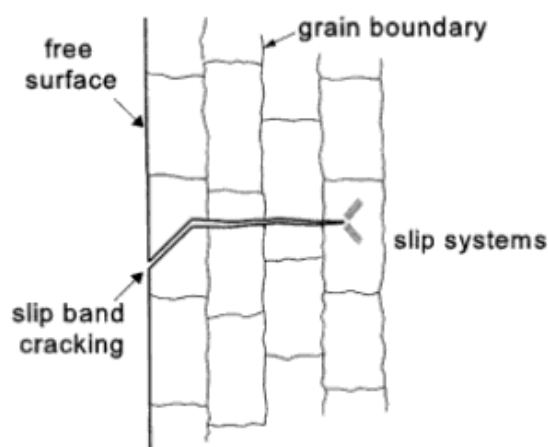
Na vyšších hladinách napětí (obr. 23a) iniciují únavové trhliny z více míst na povrchu vzorku a v průběhu únavového procesu dochází k jejich spojování. Na nižších hladinách (obr. 23b) napětí většinou dochází k iniciaci jediné trhliny, v oblasti gigacyklové únavy (obr. 23c) může dojít k iniciaci trhliny na vnitřním defektu. V okolí defektu je pak možno pozorovat tzv. rybí oko [50].



Obr. 23. Schéma lomových ploch únavových těles zatěžovaných v (a) nízkocyklové oblasti, (b) vysokocyklové oblasti, (c) gigacyklové oblasti [50]

Stádium šíření únavových trhlin

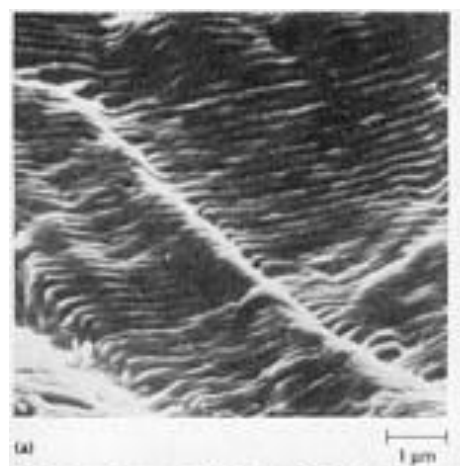
V první etapě dochází k růstu iniciovaných mikrotrhlin beze změny směru. Šíření probíhá v rovinách s maximálním smykovým napětím (obr. 24) a proto toto stádium označujeme jako krystalografické šíření. V průběhu dalšího zatěžování trhliny rostou, propojují se a směr šíření se sklání do směru kolmého na působící napětí. V druhé etapě (nekrystalografické šíření) se zpravidla šíří už jen jedna trhlina, označovaná jako magistralní. Tato trhlina se šíří kolmo na působící napětí a na jejím čele vzniká plastická zóna [45, 50, 51].



Obr. 24 Šíření únavové trhliny [51]
(free surface – volný povrch, slip band cracking – trhlina ve skluzovém pásu, grain boundary – hranice zrna, slip systems – skluzové systémy)

Čím menší je pro daný materiál amplituda zatěžování, tím větší délka trhliny odpovídá první etapě. Rychlost šíření trhliny v první etapě je velmi malá, počet cyklů připadající na první etapu tak může být velký ve srovnání s druhou etapou. U těles s ostrými vruby, nebo defekty typu trhlin, probíhá šíření pouze v druhé etapě, tedy nekrystalograficky [45, 51].

Na lomové ploše v oblasti šíření můžeme pozorovat pravidelně vzdálené žlábký-únavové striace (obr. 25), které jsou kolmé na směr šířené trhliny. Každá striace představuje jeden zátěžný cyklus, vzdálenost mezi nimi pak odpovídá přírůstku délky trhliny za jeden zátěžný cyklus. Pomocí fraktografické analýzy lze tedy určit rychlost šíření trhliny [45, 50].

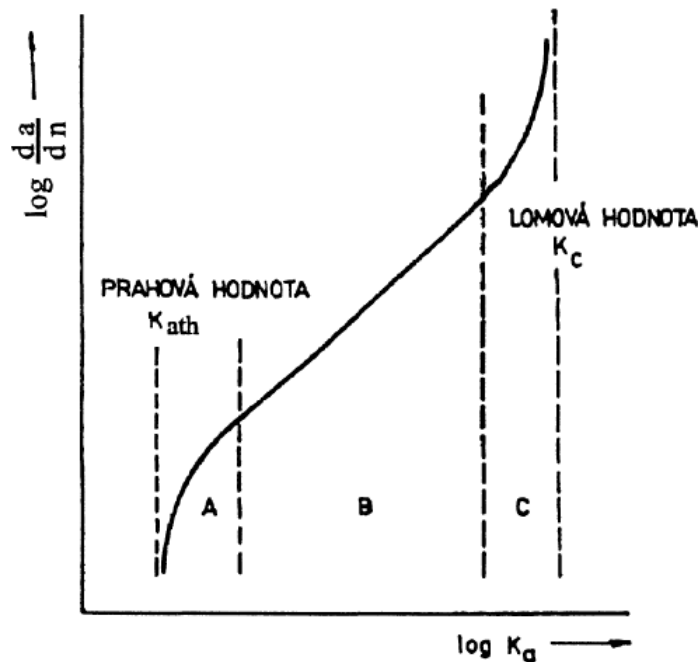


Obr. 25 Únavové striace [8]

Z pohledu lomové mechaniky, lze makroskopickou rychlost šíření trhliny da/dN popsat pomocí Paris-Erdoganova zákona (3.3) [52]. Rychlost šíření je závislá na rozkmitu faktoru intenzity napětí ΔK , který je všeobecně považován za míru hnací síly pro šíření trhliny. Ve vztahu dále vystupují materiálové konstanty A a m [45, 48].

$$\frac{da}{dN} = A \cdot (\Delta K)^m \quad (3.3)$$

Jednotlivá stádia lze charakterizovat druhou derivací logaritmu rychlosti podle logaritmu rozkmitu faktoru intenzity napětí (obr. 26). Ve stádiu A se křivka blíží k prahové hodnotě pro šíření únavové trhliny ΔK_{th} . Pod touto hodnotou se trhlina nešíří. V oblasti B je průběh závislosti lineární, směrem k vysokým rychlostem šíření (oblast C) se křivka blíží k hodnotě K_c , při které dochází k lomu. Popisovaná závislost platí pro dlouhé trhliny. To jsou takové, u kterých délka trhliny $a > a_0$, kde a_0 je kritická délka trhliny, pod kterou hodnota ΔK_{th} klesá s délkou trhliny [45, 48, 52].

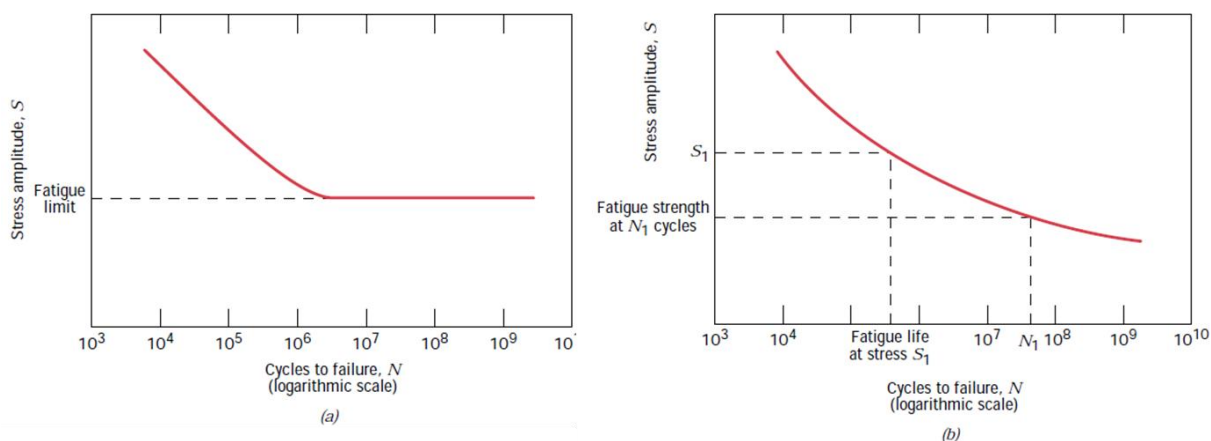


Obr. 26 Závislost makroskopické rychlosti šíření trhliny na rozkmitu faktoru intenzity napětí [52]

3.4.2 Charakteristiky únavové životnosti

Základní charakteristiky únavové životnosti jsou Wöhlerova křivka (konstantní amplituda napětí) a Manson-Coffinova křivka (konstantní amplituda plastické deformace). Pro komplexní posouzení únavové životnosti je nutno uvažovat obě tyto charakteristiky [52].

Wöhlerova křivka, označovaná také jako S-N křivka je závislost počtu cyklů do lomu N_f na amplitudě napětí σ_a v semilogaritmických souřadnicích (obr. 27). Pro oceli a slitiny titanu je typický tvar křivky na obr. 27a. Při určitém počtu cyklů amplituda napětí dosáhne své mezní hodnoty a dále již neklesá. Prahová hodnota se označuje jako mez únavy σ_c a představuje hodnotu, při které nedojde k lomu ani po vysokém počtu cyklů. [44, 45]



Obr. 27 Dva typy S-N křivek [44]

(stress amplitude-amplituda napětí, cycles to failure-počet cyklů do lomu, logarithmic scale-logaritmické měřítko, fatigue limit-mez únavy, fatigue strength at N_1 cycles-časovaná mez únavy pro N_1 počet cyklů, fatigue life at stress S_1 -únavová životnost na hladině napětí S_1)

Většina slitin neželezných kovů (např. slitiny hliníků, slitiny hořčíků) nevykazuje mez únavy a se zvyšujícím se počtem cyklů amplituda napětí stále klesá (obr. 27b). K únavovému porušování tedy dochází i při nízkých hodnotách amplitudy napětí. U materiálů s tímto chováním se určuje časovaná mez únavy σ_{Nc} , která se stanovuje pro určitý počet cyklů [44, 45].

Wöhlerova křivka v nízkocyklové i vysokocyklové oblasti lze dobře aproximovat vztahem (3.4). Proložení experimentálních dat v log-log souřadnicích touto mocninou funkcí získáme součinitel únavové pevnosti σ'_f a exponent únavové pevnosti b . Konstanty charakterizují odpor materiálu proti únavovému poškození při silovém zatěžování [45, 52]

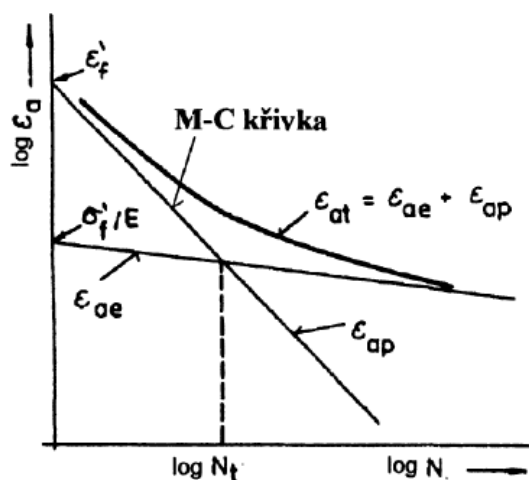
$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (3.4)$$

Při dimenzování součástí na nízkocyklovou únavu je důležitá znalost odolnosti kovu vůči cyklické plastické deformaci. Tuto vlastnost lze popsat Manson-Coffinovou křivkou (obr. 28), závislostí amplitudy plastické deformace ε_{ap} na počtu cyklů do lomu N_f . Křivku můžeme aproximovat vztahem (3.5). Získanými parametry jsou součinitel únavové tažnosti ε'_f a exponent únavové životnosti c . [52].

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (3.5)$$

Na obr. 28 je zároveň vynesena i závislost amplitudy celkové deformace ε_{at} na počtu cyklů do lomu N_f . Tu lze popsat pomocí vztahu (3.6), který je kombinací předchozích dvou vztahů. Volba ε_{at} jako řízené veličiny je výhodná z důvodu experimentální jednoduchosti, ale má i své praktické opodstatnění. Namáhání materiálu strojních součástí v kritických místech (např. ostré vruby) se totiž blíží podmínkám namáhání s konstantní ε_{ap} . [45, 52].

$$\varepsilon_{at} = \frac{\sigma_f'}{E} \cdot (2N_f)^b + \varepsilon_f' \cdot (2N_f)^c \quad (3.6)$$



Obr. 28 Manson-Coffinova křivka a závislosti celkové a elastické deformace na počtu cyklů [52]

Z obr. 28 je zřejmé, že při nižších počtech cyklů převládá plastická složka ε_{ap} , naopak při vyšších počtech cyklů převládá elastická složka ε_{ae} a zvyšuje se význam součinitele σ_f' . Stejnému rozsahu ε_{ap} a ε_{ae} odpovídá tranzitní počet cyklů N_t [52].

Křivky životnosti získané při různých režimech zatěžování lze vzájemně převádět pomocí cyklické deformační křivky, která udává vztah mezi amplitudou napětí a amplitudou plastické deformace a je popsána vztahem (3.2). Kombinací této závislosti s rovnicí Wohler Basquinovy (3.4) a Manson-Coffinovy křivky (3.5) dostaneme závislosti (3.7) a (3.8), pomocí kterých můžeme křivky životnosti převádět.

$$b = n' \cdot c \quad (3.7)$$

$$K' = \frac{\sigma_f'}{\varepsilon_f'^{n'}} \quad (3.8)$$

4. Experimentální část

4.1 Experimentální materiál

Experimentálním materiálem použitým v této práci je hořčíková slitina AZ31 vyrobená metodou Squeeze casting v ZFW GmbH v Clausthalu s plnicím tlakem 97 MPa, dotlačením a tuhnutím pod tlakem 150 MPa. V tab. č. 4 je uvedeno chemické složení slitiny změřené optickým emisním spektrometrem s doutnavým výbojem Spectrumat GDS 750, v tab. 5 pak mechanické vlastnosti získané ze zkoušky tahem dle ČSN EN ISO 6892-1 [53] a DIN 50125 [54].

Tab. 4 Chemické složení slitiny AZ31

prvek	Al	Zn	Mn	Si	Fe	Zr	Mg
wt%	2,68	1,07	0,35	0,005	0,004	0.01	Bal.

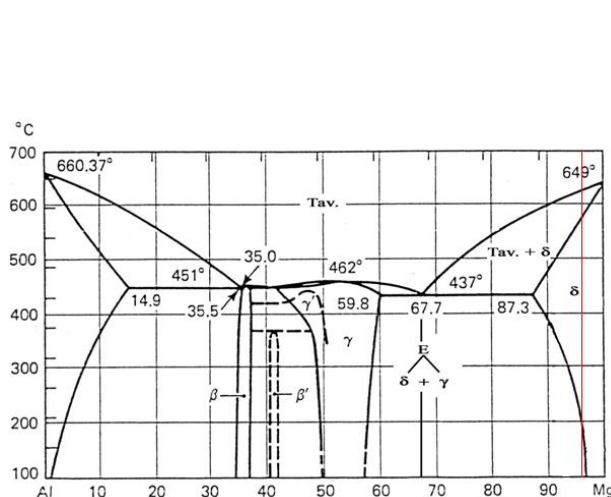
Tab. 5 Základní mechanické vlastnosti slitiny AZ31

E [GPa]	R _{P0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z[%]
40,66	64	174	8,8	9,0

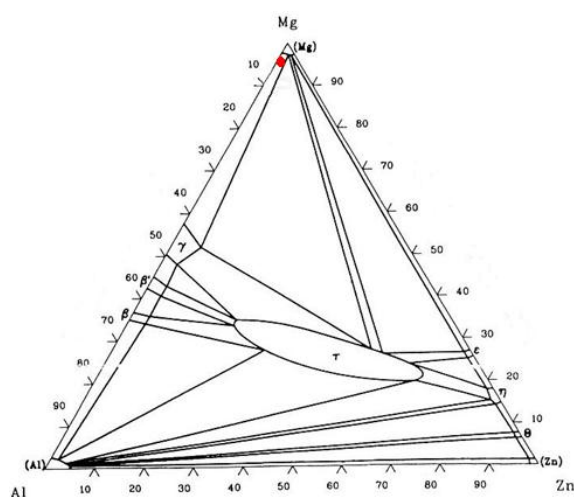
Slitina AZ31 má dobré plastické vlastnosti, dobrou třískovou obrobiteľnosť, není vytvrditelná a je vhodná ke svařování. Ve vlhkém prostředí a prostředí obsahujícím sůl je náchylná ke korozi. Výrobky z této slitiny jsou určeny pro nízká zatížení a teploty. V tab. 6 je uvedeno chemické složení slitin AZ31 dle ASTM. V binárním digramu Al-Mg (obr. 29) a ternárním diagramu Mg-Al-Zn (obr. 30) je slitina AZ31 vyznačena červenou barvou [8, 9].

Tab. 6 Chemické složení slitiny AZ31 v hmotnostních procentech dle ASTM [1]

	Al	Mn	Zn	Cu	Si	Ni	Fe	ostatní prvky
AZ31B	2,5 - 3,5	0,2 - 1	0,6 - 1,4	max 0,1	max 0,1	max 0,005	max 0,005	max 0,3
AZ31C	2,4 - 3,6	0,15 - 1	0,5 - 1,5	max 0,1	max 0,1	max 0,03	-	max 0,3



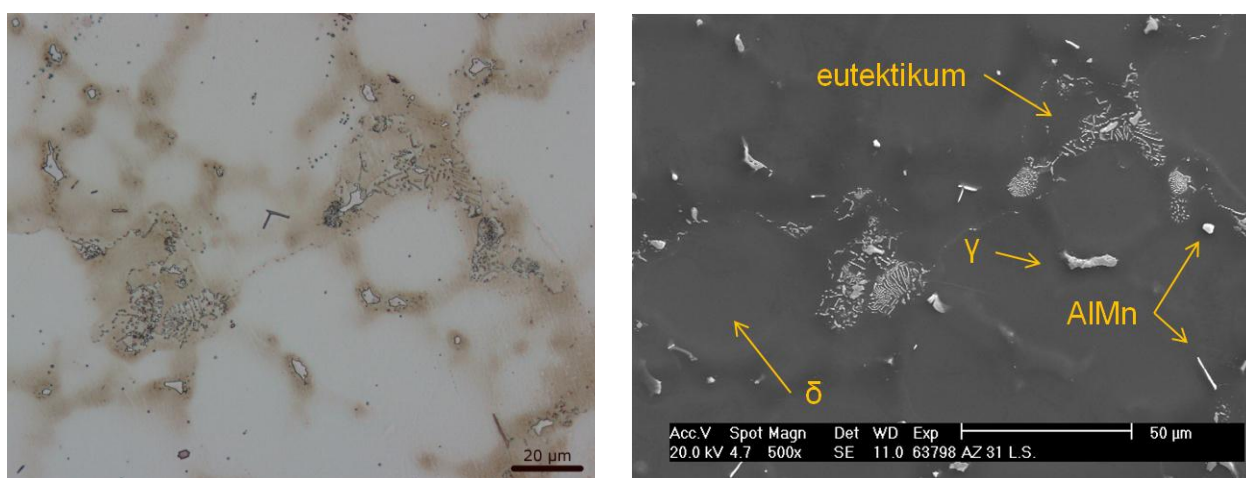
Obr. 29 Binární diagram Al-Mg [1]



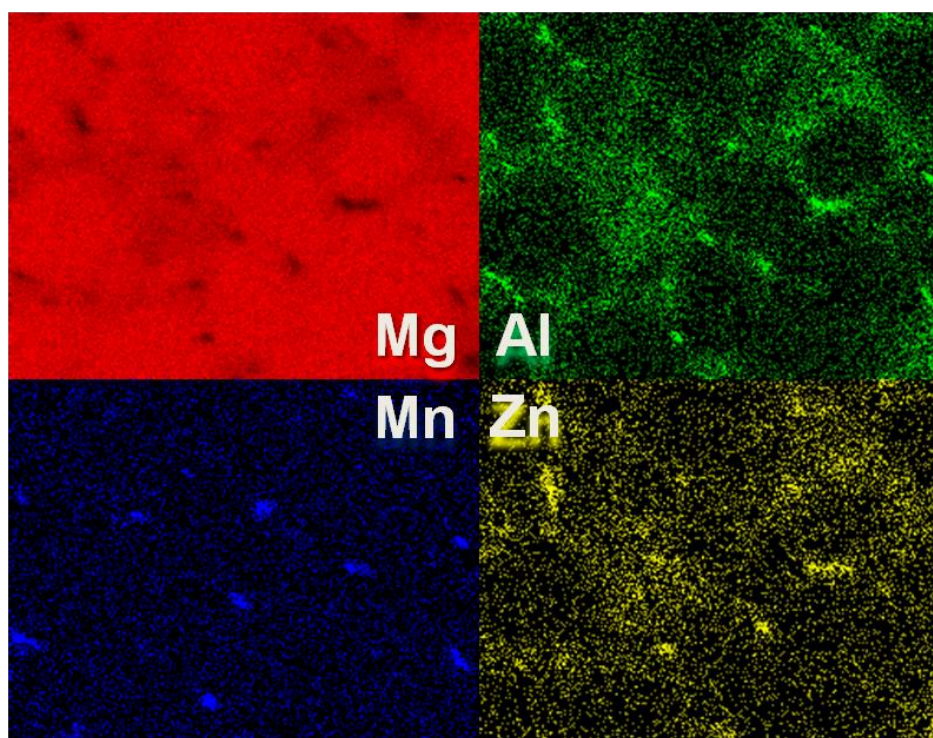
Obr. 30 Ternární diagram Mg – Al – Zn [1]

Vzorky pro metalografické hodnocení byly připraveny běžným postupem a leptány směsí kyseliny pikrové (5 ml kys. octové, 6 g kys. pikrové, 10 ml vody a 100 ml ethanolu). Mikrostruktura byla hodnocena na světelném mikroskopu Olympus GX71 vybaveném kamerou Olympus DP11. Podrobnější hodnocení, lokální analýza chemického složení jednotlivých fází a analýza rozložení prvků byly provedeny na rastrovacím elektronovém mikroskopu PHILIPS XL30 s mikroanalýzátorem EDAX.

Mikrostruktura slitiny AZ31 (obr. 31) je tvořena tuhým roztokem δ , intermediální fází γ ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$), eutektikem $\gamma + \delta$ a částicemi na bázi AlMn s různým stechiometrickým poměrem a morfologií. Materiál byl odlit metodou squeeze casting, při které dochází k rychlému tuhnutí, odmišení a výsledná struktura je heterogenní, což potvrzuje plošné rozložení prvků (obr. 32). Lokální koncentrace hliníku může být za takových podmínek tak vysoká, že dochází k tvorbě eutektika, které se podle diagramů (obr. 29 a 30) ve slitině AZ31 nevyskytuje.



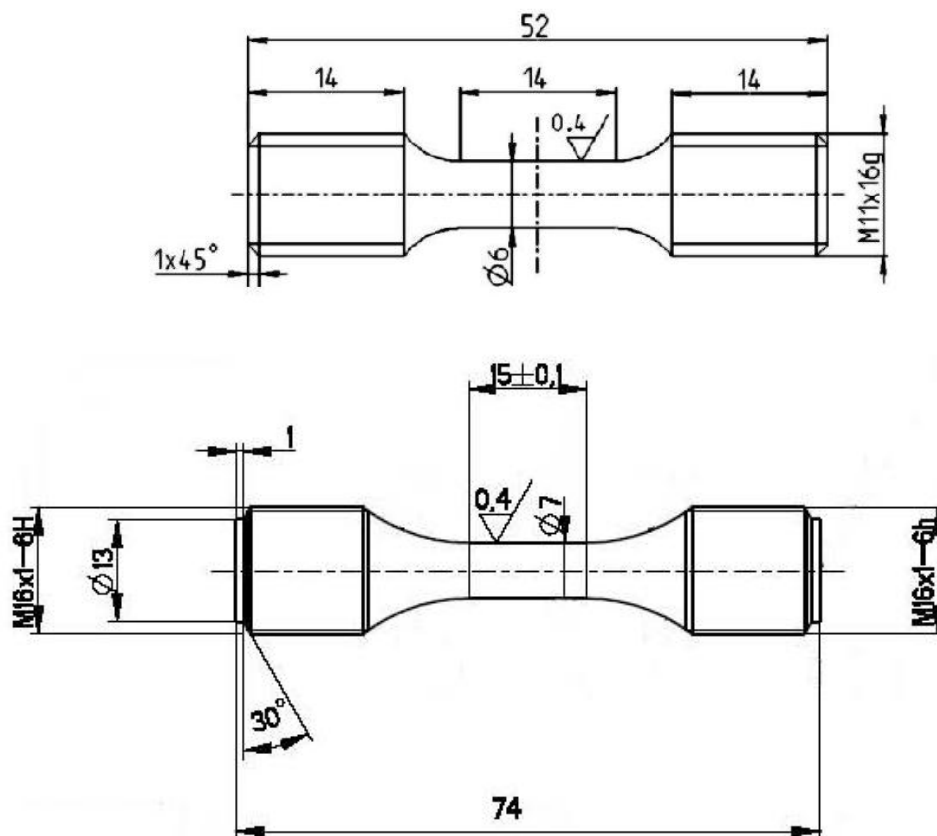
Obr. 31 Mikrostruktura slitiny AZ31 odlité metodou squeeze casting (a) SM, (b) SEM



Obr. 32 Plošné rozložení prvků slitiny AZ31

4.2 Metodická část experimentální práce

Z experimentálního materiálu byly vyrobeny 3 série únavových zkušebních těles (viz obr. 33) a série plochých referenčních vzorků. První série byla použita k hodnocení únavových vlastností materiálu v základním stavu. Únavové vlastnosti materiálu byly stanoveny na servohydraulickém testovacím systému Instron 8801 v módu řízení zátěžné síly v rozmezí amplitud smluvního napětí 35 až 100 MPa při konstantní frekvenci 3, resp. 20 Hz. Únavové zkoušky pro doplnění oblasti časované únavové životnosti v rozmezí amplitud smluvního napětí 40 až 55 MPa probíhaly na rezonančním pulsátoru Amsler při frekvenci 130 ± 5 Hz. Zkoušky probíhaly při sinusovém průběhu zadané veličiny s asymetrií $R = -1$.



Obr. 33 Náčrty únavového zkušebního tělesa pro servohydraulický testovací systém Instron a rezonančním pulsátoru Amsler

Referenční vzorky o rozměrech 20×30 mm byly broušeny na brusných papírech o zrnitosti 1200 zrn/palec² na výslednou drsnost odpovídající únavovým zkušebním tělesům. Vzorky byly očištěny v acetonu v ultrazvukové čističce, zváženy a podrobeny korozní degradaci s expozicí 3 až 1000 hodin. Dvě série únavových zkušebních těles byly očištěny v acetonu v ultrazvukové čističce, hlavy byly ošetřeny lakem z důvodu korozní ochrany a tělesa byla podrobena korozní degradaci s expozicí 480 a 1000 hod.

Korozní degradace únavových zkušebních těles a referenčních vzorků byla provedena v mlze neutrálního roztoku 5% NaCl s hodnotou pH v rozmezí 6,5 až 7,2 při teplotě $25 \text{ °C} \pm 2 \text{ °C}$ dle ČSN EN ISO 9227 [55]. Použitým zkušebním zařízením byla korozní komora typ DCTC 600 P fy Angeltoni. Referenční vzorky i únavová zkušební tělesa byly v korozní komoře umístěny dle požadavků výše uvedené normy (obr. 34) a každých 24 hodin otáčeny a měněna jejich poloha v přípravcích, aby nedošlo k ovlivnění procesu koroze polohou vzorku.



Obr. 34 Rozmístění vzorků ve zkušební komoře

Odstranění korozních zplodin bylo provedeno dle ČSN ISO 8407 [56] ve směsi oxidu chromového (100g CrO_3 a $10\text{ g Ag}_2\text{NO}_4$ doplněno destilovanou vodou do 1000ml) po dobu 1 minuty při teplotě varu. Proces byl dvakrát opakován. Referenční vzorky před expozicí v korozní komoře a po odstranění korozních zplodin byly zváženy na analytických váhách Sartorius s přesností na 1 mg . Korozní rychlost experimentálního materiálu byla stanovena jako podíl hmotnostních úbytků a exponované plochy jednotlivých vzorků.

Hodnocení druhu koroze, rozmístění a hloubky korozního napadení bylo provedeno pomocí stereolupy SZ61-TR, světelného mikroskopu Olympus PMG-30 a rastrovacího elektronového mikroskopu PHILIPS XL30 dle ČSN 03 8137 [57]. Hloubka lokálního korozního napadení referenčních vzorků a únavových zkušebních těles byla dále určena optickým interferenčním profilometrem Contour GT-K1 fy Veeco, pomocí kterého byly také pořízeny 3D mapy povrchu vzorků.

Na únavových zkušebních tělesech po korozní degradaci byly po odstranění korozních zplodin vyrobeny závity. Únavové vlastnosti materiálu po korozní degradaci byly stanoveny na servohydraulickém testovacím systému Instron 8801 v módu řízení zátěžné síly v rozmezí amplitud smluvního napětí 35 až 100 MPa při konstantní frekvenci 3 , resp. 20 Hz . Únavové zkoušky pro doplnění oblasti časované únavové životnosti v rozmezí amplitud smluvního napětí 25 až 50 MPa (480 hod) a 20 až 40 MPa (1000 hod) probíhaly na rezonančním pulsátoru Amsler při frekvenci $130 \pm 5\text{ Hz}$. Zkoušky probíhaly při sinusovém průběhu zadané veličiny s asymetrií $R = -1$.

Fraktografická analýza byla provedena pomocí stereolupy SZ61-TR a rastrovacího elektronového mikroskopu PHILIPS XL30 s mikroanalyzátorem EDAX.

4.3 Výsledky experimentů

4.3.1 Únavové vlastnosti materiálu v základním stavu

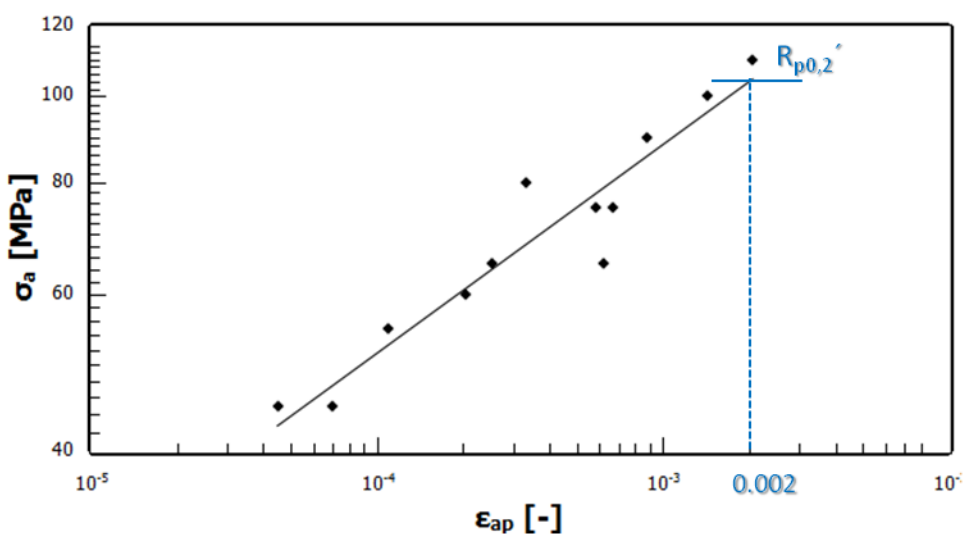
U slitiny AZ31 byla hodnocena cyklická plasticita, únavové chování v nízkocyklové a vysokocyklové oblasti. Únavové vlastnosti materiálu v nízkocyklové oblasti byly stanoveny na servohydraulickém testovacím systému Instron 8801 v módu řízení zátěžné síly v rozmezí amplitud smluvního napětí 35 až 100 MPa při konstantní frekvenci 3, resp. 20 Hz.

Experimentální body, určené jako poloviční šířka hysterezní smyčky při nulovém zatížení v polovině počtu cyklů do lomu, jsou vyneseny v grafické závislosti na obr. 35 a proloženy regresní funkcí (3.2). Pomocí rovnice (4.1) byla určena cyklická mez kluzu $R_{p0,2}'$. Získaný koeficient cyklického zpevnění K' , exponent cyklického zpevnění n' a cyklická mez kluzu $R_{p0,2}'$ jsou uvedeny v tab. 7.

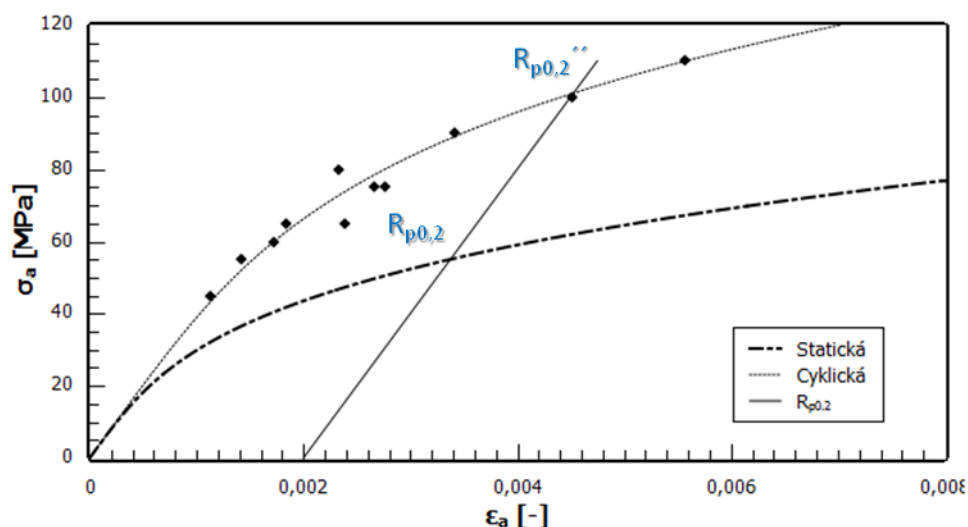
$$R_{p0,2}' = K' \cdot 0,002^{n'} \quad (4.1)$$

Srovnání statické a cyklické deformační křivky s vyznačenou cyklickou mezí kluzu $R_{p0,2}''$ je vyneseno v grafu na obr. 36. Body cyklické deformační křivky jsou proloženy funkcí Ramberg-Osgood (4.2). Získané parametry jsou uvedeny v tab. 7.

$$\varepsilon(\sigma) = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m \quad (4.2)$$



Obr. 35 Cyklická deformační křivka v log-log souřadnicích



Obr. 36 Srovnání statické a cyklické deformační křivky

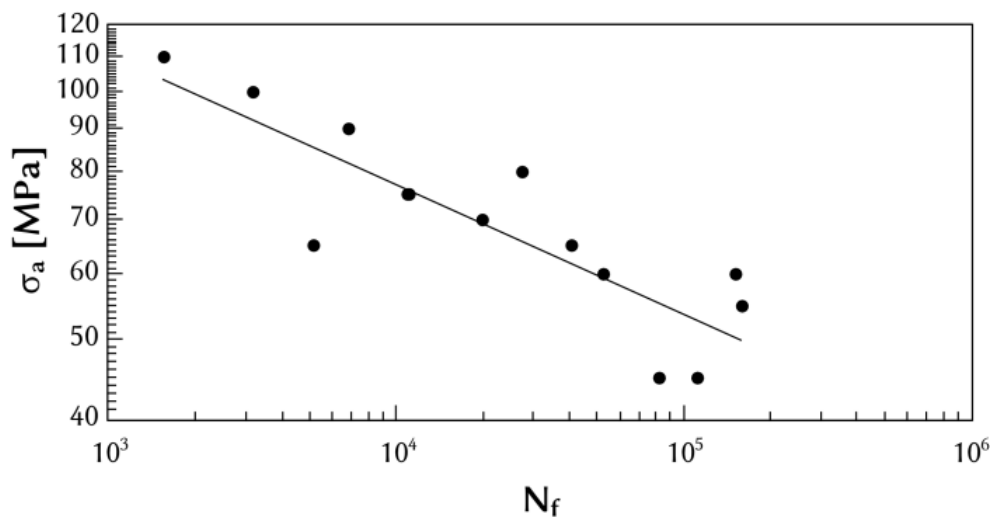
Z grafické závislosti je zřejmé, že cyklická deformační křivka vykazuje nižší plastickou odezvu než statická, materiál tedy cyklicky zpevňuje. Mez kluzu se zvýšila z 64 MPa na hodnotu 101 MPa, která odpovídá cyklické mezi kluzu. Hodnota poměru $R_m/R_{p0,2} = 2,7$ je vyšší než 1,4 a experimentální materiál v základním stavu tedy cyklicky zpevňuje i podle Mansonova pravidla.

Tab. 7 Materiálové parametry cyklické plasticity

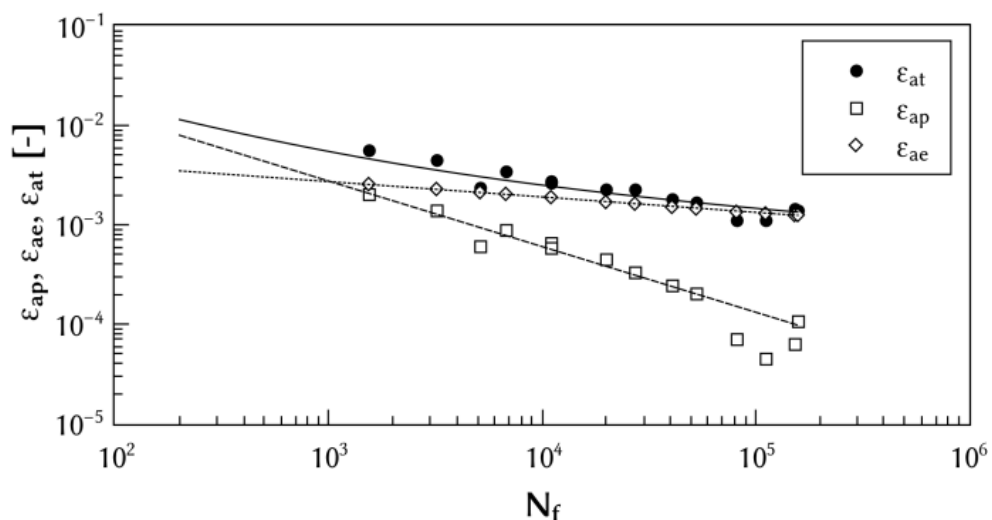
CDK			Ramberg-Osgood		
K' [MPa]	n'	$R_{p0,2}$ [MPa]	σ_0 [MPa]	m	$R_{p0,2}''$ [MPa]
445,1	0,23	106	469	4,03	101

Únavová životnost materiálu v nízkocyklové oblasti byla popsána pomocí napětového přístupu, tedy jako závislost σ_a-N_f a dále také pomocí deformačního přístupu (závislost $\epsilon_{ap}-N_f$). Wöhler-Basquinova křivka v logaritmických souřadnicích σ_a-N_f proložená mocninnou závislostí (3.4) je vynesena v grafu na obr. 37. Získané parametry jsou uvedeny v tab. 8.

Odvozená Manson-Coffinova křivka (obr. 38) vynesená v log-log souřadnicích $\epsilon_{ap}-N_f$ byla proložena mocninnou závislostí (3.5). Na základě rovnice (3.6) byly vyneseny závislosti elastické a celkové deformace ϵ_{ae} a ϵ_{at} na počtu cyklů do lomu N_f . Zároveň byl určen tranzitní počet cyklů $N_t = 1025$, který odpovídá stejnému rozsahu elastické a plastické deformace.



Obr. 37 Wöhler-Basquinova závislost



Obr. 38 Odvozená Manson-Coffinova závislost

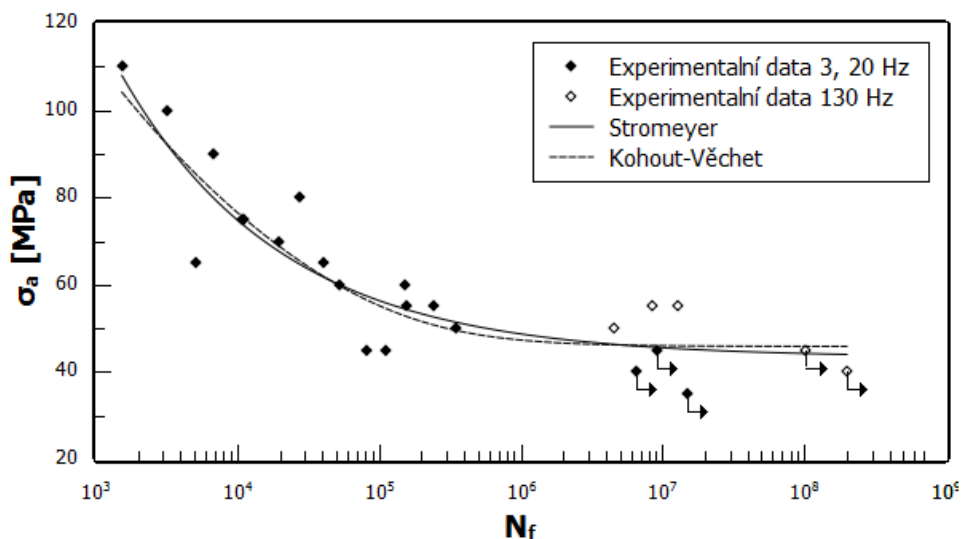
Tab. 8 Materiálové parametry Wöhler-Basquinovy a Manson-Coffinovy křivky

Wöhler-Basquin		Manson-Coffin	
σ_f' [MPa]	b	ϵ_f'	c
410,52	-0,169	1,45	-0,729

Pro doplnění dat v oblasti časované únavové životnosti byly provedeny únavové zkoušky na rezonančním pulsátoru Amsler v rozmezí amplitud smluvního napětí 40 až 55 MPa při frekvenci 130 ± 5 Hz. Pro stanovení nejvhodnější funkce pro proložení Wöhlerovy křivky životnosti slitiny AZ31 byly použity různé regresní funkce. Nejprve byla experimentální data v nízko a vysokocyklové oblasti (obr. 39) proložena funkcí Stromayer (4.3) a dále funkcí Kohout-Věchet (4.4).

$$\sigma(N) = a \cdot N^b + \sigma_{\infty} \quad (4.3)$$

$$\sigma(N) = \sigma_{\infty} \cdot \left(\frac{N}{N+c} \right)^b \quad (4.4)$$

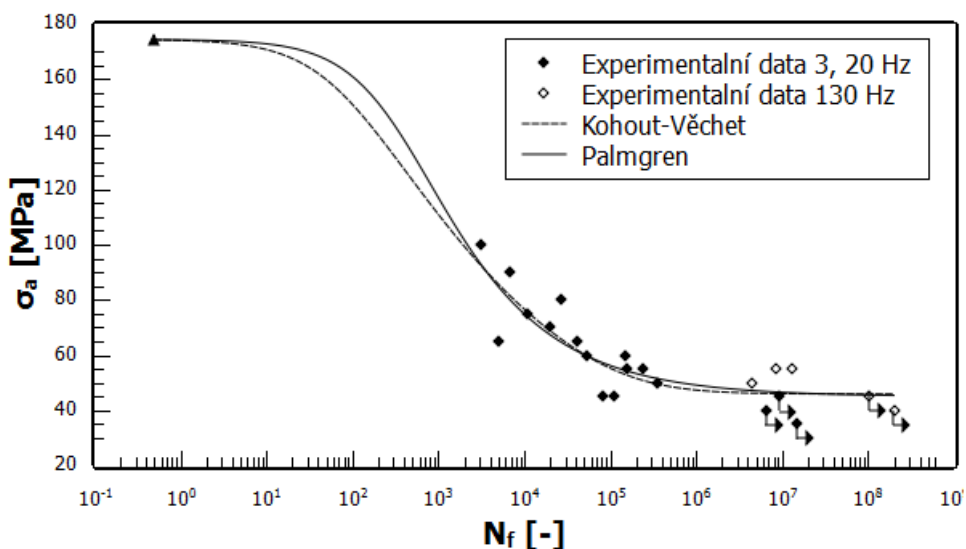


Obr. 39 Experimentální data proložená funkcí Stromayer a Kohout-Věchet

Experimentální data v celé oblasti únavového života, tj. od prvního půlcyklu reprezentovaného hodnotou R_m až do $2 \cdot 10^8$ cyklů (obr. 40) byla dále proložena funkcí Palmgren (4.5) a čtyřparametrickou funkcí Kohout-Věchet (4.6). Výsledky regresní analýzy Wöhlerových křivek získané pomocí minimalizace čtverců odchylek jsou uvedeny v tab. 9. Hodnoty parametrů funkce Kohout-Věchet tříparametrické i čtyřparametrické byly téměř totožné a jsou v tabulce uváděny pod jednou hodnotou.

$$\sigma(N) = a \cdot (N + B)^b + \sigma_{\infty} \quad (4.5)$$

$$\sigma(N) = \sigma_{\infty} \cdot \left(\frac{N+B}{N+C} \right)^b \quad (4.6)$$



Obr. 40 Experimentální data proložená funkcí Palmgren a Kohout-Věchet

Tab. 9 Souhrn regresních parametrů Wöhlerových křivek životnosti

Stromayer			Kohout-Věchet				Palmgren			
a [MPa]	b	σ_{∞} [MPa]	b	C [cyklus]	B [cyklus]	σ_{∞} [MPa]	a [MPa]	b	B [cyklus]	σ_{∞} [MPa]
1075,3	-0,383	43,3	-0,168	$2,03 \cdot 10^5$	73	45,8	1618,8	-0,432	348	44,9

4.3.2 Korozního degradace

Pro posouzení vlivu korozní degradace na únavové chování hořčíkové slitiny AZ31 byly vyrobeny dvě série únavových zkušebních těles. Únavová zkušební tělesa byla podrobena korozní degradaci v mlze 5% roztoku NaCl po dobu 480 a 1000 hodin. V korozní komoře byly dále umístěny ploché referenční vzorky pro určení korozní rychlosti, stanovení hloubky korozního napadení a hodnocení mechanismu koroze slitiny AZ31. Vzhled náhodně vybraných únavových zkušebních těles po expozici 480 a 1000 hodin v korozní komoře a odpovídajících plochých referenčních vzorků je dokumentován na obr. 41.



Obr. 41 Vzhled plochých referenčních vzorků a zkušebních únavových těles po 480 a 1000 hodinách expozice v korozní komoře

Korozní degradace únavových zkušebních těles

Korozní napadení únavových zkušebních těles po expozici 480 hodin a 1000 hodin bylo hodnoceno pomocí optického interferenčního profilometru. Hloubky maximálního lokálního korozního napadení $L_{r(max)}$ tří náhodně vybraných zkušebních vzorků jsou uvedeny v tab. 10. Vzhled korozního napadení dvou náhodně vybraných zkušebních těles po expozici 480 a 1000 hodin je dokumentován v příloze P1 na obrázku P1.1 (doba expozice 480 hod) a P1.2 (doba expozice 1000 hod).

Tab. 10 Hloubky lokálního korozního napadení únavových zkušebních těles

expozice [hod]	480			1000		
$L_{r(max)}$ [μm]	223	337	235	807	943	989

Korozní degradace referenčních vzorků

Ploché referenční vzorky z experimentálního materiálu byly změřeny, zváženy a umístěny v korozní komoře. V průběhu korozní degradace byly odebírány jednotlivé vzorky (obr. 42a). Na začátku působení korozního prostředí byl odebrán vzorek po 3, 6 a dále už jen po 12 hodinách až do 168 hodin od začátku experimentu. Ostatní referenční vzorky byly následně odebírány po 24 hodinách. Po korozní degradaci bylo provedeno odstranění korozních zplodin (obr. 42b) a vzorky byly opět zváženy. Na základě hmotnostních úbytků byla stanovena korozní rychlost materiálu podle vzorce (4.7):

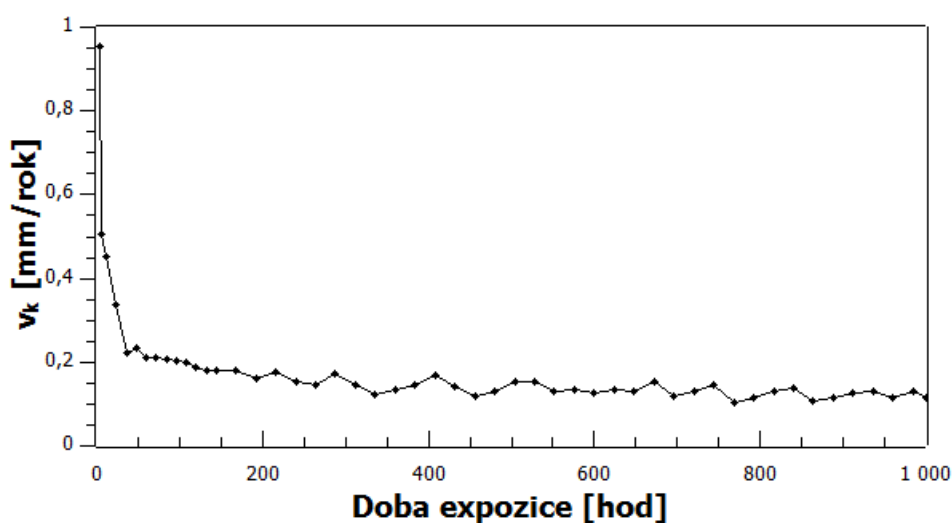
$$v_k = \frac{m - m'}{\rho \cdot S} \cdot \frac{t}{8760}, \quad (4.7)$$

kde m - hmotnost vzorku,
 m' - hmotnost vzorku po korozní degradaci,
 ρ - hustota materiálu,
 S - exponovaný povrch vzorku,
 t - doba expozice.



Obr. 42 Referenční vzorky (a) s korozními zplodinami (b) po odstranění korozních zplodin

Korozní rychlost v závislosti na době expozice je vynesena v grafu na obr. 43. Z grafické závislosti je zřejmé, že rychlost koroze byla nejvyšší na počátku expozice a se zvyšující se dobou expozice prudce klesala až do 36 hodin, kdy se pokles výrazně zpomalil. K ustálení korozní rychlosti došlo po cca 200 hodinách na hodnotě 0,12 mm/rok.



Obr. 43 Závislost korozní rychlosti na době expozice

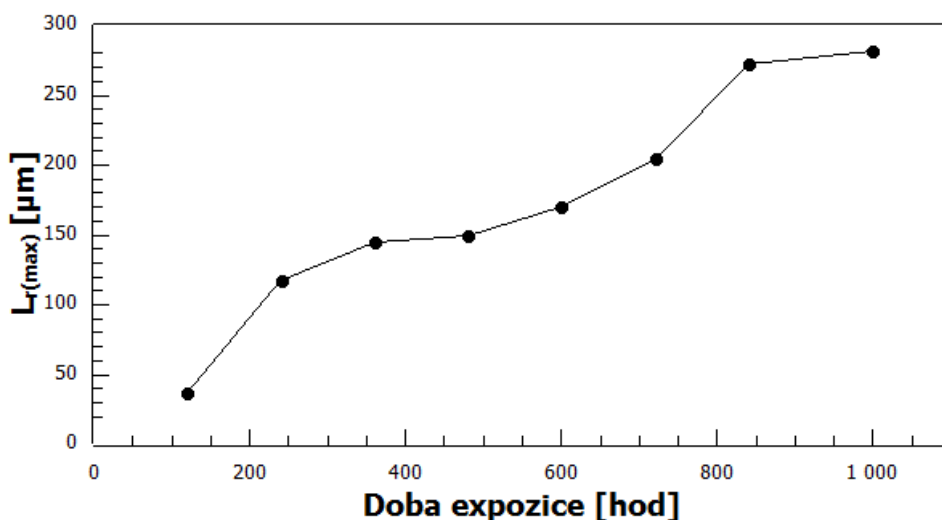
Korozní napadení plochých referenčních vzorků po expozici 3 až 1000 hodin bylo opět hodnoceno pomocí optického interferenčního profilometru. Vzhled korozního napadení plochých referenčních vzorků je dokumentován v příloze P1 na obrázku P1.3 a P1.4.

Na povrchu vzorku po tříhodinové expozici byly pozorovány známky korozního napadení. Korozní napadení povrchu bylo rovnoměrné, v několika oblastech na povrchu bylo pozorováno výrazné lokální korozní napadení (obr. P1.3a). Rozměrový úbytek plošnou korozi, určený jako průměr z 12 měření na řezu o délce 1,8 mm, odpovídal 0,48 μm . Maximální hloubka lokálního korozního napadení $L_{r(max)}$ dosahovala hodnoty 50,4 μm (obr. P1.3b).

Výrazné lokální korozní napadení bylo na plochých referenčních vzorcích pozorováno až po delší časové expozici. Na těchto vzorcích už byla hodnocena pouze maximální hloubka lokálního korozního napadení $L_{r(max)}$. Výsledky měření pro jednotlivé expozice jsou uvedeny v tab. 11 a graficky vyjádřeny na obr. 44. Ze srovnání vzhledu povrchu vzorků (obr. P1.4a až P1.4f) je patrné, že se zvyšující se dobou expozice se zvyšuje nejen hloubka, ale i šířka lokálního korozního napadení.

Tab. 11 Hloubky maximálního lokálního korozního napadení plochých referenčních vzorků

expozice [hod]	120	240	360	480	600	720	840	1000
$L_{r(max)}$	36,8	117,5	145,1	149,2	169,8	204,6	272,5	281,5



Obr. 44 Závislost hloubky lokálního korozního napadení na době expozice

Korozní napadení plochých referenčních vzorků po expozici 480 a 1000 hodin bylo dále hodnoceno pomocí světelného mikroskopu na metalografických výbrusech dle normy ČSN 03 8137 [57]. Hloubky maximálního lokálního korozního napadení $L_{r(max)}$, stanovené jako průměr z 5 měření, jsou uvedeny v tab. 12. Vzhled korozního napadení plochých referenčních vzorků po expozici 480 a 1000 hodin je dokumentován v příloze P2 na obrázku P2.1 (doba expozice 480 hod) a P2.2 (doba expozice 1000 hod).

Tab. 12 Hloubky lokálního korozního napadení plochých referenčních vzorků

expozice [hod]	480	1000
$L_{r(max)}$ [μm]	125 $\pm$ 10	295 $\pm$ 16

Mechanismus koroze slitiny AZ31

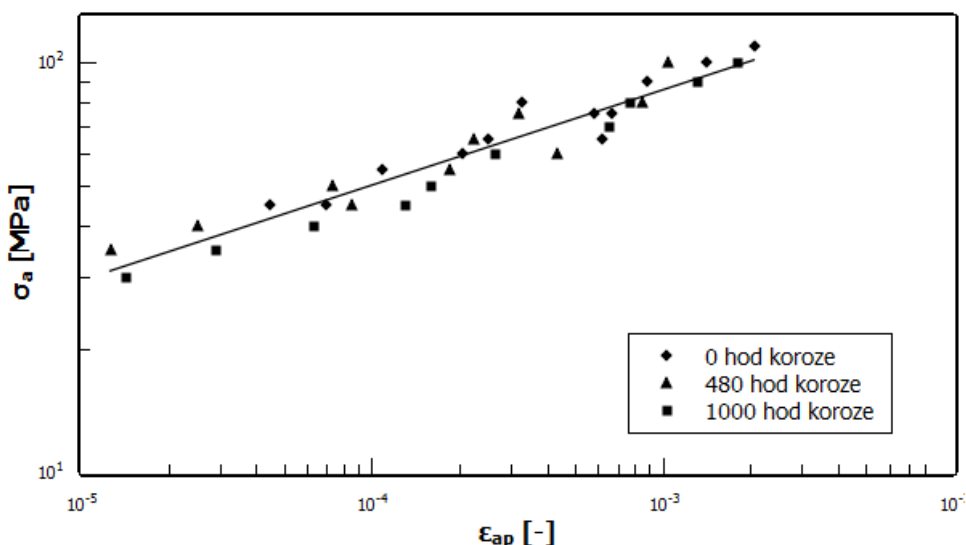
Mechanismus koroze byl hodnocen na plochých referenčních vzorcích po expozici 480 a 1000 hodin pomocí rastrovacího elektronového mikroskopu. Vzhled korozního napadení povrchu po expozici 480 hodin je dokumentován v příloze P2 na snímku P2.3. Z obrazové dokumentace je patrné, že se jedná o selektivní korozi, při které přednostně korodují osy dendritů. V příloze P1 na snímku P2.4 je dokumentován vzhled korozního napadení povrchu plochého referenčního vzorku po expozici 1000 hodin. Ze srovnání snímků po expozici 480 a 1000 hodin je patrné, že se zvyšující dobou expozice se mechanismus koroze nemění a korozní napadení je výraznější.

Mechanismus koroze slitiny AZ31 byl dále hodnocen metalograficky na příčných řezech. Mikrostruktura slitiny AZ31 po expozici 480 a 1000 hodin je uvedena v příloze P2 na obr. P2.5 a P2.6. Z metalografického hodnocení je patrné, že koroze probíhá selektivně i v rámci mikrostruktury. Materiál koroduje přednostně v oblastech, které se na metalografickém výbrusu jeví jako světlé a v okolí sekundárních částic (obr. P2.7). V oblastech, ve kterých se vyskytují fáze, nebo které se po naleptání jeví jako tmavé, je postup koroze do materiálu zpomalen.

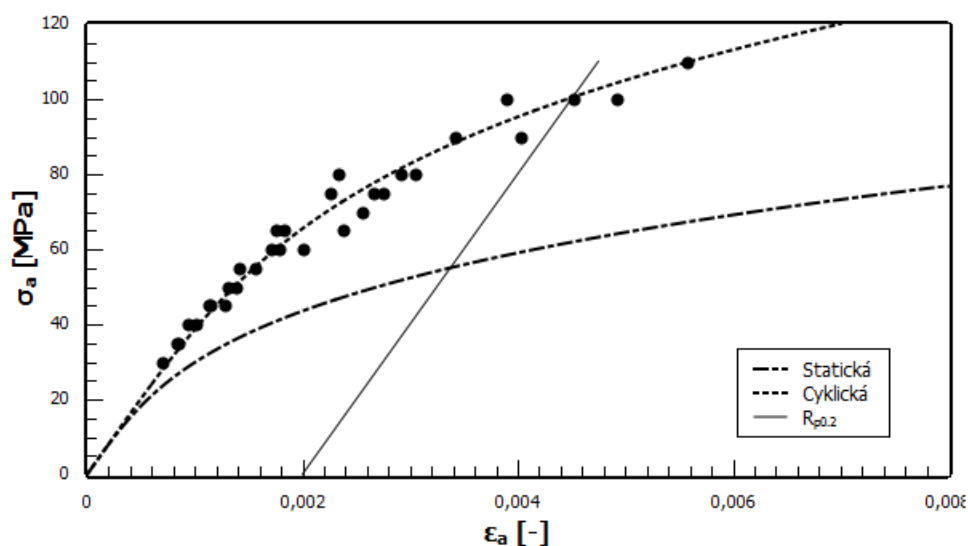
4.3.3 Hodnocení únavových vlastností po korozní degradaci

Na únavových zkušebních tělesech po korozní degradaci byl hodnocen vliv korozní degradace na cyklickou plasticitu a únavové chování slitiny AZ31 v nízkocyklové i vysokocyklové oblasti. Experimentální data v nízkocyklové oblasti byla stanovena opět na servohydraulickém testovacím systému Instron 8801 v módu řízení zátěžné síly v rozmezí amplitud smluvního napětí 35 až 100 MPa (doba expozice 480 hod) a 30 až 100 MPa (doba expozice 1000 hod) při konstantní frekvenci 3, resp. 20 Hz při nižších amplitudách napětí. Zkoušky probíhaly při sinusovém průběhu zadané veličiny s asymetrií $R = -1$. Pro nastavení vstupních hodnot byl použit nosný průřez zkušebních těles v základním stavu.

V rámci stanovení únavových charakteristik slitiny AZ31 po korozní degradaci byl nejprve hodnocen vliv korozní degradace na cyklickou plasticitu materiálu. Experimentální body cyklické deformační křivky v log-log souřadnicích σ_a - ε_{ap} jsou vyneseny v grafické závislosti na obr. 45. Statistickým zpracováním hodnot deformační odezvy na daných hladinách zatěžování bylo zjištěno, že cyklická deformační odezva slitiny AZ31 se v důsledku korozní degradace nemění a experimentální data pro všechny stavy (0, 480 a 1000 hodin koroze) bylo možno proložit jedinou regresní křivkou podle vztahu (3.2). Na obr. 46 je srovnání statické a cyklické deformační křivky opět proložené jedinou regresní křivkou pro všechny stavy dle rovnice (4.2). Z grafické závislosti je patrné, že i u materiálu po korozní degradaci dochází při cyklickém zatěžování k výraznému zpevnění. Mez kluzu se zvýšila z hodnoty 64 MPa na hodnotu 101 MPa, která odpovídá cyklické mezi kluzu. Získané materiálové parametry jsou uvedeny v tab. 13.



Obr. 45 Cyklická deformační křivka v log-log souřadnicích pro všechny stavy

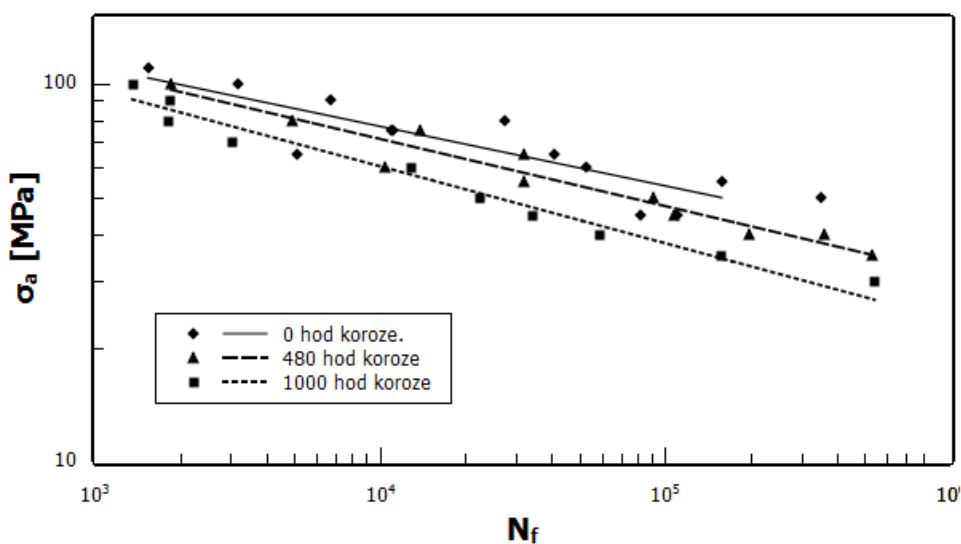


Obr. 46 Srovnání statické a cyklické deformační křivky

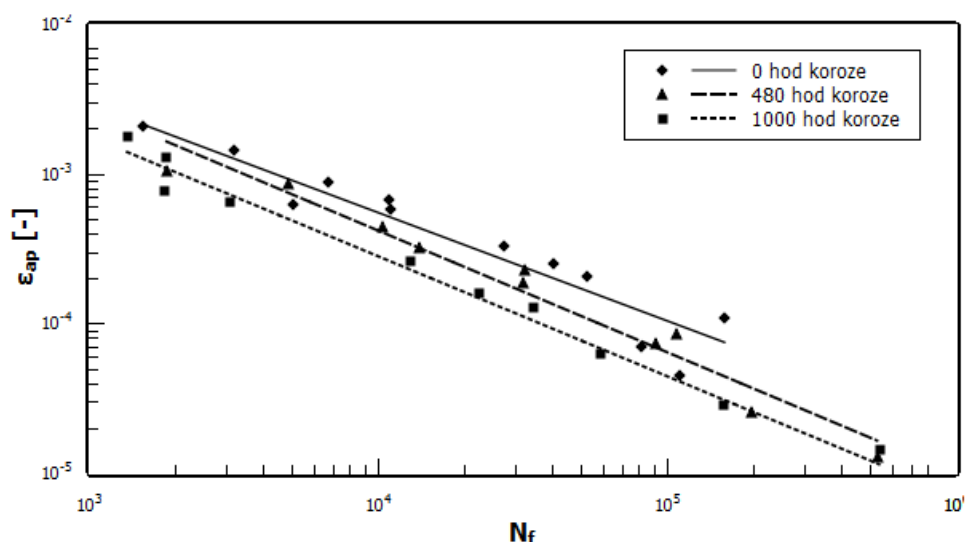
Tab. 13 Materiálové parametry cyklické plasticity

CDK			Ramberg-Osgood		
K' [MPa]	n'	$R_{p0,2}'$ [MPa]	σ_0 [MPa]	m	$R_{p0,2}''$ [MPa]
427	0,23	102	500	3,86	101

Vliv korozní degradace na únavové chování slitiny AZ31 v nízkocyklové oblasti je vyjádřen závislostí Wöhler-Basquinovou (obr. 47) a odvozenou Manson-Coffinovou (obr. 48). Křivky byly proloženy mocninnými závislostmi (3.4) a (3.5) pro základní materiál (0 hod koroze) a po korozní degradaci 480 a 1000 hodin. Získané parametry jsou uvedeny v tab. 13.



Obr. 47 Wöhler-Basquinovy křivky



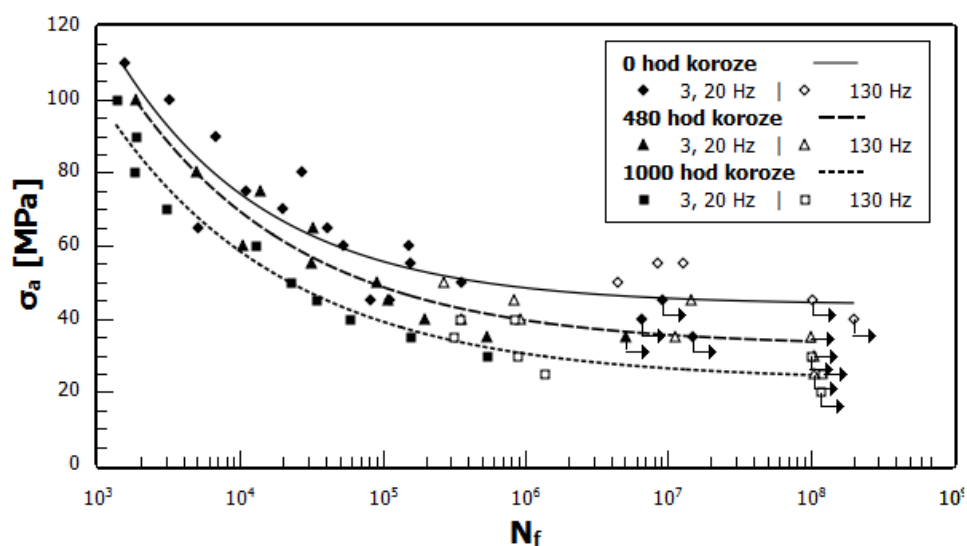
Obr. 48 Manson-Coffinovy křivky

Tab. 14 Souhrn regresních parametrů Wöhler-Basquinovy a Manson-Coffinovy závislosti

Expozice [hod]	σ_f [MPa]	b [-]	ε_f [-]	c [-]
0	407,02	-0,169	0,742	-0,729
480	414,04	-0,178	0,747	-0,813
1000	452,92	-0,203	0,792	-0,802

Pro doplnění dat v oblasti časované únavové životnosti byly provedeny únavové zkoušky na rezonančním pulsátoru Amsler v rozmezí amplitud smluvního napětí 25 až 50 MPa (doba expozice 480 hod) a 20 až 40 MPa (doba expozice 1000 hod) při frekvenci 130 ± 5 Hz. Experimentální data v nízkocyklové a vysokocyklové oblasti byla vynesena v semilogaritmických souřadnicích σ_a - N_f (obr. 49) a proložena funkcí Stromayer (4.2). Z grafické závislosti je patrné, že v důsledku předcházející koroze došlo ke snížení únavové životnosti. V tab. 15 jsou uvedeny hodnoty meze únavy pro 10^8 cyklů. Pokles meze únavy je dán lokálním korozním napadením, které na únavových zkušebních tělesech plní funkci vrubu. Podle rovnice (4.7) [45] byly určeny hodnoty vrubových součinitelů β (tab. 15), tj. podíl meze únavy hladkého tělesa a tělesa s vrubem. Pro určení vlivu korozní degradace v závislosti na počtu cyklů byly určeny vrubové součinitele i pro $N_f = 10^5$

$$\beta = \frac{\sigma_c}{\sigma_{cn}} \quad (4.7)$$

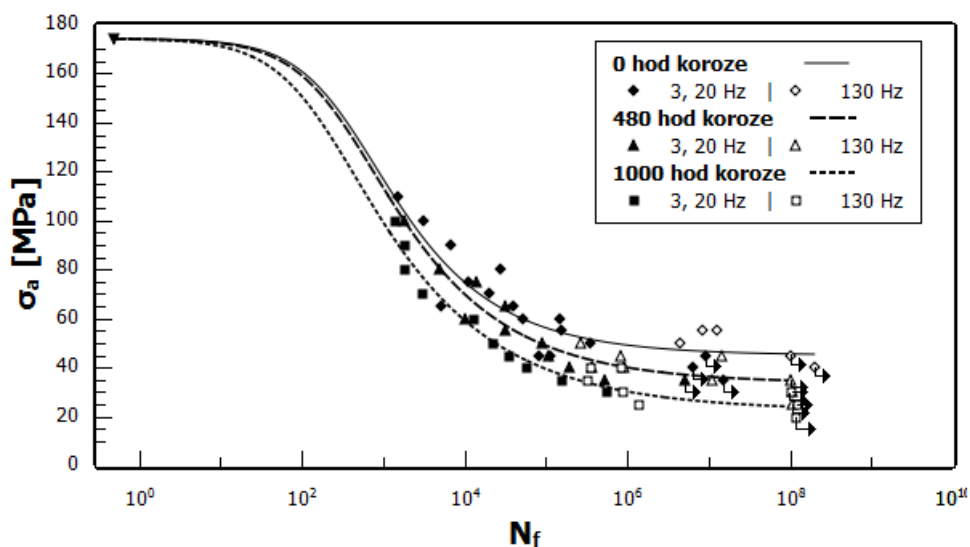


Obr. 49 Experimentální data v nízkocyklové a vysokocyklové oblasti proložená funkcí Strömayer

Tab. 15 Vrubové součinitele pro 10^8 a 10^5 cyklů

expozice [hod]	Strömayer				Palmgren			
	$N_f = 10^8$		$N_f = 10^5$		$N_f = 10^8$		$N_f = 10^5$	
	σ_c [MPa]	β	σ_a [MPa]	β	σ_c [MPa]	β	σ_a [MPa]	β
0	44,5	-	55,3	-	45,5	-	49,17	-
480	33,8	1,32	48,6	1,14	34,6	1,31	40,12	1,23
1000	24,6	1,81	39,1	1,41	24,0	1,90	30,32	1,62

Experimentální data v celé oblasti únavového života, tj. od prvního půlcyklu reprezentovaného hodnotou R_m až do $2 \cdot 10^8$ cyklů byla dále proložena funkcí Palmgren (obr. 50) podle rovnice (4.4). Pro 10^8 cyklů byly určeny meze únavy pro všechny stavy a dále také vrubové součinitele β (tab. 15), které byly určeny i pro 10^5 cyklů.



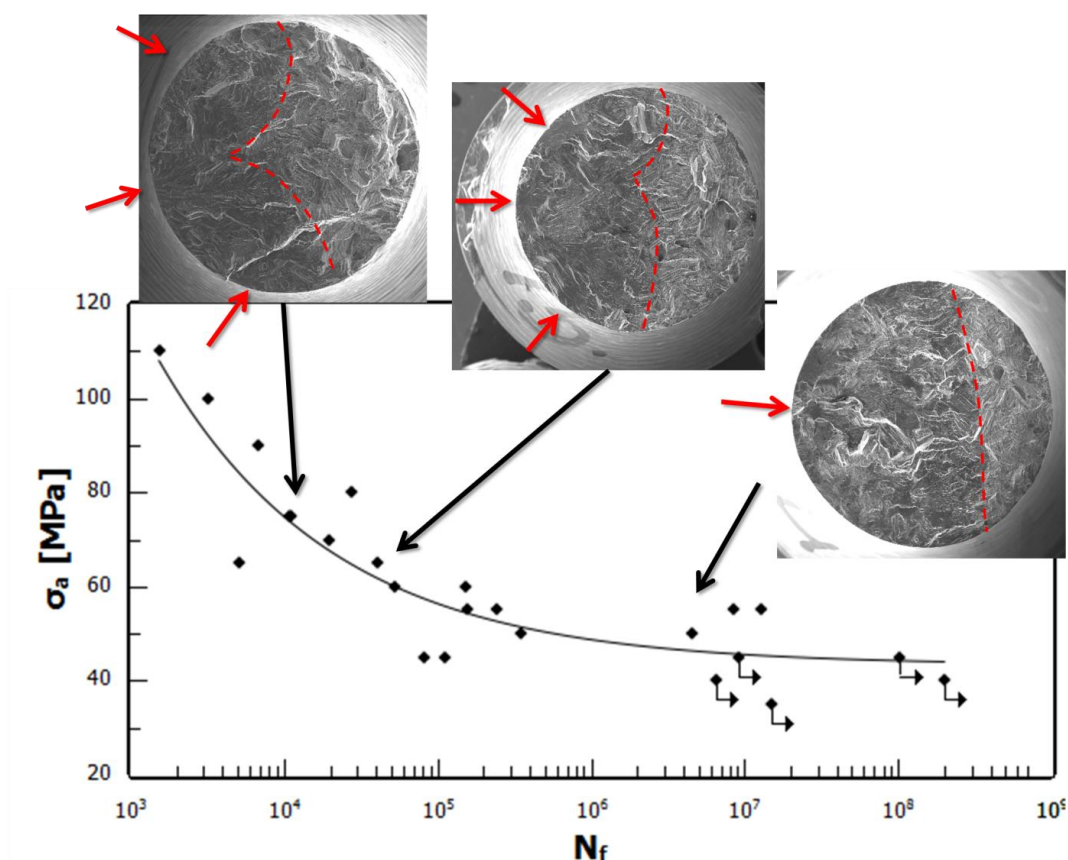
Obr. 50 Experimentální data v celé oblasti únavového života proložená funkcí Palmgren

4.3.4 Fraktografická analýza

Lomové plochy vybraných zkušebních těles v základním stavu i po korozní degradaci byly podrobeny fraktografické analýze na rastrovacím elektronovém mikroskopu PHILIPS XL30 s mikroanalyzátorem EDAX.

Fraktografická analýza zkušebních těles v základním stavu

Fraktografickou analýzou únavových zkušebních tělesech slitiny AZ31 v základním stavu byl posouzen vliv amplitudy napětí na vzhled lomových ploch. V grafické závislosti na obr. 51 je dokumentován celkový vzhled lomových ploch pro různé amplitudy napětí. Ze srovnání vzhledu lomových ploch na různých hladinách napětí je patrné, že s klesající amplitudou napětí dochází ke zmenšování oblasti statického dolomu. Únavové trhliny iniciovaly na povrchu zkušebních těles, u těles zatěžovaných na vyšších hladinách napětí bylo pozorováno více míst iniciace. V příloze P3 na snímku P3.1a je dokumentován snímek typické oblasti iniciace, se štěpnou fazetou v místě iniciace. V oblasti šíření byly pozorovány únavové strie (P3.1b). Na obrázku P3.1 jsou dále dokumentovány oblasti dolomu u zkušebních tělesech namáhaných na vysoké (P3.1c) a nízké (P3.1d) hladině napětí. Oblast statického dolomu se vyznačovala transkrystalickým tvárným lomem s více či méně výraznou jamkovou morfologií.



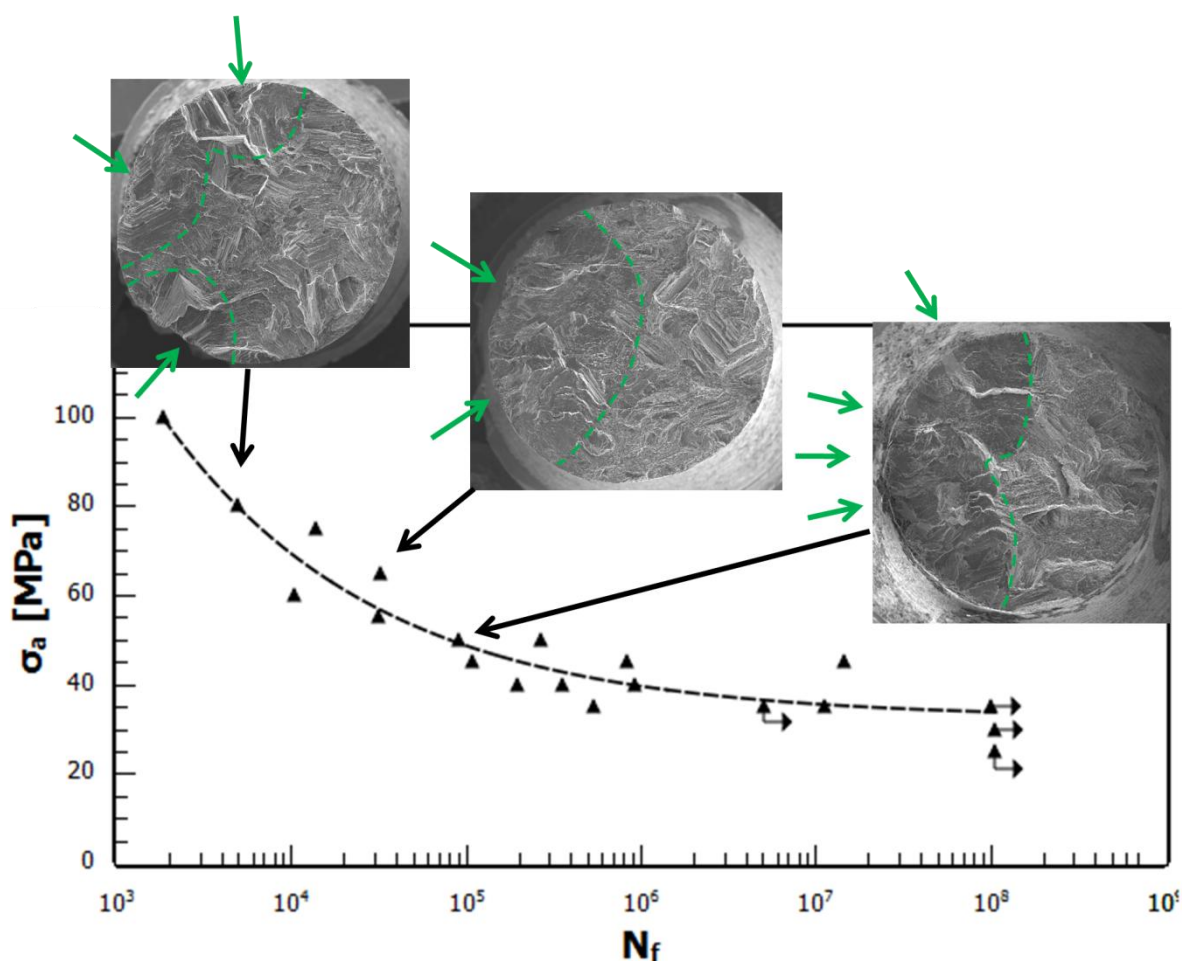
Obr. 51 Vliv amplitudy napětí na vzhled lomové plochy únavových zkušebních vzorků

Podrobnou fraktografickou analýzou všech únavových zkušebních těles byly zjištěno, že k iniciaci únavových trhlin docházelo i v důsledku výskytu shluků vměstků na povrchu zkušebních těles. Oblast iniciace jednoho z těchto vzorků ($\sigma_a = 75$ MPa) je dokumentována v příloze P3.2 na obrázku P3.2a, na obrázku P3.2b je pak snímek stejné oblasti v módu BSE.

Pomocí EDS analýzy bylo určeno, že se jedná o částice na bázi AlMn. Menší shluk těchto částic v oblasti iniciace byl pozorován i na vzorku zatěžovaném na hladině 60 MPa (obr. P3.3).

Fraktografická analýza zkušebních těles po korozní degradaci

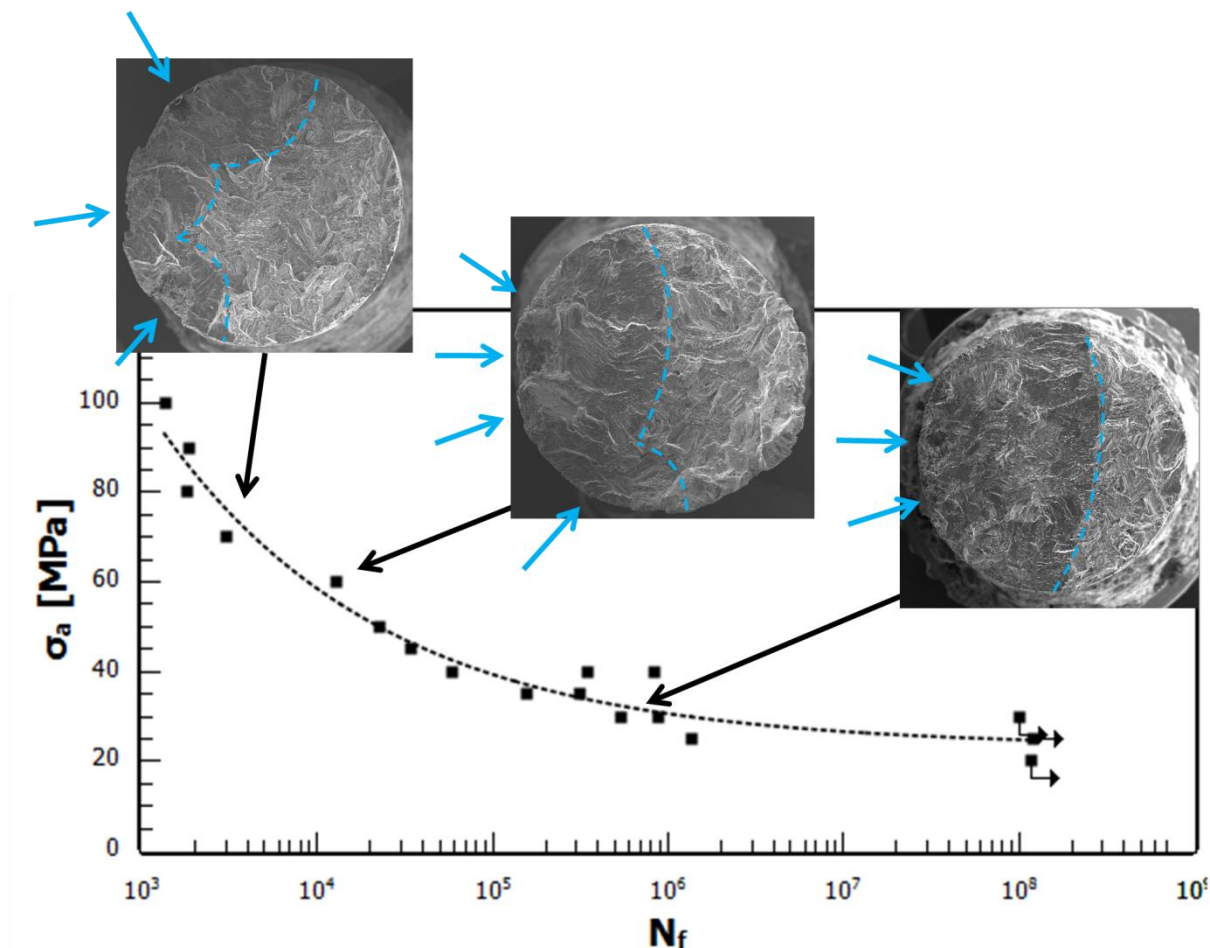
Na zkušebních tělesech po korozní degradaci byl posuzován vliv zatížení a doby expozice na vzhled lomové plochy. Ze vzhledu lomových ploch v grafické závislosti na obr. 52 je patrné, že u zkušebních těles po korozní degradaci 480 hodin nebyl počet míst iniciace ovlivněn hladinou napětí, na které bylo těleso zatěžováno. Stejně jako u materiálu v základním stavu se velikost oblasti statického dolomu zmenšovala s klesající amplitudou napětí.



Obr. 52 Vliv amplitudy napětí na vzhled lomové plochy zkušebních vzorků po korozi 480 hod

Fraktografické hodnocení lomových ploch zkušebních těles po korozní degradaci 480 hodin je dokumentováno v příloze P3 na obr. P3.4. Z fraktografické analýzy vyplývá, že k iniciaci únavových trhlin docházelo v místech lokálního korozního napadení povrchu. Typická oblast iniciace je zachycena na snímcích P3.4a a P3.4b, hloubka korozního napadení v tomto případě odpovídala cca 300 μm . V oblasti šíření byly pozorovány únavové striace (obr. P3.4c), oblast statického dolomu se vyznačovala transkrystalickým tvárným lomem (obr. P3.4d).

Vliv amplitudy napětí na vzhled lomové plochy únavových zkušebních těles po expozici 1000 hodin je dokumentován na obr. 53. Ani po delší expozici nebyl pozorován vliv amplitudy napětí na počet míst iniciace únavové trhliny. Stejně jako u dvou předchozích stavů (0 a 480 hodin koroze) se velikost oblasti statického dolomu zmenšovala s klesající amplitudou napětí.



Obr. 53 Vliv amplitudy napětí na vzhled lomové plochy zkušebních vzorků po korozi 1000 hod

Fraktografické hodnocení lomových ploch zkušebních těles po korozní degradaci 1000 hodin je dokumentováno v příloze P3 na obr. P3.5. K iniciaci únavových trhlin docházelo v místech lokálního korozního napadení, které bylo výraznější než u zkušebních těles po 480 hodinách koroze. Na snímku P3.5a a P3.5b je dokumentována oblast iniciace únavové trhliny na korozním napadení o hloubce cca 800 μm . Ve stejné oblasti byly pozorovány mikrotrhliny iniciující na korozním napadení (Obr. P3.5c). V oblasti šíření byly pozorovány únavové striace (P3.5d), Oblast statického dolomu se vyznačovala transkrystalickým tvárným lomem (obr. P3.5e).

5. Diskuze výsledků

Chemické složení experimentálního materiálu, slitiny AZ31 vyrobené metodou squeeze casting (tab. 4) odpovídá chemickému složení dle ASTM. Mikrostruktura je tvořena tuhým roztokem δ , částicemi na bázi AlMn a dále také fází γ ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) a eutektikem ($\gamma + \delta$). Podle binárního diagramu Mg-Al a ternárního diagramu Mg-Al-Zn se ve slitině AZ31 nevyskytuje ani fáze γ , ani eutektikum. V literatuře byla hodnocena mikrostruktura slitiny AZ31 ve tvářeném stavu [41, 58, 59, 60] i v litém stavu [61]. Podle autorů prací [41, 58] je mikrostruktura tvářené slitiny tvořena tuhým roztokem a částicemi na bázi AlMn, autoři prací [59, 60] navíc analyzovali malé množství fáze γ . U lité slitiny byly dokumentovány jemné rovnoměrně distribuované částice γ s objemovým podílem do 5% [61].

Přítomnost eutektika v experimentálním materiálu lze vysvětlit velkou rychlostí tuhnutí slitiny odlité metodou squeeze casting, následným odměšením a výraznou chemickou a strukturní heterogenitou materiálu, která byla potvrzena analýzou rozložení prvků ve struktuře. V důsledku odměšení dochází k lokálnímu zvýšení koncentrace hliníku a vyloučení fáze γ a eutektika.

Ze zkoušky tahem byly stanoveny základní napěťové a deformační charakteristiky experimentálního materiálu: $R_m = 177 \text{ MPa}$, $R_{p0,2} = 64 \text{ MPa}$, $A = 8,8 \%$, $Z = 9 \%$. Ve srovnání se slitinou také vyrobenou metodou squeeze casting [6], vykazuje experimentální materiál srovnatelnou hodnotu meze pevnosti, o 28 % vyšší smluvní meze kluzu, a o 12 % nižší tažnost. Oproti tvářeným slitinám AZ31 vykazoval experimentální materiál výrazně nižší hodnoty napěťových i deformačních charakteristik. Válcovaná [4] a extrudovaná [5] slitina AZ31 dosahují až o 200 % vyšší mez kluzu, o 45% vyšší mez pevnosti a o 80% vyšší tažnost, než experimentální materiál vyrobený metodou squeeze casting. Vyšší hodnoty mechanických vlastností u tvářených materiálů jsou dány jemnějším zrnem a homogennější strukturou. U litých materiálů může být pokles mechanických vlastností způsoben také přítomností licích defektů, v závislosti na použité metodě odlévání. V případě výroby experimentálního materiálu metodou squeeze casting nebyly pozorovány výrazné slévárenské vady.

U základního materiálu byly dále hodnoceny únavové charakteristiky, tj. cyklická odezva a únavové chování v nízkocyklové a vysokocyklové oblasti. Srovnáním cyklické a statické deformační křivky bylo určeno, že experimentální materiál cyklicky zpevňuje, což je ve shodě s literaturou [4-6], mez kluzu se z hodnoty 64 MPa zvýšila na hodnotu 101 MPa pro cyklickou mez kluzu. Cyklická mez kluzu byla určena dvěma metodami. Hodnota cyklická mez kluzu $R_{p0,2}'$, určené pomocí rovnice (4.1) s využitím koeficientu a exponentu cyklického zpevnění, byla o 5 MPa vyšší, než hodnota $R_{p0,2}''$ určené pomocí funkce Ramberg-Osgood (4.2). Exponent cyklického zpevnění n' experimentálního materiálu vykazoval vyšší hodnotu, než u tvářené slitiny AZ31 [5]. To je dáno větší schopností plastické deformace litého materiálu, u tvářené slitiny je část plasticity vyčerpána při deformaci během výroby.

Pro nízkocyklovou oblast únavy byly pomocí regresních funkcí určeny parametry $\varepsilon'_{ef} = 1,45$, $c = -0,729$, $\sigma'_f = 410,52 \text{ MPa}$, $b = -0,169$. Parametry b a c experimentálního materiálu jsou ve shodě s výsledky pro tvářenou slitinu AZ31 [4]. Z důvodu vyšší plastické odezvy vykazoval litý experimentální materiál zvýšenou hodnotu parametru ε'_{ef} oproti tváření slitině [4].

Pro stanovení nejvhodnější funkce pro proložení Wöhlerovy křivky životnosti slitiny AZ31 byly srovnány různé regresní funkce. Regresní analýzou experimentálních dat v celé oblasti únavového života bylo určeno, že funkce Stromayer a funkce Palmgren nejlépe popisují chování experimentálního materiálu. Srovnáním příslušných parametrů

s parametrem b Basquinovy funkce bylo stanoveno, že chování experimentálního materiálu v nízkocyklové oblasti vystihuje lépe funkce Kohout-Věchet. Ta je však navržena pro materiály s oblastí trvalé únavové pevnosti a u hořčíkové slitiny AZ31 by mohlo při určování σ_c pro vyšší počty cyklů dojít ke zvýšení meze únavy nad skutečnou hodnotu. Hodnoty meze únavy pro 10^8 cyklů byly v podstatě totožné při proložení všemi použitými funkcemi ($\sigma_a = 45$ MPa).

Mez únavy experimentálního materiálu v základním stavu byla o 15 % vyšší než u slitiny AZ31 připravené metodou squeeze casting [6] až o 100 % nižší ve srovnání s válcovaným a ecapovaným materiálem [6].

Korozní napadení plochých referenčních vzorků bylo hodnoceno na povrchu optickým interferenčním profilometrem a pomocí světelného mikroskopu na metalografických výbrusech. Hloubka lokálního korozního napadení po expozici 480 hodin určená pomocí světelné mikroskopie byla nižší, než při použití optického profilometru. U plochých referenčních vzorků po expozici 1000 hodin byla hodnota naměřená pomocí světelného mikroskopu vyšší, než při použití optického interferenčního profilometru, z důvodu složitějšího tvaru korozního napadení. Vzorky po kratší expozici, kdy je možné korozní napadení snímat z povrchu vzorku, je vhodnější hodnotit nedestruktivní metodou optické profilometrie. Vzorky po delší expozici je nutné hodnotit pomocí světelné mikroskopie jako řezy, aby byly v měření zahrnuty i oblasti, které není možné snímat z povrchu vzorku (viz. obr. P2.2)

Rychlost koroze experimentálního materiálu v mlze 5% roztoku NaCl stanovená z hmotnostních úbytků odpovídá 0,12 mm/rok. V práci [12] byla stanovena korozní rychlost tlakově lité slitiny AZ91 v 5% solné mlze. U slitiny s nízkým obsahem nečistot (Fe, Ni, Cu) dosahovala korozní rychlost hodnot 0,19 mm/rok, korozní rychlost slitiny se zvýšeným obsahem nečistot odpovídala 0,54 mm/rok. Korozní rychlost tvářené slitiny AZ91 s nízkým obsahem nečistot a vysokým obsahem Mn v mlze 20% roztoku NaCl odpovídala 0,71 mm/rok [1]. Ze srovnání výsledků s dostupnými literárními údaji je zřejmé, že slitina AZ31 má v prostředí obsahujícím NaCl lepší korozní odolnost než slitina AZ91, což je v souladu s literaturou [60] a v rozporu s literaturou [41, 62]. V práci [60] autoři posuzovali slitinu AZ31 u které byla ve struktuře pozorována přítomnost fáze γ , oproti tomu autoři [41, 62] srovnávali slitinu AZ31 tvořenou pouze tuhým roztokem a sekundárními částicemi. Z toho srovnání lze předpokládat, že korozní odolnost AZ31 je vyšší, je-li ve struktuře vyloučena fáze γ .

Na plochých referenčních vzorcích byl hodnocen mechanismus koroze experimentálního materiálu. Nejprve byl mechanismus koroze hodnocen pomocí rastrovacího elektronového mikroskopu. U experimentálního materiálu byla pozorována selektivní koroze, při které dochází přednostně ke korozi os dendritů, tedy oblasti tuhého roztoku s nejnižším obsahem hliníku. To bylo potvrzeno metalografickou analýzou řezů, při které byla pozorována snížená korozní rychlost oblastí, které se po naleptání jeví jako tmavé, tj. oblast s vyšším obsahem hliníku. V těchto oblastech byla vyloučena fáze γ , případně eutektikum, které dále zpomalovaly korozní rychlost. Stejný efekt byl pozorován u Mg-Al-Zn slitin s vyloučenou fází γ a eutektikem [41, 62]. Na procesu koroze se podílely také sekundární částice, které jsou v mikrostruktuře experimentálního materiálu rozmístěny nezávisle na obsahu hliníku v tuhém roztoku. Tyto částice vytváří mikrogalvanické články s tuhým roztokem a ten pak v okolí částic koroduje vyšší rychlostí. Toto zjištění je v souladu s literaturou [41, 58].

Na únavových zkušebních tělesech po korozní degradaci byl hodnocen vliv korozní degradace na cyklickou plasticitu a únavové chování slitiny AZ31. Cyklické deformační

odezvy materiálu v základním stavu a po korozi 480 a 1000 hodin bylo možné proložit jedinou regresní křivkou, cyklická deformační odezva materiálu se tedy v důsledku korozní degradace nemění. To potvrzuje i fakt, že hodnoty cyklické mez kluzu $R_{p0,2}$ určené pomocí funkce Ramberg-Osgood (4.2), byly totožné u základního materiálu i po korozní degradaci.

Experimentální data materiálu v základním stavu a po korozi 480 a 1000 hodin byla v nízkocyklové oblasti proložena funkcí Wöhler-Basquin (obr. 46) a dále byly určeny hodnoty součinitele únavové pevnosti σ'_f a exponentu únavové pevnosti b pro jednotlivé stavy. Vlivem většího lokálního korozního napadení u delší doby koroze došlo k mírnému nárůstu strmosti Wöhler-Basquinových křivek, tedy zvýšení exponentu únavové pevnosti b . Větší rozdíly mezi získanými koeficienty únavové pevnosti σ'_f , je pravděpodobně způsoben strukturní a chemickou heterogenitou litého materiálu. Ze srovnání Wöhler-Basquinových křivek materiálu v základním stavu a po korozi 480 a 1000 hodin je patrné, že vliv korozní degradace na únavovou životnost je výraznější při vyšších počtech cyklů.

Data v nízkocyklové a vysokocyklové oblasti byla proložena funkcí Stromayer a stanoveny hodnoty meze únavy pro 10^8 cyklů. Mez únavy u základního stavu odpovídala hodnotě 44,5 MPa. U materiálu po korozi 480 hodin došlo k poklesu na hodnotu 33,8 MPa a na hodnotu 24,6 MPa po korozi 1000 hodin. Vrubový účinek korozního napadení byl vyjádřen hodnotou vrubového součinitele β . Pro materiál po korozi 480 hodin byl stanoven součinitel $\beta = 1,32$ pro materiál po korozi 1000 hodin pak $\beta = 1,81$. Srovnáním s hodnotami vrubového součinitele pro 10^5 cyklů bylo potvrzeno, že vliv korozní degradace na únavovou životnost je výraznější při vyšších počtech cyklů.

Experimentální data v celé oblasti únavového života byla dále proložena funkcí Palmgren. Mez únavy pro 10^8 u základního stavu, získaná tímto proložením, odpovídala hodnotě 45,5 MPa. U materiálu po korozi 480 hodin došlo k poklesu na hodnotu 34,6 MPa a na hodnotu 23,7 MPa po korozi 1000 hodin. Procentuelní pokles meze únavy u stavů po korozi, při proložení funkcí Palmgren, odpovídá procentuelnímu poklesu při proložení funkcí Stromayer.

Autoři práce [6] hodnotili vliv korozní degradace na únavovou životnost tvářené slitiny AZ31. Únavové vlastnosti byly stanoveny na plochých zkušebních tělesech po korozní degradaci v mlze 5% NaCl po dobu 6 hodin. Mez únavy základního materiálu pro 10^7 cyklů odpovídala hodnotě 154 MPa, mez únavy stanovená na zkušebních tělesech po korozní degradaci odpovídala 80 MPa. Pokles meze únavy pro 10^7 po expozici 6 hodin tedy odpovídal 48 %. Pokles meze únavy v důsledku korozní degradace u experimentálního materiálu hodnoceného v této práci odpovídal 23 % po expozici 480 hodin a 42 % po expozici 1000 hodin. Tento pokles meze únavy byl způsoben především vrubovým účinkem korozního napadení, nosný průřez se vlivem korozní degradace snížil maximálně o 1,6 %.

V literatuře [6] byla použita plochá zkušební tělesa, jejichž nosný průřez se zmenšil maximálně o 3%. Na plochých zkušebních tělesech s průřezem 2×12 mm to znamenalo zmenšení kratšího rozměru na 1,4 mm. Na poklesu meze únavy se tedy podílel vrubový účinek korozního napadení, ale i výrazné zmenšení nosného průřezu vlivem koroze.

Lomové plochy vybraných zkušebních těles v základním stavu i po korozní degradaci byly podrobeny faktografické analýze na rastrovacím elektronovém mikroskopu. Hodnocen byl vliv amplitudy a korozního napadení na vzhled lomové plochy. U zkušebních těles v základním stavu se s rostoucí amplitudou napětí zvyšoval počet míst iniciace. Na zkušebních tělesech po korozní degradaci iniciovaly únavové trhliny na lokálním korozním napadení, počet míst iniciace nebyl závislý na hladině napětí, na které bylo těleso zatěžováno. U základního stavu i stavu po korozní degradaci 480 a 1000 hodin se velikost oblasti statického dolomu zmenšovala s klesající amplitudou napětí. Oblast statického dolomu se vyznačovala transkrystalickým tvárným lomem, což je ve shodě s literaturou [63].

6. Závěry

Z výsledků hodnocení cyklické odezvy a únavového chování hořčíkové slitiny AZ31 v litém stavu a po korozní degradaci 480 a 1000 hodin v mlze neutrálního 5% roztoku chloridu sodného, metalografické analýzy a fraktografického hodnocení lze stanovit tyto závěry:

- Mikrostruktura slitiny AZ31 vyrobené metodou squeeze casting je tvořena substitučním tuhým roztokem hliníku v hořčíku δ , intermediální fází γ ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$), eutektikem ($\gamma + \delta$) a částicemi na bázi AlMn s různým stechiometrickým poměrem. Materiál se vyznačuje vysokou heterogenitou, hranice krystalizačních útvarů a okolí vyloučených fází obsahují vyšší podíl hliníku.
- Základní napěťové a deformační charakteristiky získané ze zkoušky tahem odpovídají hodnotám: $R_m = 177 \text{ MPa}$, $R_{p0,2} = 64 \text{ MPa}$, $A = 8,8 \%$, $Z = 9 \%$.
- Slitina AZ31 v základním stavu cyklicky zpevňuje, mez kluzu se zvýšila z hodnoty 64 MPa na hodnotu 101 MPa pro cyklickou mez kluzu. Z Wöhler-Basquinovy závislosti byly určeny parametry $\sigma_f' = 410,52$ a $b = -0,169$. Z Mansonovy-Coffinovy křivky byly určeny parametry $\varepsilon_{ef}' = 1,45$ a $c = -0,78$ a tranzitní počet cyklů $N_t = 1025$ při hodnotě $\varepsilon_{ap} = 2,7 \cdot 10^{-3}$.
- Únavové chování slitiny AZ31 v nízkocyklové oblasti nejlépe vystihuje funkce Kohout-Věchet, chování v celé oblasti únavového životnosti nejlépe popisují funkce Stromayer a funkce Palmgren. Pro 10^8 cyklů byla na základě regrese stanovena mez únavy základního materiálu $\sigma_c = 44,5 \text{ MPa}$.
- Korozní napadení únavových zkušebních těles je v důsledku tvarového faktoru výraznější, než u plochých referenčních vzorků.
- Maximální hloubka lokálního korozního napadení na únavových zkušebních tělesech změřená pomocí optického interferenčního profilometru odpovídá 337 μm po korozi 480 hodin a 989 μm po expozici 1000 hodin.
- Maximální hloubka lokálního korozního napadení na plochých referenčních vzorcích změřená pomocí optického interferenčního profilometru odpovídá 149,2 μm po korozi 480 hodin a 281,5 μm po expozici 1000 hodin. Při hodnocení hloubky lokálního korozního napadení na metalografických výbrusech pomocí světelného mikroskopu byly stanoveny hloubky $125 \pm 10 \mu\text{m}$ po korozi 480 hodin a $295 \pm 16 \mu\text{m}$ po korozi 1000 hodin. Vzorky po delší časové expozici je nutné hodnotit pomocí světelné mikroskopie jako řezy, aby byly v měření zahrnuty i oblasti, které není možné snímat z povrchu vzorku.
- Korozní rychlost slitiny AZ31 vyrobené metodou squeeze casting odpovídá po ustálení hodnotě 0,12 mm/rok. Slitina podléhá selektivní korozi, přednostně korodují oblasti s nízkým obsahem hliníku. Oblasti s vysokým obsahem hliníku, fáze γ a eutektikum korozní děj zpomalují.
- Sekundární částice na bázi AlMn vytváří mikro-galvanické články s tuhým roztokem δ a urychlují korozi.
- Cyklická mez kluzu $R_{p0,2}''$ slitiny AZ31 po korozní degradaci 480 a 1000 hodin odpovídá hodnotě 101 MPa, materiál po korozní degradaci cyklicky zpevňuje. Cyklická deformační odezva materiálu se v důsledku korozní degradace nemění.

- V důsledku korozní degradace dochází ke zvyšování strmosti Wöhler-Basquinových křivek. Parametr b se zvýšil z hodnoty $-0,169$ pro základní stav na hodnotu $-0,203$ pro stav po korozi 1000 hodin.
- Se zvyšující se dobou korozní degradace klesá únavová životnost v důsledku lokálního korozního napadení, které způsobuje snadnější iniciaci únavových trhlin. Tento efekt je výraznější na nižších hladinách zátěžných cyklů. Mez únavy pro 10^8 cyklů slitiny AZ31 po korozi 480 hodin odpovídá hodnotě $33,8$ MPa, po korozi 1000 hodin pak hodnotě $24,6$ MPa. Vrubový součinitel $\beta = 1,32$ pro materiál po korozi 480 hodin, pro materiál po korozi 1000 hodin pak $\beta = 1,81$.
- U zkušebních těles v základním stavu dochází k iniciaci únavových trhlin na povrchu zkušebních vzorků, případně na shlucích jemných sekundárních částic. U únavových zkušebních těles po korozní degradaci únavové trhliny iniciují na lokálním korozním napadením.

7. Seznam použité literatury

- [1] AVEDESIAN, M., BAKER, H. ASM Speciality Handbook – *Magnesium and magnesium alloys*. Ohio, USA: ASM International, 1999. 314s. ISBN 0871706571.
- [2] ROUČKA, J. *Metallurgie neželezných slitin*. Brno: CERM, 2004. 148s. ISBN 8021427906.
- [3] POTZIES, C., KAINER, K.U. Fatigue of Magnesium Alloys. *Advanced Engineering Materials*. [online]. 2004, 6, 5, [cit. 2011-05-15]. Dostupný z WWW: www.onlinelibrary.wiley.com
- [4] HASEGAWA, S., TSUCHIDA, Y., YANO, H., MATSUI, M. Evaluation of low cycle fatigue life in AZ31 magnesium alloy. *International Journal of Fatigue*. [online]. 2007, 29, 9-11, [cit. 2011-05-15]. Dostupný z WWW: www.sciencedirect.com.
- [5] BEGUM, S., CHEN, D.L., XU, S., LUO, A.A. Low cycle fatigue properties of an extruded AZ31 magnesium alloy. *International Journal of Fatigue*. [online]. 2009, 31, 4, [cit. 2011-05-15]. Dostupný z WWW: www.sciencedirect.com.
- [6] ZÚBEROVÁ, Z., KUNZ, L., LAMARK, T.T., ESTRIN, Y., JANEČEK, M. Fatigue nad Tensile Behavior of Cast, Hot-Rolled, and Severely Plastically Deformed AZ31 Magnesium Alloy. *Metallurgical and Materials Science*. [online]. 2007, 38, 9, [cit. 2011-05-15]. Dostupný z WWW: www.springerlink.com.
- [7] GHALI, E. Corrosion Resistance of Aluminium and Magnesium Alloys- Understanding, Performance and Testing. New Jersey: John Wiley and Sons, 2010. 719s. ISBN 9780471715764.
- [8] LEIDHEISER, H.: *ASM Handbook*, Vol. 13A, Corrosion: Fundamentals of Corrosion Protection in Aqueous Solution, Ohio: ASM International, 2003. 1135 s. ISBN 9780871707055.
- [9] CHAMOS, A.N., PANTELAKIS, G., SPILIADIS, V. Fatigue behaviour of bare and pre-corroded magnesium alloy AZ31. *Materials and Design*. [online]. 2010, 31, 9, [cit. 2011-05-15]. Dostupný z WWW: www.sciencedirect.com.
- [10] SANKARAN, K. K.; PEREZ, R.; JATA, K.V. Effect of pitting corrosion on fatigue behavior of aluminium alloy 7075-T6: modeling and experimental studies. *Material Science and Engineering*. [online]. 2001, 297, 1-2, [cit. 2011-01-28]. Dostupný z WWW: www.sciencedirect.com.
- [11] APOSTOLOPOULOS, C.A.; PAPADOPOULOS, M.P. Tensile and low cycle fatigue behavior of corroded reinforcing steel bars S400. *Construction and Building Materials*. [online]. 2007, 21, 1, [cit. 2011-01-28]. Dostupný z WWW: www.sciencedirect.com.
- [12] PTÁČEK, L. a kol. *Nauka o materiálu II*, Brno: CERM, 2002. 392s. ISBN 8072042483.

- [13] PTÁČEK, L. Slévárenské slitiny hořčíku. *Slévárenství*. 2004, 52, 2-3, s. 61-66.
- [14] ROUČKA, J. *Metalurgie neželezných slitin*. Brno: CERM, 2004. 148s. ISBN 8021427906.
- [15] PTÁČEK, L. a kol. *Nauka o materiálu I*, Brno: CERM, 2003. 505s. ISBN 8072042831.
- [16] JÍLEK, L., GREGER, M., KARAS V., VLČEK, M., SNÁŠEL, V. Tváření hořčíkových slitin. *Kovárenství* [online]. 2008, 31,[cit. 2011-10-01]. Dostupný z WWW: www.skcr.org/cz/download/Kovarenstvi31A.pdf.
- [17] SKOČOVSKÝ, P., PALČEK, P., KONEČNÁ, R., VÁRKOLY, L. *Konstruktivní materiály*. Žilina: EDIS ŽU Žilina, 2000. 268s. ISBN 8071006084.
- [18] PRŠKOVÁ, V. *Ultravysokocyklová únava hořčíkových slitin*. Žilina: Žilinská univerzita v Žilině, Strojnická fakulta, 2008. 82 s. Vedoucí dizertační práce Prof. Ing. Otakar Bokůvka, PhD.
- [19] *Machine design and mechanical engineering* [online]. 2011 [cit. 2011-05-13]. Processing. Dostupné z WWW: <http://www.ejsong.com/mdme/index.htm>.
- [20] SCHRADER, G.F., ELSHENNAWY, A.K, DOYLE, L.E. *Manufacturing processes and materials*, Dearborn: Society of Manufacturing Engineers, 2000. 842s. ISBN 9780872635173.
- [21] KAINER, K. *Magnesium-Alloys and Technology*, Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003. 285s. ISBN 9783527305704.
- [22] HRUBÝ, V.; TULKA, J. *Koroze a ochrana materiálů*. Brno: Vojenská akademie Brno, 1997. 140 s.
- [23] TULKA, J., RŮŽIČKA, M., *Koroze a stárnutí materiálů*. Brno: Vojenská Akademie Antonína Zápotockého, 1986. 85 s.
- [24] KOROZE A OCHRANA MATERIÁLŮ. Učební text pro presenční studium, [CD-ROM]. *Fakulta výrobních technologií a managementu Univerzity J.E. Purkyně v Ústí nad Labem*. 95 s.
- [25] KREJČÍŘOVÁ, D. *Pasivace hořčíkových slitin*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta chemická, 2008. 50 s. Vedoucí diplomové práce Ing. Martin Zmrzlý, Ph.D.
- [26] SHENG, G. M.; GONG, S. H.; Investigation of low cyclic fatigue behavior of building structural steels under earthquake loading. *Acta Metallurgica*. 1977, 10, 1, s. 51-55.
- [27] CLARK, P.N., HOEPPNER D.W. Pitting behavior and residual fatigue life of 2024-T3 aluminum considering loading and sheet thickness. *Journal of the Mechanical Behavior Materials* [online]. 2002, 13, 2, [cit. 2011-01-28]. Dostupný z WWW: www.reference-global.com.
- [28] JONES K. ; HOEPPNER D. W. Pit-to-crack transition in pre-corroded 7075-T6 aluminium alloy under cyclic loading. *Corrosion science*. [online] 2005, 47, 9, [cit. 2011-01-28]. Dostupný z WWW: www.sciencedirect.com.

- [29] BRAY, G. H.; BUCCI, R. J.; COLVIN, E.L.; KULAK, M. Effect of Prior Corrosion on the S/N Fatigue Performance of Aluminium Sheet Alloys 2024-T3 and 2524-T3. In SLUYS, A.W.; PIASCIK, R.S.; ZAWIERUCHA, R. *Effect of the Enviroment on the Initiation of Crack Growth*. Philadelphia: ASTM Inetrnational, 1997. s. 89-103.
- [30] GHALI, E. Some aspects of corrosion resistance of magnesium alloys. In PEKGUALERYUZ, M. O.; MACKENZIE, L. W. F. *International Symposium on Magnesium Technology in the Global Age*. Montreal : Canadian Institute of Mining, Metallurgy and Oetroleum, 2006. s. 271-293.
- [31] CRAMER, S. D, COVINO, B. S. *ASM Handbook*, Vol. 13B, Corrosion: Materials, Ohaio: ASM International, 2005. 704 s. ISBN 9780871707079.
- [32] POURBAIX, M. *Atlas of Electrochemical Equilibria in Aqueous Solutions*, Houston: National Association of Corrosion Engineers, 1974. 644 s. ISBN 09-1556-798-9.
- [33] CARLSON, B. E., JONES, J. W. The metallurgical aspects of the corrosion behavior of cast Mg-Al alloys. *Light Metals Processing and Applications*. Quebec: METSOC, 1993. s. 833-847.
- [34] LUNDER, O., NISANCIOGLU, HANSEN R.S. Corrosion of Die Cast Magnesium-Aluminium Alloy. Detroit: SAE International, 1993. s. 117-126.
- [35] ELIEZER, D., UZAN, P., AGHION, E. Corrosion behavior. *Magnesium Alloys, Science Technology and Applications*. Israel: S. Neaman Institute Technion, 2004. s. 231-257.
- [36] SONG, G., ATRENS, A., DARGUSCH, M. Influence of microstructure on the corrosion of diecast AZ91D. *Corrosion Science*. [online]. 1998, 41, 2, [cit. 2011-05-12]. Dostupný z WWW: www.Sciencedirect.com
- [37] HILLIS, J. E., SHOOK, S. O. Composition and Performance of an Improved Magnesium AS41 Alloy. *SAE Technical Papers*. Warrendale: SAE, 1989, Paper No. 890205.
- [38] TIWARI, B.L., BOMMARITO, J.J. A novel technique to evaluate the corrosion behavior of magnesium alloys. In KAPLAN, H.I. *Magnesium Technology 2002*. Warrendale: The Minerals, Metals and Materials Society, 2002. s. 269-275.
- [39] MATHIEU, S. at al. A corrosion study of main constituent phases of AZ91 magnesium alloys. *Corrosion science*. [online]. 2003,45, 12, [cit. 2011-03-16]. Dostupný z WWW: www.sciencedirect.com
- [40] ZHAO, M.C., LIU, M., SONG, G., ATRENS, A. Influence of Homogenization Annealing of AZ91 on Mechanical Properties and Corrosion Behavior. *Advanced Engineering Materials*. [online]. 2008, 10, 1-2, [cit. 2011-05-13]. Dostupný z WWW: www.onlinelibrary.wiley.com

- [41] MERINO, M.C., PARDO, A., ARRABAL, R., MERINO, S., CASAJÚS, P., MOHEDANO, M. Influence of chloride ion concentration and temperature on the corrosion behaviour of Mg-Al alloys in salt spray fog. *Corrosion Science* .[online]. 2010, 31, 9, [cit. 2011-05-15]. Dostupný z WWW: www.sciencedirect.com.
- [42] GHALI E., DIETZEL W., KAINER U. Testing of General and Localized Corrosion of Magnesium Alloys: A critical Review. *Journal of Materials Engineering and Performance*. [online]. 2004, 13,5, [cit. 2011-03-16]. Dostupný z WWW: www.springerlink.com
- [43] SONG, G., ATRENS, A. Corrosion mechanism of Magnesium Alloys. *Advanced Engineering Materials*. [online]. 1999, 1, 1, [cit. 2011-05-12]. Dostupný z WWW: www.onlinelibrary.wiley.com
- [44] CALLISTER, W.D. Fundamentals of Materials Science and Engineering. New York: John Wiley and Sons, 2001. 377 s. ISBN 047139551
- [45] KLESNIL, M.; LUKÁŠ, P. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. Praha : Academia, 1975. 224 s. ISBN 50921857
- [46] LAUSCHMANN, H. *Mezní stavy I*. Praha: Nakladatelství ČVUT, 2007. 71 s. ISBN 9788001036716.
- [47] STEPHENES, R. I., FATEMI, A., STEPHENES, R.R., FUCHS, H. O. *Metal fatigue in engineering*. New York: John Wiley and Sons, 2001, 472 s. ISBN 471510599.
- [48] HNILICA, F. *Únavové porušování kovových materiálů*. Praha: Nakladatelství ČVUT, 2005. 20 s. ISBN 8001033732.
- [49] POLÁK, J. *Cyklická plasticita a nízkocyklová únavová odolnost kovových materiálů*. Praha: Academia, 1986. 136 s.
- [50] POOK, L.P. *Metal fatigue: what it is, why it matters*. Dordrech: Springer, 2007. 264 s. ISBN 9781402055966.
- [51] SCHIJVE, J. *Fatigue of Structures and Materials*. Dordrech: Springer, 2009. 536 s. ISBN 1402068077.
- [52] POKLUDA, J. KROUPA, F., OBDRŽÁLEK, L. *Mechanické vlastnosti a struktura pevných látek*. Brno: PC-DIR, 1994. 385 s. ISBN 8021405759.
- [53] ČSN EN ISO 6892-1. *Kovové materiály - Zkoušení tahem: Zkušební metoda za pokojové teploty*. Praha, Český normalizační institut, 2010. 64 s.
- [54] DIN 50125. *Testing of metallic materials: Tensile test pieces*. Duetsches Institut Fur Normung E.V, 2009. 14 s.
- [55] ČSN EN ISO 9227 (03 8132). *Korozní zkoušky v umělých atmosférách – Zkoušky solnou mlhou*. Praha, Český normalizační institut, 2007. 24 s.
- [56] ČSN ISO 8407 (03 8102). *Koroze kovů a slitin: Odstraňování korozních zplodin ze vzorků podrobených korozním zkouškám*. Praha: Český normalizační institut, 1994. 12 s.
- [57] ČSN 03 8137. *Ochrana proti korozi. Kovy, slitiny a kovové povlaky: Metalografické vyhodnocování korozního napadení*. Praha: Český normalizační institut, 1990. 20 s.

- [58] ALVAREZ-LOPEZ, M., PEREDA, M. D., VALLE, J.A., FERNANDEZ-LORENZO, M., GARCIA-ALONSO, M.C., RUANO, O.A., ESCUDERO, M.L. Corrosion behaviour of AZ31 magnesium alloy with different grain size in simulated biological fluids, *Acta Biomaterialia*, [online]. 2010, 6, 5, [cit. 2011-05-16]. Dostupný z WWW: www.sciencedirect.com.
- [59] SONG, G-L., XU, Z.Q., The surface, microstructure and corrosion of magnesium alloy AZ31 sheet, *Electrochimica Acta*, [online]. 2010, 55, 13, [cit. 2011-05-16]. Dostupný z WWW: www.sciencedirect.com.
- [60] CHENG, Y., QIN, T., WANG, H., ZHANG, Z. Comparison of corrosion behaviors of AZ31, AZ91, AM60 and ZK magnesium alloys, *Transaction of Nonferrous Metals Society of China*, [online]. 2009, 19, 3, [cit. 2011-05-16]. Dostupný z WWW: www.sciencedirect.com.
- [61] TIAN, S., WANG, L., SOHN, K.Y., KIM, K.H., XU, Y., HU, Z. Microstructure evolution and deformation of AZ31 Mg-alloy during creep, *Material Science and Engineering*, [online]. 2006, 415, 1-2, [cit. 2011-05-16]. Dostupný z WWW: www.sciencedirect.com.
- [62] WANG, L., SHINOHARA, T., ZHANG, B-P. Corrosion behavior of Mg, AZ31, and AZ91 alloys in dilute NaCl solutions, *Journal of Solid State Electrochemistry*, [online]. 2010, 14, 10, [cit. 2011-05-18]. Dostupný z WWW: www.springerlink.com.
- [63] SONG, R.G., BLAWERT, C., DIETZEL, W., ATRENS, A. A study on stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement of AZ31 magnesium alloy, *Material Science and Engineering*, [online]. 2005, 399, 1-2, [cit. 2011-05-18]. Dostupný z WWW: www.sciencedirect.com.

8. Seznam použitých zkratk a symbolů

a	délka trhliny [mm]
a_0	aktivita oxidované formy, kritická délka trhliny [mm]
a_r	aktivita redukované formy
A	tažnost [%]
b	exponent únavové pevnosti [-]
CDK	cyklická deformační křivka
c	exponent únavové životnosti [-]
E	modul pružnosti [GPa], elektrický potenciál [V]
E^0	standardní elektrodový potenciál [V]
E_r	rovnovážný elektrický potenciál [V]
EDS	energieově disperzní spektroskopie
F	Faradayova konstanta (96485 C/mol)
FCC	mřížka kubická plošně středěná
K'	koeficient cyklického zpevnění [-]
K_C	součinitel intenzity napětí [$\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$]
K_{SCC}	součinitel intenzity napětí v korozním prostředí [$\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$]
KVZ	kovy vzácných zemin
LKG	litina s kuličkovým grafitem
$L_{r(\text{max})}$	maximální lokální korozní napadení [μm]
m	hmotnost [g]
m'	hmotnost po korozní degradaci [g]
n'	exponent cyklického zpevnění [-]
N_f	počet cyklů do lomu [-]
N_t	tranzitní počet cyklů [-]
PSP	perzistentní skluzové pásy
R	parametr asymetrie cyklu [-]
$R_{p0,2}$	smluvní mez kluzu [MPa]
$R_{p0,2}'$	cyklická mez kluzu [MPa]
R_m	mez pevnosti v tahu [MPa]
S	plocha [mm^2]
t	doba expozice [hod]

β	vrubový součinitel [-], intermetalická fáze $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$
γ	intermetalická fáze $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$
ΔK	faktor intenzity napětí [$\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$]
Z	kontrakce [%]
ε	deformace [-]
ε_a	amplituda celkové deformace [-]
ε_{ae}	amplituda elastické deformace [-]
ε_{ap}	amplituda plastické deformace [-]
ε'_f	součinitel únavové tažnosti [-]
σ	napětí [MPa]
σ_a	amplituda napětí [MPa]
σ_c	mez únavy [MPa]
σ_{Nc}	časovaná mez únavy [MPa]
σ_{cn}	mez únavy tělesa s vrubem [MPa]
σ'_f	součinitel únavové pevnosti [MPa]
σ_∞	horizontální asymptota Wöhlerovy křivky [MPa]
ρ	hustota materiálu [$\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$]
η	předpětí [V]

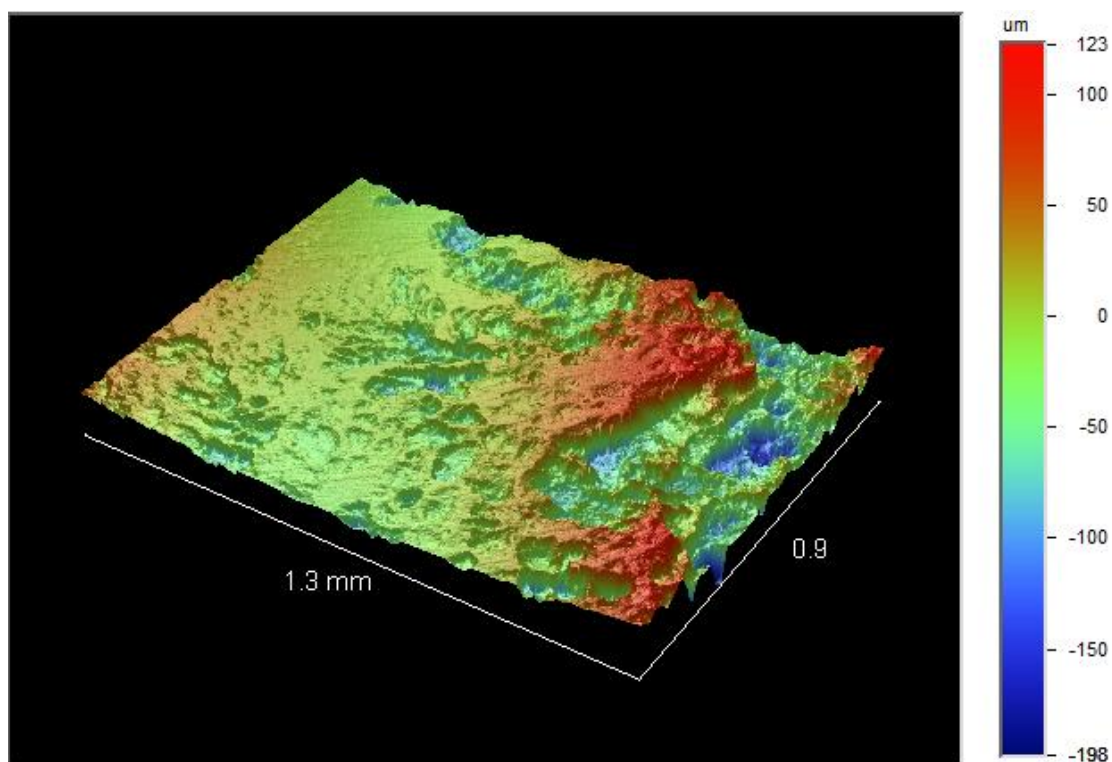
PŘÍLOHY

9. Seznam příloh

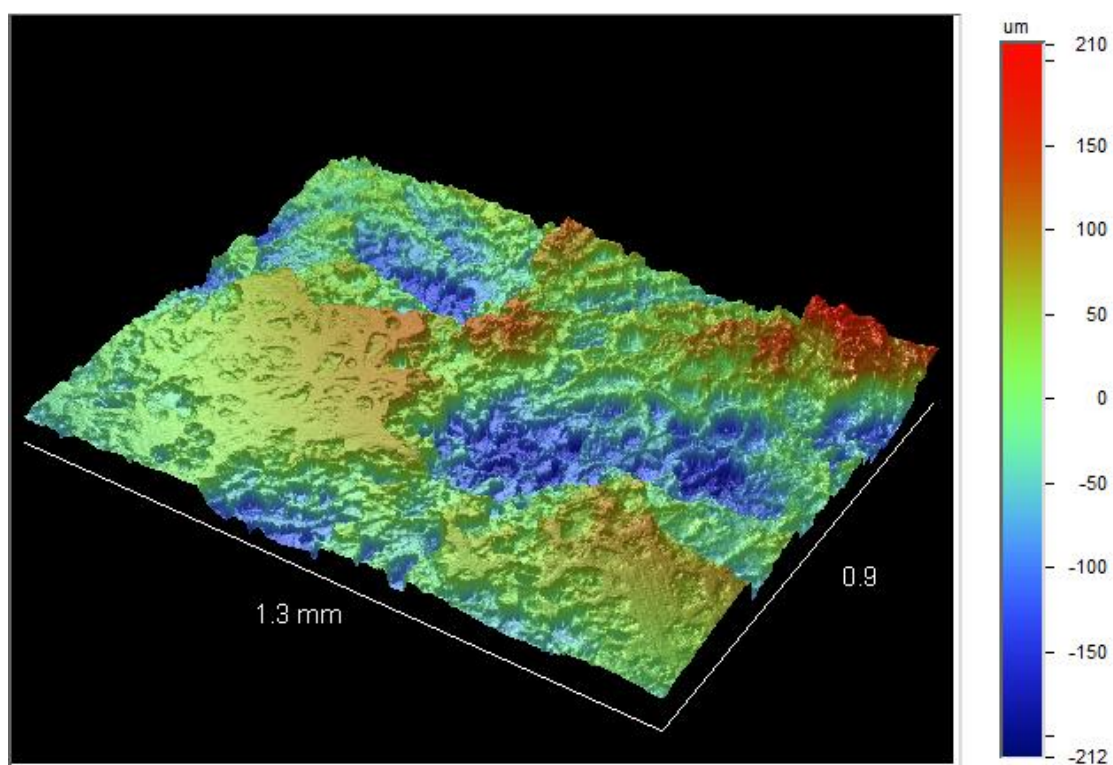
Příloha 1	Hodnocení korozního napadení hořčíkové slitiny AZ31 – optická interferenční profilometrie	I - 1
Příloha 2	Hodnocení korozního napadení hořčíkové slitiny AZ31, SM, SEM	II - 1
Příloha 3	Fraktografické hodnocení lomových ploch, SEM	III - 1

Příloha 1

**Hodnocení korozního napadení hořčíkové slitiny AZ31 – optická interferenční
profilometrie**

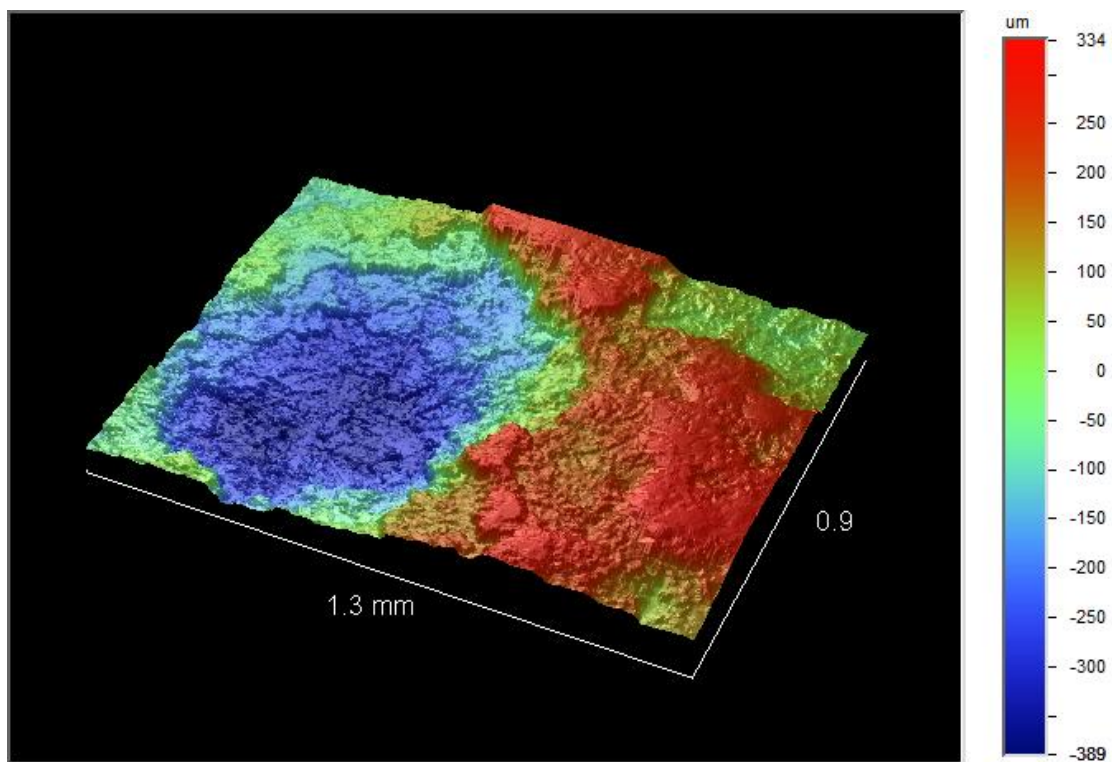


Obr. P1.1a

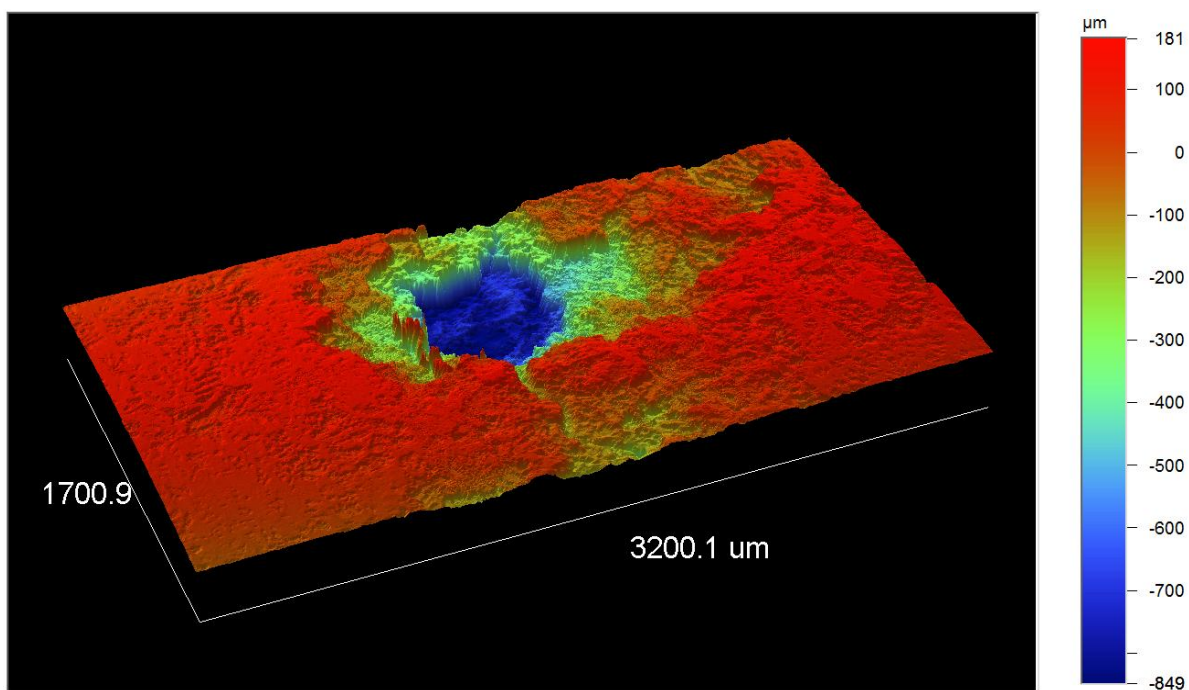


Obr. P1.1b

Obr. P1.1 Vzhled korozního napadení povrchu únavového zkušebního tělesa po expozici 480 hod

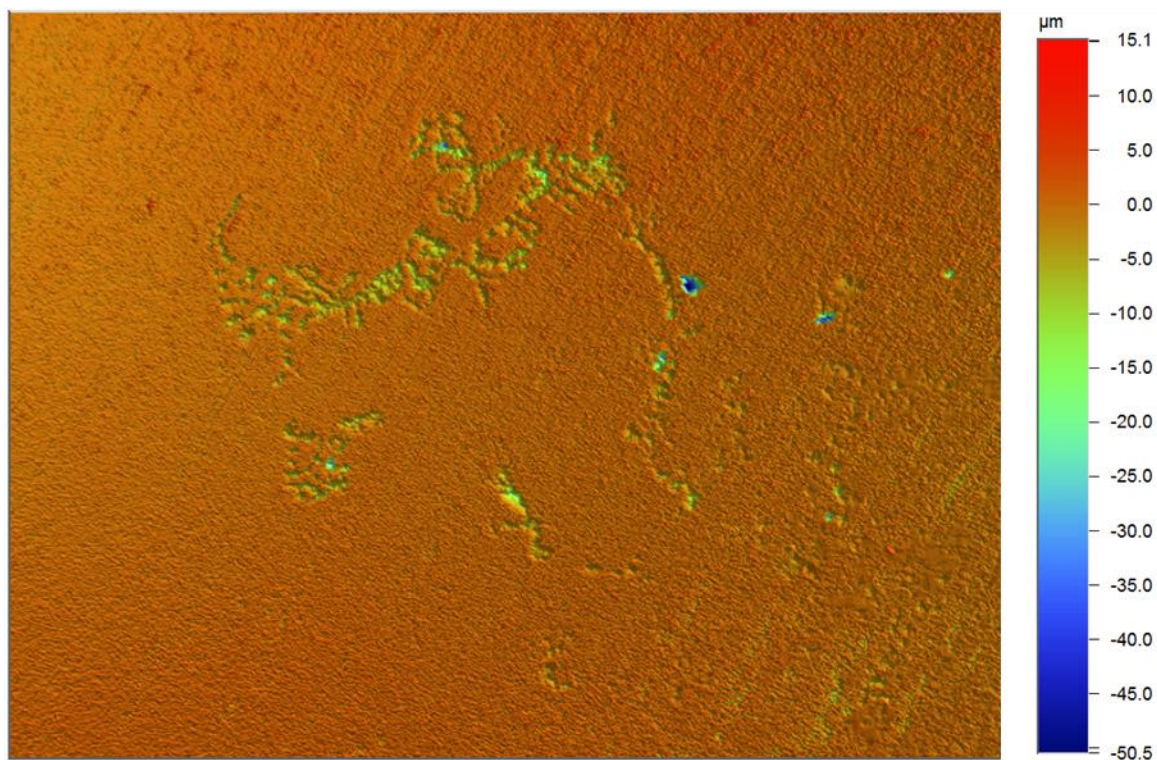


Obr. P1.2a

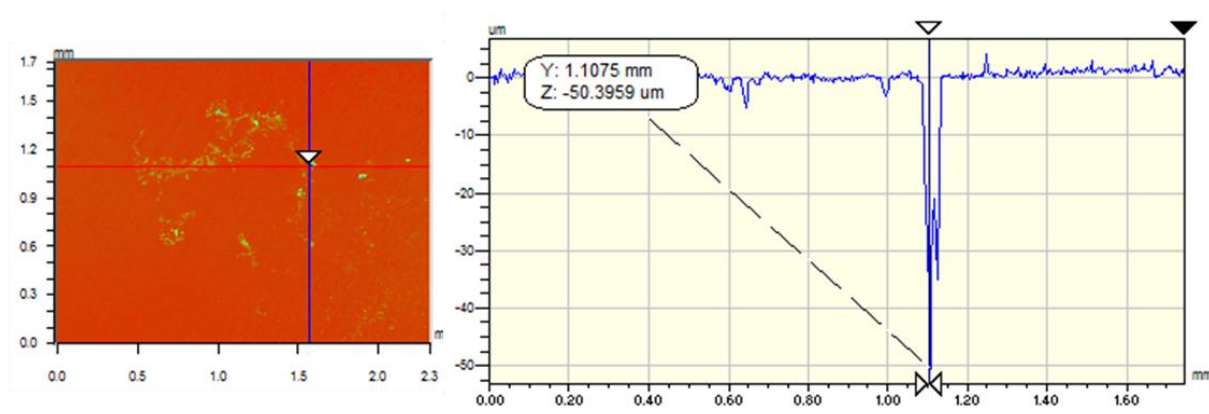


Obr. P1.2b

Obr. P1.2 Vzhled korozního napadení povrchu únavového zkušebního tělesa po expozici 1000 hod

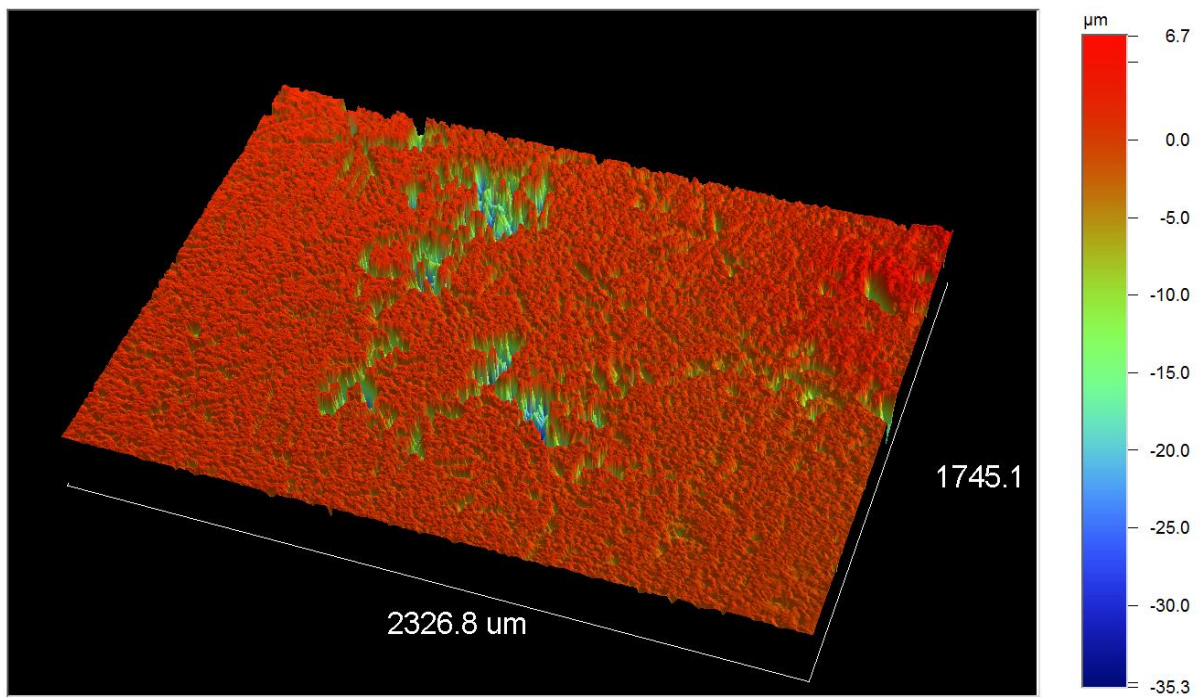


Obr. P1.3a

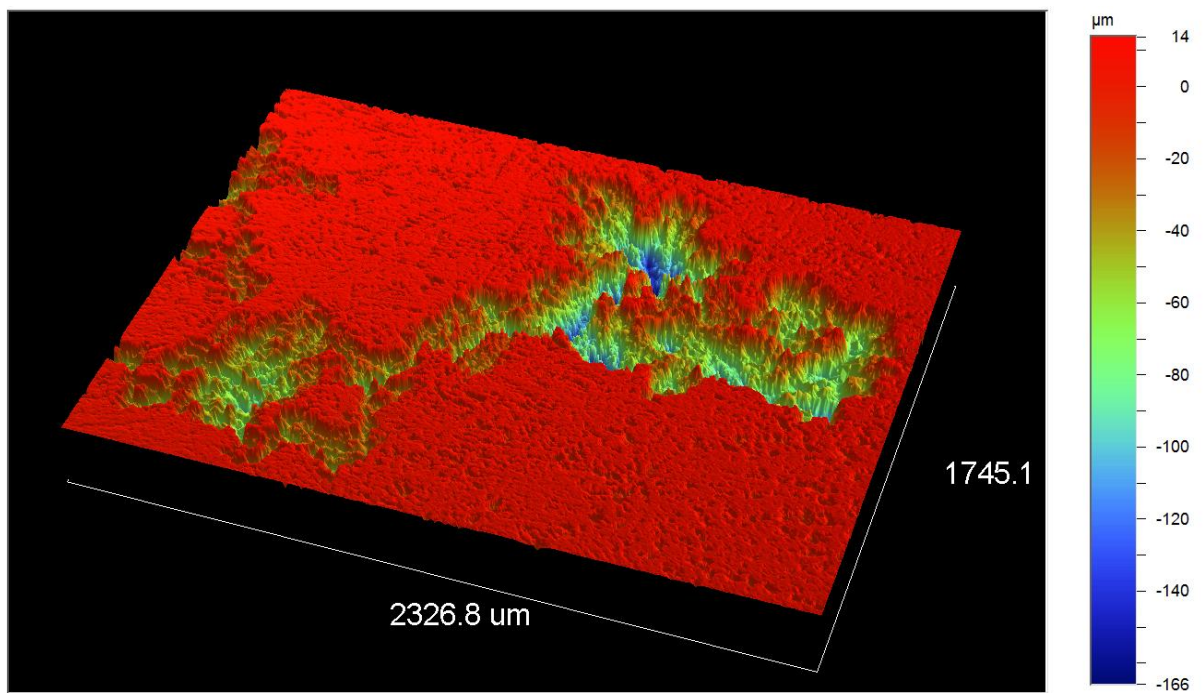


Obr. P1.3b

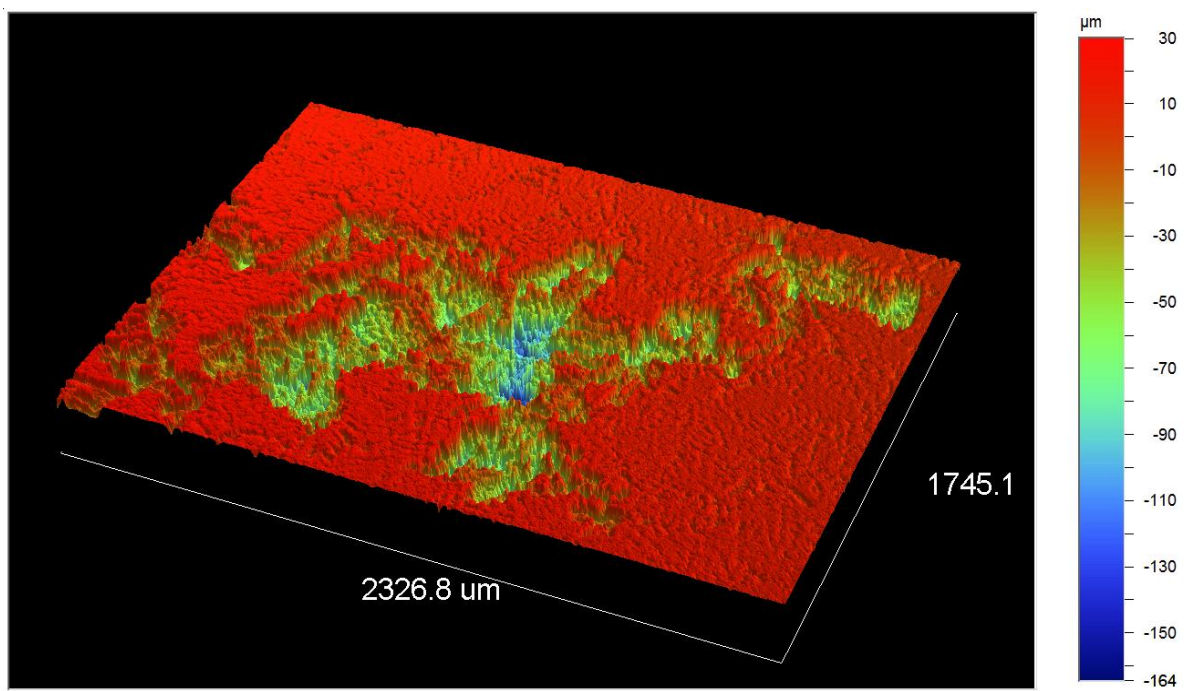
Obr. P1.3 Korozního napadení povrchu plochého referenčního vzorku po expozici 3 hod (a) vzhled povrchu vzorku (b) hloubka lokálního korozního napadení



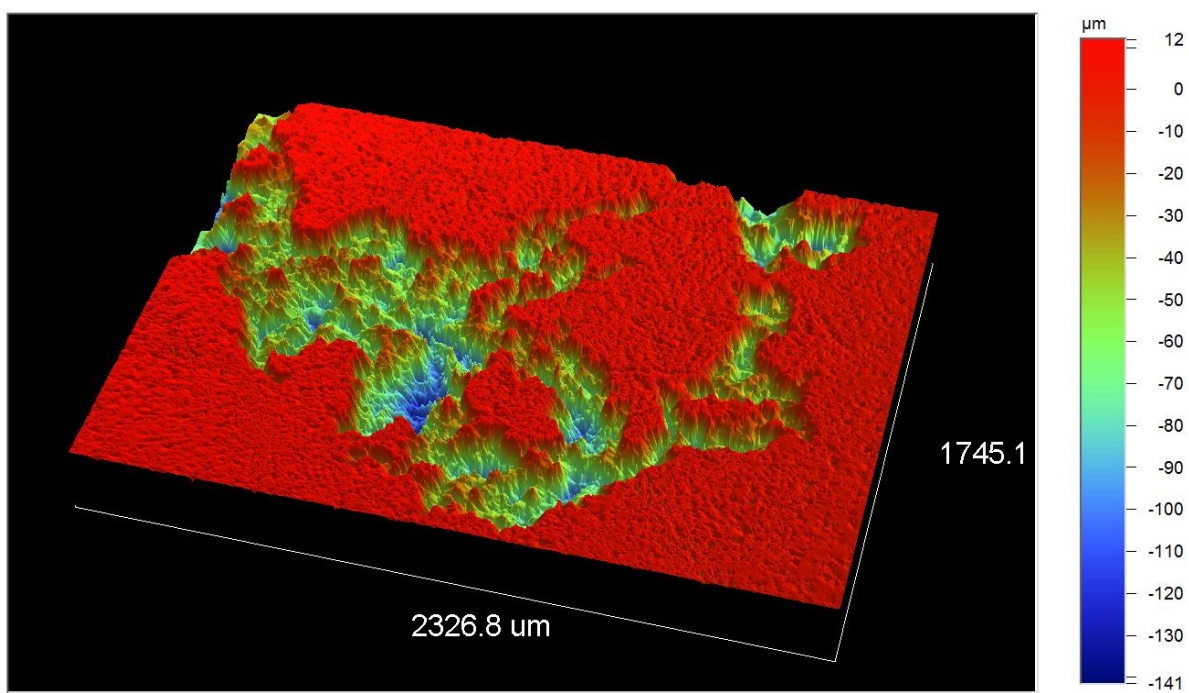
Obr. P1.4a



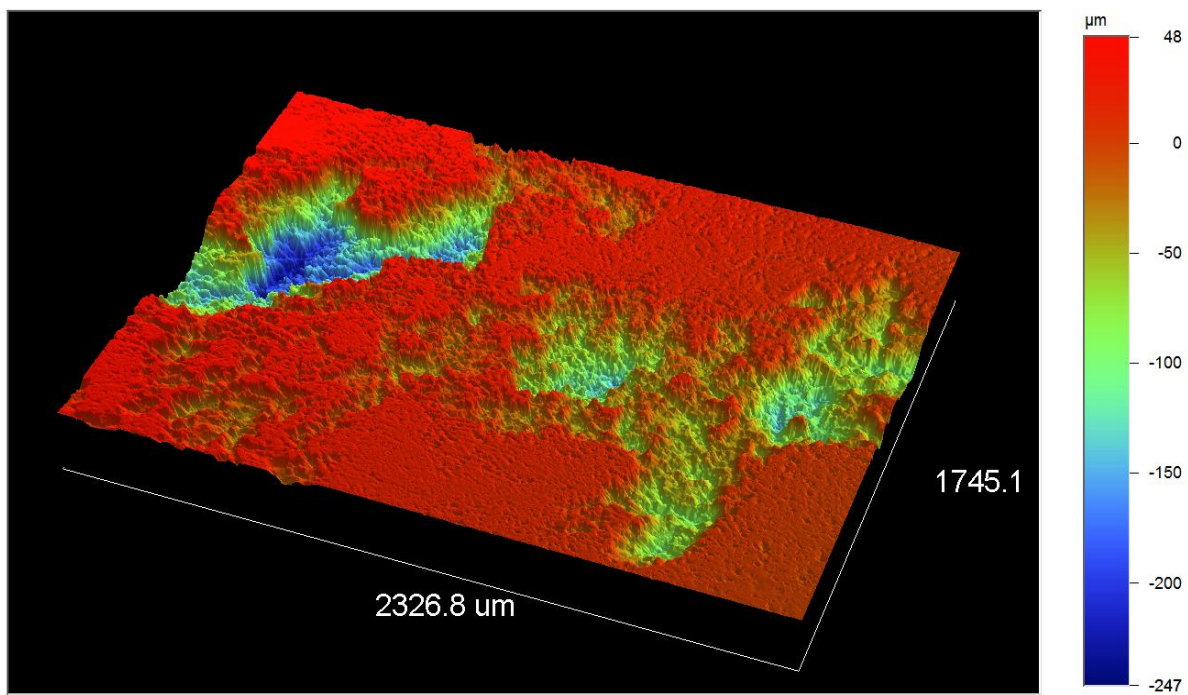
Obr. P1.4b



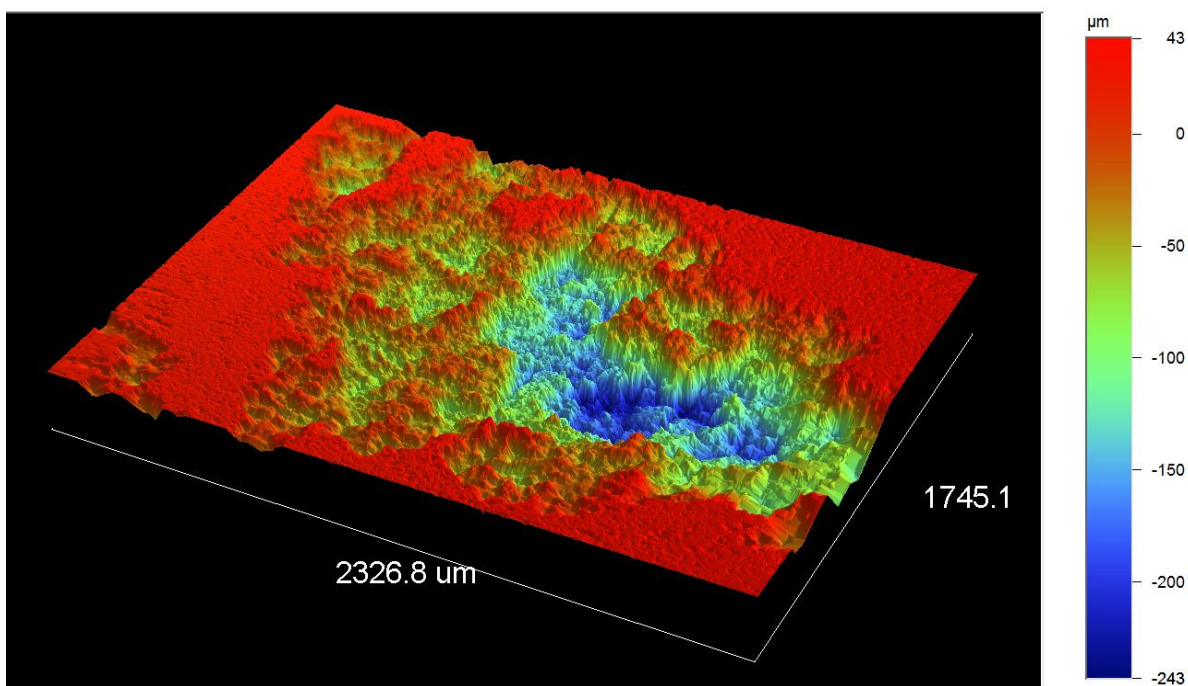
Obr. P1.4c



Obr. P1.4d



Obr. P1.4e

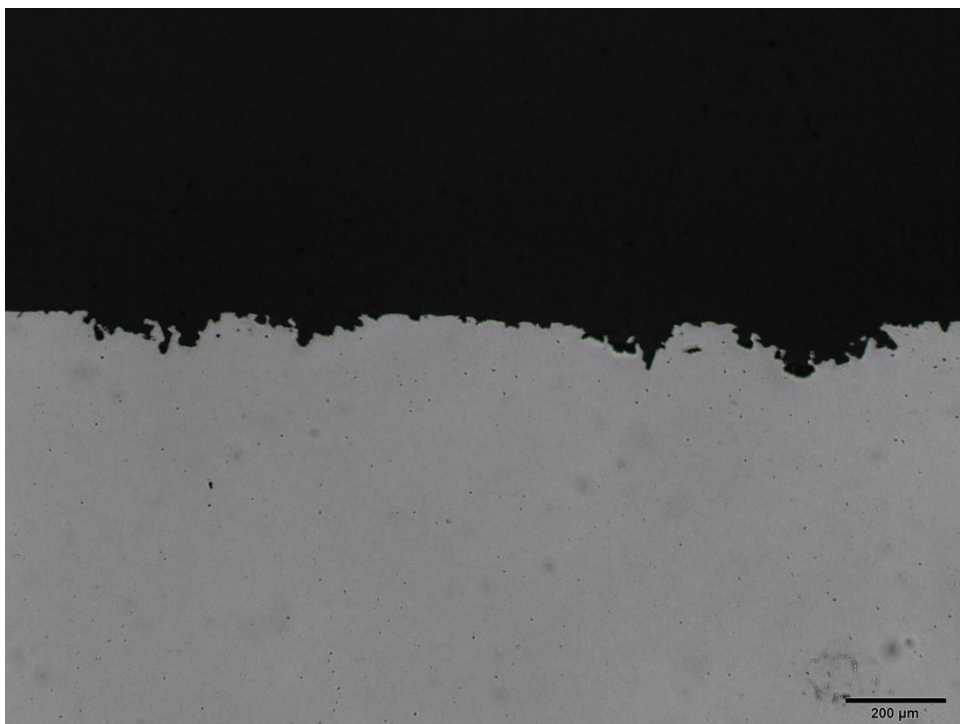


Obr. P1.4f

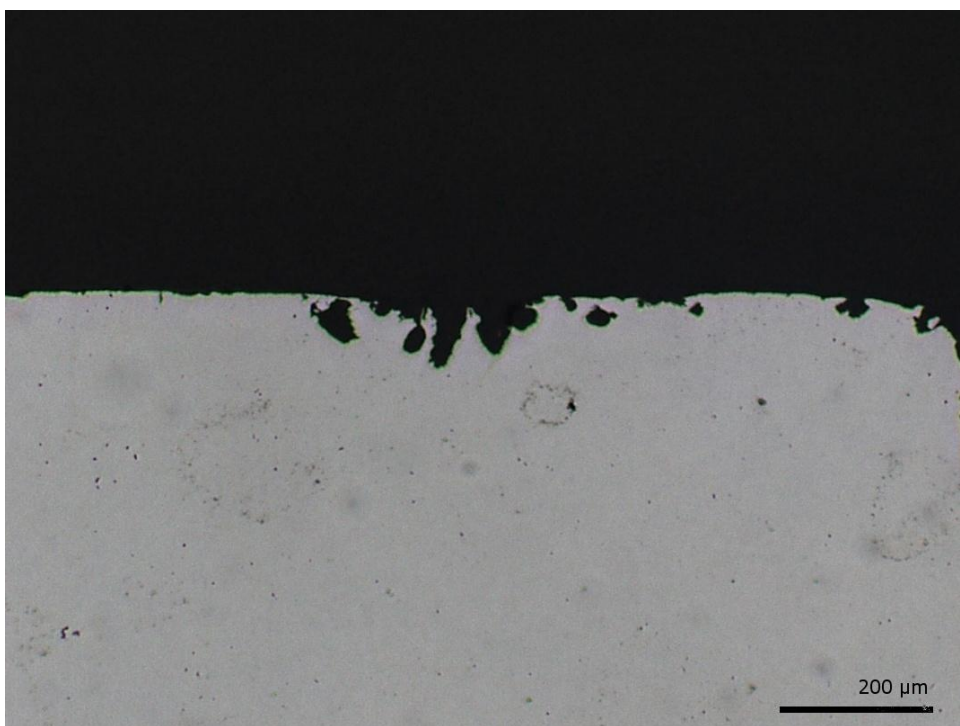
Obr. P1.4 Vzhled korozního napadení povrchu plochého referenčního vzorku po expozici (a) 120 hod (b) 240 hod (c) 360 hod (d) 480 hod (e) 840 hod (f) 1000 hod

Příloha 2

Hodnocení korozního napadení hořčíkové slitiny AZ31, SM, SEM

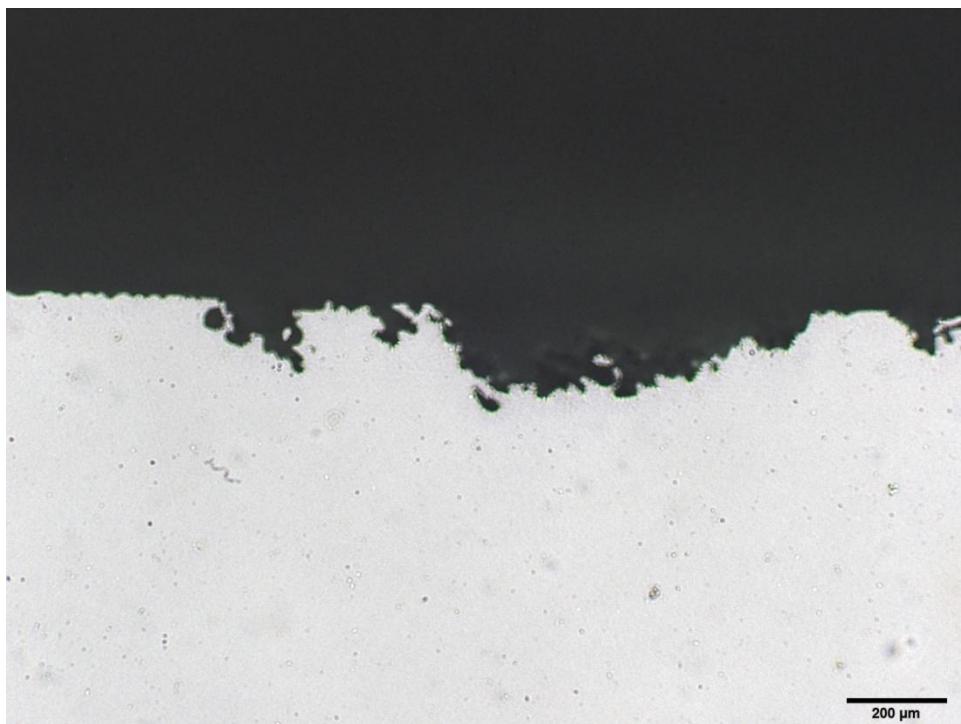


Obr. P2.1a

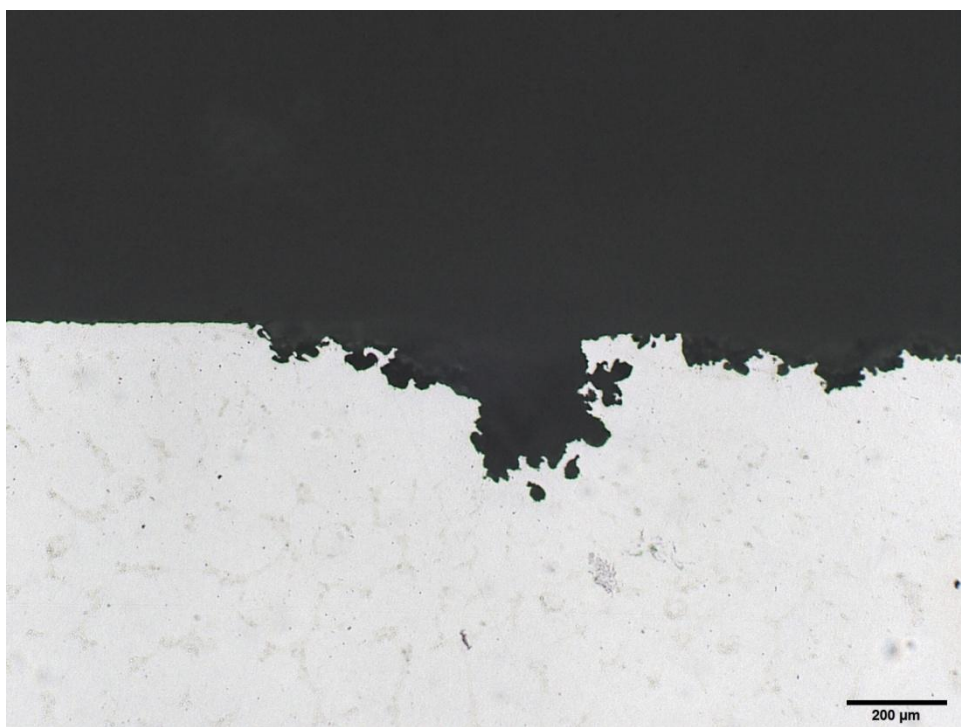


Obr. P2.1b

Obr. P2.1 Vzhled korozního napadení povrchu plochého referenčního vzorku po expozici 480 hod

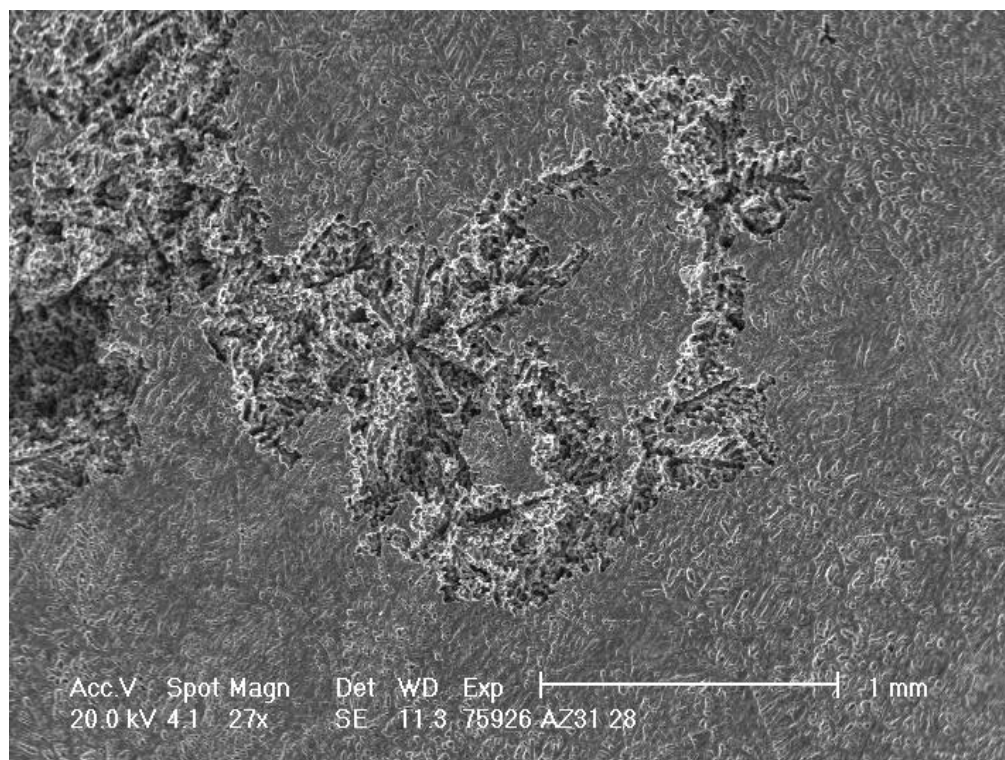


Obr. P2.2a

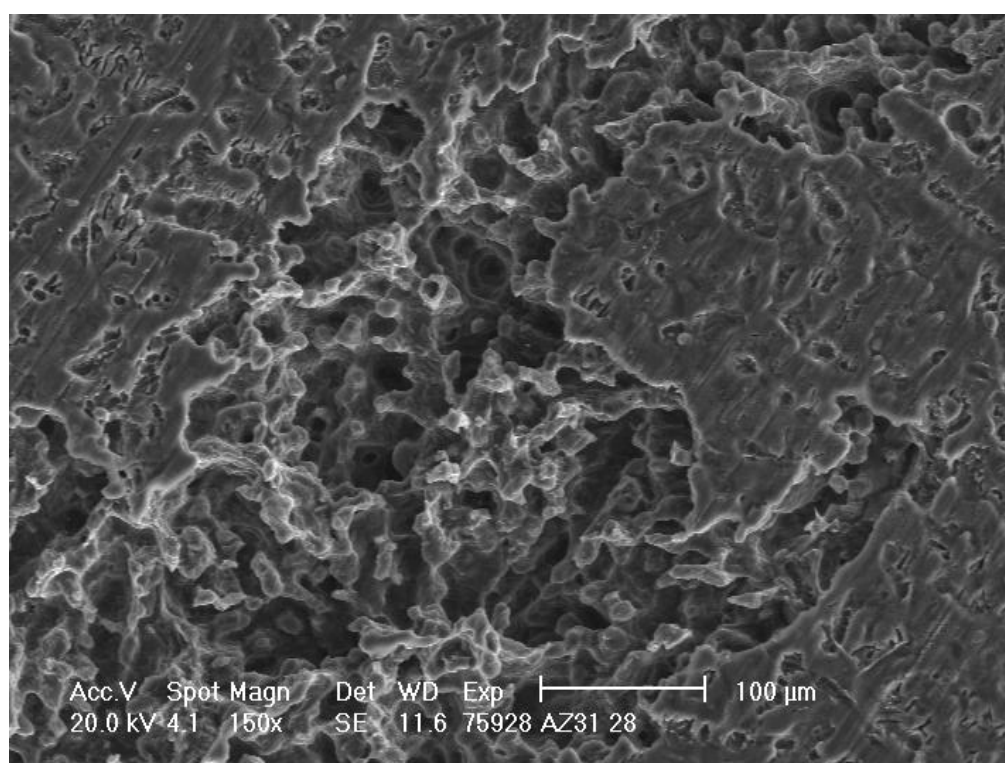


Obr. P2.2b

Obr. P2.2 Vzhled korozního napadení povrchu plochého referenčního vzorku po expozici 1000 hod

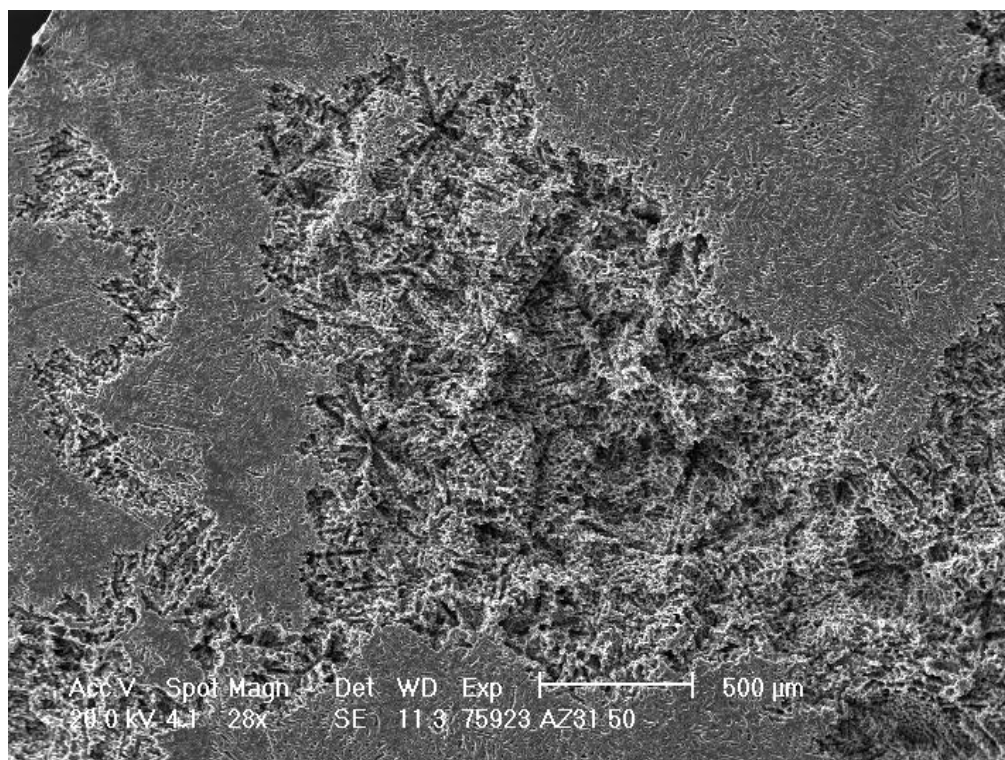


Obr. P2.3a

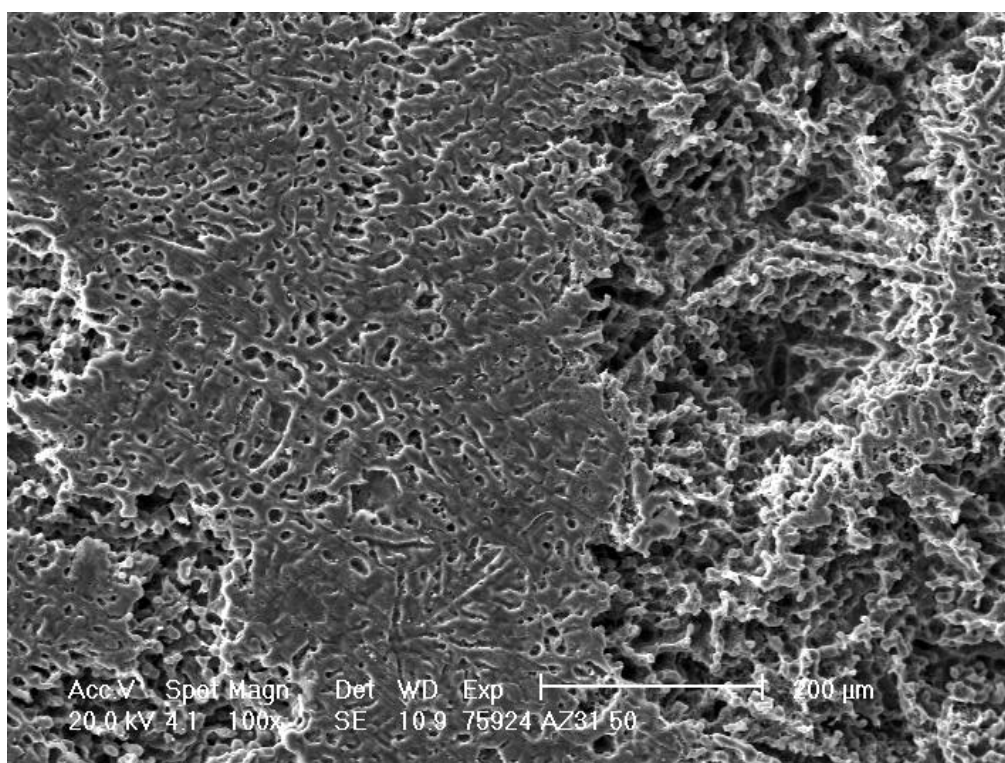


Obr. P2.3b

Obr. P2.3 Vzhled korozního napadení povrchu plochého referenčního vzorku po expozici 480 hod

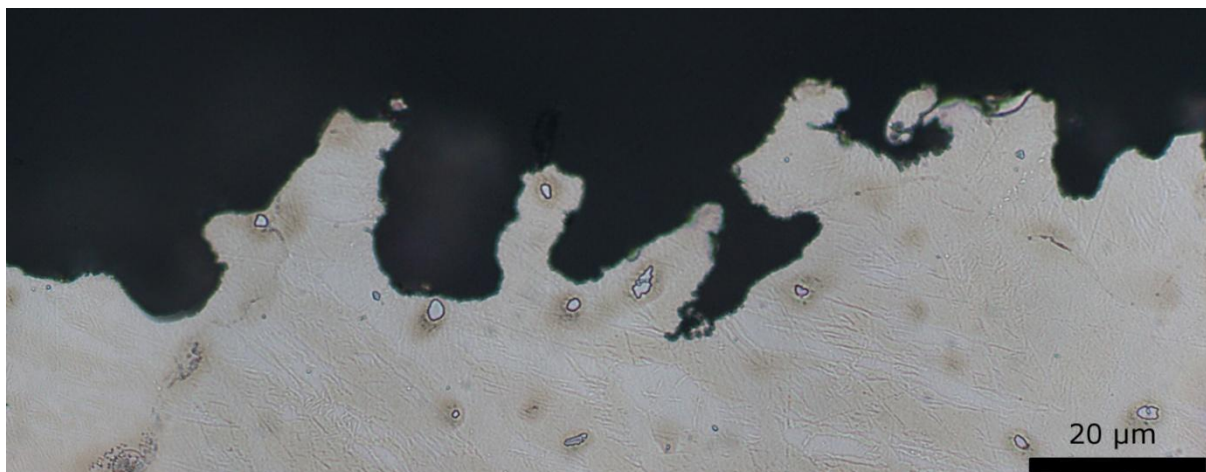


Obr. P2.4a

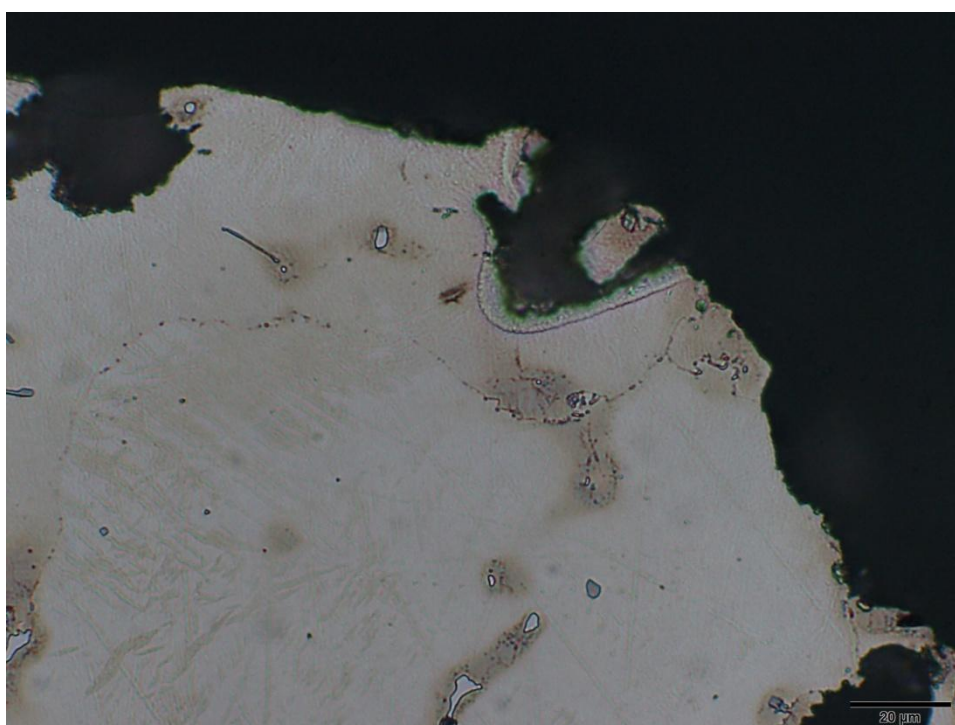


Obr. P2.4b

Obr. P2.4 Vzhled korozního napadení povrchu plochého referenčního vzorku po expozici 1000 hod

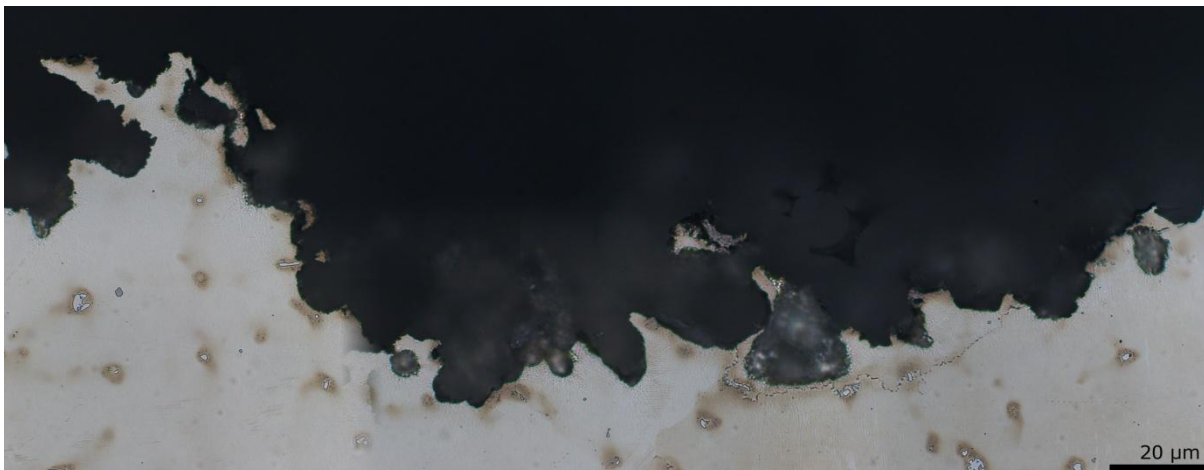


Obr. P2.5a

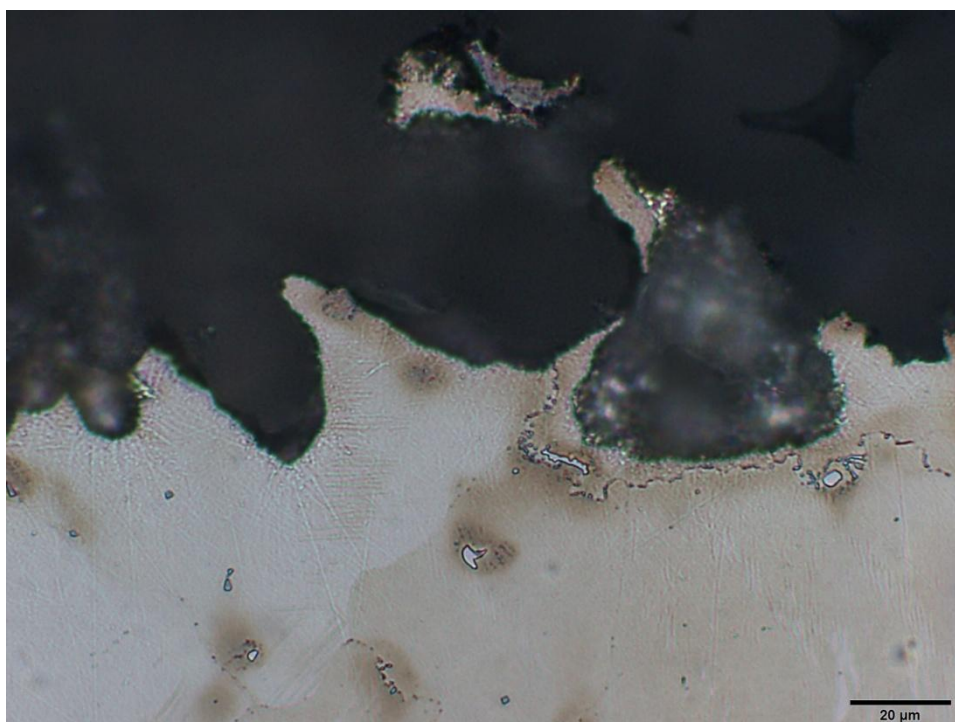


Obr. P2.5b

Obr. P2.5 Řez plochým referenčním vzorkem po expozici 480 hod

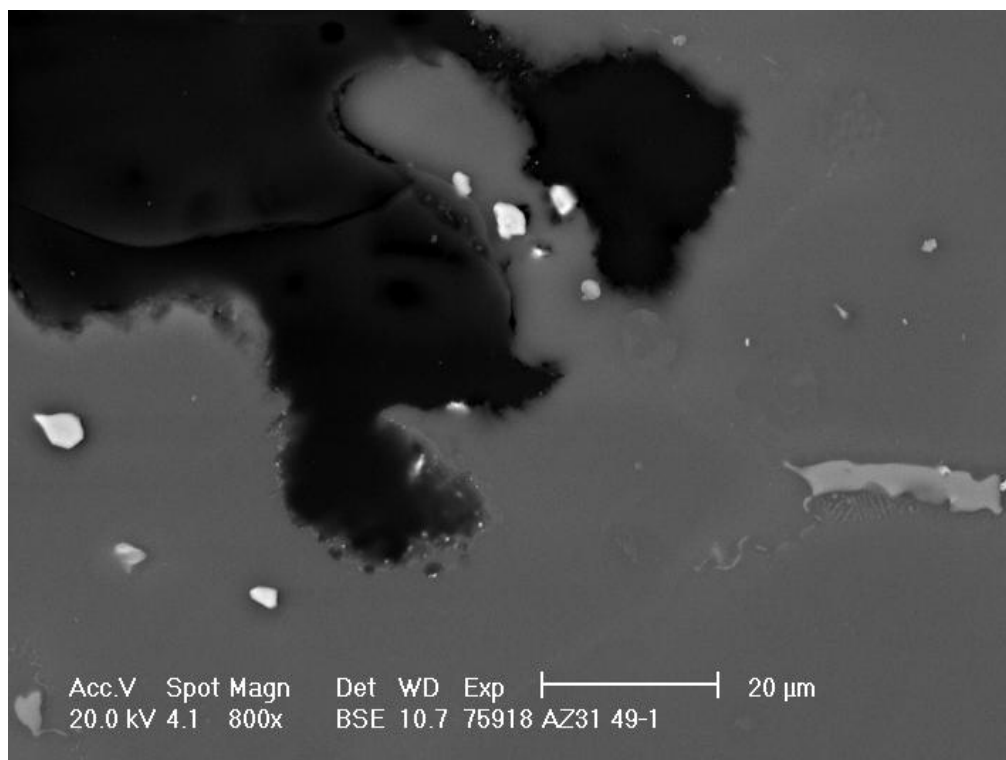


Obr. P2.6a



Obr. P2.6b

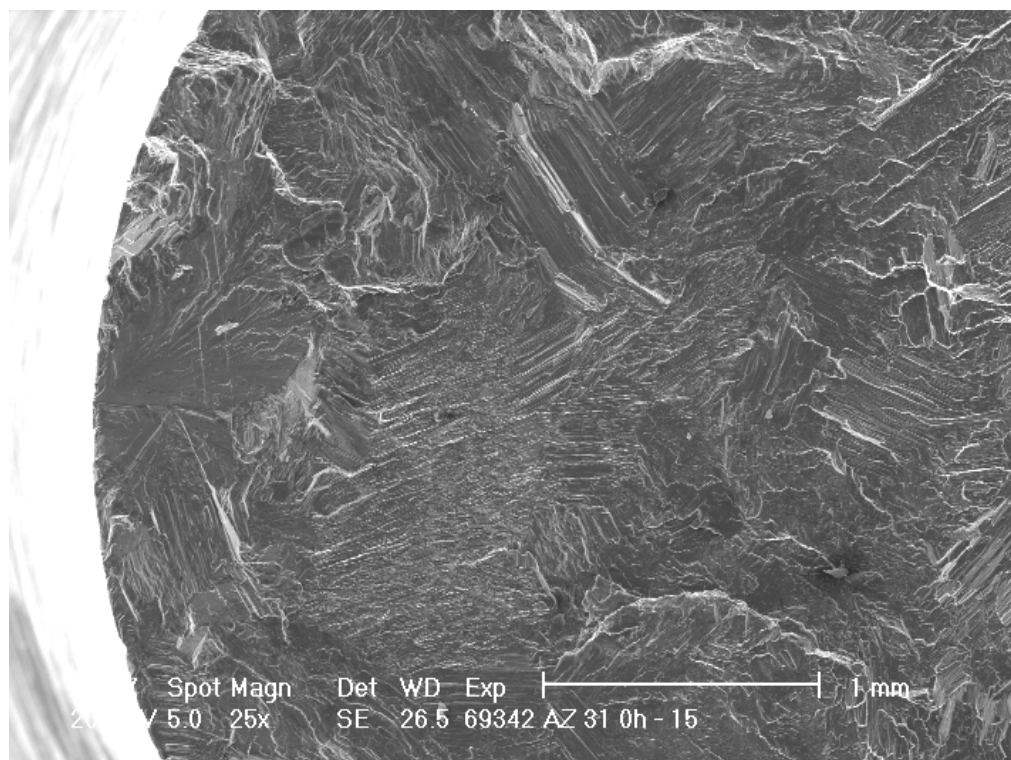
Obr. P2.6 Řez plochým referenčním vzorkem po expozici 1000 hod



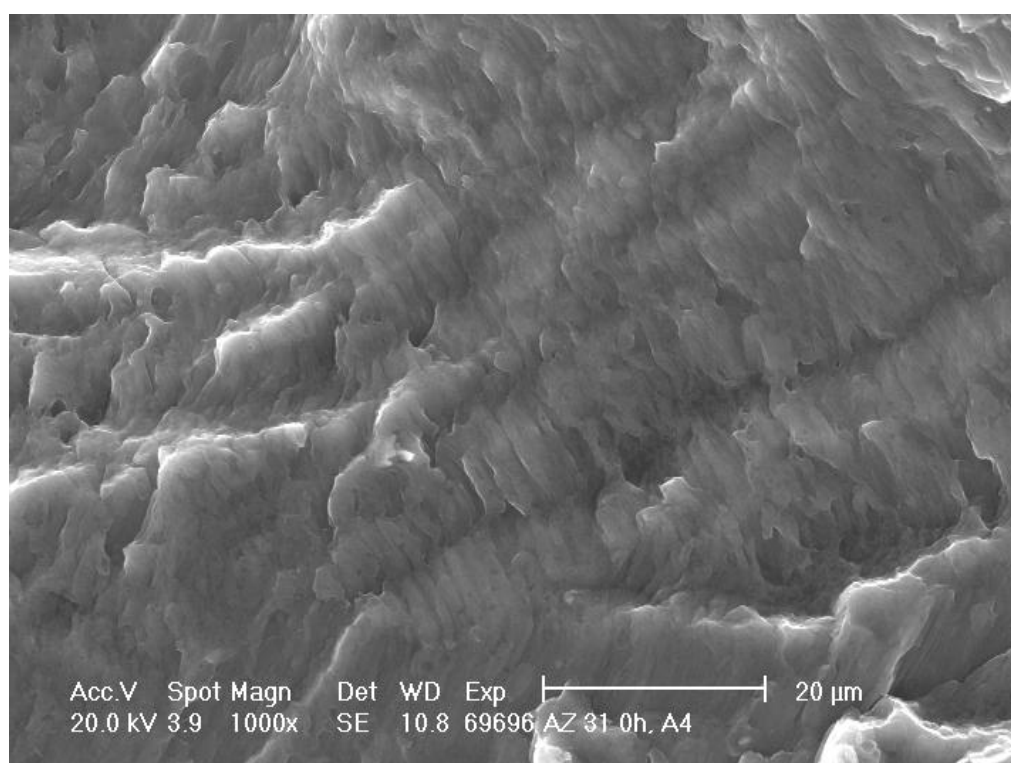
Obr. P2.7 Vliv sekundárních částic na korozi hořčíkové slitiny AZ31

Příloha 3

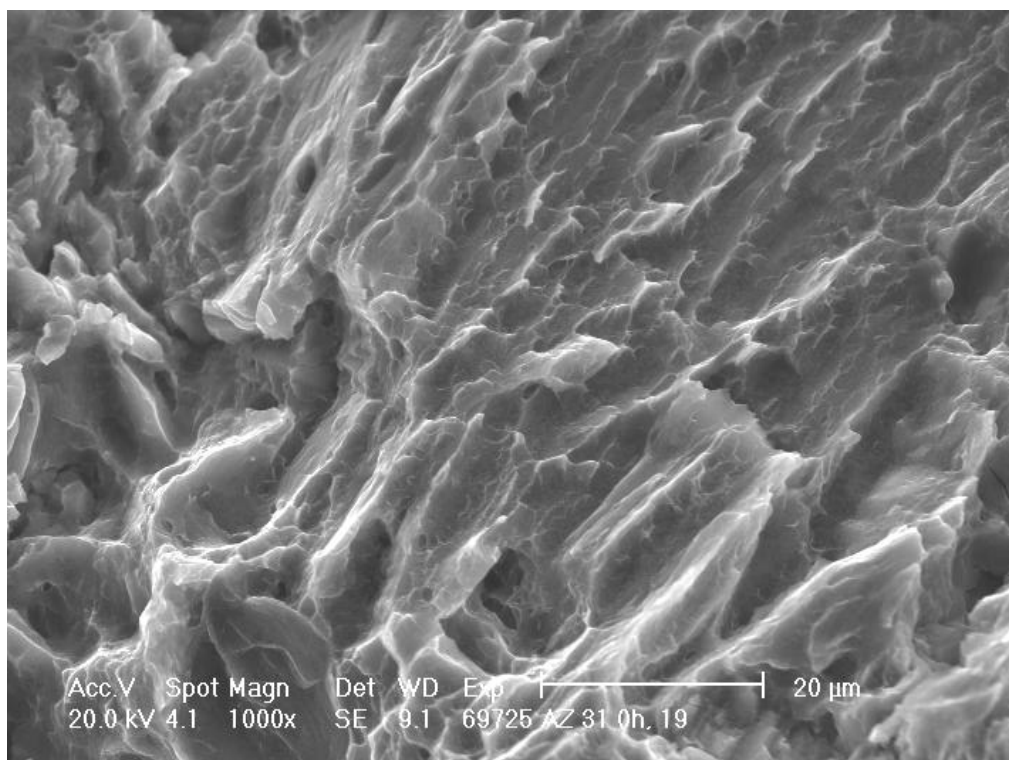
Fraktografické hodnocení lomových ploch, SEM



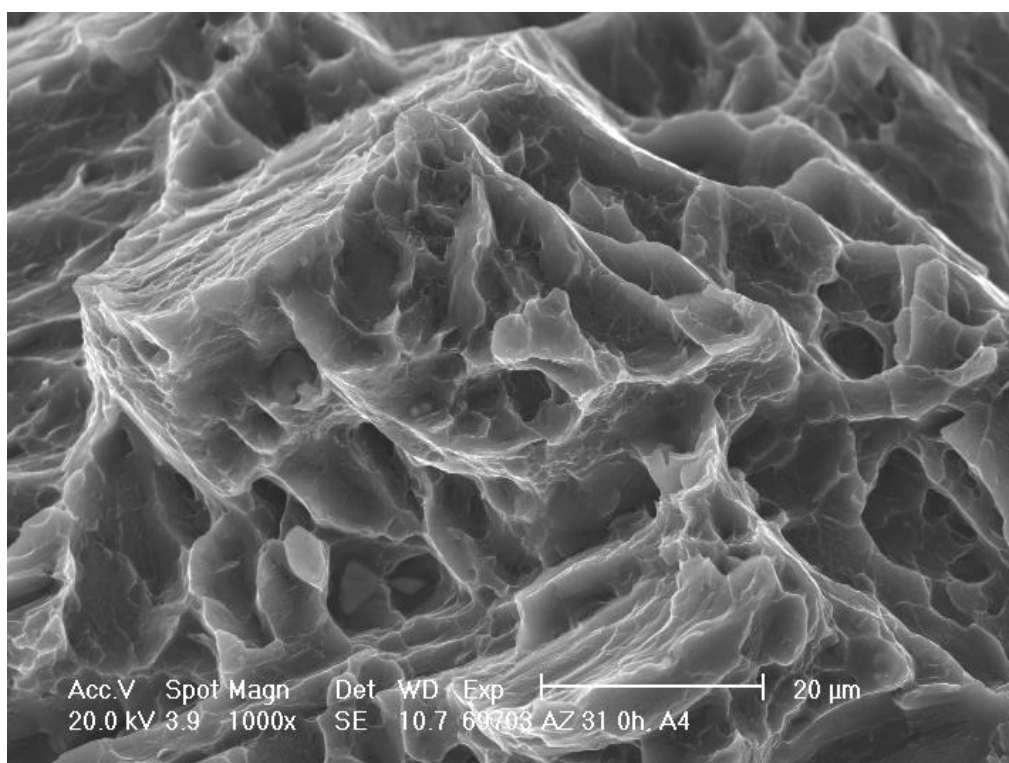
Obr. P.3.1a



Obr. P3.1b

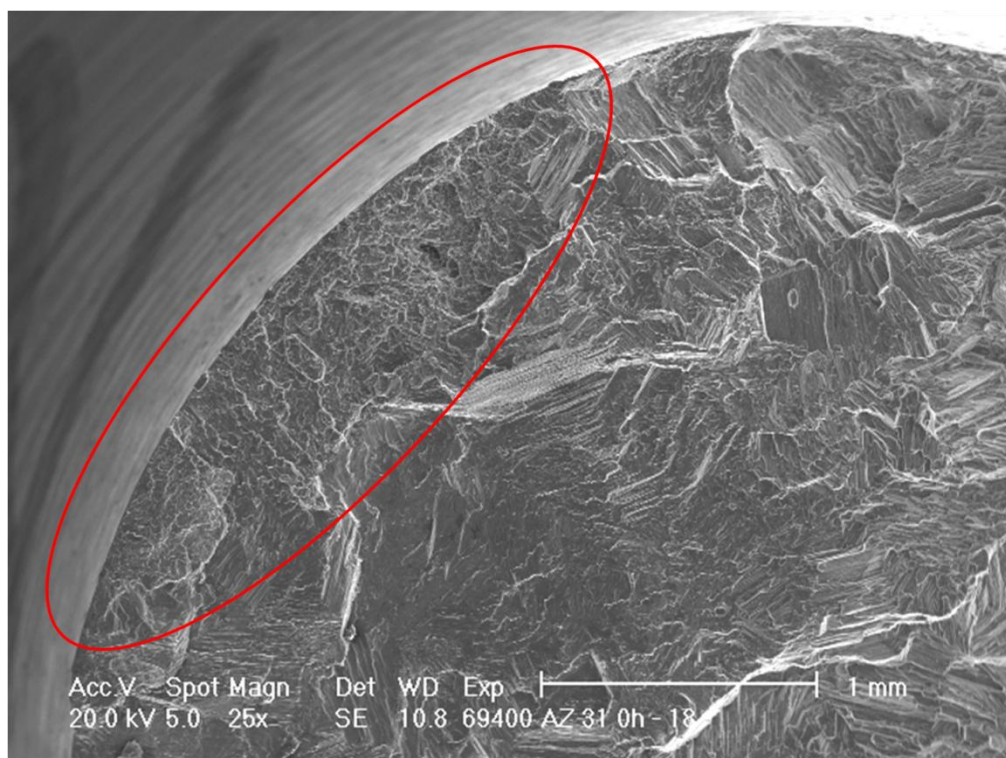


Obr. P3.1c

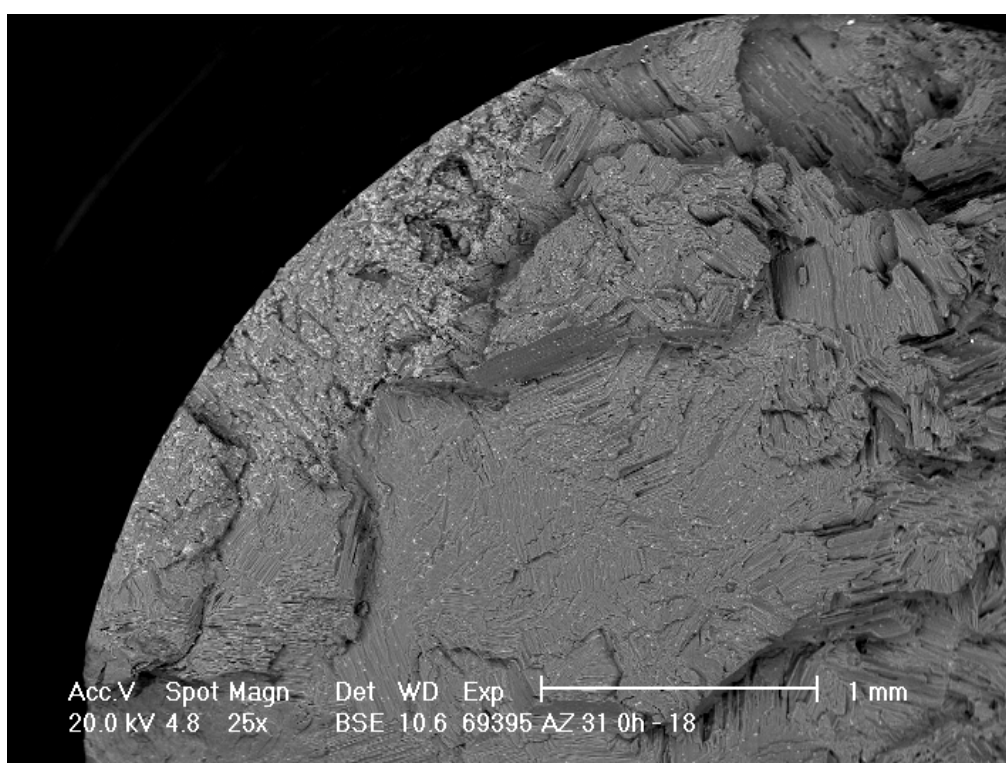


Obr. P3.1d

P3.1 Oblasti lomové plochy zkušebního tělesa(a) oblast iniciace, $\sigma_a = 65$ MPa (b) únavové striace, $\sigma_a = 50$ MPa (c) oblast statického dolomu $\sigma_a = 100$ MPa (d) oblast statického dolomu, $\sigma_a = 50$ MPa

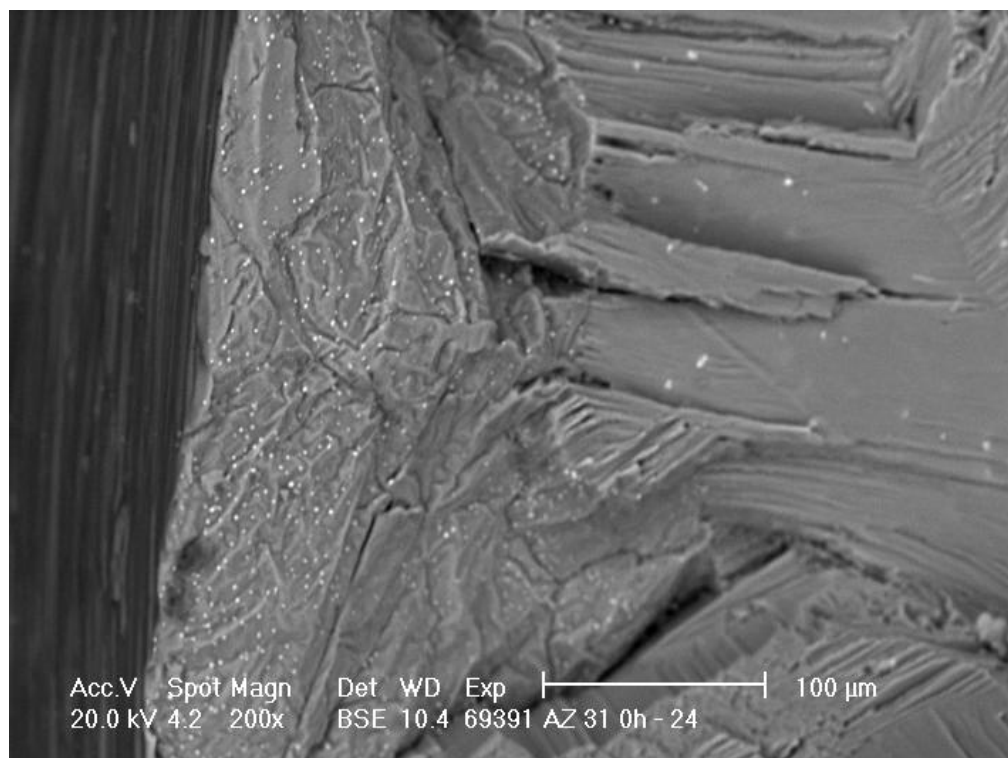


Obr. P3.2a

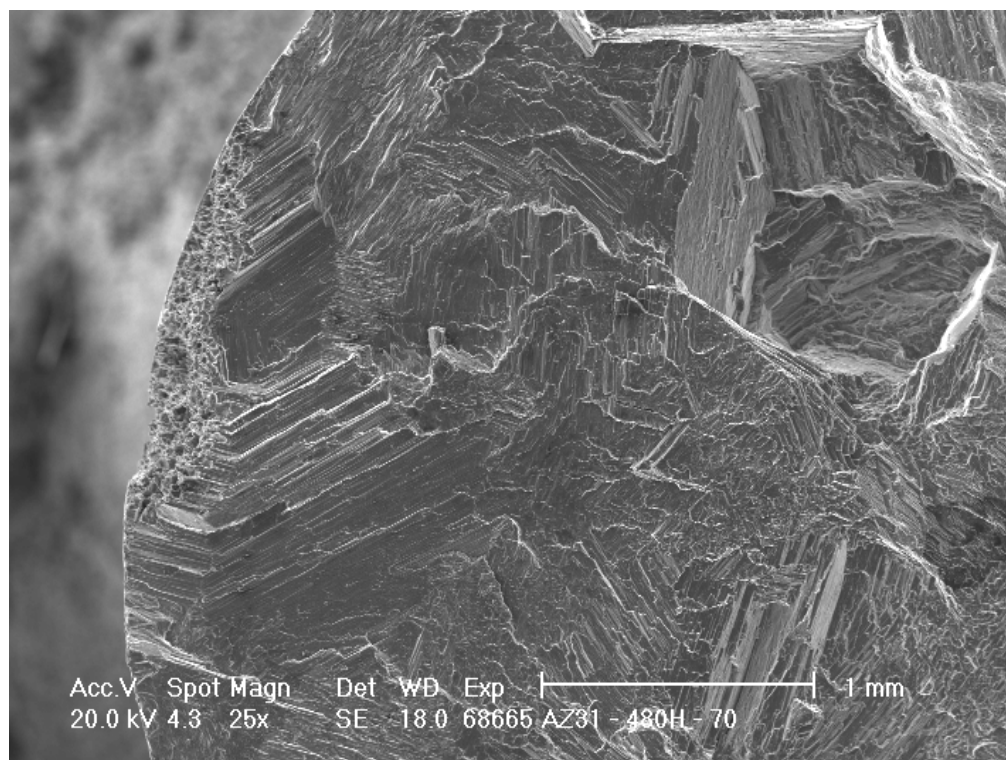


Obr. P3.2b

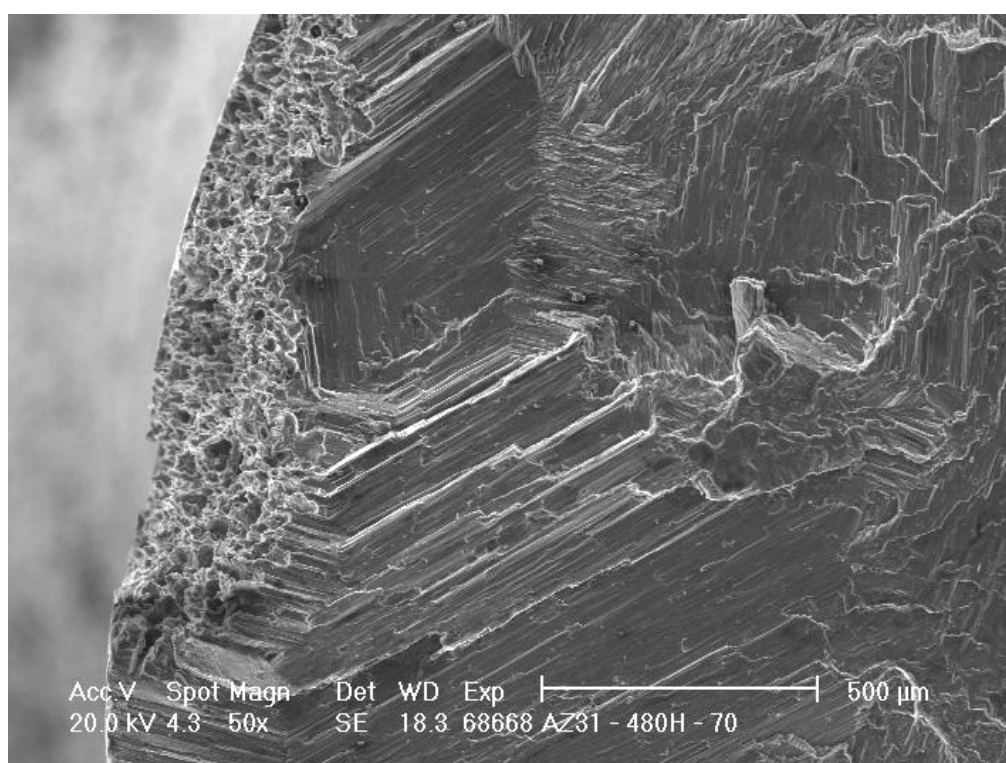
P3.2 Iniciace únavové trhliny na shluku vměstků, $\sigma_a = 75$ MPa (a) SE (b) BSE



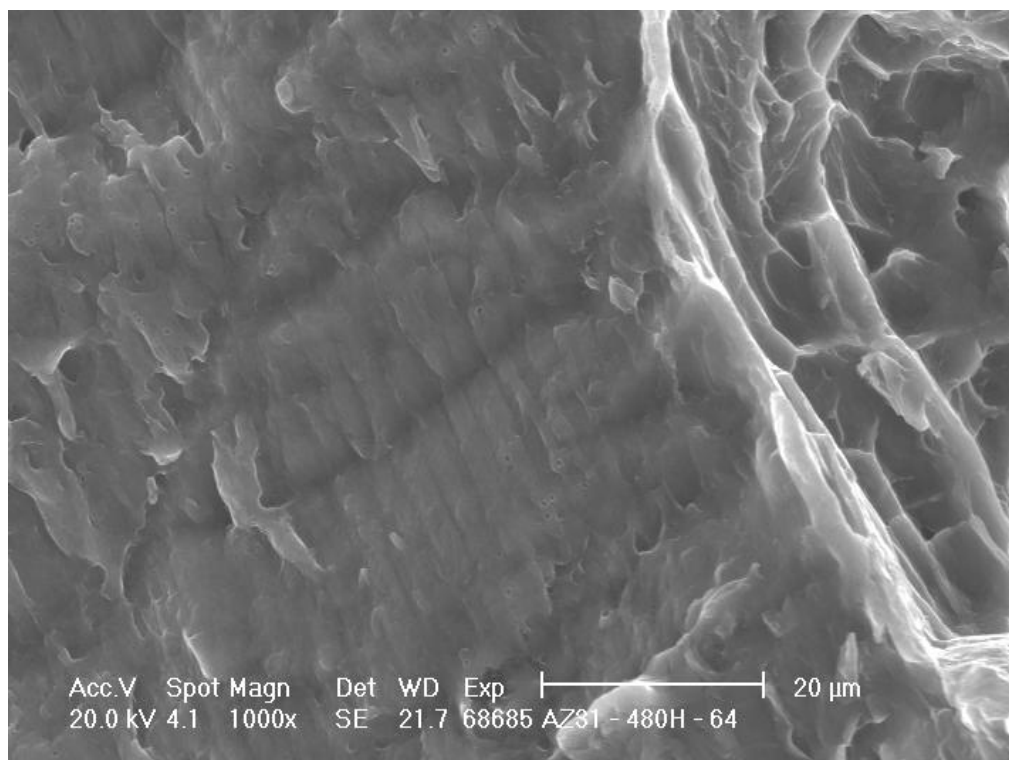
Obr.P3.3 Shluk sekundárních částic v oblasti iniciace, $\sigma_a = 60$ MPa



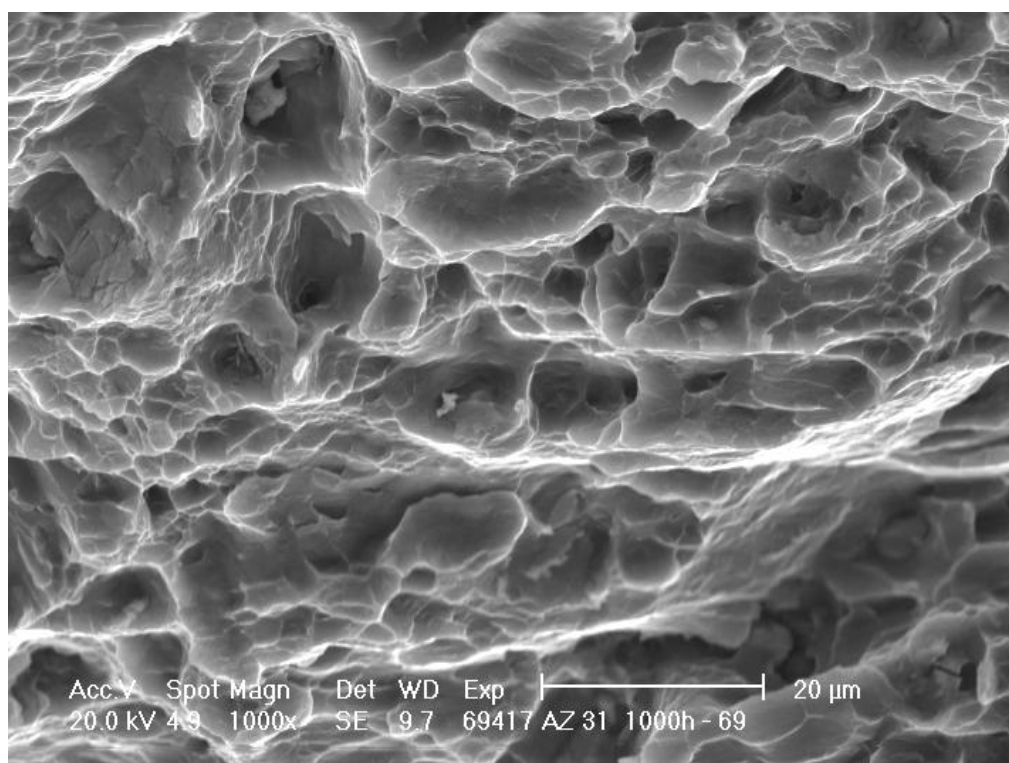
Obr.P3.4a



Obr.P3.4b

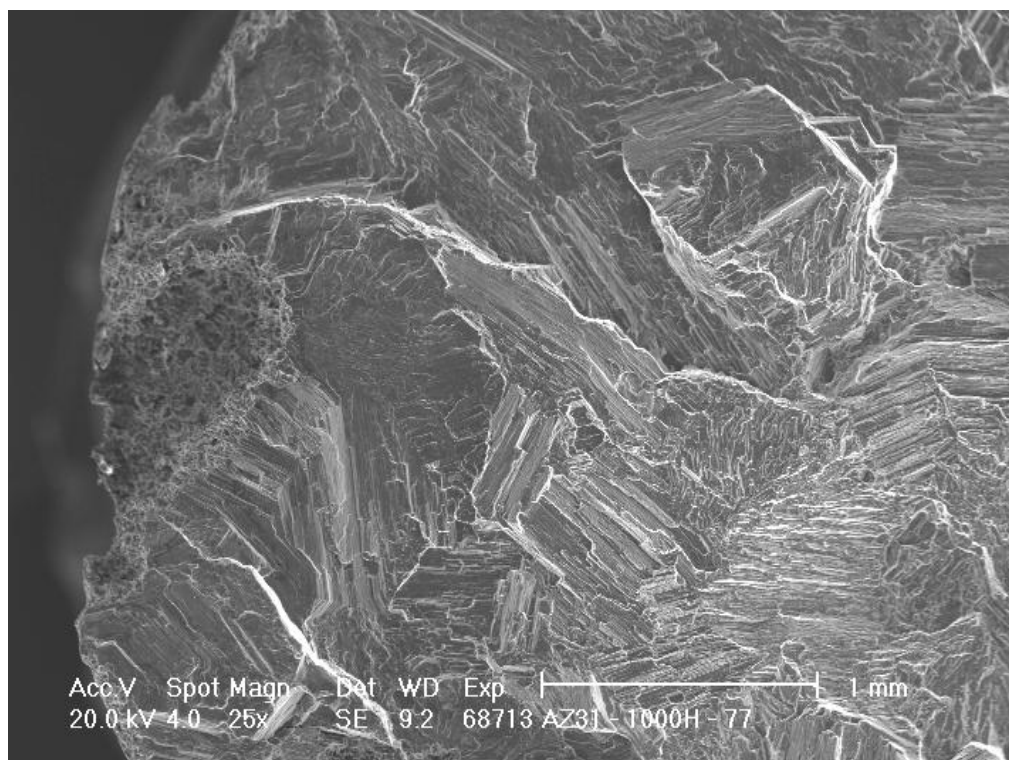


Obr.P3.4c

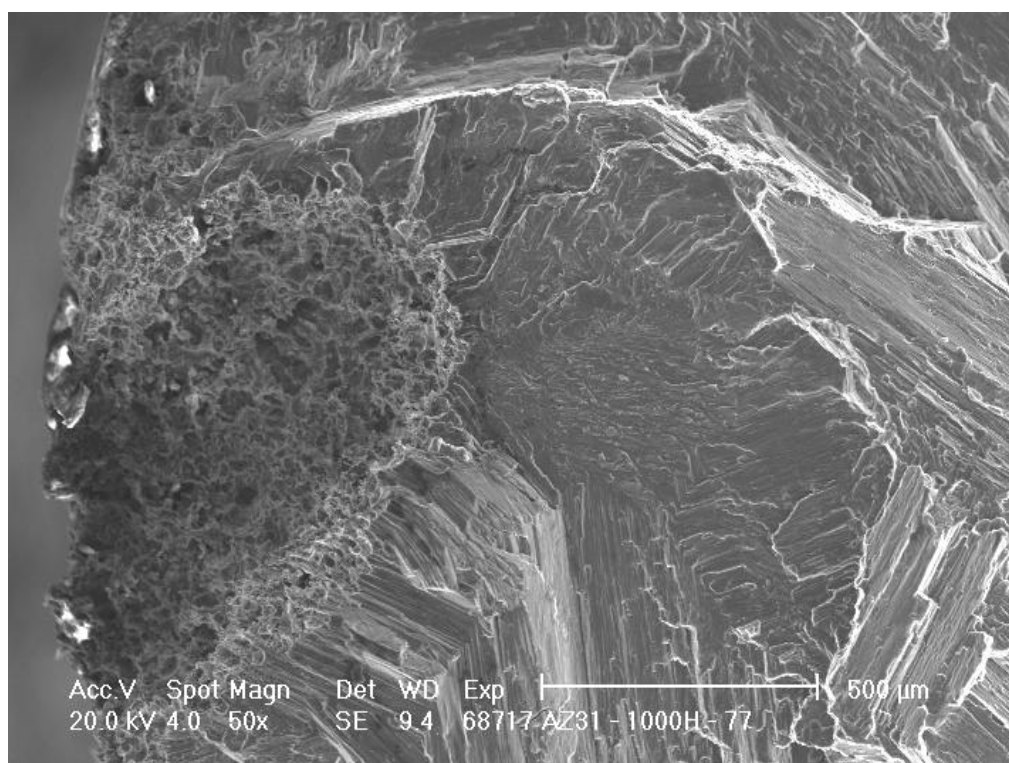


Obr.P3.4d

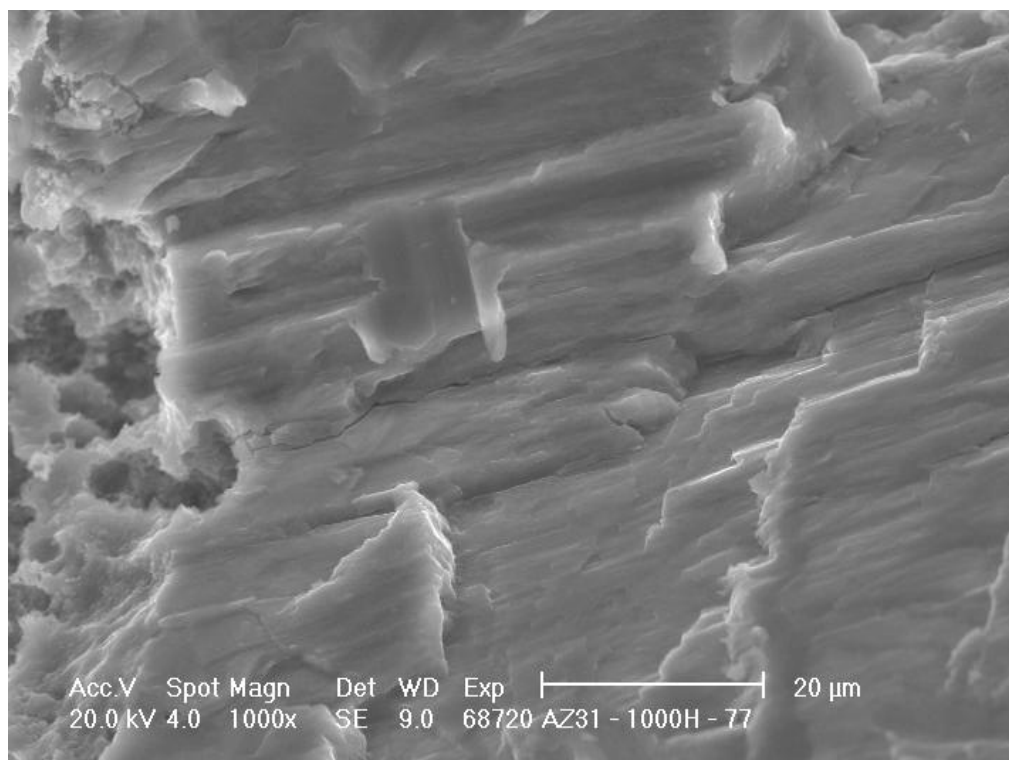
Obr.P3.4 Oblasti lomové plochy zkušebního tělesa po korozní degradaci 480 hodin (a), (b) oblast iniciace, $\sigma_a = 80$ MPa (c) únavové striace $\sigma_a = 65$ MPa (d) oblast statického dolomu, $\sigma_a = 45$ MPa



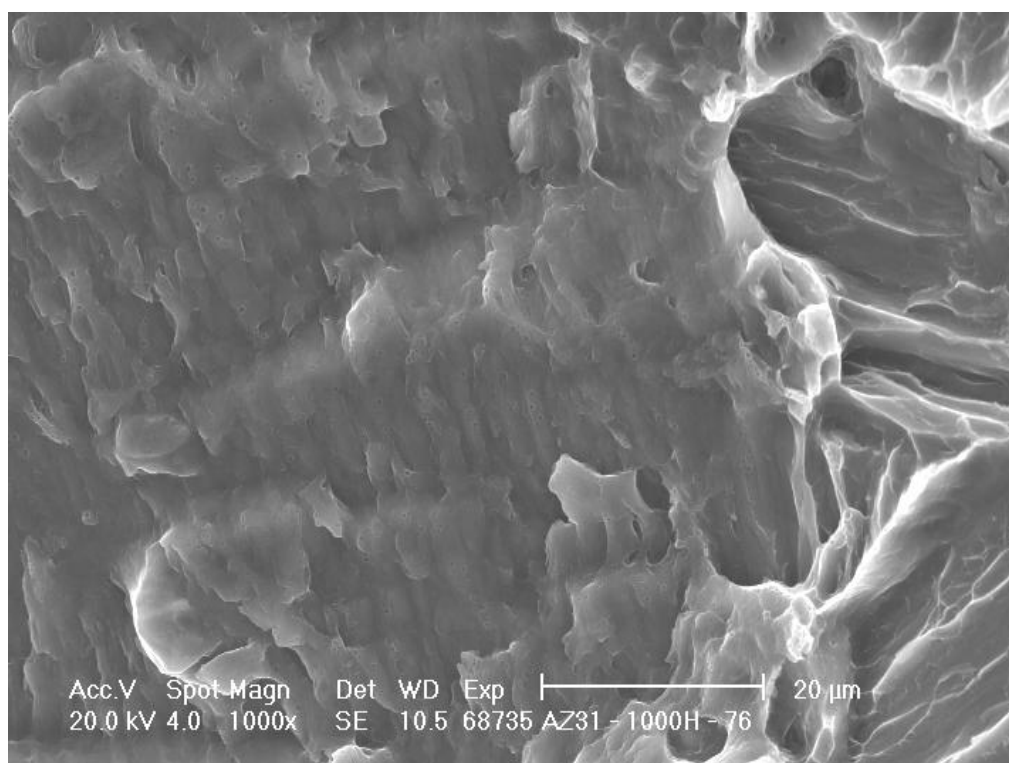
Obr.P3.5a



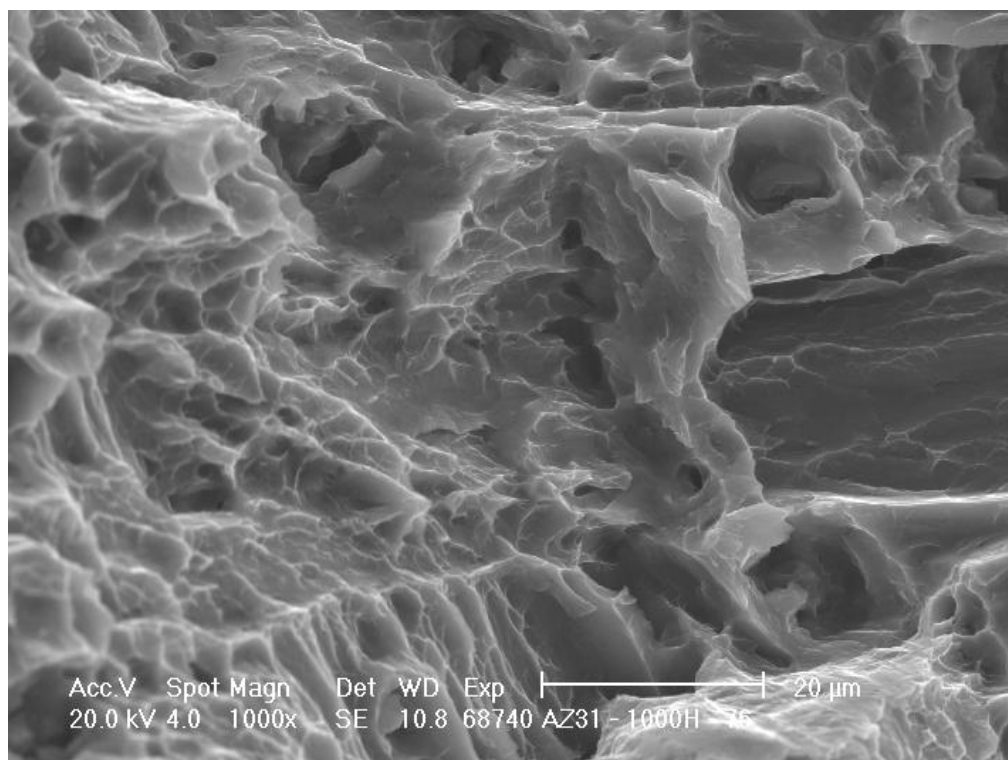
Obr.P3.5b



Obr.P3.5c



Obr.P3.5d



Obr.P3.5e

Obr.P3.5 Oblasti lomové plochy zkušebního tělesa po korozní degradaci 1000 hodin (a), (b), (c) oblast iniciace, $\sigma_a = 80$ MPa (d) únavové striace, $\sigma_a = 60$ MPa (e) oblast statického dolomu, $\sigma_a = 60$ MPa