



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

ÚNAVOVÉ CHOVÁNÍ HOŘČÍKOVÝCH SLITIN AZ31 A AZ61 PO KOROZNÍ DEGRADACI

FATIGUE BEHAVIOUR OF AZ31 AND AZ61 MAGNESIUM ALLOYS
AFTER CORROSION DEGRADATION

DOKTORSKÁ PRÁCE
DOCTORAL THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

Ing. MIROSLAVA HORYNOVÁ

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

prof. Ing. TOMÁŠ PODRÁBSKÝ, CSc.

BRNO 2015

Abstrakt

Dizertační práce je zaměřená na hodnocení vlivu korozní expozice v 5% solné mlze na únavové chování slitin AZ31 a AZ61 vyrobených metodou squeeze casting. V práci je hodnocena mikrostruktura a základní mechanické vlastnosti slitin, u slitiny AZ61 je provedena optimalizace tepelného zpracování na základě mikrostrukturních a mechanických charakteristik. U všech tří typů materiálu pak byla hodnocena hloubka korozního napadení, rychlost a mechanismus koroze. Na únavových zkušebních tělesech po korozní expozici 480 a 1000 hodin byl hodnocen vliv koroze na únavové chování jednotlivých slitin srovnáním s daty získanými na hladkých zkušebních tělesech. Na hladkých únavových zkušebních tělesech i tělesech po korozní expozici byla provedena fraktografická analýza. Na závěr byl zhodnocen vliv množství a způsobu vyloučení hliníku na korozní a únavové chování testovaných slitin.

Klíčová slova

hořčíkové slitiny, squeeze casting, koroze, cyklická plasticita, únavová životnost

Abstract

Dissertation thesis is focused on evaluation of influence of exposure in 5% salt fog on fatigue behavior of AZ31 and AZ61 magnesium alloy fabricated by squeeze casting method. Microstructure and mechanical properties of experimental materials have been evaluated. The AZ61 alloy was solution heat treated after prior optimization of the heat treatment process based on microstructural characteristics and mechanical properties. Depths of corrosion damage, corrosion rate and mechanism of corrosion of all three experimental alloys have been evaluated. Influence of prior corrosion exposure for 480 and 1000 hours on fatigue behavior of experimental materials was evaluated. Obtained data were compared with data obtained using smooth test specimens. Fractographic analysis was carried out on both smooth and pre-corroded specimens. Furthermore, influence of aluminium on corrosion and fatigue behavior of tested alloys was defined.

Key words

magnesium alloys, squeeze casting, corrosion, cyclic plasticity, fatigue lifetime

Bibliografická citace

HORYNOVÁ, M., *Únavové chování hořčíkových slitin AZ31 a AZ61 po korozní degradaci*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2015. 120 s. Vedoucí dizertační práce: prof. Ing. Tomáš Podrábský, CSc.

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem dizertační práci na téma *Únavové chování hořčíkových slitin AZ31 a AZ61 po korozní degradaci* vypracovala samostatně a že všechny použité literární zdroje jsem správně a úplně citovala. Dizertační práce je z hlediska obsahu majetkem Fakulty strojního inženýrství VUT v Brně a může být využita ke komerčním účelům jen se souhlasem vedoucího práce a děkana FSI VUT v Brně.

Datum:

.....

Miroslava Horynová

Poděkování

Na tomto místě bych chtěla poděkovat svému školiteli prof. Ing. Tomáši Podrábskému, CSc. a hořčíkovému týmu - Pavlovi, Pepovi a Pavlíkovi, protože bez nich by tato práce nevznikla. Chtěla bych poděkovat také své rodině za podporu v průběhu celého vysokoškolského studia a hlavně pak svému příteli za podporu a pochopení, hlavě pak při dokončování dizertace.

Nakonec bych chtěla poděkovat zaměstnancům ÚMVI FSI VUT, CEITEC VUT a ÚFM AVČR za pomoc a cenné rady nejen při experimentech a sepisování dizertační práce, ale i v průběhu celého doktorského studia. Hlavně pak všem velkým vědcům, vědátorům, objevitelům, badatelům a snílkům s velkými znalostmi, nekonečnou fantazií a šikovnými rukama, kteří jsou mi motivací a důkazem, že má smysl dělat práci pořádně a s láskou.

Obsah

1. ÚVOD	1
2. CÍLE DIZERTAČNÍ PRÁCE	2
3. LITERÁRNÍ STUDIE ŘEŠENÉ PROBLEMATIKY	3
3.1 Hořčíkové slitiny	3
3.1.1 Využití hořčíkových slitin v automobilovém průmyslu	3
3.1.2 Využití biodegradabilních hořčíkových slitin v medicíně	4
3.1.3 Přísadové prvky v hořčíkových slitinách	5
3.1.4 Výroba hořčíkových slitin	6
3.1.4.1 Metody odlévání	8
3.2 Únava materiálu	11
3.2.1 Stádia únavového života	11
3.2.1.1 Stádium změn mechanických vlastností	12
3.2.1.2 Stádium iniciace únavových trhlin	15
3.2.1.3 Stádium šíření únavových trhlin	16
3.2.2 Charakteristiky únavové životnosti	17
3.2.3 Únavové chování Mg slitin typu AZ	20
3.2.3.1 Vliv výroby na únavovou životnost slitin typu AZ	21
3.2.3.2 Vliv teploty na únavovou životnost slitin typu AZ	23
3.3 Koroze	24
3.3.1 Mechanismy koroze	24
3.3.2 Koroze Mg slitin	25
3.3.2.1 Vliv přísadových prvků na korozní odolnost Mg slitin	27
3.3.2.2 Koroze slitin typu AZ	27
3.3.3 Vliv koroze na mechanické vlastnosti	29
3.3.3.1 Korozní únava	30
3.3.3.2 Korozní praskání	31
3.3.3.3 Zatěžování těles po korozní degradaci	31
4. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	34
4.1 Experimentální materiál	34
4.2 Optimalizace TZ	36
4.3 Plán experimentu	39
4.4 Korozní degradace	41
4.4.1 Korozní degradace referenčních vzorků	41
4.4.2 Korozní degradace únavových zkušebních těles	45
4.4.3 Mechanismus koroze	45

4.5 Únavové chování	51
4.5.1 Únavové chování-hladká zkušební tělesa	53
4.5.2 Únavové chování po korozní expozici	56
4.5.3 Fraktografická analýza únavových lomů.....	68
5. DISKUZE VÝSLEDKŮ	74
6. ZÁVĚR	82
7. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY	84
8. SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK	93
9. PŘÍLOHY	94
P1 Vzhled povrchu vzorků po korozní expozici	94
P2 Dokumentace fraktografické analýzy	101
10. SEZNAM PUBLIKACÍ AUTORKY.....	119

1. Úvod

Hořík se vyznačuje nejnižší hustotou ze všech konstrukčních kovů a jeho slitiny jsou proto stále více využívány v těch oblastech průmyslu, kde je důležitá hmotnost výsledného výrobku. Navíc má hořík dobré slévárenské vlastnosti a také velmi dobrou obrobitelnost a schopnost tlumení vibrací. Snížení hmotnosti strojních součástí při zachování dostatečných hodnot mechanických vlastností umožňuje například snížení spotřeby v automobilovém a leteckém průmyslu. Proto se dnes stále více výrobců snaží vyrábět součásti automobilů z hoříkových slitin a snížit tak celkovou hmotnost vozidla. Snížení hmotnosti je však přínosem i při výrobě ručního elektrického nářadí a přenosných elektronických zařízení jako jsou laptopy, mobilní telefony, fotoaparáty atd. [1-4].

Velkým problémem hoříkových slitin je jejich špatná korozní odolnost, na kterou má vliv mimo jiné i chemické složení slitiny. Hliník ve slitinách typu AZ zvyšuje korozní odolnost, jeho vliv je však závislý na distribuci v matici. Podle množství a způsobu vyloučení mohou fáze obsahující hliník fungovat jako bariéra proti postupu korozního napadení, nebo právě naopak korozi urychlovat vytvořením korozního článku [1, 2, 5, 6].

Korozní chování hoříkových slitin je problémem při využití těchto slitin v automobilovém průmyslu, umožňuje však využití slitin v medicíně v podobě biodegradabilních slitin. Ty se po implantaci začnou v lidském organismu rozkládat a jsou tělem postupně vstřebávány. Je však důležité, aby rychlost koroze odpovídala hojení poškození tkáně a aby samotný implantát i korozní produkty nebyly pro lidský organismus škodlivé [7-10].

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 [11]. Na základě reálných havárií letadel je možné rozdělit environmentálně asistované šíření únavových trhlin do tří kategorií: (i) korozní praskání, (ii) korozní únava a (iii) únava po korozi [12]. Při volbě materiálu pro konkrétní mechanicky (staticky i cyklicky) namáhané aplikace je tedy nutné zohlednit možné působení korozního prostředí.

2. Cíle dizertační práce

Na základě poznatků z literární rešerše a úvodních experimentů byly stanoveny hlavní cíle dizertační práce, a to zhodnocení a srovnání únavového chování hořčikových slitin AZ31 a AZ61 po korozní expozici v mlze 5% roztoku NaCl. Dále byly stanoveny také dílčí cíle:

- studium mikrostruktury slitin AZ31 a AZ61,
- optimalizace tepelného zpracování slitiny AZ61, studium mikrostruktury slitiny AZ61-T4 (slitina AZ61 po rozpouštěcím žíhání),
- hodnocení mechanismu koroze slitin AZ31, AZ61 a AZ61-T4 po expozici v korozním prostředí a posouzení vlivu množství a způsobu vyloučení hliníku na mechanismus koroze,
- porovnání korozního chování slitin AZ31, AZ61 a AZ61-T4 po expozici v korozním prostředí na základě hmotnostních úbytků a hloubky korozního napadení,
- posouzení vlivu korozního napadení na cyklickou plasticitu a únavovou životnost slitin AZ31 a AZ61 a AZ61-T4,
- hodnocení vzhledu lomových ploch zkušebních těles ze slitin AZ31 a AZ61 a AZ61-T4 na hladkých únavových zkušebních tělesech a únavových tělesech po expozici v korozním prostředí.

3. Literární studie řešené problematiky

3.1 Hořčíkové slitiny

Hořčík 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 teplot nad 200 °C probíhá skluz i v pyramidálních a prizmatických rovinách. 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 v ocelích a neželezných kovech [1, 13-15].

Hlavní předností hořčíkových slitin je jejich nízká měrná hmotnost, dobrá měrná pevnost, schopnost tlumení vibrací všech frekvencí, dobré slévárenské vlastnosti a velmi dobrá obrobitelnost při různých rychlostech obrábění. Obráběním za mokra a v emulzích se dosahuje výborné kvality povrchu. Další výhodou hořčíkových slitin je také možnost recyklace. Nevýhodou je již zmíněná obtížná tvařitelnost za studena, vysoká reaktivita slitin a jejich špatná korozní odolnost [1, 2, 16].

Nejširší uplatnění mají hořčíkové slitiny v automobilovém a leteckém průmyslu a vůbec ve všech odvětvích průmyslu spojených s dopravou. Je snahou snížit hmotnost výsledného celku výrobou tenkostěnných součástí, ale hlavně použitím lehkých materiálů, které mohou zároveň splňovat podmínku dostatečných mechanických vlastností. S poklesem celkové hmotnosti dopravních prostředků je pak spojen jejich ekonomičtější a ekologičtější provoz [3, 4, 17].

Hořčíkové slitiny však mají využití i mimo automobilový průmysl. V současnosti se testují hořčíkové slitiny pro biomedicínské využití jako biodegradabilní ortopedické implantáty a stenty. Zároveň se vyvíjí nové biodegradabilní slitiny, které budou ještě lépe splňovat požadavky pro konkrétní biomedicínské aplikace. Dále se hořčíkové slitiny používají pro výrobu těl mobilních telefonů, laptopů, fotoaparátů a ručního elektrického nářadí [3, 18].

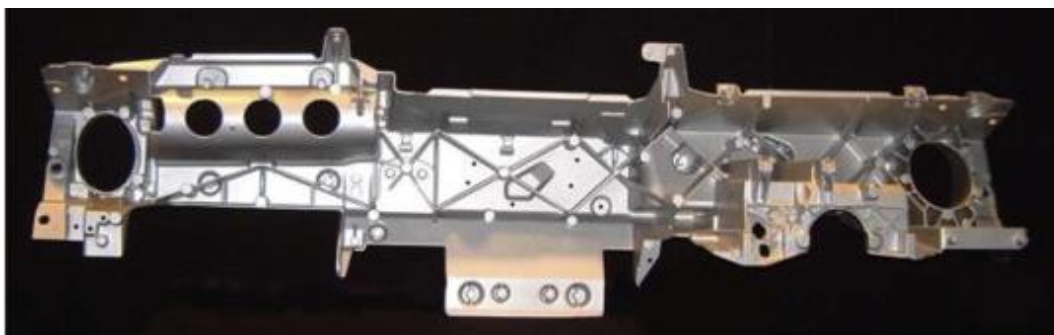
3.1.1 Využití hořčíkových slitin v automobilovém průmyslu

Nejčastěji se hořčíkové slitiny používají k výrobě přístrojových panelů, součástí volantů, sedaček, pedálů, klik a dalších drobných interiérových součástí, ale také k výrobě rámu střech nebo olejových van. Odlitky z creepově odolných hořčíkových slitin se používají i k výrobě bloků motorů a převodových skříní [3].

Na obrázku 1 je přístrojový panel vyrobený z hořčíkové slitiny AM60 firmou General Motors v roce 1996. Tato součást o hmotnosti 12,3 kg s tloušťkou stěny 4 mm znamenala 32% úsporu hmotnosti oproti ocelové součásti a navíc poskytovala tlumení vibrací [19]. Od té doby se technologie výroby hořčíkových slitin zlepšily a u dnes vyráběných přístrojových panelů (obr. 2) se dosahuje úspory hmotnosti 40 až 45 % [3].



Obr. 1 Přístrojový panel o hmotnosti 12,3 kg z hořčíkové slitiny pro automobily GMC Savana a Chevrolet Express [19]



Obr. 2 Přístrojový panel o hmotnosti 6,9 kg z hořčíkové slitiny pro automobily Buick LaCrosse [3]

V roce 1990 byly ve voze Mercedes-Benz Roadster použity rámy sedadel z tlakově litých hořčíkových slitin AM50 a AM20. Každý rám byl tvořen z pěti odlitků o tloušťce 2 až 20 mm a vážil 8,5 kg [20]. U dvoudílných sedadel, která se později začala vyrábět pro vůz Alfa Romeo 156, už byla tloušťka stěny odlitku jen 2 mm [3].

U vozu Chevrolet Corvette Z06 z roku 2005 byl použit držák motoru z hořčíkové slitiny AE44, který vážil 10,5 kg a oproti dříve používané součásti z hliníkové slitiny znamenal 35% úsporu hmotnosti [21]. Hořčíkové slitiny se využívají i pro výrobu součástí hnací soustavy automobilů. Například slitina AZ91 se využívá pro výrobu odlitků s provozní teplotou do 120 °C, jako jsou například převodové skříně a kryty ventilů, bloky motorů a části automatické převodovky [3]. Mercedes-Benz používá pro výrobu sedmírychlostní automatické převodovky hořčíkovou slitinu AS31 [22] a společnost Honda použila pro výrobu olejové pánve vozu Honda Insight slitinu ACM522 (Mg-5%Al-2%Ca-2%RE), díky které dosáhla 35% úspory oproti dříve používané slitině hliníku [23].

3.1.2 Využití biodegradabilních hořčíkových slitin v medicíně

Biodegradabilní implantáty, oproti konvenčním implantátům, se v lidském těle postupně rozkládají a jsou lidským organismem postupně vstřebávány. Některé specifické klinické problémy (kardiovaskulární, ortopedické, gastroenterologické a pediatrické) vyžadují pouze dočasnou podporu po dobu hojení a právě pro tyto aplikace jsou vhodné biodegradabilní materiály, které nevyžadují reoperaci po ukončení své funkce, jak by tomu bylo v případě běžných implantátů [7, 8, 24-27].

U ortopedických implantátů se předpokládá přenos zatížení, a jsou tedy u nich požadovány určité hodnoty mechanických vlastností. Aby se zamezilo nadměrnému přetěžování, nebo naopak nezatížení hojících se kostí, měly by hustota a Youngův modul materiálu implantátů být co nejpodobnější těmto vlastnostem u kostí. Při použití materiálů s rozdílným Youngovým modulem může docházet k odstínění zatížení (tzv. stress shielding). Zatížení je v takovém případě přenášeno implantátem a v důsledku nižšího zatížení kostí dochází k jejich remodelaci dle Wolfova zákona (zatížené kosti zesilují, nezatížené oslabují). Výsledkem je pak snížení hustoty kostí a možné uvolňování implantátu [26, 28-30].

V tabulce 1 jsou uvedeny vlastnosti kosti a materiálů využívaných pro výrobu ortopedických implantátů. Ze srovnání je patrné, že fyzikální a mechanické vlastnosti hořčíkových slitin jsou kostem nejpodobnější.

Další výhodou je, že hořčíkové ionty se v kostní tkáni přirozeně vyskytují a podle studií [36-38] je elementární hořčík nezbytný pro zdravý vývoj a funkci kostí. Výsledky *in vivo* testů [9, 10, 39] svědčí o osteoinduktivních vlastnostech implantátů z hořčíkových slitin a studie hodnotící ortopedické implantáty s povrchem modifikovaným Mg^{+} [40-43] také poukazují na schopnost hořčíkových iontů podporovat osteogenezi.

Tab. 1 Fyzikální a mechanické vlastnosti kostní tkáně a materiálů pro biomedicínské aplikace [27, 31-35]

	hustota [g/cm ³]	mez pevnosti v tahu [MPa]	mez kluzu v tlaku [MPa]	Youngův modul [GPa]	lomová houževnatost [MPa·m ^{1/2}]
Kostní tkáň	1.8-2.1	35-283	130-180	3-20	3-6
Ti6Al4V	4.43	830-1025	960	114	65-90
Korozivzd. ocel	7.9-8.1	450-1040	170-310	189-205	50-200
Co-Cr slitiny	8,3-9,2	710	450-1000	220-230	-
Syntetický HA	3.1	40-200	100-900	70-120	0,7
Mg	1.74	87	65	41	15-40
AZ91 litá	1.81	230	160	45	18,3
AZ31 extrud.	1.78	235	150	45	16-22

Samotný Mg²⁺ je tělem dobře absorbován a žádné nežádoucí účinky ani předávkování nebylo dosud zaznamenáno. Problémem je však uvolňování vodíku a jeho vstřebávání organismem. Při korozi čistého hořčíku se uvolní 1 ml H₂ z každého 1 mg rozpuštěného Mg [39]. Pokud je korozní rychlost příliš vysoká a tělo nestíhá vodík vstřebat, dochází ke vzniku vodíkových kapes, které zpomalují hojení a můžou způsobovat odumírání okolní tkáně [44, 45]. Při *in vivo* testech na animálních modelech [44, 10] byl pozorován výskyt vodíkových kapes, které posléze zmizely a u zvířat nebyly pozorovány žádné potíže. I přesto se autoři studie [10] chtějí v další studii zaměřit na snížení korozní rychlosti pomocí povrchových vrstev. Další možností je zvýšení korozní odolnosti volbou vhodných legujících prvků při zachování podmínek biokompatibility korozních produktů.

3.1.3 Přísadové prvky v hořčíkových slitinách

Přísadové prvky zlepšují mechanické vlastnosti hořčíkových slitin, při zachování předností čistého hořčíku. V prvních komerčně využívaných hořčíkových slitinách se využíval hliník, zinek, mangan a slitiny Mg-Al-Zn jsou dodnes nejčastěji používanými hořčíkovými slitinami na odlitky. S výjimkou kadmia, se kterým tvoří hořčík tuhý roztok v celém koncentračním rozsahu, tvoří hořčík systémy s eutektickou, méně často pak peritektickou přeměnou. 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 hořčíkem, který je silně elektropozitivní, vede ke vzniku vysoce stabilních sloučenin (např. Si a Sn) [16, 46].

Slitiny typu AZ, které jsou předmětem dizertační práce, jsou tvořeny 3 - 12% hliníku, až 3 % zinku a až 0,5 % manganu. Tyto slitiny jsou použitelné do 120 °C, nad touto teplotou dochází ke creepu.

Hliník je hlavním přísadovým prvkem v hořčíkových slitinách typu AZ. Jeho maximální rozpustnost v hořčíku 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. [1, 2, 16].

Přidáním **zinku** se zvyšuje pevnost a předchází se korozi, způsobené přítomností Fe a Ni. Ve slitinách typu AZ se Zn rozpouští v tuhém roztoku a zároveň může být vyloučen i v intermetalické fázi. Při poměru $Zn/Al = 1/3$ vzniká ve slitině intermetalická fáze $(Al, Zn)_5Mg_6$. Více než 1 hm % Zn ve slitinách s obsahem 7 až 10 hm% Al podporuje vznik vlastní vnitřní napjatosti při změnách teploty. Ve slitině AZ91 zinek způsobuje vznik mikropórů [1, 16].

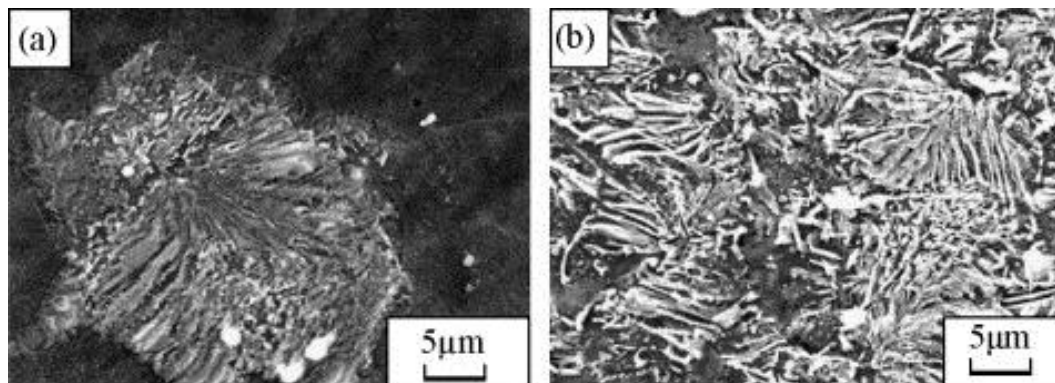
Mangan zvyšuje korozní odolnost v prostředí slané vody u slitin typu AZ vyvázáním Fe a těžkých kovů na relativně neškodné sloučeniny, z nichž některé jsou odstraněny při procesu tavení. Dále také zjemňuje zrna a zlepšuje svařitelnost. Množství přidaného Mn je omezeno jeho malou rozpustností v hořčíku (2,2 hm%) [1, 16].

3.1.4 Výroba hořčíkových slitin

Hořčíkové slitiny se rozdělují na slitiny ke tváření a na odlitky, které vzhledem k malé tažnosti hořčíku převažují. Uvádí se, že 85-90 % všech produktů z hořčíku a jeho slitin se vyrábí odléváním. Problémem u slévarenských slitin je velká reaktivnost taveniny a tedy nutnost udržovat stále taveninu v ochranné atmosféře, a to i při tuhnutí odlitku ve formě. Pro aplikace v automobilovém průmyslu se používají různé metody odlévání, *semi-solid* procesy a výroba plechů. Většina komponent je vyrobena metodou tlakového lití, která je vysoce produktivní, ale výsledné odlitky často obsahují póry [1, 3, 16, 17, 46].

V tabulce 2 je srovnání mechanických vlastností slitin typu AZ s ohledem na způsob výroby a tepelné zpracování. Ze srovnání je patrné, že mechanické vlastnosti tvářených slitin jsou lepší, než u slitin na odlitky. To je dáno menší velikostí zrna a vyšší hustotou dislokací u tvářených slitin. Při posuzování mechanických vlastností slitin na odlitky je hlavním faktorem množství hliníku a tedy i intermetalické fáze γ ($Mg_{17}Al_{12}$) a způsob jejího vyloučení. U slitin po rozpouštěcím žihání, kdy je hliník rozpuštěn v tuhém roztoku, dochází k nárůstu meze pevnosti a tažnosti. Pokud následuje umělé stárnutí, dochází k precipitaci fáze γ , dalšímu zvýšení meze pevnosti, nárůstu meze kluzu a poklesu tažnosti. Mechanické vlastnosti slitin po tepelném zpracování jsou závislé také na případných změnách velikosti zrna v důsledku tepelného zpracování [1, 47-50].

Jako příklad vlivu fáze γ na mechanické vlastnosti, lze uvést práci Uematsu a kol. [47], ve které autoři porovnávali tepelné zpracování T5, tedy umělé stárnutí (170 °C) a T6, rozpouštěcí žihání (410 °C/24 hod) a umělé stárnutí (170 °C) slitiny AZ80. V obou případech došlo k nárůstu meze kluzu a meze pevnosti oproti základnímu stavu. Jak je patrné z obr. 3, bylo při použití metody tepelného zpracování T5 dosaženo vyloučení většího množství fáze γ a tedy i vyšších hodnot mechanických vlastností (viz tab. 2) oproti metodě tepelného zpracování T6.



Obr. 3 Slitina AZ80 po tepelném zpracování (a) T6, (b) T5 [47]

Tab. 2 Mechanické vlastnosti slitin typu AZ vyrobených různými metodami

Slitina/způsob výroby		Mez kluzu [MPa]	Mez pevnosti [MPa]	Tažnost [%]	
AZ31					
extrudování	L	200-205	250-280	10-31	[51-55]
	T	170	235	16	[52]
	AZ31-O	208	281	32	[54]
válcování	L	140-175	255-275	20-26	[52, 56, 57]
	T	165-195	255-265	20-28	[52, 56]
ECAP		115	251	27	[57]
squeeze casting		50-55	170-175	8-10	[57, 58]
AZ61					
extrudování	L	205-245	295-330	13-23	[47, 59]
	T	205	310	20	[59]
	AZ61-T6	204	294	15	[47]
válcování	L	198	313	20	[56]
	T	205	310	19,6	[56]
lití		105	130	5	[59]
squeeze casting		73	175	5	[48]
	AZ61-T4	75	237	11	[48]
AZ71					
rheocasting		98	185	4,7	[60]
	AZ71-T4	88	262	11,2	[60]
AZ80					
extrudování		244	329	13	[47]
	AZ80-T5	278	393	10	[47]
	AZ80-T6	271	364	12	[47]
thixocasting		102	187	3,5	[60]
	AZ80-T4	92	224	7,7	[60]
AZ91					
tlakové lití		115-165	195	4	[49, 50]
	AZ91-T4	151	216	-	[49]
	AZ91-T6	155-170	220	-	[49, 50]
squeeze casting		104	183	4,5	[60]
thixocasting		162	220	4,4	[61]
rheocasting		105	171	3,4	[60]
	AZ91-T4	94	241	8,3	[60]
rheo-diecasting		145	248	7,4	[62]

L - ve směru tváření, T - kolmo na směr tváření

Důležitá je také například tloušťka odlitku, která má vliv na rychlost tuhnutí a následnou mikrostrukturu. Autoři [50] srovnávali mechanické vlastnosti částí z reálného odlitku o tloušťce 3 a 4,7 mm. Při zkoušení části odlitku o tloušťce 3 mm byl rozdíl meze kluzu před a po tepelném zpracování dvojnásobný, oproti části odlitku s tloušťkou 4,7 mm.

Naproti tomu u tvářených slitin se mechanické vlastnosti mění vzhledem ke směru tváření. U extrudované slitiny AZ31 [52] byly srovnávány mechanické vlastnosti ve směru rovnoběžném a kolmém s osou tváření, u slitiny AZ61 [59] autoři navíc hodnotili mechanické vlastnosti i pod úhlem 45° vůči ose extrudované tyče. U slitiny AZ31 byl rozdíl meze kluzu mezi podélným a příčným směrem 30 MPa a rozdíl meze pevnosti 40 MPa. U slitiny AZ61

byl pokles meze kluzu mezi podélným a příčným směrem 20 MPa a pro vzorky vyrobené pod úhlem 45° vůči ose tváření pak pokles o ještě dalších 10 MPa. Mez pevnosti byla naopak nejvyšší u vzorků v příčném směru a pro vzorky podélné a pod úhlem 45° byl pokles 15 MPa a 30 MPa.

Stejně tak u válcovaných slitin AZ31 a AZ61 [56] byly srovnávány mechanické vlastnosti v podélném a příčném směru vůči směru tváření. V obou případech se lišila pouze mez kluzu, mez pevnosti i tažnost byly v podstatě totožné. U slitiny AZ31 byl rozdíl meze kluzu v podélném a příčném směru 30 MPa, u slitiny AZ61 méně než 10 MPa. Autoři toto chování odůvodňují přednostní krystalografickou orientací v důsledku válcování. Zatím co v podélném směru je aktivován skluz v bazální rovině, v příčném směru je vhodně orientován pyramidální skluzový systém, který má vyšší hodnotu kritického skluzového napětí.

3.1.4.1 Metody odlévání

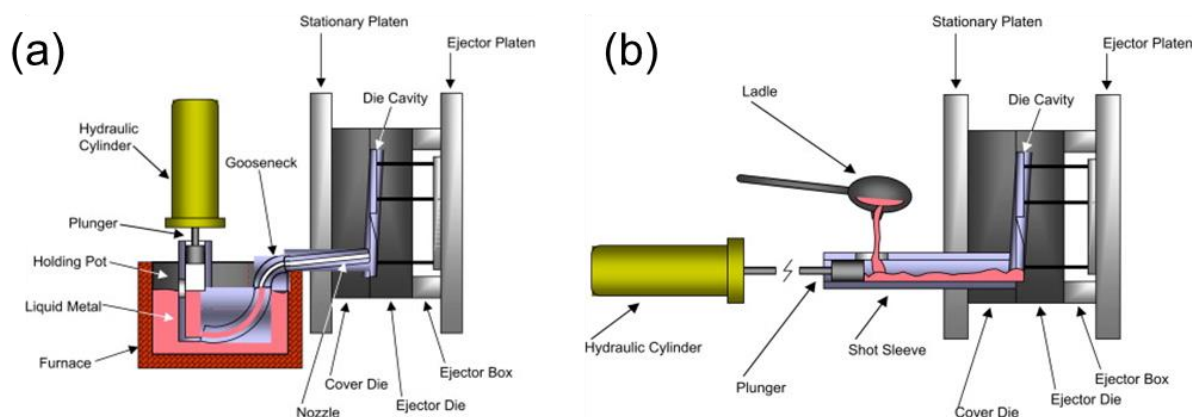
Gravitační lití

Tato metoda se používá na kusovou a malosériovou výrobu speciálních odlitků s velmi dobrou tvarovou a rozměrovou přesností. Používají se pískové, nebo kovové formy. U pískových forem je nutno přidat do formovacích směsí inhibitory, aby se zabránilo reakci s tekutým hořčíkem. 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 [1, 3, 16].

Tlakové lití

Produktivní technologie pro výrobu přesných odlitků s jemnozrnnou strukturou a velmi kvalitním povrchem odlitků. Je možno vyrábět odlitky s tloušťkou stěny až 1 mm. Při odlévání touto technologií se roztavená slitina vstříkuje 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 [3, 16, 63].

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 [16, 63].



Obr. 4 Lící stroj pro tlakové lití s (a) teplou komorou, (b) studenou komorou [64]

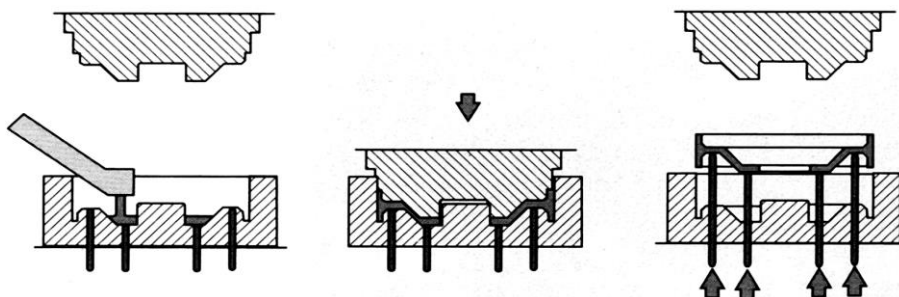
Podle konstrukce se stroje dělí na dva typy, s teplou a se studenou komorou. U stroje s teplou komorou (obr. 4a) je roztavený kov umístěn v kelímku pod ochrannou atmosférou a přes vyhřívanou trysku je kov vytlačen do formy. Kov se nemusí do formy přelévát a nedochází tak k oxidaci, teplotní ztráty jsou minimální. Stroje se studenou komorou (obr. 4b) mají tavicí pec postavenou mimo stroj. Roztavený kov se dopravuje do plnicí komory před každým odlitím a pak je vstříknut do formy [3, 16].

Typický 400tunový vysokotlaký lící stroj s teplou komorou vyrobí šest součástí (o maximální hmotnosti 2,5 kg) za minutu. Touto metodou se vyrábí malé součásti pro automobilový průmysl (volanty, kryty na airbagy atd.), těla mobilních telefonů, laptopů a elektrického ručního nářadí. Pokud je použit stroj se studenou komorou, je za minutu vyrobena jedna součást. Většina součástí pro automobilový průmysl je vyrobena právě touto metodou. Například přístrojové desky, rámy sedaček, nosníky motoru, převodové skříně, bloky motorů a olejové vany [3].

Metoda squeeze casting

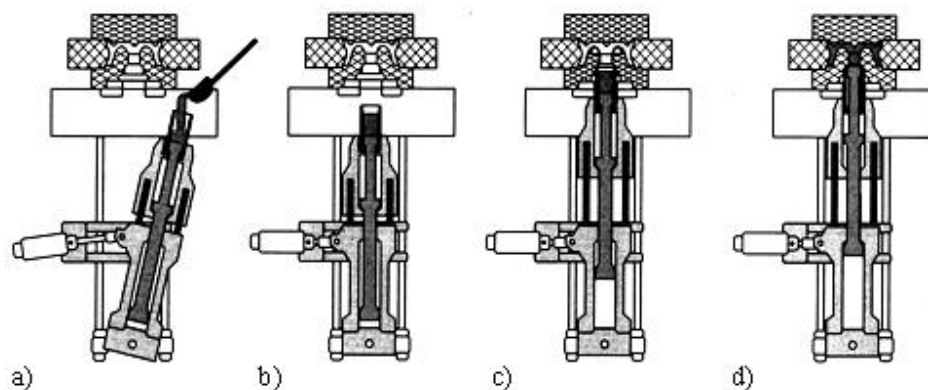
Progresivní metoda odlévání do kovových forem, která kombinuje pomalé lití a tuhnutí pod vysokým tlakem. Porozita odlitků je mnohem menší než při tlakovém lití, díky pomalejšímu plnění a působení tlaku po celou dobu jejich tuhnutí. Vysoký tlak dále zamezuje vzniku mezery mezi odlitkem a formou a tím 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 částicových kompozitů. Nevýhodou jsou vysoké náklady spojené s pořízením a provozem speciálních strojů [3, 16, 65, 66].

Squeeze casting se provádí metodou přímou, nebo nepřímou. Při přímé metodě (obr. 5) se přesně odměřená dávka slitiny volně nalije do spodní části formy a uzavře horní část. 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 [16, 65, 66].

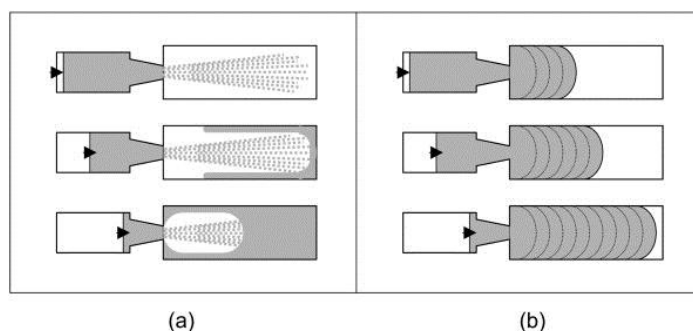


Obr. 5 Squeeze casting přímou metodou [16]

U nepřímé metody (obr. 6) 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), většinou pod 0,5 m/s, kde pak za působení vysokého tlaku tuhne. Díky pomalému plnění formy nedochází k turbulentnímu proudění, vzniku vírů a oxidaci. Na obrázku 7 je srovnání toku materiálu při použití metody tlakového lití a metody squeeze casting. Nevýhodou nepřímé metody je odpad v podobě nálitky [16, 64, 65].



Obr. 6 Squeeze casting nepřímou metodou [16] odtud



Obr. 7 Srovnání toku materiálu při plnění formy (a) metodou tlakového lití, (b) metodou squeeze casting [64]

Thixocasting

Tato metoda je založena na schopnosti některých materiálů chovat se v polotekutém stavu jako vysoce viskózní těleso. Tato vlastnost se nazývá thixotropie. Za působení stříhových sil se viskozita o několik řádů sníží a slitina má dobrou tekutost [16].

Výchozí materiál, např. ve formě granulátu, o hmotnosti přesně odpovídající konečnému výrobku, je za pokojové teploty umístěn do přístroje, kde se ohřeje do oblasti mezi solidem a likvidem a v lisovací komoře je vtlačen do dutiny kovové formy. Výsledkem je jemná homogenní struktura, minimální výskyt staženin, nízký obsah plynů a velmi dobré mechanické vlastnosti. Pomocí této metody je možno vyrobit odlitky o tloušťce stěny až 0,5 mm a využívá se pro výrobu těl mobilních telefonů, laptopů atp. Nevýhodou této metody je vysoká cena výchozího materiálu (hořčíkový granulát) a problém s velikostí výrobních strojů. Z toho důvodu se tato technologie nevyužívá v automobilovém průmyslu [16, 67].

Metoda ztraceného modelu

Při použití této metody je nejprve vyroben model z polystyrénové pěny, včetně vtokového systému, pokryt žáruvzdorným povlakem a umístěn do formy s formovací směsí, která je pomocí vibrací upěchována. Roztavený kov je pak nalit do formy na model z polystyrénové pěny, který se odpaří. Plyny, které při odpařování pěny vznikají, jsou odváděny přes formovací směs. Výhodou této metody je velká rozměrová přesnost, absence dělicí roviny na odlitku a možnost vyrábět komplikované tvary bez použití jader. Navíc se jedná o relativně levnou metodu výroby komplikovaných součástí [3, 68].

Pro odlévání hořčíkových slitin je nutno využít vyšších licích teplot, inhibitorů ve formovacích směsích, speciálních směsí pro výrobu modelu a ošetření povrchu modelu. Výsledné odlitky mají mechanické vlastnosti srovnatelné s metodou gravitačního lití [68, 69].

3.2 Únava materiálu

Únava materiálu je poškození, ke kterému dochází při dynamickém opakovaném cyklickém 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 [70].

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 [70-73].

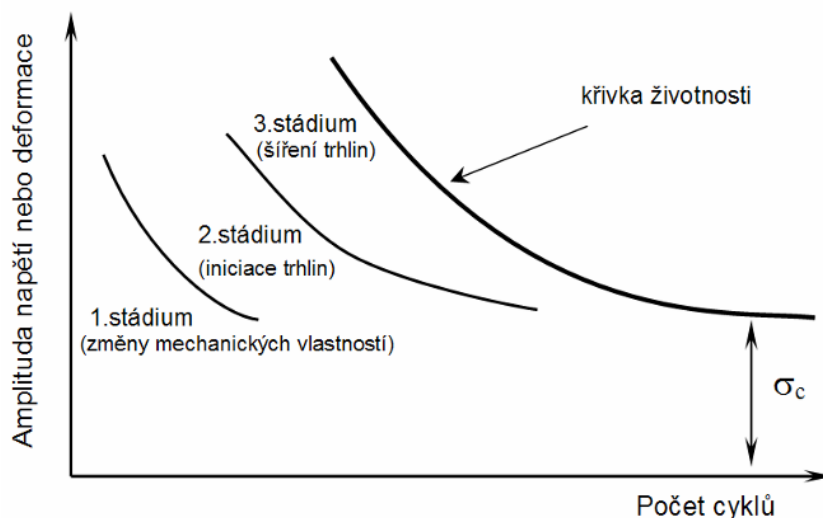
Podle počtu cyklů rozlišujeme únavu na nízkocyklovou a vysokocyklovou. Při nízkocyklové únavě probíhá cyklická plastická deformace v makroobjemu, případně v celém průřezu tělesa. Ve vysokocyklové oblasti se těleso nachází ve stavu makroskopicky elastickém, únavová porucha vzniká lokální plastickou deformací v mikroskopickém měřítku [71, 74].

3.2.1 Stádia únavového života

V české literatuře [74-77] bývá únavový proces podle nevratných změn způsobených cyklickou plastickou deformací rozdělován na tři po sobě jdoucí stádia, která se navzájem překrývají. Jednotlivá stádia jsou v diagramu životnosti vyznačena na obr. 8, konec třetího stádia je vymezen křivkou životnosti.

V zahraniční literatuře [71, 78, 79, 81] bývá únavový život rozdělen podle odlišných kritérií. Například Miller [78] popisuje únavový život jako sekvenci několik stádií: iniciace únavových trhlin, stabilní šíření krátkých trhlin, stabilní šíření dlouhých únavových trhlin a nestabilní dolom.

Mezi jednotlivými stádii (obr. 8) neexistuje pevně dané rozhraní. Je jen věcí konvence, jaká délka trhliny odpovídá rozmezí mezi stádii nukleace a šíření únavové trhliny. I proto je obtížné jednoznačně stanovit, které stádium nejvíce ovlivňuje délku únavového života. Podmínky pro nukleaci mikrotrhliny a rychlost šíření magistrální trhliny jsou ovlivněny mnoha faktory [71]. Podmínky zatěžování, stav povrchu, mikrostruktura, zkušební prostředí, atd., to vše ovlivňuje iniciaci únavové trhliny. Definice pojmu *nukleace trhliny* se navíc v literatuře liší.



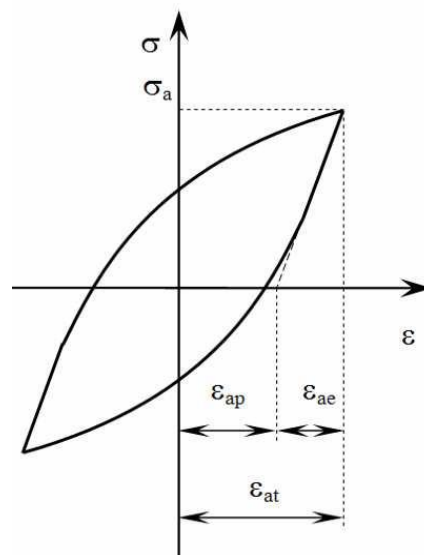
Obr. 8 Stádia únavového procesu [74]

Například Miller [78] uvádí, že u polykristalických materiálů, obsahujících na povrchu mnoho koncentrátorů napětí, dochází k iniciaci únavové trhliny prakticky okamžitě. Odolnost vůči únavovému poškození je pak primárně určena šířením trhliny, respektive jejím omezením. Oproti tomu ASTM Handbook [79] uvádí, že iniciace únavových trhlin představuje asi 95 % únavového života, Suresh [71] pak, že iniciace magistralní trhliny může zabrat až 90 % celého únavového života.

3.2.1.1 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 většinou nejintenzivnější na počátku, s pokračující cyklickou deformací se jejich rychlost snižuje, až dojde k saturaci. K této stabilizaci většinou dochází mezi 10 až 40 % celého únavového života. Pokud se odpor materiálu vůči cyklické deformaci zvyšuje, dochází k cyklickému zpevňování, pokud klesá, materiál cyklicky změkčuje [71, 74, 75, 80].

Nejlepším způsobem detekce změn mechanických vlastností je přímé měření parametrů hysterezních smyček (obr. 9) za chodu zkušebního stroje. Sledované veličiny jsou: amplituda napětí σ_a , celková deformace ε_{at} , elastická deformace ε_{ae} a plastická deformace ε_{ap} [73, 80].



Podle možnosti zkoušení uvažujeme dva typy **Obr. 9 Schéma hysterezní smyčky [74]** zatěžování, definované konstantní amplitudou řízené veličiny: měkké zatěžování ($\sigma_a = \text{konst.}$) a tvrdé zatěžování ($\varepsilon_a = \text{konst.}$) [74, 77].

Z obrázku 10 jsou patrné změny hysterezních smyček, ke kterým dochází při cyklickém zpevňování, respektive změkčení v rámci tvrdého zátěžného cyklu (a). Cyklické změkčení se projevuje zvýšením amplitudy deformace (b, d), cyklické zpevňování jejím poklesem (d, e). V případě měkkého zátěžného cyklu (f) je konstantní amplituda napětí, mění se deformace a tedy i šířka hysterezních smyček. Pokud se hysterezní smyčky zužují, dochází k cyklickému zpevňování (h, i), pokud se rozšiřují, materiál cyklicky změkčuje (g, i).

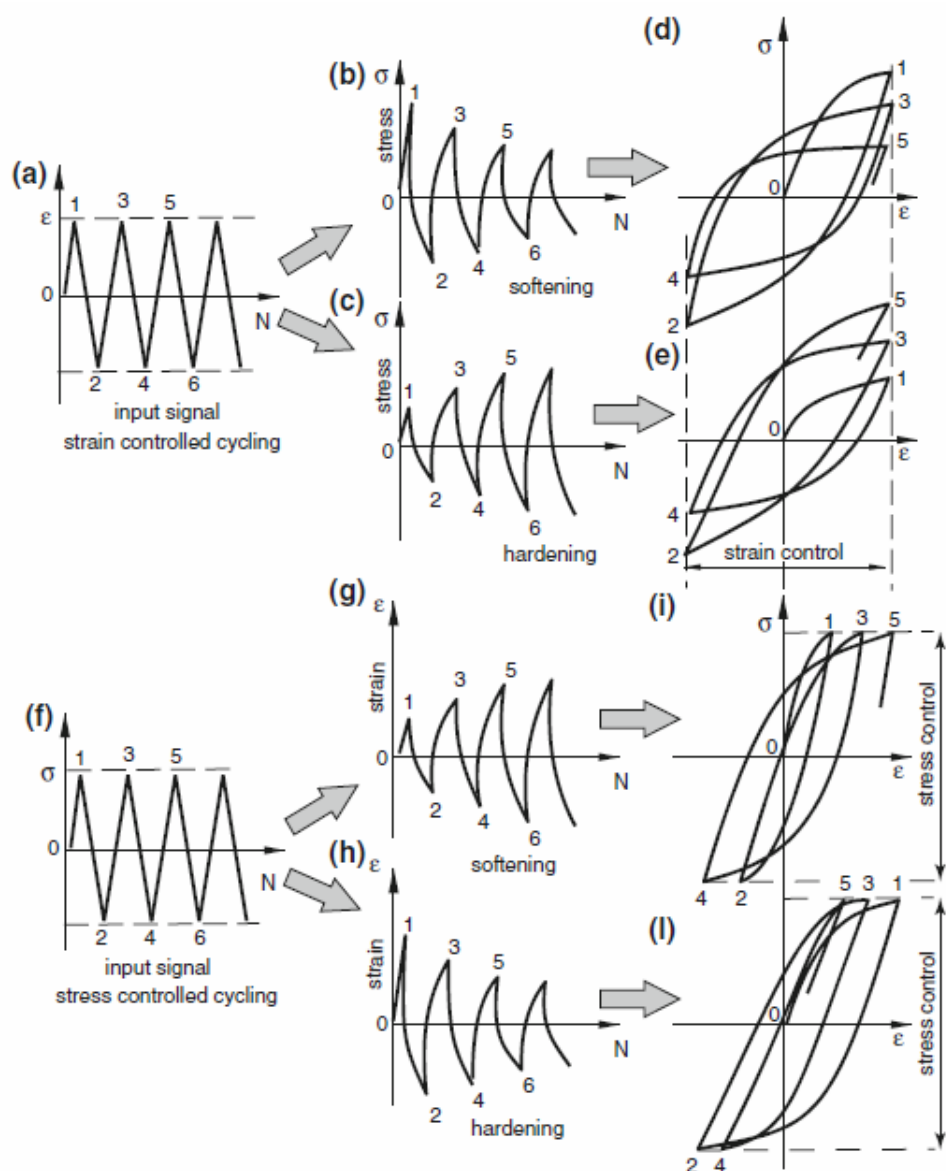
Reakci materiálu na cyklické zatěžování charakterizujeme křivkami cyklického zpevňování/změkčení. U zatěžování s konstantní amplitudou napětí se jedná o závislost amplitudy celkové, plastické (obr. 11a) nebo střední deformace na počtu cyklů. Pro zatěžování v tvrdém módu se jedná o závislost amplitudy napětí na počtu cyklů (obr. 11b) [77].

Po počátečním cyklickém zpevňování nebo změkčení se mechanické vlastnosti zpravidla už nemění a vytvoří se satureovaná hysterezní smyčka. Proložení vrcholových bodů satureovaných hysterezních smyček (obr. 12a) pro různé amplitudy zatěžování dostaneme cyklickou deformační křivku (CDK), jejíž průběh lze aproximovat mocninovou závislostí (2.1) [74, 75, 77, 81].

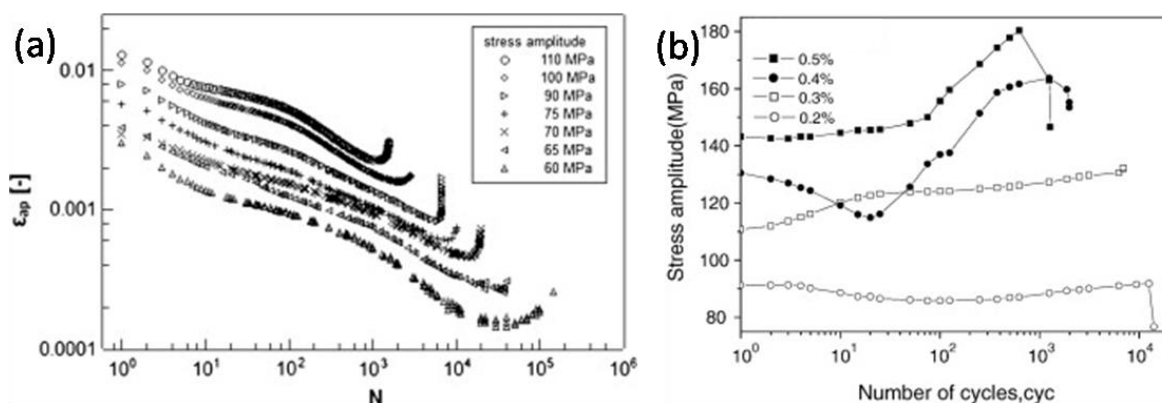
$$\sigma_a = K' \cdot \varepsilon_{ap}^{n'} \quad (2.1)$$

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

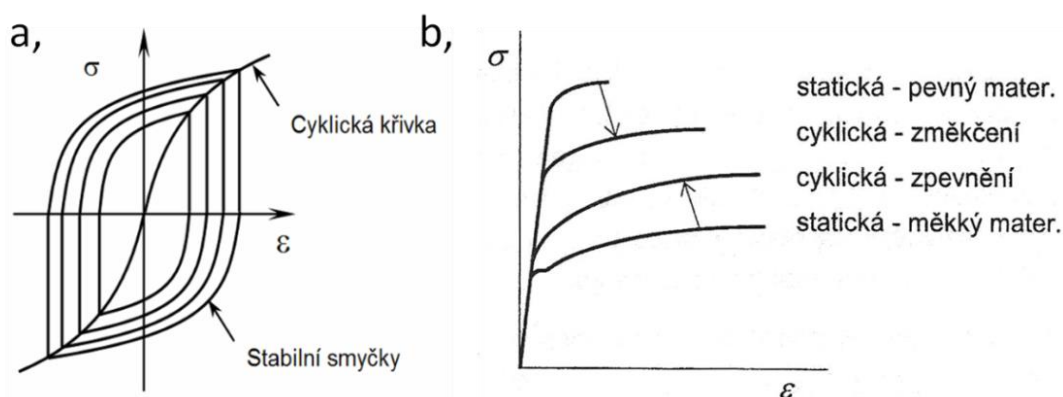
Obecně se kovové materiály rozdělují na cyklicky zpevňující a cyklicky změkčující. Toto chování závisí na původním stavu materiálu a na vzájemné poloze tahové a cyklické deformační křivky (obr. 12b) [77].



Obr. 10 Cyklické zpevnění/změkčení při (a-e) tvrdém zatěžování, (b-l) měkké zatěžování [81]



Obr. 11 Křivky cyklického zpevnění/změkčení: (a) hořčíková slitina AZ31 (squeeze casting) zatěžovaná v módu řízení zátěžné síly [58], (b) hořčíková slitina AZ31 extrudovaná, zatěžovaná v módu řízení amplitudy plastické deformace [82]



Obr. 12 (a) Cyklická deformační křivka (b) Srovnání statické a cyklické deformační křivky napětí deformace [74]

U materiálů s malou hustotou dislokací dojde při vzniku 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 [71, 80, 81].

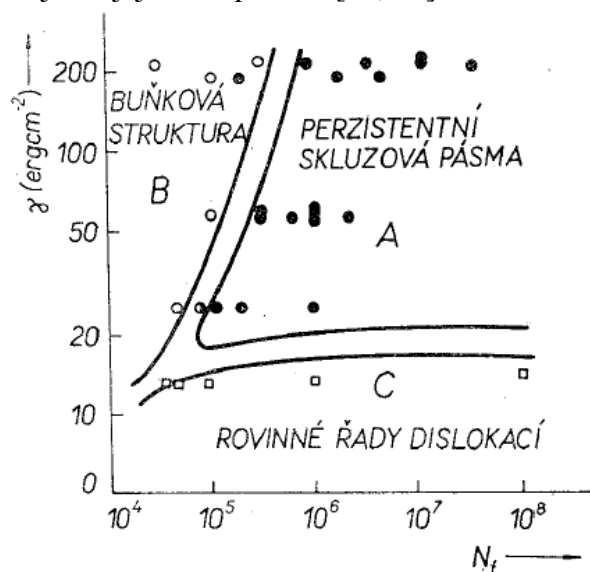
U materiálů s velkou hustotou dislokací (zpevněné materiály), vede cyklování v oblasti nepružných deformací k přeorganizování dislokační struktury do takové konfigurace, která je méně odolná vůči deformaci. Přeorganizováním dislokační struktury se zvýší pohyblivost dislokací a ty pak mohou obtékat kolem mikrostrukturních překážek, které by jinak deformaci zabraňovaly. Materiál cyklicky změkčuje a hodnota cyklické meze kluzu je nižší než hodnota statické meze kluzu. Další možností je přesekávání koherentních precipitátů u precipitačně zpevněných materiálů. Pokud jsou po přeseknutí jednotlivé fragmenty menší, než kritická velikost, stávají se termodynamicky nestabilní a dojde k jejich rozpuštění [71, 80].

Typ dislokačních struktur, k jejichž vývoji při cyklickém zatěžování dochází, závisí primárně na dvou faktorech. Na energii vrstevné chyby γ (snadnosti příčného skluzu) a na počtu cyklů do lomu N_f . Na obrázku 13 jsou schematicky znázorněny možné dislokační struktury pro kovy s FCC mřížkou s různou energií vrstevné chyby [75, 76].

- Oblast A

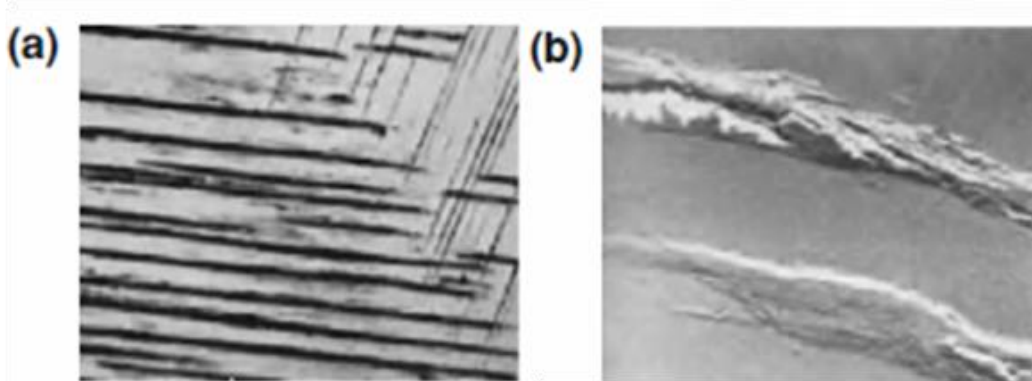
Na konci prvního stádia únavového procesu dochází v důsledku opakovaného střídavého skluzu při namáhání v tahu a tlaku k vzniku extruzí a intruzí. Po odbroušení tenké vrstvy lze naleptat specifickou dislokační strukturu. Odtud pochází název perzistentní skluzové pásy (PSP) [75, 76].

Charakter PSP je odlišný u materiálů se snadným a obtížným příčným skluzem. Pro materiály vysokou energií vrstevné chyby a tedy obtížným příčným skluzem, jsou typická velmi rovná skluzová pásma, planární charakter skluzu, (obr. 14a). U materiálů s nízkou energií vrstevné chyby a tedy snadným příčným skluzem, jsou tato pásma zvlněná, mají tzv. vlnitý charakter skluzu (obr. 14b). Obecně lze říct, že stádium cyklického zpevnění/změkčení je kratší u materiálů s vlnitým charakterem skluzu. Dislokační struktura ležící pod PSP se podstatně odlišuje od struktury v okolní matici. Struktura perzistentních



Obr. 13 Typy podpovrchových dislokačních struktur [75]

skluzových pásem může být žebříková nebo buňková, s buňkami zpravidla protaženými ve směru kolmém na primární směr skluzu. Počet a hloubka skluzových pásů roste s počtem zátěžných cyklů a s amplitudou zatěžování. PSP jsou měkčí než okolní matrice, což vede k lokalizaci plastické deformace [71, 74-76, 81].



Obr. 14 Perzistentní skluzové pásy materiálu (a) s planárním charakterem skluzu, (b) s vlnitým charakterem skluzu [83]

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 [75].

- Oblast C

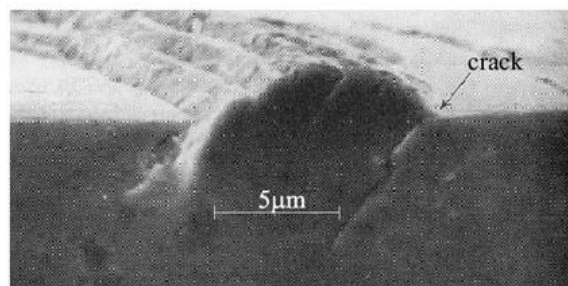
Tato oblast se týká materiálů s obtížným příčným skluzem. Rozdíl mezi podpovrchovou a vnitřní strukturou je jen v nižší hustotě dislokací v bezprostřední blízkosti povrchu. Vzhledem k vysokému počtu cyklů může i tento mechanismus vést k vytvoření povrchového reliéfu tvořeného extruzemi a intruzemi. V jejich kořeni pak může docházet k iniciaci únavových trhlin [75, 76].

3.2.1.2 Stádium iniciace únavových trhlin

U homogenních materiálů neobsahujících velké vady probíhá nukleace únavových trhlin vždy na povrchu, případně těsně pod povrchem, v místech koncentrace cyklické plastické deformace, která souvisí s koncentrací napětí. Faktory ovlivňující iniciaci únavových trhlin jsou způsob zatížení, charakter skluzu, stav povrchu a prostředí. U tvarových součástí jsou makroskopickými koncentratory napětí vruby a změny průřezu. Dále se uplatňují také mikroskopické koncentratory 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 [73, 75, 77].

V nehomogenních materiálech, obsahujících částice jiné fáze s odlišnými elastickými vlastnosti (inkluze, precipitáty), působí tyto částice jako koncentratory napětí. Na povrchu je pak koncentrace napětí v okolí inkluzí největší [71, 74, 75].

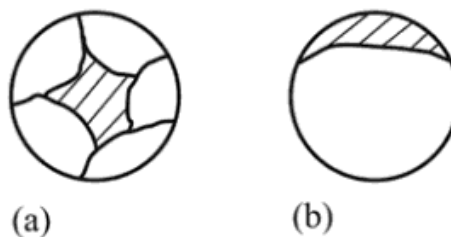
Na základě pozorování byly zjištěny následující nejčastější místa nukleace únavových trhlin: (i) povrchové nerovnosti, (ii) perzistentní skluzová pásma, (iii) hranice zrn, (iv) rozhraní inkluze/precipitát a matrice, (v) korozní napadení povrchu [71, 74, 75].



Obr. 15 Iniciace únavové trhliny na PSP [71]

Nejčastěji dochází k nukleaci v PSP (obr. 15). 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 úhel 45° se směrem hlavního napětí [75, 77].

Na vyšších hladinách napětí (obr. 16a) iniciují únavové trhliny z více míst na povrchu vzorku a v průběhu únavového procesu dochází k jejich spojování. Na nižších hladinách napětí (obr. 16b) většinou dochází k iniciaci jediné trhliny, v oblasti gigacyklové únavy může dojít k iniciaci trhliny na vnitřním defektu. V okolí defektu je pak možno pozorovat tzv. rybí oko [84].

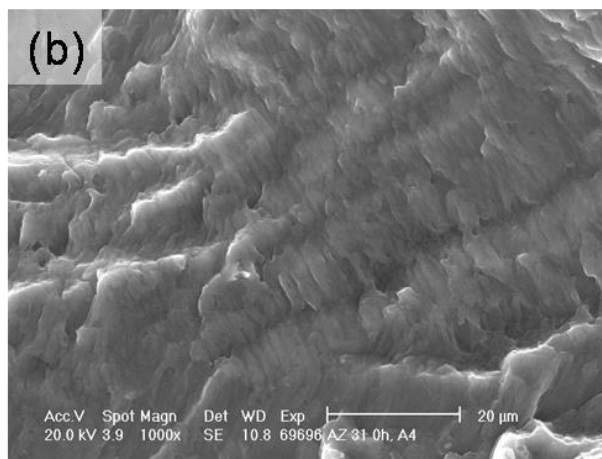
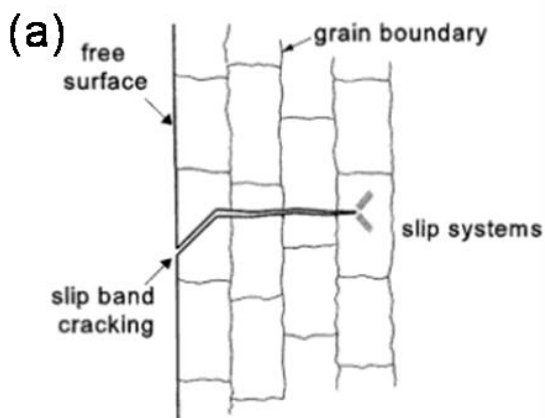


Obr. 16 Schéma lomových ploch únavových těles zatěžovaných v (a) nízko- , (b) vysoko- cyklové oblasti [84]

3.2.1.3 Stádium šíření únavových trhlin

V první etapě dochází k růstu iniciovaných mikrotrhlin beze změny směru. Šíření probíhá v rovinách s maximálním smykovým napětím (obr. 17a), a proto toto stádium označujeme jako krystalografické šíření. V průběhu dalšího zatěžování trhliny rostou, propojují se a směr šíření se odklání do směru kolmého na působící napětí. V druhé etapě (nekrystalografické šíření) se zpravidla šíří už jen jedna trhlina, označovaná jako magistrální. Tato trhlina se šíří kolmo na působící napětí a na jejím čele vzniká plastická zóna [75, 84, 85].

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 [75, 85].



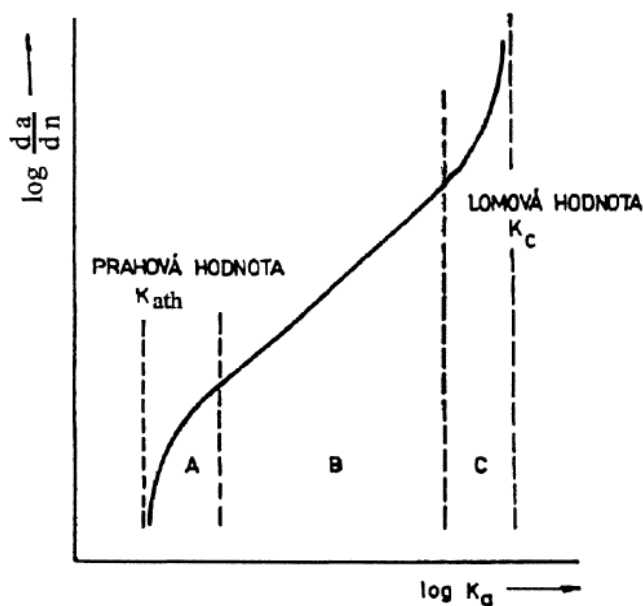
Obr. 17 Šíření únavové trhliny (a) krystalografické a nekrystalografické šíření [85]. (b) únavové striace, hořčíková slitina AZ31 [58]

Na lomové ploše v oblasti šíření můžeme pozorovat pravidelně vzdálené žlábký - únavové striace (obr. 17b), které jsou kolmé na lokální směr šíření trhliny a vznikají opakovaným postupným otupováním a zaostřováním čela únavové trhliny [75, 84].

Z pohledu lomové mechaniky, lze makroskopickou rychlost šíření trhliny da/dN popsat pomocí Paris-Erdoganova zákona (2.2) [85]. Rychlost šíření je závislá na rozkmitu faktoru intenzity napětí ΔK , který je, za podmínky malé plastické zóny na čele trhliny, považován za míru hnací síly pro šíření trhliny. Ve vztahu dále vystupují materiálové konstanty A a m [75, 76, 86].

$$\frac{da}{dN} = A \cdot (\Delta K)^m \quad (2.2)$$

Jednotlivá stádia lze pozorovat v závislosti rychlosti šíření trhliny na logaritmu rozkmitu faktoru intenzity napětí (obr. 18). Ve stádiu A se křivka blíží k prahové hodnotě pro šíření únavové trhliny ΔK_{ath} . Pod touto hodnotou se trhliny nešíří. V oblasti B je průběh závislosti lineární a lze je popsat pomocí rovnice (2.2), 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_{ath} klesá s délkou trhliny [75, 76, 86].

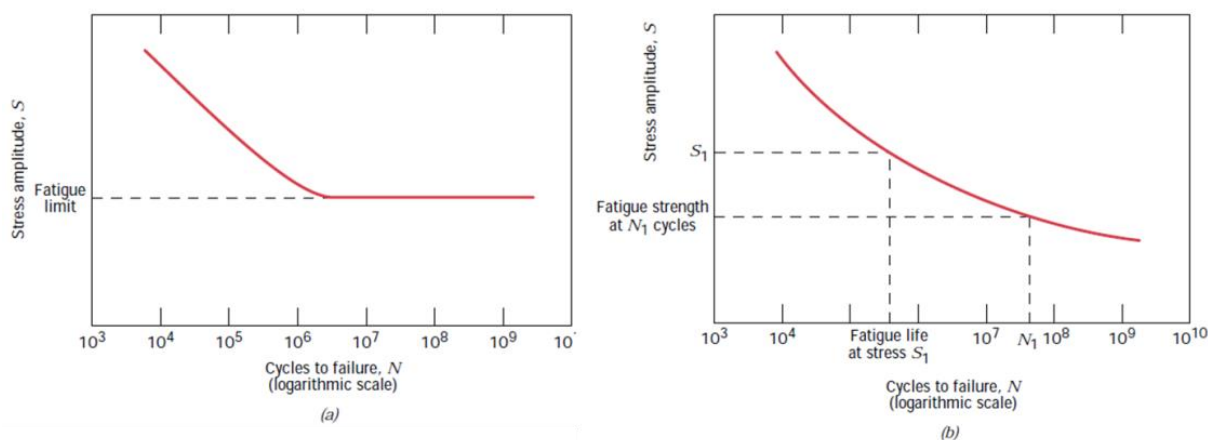


Obr. 18 Závislost makroskopické rychlosti šíření trhliny na rozkmitu faktoru intenzity napětí [86]

3.2.2 Charakteristiky únavové životnosti

Základní charakteristikou únavové životnosti je Wöhlerova křivka, neboli S-N křivka a Manson-Coffinova křivka. Pro komplexní posouzení únavové životnosti je nutno uvažovat obě tyto charakteristiky [78, 86].

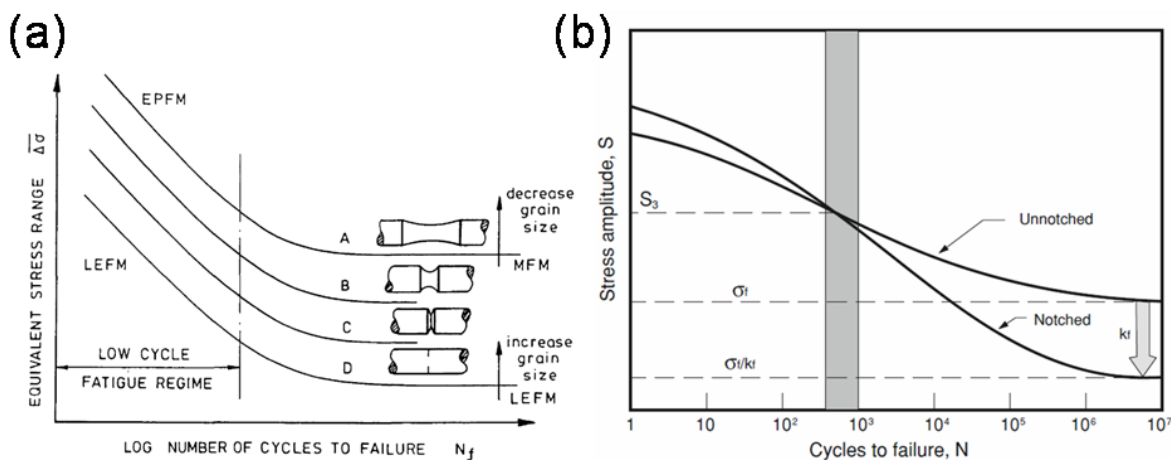
Wöhlerova křivka, označovaná také jako S-N křivka je závislost počtu cyklů do lomu N_f na amplitudě napětí σ_a v semilogaritmických souřadnicích (obr. 19). Pro oceli a slitiny titanu je typický tvar křivky na obr. 19a. Při určitém počtu cyklů amplituda napětí dosáhne své mezní hodnoty a dále již neklesá. Prahová hodnota se označuje jako mez únavy σ_c a představuje hodnotu, při které nedojde k lomu ani po vysokém počtu cyklů [70, 71, 75, 78].



Obr. 19 Dva typy S-N křivek [70]

Většina slitin neželezných kovů (např. slitiny hliníku a slitiny hořčíku) nevykazuje mez únavy a se zvyšujícím se počtem cyklů amplituda napětí stále klesá (obr.19b). 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 [70, 75]. Srovnáním S-N křivek lze dobře určit rozdíl v životnosti různých typů materiálů, případně vliv defektů na únavovou životnost těchto materiálů.

Z obrázku 20a je dobře patrné, jak se mění únavová životnost, když jsou použita hladká zkušební tělesa (A), tělesa vrubovaná (B, C) a tělesa s defektem charakteru trhliny (D). Odolnost vůči únavovému poškození se u hladkých těles zvyšuje spolu se zjemněním zrna, u těles s trhlinou naopak se zvětšující se velikostí zrna [78]. Millela v své knize [81] uvádí, že při srovnání S-N křivek získaných při použití hladkých a vrubovaných těles, je pro určitý počet cyklů, blízký hodnotě 10^3 , dosaženo stejné hodnoty amplitudy napětí pro oba typy zkušebních těles (obr. 21b).



Obr. 20 Srovná S-N křivek (a) získaných pro různé tvary zkušebních těles [78], (b) získaných při použití hladkých a vrubovaných zkušebních těles [81]

Lokální zvýšení napětí v důsledku přítomnosti vrubu lze definovat teoretickým součinitelem koncentrace napětí K_t , který je dán podílem maximálního lokálního napětí σ_{max} (napětí ve vrubu) a nominálního napětí σ_n [71, 75, 77, 81]. Při cyklickém zatěžování se používá vrubový součinitel K_f , který je dán jako poměr meze únavy hladkého a vrubovaného tělesa. Únavové experimenty ukazují, že koncentrace napětí v důsledku přítomnosti vrubu je nižší, než předpokládá teoretická hodnota součinitele koncentrace napětí K_t , pouze pro velké defekty platí, že hodnota K_f se blíží hodnotě K_t [71, 81].

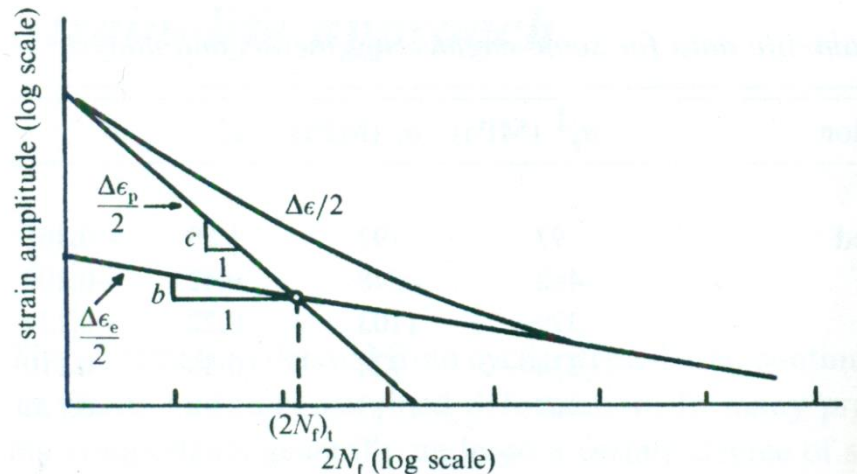
Vztah mezi teoretickou hodnotou a vrubovým součinitelem K_f je dána vrubovou citlivostí

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1}. \quad (2.3)$$

V případě, že $q=0$, je materiál vrubově necitlivý. Pokud $q=1$, je platný teoretický předpoklad a platí hodnota teoretického součinitele koncentrace napětí K_t [71, 75]. Dále v práci bude podrobněji rozebírána problematika únavového chování těles s defektem, vzniklým v důsledku působení okolního prostředí.

Wöhlerovu křivku v nízko- i vysokocyklové oblasti lze dobře aproximovat vztahem (2.4). 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 [71, 75, 86]

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (2.4)$$



Obr. 21 Manson-Coffinova křivka a závislosti celkové, plastické a elastické deformace na počtu cyklů [71]

Při dimenzování součástí na nízkocyklovou únavu je důležitá znalost odolnosti kovu vůči cyklické plastické deformaci. Tuto vlastnost lze popsat Manson-Coffinovou křivkou (obr. 21), závislostí amplitudy plastické deformace ε_{ap} na počtu cyklů do lomu N_f . Křivku můžeme aproximovat vztahem (2.5). Získanými parametry jsou součinitel únavové tažnosti ε'_f a exponent únavové životnosti c . [86].

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.5)$$

Na obrázku 22 je zároveň vynesena i závislost amplitudy celkové deformace ε_{at} na počtu cyklů do lomu N_f . Tu lze popsat pomocí vztahu (2.6), 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 materiálů strojních součástí v kritických místech (např. ostré vruby) se totiž blíží podmínkám namáhání s konstantní ε_{ap} . [75, 86].

$$\varepsilon_{at} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2N_f)^b + \varepsilon'_f \cdot (2N_f)^c \quad (2.6)$$

Z obrázku 22 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 [71, 86].

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 (2.1). Kombinací této závislosti s rovnicí Wohler Basquinovy (2.4) a Manson-Coffinovy křivky (2.5) dostaneme závislosti (2.7) a (2.8), pomocí kterých můžeme křivky životnosti převádět.

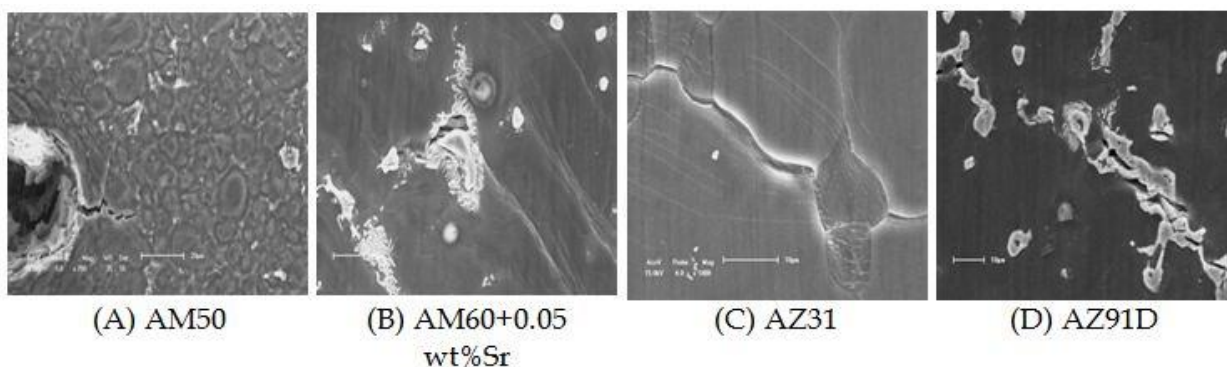
$$b = n' \cdot c \quad (2.7)$$

$$K' = \frac{\sigma'_f}{\varepsilon_f'^{n'}} \quad (2.8)$$

3.2.3 Únavové chování Mg slitin typu AZ

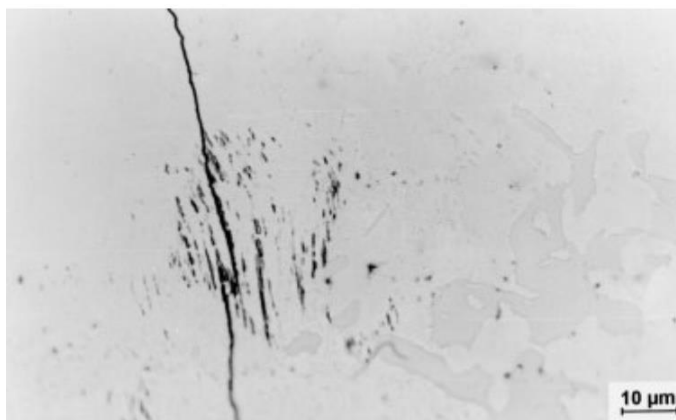
U hořčkových slitin obecně dochází jak k cyklickému zpevňování, tak k cyklickému změkčování v závislosti na původním stavu materiálu a chemickém složení. Pokud jsou v materiálu vyloučeny koherentní precipitáty na bázi Mg-Re nebo Mg-Zn, dochází k jejich přesekávání a následně cyklickému změkčení [87].

U extrudovaných slitin typu AZ bylo pozorováno cyklické zpevňování [53, 54, 82, 88], u slitin vyrobených metodou ECAP cyklické změkčení [82]. U litých slitin typu AZ bylo pozorováno pouze cyklické zpevňování [49, 50, 89]. Cyklické změkčení v důsledku přesekávání precipitátů nebylo u hořčkových slitin typu AZ pozorováno. V těchto slitinách se vyskytují precipitáty fáze γ ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) a částice na bázi Al-Mn. Fáze γ se vylučuje nejprve ve formě nekoherentních precipitátů [62, 90] a stejně tak precipitáty s nejčastěji se vyskytující stechiometrií Al_8Mn_5 jsou nekoherentní [91]. Dá se tedy předpokládat, že nebude docházet k cyklickému změkčení v důsledku rozpouštění precipitátů. U slitiny AZ91-T6 navíc bylo experimentálně prokázáno pouze cyklické zpevňování materiálu [49, 50].



Obr. 22 Inicie únavových trhlin: (a) na čele vrubu s poloměrem 50 μm , (b) v místě póru, (c) na hranici zrn, (d) na rozhraní tuhého roztoku a fáze γ [92]

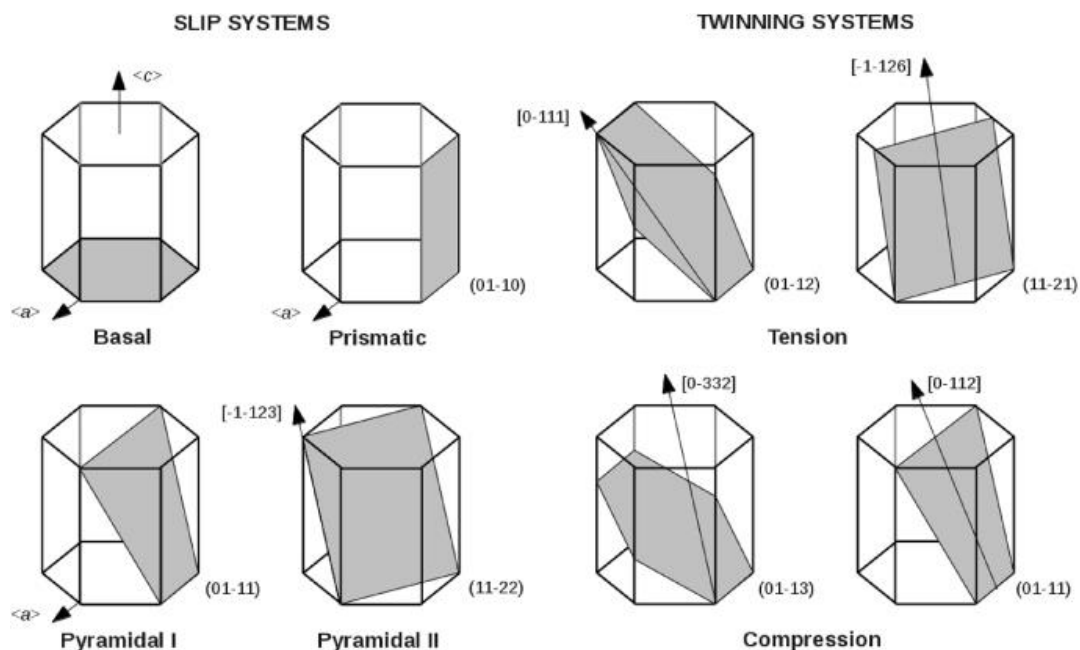
K iniciaci únavových trhlin v hořčkových slitinách dochází na fázových rozhraních, defektech a hranicích zrn (obr. 22) nebo ve skluzových pásech (obr. 23) [4, 48, 92-95]. U hořčíku a jeho slitin může docházet ke skluzu v několika systémech: bazálním, prizmatickém, pyramidálním I a pyramidálním II (obr. 24). Dále může docházet také ke vzniku tahových a tlakových dvojčat. Dvojčatění probíhá, pokud je osa c paralelní s osou zatěžování v tahu nebo kolmá na osu zatěžování v tlaku.



Obr. 23 Inicie únavové trhliny na skluzových pásech [93]

Vzhledem k tomu, že dochází převážně ke skluzu v bazální rovině, je velice nepravděpodobný vznik dislokačních struktur jako u jiných materiálů (viz 2.2.1.1) [93, 96-100].

To, který skluzový systém, případně způsob dvojčatění, bude aktivován, je dáno hodnotou kritického skluzového napětí. Ke skluzu dojde, dosáhne-li skluzové napětí ve skluzovém systému hodnoty kritického skluzového napětí. Dle Schmidova zákona dojde k plastické deformaci nezávisle na velikosti působícího napětí a aktivní bude skluzový systém s nejvyšší hodnotou Schmidova faktoru, tedy nejvýhodnější orientací vůči působícímu napětí [86].



Obr. 24 Skluzové a dvojčatové systémy v Mg [100]

U kovů s HCP mřížkou je důležitý poměr mřížkových parametrů c/a . Pro případ, kdy je c/a větší než ideální poměr (1,633), je preferována bazální rovina, v opačném případě pak prizmatické roviny. U hořčíku, u kterého je poměr c/a velmi blízký ideální hodnotě, je při pokojové teplotě aktivní bazální skluzový systém, při teplotách nad 200 °C pak dochází i k aktivaci prizmatického a pyramidálního skluzového systému [14, 15].

Protože pouze pyramidální skluzový systém, který je aktivován až při vyšších teplotách, splňuje Von Misesovu podmínku, musí být k uskutečnění plastické deformace za pokojové teploty aktivních více skluzových systémů, nebo docházet ke dvojčatění [99]. Pro Mg-7,7Al slitinu byl pozorován skluz v bazální rovině, tlaková a tahová dvojčata [97], skluz v bazální rovině a tahová dvojčata byla pozorována u slitiny AM60 [15], AZ31 [101] a také u čistého hořčíku [102].

Šíření únavových trhlin probíhá u hořčíkových slitin nejprve pod úhlem přibližně 45° a následně kolmo na směr zatěžování [4, 92, 100]. Rychlost šíření únavových trhlin je nižší než u ostatních neželezných kovů, v důsledku nízké lomové houževnatosti. Na rychlost šíření únavových trhlin má vliv hlavně mikrostruktura dané slitiny. Zatímco u ostatních hořčíkových slitin může vést přítomnost precipitátů ke snížení rychlosti šíření únavových trhlin, u slitiny AZ91 má fáze γ opačný efekt. Tento problém je možno řešit přidáním vhodného prvku, který vytvoří intermetalikum s vyšší lomovou houževnatostí [4].

3.2.3.1 Vliv výroby na únavovou životnost slitin typu AZ

V literatuře je možné najít omezené množství dat týkajících se únavové životnosti slitin typu AZ, z toho většina publikovaných experimentů je zaměřena na tvářené slitiny a pouze malé množství dat se týká litých slitin typu AZ. V tabulce 3 jsou uvedeny hodnoty únavové životnosti slitin AZ v závislosti na způsobu výroby a tepelném zpracování.

Zúberová a kol. [57] srovnávali únavovou životnost slitiny AZ31 vyrobené různými metodami. Jako jeden z parametrů ovlivňujících únavovou životnost zkoumaných tvářených a litých slitin uvádí velikost zrna. Změny únavové životnosti v důsledku zjemnění zrna, přidáním malého množství Nd [106] a Ce [107] byly hodnoceny i u slitiny AZ91. V obou případech došlo spolu se zjemněním zrna i k rovnoměrnějšímu vyloučení fáze γ a zvýšení únavové životnosti.

Tabulka 3 Únavová životnost slitin typu AZ

		Časovaná mez únavy pro 10^7 [MPa]		
		tah-tlak		ohyb za rotace
		R=-1	R=0,1	R=-1
AZ31				
	extruze	120 [55]	90 [55]	120/95 ¹ [52]
	válcování	95 [57]	130 [56]	-
	ECAP	95 [57]	-	-
	squeeze casting	40-45 [57, 58]	-	-
AZ61				
	válcování	-	160 [56]	-
	extruze	150 [59, 103]	145 [104]	110 [47]
	extruze	T6	-	100 [47]
	lití ²	20 [47]	-	-
	squeeze casting	38 [48]	-	-
	squeeze casting	T4	34 [48]	-
AZ80				
	extruze	-	-	150 [47]
	extruze	T5	-	140 [47]
	extruze	T6	-	110 [47]
AZ91				
	gravitační lití	-	19 [105]	-
	HMC ³	-	38 [105]	-
	lití ²	40 [94]	-	-
		T5	45 [94]	-

¹ směr tváření/kolmo na směr tváření

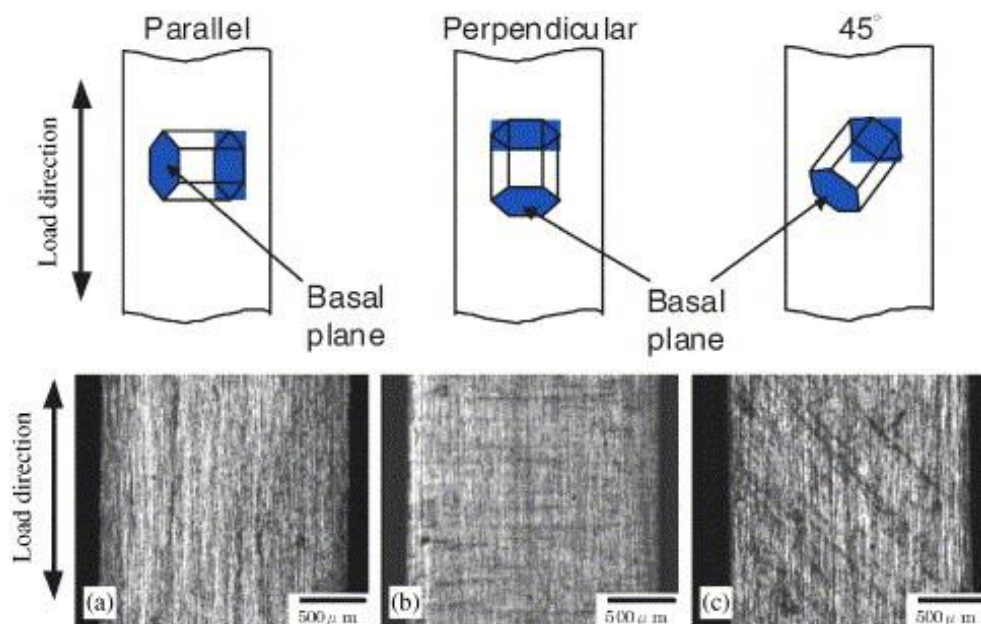
² nspecifikovaná metoda odlévání

³ metoda Heated mould continous casting

Tak jako u mechanických vlastností, i na únavovou životnost má vliv množství fáze γ a způsob jejího vyloučení v materiálu. Chamos a kol. [56] hodnotili únavovou životnost válcované slitiny AZ31 a AZ61. U obou slitin byla pozorována skoro stejná velikost zrna a obdobná struktura. Jediným rozdílem bylo malé množství fáze γ vyloučené po hranicích zrn slitiny AZ61, u které byla mez únavy pro 10^7 o 30 MPa vyšší, než u slitiny AZ31. Naproti tomu při srovnání únavové životnosti slitiny AZ31 a AZ61 vyrobených metodou squeeze casting [48, 58] s obdobnou velikostí zrna, byla hodnot meze únavy pro 10^7 slitiny AZ31 vyšší, ale pouze o 5 MPa. S ohledem na strukturní heterogenitu obou litých slitin je pravděpodobné, že větší množství hrubších částic fáze γ mělo na únavovou životnost negativní vliv.

U litých slitin je rozhodující i množství licích defektů, vměstků na bázi Al-Mn a přítomnost strukturních nehomogenit, které slouží jako místo iniciace únavových trhlin a výrazně snižují únavovou životnost [48, 92, 94]. Iniciace únavových trhlin na vměstcích Al-Mn však byla pozorována i u tvářených slitin [59]. Pokud u litých slitin nedochází k iniciaci na vměstcích nebo licích defektech, bývají v těsné blízkosti místa iniciace pozorovány štěpné fazety [48, 94].

U tvářených slitin, kde se dá očekávat přednostní krystalografická orientace, je pak důležitá orientace působícího napětí vůči směru tváření. Zkušební vzorky z extrudované slitiny AZ61 [59] byly zatěžovány ve směru tváření, kolmo na směr tváření a pod úhlem 45° vůči směru tváření. Pro amplitudy napětí vyšší než 90 MPa nebyl pozorován vliv orientace vzorků. Stejně tak mez únavy pro 10^7 u vzorků zatěžovaných kolmo a pod úhlem 45° vůči směru tváření byla skoro totožná, ale u vzorků zatěžovaných ve směru tváření byla mez únavy přibližně o 20 MPa vyšší. Na obrázku 25 je znázorněna krystalografická orientace jednotlivých vzorků, vůči působícímu napětí a zdokumentovány skluzové pásy na povrchu vzorů. Z nákresu je patrné, že skluz v bazální rovině u vzorku zatěžovaného ve směru tváření byl velice nepravděpodobný a byla u něj proto naměřena nejvyšší únavová životnost.



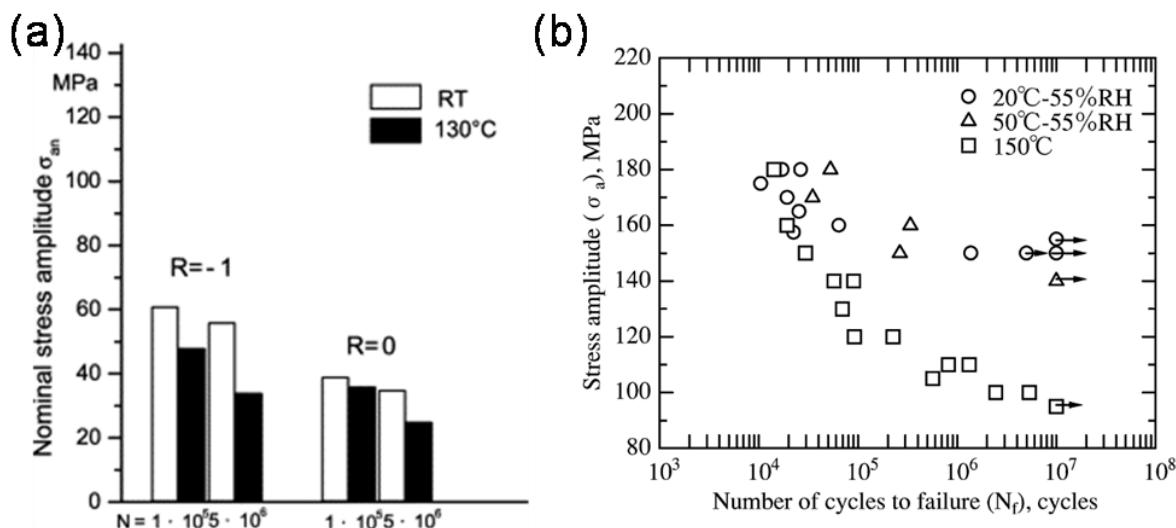
Obr. 25 Krystalografická orientace a skluzové pásy u vzorku zatěžovaného (a) ve směru tváření, (b) kolmo na směr tváření, (c) pod úhlem 45° vůči směru tváření [59]

3.2.3.2 Vliv teploty na únavovou životnost slitin typu AZ

Zvýšená teplota nad 120°C výrazně ovlivňuje únavové chování hořčíkových slitin. Při zvyšování teploty dochází k poklesu únavové životnosti v důsledku nárůstů amplitudy plastické deformace a snazší iniciace únavových trhlin [4].

Sonsion a Dietrich [89] hodnotili vliv zvýšené teploty na únavovou životnost slitiny AZ91, při různé asymetrii cyklu. Při zvýšení teploty na 130°C (obr. 26a) byl ve srovnání s pokojovou teplotou pozorován pokles únavové životnosti o 36 %. Mayer a kol. [95] porovnávali pokles meze únavy při zvýšení z pokojové teploty na 125°C u tří různých tlakově litých hořčíkových slitin. Slitina AZ91 vykazovala nejvyšší hodnotu meze únavy pro 10^8 a byl u ní pozorován nejmenší rozdíl hodnot mezi pokojovou a zvýšenou teplotou. Při obou teplotách docházelo k iniciaci únavových trhlin na licích defektech a nebyl pozorován vliv teploty na vzhled lomových ploch ani šíření únavových trhlin vzhledem k mikrostruktuře.

U slitiny AZ61 provedli Sajuri a kol. [103] srovnání únavové životnosti při teplotě 20°C , 50°C a 150°C . Jak je patrné z S-N křivek na obrázku 26b, nebyl pozorován žádný výrazný rozdíl mezi výsledky získanými při teplotě 20°C a 50°C . Poměr meze únavy a meze pevnosti pro oba případy byl $\sim 0,45$. Při testování na teplotě 150°C , která je blízká teplotě $0,5T_m$, byl pozorován pokles únavové životnosti a poměr meze únavy k mezi pevnosti byl $\sim 0,35$. S ohledem na vysokou teplotu zkoušení, připisují autoři tento pokles spolupůsobení creepového poškození.



Obr. 26 Vliv zvýšené teploty na únavové vlastnosti (a) slitiny AZ91 HP [89], (b) slitiny AZ61 [103]

3.3 Koroze

3.3.1 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 [13, 108].

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 [1, 108].

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 [109].

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 (2.9) [79]:

$$E_r = E^0 + \frac{RT}{nF} \ln \frac{a_o}{a_r}, \quad (2.9)$$

kde E^0 – standardní potenciál, n – počet nábojů vyměněných v reakci, F – Faradayova konstanta, a_o – aktivita oxidované formy, a_r – aktivita redukované formy [79].

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 [109].

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 [79, 109].

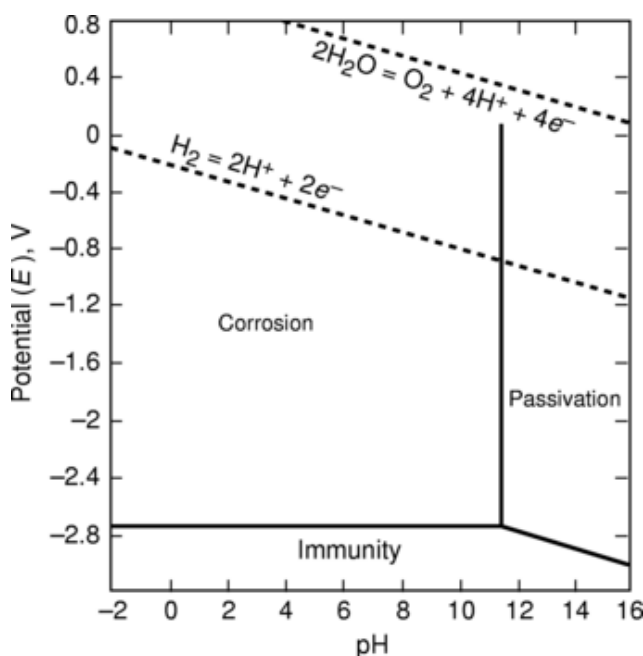
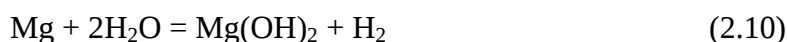
Na rozhraní dvou kovů ve vodivém prostředí dochází k vzniku galvanického článku. Může se jednat o spojení kovových součástí, například hořčkových plechů a ocelových šroubů, ale také o vznik mikročlánků mezi jednotlivými fázemi. Ke korozi pak dochází u elektronegativnějšího z dvojice kovů. Za určitých 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 hořčík (obr. 28) jsou v závislosti na měnícím se pH a potenciálu vyznačeny oblasti odpovídající jednotlivým stavům termodynamické rovnováhy [79, 109].

3.3.2 Koroze Mg slitin

Ke korozní degradaci hořčíku dochází v širokém rozmezí hodnot pH a potenciálu (obr. 28). U hořčkových slitin dochází vlivem přísadových prvků ke změně vlastností ochranné vrstvy. Při vysokém pH, je stabilní vrstva korozních produktů tvořena 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, 2].

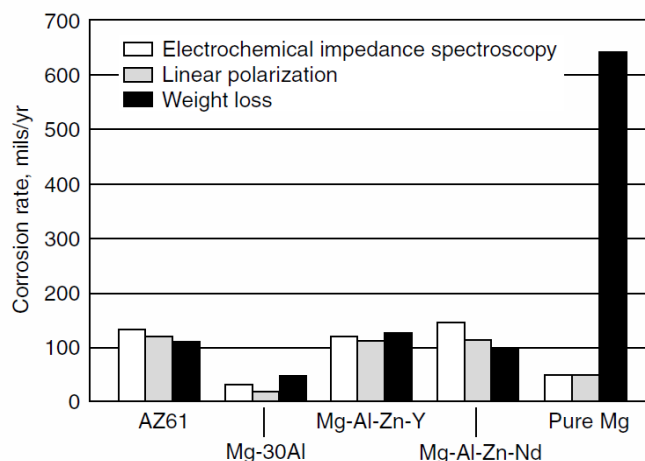
Hořčkové slitiny jsou odolné vůči atmosférické korozi, jejich povrch se pokrývá ochrannou vrstvou, jejíž složení je závislé na lokaci a umístění ve vnitřním nebo vnějším prostředí. Pokud ke korozi dojde, je to způsobeno porušením ochranné vrstvy a charakter koroze je spíše lokální než plošný. Korozní chování výrazně ovlivňuje relativní vlhkost. Při relativní vlhkosti 9,5 % nedochází ke korozi hořčíku a hořčkových 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 [79, 111].

Při reakci hořčíku s vodným prostředím dochází k rozpouštění hořčíku (anodická reakce) za současného vzniku vodíkových bublin a hydroxylové skupiny (katodická reakce). V důsledku toho dojde ke zvýšení pH a vytvoření pasivační vrstvy hydroxidu hořečnatého. Koroze čistého hořčíku ve vodném prostředí může být popsána rovnicí (2.10) a rozdělena na anodickou (2.11) a katodickou parciální reakci (2.12) [112, 113].



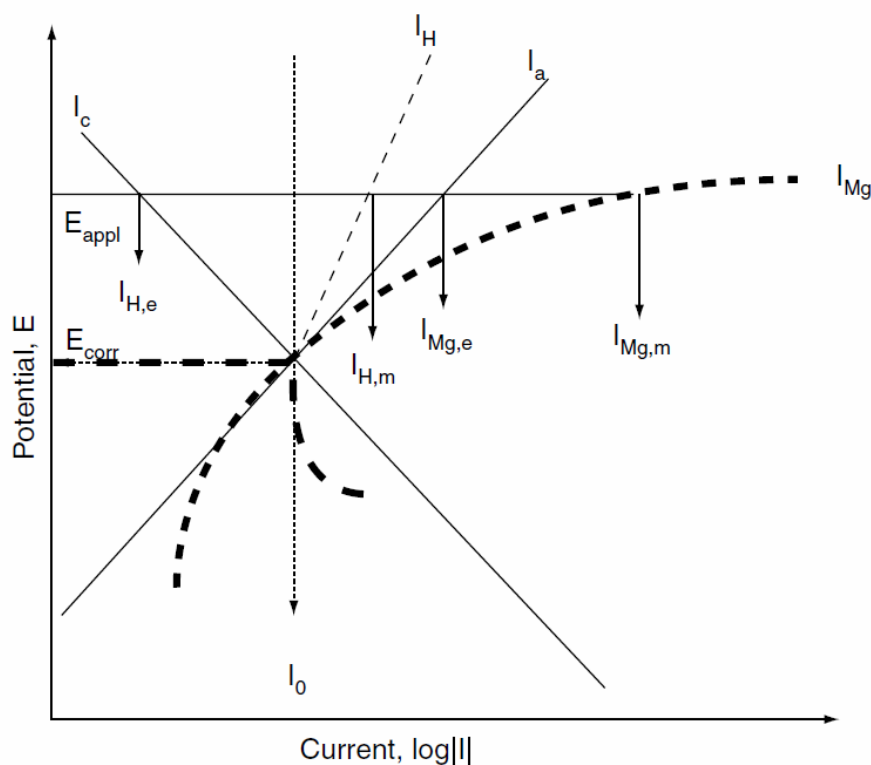
Obr. 28 E-pH diagram pro hořčík (H₂O, 25 °C) [110]

Pro většinu kovů je typická dobrá shoda mezi hmotnostními úbytky a elektrochemickým měřením a u kovů s aktivitou nižší, než má hořčík, dochází v průběhu anodické polarizace k poklesu vývoje vodíku. To však neplatí pro hořčíkové slitiny a zvláště pak pro čistý hořčík (obr. 29) [2]. Tento jev se označuje jako NDE (Negative difference effect). Tento jev je znázorněn na obrázku 30. Anodická reakce je znázorněna křivkou I_a , katodická reakce křivkou I_c . Rychlost obou reakcí je stejná a odpovídá hodnotě I_0 na korozním potenciálu E_{corr} . Pokud dojde ke změně potenciálu na kladnější hodnotu E_{appl} ,



Obr. 29 Srovnání korozní rychlosti hořčíku a jeho slitin získané elektrochemickými a gravimetrickými metodami. [2, 111]

rychlost anodické reakce by měla narůst podél křivky I_a a odpovídat hodnotě $I_{Mg,e}$ a stejně tak rychlost katodické reakce by měla odpovídat hodnotě $I_{H,e}$. Experimentálně však bylo dokázáno, že s rostoucím potenciálem dochází ke zvýšení rychlosti vývoje vodíku, který je znázorněn přerušovanou křivkou I_H a pro hodnotu potenciálu E_{appl} je rychlost reakce dána $I_{H,m}$ namísto předpokládané hodnoty $I_{H,e}$. Tučná přerušovaná čára I_{Mg} znázorňuje změnu rychlosti rozpouštění kovu. Pro hodnotu potenciálu E_{appl} tato křivka udává rychlost rozpouštění kovu $I_{Mg,m}$, která je opět vyšší, než předpokládaná hodnota $I_{Mg,e}$. Anodické rozpouštění kovu určené při hodnotě proudu I_{appl} pomocí měření hmotnostních úbytků ($I_{Mg,m}$) bude tedy vyšší, než vypočítané pomocí Faradayova zákona pro stejný aplikovaný proud [2, 113].



Obr. 30 Grafické znázornění NDE [113]

3.3.2.1 Vliv přísadových prvků na korozní odolnost Mg slitin

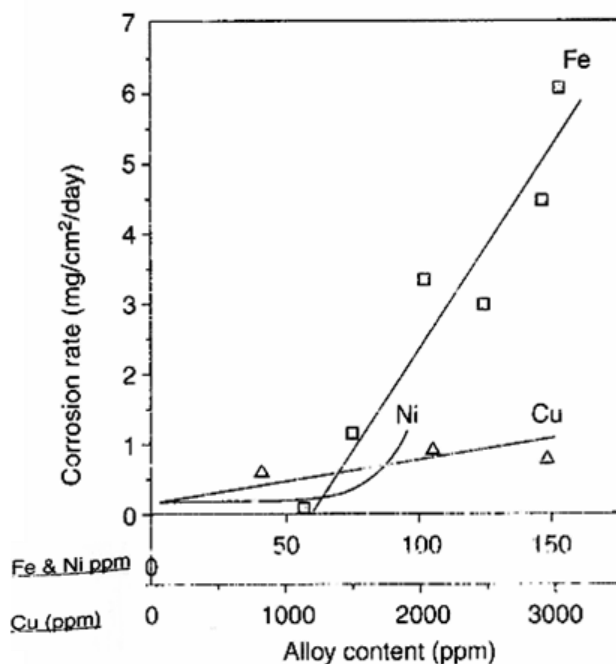
Korozní odolnost hořčíkových slitin je dána vlastnostmi vrstvy, která se tvoří na povrchu materiálu. Rychlost vzniku vrstvy, její rozpouštění a změny v chemickém složení jsou závislé na chemickém složení slitiny, množství nečistot a korozním prostředí. Slitiny hořčíku se v kombinaci s většinou kovů chovají jako anoda, a je proto nutné vyvarovat se vzniku galvanických článků [2].

Obecně lze říct, že **hliník** ve slitinách Mg-Al zvyšuje korozní odolnost, jeho vliv je však závislý na distribuci v matici. V důsledku legování hliníkem dochází k precipitaci fáze $Mg_{17}Al_{12}$, která pozitivně ovlivňuje mechanické vlastnosti slitin typu AZ. Hliníkem obohacené sekundární částice však mohou být ušlechtilější než matrice a vést k lokálnímu koroznímu napadení. Se zvyšujícím se obsahem hliníku se také snižují toleranční limity pro železo, aby nedocházelo k precipitaci Al_3Fe [1, 2, 5, 6, 114].

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 mikrostaženin a pórů. Slitiny Mg-Al se zinkem mají vyšší toleranční limity nečistot [1, 2].

Mangan obecně zlepšuje korozní odolnost hořčíkových slitin vyrovnáváním rozdílu 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 [5, 114].

Železo, nikl, měď a kobalt výrazně urychlují korozi hořčíkových slitin (obr. 31). 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. 31 je zobrazen vliv přísadových prvků na korozní odolnost hořčíku v prostředí mořské vody [1, 2].



Obr. 31 Vliv přísadových prvků na korozi Mg v solné mlze [2]

3.3.2.2 Koroze slitin typu AZ

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. Některé prvky také mohou obohacovat vrstvu korozních produktů, bránit ve vývoji vodíku, a tím snižovat korozní rychlost. V tabulce č. 4 je uveden korozní potenciál fází, které se vyskytují ve slitinách typu AZ [2, 115].

Korozní rychlost tuhého roztoku hliníku v hořčíku je závislá na obsahu hliníku, který mimo jiné obohacuje vrstvu korozních produktů. Song a kolektiv [116] experimentálně ověřili vliv hliníku na rychlost koroze tuhého roztoku slitin AZ, respektive jednofázových slitin Mg-Al (obr. 32a). S klesajícím obsahem hliníku v matici, v rozsahu 2-4 hm %, se zvyšuje korozní rychlost slitiny, respektive tuhého roztoku. Další fází ve slitinách typu AZ je intermediální fáze γ ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$), která je ušlechtlejší než tuhý roztok, velmi stabilní a odolává korozi v roztocích NaCl. Pokud ale netvoří kontinuální síťoví, dochází v průběhu koroze tuhého roztoku k jejímu podkorodování a odpadávání. To může následně vést ke zpomalení korozní rychlosti v důsledku snížení plochy katodických oblastí. 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 [6, 99, 115, 117, 118].

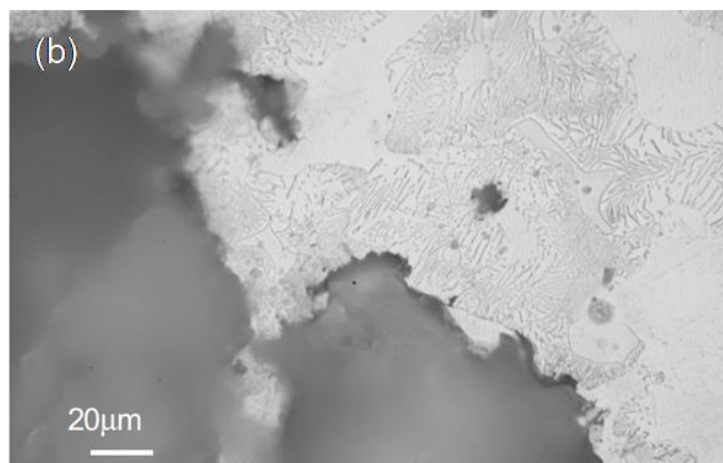
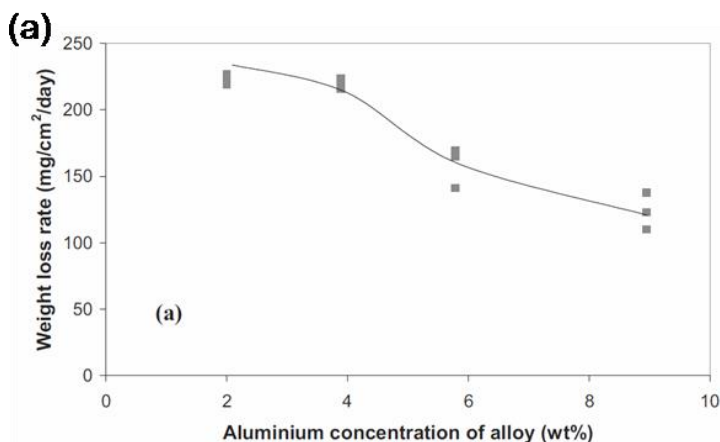
V průběhu koroze slitin typu AZ dochází nejprve ke korozi tuhého roztoku a jeho postupnému rozpouštění na rozhraní tuhý roztok-fáze γ nebo tuhý roztok-eutektikum. Pokud fáze γ nebo eutektikum tvoří souvislé síťoví, zpomalí se koroze právě na tomto síťoví (viz obr. 32b) [117]. I v případě, kdy fáze γ netvoří kontinuální síťoví a je jí ve slitině vyloučeno dostatečné množství, může zabraňovat další korozi vytvořením ochranné vrstvy oxidů. Ta je díky vyššímu obsahu hliníku stabilní a zabrání dalšímu rozpouštění tuhého roztoku. Podmínkou je malá vzdálenost jednotlivých částic fáze γ [118]. Hliník v tuhém roztoku má i jinou funkci v korozním procesu. S vyšším obsahem hliníku se zvyšuje korozní potenciál tuhého roztoku a tedy snižuje rozdíl potenciálů tuhý roztok-fáze γ , a tím i rychlost galvanické koroze [115].

U slitiny AZ91 byla schopnost blokovat postup koroze pozorována nejen u fáze γ , ale i u hliníkem obohacených hranic zrn [119]. Naproti tomu Uan a kolektiv navrhli model, podle kterého

Tabulka 4 Korozní potenciál vybraných fází vyskytujících se ve slitinách typu AZ

fáze	Korozní potenciál [V]	
	[115]	[2]
$\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$	-1,31	-0,96
Al_8Mn_5		-1,01
Al_4Mn	-1,28*	-1,21
Al_6Mn		-1,28
Mg 99,99 %	-1,55	-1,42
Mg+3%Al %Al	-1,49	-
Mg+6%Al	-1,45	-
Mg+9%Al %Al	-1,40	-

* obecná AlMn částice



Obr. 32 Koroze slitin typu AZ: (a) vliv Al na korozi jednofázových slitin Mg-Al [116], (b) vliv mikrostruktury na mechanismus koroze slitiny AZ91 v roztoku NaCl [117]

dochází v lici kůře slitiny AZ91 ke vzniku galvanického článku mezi fází γ a hliníkem obohaceným tuhým roztokem a zároveň mezi obohaceným tuhým roztokem a jemnými částicemi (γ a Al-Mn), které v něm byly analyzovány [120].

Korozní rychlost slitin typu AZ může být ovlivněna velikostí zrna [6, 121, 122]. Při zvýšení velikosti zrna z 65 na 250 μm došlo k 30% nárůstu korozní rychlosti u tvářené slitiny AZ31 v 3,5% roztoku NaCl [122]. U litých slitin s vyšším obsahem hliníku je navíc velikost zrna spojená i s vyloučením fáze γ , která u jemnozrnných slitin spíše vytváří kontinuální síťoví a zlepšuje tak korozní odolnost [6].

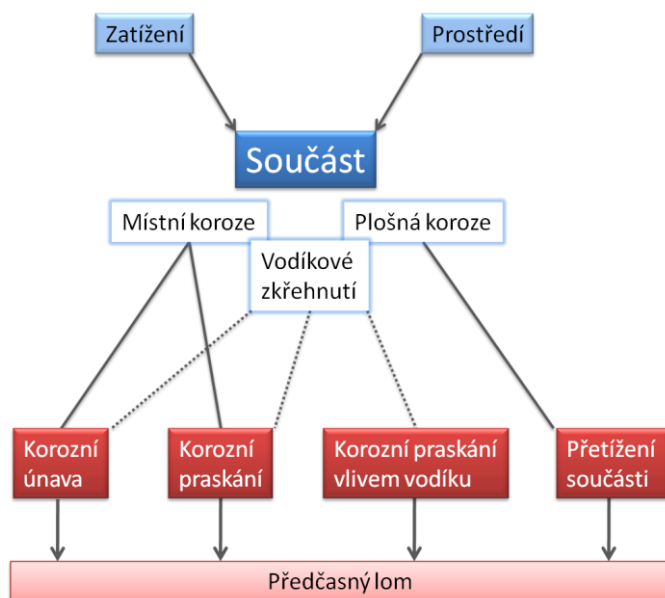
Jak bylo zmíněno v předchozí kapitole, u hořčíku a jeho slitin je důležitým mechanismem plastické deformace dvojčatění. Výskyt dvojčatové struktury však může mít vliv i na korozní odolnost těchto slitin. U slitiny AZ31 docházelo k urychlení interkrystalické koroze v 3,5% roztoku NaCl v důsledku přítomnosti dvojčatové struktury [122]. V podobné studii [112], která testovala odolnost slitiny AZ31 v 5% roztoku NaCl však nebyl pozorován vliv dvojčat ani velikosti zrna na korozní odolnost této slitiny.

U válcované slitiny AZ31 byl prokázán vliv krystalografické orientace na korozní odolnost slitiny. Povrch válcované slitiny, který je tvořený převážně zrny s orientací (0001) a má nižší povrchovou energii, má vyšší korozní odolnost než příčný řez s orientací zrn (10 $\bar{1}$ 0) a (1120) v 5% [123] a 3,5% [124] roztoku NaCl.

3.3.3 Vliv koroze na mechanické vlastnosti

Vlivem korozního prostředí může docházet k předčasnému poškození součástí, které jsou vystaveny mechanickému zatížení (obr. 33). 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 zkrěhnutí. Za kombinaci korozního a mechanického namáhání lze dále považovat také kavitační korozi (např. u rotačních čerpadel nebo lodních šroubů), erozní korozi (např. v potrubích s vysokou rychlostí proudění kapaliny, nebo u kapalin s abrazivními částicemi) a vibrační korozi, někdo označovanou jako tribokoroze [79, 125].

Hoeppner a Arriscorreta rozebírají ve své práci [12] vliv koroze na strukturní integritu letadel a jejich částí. Jako potenciální efekty korozního napadení jmenují zmenšení nosného průřezu s následným nárůstem napětí, zkrěhnutí materiálu, vznik koncentrátorů napětí a nukleaci trhlin. Do kategorie environmentálně asistovaného šíření trhlin pak zařazují korozní praskání, korozní únavu a únavu po korozi. Navíc uvádějí i problémy spojené s návrhy a údržbou zařízení. Jako příklad lze uvést nedostatečnou/neexistující kontrolu korozního poškození a případy, kdy návrh součásti nepočítá se vznikem korozního poškození nebo spolupůsobením korozního prostředí. Autoři považují vznik a šíření trhlin v důsledku korozního poškození za velký problém letecké bezpečnosti a jako příklad uvádí nehody, které staly v 90. letech (tab. 5).



Obr. 33 Příčiny předčasného lomu v korozním prostředí [79]

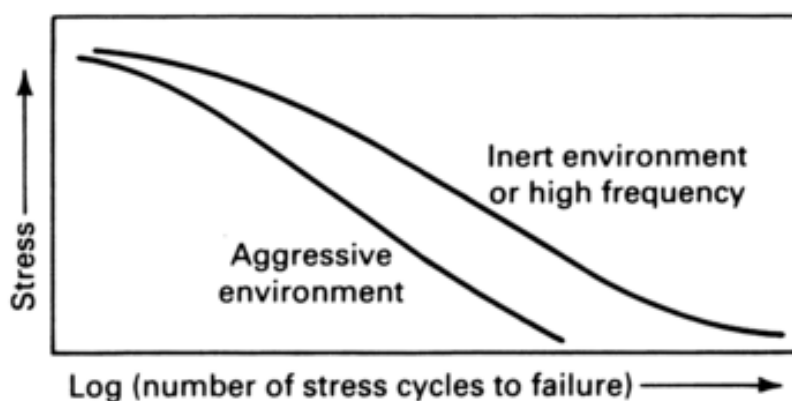
Tabulka 5 Nehody letadel spojené s korozním a únavovým poškozením [12]

Stroj	Místo, rok	Poškození	Příčina
Bell Helicopter	USA, 1997	trup, podélník	únavu, plošná a bodová koroze
DC-6	USA, 1996	motor, hlavní ojnice	bodová koroze
Piper PA-23	USA, 1996	motor, válec	bodová koroze
Boeing 75	USA, 1996	směrovka	bodová koroze
Embraer 120	USA, 1995	lopatka	bodová koroze
Gulfstream GA-681	USA, 1994	hydraulické vedení	bodová koroze
L-1011	USA, 1994	motor, kompresor	bodová koroze
Embraer 120	Kanada, 1994	lopatka	bodová koroze
Embraer 120	Brazílie, 1994	lopatka	bodová koroze
Money 20	USA, 1993	motor, interiér	bodová koroze, chyba při přistání
C-130	-, 1995	upínací hlava	únavu, bodová koroze
C-141	-, 1991	rám	bodová koroze, korozní praskání

3.3.3.1 Korozní únavu

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 [79, 12, 125].

V důsledku koroze dochází ke vzniku nespojitostí na povrchu, které slouží k iniciaci trhlin a snižují únavovou životnost na všech hladinách zatěžování [12]. Na obr. 34 je porovnání vlivu agresivního a inertního prostředí na iniciaci únavových trhlin. Stádium iniciace únavových trhlin představuje asi 95 % únavového života, srovnání S-N křivek proto poskytuje dobrou informaci o vlivu prostředí na toto stádium. Prostedím je ovlivněno také stádium šíření únavových trhlin [79].



Obr. 34 Srovnání S-N křivek pro materiál namáhaný v inertní a agresivním prostředí [79]

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 [79].

3.3.3.2 Korozní praskání

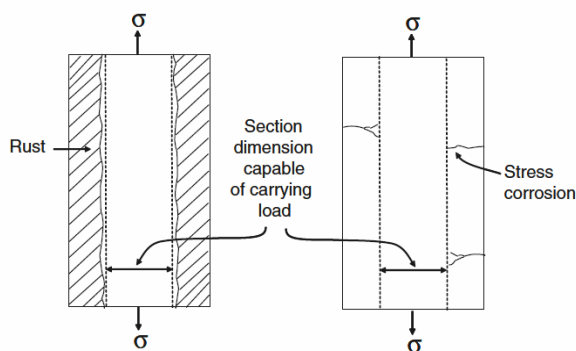
Jedná se o proces, při kterém dochází vlivem okolního prostředí ke vzniku trhliny a spolupůsobením napětí a korozního prostředí pak i k jejímu šíření. Ke koroznímu praskání dochází nejčastěji ve vodném prostředí, kdy na povrchu součásti dochází ke vzniku kondenzované vrstvy, typicky za přítomnosti určitého chemického prvku. U každého materiálu je citlivost vůči jednotlivým atmosférám jiná (tab. 6). Náchylnost ke koroznímu praskání je ovlivněna také teplotou, provzdušněním a koncentrací iontů v prostředí a případným tepelným zpracováním materiálu [79].

Tabulka 6 Kombinace materiál-prostředí způsobující korozní praskání [79]

Materiál	Prostředí
Uhlíkové oceli	Horké dusičnany, hydroxidy a roztoky uhličitánů
Vysocepevné oceli	Vodné elektrolyty, zejména ty, obsahující H_2S
Austenitické korozivzdorné	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. Ve srovnání se zatěžováním korozně poškozených těles má korozní praskání tu nevýhodu, že ke zmenšení nosného průřezu dochází mnohem rychleji, než při plošné korozi (obr. 35) [79, 125, 126].

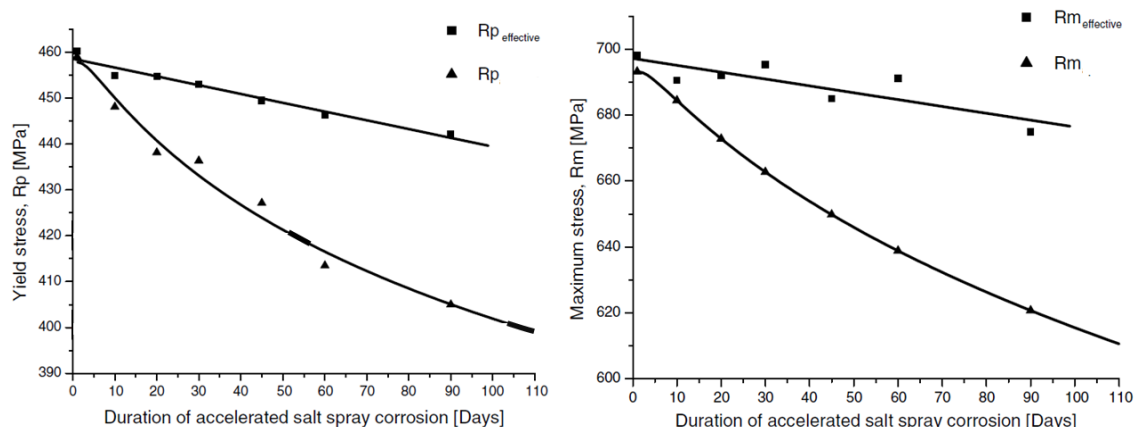
Při statickém zatěžování součásti vystavené agresivnímu prostředí dochází k časově závislému subkritickému šíření trhliny. Díky synergickému působení prostředí a zatížení je napětí nutné ke koroznímu praskání nižší, než makroskopická mez kluzu. Kritická hodnota součinitele intenzity napětí pro korozní 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 [79].



Obr. 35 Zmenšení nosného průřezu v důsledku plošné koroze a korozního praskání [126]

3.3.3.3 Zatěžování těles po korozní degradaci

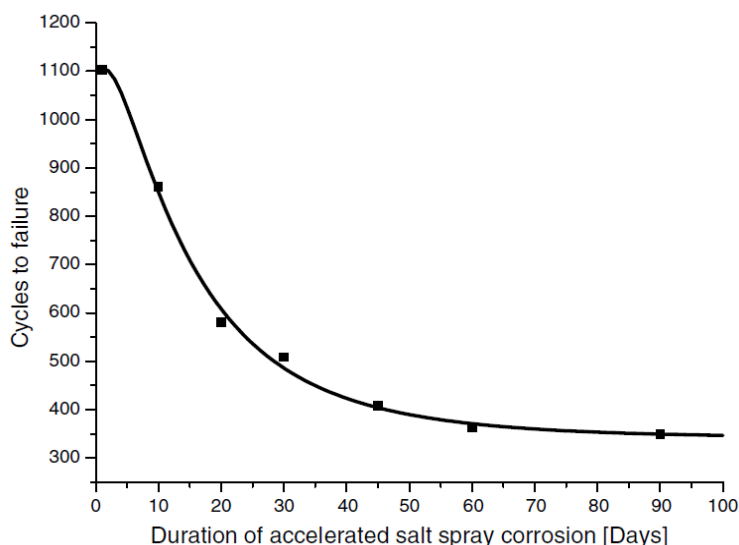
Při statickém zatížení těles s korozním poškozením není vrubový účinek korozního poškození tak velký, aby došlo k překročení lomové houževnatosti. V důsledku koroze však dochází ke zmenšení nosného průřezu a v závislosti na rozměrech součásti ke zhoršení její funkčnosti. Autoři článku [127] se zabývali vlivem koroze na armovací dráty, které jsou následně cyklicky namáhány v důsledku zemětřesení. V zmíněné 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. 36.



Obr. 36 Závislost meze kluzu a meze pevnosti na době expozice oceli S400 [127]

Při cyklickém 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 [128] 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 [129]. Výsledky experimentů v práci [127] potvrdily, že korozní napadení snižuje únavovou životnost oceli S400, ze které se armatury vyrábějí (obr. 37).

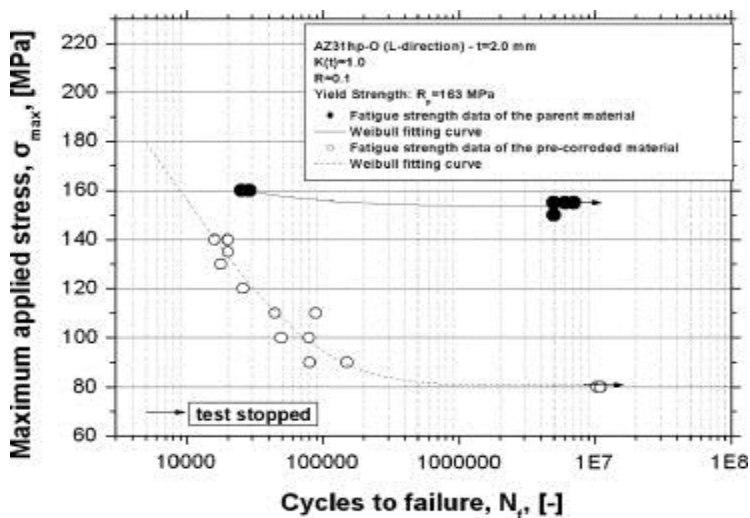


Obr. 37 Vliv koroze na počet cyklů do lomu u nízkocyklové únavy, $\varepsilon = \pm 1\%$ [127]

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 [130] 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 koroze závislé na tloušťce výchozího materiálu [131].

Bray a kolektiv [132] 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 (plech o tloušťce 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.

Chamos a kol. [11] hodnotili vliv korozní degradace na únavovou životnost tvářené slitiny AZ31 (obr. 38). Mez únavy základního materiálu pro 10^7 odpovídala hodnotě 155 MPa, mez únavy stanovená na zkušebních tělesech po korozní degradaci v mlze 5% roztoku NaCl po dobu 6 hodin odpovídala 80 MPa. Pokles meze únavy po expozici 6 hodin tedy byl skoro 50 %.



Obr. 38 Srovnání S-N křivek slitiny AZ31 pro hladká zkušební tělesa a tělesa s korozním napadením[11]

4. Experimentální část

4.1 Experimentální materiál

Experimentálním materiálem použitým v této práci byly hořčíkové slitiny typu AZ, AZ31 a AZ61, vyrobené metodou squeeze casting v ZFW GmbH v Clausthalu. Byla použita přímá metoda s dotlačením a tuhnutím pod tlakem 150 MPa. V tabulce 7 je uvedeno chemické složení slitin změřené optickým emisním spektrometrem s doutnavým výbojem Spectramat GDS 750.

Tabulka 7 Chemické složení experimentálního materiálu [hm.%]

	Al	Zn	Mn	Si	Fe	Zr	Mg
AZ31	2,68	1,07	0,35	0,005	0,004	0,01	Bal.
AZ61	5,20	0,99	0,42	0,013	0,003	0,01	Bal.

Základní mechanické vlastnosti experimentálního materiálu získané pomocí tahové zkoušky jsou uvedeny v tabulce 8. Zkoušky probíhaly dle ČSN EN ISO 6892-1 [133], byla použita zkušební tělesa s průměrem 6 mm a délkou měrné části 30 mm. Deformace byla měřena pomocí extenzometru s měrnou délkou 30 mm.

Tabulka 8 Základní mechanické vlastnosti experimentálního materiálu

	E [GPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
AZ31	40,66	64	174	8,8
AZ61	41,04	74	175	5,0

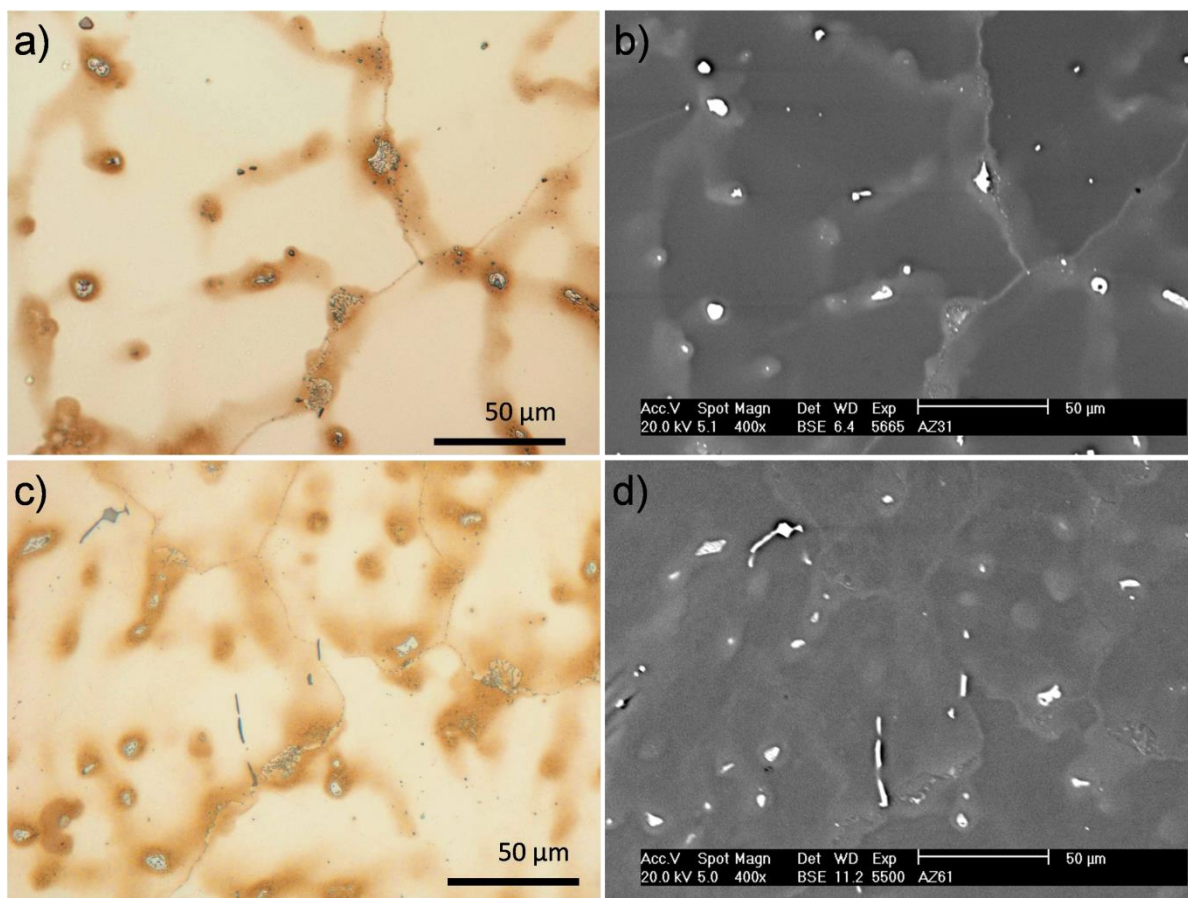
Vzorky pro metalografické hodnocení byly připraveny běžným postupem a leptány směsí kyseliny pikrové (5 ml kys. octové, 6 g kys. pikrové, 10 ml vody a 100 ml ethanolu). Mikrostruktura byla hodnocena na světelných mikroskopech Olympus GX71 vybaveném kamerou Olympus DP11, Olympus GX51 vybaveném kamerou Nikon DS-Fi1. Podrobnější hodnocení, lokální analýza chemického složení jednotlivých fází a analýza rozložení prvků byly provedeny na rastrovacím elektronovém mikroskopu PHILIPS XL30 s mikroanalyzátorem EDAX. V celém experimentu byl dodržen stejný postup přípravy i přístroje.

Metoda squeeze casting, kterou je experimentální materiál vyroben je kombinací odlévání a tuhnutí pod tlakem. V materiálu nebyly pozorovány žádné výrazné lící vady, pouze místně byly pozorovány oxidické pleny a shluky vměstků na bázi Al-Mn, které jsou jinak rovnoměrně rozloženy v materiálu.

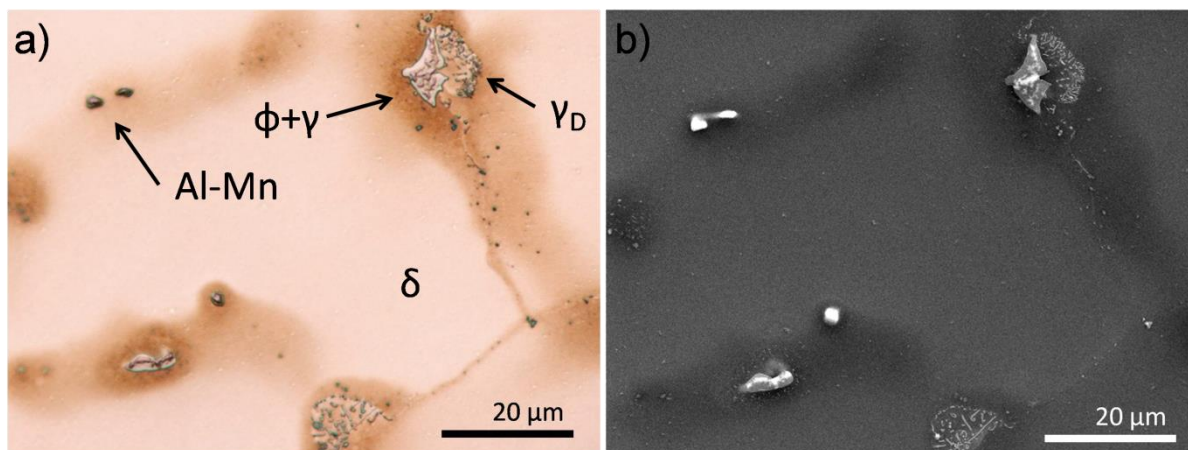
Jak je patrné ze snímků mikrostruktury experimentálního materiálu na obr. 39, je materiál chemicky heterogenní. Oblasti tuhého roztoku, které se na snímcích ze světelného mikroskopu jeví jako hnědé, obsahují vyšší množství hliníku než okolní tuhý roztok. Tento jev byl podrobněji zkoumán pomocí elektronové mikroskopie a lokálních analýz chemického složení. V tabulce 9 jsou uvedeny průměrné obsahy hliníku v tuhém roztoku u slitiny AZ31 a AZ61. U obou slitin byl rozdíl v obsahu hliníku mezi oběma typy tuhého roztoku okolo 57 %.

Tabulka 9 Obsah hliníku [at%] v tuhém roztoku (δ) a tuhém roztoku obohaceném o hliník ($\delta+$)

AZ31		AZ61	
δ	$\delta+$	δ	$\delta+$
1,6	3,7	3,4	7,9



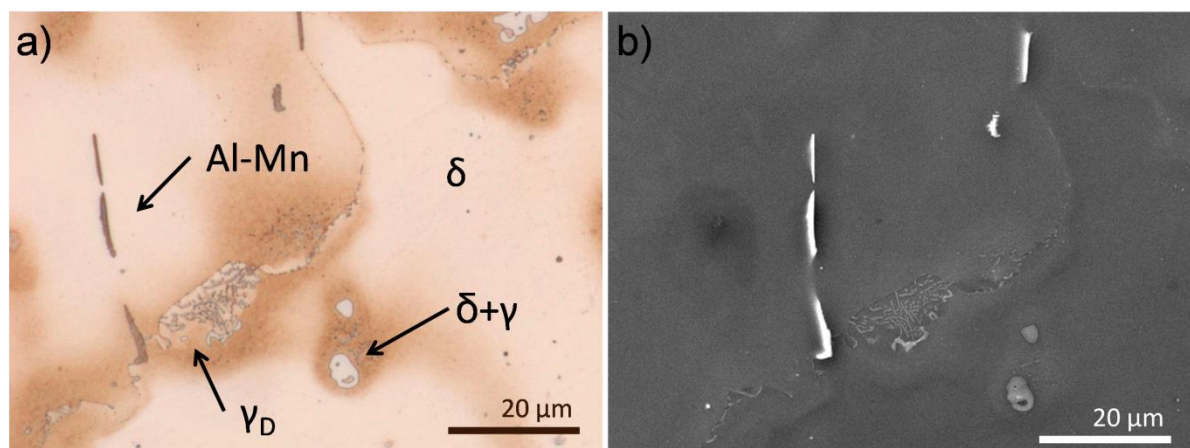
Obr. 39 Mikrostruktura slitiny AZ31 (a) SM, (b) SEM-BSE a AZ61 (c) SM, (d) SEM-BSE



Obr. 40 Mikrostruktura slitiny AZ31 (a) SM, (b) SEM-SE

Na základě lokálních analýz chemického složení, poznatků z literatury [134-137] a dostupných ternárních a pseudobinárních diagramů [138-140] bylo stanoveno, že mikrostruktura slitin AZ31 (obr. 40) a AZ61 (obr. 41) je tvořena tuhým roztokem δ , intermediální fází γ - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ a částicemi na bázi AlMn s různým stechiometrickým poměrem a morfologií. Ve slitinách je navíc vyloučena fáze ϕ - $(\text{Al,Zn})_5\text{Mg}_6$, což je typické

pro slitiny Mg-Al-Zn, u kterých je poměr Al:Zn nižší než 3:1 [135,136]. Fáze γ je v obou slitinách vyloučena ve formě diskontinuálních precipitátů a dále také jako součást strukturní směsi s tuhým roztokem a fází ϕ .



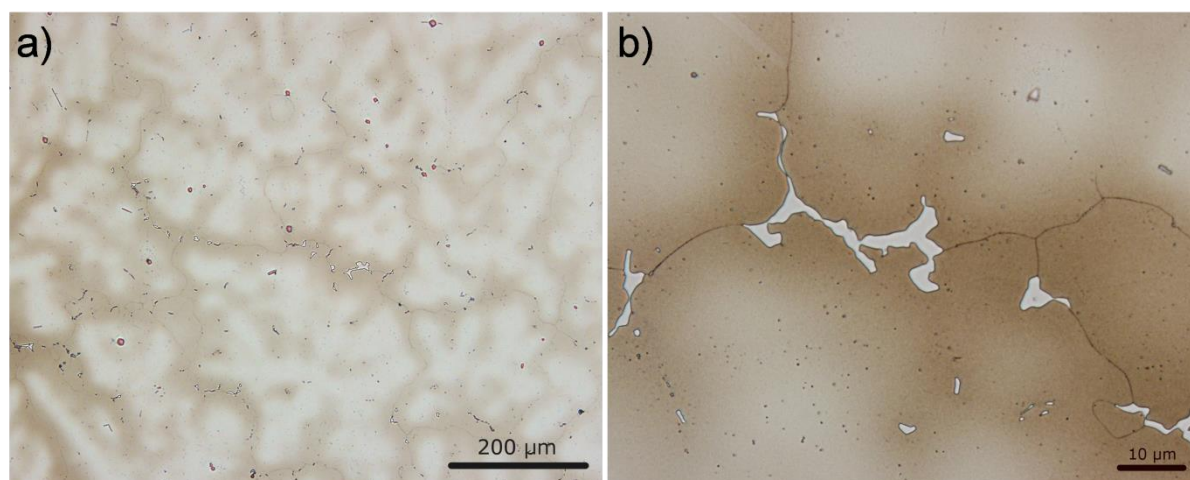
Obr. 41 Mikrostruktura slitiny AZ61 (a) SM, (b) SEM-SE

4.2 Optimalizace TZ

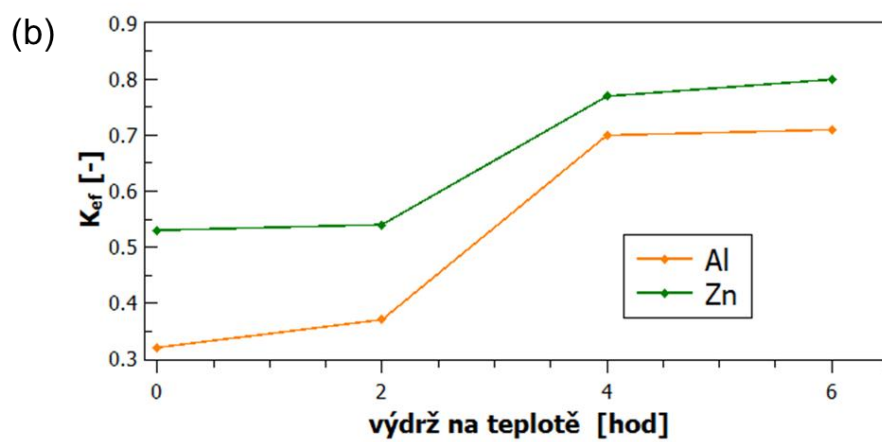
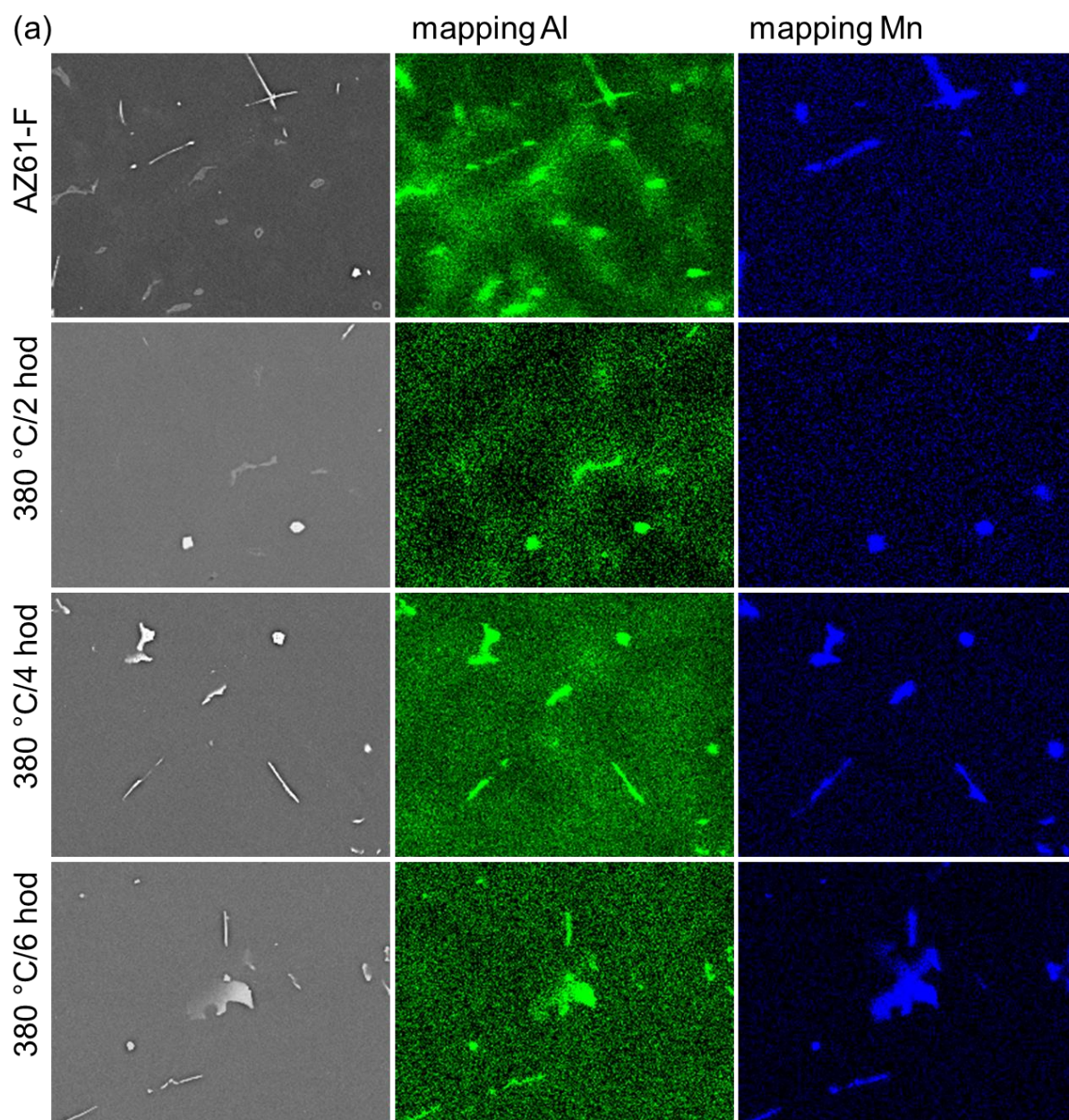
Z analýzy mikrostruktury experimentálního materiálu je zřejmé, že slitiny jsou strukturně i chemicky heterogenní, s větším množstvím hliníku vyloučeným po hranicích eutektických buněk a v mezidendritických prostorech. Právě množství hliníku ovlivňuje u slitin typu AZ mechanismus koroze, v literatuře však není přesně stanoveno, jaké množství fáze γ efektivně blokuje nebo naopak podporuje postup korozního napadení. Hliník rozpuštěný do tuhého roztoku navíc zvyšuje jeho korozní potenciál a tím zpomaluje korozi. U slitiny AZ61 bylo proto navrženo tepelné zpracování T4 k odstranění chemické heterogenity a rozpuštění příměsových prvků do tuhého roztoku. Pro určení správného postupu tepelného zpracování byla provedena optimalizace na základně strukturních a mechanických charakteristik.

Válečky o průměru 6 mm a délce 20 mm ze slitiny AZ61 byly podrobeny rozpouštěcímu žitání při teplotách 360 a 380 °C po dobu 1, 2, 3, 4, 6, 8, 10, 12, 14 a 16 hodin a následně ochlazeny do vody. U všech vzorků byla hodnocena mikrostruktura s ohledem na rozpuštění intermediálních fází.

Při teplotě 360 °C nedošlo k úplnému rozpuštění intermediálních fází ani po 16 hodinách (obr. 42), při použití teploty 380 °C bylo pozorováno rozpuštění této fáze už při mnohem kratších výdržích na teplotě.



Obr. 42 Mikrostruktura slitiny AZ61-T4 (360 °C/16 hod) (a) zv 100x, (b) zv 1000x



Obr. 43 (a) Rozložení příměsových prvků (Al, Mn) ve slitině AZ61 po různé době prodlevy na teplotě 380 °C, (b) závislost efektivního rozdělovacího koeficientu na výdrži na teplotě 380 °C

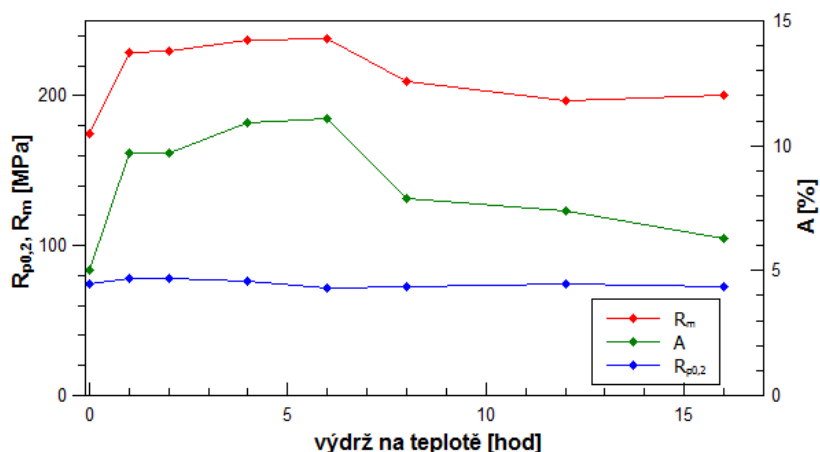
Pro lepší posouzení zrovnoměnění chemického složení byl proveden mapping, hodnocení rozložení prvků pomocí EDX analýzy (obr. 43a). Z mappingu slitiny v základním stavu je patrné, že hliník je vyloučen v intermediálních, ve vměstcích Al-Mn, po hranicích eutektických buněk a v mezidendritických prostorech. Z narůstající prodlevou na teplotě pak dochází k rozpouštění intermediálních fází a difuzi hliníku od hranic směrem do středu zrn, což bylo ještě dále potvrzeno sérií lokálních analýz chemického složení. Pokles chemické heterogenity s rostoucí prodlevou na teplotě byl vyjádřen pomocí efektivních rozdělovacích koeficientů K_{ef} (4.1)

$$K_{ef} = \frac{[\%i]_{\delta}}{[\%i]_{\delta+}}, \quad (4.1)$$

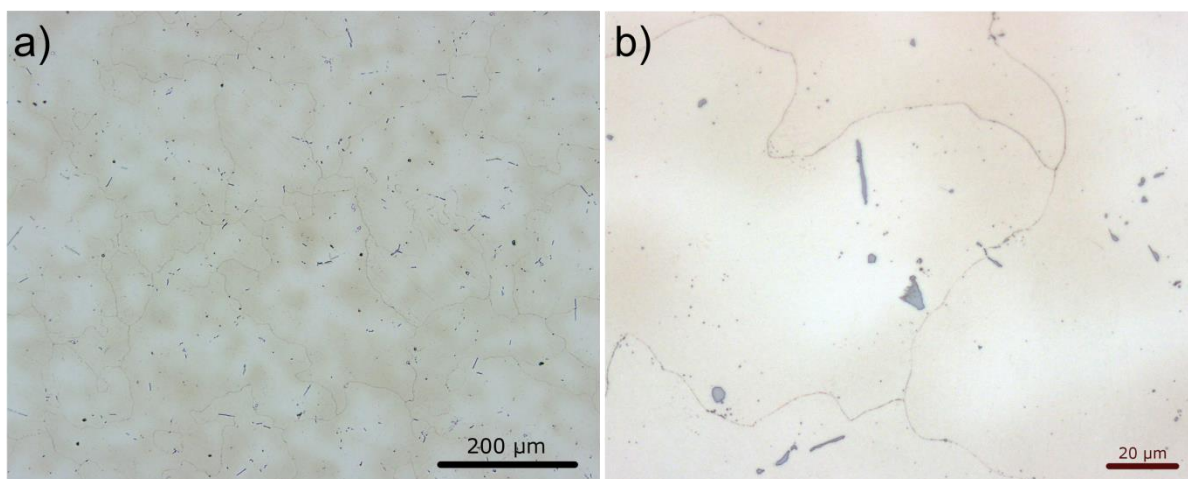
kde $[\%i]_{\delta}$ a $[\%i]_{\delta+}$ jsou obsahy prvku i v tuhém roztoku δ a v tuhém roztoku obohaceném o přísadové prvky $\delta+$. Z grafického vyjádření na obr. 43b je dobře patrné, že spolu s rostoucí výdrží na teplotě dochází k poklesu chemické heterogenity.

Z experimentálního materiálu byla vyrobena zkušební tělesa pro zkoušku tahem, tepelně zpracována na teplotě 380 °C s výdrží 1 až 16 hodin a podrobena zkoušce tahem za stejných podmínek jako materiál v základním stavu. Z výsledků, které jsou graficky znázorněny na obr. 44, je patrné, že již po 1 hodině výdrže na teplotě dojde k nárůstu meze pevnosti a tažnosti. Se zvyšující se dobou výdrže na teplotě pak dochází k mírnému nárůstu těchto vlastností až do lokálního maxima na 6 hodinách výdrže na teplotě, další prodloužení výdrže na teplotě pak vede k poklesu meze pevnosti i tažnosti. Se zvyšující se dobou výdrže na teplotě nedochází k poklesu meze kluzu, z čehož lze usoudit, že při zvolené teplotě nedochází k hrubnutí zrna. Na základě výsledků tahových zkoušek a analýzy mikrostruktury byly jako optimální podmínky pro tepelné zpracování stanovena teplota 380 °C s výdrží na teplotě 6 hodin. Dále v práci bude slitina AZ61 hodnocena v základním stavu (AZ61) a po tepelné zpracování 380 °C/6 hod (AZ61-T4) a bude porovnáváno, jaký vliv má hliník, respektive přítomnost intermediální fáze, na korozní a únavové chování této slitiny. Základní mechanické vlastnosti slitiny v základním stavu a po tepelném zpracování jsou uvedeny v tabulce 10.

Mikrostruktura slitiny AZ61-T4 (obr. 45) je tvořena tuhým roztokem a částicemi na bázi Al-Mn s různým tvarem a stechiometrickým poměrem. Na snímcích je stále patrné nerovnoměrné rozložení hliníku v tuhém roztoku, ale při porovnání s mikrostrukturou v základním stavu (obr. 39c a 41) je jasně viditelný pokles chemické heterogenity, což bylo ověřeno i EDX analýzou. Rozdíl obsahu hliníku mezi tuhým roztokem δ a tuhým roztokem obohaceným hliníkem $\delta+$ poklesl na 33 % z původních 57 % určených u slitiny v základním stavu.



Obr. 44 Vliv doby výdrže na teplotě na mechanické vlastnosti



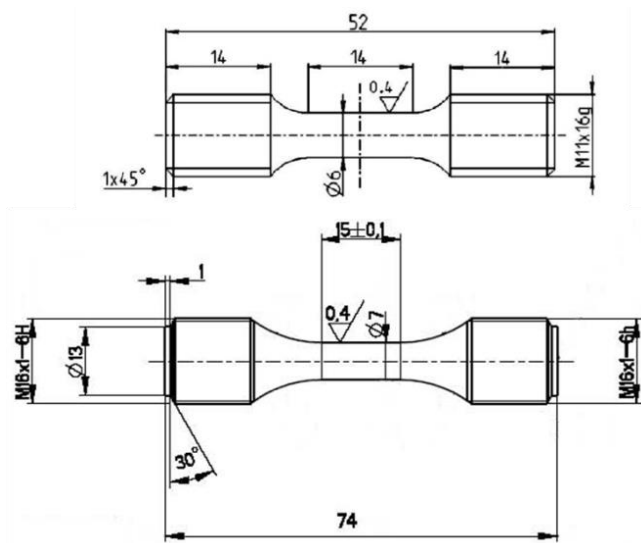
Obr. 45 Mikrostruktura slitiny AZ61-T4(a) zv 100x, (b) zv 1000x

Tabulka 10 Základní mechanické vlastnosti slitiny AZ61 v základním stavu (AZ61) a po tepelném zpracování (AZ61-T4)

	E [GPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]
AZ61	41,04	74	175	5,0
AZ61-T4	38,50	72	238	11,1

4.3 Plán experimentu

Z každého typu materiálu, AZ31, AZ61 a AZ61-T4 byly vyrobeny 3 série únavových zkušebních těles (viz. obr. 46) a série plochých referenčních vzorků o rozměru 20×30 mm. 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 při konstantní frekvenci 3, resp. 20 Hz. Únavové zkoušky pro doplnění oblasti časované únavové životnosti probíhaly na rezonančním pulsátoru Amsler při frekvenci 130±5 Hz. Zkoušky probíhaly při sinusovém průběhu zadané veličiny s asymetrií $R = -1$.



Obr. 46 Návrh únavového zkušebního tělesa pro servohydraulický testovací systém Instron a rezonančním pulsátoru Amsler

Referenční vzorky byly broušeny na brusných papírech o zrnitosti 1200 zrn/palec² na výslednou drsnost odpovídající únavovým zkušebním tělesům, očištěny v acetonu v ultrazvukové čističce, zváženy a podrobeny expozici v korozní komoře po dobu 3 až 1008 hodin. Pro lepší hodnocení průběhu koroze byl každých 24 hodin vyjmut jeden vzorek, v prvních pěti dnech navíc ještě vzorky každých 12 hodin a první den navíc vzorek po 3 a 6 hodinách. 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 expozici po dobu 480 a 1008 hodin. V důsledku vyšší rychlosti koroze byla u slitiny AZ61-T4 delší expoziční doba zkrácena na 720 hodin. Dále v práci je pro zjednodušení uváděna hodnota nejdelšího expozičního času jako 1000 hodin.

Korozní expozice únavových zkušebních těles a referenčních vzorků probíhala v mlze neutrálního roztoku 5% NaCl s hodnotou pH v rozmezí 6,5 až 7,2 při teplotě $25\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$ dle ČSN EN ISO 9227 [141]. 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. 47) a každých 24 hodin otáčeny a měněna jejich poloha v přípravcích, aby nedošlo k ovlivnění procesu koroze polohou vzorku.

Odstranění korozních zplodin bylo provedeno dle ČSN ISO 8407 [142] 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.



Obr. 47 Rozmístění vzorků ze slitiny AZ61 a AZ61-T4 v korozní komoře

Hodnocení typu koroze dle ČSN 03 8137 [134], mechanismu koroze, rozmístění a hloubky korozního napadení bylo provedeno pomocí stereolupy SZ61-TR, světelného mikroskopu Olympus GX71 vybaveného kamerou Olympus DP11, optodigitálního mikroskopu Olympus DSX 510i s možností dokumentace a měření topografie povrchu a rastrovacího elektronového mikroskopu PHILIPS XL30.

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 při konstantní frekvenci 3, resp. 20 Hz, u zkušebních těles se počítalo s původním průřezem. Únavové zkoušky pro doplnění oblasti časované únavové životnosti probíhaly na rezonančním pulsátoru Amsler při frekvenci 130 ± 5 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 mikroanalyzátozem EDAX.

4.4 Korozní degradace

4.4.1 Korozní degradace referenčních vzorků

Ploché referenční vzorky z každého typu experimentálního materiálu byly změřeny, zváženy a podrobeny expozici v korozním prostředí. V průběhu experimentu byly postupně odebrány vzorky, aby bylo možno celý proces degradace monitorovat. Nejprve byly odebrány vzorky po 3, 6 a dále už jen po 12 hodinách až do 144 hodin od začátku experimentu. Od 144 hodin až do konce experimentu pak byly odebrány vzorky už jen po 24 hodinách. Po vyjmutí vzorků z korozní komory byly odstraněny korozní produkty, nejprve mechanicky a následně chemicky. Vzhled vzorků s korozními produkty (po důkladném proplachu ve vodě a odstranění volných korozních produktů) a po odstranění korozních produktů chemickou cestou je patrný ze snímků na obrázku 48. Pro hodnocení hmotnostních úbytků, podrobnější hodnocení vzhledu povrchu vzorků včetně určení hloubky korozního napadení a také pro hodnocení mechanismu koroze byly použity vzorky až po kompletním odstranění korozních zplodin.

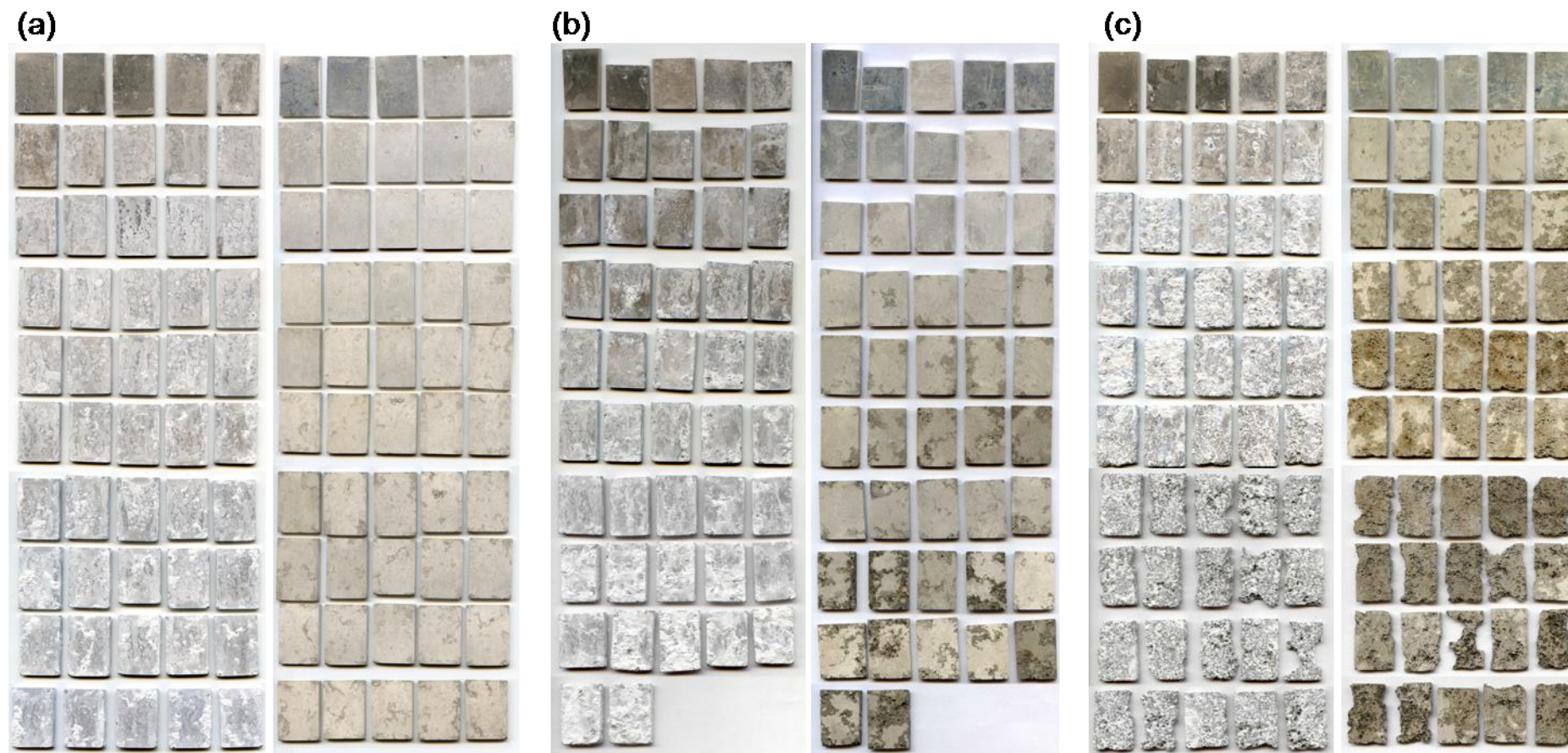
Už při vizuálním hodnocení vzorků s korozními produkty je patrné, že u všech typů experimentálního materiálu se po krátké době koroze lokalizuje. Právě v těchto místech se jako první vytvoří stabilní korozní produkty, které s přibývajícím dobou expozice pokryjí celý povrch vzorku. K pokrytí celého povrchu vzorku dochází nejrychleji u slitiny AZ31. Ze srovnání vzhledu vzorků jednotlivých slitin je patrné, že u slitiny AZ61 jak v základním stavu, tak po tepelném zpracování, se na materiálu vytvořilo větší množství korozních produktů.

Vzorky byly zváženy a ze závislosti měrného hmotnostního úbytku na expoziční době byly lineární regresí určeny korozní rychlosti jednotlivých slitin (tab. 11). Zatímco koroze slitiny AZ31 byla rovnoměrná, u slitiny AZ61 i slitiny AZ61-T4 byl zaznamenán velký rozptyl dat, čemuž odpovídá i koeficient determinace. V závislosti hmotnostního úbytku na čase (obr. 51) lze u slitiny AZ61 sledovat dvě skupiny vzorků - s (i) nízkou a (ii) vysokou (až dvojnásobnou) hodnotou měrného hmotnostního úbytku a průběh koroze lze u těchto slitin lépe popsat mocninnou funkcí. Rozdíl v obou skupinách vzorků je dobře patrný i z dokumentace vzhledu vzorků na obr. 50. Výskyt vzorků s vyšším hmotnostním úbytkem lze pozorovat u slitiny AZ61 v základním stavu i po tepelném zpracování pro různé expoziční doby a nelze proto tyto vzorky zanedbat.

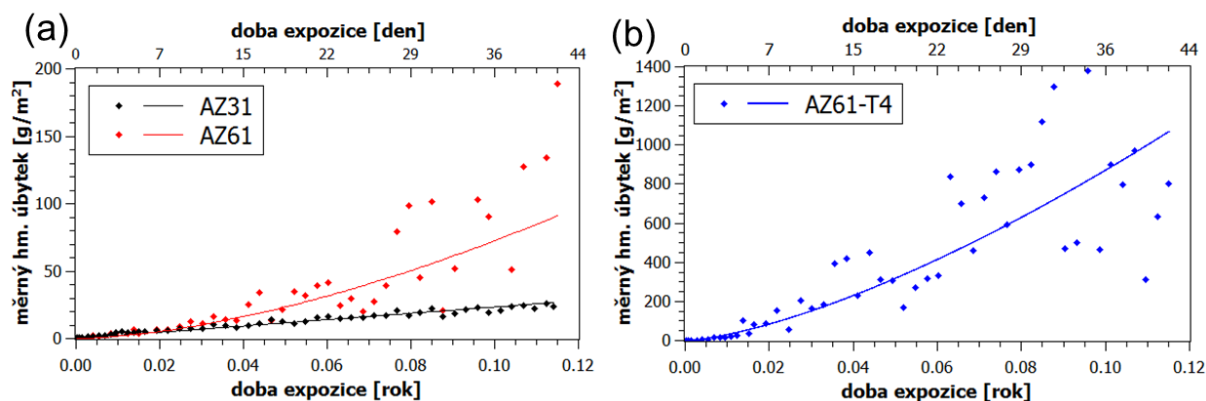
Z hodnot korozní rychlosti určené na základě hmotnostních úbytků (tab. 11) je patrné, že rychlost koroze slitiny AZ61 je asi 3,5 krát větší než u slitiny AZ31 a po tepelném zpracování se ještě skoro 10 krát zvýší. V důsledku výše popsaných efektů byl pozorován velký rozptyl dat u slitiny AZ61 a korozní rychlost nebyla rovnoměrná po celou expoziční dobu. Výsledné hodnoty korozní rychlosti nejsou tedy přesné a získaná data slouží pouze pro přibližné porovnání koroze mezi jednotlivými experimentálními materiály. Z dat vynesných v grafech na obrázku 49 je i přesto dobře patrné, že slitina AZ31 vykazuje ve srovnání se slitinou AZ61 mnohem lepší korozní odolnost a že u slitiny po AZ61 dojde po tepelném zpracování k nárůstu korozní rychlosti skoro o jeden řád.

Tabulka 11 Korozní rychlost jednotlivých slitin určená na základě měrného hmotnostního úbytku

typ slitiny	korozní rychlost [g/m ² ·rok]	R
AZ31	229	0,947
AZ61	820	0,666
AZ61-T4	8166	0,683



Obr. 48 Vzhled plochých referenční vzorky ze slitiny (a) AZ31, (b) AZ61 a (c) AZ61-T4 s korozními produkty a po odstranění korozních zplodin

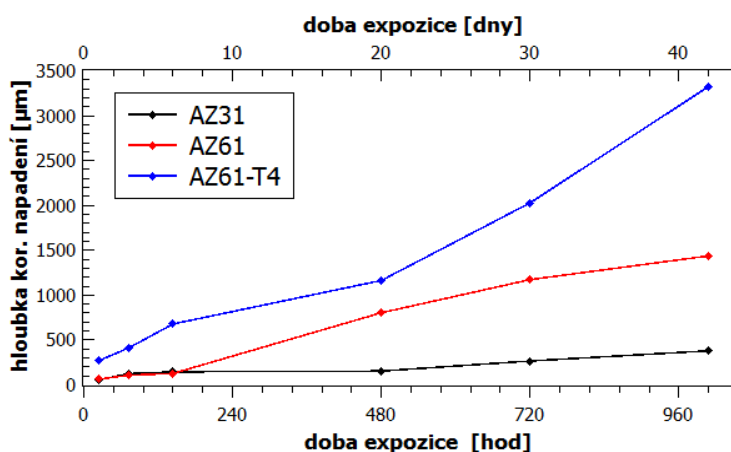


Obr. 49 Závislost měrného hmotnostního úbytku na době expozice (a) slitiny AZ31 a AZ61, (b) slitiny AZ61-T4

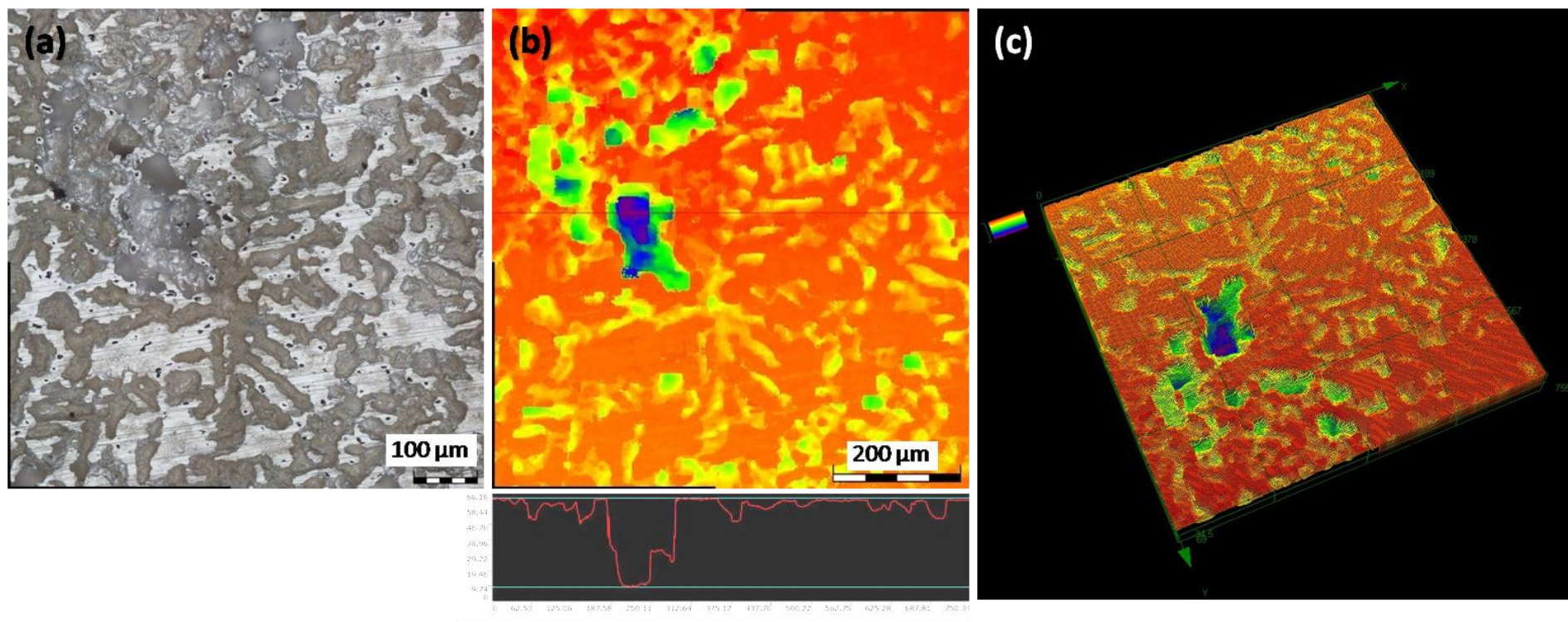
Na vybraných referenčních vzorcích byl dále hodnocen vzhled povrchu a hloubka korozního napadení. Byly vybrány vzorky po 1, 3, 6, 20, 30 a 42 dnech expozice v korozní komoře a na těchto vzorcích bylo zdokumentováno a pomocí obrazové analýzy vyhodnoceno nejhlubší korozní napadení. Hodnocené oblasti byly vybrány na základě předchozího pozorování okem, případně stereomikroskopem.

Na obrázku 50 je zdokumentován vzhled povrchu referenčního vzorku ze slitiny AZ31 po jednodenní expozici v korozní komoře. Zdokumentovaný povrch o rozměrech 740 x 740 μm byl převeden do topografického 2D obrazu (obr 50b) a následně pomocí obrazové analýzy vyhodnocena hloubka nejvýraznějšího korozního napadení vzhledem k povrchu vzorku.

Dokumentace povrchu všech hodnocených vzorků je přiložena v příloze P1 na straně 95 až 100. Plocha dokumentovaná u jednotlivých vzorků se liší a byla vždy volena v závislosti na rozsahu korozního napadení daného vzorku. Závislost hloubky korozního napadení na době expozice je vynesena v grafu na obr 51. Z grafu je jasně patrné, že hloubka korozního napadení pro slitinu AZ31 a AZ61 je na počátku stejná a až s přibývajícím délkou expozice se u slitiny AZ61 projeví rychlejší nárůst, který je nejspíš způsoben vypadáváním podkorodovaných částí materiálu. U slitiny AZ61 po tepelném zpracování byla už i při kratších dobách expozice pozorována větší hloubka korozního napadení než u ostatních dvou slitin a navíc bylo korozní napadení mnohem výraznější i plošně. Zatímco u slitin AZ31 a AZ61 lze i pro dlouhé expoziční doby pozorovat původní povrch vzorku s mírným korozním napadením, které kopíruje odmišení, spolu lokálně hlubším korozním napadením (obr. P1.4-P1.6 a P1.10-P1.13), pro slitinu AZ61-T4 je obtížné najít větší plochu původního povrchu (obr. P1.16-P1.18). To je dobře patrné i z méně detailní dokumentace vzhledu všech referenčních vzorků na obr. 48.



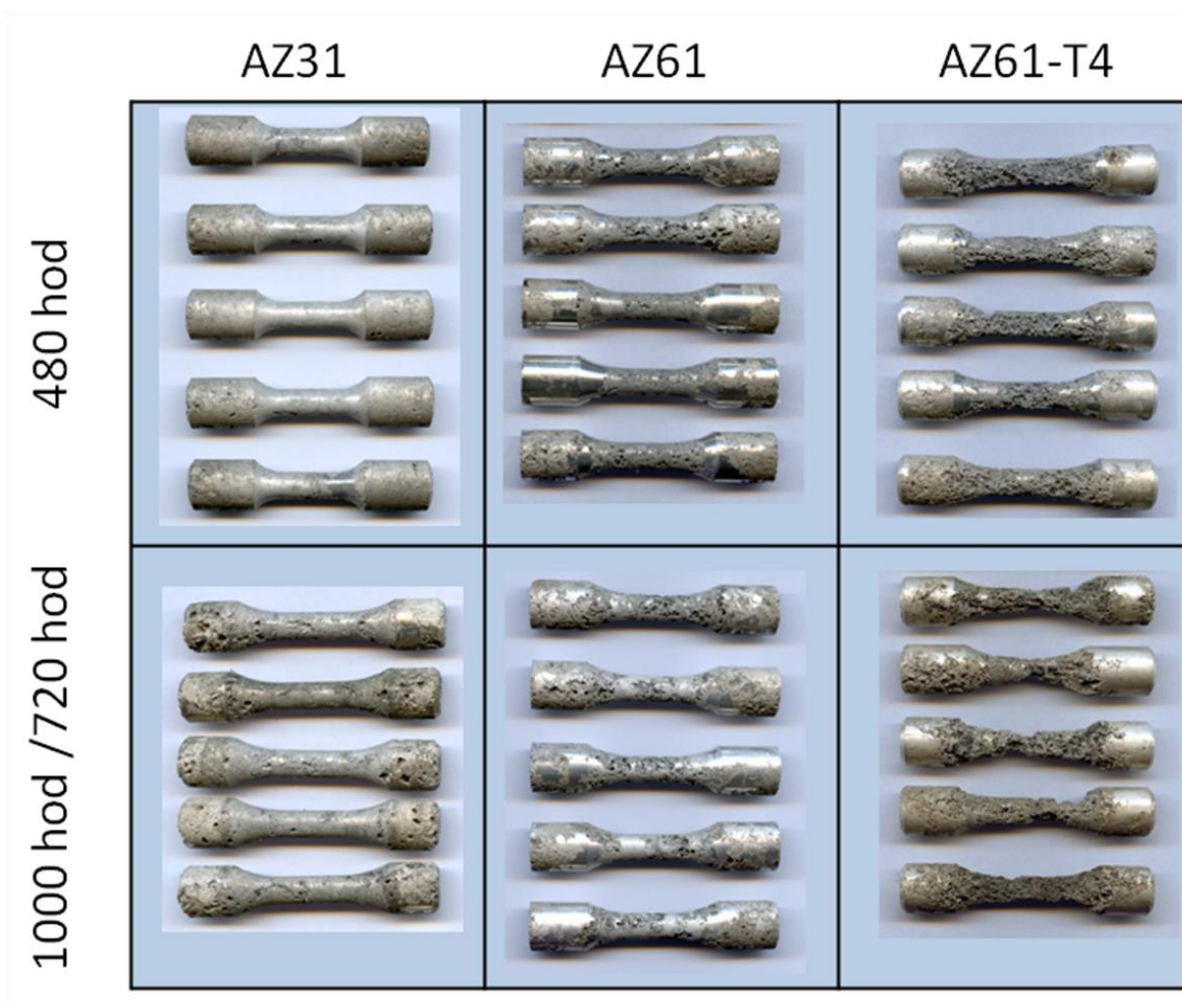
Obr. 51 Závislost hloubky korozního napadení na době expozice v korozním prostředí



Obr. 50 Vzhled povrchu vzorku AZ31 po jednodenní expozici v korozní komoře (a) reálný zhled snímaného povrchu, (b) topografická mapa povrchu včetně profilu v místě nejhlubšího korozního napadení, (c) 3D mapa povrchu

4.4.2 Korozní degradace únavových zkušebních těles

Pro posouzení vlivu koroze na únavové chování byly z každého typu experimentálního materiálu vyrobeny 2 série únavových zkušebních těles. Únavová zkušební tělesa ze slitiny AZ31 a AZ61 byla podrobena korozní degradaci v mlze 5% roztoku NaCl po dobu 480 a 1000 hodin. U slitiny AZ61-T4 bylo korozní napadení po 480 hodinách velice výrazné (viz obr. 52) a expoziční doba druhé série byla proto zkrácena na 720 hodin. I přes toto opatření však byla zkušební tělesa z druhé série nakorodována do takové míry, že je nebylo možno v experimentu dále použít. Vzhled náhodně vybraných zkušebních těles z každé série je patrný ze snímků na obrázku 52.



Obr. 52 Vzhled únavových zkušebních těles po korozní degradaci

4.4.3 Mechanismus koroze

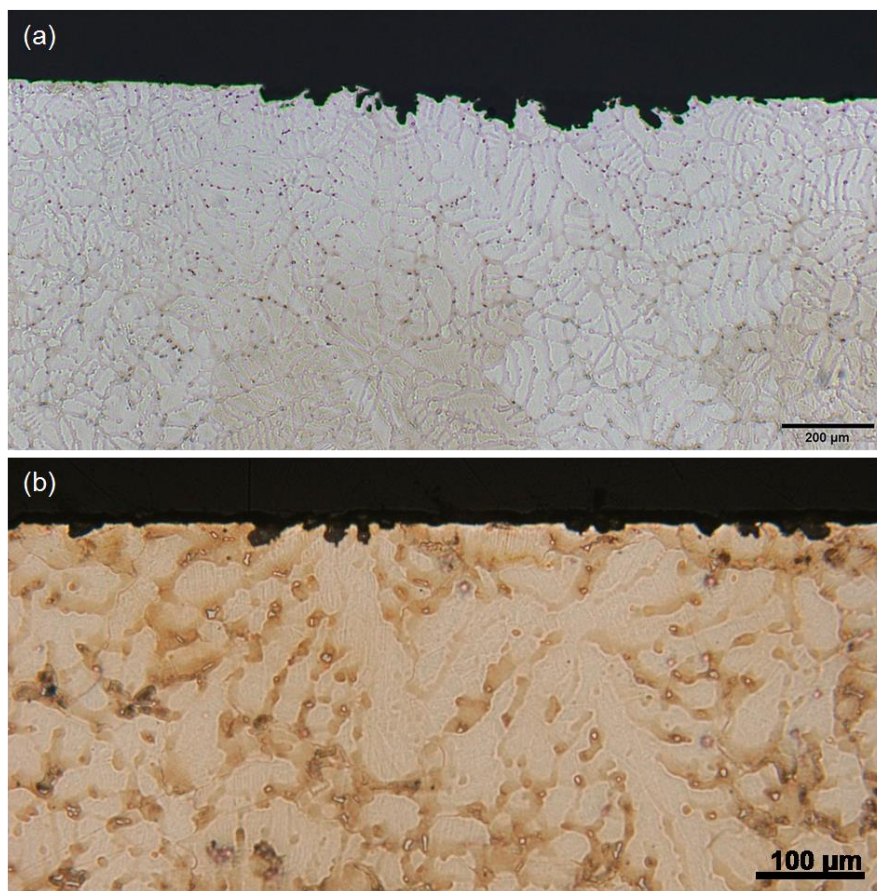
Pro určení mechanismu koroze byly použity ploché referenční vzorky i únavová zkušební tělesa. U referenčních vzorků byla hodnocena plocha i řezy pomocí světelného, opto-digitálního a elektronového mikroskopu. Hodnocení mechanismu koroze v rámci fraktografické analýzy únavových zkušebních těles umožnilo prostorové pozorování a kvalitativní chemickou analýzu korozi odolných fází v jednotlivých slitinách.

Vzhledem k tomu, že při odstraňování korozních zplodin byl pozorován nerovnoměrný výskyt odolnějších korních produktů, byl porovnán vzhled referenčních vzorků před a po odstranění korozních zplodin. Na obrázku 53 je srovnání dvou vybraných vzorků z každé slitiny, ze kterého je patrné, že odolné korozní produkty se vyskytovaly v místě výraznějšího korozního napadení.

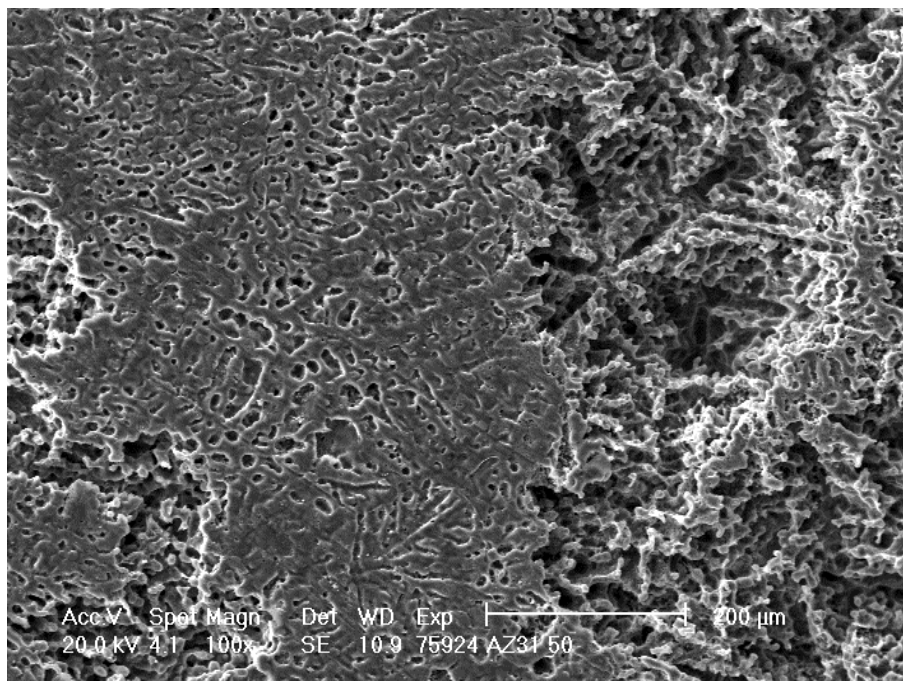
AZ31		AZ61		AZ61-T4	
768 hod	888 hod	120 hod	216 hod	96 hod	192 hod
					
					

Obr. 53 Srovnání vzhledu vybraných referenčních vzorků před a po odstranění korozních zplodin

Vybrané referenční vzorky z jednotlivých slitin byly použity ke studiu mikrostruktury v kolmém řezu v místě výrazného korozního napadení. U slitiny AZ31 (obr. 54a) a slitiny AZ61 (obr. 54b) byl pozorován výrazný vliv odmišení na postup koroze. Pomocí elektronového mikroskopu pak byl tento jev pozorován i na povrchu referenčních vzorků (obr. 55). Při větším zvětšení (obr. 54) je dobře patrné, že postup korozní fronty se zastavuje na tuhém roztoku s vyšším obsahem hliníku (δ^+) a oblasti kde je povrch tvořen δ^+ zůstávají korozi nedotčeny, jedná se tedy o selektivní korozi.



Obr. 54 Vzhled řezu plochého referenčního vzorku ze slitiny (a)AZ31 po expozici 984 hodin, (b) AZ61 po expozici 912 hodin

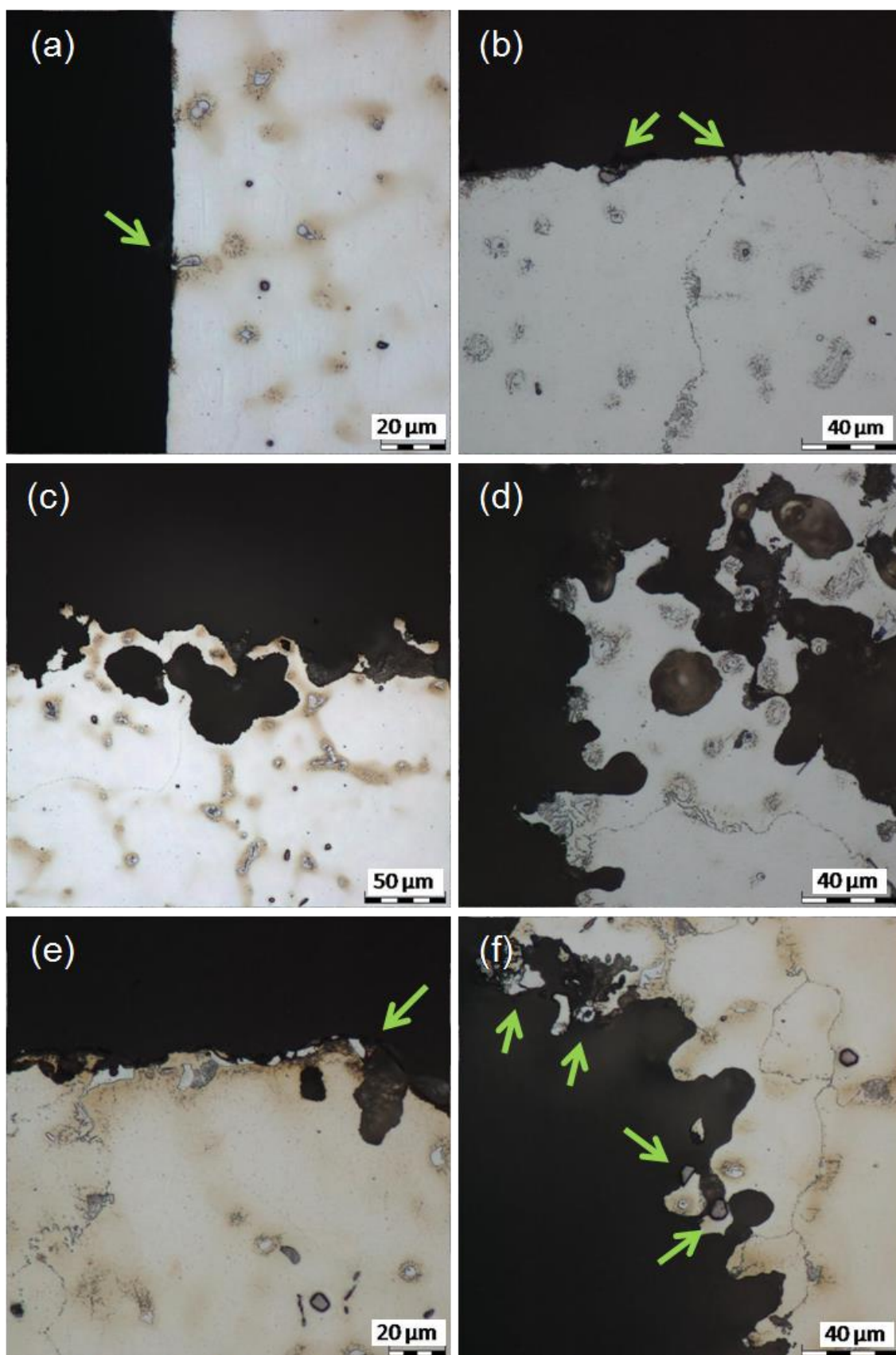


Obr. 55 Vzhled povrchu referenčního vzorku ze slitiny AZ31 po korozní expozici 1008 hodin

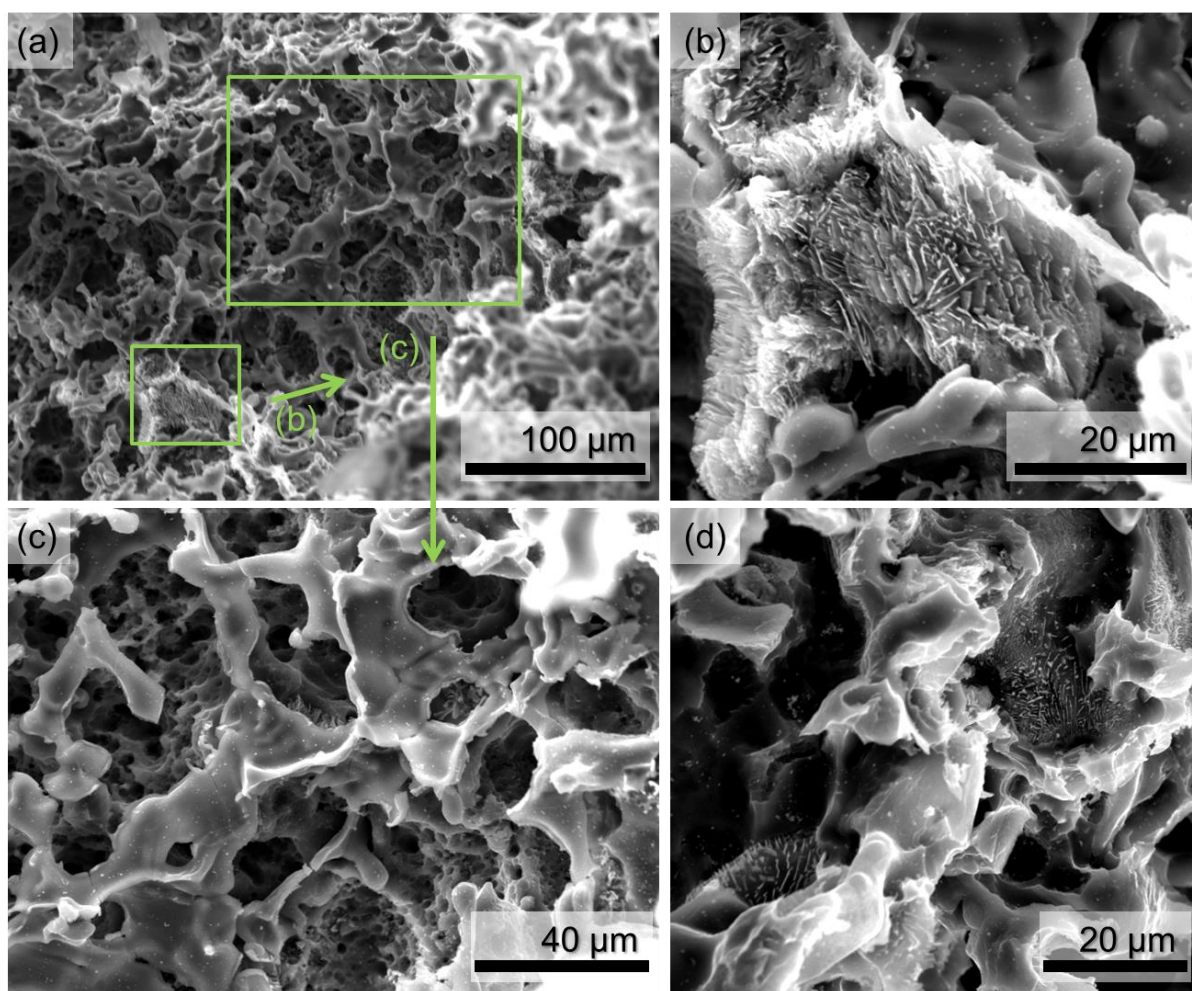
Dále byl detailněji pozorován vliv fází na korozní chování jednotlivých slitin. U slitiny AZ31 a AZ61 dochází nejprve ke korozi tuhého roztoku na rozhraní tuhý roztok δ + a intermediální fáze (obr. 56a), případně tuhý roztok δ a částice AlMn (obr. 56b). Při dalším postupu koroze dochází k rozpouštění tuhého roztoku v okolí intermediálních fází a částic AlMn (obr. 56c, d), až dojde ke kompletnímu oddělení částic od materiálu (obr. 56e, f). Pokud nedochází ke korozi obohaceného tuhého roztoku δ + na rozhraní s intermediální fází, koroduje vždy přednostně tuhý roztok δ (obr. 56c,f).

Při pozorování korozního napadení na řezech referenčních vzorků se některé částice zdály být v pozorované rovině kompletně oddělené od materiálu a nebylo zřejmé, jak moc komplikované prostorové síťové fáze tvoří. Dále byl proto mechanismus koroze hodnocen na únavových zkušebních tělesech pomocí elektronové mikroskopie. Na obrázku 57a je zdokumentovaný vzhled korodovaného povrchu slitiny AZ61. Na detailnějším snímku (57c) je možné pozorovat síťové intermediální fáze, se zbytky tuhého roztoku. Na základě kvalitativní analýzy chemického složení bylo určeno, že se jedná o fázi ϕ -(Al,Zn)₅Mg₆. Fáze obsahuje drobné trhlinky a je viditelná i hranici již odkorodovaných zrn. Na vzdálenější straně pozorované fáze je na několika místech také patrná přítomnost diskontinuálního precipitátu. Tyto precipitáty se vyskytují na celém pozorovaném povrchu, na obrázcích 57b a 57d je dobře patrné odkorodování tuhého roztoku mezi lamelami diskontinuálního precipitátu.

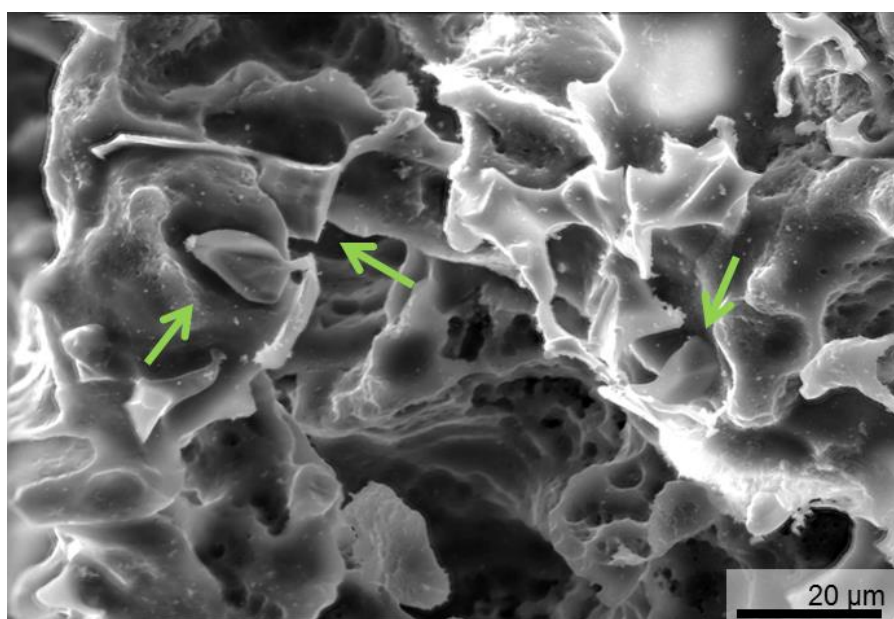
Další pozorování bylo zaměřeno na AlMn částice, které mají podle teoretických poznatků a předchozích analýz vliv na korozi okolního tuhého roztoku. Na metalografických vzorcích byly v rovině výbrusu pozorovány částice oblého, polyedrického, nebo jehlicovitého tvaru. Na korodovaných únavových vzorcích pak byly pomocí elektronové mikroskopie zdokumentovány prostorové útvary skládající se z oblých nebo hranatých částí a tenkých jehlicovitých částí, které dohromady tvoří komplikovaný prostorový útvar (obr. 58).



Obr. 56 Počátek korozního napadení (a) slitina AZ31: rozhraní intermediální fáze-tuhý roztok δ^+ , (b) slitina AZ61: rozhraní AlMn částice-tuhý roztok δ , průběh korozního napadení (c) slitina AZ31, (d-f) slitina AZ61



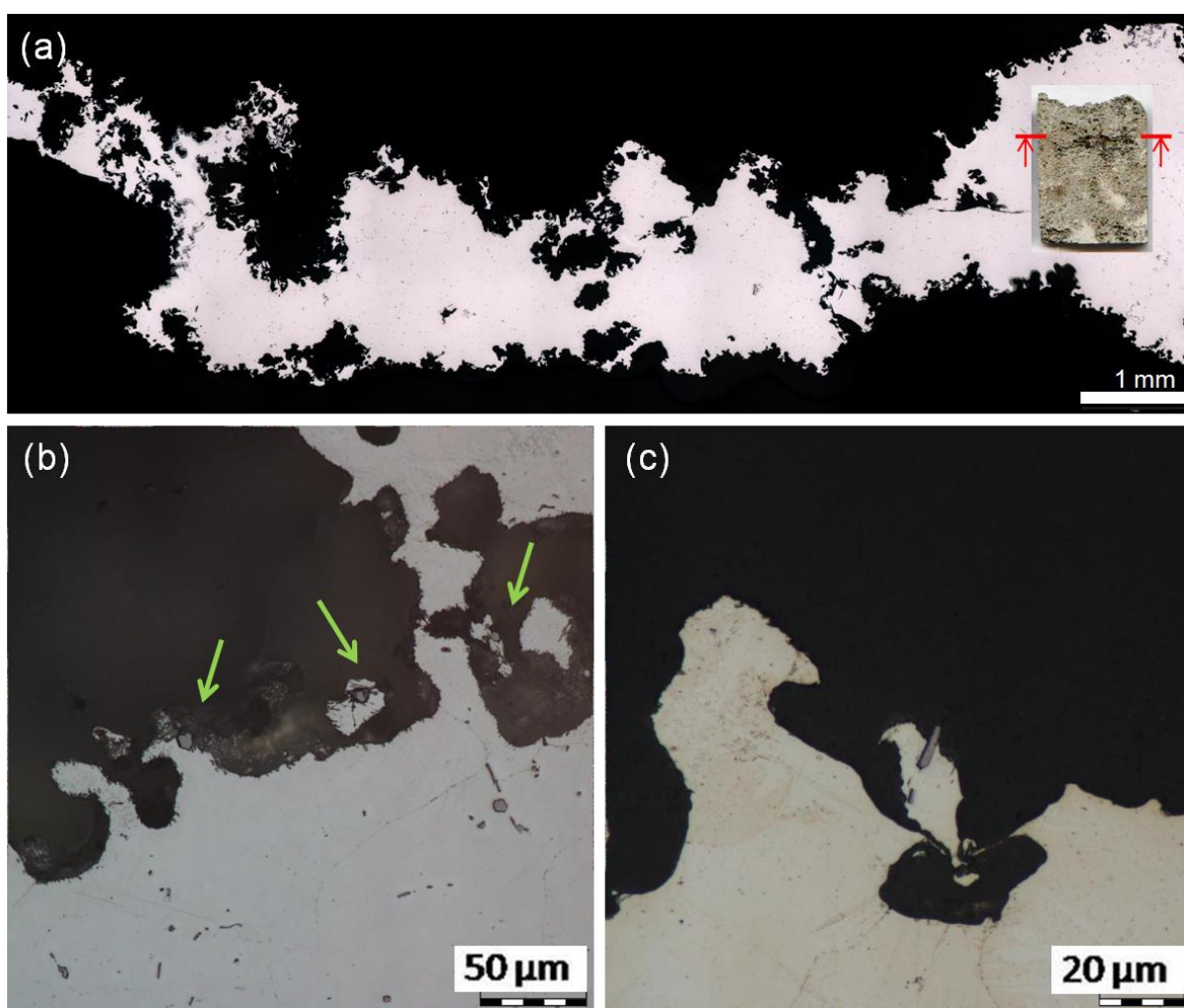
Obr. 57 Koroze slitiny AZ61 (a) vzhled korodovaného povrchu, (b) diskontinuální precipitáty fáze γ , (c) síťová intermediální fáze (d) diskontinuální precipitáty fáze γ



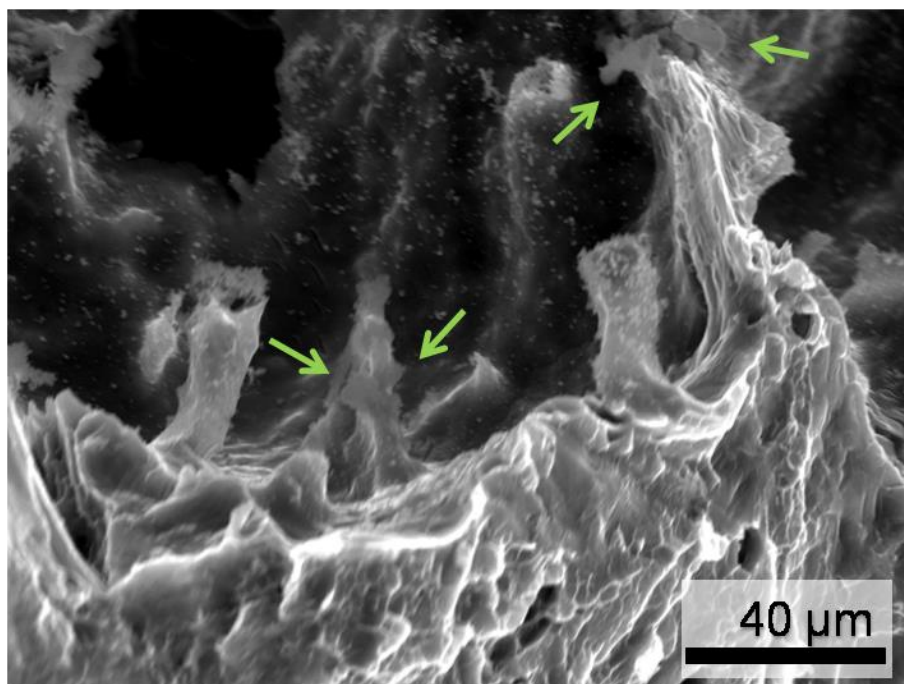
Obr. 58 Vzhled částic AlMn tuhém roztoku (částice označeny šipkou)

U slitiny AZ61 po tepelném zpracování nebyl postup koroze ničím blokovan a koroze byla velice nerovnoměrná. Na obrázku 59 je zdokumentována část řezu v místě nejhlubšího korozního napadení referenčního vzorku po korozní expozici 984 hodin. Ze snímku je patrné, že hloubka korozního napadení se blíží tloušťce vzorku. Hloubka nejvýraznějšího korozního napadení změřená na plochém referenčním vzorku ze slitiny AZ61-T4 po korozní expozici 1000 hodin (P1.18) odpovídala 83,4 % z původní tloušťky vzorku.

Stejně jako u slitiny v základním stavu byl korozní děj řízen vznikem korozního mikročlánku mezi jednotlivými fázemi. Rozpuštěním intermediálních fází se zamezilo vzniku mikročlánků mezi tuhým roztokem a nejvíce katodickou složkou slitiny, docházelo však ke vzniku mikročlánku mezi částicemi AlMn a tuhým roztokem a jeho následnému rozpouštění. Počátek korozního napadení byl pozorován na rozhraní tuhého roztoku a částic AlMn, dále docházelo k rozpouštění tuhého roztoku v okolí (obr. 59b, c) a jejich odpadávání. Stejný mechanismus byl pomocí elektronové mikroskopie pozorován i na únavovém zkušebním tělese v blízkosti lomové plochy (obr. 60).



Obr. 59 Vzhled řezu referenčního vzorku ze slitiny AZ61-T4 po korozní expozici 984 hodin: (a) vzhled vzorku v místě nejhlubšího korozního napadení, (b) (c) rozpouštění tuhého roztoku v okolí Al-Mn částic



Obr. 60 Rozpouštění tuhého roztoku v okolí částic AlMn (označeny šipkou), únavové zkušební těleso ze slitiny AZ61-T4 po korozní expozici 480 hodin

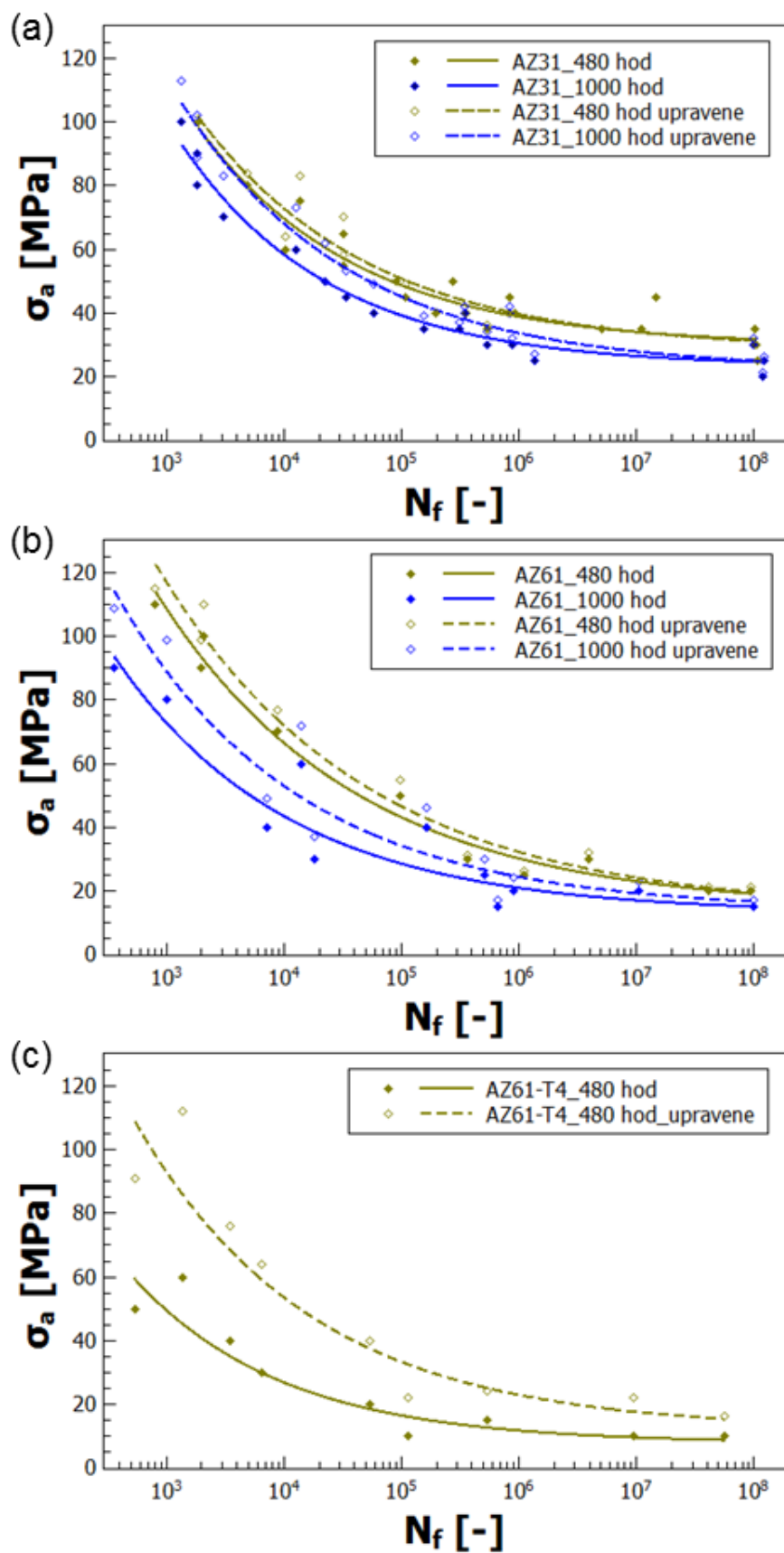
4.5 Únavové chování

Únavové vlastnosti materiálu byly hodnoceny na hladkých zkušebních tělesech a na tělesech po korozní expozici. Byl použit servohydraulický testovací systém Instron 8801, mód řízení zátěžné síly a konstantní frekvence 3, resp. 20 Hz. Únavové zkoušky pro doplnění oblasti časované únavové životnosti probíhaly na rezonančním pulsátoru Amsler při frekvenci 130 ± 5 Hz. Zkoušky probíhaly při sinusovém průběhu zadané veličiny s asymetrií cyklu $R = -1$.

Vliv korozního napadení na únavové chování experimentálního materiálu byl hodnocen na všech zkušebních tělesech podrobených korozní expozici a pro určení hodnoty amplitudy napětí byly nejprve použity hodnoty průřezu zkušební tělesa před korozní expozicí. Po ukončení testů byly všechny vzorky podrobeny fraktografické analýze a pomocí obrazové analýzy určeny plochy průřezů jednotlivých vzorků v místě porušení. Tyto hodnoty pak byly použity pro přepočet amplitudy napětí u vzorků po korozi. Pro jednodušší kvantifikaci korozního napadení a vytřížení vzorků, které se od většiny odlišovaly stupněm nakorodování, bylo stanoveno kritérium na základě procentuálního zůstatku z původního průřezu. V tabulce 12 jsou uvedena kritéria pro jednotlivé slitiny a délky korozní expozice. U vzorků pro rezonanční pulsátor Amsler byly s ohledem na větší původní průřez vzorků povoleny odchylky do 5%. V grafech na obrázku 61 jsou ukázány posuny S-N křivek pro jednotlivé slitiny při použití amplitudy napětí určené z původního průřezu (plné čáry) a z průřezu změřeného na lomových plochách těles po korozní expozici (přerušované čáry).

Tabulka 12 Procentuální zůstatek původního průřezu po korozní expozici

	480 hod	1000 hod
AZ31	90-100%	80-90%
AZ61	90-100%	80-90%
AZ61-T4	45-55%	-

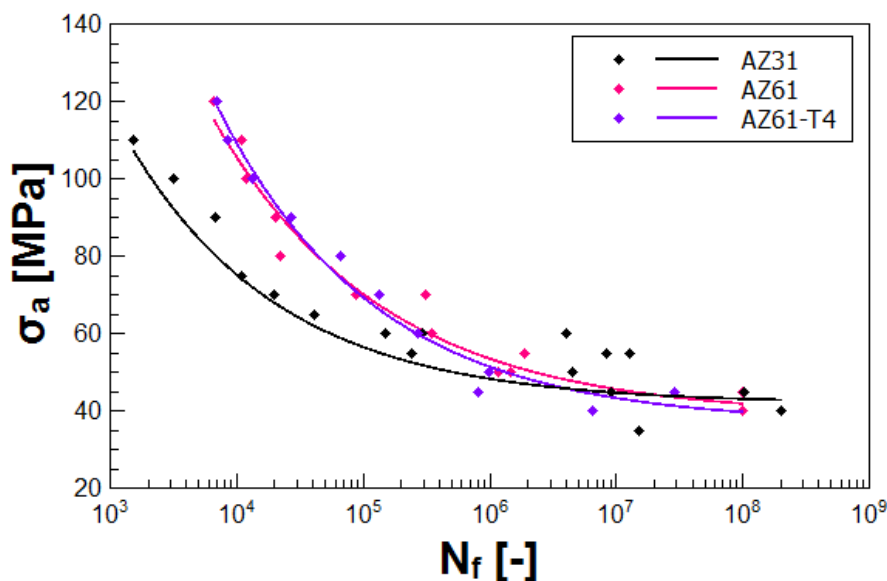


Obr. 61 Posun S-N křivek pro přepočítané napětí na základě průřezů zkušebních těles (plné čáry a body – původní průřezy, přerušované čáry a prázdné body – průřezy určené z lomové plochy)

4.5.1 Únavové chování-hladká zkušební tělesa

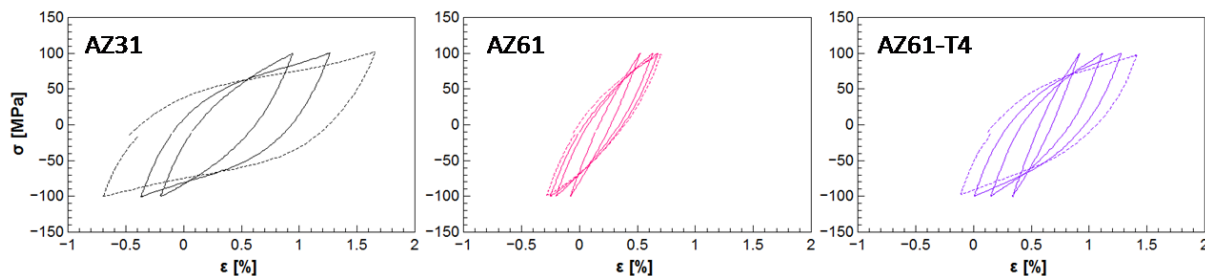
Na obrázku 62 jsou vynesena experimentální data získaná na hladkých zkušebních tělesech, proložená s využitím funkce Stromayer (4.2). Byl použit algoritmus Levenberg-Marquardt s maximálně 1000 iteracemi a tolerancí 10^{-6} . Ze srovnání S-N křivek je patrné, že u slitiny AZ31 je při nižších počtech cyklů (pro stejnou amplitudu napětí) dosaženo až o řád méně cyklů než u slitiny AZ61. S přibývajícím počtem cyklů se však tento rozdíl zmenšuje a ve vysokocyklové oblasti jsou hodnoty životnosti slitiny AZ31 a AZ61 velice podobné. U slitiny AZ61 nebyly po tepelném zpracování pozorovány výrazné změny životnosti.

$$\sigma(N) = a \cdot N^b + \sigma_{\infty} \quad (4.2)$$

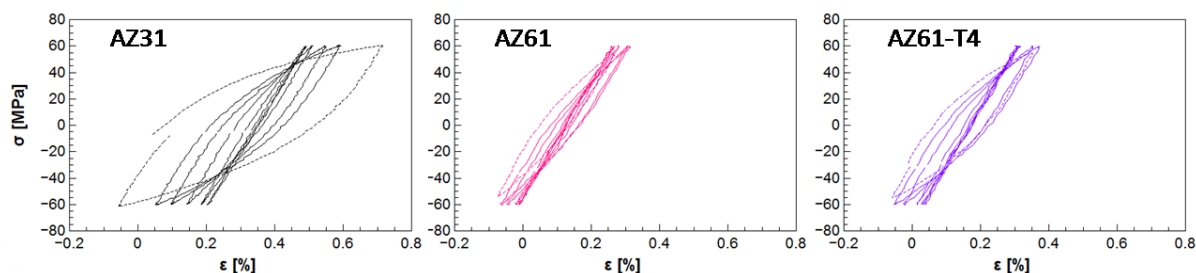


Obr. 62 S-N křivky získané pro jednotlivé experimentální materiály na hladkých zkušebních tělesech, proloženo funkcí Stromayer

Pro prvotní srovnání odezvy materiálu byly vykresleny hysterezní smyčky jednotlivých slitin pro dvě hladiny amplitudy napětí. Smyčky odpovídající druhému cyklu jsou vykresleny přerušovanou čarou, další hysterezní smyčky odpovídají počtu cyklů $N_f/10$, $N_f/100$, případně $N_f/1000$. Na hladině 100 MPa (obr. 63) i na hladině 60 MPa (obr. 64) slitiny cyklicky zpevňují, přičemž nejvýraznější zpevnění bylo pozorováno u slitiny AZ31. U slitiny AZ61 byla v důsledku tepelného zpracování pozorována větší plastická odezva materiálu a to na obou zátěžných hladinách.



Obr. 63 Hysterezní smyčky slitiny AZ31, AZ61 a AZ61-T4 získané na hladině 100 MPa od 2 (přerušovaná čára) do $N_f/2$ cyklů



Obr. 64 Hysterezní smyčky slitiny AZ31, AZ61 a AZ61-T4 získané na hladině 60 MPa od 2 (přerušovaná čára) do Nf/2 cyklů

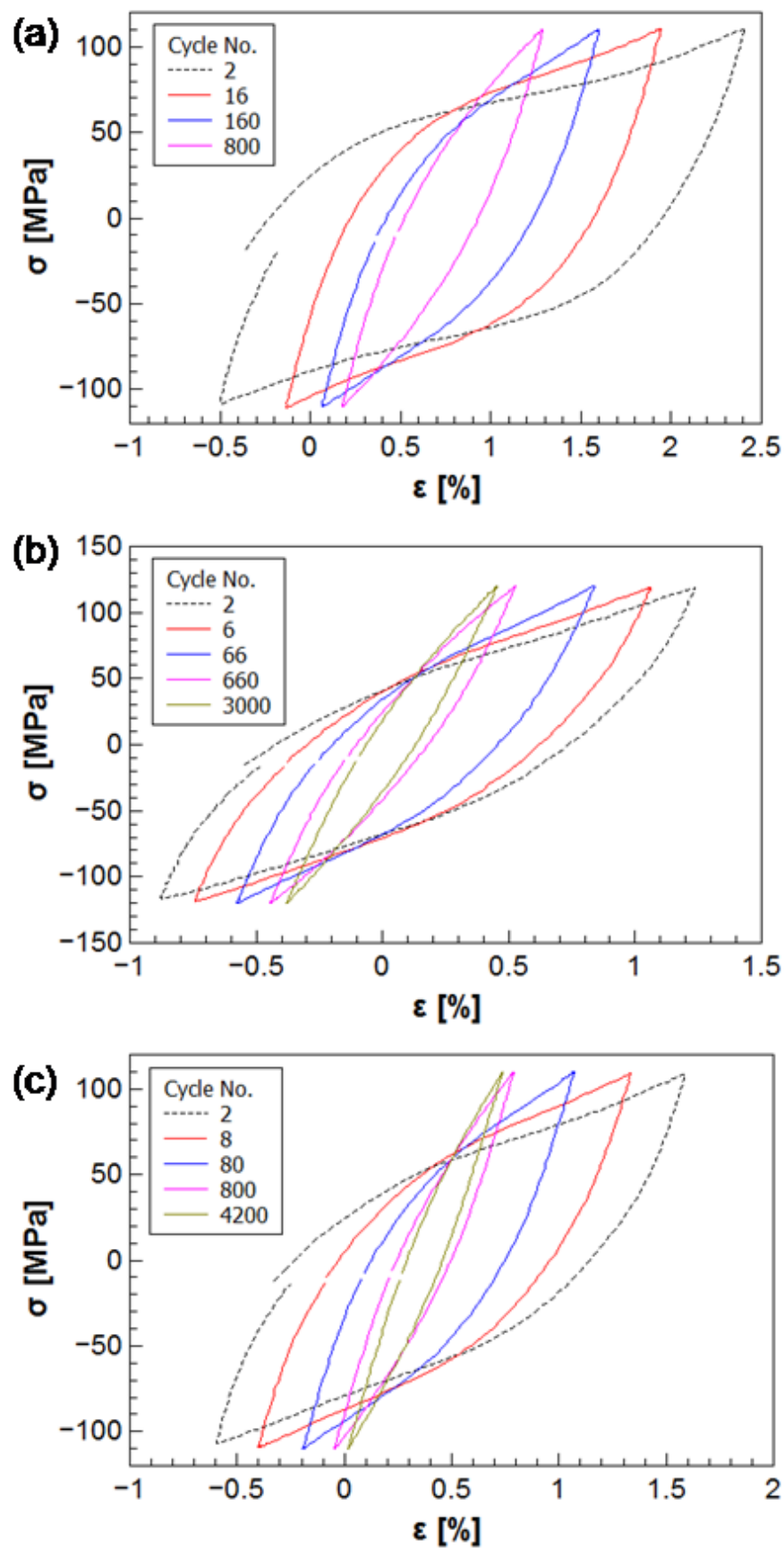
Tvar hysterezních smyček zaznamenaných u slitiny AZ31 při zatěžování na hladině 100 MPa dále naznačuje, že na začátku únavového života docházelo v materiálu ke dvojčatění. Hysterezní smyčky všech tří typů experimentálního materiálu byly dále podrobně zkoumány na všech zátěžných hladinách.

U slitiny AZ31 byly hysterezní smyčky indikující mechanismus dvojčatění pozorovány u vzorků zatěžovaných na hladinách napětí 110 MPa, 100 MPa a 90 MPa, a to od prvních cyklů až do počtu cyklů $N_f/100$ (pro 90 MPa jen do $N_f/1000$ cyklů). Hysterezní smyčky získané při cyklickém namáhání vzorku ze slitiny AZ31 na hladině 110 MPa jsou vykresleny v grafu na obr. 65a. Konkávní, respektive konvexní (v tlakové pulsmyčce), oblast hysterezních smyček je možné pozorovat u smyčky odpovídající 2. a 16. cyklu. U slitiny AZ61 byl tento jev pozorován pouze u vzorku namáhaného na hladině 120 MPa (obr. 65b). Navíc byla pozorována pouze konkávní oblast hysterezních smyček (do počtu cyklů $N_f/100$), lze tedy usuzovat, že ke dvojčatění docházelo pouze v tahové pulsmyčce. U slitiny AZ61-T4 byl tvar hysterezních smyček spojovaný s mechanismem dvojčatění pozorován pro vzorky testované na hladině 120 MPa, 110 MPa a 100 MPa. Hysterezní smyčky získané při cyklickém namáhání vzorku ze slitiny AZ61-T4 na hladině 110 MPa jsou vykresleny v grafu na obr. 65c. Konkávní i konvexní oblasti hysterezních smyček je možné pozorovat u smyčky odpovídající 2., 8. a 80. cyklu.

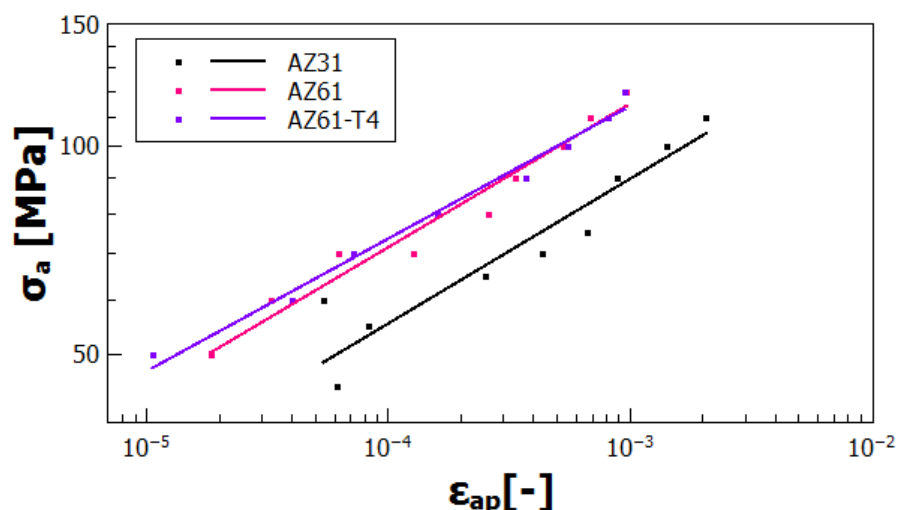
V grafu na obrázku 66 je srovnání cyklických deformačních křivek jednotlivých slitin. Experimentální body, určené jako poloviční šířka hysterezní smyčky při nulovém zatížení v polovině počtu cyklů do lomu, jsou proloženy regresní funkcí (2.1). V tabulce 13 jsou uvedeny získané hodnoty koeficientu cyklického zpevnění K' , exponentu cyklického zpevnění n' a cyklické meze kluzu $R_{p0,2'}$.

Tabulka 13 Materiálové parametry cyklické plasticity

	K'	n'	$R_{p0,2'} [MPa]$
AZ31	382,6	0,21	104
AZ61	485,3	0,21	133
AZ61-T4	432,5	0,19	131



Obr. 65 Hysterezní smyčky od 2 do $N_f/2$ cyklů (a) AZ31-110 MPa, (b) AZ61-120 MPa, (c) AZ61-T4-110 MPa



Obr. 66 Cyklické deformační křivky v log-log souřadnicích

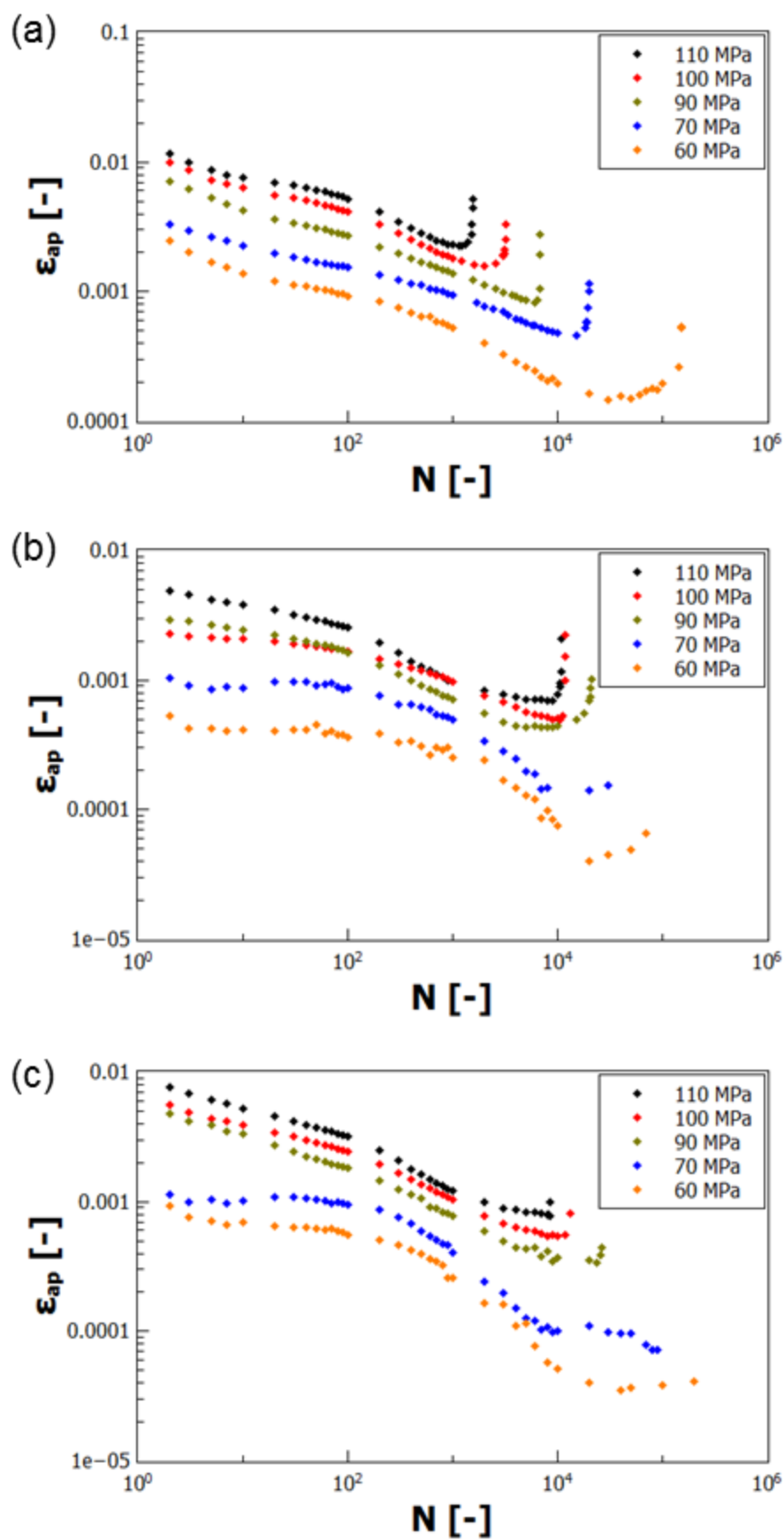
Průběh cyklického zpevnění jednotlivých slitin pro zátěžné hladiny 60 až 110 MPa je znázorněn křivkami zpevnění/změkčení na obrázku 67. S výjimkou vzorku ze slitiny AZ61 testovaného na hladině napětí 100 MPa byl u všech slitin pozorován pokles amplitudy plastické deformace spolu s amplitudou napětí na které byla tělesa testována. Na vyšších zátěžných hladinách dochází u všech slitin k pozvolnému poklesu plastické deformace až do prudkého nárůstu v důsledku otevření únavové trhliny. U slitiny AZ31 je stejný průběh pozorován i pro nižší zátěžné hladiny. Na nižších zátěžných hladinách u slitiny AZ61 (v základním stavu i po tepelném zpracování) dochází v rámci prvních cyklů k výraznějšímu cyklickému zpevnění, které je následováno mírným cyklickým změkčením (případně úsekem cyklické stability) a dále už pak poklesem plastické deformace. Výsledné cyklické zpevnění u těchto vzorků je však výraznější, než u vzorků které plynule zpevňují po celou dobu únavového života. Na některých zátěžných hladinách není závislost ukončena prudkým nárůstem plastické deformace, což je způsobeno tím, že došlo k porušení mimo oblast měrné délky, případně k otevírání dvou trhlín zároveň.

4.5.2 Únavové chování po korozní expozici

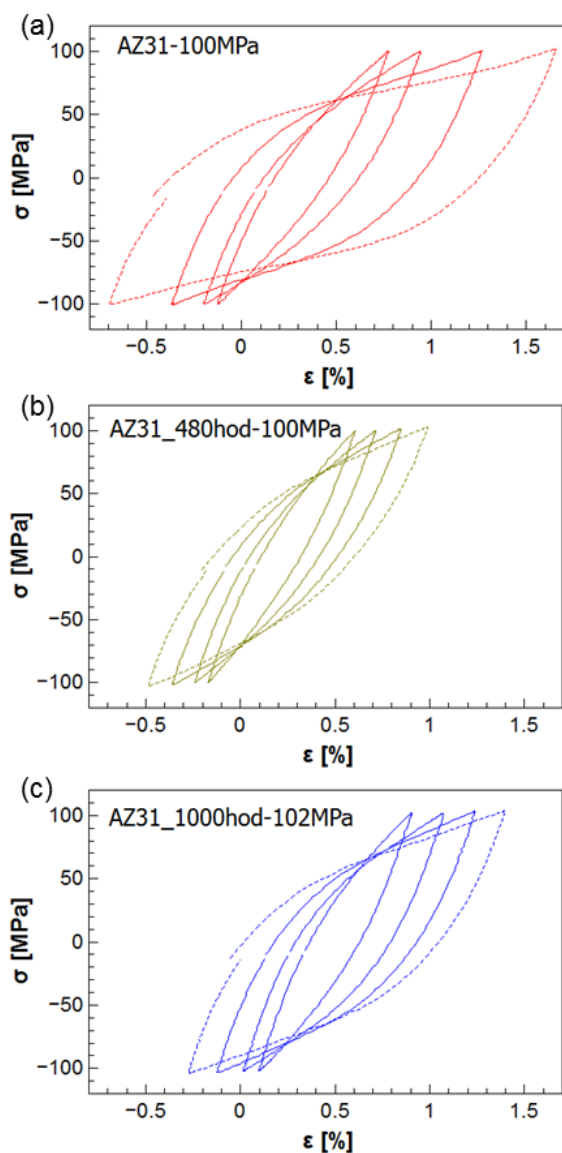
Vliv koroze na únavové chování byl hodnocen zvlášť pro každou slitinu. Byla hodnocena cyklická plasticita a únavové chování v nízkocyklové oblasti i v oblasti celého únavového života.

Pro zhodnocení vlivu korozního napadení na tvar hysterezních smyček byly vybrány hysterezní smyčky slitiny AZ31, AZ61 a AZ61-T4 pro amplitudy napětí blízké 100 MPa (obr. 68, 69 a 70) Smyčky odpovídající druhému cyklu jsou vykresleny přerušovanou čarou, další hysterezní smyčky odpovídají počtu cyklů $N_f/10$, $N_f/100$, případně $N_f/1000$. U všech tří typů experimentálního materiálu je ze změn tvaru hysterezních smyček patrné, že materiál cyklicky zpevňuje. Hysterezní smyčky získané na korodovaných zkušebních tělesech všech tří typů experimentálního materiálu byly dále podrobně zkoumány na vyšších zátěžných hladinách.

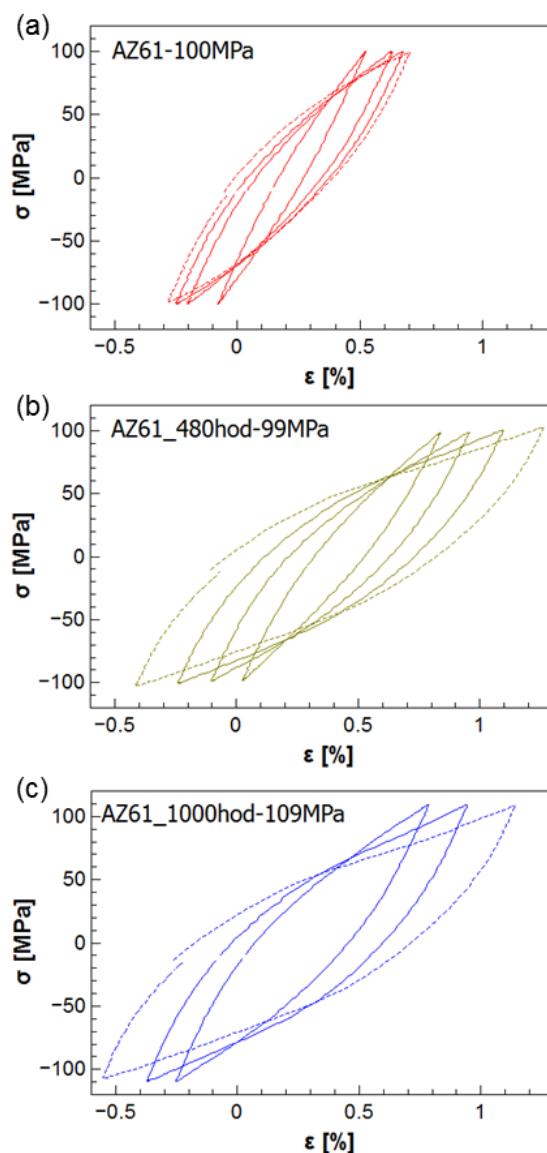
U slitiny AZ31 byl tvar hysterezních smyček spojovaný s mechanismem dvojčatění pozorován u nakorodovaných zkušebních těles pro obě doby expozice. U zkušebních těles po 480 hodinách korozní expozice byly konvexní i konkávní oblasti hysterezních smyček pozorovány pro zkušební těleso zatěžované na hladině 84 MPa, ne však pro zatěžování na nejvyšší zátěžné hladině (100 MPa). Pro delší expoziční čas byly konvexní a konkávní regiony hysterezních smyček pozorovány jen na nejvyšší zátěžné hladině (113 MPa). Pro oba expoziční časy byl tento jev pozorovaný u smyček odpovídajících prvním zátěžným cyklům.



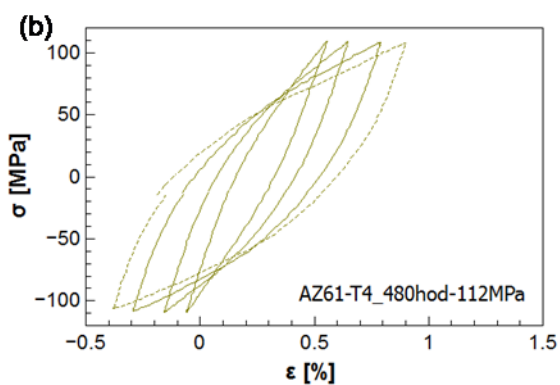
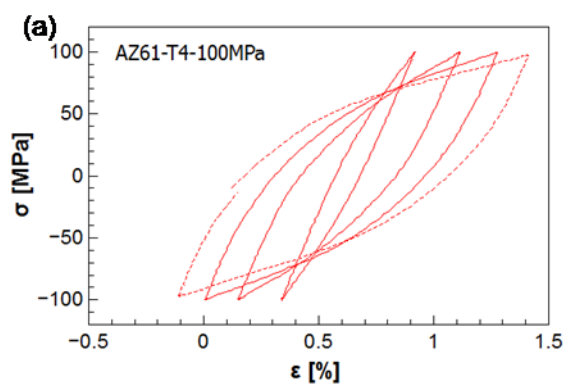
Obr. 67 Křivky zpevnění/změkčení slitiny (a) AZ31, (b) AZ61, (c) AZ61-T4



Obr. 68 Vliv korozního napadení na tvar hysterezních smyček, (a) AZ31, (b) AZ31_480 hod koroze, (c) AZ31_1000 hod koroze



Obr. 69 Vliv korozního napadení na tvar hysterezních smyček, (a) AZ61, (b) AZ61_480 hod koroze, (c) AZ61_1000 hod koroze



Obr. 70 Vliv korozního napadení na tvar hysterezních smyček, (a) AZ31, (b) AZ31_480 hod koroze

U slitiny AZ61 po korozi byly konvexní, ne však konkávní (tlaková pulsmyčka) oblasti hysterezních smyček pozorovány pro oba expoziční časy. U zkušebních těles po 480 hodinách korozní expozice byl tento jev pozorován na zátěžných hladinách 115 MPa, 110 MPa a 99 MPa, u delší korozní expozice pak pouze na nejvyšší zátěžné hladině (109 MPa).

U slitiny AZ61-T4 po korozní expozici 480 hodin nebyly pozorovány konvexní, ani konkávní regiony hysterezní smyčky.

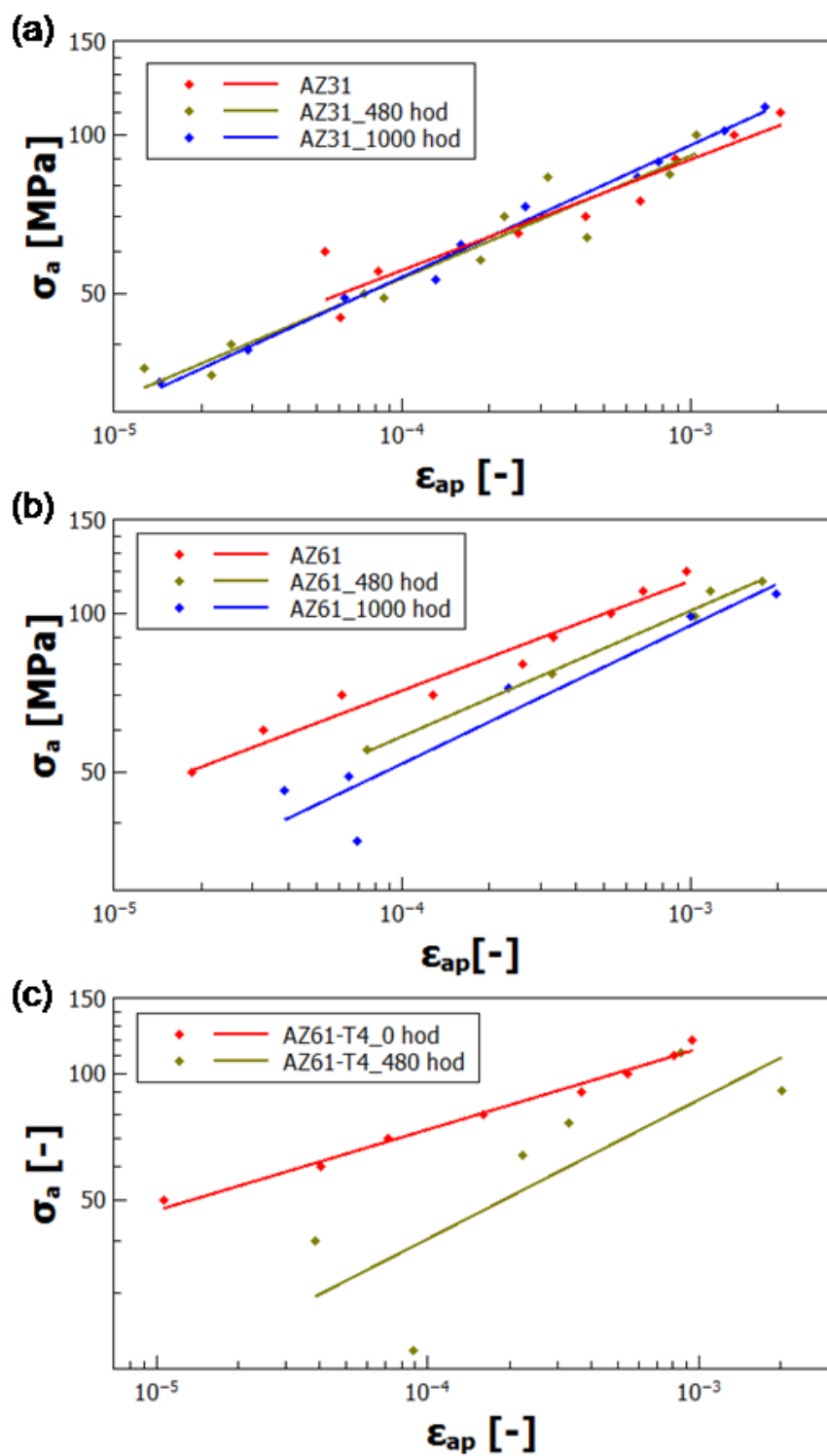
Vliv korozního napadení na cyklickou plasticitu jednotlivých slitin je dobře patrný ze srovnání cyklických deformačních křivek na obrázku 71. Experimentální body, určené jako poloviční šířka hysterezní smyčky při nulovém zatížení v polovině počtu cyklů do lomu, jsou proloženy regresní funkcí (2.1). V tabulce 14 jsou uvedeny získané hodnoty koeficientu cyklického zpevnění K' , exponentu cyklického zpevnění n' a cyklické meze kluzu $R_{p0,2}$.

Z grafu na obrázku 71a je jasné patrné, že vliv korozního napadení na cyklickou plasticitu slitiny AZ31 je minimální. Ze srovnání parametrů cyklické plasticity s hodnotami získanými pro hladká tělesa (Tab. 13) je zřejmé, že u slitiny AZ61 v základním stavu i po tepelném zpracování došlo v důsledku korozního napadení k nárůstu parametrů K' a n' a poklesu cyklické meze kluzu. Z grafů je jasné patrný posun cyklických deformačních křivek k nižším hodnotám amplitudy plastické deformace.

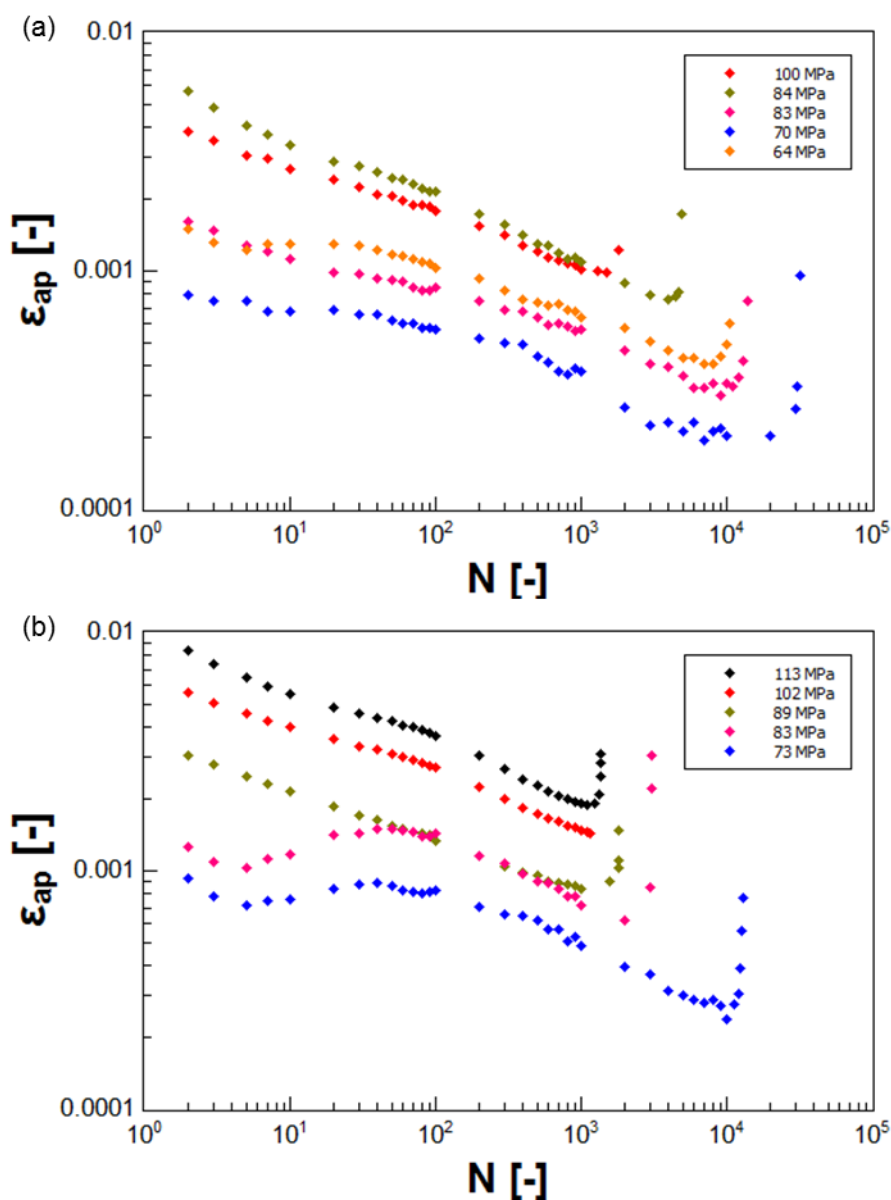
U slitiny AZ31 a slitiny AZ61, jsou křivky získané pro materiál po 480 hodinové expozici téměř rovnoběžné s křivkami získanými na hladkých tělesech, u slitiny AZ61 s posunem přibližně $1,3 \cdot 10^{-4}$. U slitiny AZ61 po tepelném zpracování je jak posun, tak sklon křivky vůči původní křivce mnohem výraznější.

Tabulka 14 Tabulka 14 Materiálové parametry cyklické plasticity jednotlivých slitin po korozi

		K'	n'	$R_{p0,2}$ [MPa]
AZ31	480 hod	454,1	0,23	109
	1000 hod	536,7	0,25	114
AZ61	480 hod	524,6	0,24	118
	1000 hod	579,9	0,26	115
AZ61-T4	480 hod	849,0	0,33	109

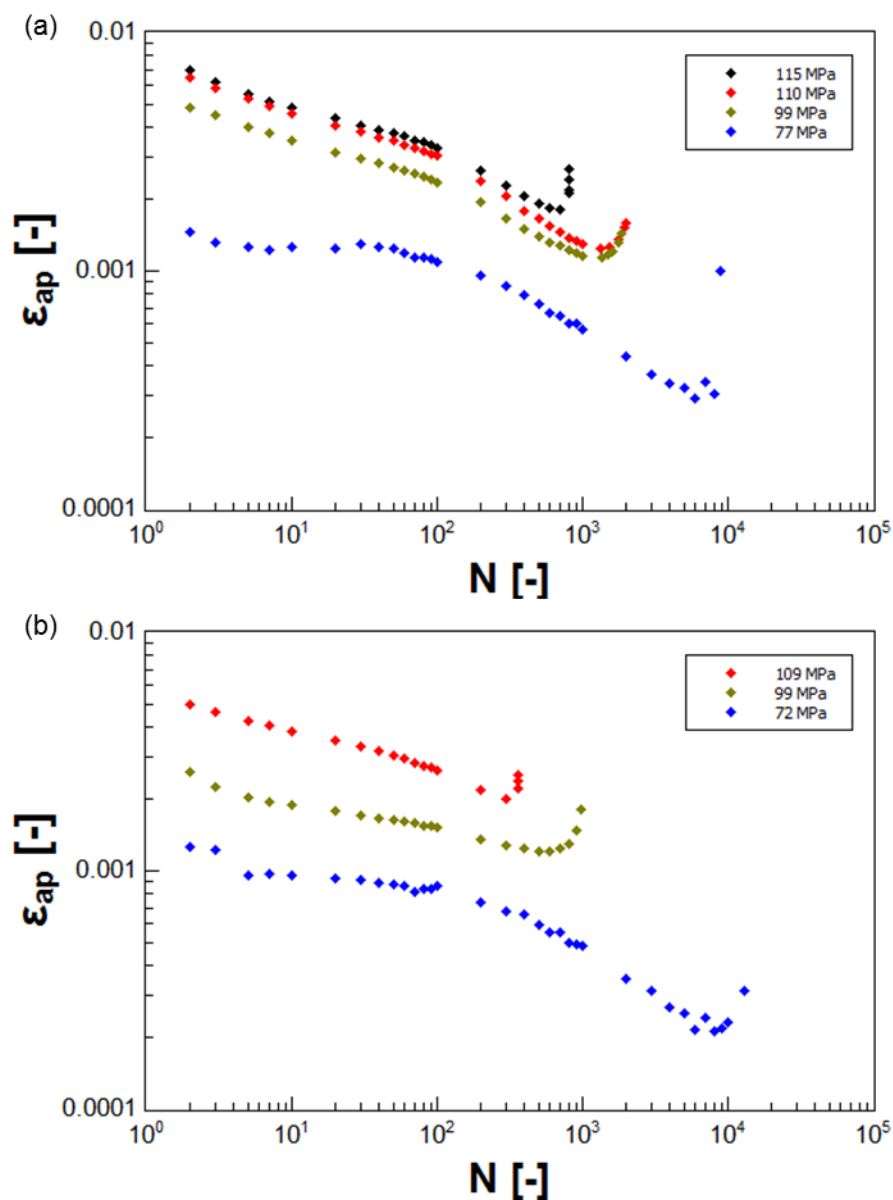


Obr. 71 Cyklické deformační křivky slitiny (a) AZ31, (b)AZ61, (c)AZ61-T4



Obr. 72 Křivky zpevnění/změkčení slitiny AZ31 po korozní expozici (a) 480 hodin, (b) 1000 hodin

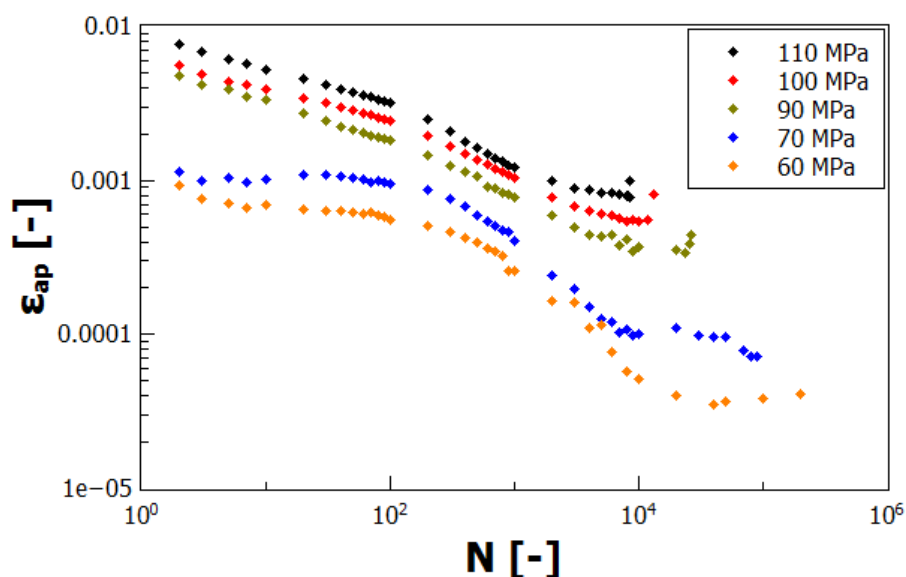
Průběh cyklického zpevnění slitiny AZ31 po předchozí korozní expozici je znázorněn křivkami zpevnění/změkčení na obrázku 72. Na vyšších zátěžných hladinách dochází k pozvolnému poklesu plastické deformace, až do prudkého nárůstu v důsledku otevření únavové trhliny. Tento průběh byl pozorován při testování hladkých zkušebních těles (obr. 67) na všech zátěžných hladinách. U vzorků po korozní expozici 1000 hod (obr. 72b) dochází na nižších zátěžných hladinách (83 a 73 MPa) v rámci prvních cyklů k cyklickému zpevnění, které je následováno cyklickým změkčením a dále už pak zase poklesem plastické deformace. Podobný průběh byl pozorován i na vzorcích po korozní expozici 480 hodin (obr. 72a) testované na hladině 70 a 64 MPa. Cyklické změkčení však bylo méně výrazné a u vzorku testovaného na hladině 70 MPa se jednalo spíše o krátký úsek plastické stability.



Obr. 73 Křivky zpevnění/změkčení slitiny AZ61 po korozní expozici (a) 480 hodin, (b) 1000 hodin

Průběh cyklického zpevnění slitiny AZ61 po předchozí korozní expozici je znázorněn křivkami zpevnění/změkčení na obrázku 73. Stejně jako u výsledků získaných na hladkých zkušebních tělesech je možné pozorovat dva typy křivek. Na vyšších zátěžných hladinách dochází k pozvolnému poklesu plastické deformace, až do prudkého nárůstu v důsledku otevření únavové trhliny. Na hladině 77 MPa na zkušebním tělese po korozní expozici 480 hodin (obr. 73a) dochází v rámci prvních cyklů k cyklickému zpevnění, které je následováno mírným cyklickým změkčením a dalším výrazným poklesem plastické deformace. Podobně i na zkušebním tělese po korozní expozici 1000 hodin zatěžovaném na hladině 72 MPa byl pozorován nejprve pokles plastické deformace, poté úsek plastické nestability následovaný opět výraznějším poklesem plastické deformace.

Křivky zpevnění/změkčení pro slitinu AZ61-T4 jsou vykresleny v grafu na obrázku 74. Na všech zátěžných hladinách je možno pozorovat více či méně plynulý pokles plastické deformace až do okamžiku prudkého nárůstu, signalizující otevření únavové trhliny.



Obr. 74 Křivky zpevnění/změkčení slitiny AZ61-T4 po korozní expozici 480 hodin

Vliv korozního napadení na únavové chování jednotlivých slitin v nízkocyklové oblasti je vyjádřen Wöhler-Basquinovou závislostí (obr. 75) a odvozenou Manson-Coffinovou závislostí (obr. 76). Experimentální data získaná pro jednotlivé slitiny a stavy byla proložena mocninnými závislostmi (2.4) a (2.5). Získané regresní parametry jsou uvedeny v tabulce 15.

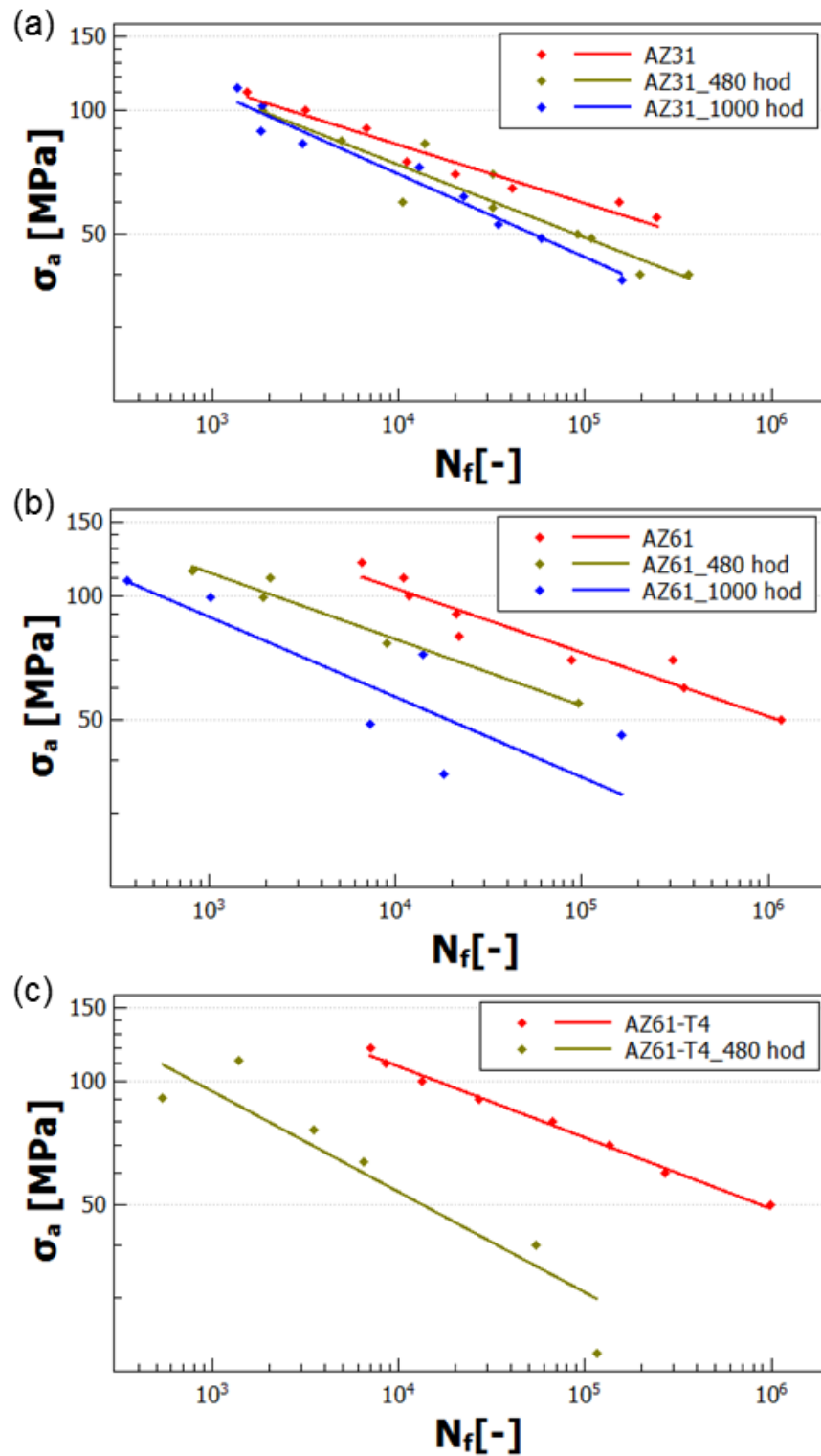
Ze srovnání Wöhler-Basquinových křivek stanovených pro slitinu AZ31 (obr. 75a) je patrné, že vliv korozního napadení je výraznější na nižších zátěžných hladinách. Počet cyklů dosažený na zátěžné hladině 100 MPa poklesl u nakorodovaných těles o 32% (480 hod koroze) a 34 % (1000 hod koroze), na zátěžné hladině 60 MPa pak byl naměřen pokles 67 % (480 hod koroze) a 77 % (1000 hod koroze).

U slitiny AZ61 v základním stavu byl vliv korozního napadení podobný na hladině zatěžování 100 MPa a 60 MPa (obr. 75b). Pokles počtu cyklů pro křivky naměřené na tělesech po korozní expozici 480 hodin byl vůči hladkým tělesům 83% na zátěžné hladině 100 MPa a 86 % na zátěžné hladině 60 MPa. U dat naměřených na tělesech po korozní expozici 1000 hodin byl zaznamenán pokles 96 % na zátěžné hladině 100 MPa a 98 % na zátěžné hladině 60 MPa.

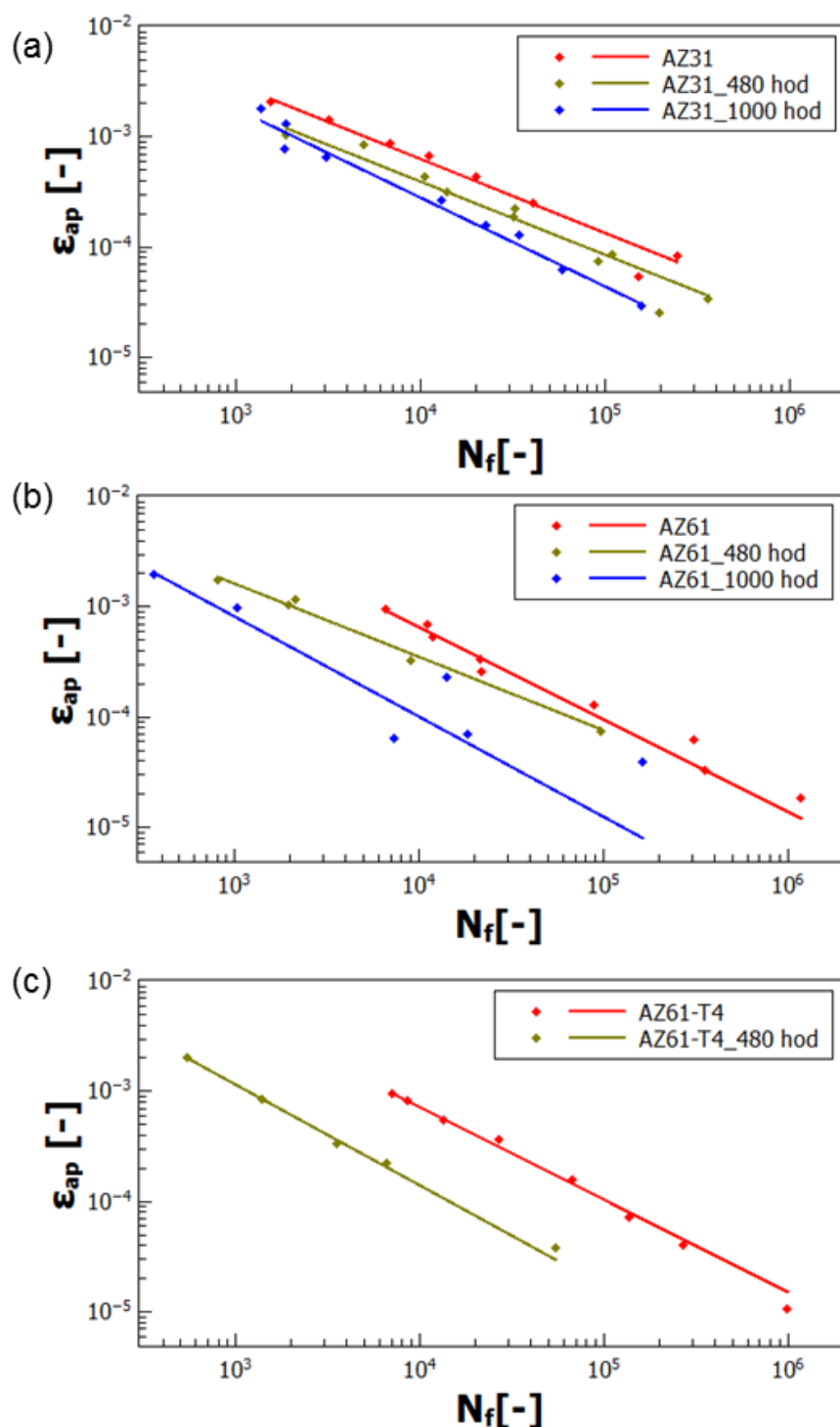
U tepelně zpracované slitiny AZ61 byl zaznamenán pokles počtu cyklů naměřený na zkušebních tělesech po 480 hodinové korozní expozici 95 % na hladině 110 MPa a 98 % na hladině 60 MPa, což odpovídá poklesu zaznamenanému pro slitinu AZ61 po 1000 hodinové korozní expozici.

Ze srovnání Manson-Coffinových křivek (obr. 76) je rovněž dobře patrný vliv korozního napadení na únavovou životnost experimentálního materiálu. U slitiny AZ31 (obr. 76a) jsou hodnoty exponentu únavové tažnosti c pro křivky naměřené na hladkých tělesech a tělesech po korozní expozici 480 hodin velice blízké, vliv korozního napadení je tedy podobný v celém testovaném rozsahu počtu cyklů. Po korozní expozici 1000 hodin je vliv výraznější pro vyšší počty cyklů.

U slitiny AZ61 (obr 76b) po korozní expozici 1000 hodin a tepelně zpracované slitiny AZ61 (obr. 73c) po korozní expozici 480 hodin byl pozorován přibližně stejný posun křivek vůči křivkám naměřeným na hladkých tělesech. Pokles počtu cyklů na hladině odpovídající amplitudě plastické deformace 0,1 % a 0,001 % byl 87 % a 89 % pro slitinu AZ61 po korozní expozici 1000 hodin a 83 % a 86 % pro slitinu AZ6-T4 po korozní expozici 480 hodin.



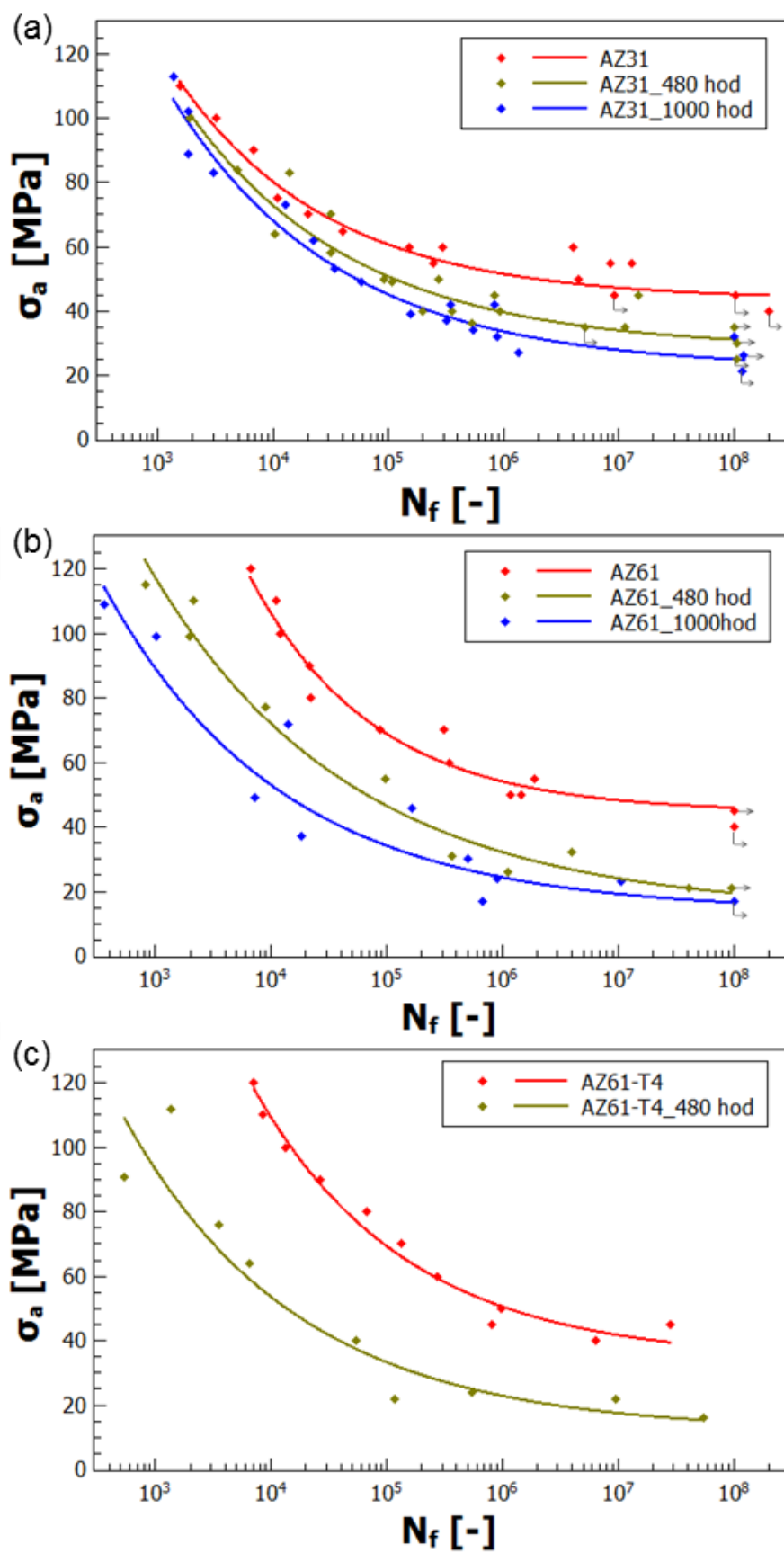
Obr. 75 Wöhler-Basquinova závislost slitiny (a) AZ31, (b) AZ61 a (c) AZ61-T4



Obr. 76 Manson-Coffinova závislost slitiny (a) AZ31, (b) AZ61 a (c) AZ61-T4

Experimentální data získaná v celé oblasti únavového života pro jednotlivé slitiny a expoziční stavy byla vynesena v semilogaritmických souřadnicích a proložena hladkou spojitou funkcí Stromayer (4.2). Byl použit algoritmus Levenberg-Marquardt s maximálně 10^3 iteracemi a tolerancí 10^{-6} .

Na obrázku 77 jsou vyneseny S-N křivky pro jednotlivé slitiny, ze kterých je dobře patrný vliv korozního napadení na životnost jednotlivých slitin v celé oblasti únavového života. Regresní parametry, mez únavy pro 10^8 a vrubové součinitele K_f , určené jako poměr meze únavy získané na hladkých a nakorodovaných tělesech, získané pro jednotlivé slitiny jsou uvedeny v tabulce 16.



Obr. 77 S-N křivky slitiny (a) AZ31, (b) AZ61, (c) AZ61-T4 získané na hladkých a korodovaných tělesech

Ze srovnání jednotlivých křivek je patrné, že korozní napadení má nevýraznější vliv na únavovou životnost tepelně zpracované slitiny AZ61. Pokles meze únavy pro 10^8 cyklů v důsledku korozní expozice 480 hodin odpovídal 23 MPa, což přibližně odpovídá poklesu stanovenému pro slitinu AZ31 po korozní expozici 1000 hodin.

U slitiny AZ31 se pokles amplitudy napětí v důsledku korozního napadení zmenšuje spolu s klesajícím počtem cyklů. U slitiny AZ61 v základním stavu i po tepelném zpracování se naopak tento pokles spolu s klesajícím počtem cyklů zvětšuje. Výjimkou jsou data naměřená na slitině AZ61 po korozní expozici 480 hodin, u kterých je vliv korozního napadení mnohem výraznější ve vysokocyklové oblasti.

Tabulka 15 Souhrn regresních parametrů Wöhler-Basquinovy a Manson-Coffinovy závislosti

		σ'_f [MPa]	b [-]	ϵ'_f [-]	c [-]
AZ31	0 hod	333,23	-0,141	0,480	-0,671
	480 hod	419,94	-0,176	0,280	-0,663
	1000 hod	508,13	-0,200	0,817	-0,806
AZ61	0 hod	479,07	-0,154	2,562	-0,836
	480 hod	385,39	-0,161	0,253	-0,665
	1000 hod	386,18	-0,193	0,806	-0,908
AZ61-T4	0 hod	596,26	-0,172	2,927	-0,840
	480 hod	598,93	-0,243	1,188	-0,914

Tabulka 16 Regresní parametry, mez únavy a vrubové součinitele pro jednotlivé slitiny

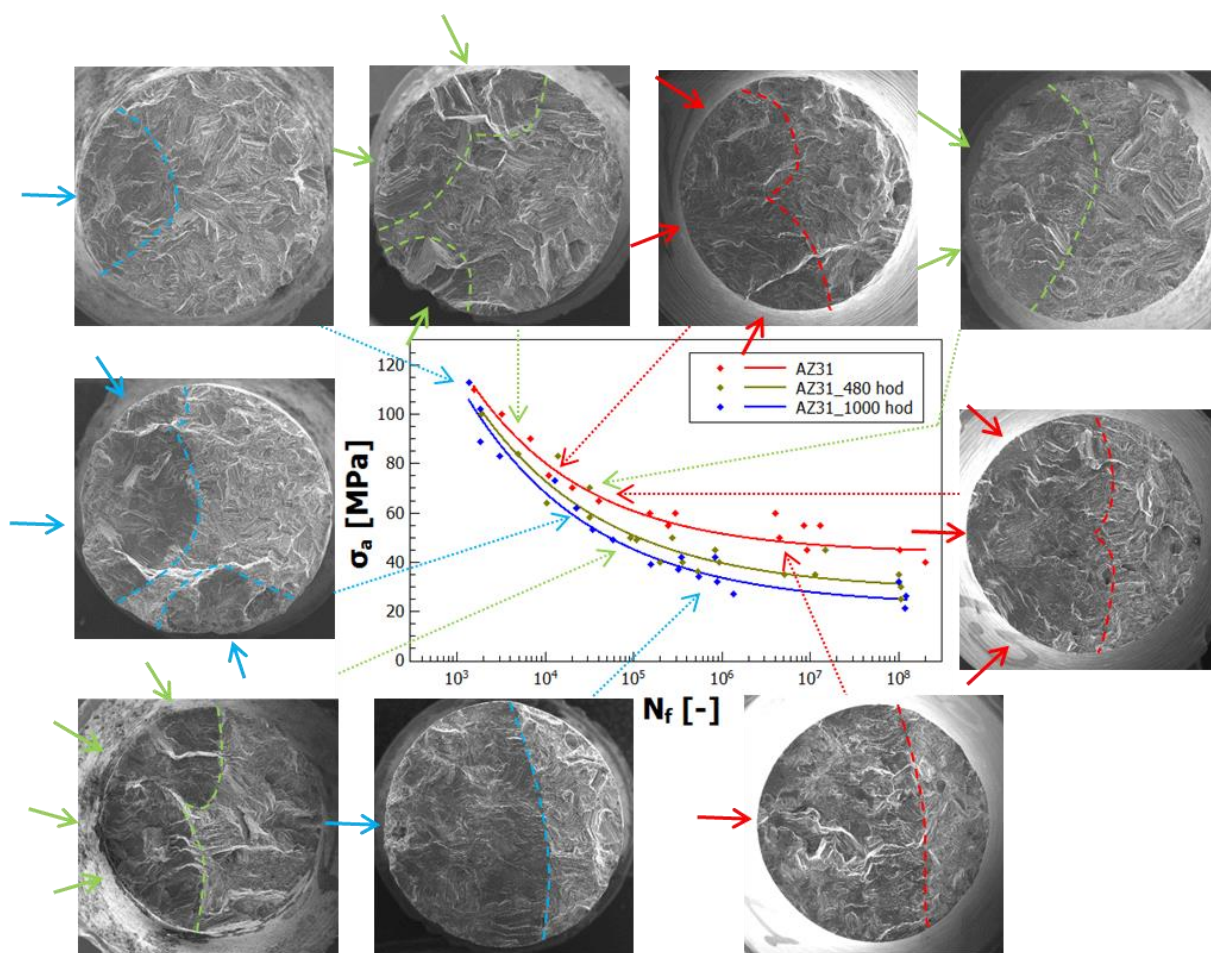
		a [-]	b [-]	σ_∞ [MPa]	σ_c^* [MPa]	K_f [-]
AZ31	0 hod	763,6	-0,329	44	46	-
	480 hod	689,1	-0,297	28	31	1,48
	1000 hod	730,7	-0,300	22	25	1,84
AZ61	0 hod	2529,6	-0,403	45	47	-
	480 hod	578,3	-0,249	14	20	2,34
	1000 hod	539,8	-0,286	14	17	2,77
AZ61-T4	0 hod	1549,7	-0,328	34	38	-
	480 hod	601,8	-0,290	12	15	2,53

* pro $N=10^8$ cyklů

4.5.3 Fraktografická analýza únavových lomů

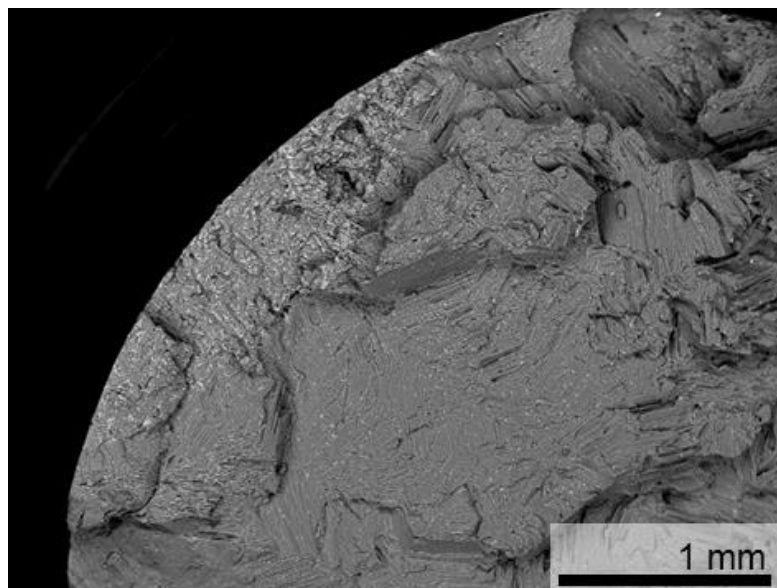
Lomové plochy únavových zkušebních těles byly hodnoceny pomocí stereomikroskopu a rastrovacího elektronového mikroskopu. Nejprve byl hodnocen vzhled lomových ploch vzhledem k použité amplitudě napětí. Pro jednotlivé přehledové snímky lomových ploch je pro lepší srovnání znázorněno jejich umístění na S-N křivce. Jednotlivé stavy (0, 480 a 1000 hodin koroze) jsou barevně odlišeny ve shodě s S-N křivkami. Šípkami jsou označena místa iniciace a přerušovanou čarou odděleny oblasti statického dolomu. Detailnější snímky vybraných lomových ploch jsou umístěny v příloze P2.

Na obrázku 78 je dokumentován vzhled vybraných lomových ploch slitiny AZ31 pro různé amplitudy napětí. Pro hladká zkušební tělesa bylo pozorováno zmenšení plochy statického dolomu spolu s poklesem amplitudy napětí. Únavové trhliny iniciovaly na povrchu zkušebních těles, u těles zatěžovaných na vyšších hladinách napětí bylo pozorováno více míst iniciace. V příloze P2 je dokumentován vzhled lomových ploch hladkých zkušebních těles na nižší zátěžné hladině – 65 MPa (obr. P2.1) a vyšší zátěžné hladině – 100 MPa (obr. P2.2). Na snímku P2.1b a c je dokumentován vzhled typické oblasti iniciace, se štěpnou fazetou na které jsou dobře patrné říčkové stupně. V oblasti šíření byly pozorovány únavové striace a sekundární trhliny (P2.1d). Lomová plocha zkušebního tělesa namáhaného na vyšší zátěžné hladině byla členitější (obr. P2.2) a k iniciaci únavových trhlin došlo na více místech. Vzhled vybraných míst iniciace je možné pozorovat na obrázcích P2.2 b, c a d. Na obrázcích P2.1e a P2.2e jsou dokumentovány oblasti statického dolomu, které se vyznačovaly kombinací kvazištěpného porušení a nízkoenergetického tvárného lomu s více či méně výraznou jamkovou morfologií v jednotlivých oblastech.



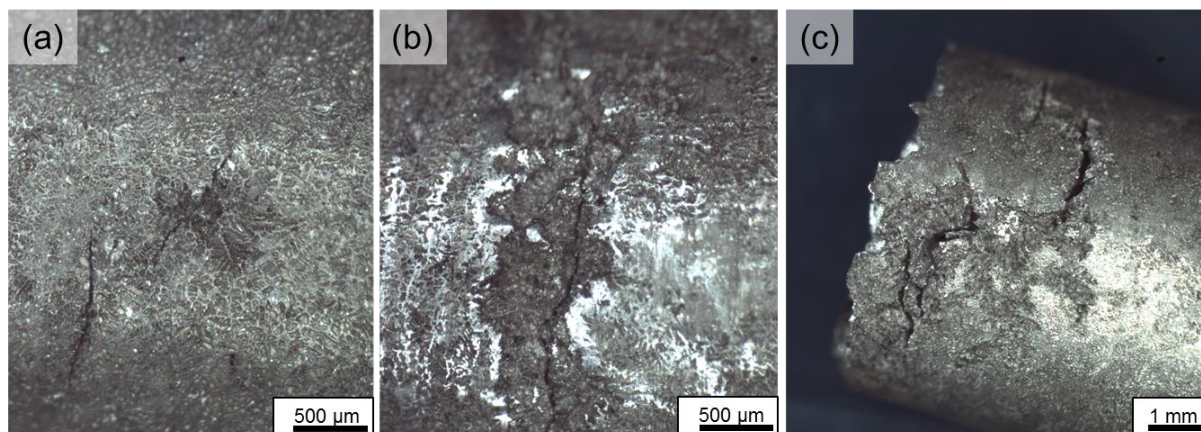
Obr. 78 Vliv amplitudy napětí na vzhled lomové plochy únavových zkušebních těles ze slitiny AZ31

Na lomové ploše zkušebního tělesa zatěžovaného s amplitudou napětí 75 MPa byl pozorován velký shluk částic na bázi Al-Mn (obr. 79). Při analýze chemického složení pomocí EDS byl detekován také kyslík. Jednalo se tedy pravděpodobně o oxidickou plenu, na které se při procesu odlévání tyto částice uchytily.



Obr. 79 Oxidická plena s Al-Mn částicemi, AZ31, $\sigma_a = 75$ MPa

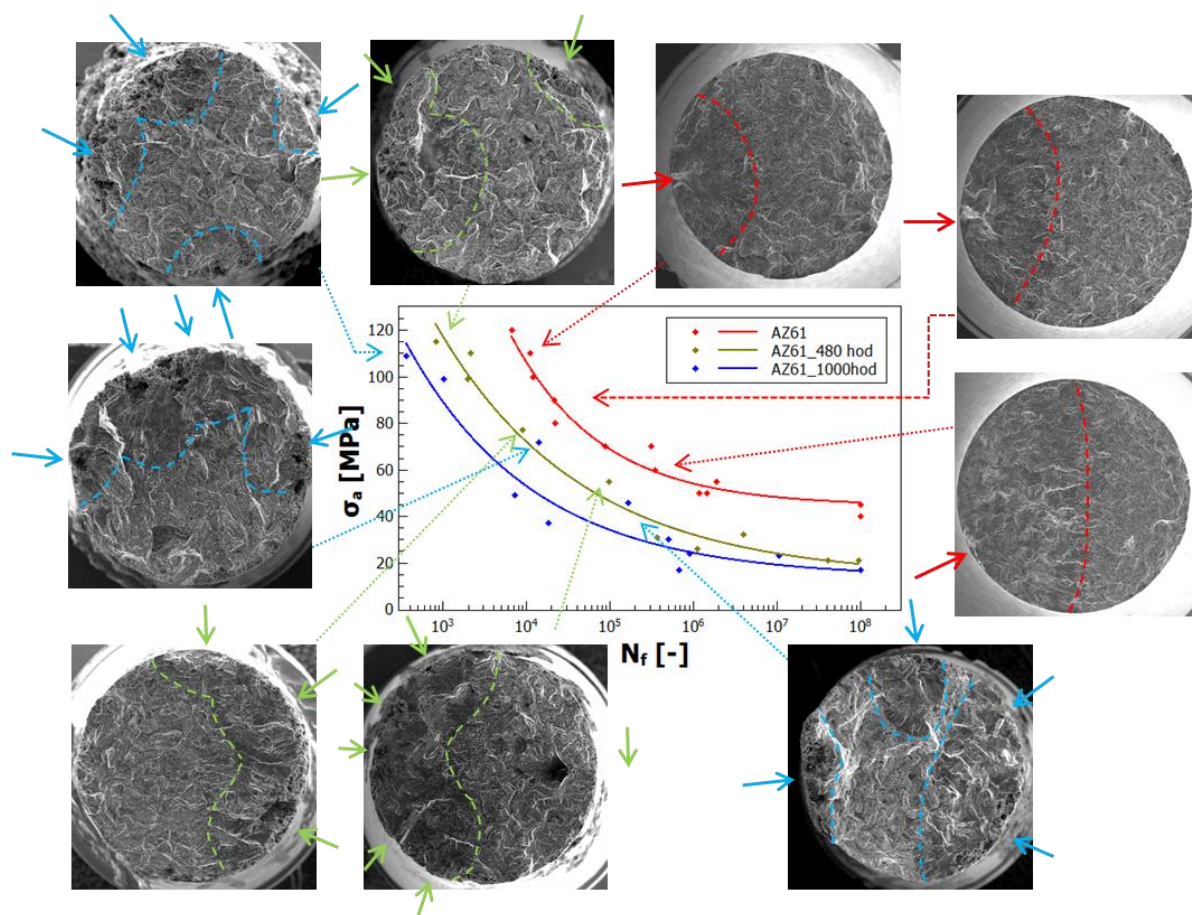
U únavových zkušebních těles ze slitiny AZ31 po korozní expozici 480 i 1000 hodin, stejně jako u hladkých zkušebních těles, bylo pozorováno zmenšení plochy statického dolomu spolu s poklesem amplitudy napětí. K iniciaci únavových trhlin docházelo na korozním napadení, což bylo pozorováno na lomových plochách i na povrchu zkušebních těles po ukončení zkoušek. Na obrázku 80 je zdokumentována iniciace a následné šíření únavových trhlin na korozním napadení. Vzhled vybraných lomových ploch po korozní expozici je dokumentován v příloze na obrázcích P2.3-P2.6. Na vyšších zátěžných hladinách, 84 MPa po korozní expozici 480 hodin (P2.4) a 102 MPa po korozní expozici 1000 hodin (P2.6), byla pozorována větší členitost lomové plochy a větší množství radiálních stupňů, než u vzorků zatěžovaných na nižší hladině napětí. Oblasti statického dolomu se vyznačovaly kombinací nízkoenergetického tvárného lomu a kvazištěpného porušení (P2.3e, P2.4e, P2.5c a P2.6e).



Obr. 80 Iniciace únavových trhlin v korozním napadení, slitina AZ31 po korozní expozici 480 hodin (a) $\sigma_a = 49$ MPa, (b) $\sigma_a = 40$ MPa, (c) $\sigma_a = 70$ MPa

Na obrázku 81 je dokumentován vzhled vybraných lomových ploch slitiny AZ61 pro různé amplitudy napětí. Pro hladká zkušební tělesa bylo pozorováno zmenšení plochy statického dolomu spolu s poklesem amplitudy napětí. Únavové trhliny iniciovaly na povrchu zkušebních těles, s výjimkou nejvyšších zátěžných hladin bylo pozorováno vždy jen jedno místo iniciace, nezávisle na použité amplitudě napětí. V příloze P2 je dokumentován vzhled lomových ploch hladkých zkušebních těles na nižší zátěžné hladině – 60 MPa (obr. P2.7) a vyšší zátěžné hladině – 110 MPa (obr. P2.8). Na snímku P2.8b je dokumentován vzhled typické oblasti iniciace, se štěpnou fazetou v blízkosti místa iniciace. Lomová plocha

zkušební tělesa namáhaného na vyšší zátěžné hladině byla členitější (obr. P2.8) a k iniciaci únavových trhlin došlo na více místech, což bylo u slitiny AZ61 pozorováno až u zkušební tělesa namáhaného na této zátěžné hladině. U hladkých zkušebních těles namáhaných na nižších zátěžných hladinách bylo pozorováno vždy jen jedno místo iniciace. Na obrázcích P2.7c a P2.8c, d jsou dokumentovány oblasti statického dolomu, které se vyznačovaly charakterem nízkoenergetického tvárného lomu s více či méně výraznou jamkovou morfologií v jednotlivých oblastech v kombinaci s kvazoštěpným porušením. Na obrázku P2.7c je možné pozorovat shluk popraskaných křehkých částic, vzhledem k tvaru a velikosti se nejspíše jedná o částice na bázi Al-Mn.

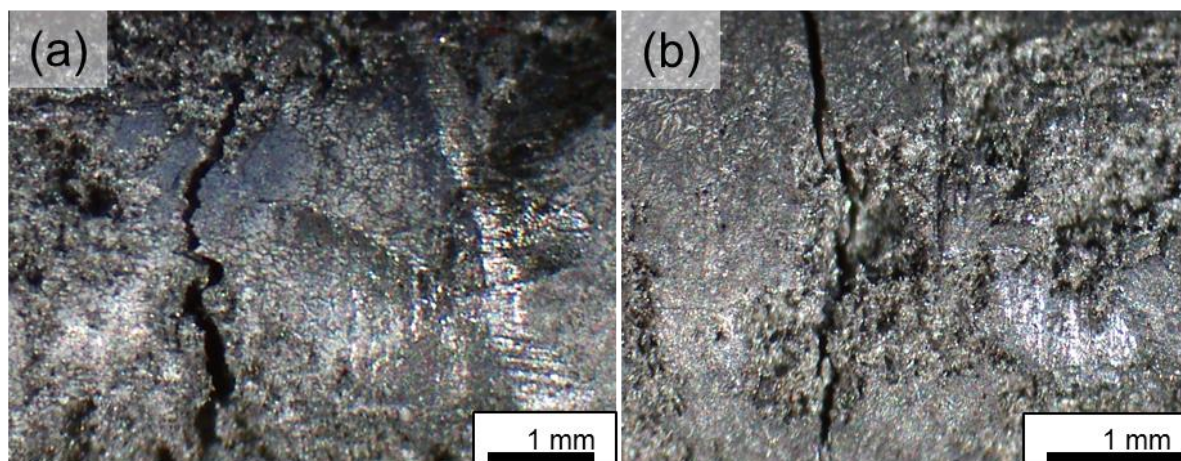


Obr. 81 Vliv amplitudy napětí na vzhled lomové plochy únavových zkušebních těles ze slitiny AZ61

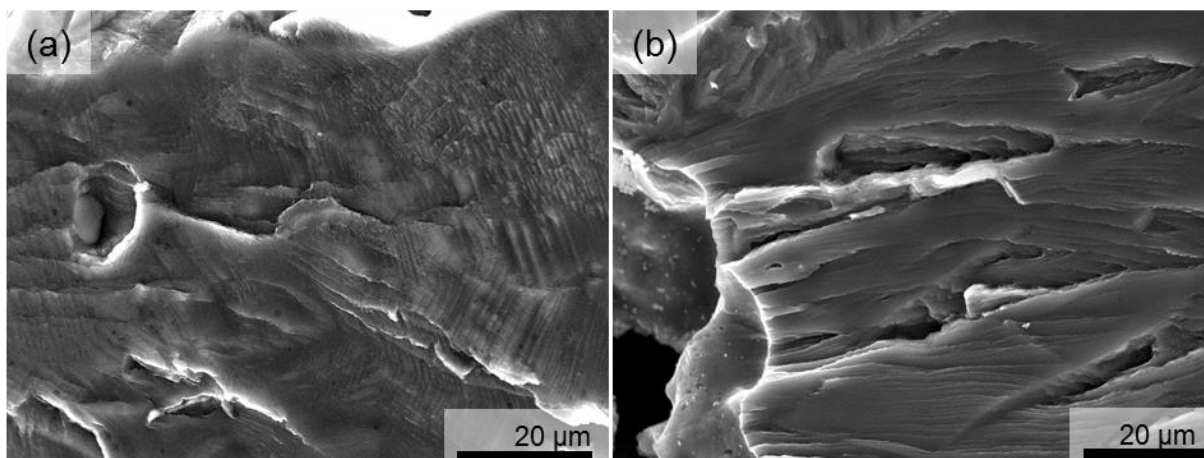
U únavových zkušebních těles ze slitiny AZ61 po korozní expozici 480 i 1000 hodin, stejně jako u hladkých zkušebních těles, bylo pozorováno zmenšení plochy statického dolomu spolu s poklesem amplitudy napětí. K iniciaci únavových trhlin docházelo na korozním napadení, což bylo pozorováno na lomových plochách i na povrchu zkušebních těles po ukončení zkoušek. Na obrázku 82 je zdokumentována iniciace a následné šíření únavových trhlin na korozním napadení na obvodu zkušebních těles. Při pozorování lomových ploch bylo zdokumentováno také šíření trhlinek z korozního napadení, které postupovalo do materiálu kolmo k lomové ploše (obr. 83). Na lomové ploše pak byly viditelné odkorodované oblasti až 100 μm od okraje lomové plochy.

Vzhled vybraných lomových ploch po korozní expozici 480 hodin je dokumentován v příloze na obrázcích P2.9-P2.10. Na nižší (55 MPa) i vyšší zátěžné hladině (110 MPa) bylo pozorováno velké množství iniciačních míst. Stejně jako u slitiny AZ31 byly lomové plochy zkušebních těles zatěžovaných na vyšší zátěžné hladině členitější. K iniciaci únavových trhlin docházelo ve více rovinách (vzhledem k lomové ploše), které se v průběhu šíření nebo při

dolomení propojily (obr. P2.10a, c). Na obrázku P2.10d je snímek oxidické pleny o rozměrech přibližně 800×800 μm, detail povrchu je ukázán na snímku P2.10f. Pomocí EDS analýzy byla prokázána přítomnost kyslíku. Na obrázku P2.9c je zdokumentována přítomnost menší oxidické pleny (270×360 μm). Pomocí EDS analýzy nebyl analyzován kyslík, ale při detailním pozorování byl povrch totožný s předchozí oxidickou plenou. Samotná oxidická plena se tedy pravděpodobně nacházela na lomové ploše na druhé polovině vzorku. V oblasti statického dolomu byl pozorován nízkoenergetický tvárný lom s více či méně výraznou jamkovou morfologií v jednotlivých oblastech spolu s kvazištěpným porušením (P2.9e a P2.10e).



Obr. 82 Inicicace únavových trhlin v korozním napadení, slitina AZ61 po korozní expozici 480 hodin
(a) $\sigma_a = 99$ MPa, (b) $\sigma_a = 46$ MPa



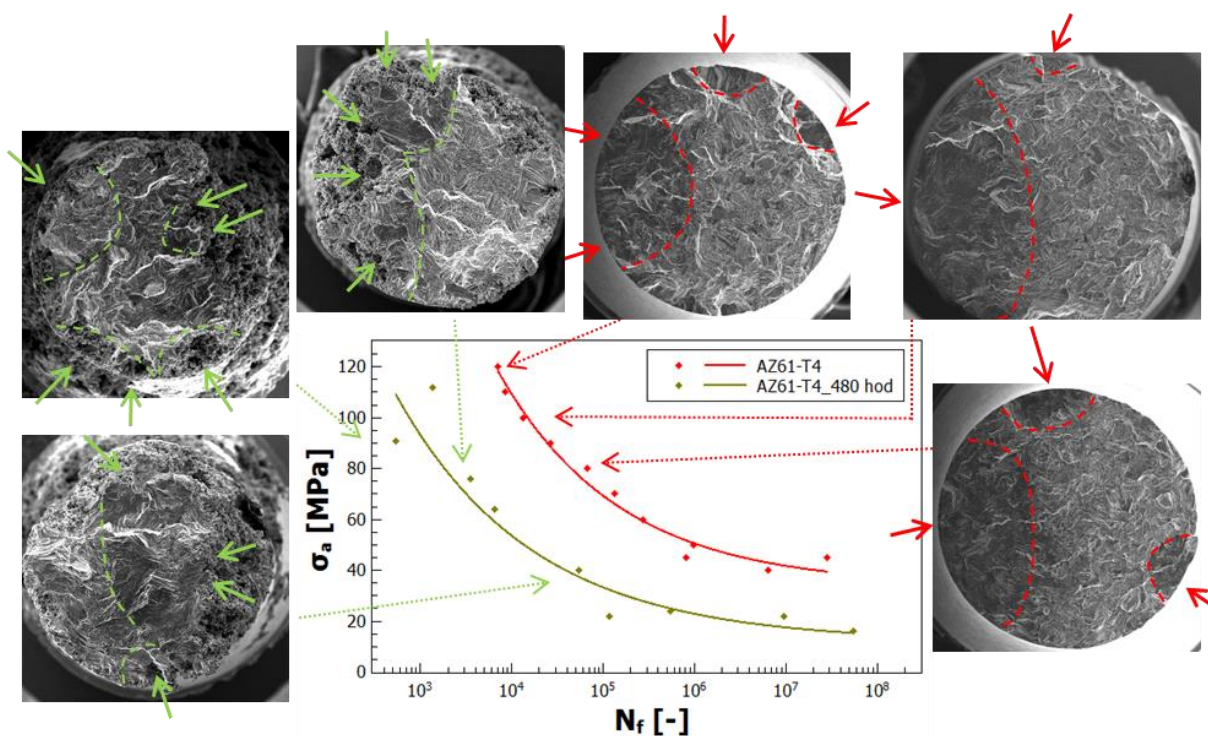
Obr. 83 Šíření trhlinek z korozního napadení, slitina AZ61 po korozní expozici 1000 hodin, $\sigma_a = 46$ MPa

Vzhled vybraných lomových ploch po korozní expozici 1000 hodin je dokumentován v příloze na obrázcích P2.11-P2.12. Na nižší (46 MPa) i vyšší zátěžné hladině (109 MPa) docházelo k iniciaci únavových trhlin na více místech, vždy však v místě korozního napadení. Lomové plochy obou vybraných vzorků i ostatních v práci neprezentovaných vzorků ze slitiny AZ61 po korozní expozici 1000 hodin byly velice členité. Na obrázcích P2.11e a P2.12e jsou dokumentovány oblasti statického dolomu, který se v jednotlivých oblastech vyznačoval charakterem nízkoenergetického tvárného lomu a kvazištěpného porušení.

Na obrázku 84 je dokumentován vzhled vybraných lomových ploch tepelně zpracované slitiny AZ61 pro různé amplitudy napětí. U hladkých těles i těles s korozním napadením bylo pozorováno více míst iniciace nezávisle na amplitudě napětí, na které byla jednotlivá tělesa zatěžována. V příloze P2 je dokumentován vzhled lomových ploch hladkých zkušebních těles

zatěžovaných na nižší zátěžné hladině – 80 MPa (obr. P2.13) a vyšší zátěžné hladině – 120 MPa (obr. P2.14). Lomová plocha zkušebního tělesa namáhaného na vyšší zátěžné hladině byla členitější (obr. P2.14a), k iniciaci únavových trhlin došlo na více místech v různých rovinách vzhledem lomové ploše. V oblasti šíření byly pozorovány únavové striace (P2.14c), oblast statického dolomu měla v jednotlivých oblastech charakter kvazištěpného porušení a nízkoenergetického tvárného lomu s více či méně výraznou jamkovou morfologií v jednotlivých oblastech (P2.13 c, d, P2.14 d, e).

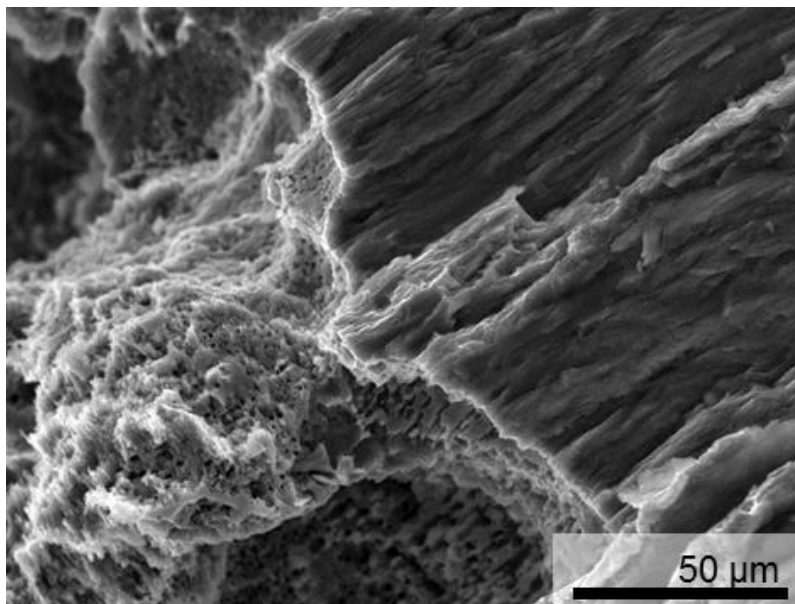
Vzhled vybraných lomových ploch po korozní expozici 480 hodin je dokumentován v příloze na obrázcích P2.15-P2.16. Na nižší (40 MPa) i vyšší zátěžné hladině (91 MPa) bylo pozorováno velké množství iniciačních míst, čemuž odpovídalo i velké množství radiálních stupňů na lomové ploše. Na obrázku P2.15b je možno pozorovat oblast iniciace několika únavových trhlin. V detailu na obrázku P2.15d jsou pak dobře rozeznatelné i říčkové stupně na štěpných fazetách. Na obrázku P2.16b a na detailnějších snímcích P2.16b a d je pak možno pozorovat přímo trhliny. Trhlina na snímku P2.16d se šířila po rozhraní oxidické pleny. Lokální chemickou analýzou nebyla prokázána přítomnost kyslíku, při detailním pozorování však byl vzhled povrch totožný s povrchem jiné oxidické pleny na tomto vzorku (P2.16c), u které byla EDS analýzou zjištěna přítomnost kyslíku. Samotná oxidická plena se tedy pravděpodobně nacházela na lomové ploše na druhé polovině vzorku. V oblasti statického dolomu (P2.15e) byl pozorován nízkoenergetický tvárný lom spolu s kvazištěpným porušením.



Obr. 84 Vliv amplitudy napětí na vzhled lomové plochy únavových zkušebních těles ze slitiny AZ61-T4

Na všech slitinách byly v oblasti šíření pozorovány změny v charakteru lomové plochy, což je dobře patrné například na obrázku P2.2b-d, P2.4b nebo P2.9b. Obdobně byly pozorovány také změny v charakteru lomu v oblasti statického dolomu (obr. P2.8c, d, P2.13c a d a P2.14d, e). Velikost oblastí s odlišnými charakteristikami byla v rozmezí 200 až 800 μm. Tato velikost koresponduje s velikostí eutektických buněk, což je dobře patrné z obr. 54 a dá se tedy předpokládat, že odlišný charakter oblastí je dán krystalografickou orientací.

Na vzorku z tepelně zpracované slitiny AZ61 byla pozorována spojitost mezi mechanismem koroze tuhého roztoku a šířením únavové trhliny (obr. 85). Rozsáhlejším pozorováním (P2.17) na dalším vhodném vzorku bylo zjištěno, že se jedná pravděpodobně o vliv krystalografické orientace na mechanismus koroze tuhého roztoku a šířením únavových trhlin.



Obr. 85 Okraj lomové plochy, slitina AZ61-T4, $\sigma_a = 76$ MPa

5. Diskuze výsledků

Mikrostruktura slitin AZ31 a AZ61 v základním stavu je tvořena tuhým roztokem δ , intermediálními fázemi γ -Mg₁₇Al₁₂ a ϕ -(Al,Zn)₅Mg₆ a částicemi na bázi Al-Mn. Mikrostruktura tepelně zpracované slitiny AZ61-T4 je tvořena pouze tuhým roztokem δ a částicemi na bázi Al-Mn. Na základě EDX analýz bylo určeno, že se pravděpodobně jedná o částice Al₈Mn₅. Dodatečná RTG analýza detekovala 1,74 % částic AlMn ve slitině AZ61-T4, ve všech slitinách pak bylo detekováno malé množství částic Al₈Mn₅, což je ve shodě s kinetickým modelem tuhnutí slitiny AZ31 [144]. Podle modelu tuhnutí navrženého Parkem [145] by však mělo v průběhu tuhnutí docházet k transformaci Al₈Mn₅ na Al₁₁Mn₄ a pod teplotou 250 °C pak na AlMn₄, to však neodpovídalo výsledkům analýz experimentálního materiálu.

Intermediální fáze, které byly ve slitinách identifikovány, by se podle binárního [146] a ternárních diagramů [138, 410] neměly ve slitinách s tak nízkým obsahem legujících prvků vyskytovat. V literatuře je možno najít také experimentální práce zabývající se mikrostrukturou slitin AZ31 a AZ61 vyrobených různými metodami. Mikrostruktura tvářených slitin AZ31 je podle autorů prací [11, 146, 147] tvořená tuhým roztokem a částicemi Al-Mn nebo Al-Fe-Mn, případně ještě malým množstvím fáze γ [111, 116, 148]. Přítomnost intermediálních fází ve slitině AZ31 byla prokázána u litých slitin, a to jak v případě fáze γ [83, 134, 137], tak i fáze ϕ [137] a blíže nespecifikované Mg-Al-Zn intermediální fáze [N]. V mikrostruktuře tvářených [47, 56, 59, 103, 104] i litých slitin AZ61 [59, 134, 138, 144, 149] byla pozorována přítomnost fáze γ . Fáze ϕ by se měla vyskytovat jen ve slitinách, u kterých je poměr Al:Zn větší než 1:3 [135, 136], což slitina AZ61 nesplňuje. Toto experimentálně potvrdili Ohno a kol. [138], kteří hodnotili vliv množství Zn na výskyt intermediálních fází ve slitinách Mg-Al-Zn pomocí DCS analýzy a ve slitině Mg-6Al-2Zn zaznamenali pík odpovídající fázi ϕ (366 °C) a fázi γ (418 °C), zatímco u slitiny Mg-6Al-1Zn byl zaznamenán pouze pík při 418 °C.

Přítomnost intermediálních fází v experimentálním materiálu lze vysvětlit tím, že slitiny použité v této práci byly vyrobenou metodou squeeze casting, při které dochází k rychlému tuhnutí, odmíšení a výsledná struktura je heterogenní. Lokální koncentrace legujících prvků může být za takových podmínek tak vysoká, že dochází k tvorbě fází, které by se při použití konvenčních metod výroby ve slitinách nevyskytovaly. Přítomnost fáze γ byla potvrzena dodatečnou RTG analýzou v množství 3,67±0,5 % ve slitině AZ31 a 5,0±0,6 ve slitině AZ61. Přítomnost fáze ϕ nebyla touto metodou potvrzena, pravděpodobně z důvodu obsahu fáze pod detekčním limitem metody, což odpovídá metalografickému hodnocení, při kterém bylo pozorováno velmi malé množství této fáze ve srovnání s fází γ .

V materiálu bylo oproti konvenčně a tlakově litým slitinám AZ [59, 119, 120, 144] pozorováno minimální množství licích defektů. Nebyly pozorovány póry ani staženiny, jen oxidické pleny, případně shluky částic na bázi Al-Mn, na kterých mohou iniciovat únavové trhliny. I přesto je přítomnost částic Al-Mn žádoucí, protože zlepšují korozní odolnost materiálu snižováním korozního potenciálu částic obsahujících železo [114].

Základní mechanické vlastnosti slitiny AZ31 určené ze zkoušky tahem byly nižší, než u slitin extrudovaných [51-55], válcovaných [52, 56, 57] a vyrobených metodou ECAP [57]. Ve srovnání s konvenčně litými slitinami byly u experimentálního materiálu zjištěny vyšší hodnoty meze kluzu a nižší tažnost [150] nebo naopak vyšší tažnost a odpovídající hodnoty meze kluzu a meze pevnosti [151]. U slitiny AZ61 byly mechanické vlastnosti nižší ve srovnání s extrudovanými [47, 59] a válcovanými [56] slitinami. Oproti konvenčně lité slitině [59] vykazoval experimentální materiál nižší hodnotu meze kluzu a naopak vyšší hodnotu meze pevnosti. Vyšší pevnost tvářeného materiálu ve srovnání s experimentálním materiálem je způsobena menší velikostí zrna, vyšší hustotou dislokací a nižší heterogenitou.

Za účelem snížení strukturní a chemické heterogenity slitiny AZ61 bylo provedeno rozpouštěcí žihání. Jako optimální byly zvoleny podmínky 380 °C/6 hod. Tato teplota a doba prodlevy byla dostačující pro rozpuštění intermediálních fází a zároveň dosažení maximálních mechanických vlastností při použití dané teploty. Čížek a kol. [144] použil při rozpouštěcím žihání slitiny AZ61 teplotu 400 °C a dobu prodlevy 10 hod a dále teplotu 430 °C a dobu prodlevy 10 hod. Tyto podmínky vedly k rozpuštění intermediálních fází, jako v našem případě, jen s vyšší časovou a finanční náročností. Vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti ani velikost zrna autoři nehodnotili.

V důsledku rozpuštění intermediálních fází v experimentálním materiálu došlo k nárůstu meze pevnosti a tažnosti, což odpovídá výsledkům v literatuře [49, 60] získaným pro lité slitiny AZ71, AZ80 a AZ91. U těchto slitin byl v důsledku rozpouštěcího žihání pozorován pokles meze kluzu, zatímco u experimentálního materiálu bylo pozorováno jen nepatrné zvýšení hodnoty meze kluzu. To je patrně způsobeno menším množstvím legujících prvků v experimentálním materiálu a tedy menším zpevněním tuhého roztoku.

Korozní chování

Výsledky gravimetrické analýzy zkušebních vzorků po korozní expozici ukázaly, že u slitiny AZ31 probíhala koroze více méně rovnoměrně, zatímco u slitiny AZ61 v základním stavu i po tepelném zpracování byly od dvanáctého dne expozice sledovány dvě skupiny vzorků. Vzorky s nízkou a vzorky s vysokou (až dvojnásobnou) hodnotou měrného hmotnostního úbytku. Podle vzhledu vzorků a výsledků metalografické analýzy lze předpokládat, že u druhé skupiny vzorků došlo k narušení ochranné vrstvy korozních produktů a/nebo odpadávání podkorodovaných částí materiálu. Oba jevy jsou provázané a u jednotlivých vzorků nelze přesně určit, který převládá. Song [39] uvádí, že určování korozní rychlosti na základě hmotnostních úbytků je nejjednodušší a spolehlivá metoda, jedná se však o průměrnou hodnotu a změny v průběhu korozní expozice by měly být ještě dále vyhodnoceny jinou metodou, například elektrochemickými metodami nebo měřením změny pH korozního média. Dále také uvádí, že určování korozní rychlosti může být zkresleno v důsledku nedokonalého odstranění korozních zplodin, nebo naopak ovlivněním základního materiálu při tomto procesu. Při odstraňování korozních zplodin v rámci experimentu byl dodržen postup předepsaný normou ČSN ISO 8407 [142] a byly provedeny kontrolní oplachy pro určení počtu čistících cyklů, čímž by měla být zabezpečena přesnost metody. Doporučené další metody hodnocení korozní rychlosti nebyly v experimentu použity z důvodu obtížné srovnatelnosti dat. Při korozní zkoušce v solné mlze není možno jednoduše měřit změnu pH média jako u ponorových zkoušek a srovnávání výsledků elektrochemických a gravimetrických metod je v důsledku specifického korozního chování hořčíku (viz popis NDE efektu v kapitole 3.3.2) obtížné [2, 113,145]. Při měření korozní rychlosti pomocí elektrochemických metod není navíc možno zohlednit úbytek hmotnosti v důsledku odpadávání podkorodovaných částí materiálu [145], ke kterému u experimentálního materiálu docházelo.

Odpadávání částí materiálu se projevilo i při hodnocení hloubky korozního napadení. U slitiny AZ61 byla hloubka korozního napadení pro krátké expoziční časy podobná jako u slitiny AZ31 a s přibývajícím expozičním dobou došlo k výraznějšímu nárůstu. To odpovídá závislosti pozorované pro měrné hmotnostní úbytky, kdy byla koroze zpočátku rovnoměrná a poté došlo v důsledku podkorodování materiálu k nárůstu hodnot u některých vzorků. U slitiny AZ61-T4 byly hloubky korozního napadení větší než u ostatních dvou slitin a korozní napadení bylo výraznější i plošně. Zatímco u slitiny AZ31 a AZ61 bylo mimo oblasti výraznějšího korozního napadení možné pozorovat původní plochu (s mírným lokálním korozním napadením, u slitiny AZ61 výraznějším než u slitiny AZ31) i pro nejdelší expoziční časy, u slitiny AZ61-T4 bylo problematické najít při hodnocení plochu původního povrchu.

Porovnáním hodnot korozní rychlosti, určených lineární regresí bylo určeno, že korozní odolnost jednotlivých slitin je následující $AZ61-T4 < AZ61 < AZ31$. Tyto výsledky se neshodují se závěry Eliezer a kol. [147], kteří srovnávali korozní rychlost litých slitin typu AZ v 5% roztoku NaCl a stanovili pořadí korozní odolnosti jako $AZ31 < AZ61 < AZ91$. Tento rozdíl je pravděpodobně způsoben tím, že doba expozice byla mnohem kratší (3 dny), než u experimentu v této práci, čímž lze vysvětlit i mnohem nižší udávané korozní rychlosti. V průběhu prvních dvou dnů korozní expozice byla korozní rychlost všech tří experimentálních materiálů v této práci víceméně totožná a rozdíly byly pozorovány až pro delší expozice. Korozní rychlost určená pouze z dat pro první tři dny expozice pak byla mnohem nižší, než hodnoty udávané v práci [147], což je dáno odlišným typem korozní zkoušky, kdy při ponorových zkouškách dochází k degradaci materiálu bez přístupu vzduchu a navíc může dojít v průběhu zkoušky k nasycení korozního média. Rozdíl mezi korozní rychlostí určenou z imerzních zkoušek a zkoušek v solné mlze byl experimentálně prokázán u slitiny AZ91 v základním stavu i po různé době žihání [116], kdy byly pozorovány vyšší hodnoty korozní rychlosti získané imerzními zkouškami. Hodnoty obou typů zkoušek však shodně ukazovaly pokles/nárůst korozní odolnosti jednotlivých stavů. Shi a kol. [148] toto chování prokázali také u Mg-Al slitin s různým obsahem hliníku.

Autoři v práci [147] dále hodnotili korozní odolnost slitiny AZ91 po tepelném zpracování a pozorovali více než dvojnásobný nárůst korozní rychlosti u slitiny AZ91 po rozpouštěcím žihání. To je v souladu s výsledky získaným v této práci pro první tři dny korozní expozice slitiny AZ61, nárůst korozní rychlosti byl však vyšší a pro delší korozní expozice skoro desetinásobný.

Vztah mezi korozní odolností tvářených slitin AZ31 a AZ61 při dlouhodobých imerzních zkouškách [149, 152] odpovídal výsledkům této práce. Zpočátku probíhala koroze tvářené slitiny AZ61 pomaleji, po několika dnech však došlo k nárůstu korozní rychlosti v důsledku mikrogalanické koroze a výsledná korozní odolnost lze popsat jako $AZ61 < AZ31$. Feliu a kol. [152] toto chování zdůvodňují lepším ochranným charakterem vrstvy vzniklé v průběhu koroze na slitině AZ31.

Korozní mechanismus jednotlivých slitin byl výrazně závislý na mikrostruktuře. Na počátku koroze docházelo ke vzniku mikrogalanických článků mezi tuhým roztokem a intermediálními fázemi nebo částicemi Al-Mn. Intermediální fáze a částice Al-Mn mají vyšší korozní potenciál než okolní matrice [2, 115], plnily tedy funkci katody a podporovaly anodické rozpouštění okolního tuhého roztoku. U slitin v základním stavu se postup korozní fronty zastavoval/zpomaloval na oblastech tuhého roztoku s vyšším obsahem přísadových prvků, které vznikají v důsledkem odmíšení a korespondovaly s mezidendritickými prostory. Jedná se o obdobný mechanismus, který byl popsán v pracích [6, 117, 154], kdy se postup korozní fronty zpomaloval na síťové intermediální fáze.

U slitiny AZ61-T4 došlo v důsledku tepelného zpracování k rozpuštění hrubých, nespojitých částic intermediálních fází. Tím bylo omezeno množství katodických oblastí pouze na částice Al-Mn a korozní odolnost by se měla dle prací [118, 149] zvýšit. Přísadové prvky z mezidendritických prostor byly navíc rozpuštěny do tuhého roztoku, který ve výsledku obsahoval vyšší množství hliníku a měl by dle práce Songa a kol. [116] vykazovat lepší korozní odolnost. Korozní rychlost slitiny se však v důsledku tepelného zpracování zvýšila skoro o jeden řád. Ve srovnání s dvojnásobným nárůstem referovaným pro slitinu AZ91-T4 [147] u které nebylo v základním stavu pozorováno výrazné odmíšení, lze předpokládat, že odmíšení funguje ve srovnání se souvislým síťovým fází γ jako lepší bariéra proti postupu korozní fronty.

K velmi vysoké korozní rychlosti tepelně zpracované slitiny AZ61 mohlo přispět také odpadávání podkorodovaných částí slitiny, které bylo pozorováno u všech typů

experimentálního materiálu. Při postupném rozpouštění tuhého roztoku v okolí intermedieálních fází a Al-Mn částic docházelo ke ztrátě kontaktu s okolní matricí a odpadávání částic. Tento mechanismus byl pozorován u různých slitin typu AZ i u čistého hořčíku [6, 39, 145, 153] a je pravděpodobně důvodem velkého rozptylu dat při určování hmotnostních úbytků experimentálního materiálu.

V rámci podrobnějšího studia mechanismu podkorodování a odpadávání částic byl zdokumentován tvar částic Al-Mn, které byly při dřívějších experimentech pozorovány pouze na metalografických výbrusech, tedy v řezu, a předpokládal se jejich kulovitý, hranatý nebo tyčinkový tvar. Při pozorování obkorodovaných částic však bylo zjištěno, že se jedná o komplikované útvary (viz. obr. 58) tvořené částmi s výše zmíněným tvarem. Jen malé množství prací [154, 155] se zabývá detailní analýzou těchto vměstků i přesto, že částice Al-Mn hrají v korozi slitin typu AZ důležitou roli [2, 115, 154]. Merino a kol. [154], kteří hodnotili vměstky v tvářené slitině AZ31 a litých slitinách AZ80 a AZ91 pomocí TEM (extrakční repliky), žádné komplikované tvary nezaznamenali. Pozorovali vměstky o rozměrech 1-15 μm s různou stechiometrií a hranatým tvarem, v některých případech s nepravidelnými okraji, což se tvarem a velikostí shoduje s popisem některých částí komplikovaných vměstků v této práci. Komplikované prostorové útvary pozorovali Liu Sin a kol. [155] u slitiny AZ91 odlité experimentální metodou *Plaster mould casting*. Tvary některých částic odpovídaly částicím pozorovaným v této práci. Tvar, velikost a distribuce Al-Mn vměstků ve slitinách typu AZ je dána způsobem výroby a je výrazně závislá na rychlosti tuhnutí [155], což vysvětluje odlišné tvary vměstků referované v literatuře [154, 155] a v této práci.

V některé literatuře jsou při popisu koroze tuhý roztok a oblasti tuhého roztoku obohaceného o hliník popisovány jako α primární a α eutektická [6, 118]. Na základě poznatků získaných při optimalizaci tepelného zpracování slitiny AZ61 je zřejmé, že se nejedná o složku eutektika, ale o lokální chemickou heterogenitu vzniklou v důsledku segregace. Pokud by se jednalo o součást eutektika, nedošlo by k jejímu odstranění už při teplotě 380 °C. Eutektická teplota dle binárního diagramu Al-Mg [146] odpovídá 437 °C a dle termodynamických výpočtů a příslušných diagramů [138-140] se přidáním malého množství Zn nesníží pod 425 °C. Jediná přeměna, ke které dle termodynamických výpočtů v příslušné oblasti diagramu při tak nízké teplotě dochází je $L + \gamma \leftrightarrow (\text{Mg}) + \phi$ při teplotě 366 °C [138], dle jiného zdroje [140] pak $L \rightarrow \phi + \gamma + (\text{Mg})$ při teplotě 382 °C. K těmto reakcím však dochází při obsahu nad 20 at% Al a přibližně 10 at% Zn. Při lokální analýze chemického složení oblastí tuhého roztoku obohaceného o hliník však bylo analyzováno maximálně 8,5 at% Al a bylo prokázáno, že při rozpouštěcím žhání na teplotě 380 °C dochází k postupnému poklesu obsahu příměsových prvků.

Únavové chování

Únavové vlastnosti materiálu byly hodnoceny na hladkých zkušebních tělesech a na tělesech po korozní degradaci. U těles, která byly vystaveny působení korozního prostředí, byla amplituda napětí dodatečně přepočtena podle plochy průřezu určené v rámci fraktografické analýzy. Na základě poznatků získaných při hodnocení koroze plochých vzorků bylo nutno zajistit, že nedojde k ovlivnění únavových dat v důsledku odlišného stavu nakorodování jednotlivých zkušebních těles. Podle dat získaných po přepočtení průřezů u jednotlivých zkušebních těles bylo stanoveno kritérium na základě procentuálního zůstatku z původního průřezu. U slitiny AZ31 a AZ61 se pro každou expoziční dobu snížil průřez o 0 až 10% vůči hladkým tělesům, u slitiny AZ61-T4 byl v důsledku velmi výrazného korozního napadení hodnocen pouze kratší expoziční čas a průřez poklesl o 45 až 55 %. Ve srovnání s výsledky získanými na plochých vzorcích je dobře patrné, že při hodnocení koroze těchto slitin je nutné zohledňovat i tvar vzorků.

Hodnota meze únavy slitiny AZ31 naměřená v této práci byla o 5 MPa vyšší, než hodnota udávaná Zúberovou a kol. [57] pro slitinu vyrobenou metodou squeeze casting a výrazně nižší, než u tvářených slitin [55, 57]. U slitiny AZ61 byla hodnota meze únavy vyšší, než pro konvenčně litou slitinu [47] a výrazně nižší, než u slitin tvářených [59, 103].

Ze srovnání únavového chování hladkých zkušebních těles bylo patrné, že ve srovnání se slitinou AZ61 vykazuje slitina AZ31 horší životnost v nízkocyklové oblasti, ve vysokocyklové oblasti jsou hodnoty životnosti víceméně totožné. To se neshoduje s výsledky Chamose a kol. [56], kteří srovnávali životnost tvářených slitin AZ31 a AZ61 a určili, že mez únavy slitiny AZ61 je o 23 % vyšší. Jednalo se však o tvářenou slitinu s minimálním množstvím vyloučených intermediálních fází. Ze srovnání meze únavy pro $N=10^8$ cyklů slitiny AZ61 ($\sigma_c = 47$ MPa) a AZ61-T4 ($\sigma_c = 38$ MPa) je patrné, jaký vliv na hodnotu meze únavy má způsob vyloučení hliníku, respektive přítomnost intermediálních fází. V nízkocyklové oblasti mělo tepelné zpracování u slitiny AZ61 minimální vliv na únavovou životnost, jen na počátku zatěžování byla pozorována vyšší plastická odezva, což je pravděpodobně způsobeno rozpuštěním intermediálních fází. Srovnání cyklických deformačních křivek však ukázalo, že po většinu únavového života nebyl mezi cyklickou plastickou odezvou slitiny AZ61 v základním stavu a po tepelném zpracování výrazný rozdíl. To je pravděpodobně dáno tím, že rozpuštěním intermediálních fází došlo ke zvýšení obsahu přísadových prvků v tuhém roztoku a většímu substitučnímu zpevnění. U slitiny AZ31 byla pozorována větší plastická odezva na všech zátěžných hladinách, což je pravděpodobně způsobeno menším množstvím hliníku ve slitině, jak v podobě intermediálních fází, tak v tuhém roztoku.

Srovnání parametrů cyklické plasticity bylo obtížné, protože jen malé množství prací se zabývá hodnocením litých slitin typu AZ. Hodnoty koeficientu cyklického zpevnění K' a exponentu cyklického zpevnění n' určené pro slitinu AZ61 byly blízké hodnotám určeným u tlakově lité slitiny AZ91 [88]. Hodnoty získané pro slitinu AZ31 bylo možné srovnat jen s výsledky určenými pro extrudovanou slitinu AZ31 [51]. Podle předpokladu byla hodnota koeficientu cyklického zpevnění K' i exponentu cyklického zpevnění n' u extrudované slitiny výrazně vyšší.

Na základě analýzy hysterezních smyček bylo určeno, že u všech slitin dochází k cyklickému zpevnění, a to při testování hladkých těles i těles po korozní expozici, což je ve shodě s výsledky v pracích [51, 53, 54, 61]. Křivky zpevnění/změkčení dále ukázaly, že na nižších zátěžných hladinách dochází v rámci desítek zátěžných cyklů k cyklickému změkčení, případně byla pozorována krátká oblast plastické nestability. Tento jev byl pozorován u všech testovaných sérií experimentálního materiálu s výjimkou AZ31_0 hodin a AZ61-T4_480 hodin. Ve výsledku však všechny série experimentálního materiálu cyklicky zpevňovaly a u žádného materiálu nedocházelo k celkovému cyklickému změkčení, které je typické pro materiály s vysokou hustou dislokací, nebo materiály vystárnuté. Vystárnuté materiály změkčují, když jsou koherentní precipitáty přesekávány dislokacemi a následně se rozpouští, pokud překročí kritickou velikost a stanou se termodynamicky nestabilní. Fáze γ je vylučována ve formě nekoherentních precipitátů [62, 89] a u slitin typu AZ nedochází k cyklickému změkčování rozpouštěním precipitátů. U vystárnuté slitiny AZ91-T6 [49] bylo navíc experimentálně potvrzeno, že dochází pouze k cyklickému zpevnění.

Pomocí analýzy hysterezních smyček byl dále hodnocen mechanismus deformace. U hořčíku a jeho slitin, může být aktivováno několik různých skluzových a dvojčatových systémů (viz. kapitola 3.2.3). Pouze pyramidální skluzový systém, který je aktivován až při vyšších teplotách [14, 15, 156], splňuje Von Missesovu podmínku a při pokojové teplotě tedy musí dojít k aktivaci jiného skluzového nebo dvojčatového systému. Kombinace skluzu

v bazální rovině a dvojčatění při pokojové teplotě byla pozorována u slitiny AM61 [15], AZ31 [98, 101], Mg-7,7Al [97] a čistého hořčíku [101].

Hysterezní smyčky se symetrií tah-tlak jsou typické pro deformaci uskutečňovanou skluzem dislokací [71], asymetrické hysterezní smyčky esovitého tvaru jsou pak výsledkem mechanického dvojčatění [88, 54]. Při testování hladkých těles i těles po korozní expozici byly na všech zátěžných hladinách, s výjimkou prvních cyklů na vysokých zátěžných hladinách (viz. dále), pozorovány symetrické hysterezní smyčky, z čehož lze usuzovat, že převládajícím mechanismem byl skluz dislokací.

Srovnání s literaturou je obtížné, protože jen jediná práce [53] obsahuje popis hysterezních smyček získaných v módu řízení zátěžné síly pro slitinu typu AZ. Jedná se konkrétně o tvářenou slitinu AZ31 a byly u ní pozorovány asymetrické hysterezní smyčky do poloviny délky života. Při zatěžování v módu řízené deformace byly pozorovány symetrické hysterezní smyčky u tlakově litých hořčíkových slitin [157, 158] a slitin vyrobených metodou thixocasting [61]. U extrudovaných hořčíkových slitin [51, 53, 54, 158] byla pozorována asymetrie hysterezních smyček mezi tahovou a tlakovou oblastí, což lze vysvětlit přednostní krystalografickou orientací u těchto slitin v důsledku výroby. Mechanické dvojčatění je závislé na krystalografické orientaci, a u extrudovaných slitin je proto pozorována výrazná asymetrie mezi tahovou a tlakovou oblastí. Lité slitiny nevykazují žádnou přednostní krystalografickou orientaci, čemuž odpovídají symetrické hysterezní smyčky.

Při testování na vysokých zátěžných hladinách byly u všech testovaných slitin v prvních cyklech pozorovány tvary hysterezních smyček, které jsou dle práce Matsuzuki a Horibe [54] typické pro dvojčatění. Nejvýraznější byl tento jev u slitiny AZ31. U slitiny AZ61 byl pozorován pouze na nejvyšší zátěžné hladině a pouze v tahové pulsmyčce. Po korozní expozici 480 hodin na třech nejvyšších zátěžných hladinách, opět je v tahové pulsmyčce a po korozní expozici 1000 hodin, pak byl tento jev pozorován v tahové i tlakové pulsmyčce, ale jen pro nejvyšší zátěžnou hladinu. U slitiny AZ61-T4 po korozní expozici 480 hodin pak nebyl tento jev pozorován ani na nejvyšší zátěžné hladině.

Ze srovnání cyklických deformačních křivek pro hladká tělesa a jednotlivé expoziční stavy bylo patrné, že u slitiny AZ31 je vliv korozního napadení na cyklickou plasticitu minimální. U slitiny AZ61 v základním stavu i po tepelném zpracování byl pro zkušební tělesa po korozní expozici zaznamenán posun křivek k nižším hodnotám amplitudy plastické deformace. To je způsobeno nerovnoměrným rozložením deformace v průřezu vzorků v důsledku přítomnosti výrazných lokálních korozních napadení, které plní funkci vrubů. Tvar lokálního korozního napadení, tedy přirozeně vytvořeného vrubu je obtížné charakterizovat. Řešení problematiky je nad rámec této práce a bude na ni zaměřena pozornost při další výzkumné činnosti. Z dostupných dat je však možno určit, že u slitiny AZ31, u které hodnoty hloubky lokálních korozních napadení po expozici 1000 hodin odpovídají hodnotám určeným pro slitinu AZ61 (u expozice 480 hodin jsou hodnoty poloviční) nebyl vliv korozní expozice na cyklickou plastickou odezvu nijak výrazný. U slitiny AZ61 bylo korozní napadení mnohem výraznější plošně a na hluboké korozní defekty navazovaly další defekty s menší hloubkou (obr. 86).

Obdobný vliv korozního napadení byl pozorován i u křivek Wöhler-Basquinových a Manson-Coffinových, kdy byl ovšem pozorován posun křivek k nižším hodnotám amplitudy napětí (a přepočtené amplitudy plastické deformace) i u slitiny AZ31.

Pro celou oblast únavového života byl nejvýraznější vliv korozního napadení na únavovou životnost pozorován u slitiny AZ61-T4, kdy se pokles meze únavy po korozní expozici 480 hodin blížil poklesu pozorovanému u slitiny AZ61 po korozní expozici 1000 hodin. U slitiny AZ31 a AZ61, u kterých byla mez únavy určená na hladkých zkušebních

tělesech víceméně totožná, byl u slitiny AZ31 v důsledku korozní expozice 480 hodin pozorován menší pokles meze únavy, než u slitiny AZ61 po korozní expozici 1000 hodin, což je pravděpodobně opět dáno odlišným způsobem korozního napadení povrchu zkušebních těles jednotlivých slitin a tedy i odlišným vrubovým účinkem (obr. 86).



Obr. 86 Vzhled únavových zkušebních těles (a) AZ31_1000 hod, (b) AZ61_1000hod, (c) AZ61-T4_480 hod

Jediná publikovaná práce zabývající se vlivem korozního napadení na následné únavové chování hořčíkových slitin [11] hodnotila tvářenou slitinu AZ31 po šestihodinové korozní expozici v 5% solné mlze. Pokles meze únavy pro 10^7 po korozní expozici 6 hodin odpovídal 48 %. Pokles meze únavy v důsledku korozní expozice u slitiny AZ31 hodnocené v této práci odpovídal 29 % po expozici 480 hodin a 42 % po expozici 1000 hodin. Hloubka maximálního lokálního korozního napadení tvářené slitiny AZ31 [11] určená na referenčních vzorcích odpovídala $325\text{ }\mu\text{m}$, což je hodnota pohybující se u vzorků v této práci mezi korozní expozicí 720 a 1008 hodin. Při porovnání vlivu korozního napadení o stejné hloubce na únavovou životnost slitiny AZ31 vykazuje lepší hodnoty slitina vyrobená metodou squeeze casting. Korozní odolnost slitiny AZ31 vyrobené metodou squeeze casting je navíc lepší, než u slitiny vyrobené válcováním za tepla a vliv stejné doby korozní expozice na únavovou životnost slitiny AZ31 je tedy mnohem výraznější u tvářené slitiny.

Na lomových plochách hladkých zkušebních těles i těles po korozní expozici byl hodnocen vliv amplitudy napětí a korozního napadení na vzhled lomové plochy. Na hladkých zkušebních tělesech vyrobených ze slitiny AZ31 a AZ61 bylo na vyšších zátěžných hladinách pozorováno více míst iniciace, u slitiny AZ61-T4 nebyla pozorována žádná závislost. Na zkušebních tělesech po korozní expozici docházelo k iniciaci únavových trhlin na lokálních korozních napadeních, což bylo pozorováno i na obvodu zkušebních těles. Na lomových plochách zkušebních těles ze slitiny AZ61-T4 po korozní expozici 480 hodin bylo pozorováno velké množství iniciačních míst. U všech typů experimentálních materiálů i expozičních stavů se velikost oblasti statického dolomu zmenšovala spolu s poklesem amplitudy napětí. Lomová plocha v oblasti statického dolomu se vyznačovala kombinací

kvazištěpného porušení a nízkoenergetického tvárného lomu s více či méně výraznou jamkovou morfologií v jednotlivých oblastech, což je ve shodě s literaturou [159].

Na některých zkušebních tělesech, bez ohledu na typ slitiny, bylo pozorováno menší množství licích vad, například oxidická plena s velkým množstvím manganových vměstků nebo menší oxidické pleny, po jejichž rozhraní se šířily trhlin. I přesto, že byly testovány lité slitiny obsahující vady, nebyl pozorován žádný výrazný rozptyl experimentální dat.

Na všech testovaných slitinách byly pozorovány změny charakteru lomové plochy. Tyto změny byly pozorovány jak v oblasti šíření (méně a více členité oblasti), tak v oblasti statického dolomu (oblasti s charakterem kvazištěpného a nízkoenergetického tvárného lomu). Jednotlivé oblasti svou velikostí odpovídaly eutektickým buňkám, předpokládá se tedy souvislost morfologických změn lomové plochy s velikostí eutektických buněk. U vzorků ze slitiny AZ61-T4 byl navíc pozorován vliv krystalografické orientace na mechanismus koroze a šíření únavových trhlin.

6. Závěr

V dizertační práci bylo provedeno srovnání únavového chování hořčíkových slitin AZ31 a AZ61 vyrobených metodou squeeze casting po korozní expozici v mlze 5% roztoku NaCl a hodnocení vlivu obsahu a způsobu vyloučení hliníku na únavové a korozní chování slitin typu AZ s obsahem hliníku 3 až 6 hm%. Z výsledků metalografických a gravimetrických analýz, únavových zkoušek, fraktografických hodnocení a srovnání s dostupnou literaturou lze stanovit tyto závěry:

- Mikrostruktura slitin typu AZ vyrobených metodou squeeze casting vykazuje velkou strukturní a chemickou heterogenitu. Slitiny jsou tvořeny tuhým roztokem δ , částicemi na bázi Al-Mn a intermediálními fázemi γ -Mg₁₇Al₁₂ a ϕ -(Al,Zn)₅Mg₆.
- Se zvyšujícím se obsahem hliníku ve slitině se zvyšuje mez kluzu a klesá tažnost. Hodnota meze pevnosti a tažnosti je dále závislá na způsobu vyloučení hliníku. Jeho rozpouštěním do tuhého roztoku se zvyšují hodnoty obou charakteristik.
- Na počátku korozního děje dochází ke vzniku mikrogalvanického článku mezi intermediálními fázemi a/nebo částicemi Al-Mn a tuhým roztokem, který je následně anodicky rozpouštěn.
- Korozní odolnost jednotlivých slitin je následující: AZ61-T4 < AZ61 < AZ31, největší vliv na proces koroze mělo odmíšení, které plnilo funkci bariéry proti postupu korozní fronty a podle srovnání s literaturou zpomaluje rozpouštění tuhého roztoku slitin typu AZ efektivněji, než síťová fáze γ . Dalším důležitým faktorem ovlivňujícím korozní proces je odpadávání podkorodovaných částí materiálu, které může vést k velkým rozdílům v celkové degradaci jednotlivých vzorků.
- Únavové chování slitin typu AZ v nízkocyklové oblasti je závislé na obsahu hliníku ve slitině, se zvyšujícím se obsahem hliníku se životnost zlepšuje, bez ohledu na způsob vyloučení. Se snižujícím se obsahem hliníku je pozorována větší cyklická plastická odezva slitiny. Ve vysokocyklové oblasti je pak způsob vyloučení hliníku důležitější, než jeho obsah.
- Korozní napadení válcových únavových zkušebních těles je v důsledku tvarového faktoru výraznější, než u plochých vzorků, pořadí míry korozního poškození vzorků z jednotlivých slitin je však pro oba tvary vzorků stejné.
- Všechny slitiny (a stavy expozice) cyklicky zpevňují a vykazují symetrické chování v tahové a tlakové oblasti s výjimkou prvních cyklů na vysokých zátěžných hladinách, kdy dochází k mechanickému dvojčatění (u slitiny AZ61 pouze v tahové oblasti).
- V důsledku korozní expozice dochází k posunu cyklických deformačních křivek u slitiny AZ61 a AZ61-T4 a Manson-Coffinových křivek pro všechny testované slitiny. To je pravděpodobně způsobeno vrubovým účinkem lokálních korozních napadení. Ty mají komplikovaný tvar a pro lepší pochopení vlivu korozní expozice na cyklickou plastickou odezvu testovaných slitin by měla být v budoucnu zaměřena pozornost na tuto problematiku.
- Vliv korozního napadení na únavovou životnost odpovídá korozní odolnosti jednotlivých slitin. Nejsilnější vliv má korozní expozice na únavovou životnost slitiny AZ61-T4. U slitiny AZ61 dojde po korozní expozici 1000 hodin k poklesu meze únavy o 64 %, u slitiny AZ31 o 45 %. U slitiny AZ31 se navíc vliv korozní expozice snižuje s rostoucí amplitudou napětí a podle srovnání s literaturou je výrazně nižší než u tvářené slitiny AZ31.

- U hladkých zkušebních těles dochází k iniciaci únavových trhlin na povrchu, u zkušebních těles po korozní expozici na lokálním korozním napadení. Charakter lomu se mění na rozhraní eutektických buněk. U slitiny AZ61-T4 je mechanismus koroze i šíření únavových trhlin závislý na krystalografické orientaci.
- Nejlepší mechanické vlastnosti a únavové chování v nízkocyklové oblasti vykazuje z testovaných materiálů slitina AZ61-T4. Zároveň má však nejnižší korozní odolnost a s tím spojený pokles únavového chování po korozní expozici. Slitina AZ61 vykazuje oproti slitině AZ31 vyšší hodnotu meze kluzu a lepší únavovou životnost v nízkocyklové oblasti, ve vysokocyklové oblasti jsou vlastnosti těchto slitin srovnatelné. Po korozní expozici je však únavová životnost slitiny AZ31 lepší v nízko i vysokocyklové oblasti. Obecně lze tedy říct, že na cyklicky namáhané aplikace, u kterých je nebezpečí vystavení materiálu agresivnímu prostředí obsahujícímu NaCl je z testovaných materiálů nejvhodnější slitina AZ31.

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] GHALI, E. Corrosion Resistance of Aluminium and Magnesium Alloys- Understanding, Performance and Testing. New Jersey: John Wiley and Sons, 2010. 719s. ISBN 9780471715764.
- [3] LUO, A. Magnesium casting technology for structural applications. *Journal of Magnesium and Alloys*. 2013, vol. 1, issue 1, s. 2-22.
- [4] POTZIES, C., KAINER, K.U. Fatigue of Magnesium Alloys. *Advanced Engineering Materials*. 2004, vol. 6, issue 5, s. 281-289.
- [5] CARLSON, B. E., JONES, J. W. The Metallurgical Aspects of the Corrosion Behaviour of Cast Mg--Al Alloys. *Light Metals Processing and Applications*, 1993, 833-847.
- [6] SONG, G., ATRENS A., DARGUSCH, M.. Influence of microstructure on the corrosion of diecast AZ91D. *Corrosion Science*. 1998, vol. 41, issue 2, s. 249-273.
- [7] HERMAWAN, H. *Biodegradable metals: From Concept to Application*. New York: Springer, 2012, 69 s. ISBN 978-364-2311-697.
- [8] WITTE, F., HORT, N., FEYERABEND, F., VOGT, C. Magnesium (Mg) corrosion: a challenging concept for degradable implants. SONG, G. *Corrosion of magnesium alloys*. 1st ed. Cambridge: Woodhead, 2011, s. 403-425. Woodhead Publishing in materials. ISBN 978-1-84569-708-2.
- [9] WITTE, F., KAESE, V., HAFERKAMP, H., SWITZER, E., MEYER-LINDENBERG, A. , WIRTH C.J., WINDHAGEN H. In vivo corrosion of four magnesium alloys and the associated bone response. *Biomaterials*. 2005, vol 26, issue 17, s. 3557-3563. ISSN 01429612.
- [10] WILLBOLD, E., KAYA, A.A., KAYA, R.A., BECKMANN, F., WITTE., F. Corrosion of magnesium alloy AZ31 screws is dependent on the implantation site. *Materials Science and Engineering: B*. 2011, vol. 176, issue 20, s. 1835-1840. ISSN 09215107.
- [11] CHAMOS, A.N., PANTELAKIS, G., SPILIADIS, V. Fatigue behaviour of bare and pre-corroded magnesium alloy AZ31. *Materials and Design*. 2010, vol. 31, issue 9.
- [12] HOEPFNER, D. W., ARRISCORRETA, C.A. Exfoliation Corrosion and Pitting Corrosion and Their Role in Fatigue Predictive Modeling: State-of-the-Art Review. *International Journal of Aerospace Engineering*. 2012, vol. 12, s. 1-29.
- [13] PTÁČEK, L. a kol. *Nauka o materiálu II*, Brno: CERM, 2002. 392s. ISBN 8072042483.
- [14] MÁTHIS, K., GUBICZA, J., NAM, N.H. Microstructure and mechanical behavior of AZ91 Mg alloy processed by equal channel angular pressing. *Journal of Alloys and Compounds*. 2005, vol. 394, 1-2, s. 194-199.
- [15] MÁTHIS, K., CHMELÍK, F., JANEČEK, M., HADZIMA, B., TROJANOVÁ Z., LUKÁČ, P. Investigating deformation processes in AM60 magnesium alloy using the acoustic emission technique. *Acta Materialia*. 2006, vol. 54, issue 20, s. 5361-5366.
- [16] ROUČKA, J. *Metalurgie neželezných slitin*. Brno: CERM, 2004. 148 s. ISBN 8021427906.
- [17] HIRSCH, J., AL-SAMMAN, T. Superior light metals by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications. *Acta Materialia*. 2013, vol. 61, issue 3, s. 818-843.
- [18] ZHENG, Y.F., GU, X.N., WITTE, F. Biodegradable metals. *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2014, vol. 77, s. 1-34.

- [19] NEHAN, M, MALONEY, R.. Magnesium AM60B Instrument Panel Structure for Crashworthiness FMVSS 204 and 208 Compliance. *SAE Technical Paper* 960419, 1996.
- [20] HECTOR, B., HEISS, W. Magnesium Die-Castings as Structural Members in the Integral Seat of the New Mercedes-Benz Roadster. *SAE Technical Paper* 900798, 1990.
- [21] ARAGONES, J., GOUDAN, K., KOPI, S., OSBORNE, R. Development of the 2006 Corvette Z06 Structural Cast Magnesium Crossmember. *SAE Technical Paper* 2005-01-0340, 2005.
- [22] GREINER, J., DOERR, C., NAUERZ, H., GRAEVE, M.. The New "7G-TRONIC" of Mercedes-Benz: Innovative Transmission Technology for Better Driving Performance, Comfort and Fuel Economy. *SAE Technical Paper* 2004-01-0649, 2004.
- [23] KOIKE, S., WASHIZU, K., TANAK, S., BABA, T. Development of Lightweight Oil Pans Made of a Heat-Resistant Magnesium Alloy for Hybrid Engines. *SAE Technical Paper* 2000-01-1117, 2000.
- [24] BUREŠ, J. Bio-degradable stents: A clever tool to overcome the drawbacks of "standard treatment" of refractory stenoses. *Folia gastroenterologica et hepatologica*. 2009, vol. 7, issue 1, s. 4-6. ISSN 1214-4088.
- [25] HAJER, J., ZÁDOROVÁ, Z., PLÍŠKOVÁ, E. Použití biodegradabilního stentu u benigní stenózy žlučových cest. *Gastroenterologie a hepatologie*. 2010, vol. 64, issue 6, s. 31-34. ISSN 1804-7874.
- [26] SEAL, C. K., VINCE, K., HODGSON, M. A. Biodegradable surgical implants based on magnesium alloys, A review of current research. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2009, vol. 4. ISSN 1757-899x.
- [27] LI, Z., GU, X., LOU, S., ZHENG, Y.. The development of binary Mg-Ca alloys for use as biodegradable materials within bone. *Biomaterials*. 2008, vol. 29, issue 10, s. 1329-1344. ISSN 01429612.
- [28] ŠPONER, P, K URBAN a E URBANOVÁ. Scintigrafické vyšetření osteoblastické aktivity po implantaci bioaktivního sklokeramického materiálu BAS-0 do defektů dlouhých kostí. *Acta chirurgiae orthopaedicae et traumatologiae Čechoslovaca*. 2006, vol. 73, issue 3, s. 176-182. ISSN 0001-5415.
- [29] GEFEN, A. Computational simulations of stress shielding and bone resorption around existing and computer-designed orthopaedic screws. *Medical*. 2002, vol. 40, issue 3, s. 311-322. ISSN 0140-0118.
- [30] NAGELS, J. Stress shielding and bone resorption in shoulder arthroplasty. *Journal of Shoulder and Elbow Surgery*. 2003, vol. 12, issue. 1, s. 35-39. ISSN 10582746.
- [31] GUO, K.W. (2010) A Review of Magnesium/Magnesium Alloys Corrosion and its Protection. *Recent Patents on Corrosion science*. 2010, vol. 2, issue 13-21.
- [32] MAHMOUD, A., WAKABAYASHI, N., TAKAHASHI, H. a Takash, O. Deflection fatigue of Ti-6Al-7Nb, Co-Cr, and gold alloy cast clasps. *The Journal of Prosthetic Dentistry*. 2005, vol. 93, issue. 2, s. 183-188. ISSN 00223913.
- [33] NIINOMI, M. Mechanical properties of biomedical titanium alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 1998, vol. 243, issue 1-2, s. 231-236. ISSN 09215093.
- [34] SOMEKAWA, H., MUKAI, T. Effect of texture on fracture toughness in extruded AZ31 magnesium alloy. *Scripta Materialia*. 2005, vol. 53, issue. 5, s. 541-545. ISSN 13596462.
- [35] SASAKI, H., ADACHI, M., TAKIMOTO, A. Effect of Microstructure on Fracture Toughness of AZ91 Magnesium Alloy. *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers Series A*. 1996, vol. 62, issue. 600, s. 1806-1812. ISSN 0387-5008.

- [36] RUDE, R.K., KIRCHEN, M-E, GRUBER, H.E., MEYER, M.H., LUCK, J.S., CRAWFORD, D.L.. Magnesium deficiency-induced osteoporosis in the rat: uncoupling of bone formation and bone resorpting. *Magnesium Research*. 1999, vol. 12, issue 4, s .257-267.
- [37] RUDE, R. K., GRUBER, H. E., NORTON, H. J., WEI, L. Y., FRAUSTO, A., KILBURN, J. Reduction of dietary magnesium by only 50% in the rat disrupts bone and mineral metabolism. *Osteoporosis International*. 2006-6-6, vol. 17, issue 7, s. 1022-1032. ISSN 0937-941x.
- [38] RYDER,K..M. et al . Magnesium Intake from Food and Supplements Is Associated with Bone Mineral Density in Healthy Older White Subjects. *Journal of the American Geriatrics Society*. 2005, vol 53, issue 11, s. 1875-1880. ISSN 00028614.
- [39] SONG, G. Recent Progress in Corrosion and Protection of Magnesium Alloys. *Advanced Engineering Materials*. 2005, vol. 7, issue 7, s. 563-586. ISSN 1438-1656.
- [40] ZREIQAT, H. et al. Mechanisms of magnesium-stimulated adhesion of osteoblastic cells to commonly used orthopaedic implants. *Journal of Biomedical Materials Research*. 2002, vol. 62, issue 2, s. 175-184. ISSN 0021-9304.
- [41] REVELL, P. A., DAMIEN, E., ZHANG, X.S., EVANS, P., HOWLETT, C.R. The Effect of Magnesium Ions on Bone Bonding to Hydroxyapatite Coating on Titanium Alloy Implants. *Key Engineering Materials*. 2004, 254-256, s. 447-450. ISSN 1662-9795.
- [42] YAMASAKI, Y. et al. Synthesis of functionally graded MgCO₃ apatite accelerating osteoblast adhesion. *Journal of Biomedical Materials Research*. 2002, vol. 62, issue 1, s. 99-105. ISSN 0021-9304.
- [43] YAMASAKI, Y. et al. Action of FGMgCO₃Ap-collagen composite in promoting bone formation. *Biomaterials*. 2003, vol. 24, issue. 27, s. 4913-4920. ISSN 01429612.
- [44] SALAHSHOOR, M., GUO, Y. B. Surface integrity of biodegradable Magnesiumâ□□Calcium orthopedic implant by burnishing. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2011, vol. 4, issue 8, s. 1888-1904. ISSN 17516161.
- [45] WITTE, F., ULRICH, H., RUDERT, M., WILLBOLD, E. Biodegradable magnesium scaffolds: Part 1. *Journal of Biomedical Materials Research Part A*. 2007-06-01, 81A, issue 3, s. 748-756. ISSN 15493296.
- [46] *Uhlig's Corrosion Handbook*. 3. vydání. R. W. Revie. Hoboken: John Wiley & Sons, 2011, 1288 s. ISBN 9781118110034.
- [47] UEMATSU, Y., TOKAJI, K., MATSUMOTO, M. Effect of aging treatment on fatigue behaviour in extruded AZ61 and AZ80 magnesium alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2009, vol. 517, issue 1-2, s. 138-145.
- [48] ZAPLETAL, J., DOLEŽAL, P., GEJDOŠ, P., HORYNOVÁ, M. Influence Of Heat Treatment On Microstructure And Fatigue Behavior Of AZ61 Magnesium Alloy. *Acta Metallurgica Slovaca*, 2012, vol. 18, issue 2, s. 92-99. ISSN: 1335- 1532.
- [49] LIU, Z., WANG Y., KLEIN, F. Cyclic deformation behaviour and fatigue crack propagation in AZ91HP and AM50HP. *Materials Science and Technology*. 2001, vol. 17, issue 3, s. 264-268.
- [50] RETTBERG, L.H., JORDON, J.B., HORSTEMEYER, M.F., JONES, J.W. Low-Cycle Fatigue Behavior of Die-Cast Mg Alloys AZ91 and AM60. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2012, vol. 43, issue 7, s. 2260-2274.
- [51] BEGUM, S., CHEN, D., XU, S., LUO, A. Low cycle fatigue properties of an extruded AZ31 magnesium alloy. *International Journal of Fatigue*. 2009, vol. 31, issue 4, s. 726-735.

- [52] ISHIHARA, S., NAN, Z., GOSHIMA, T.. Effect of microstructure on fatigue behavior of AZ31 magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2007, 468-470, s. 214-222.
- [53] HASEGAWA, S, TSUCHIDA, Y., YANO, H., MATSUI, M. Evaluation of low cycle fatigue life in AZ31 magnesium alloy. *International Journal of Fatigue*. 2007, vol. 29, issue 9-11, s. 1839-1845.
- [54] MATSUZUKI, M., HORIBE, S. Analysis of fatigue damage process in magnesium alloy AZ31. *Materials Science and Engineering: A*. 2009, vol. 504, issue 1-2, s. 169-174.
- [55] SOMEKAWA, H., MARUYAMA, N., HIROMOTO, S., YAMAMMOTO, A., MUKAI, T. Fatigue behaviors and microstructures in an extruded Mg-Al-Zn Alloy. *Material Transactions*. 2008, vol. 49, issue 3, s. 681-684.
- [56] CHAMOS, A. N., PANTELAKIS, S., HAIDEMENOPOULOS, G.N, KAMOUTSI, E. Tensile and fatigue behaviour of wrought magnesium alloys AZ31 and AZ61. *Fatigue*. 2008, vol. 31, issue 9, s. 812-821.
- [57] 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*. 2007, vol. 38, issue 9.
- [58] HORYNOVÁ, M, J. ZAPLETAL, P. DOLEŽAL a P. GEJDOŠ. Evaluation of fatigue life of AZ31 magnesium alloy fabricated by squeeze casting. *Materials and Design*, 2013, vol. 45, s. 253-264.
- [59] SAJURI, Z.B., MIYASHITA, Y., HOSOKAI, Y. MUTOH, Y. Effects of Mn content and texture on fatigue properties of as-cast and extruded AZ61 magnesium alloys. *International Journal of Mechanical Sciences*. 2006, vol. 48, issue 2, s. 198-209.
- [60] KLEINER, S., BEFFORT, O., WAHLEN, A., UGGOWITZER, P.J. Microstructure and mechanical properties of squeeze cast and semi-solid cast Mg–Al alloys. *Journal of Light Metals*. 2002, vol. 2, issue 4, s. 277-280.
- [61] PATEL, H.A., CHEN, D.L., Bhole, S.D., SADAYAPPAN, K.. Cyclic deformation and twinning in a semi-solid processed AZ91D magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2010, vol. 528, issue 1, s. 208-219.
- [62] WANG, Y., LIU, G., FAN, Z. Microstructural evolution of rheo-diecast AZ91D magnesium alloy during heat treatment. *Acta Materialia*. 2006, vol. 54, issue 3, s. 689-699.
- [63] PRŠKOVÁ, V. *Ultravysokocyklová únava hořčíkových slitin*. Žilina: Žilinská univerzita v Žilině, Strojnícka fakulta, 2008. 82 s. Vedoucí dizertační práce Prof. Ing. Otakar Bokůvka, PhD.
- [64] VINARCIK, E.J. *High integrity die casting processes*. New York: John Wiley, 2003, 223 s. ISBN 04-712-0131-6.
- [65] *Magnesium alloys and technologies*. Editor K Kainer. Weinheim: Wiley-VCH, 2003, viii, 285 s. ISBN 35-273-0570-X.
- [66] GHOMASHCHI, M.R VIKHROV, A. Squeeze casting: an overview. *Journal of Materials Processing Technology*. 2000, vol. 101, issue 1-3, s. 1-9.
- [67] LEBAU, S., WALUKAS, M., DECKER, R., LABELLE, P: Evaluation of Thixomolded, Magnesium Alloy Components for Structural Automotive Applications. SAE Technical Paper 2004-01-0137, 2004.
- [68] TIAN, X.-F., FAN, Z., HUANG, N., WU, H., DONG, X.-P. Microstructure and mechanical properties of magnesium alloy prepared by lost foam casting. *Transactions of the Nonferrous Metals Society of China*, 2005, vol. 15, issue 1, s. 7-13.
- [69] LI, J.-L., CHEN, R.-S., KE, W. Microstructure and mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zr alloy cast by metal mould and lost foam casting. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2011, vol. 21, issue 4, s. 761-766.

- [70] CALLISTER, W.D. Fundamentals of Materials Science and Engineering. New York: John Wiley and Sons, 2001. 377 s. ISBN 047139551
- [71] SURESH, S. *Fatigue of materials*. 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 2006, 679 s. ISBN 047139551.
- [72] CUI, W. A state-of-the-art review on fatigue life prediction methods for metal structures. *Journal of Marine Science and Technology*. 2002, vol. 7, issue 1, s. 43-56.
- [73] SCHIJVE, J. Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art. *International Journal of Fatigue*. 2003, vol. 25, issue 8, s. 679-702.
- [74] LAUSCHMANN, H. *Mezní stavy I*. Praha: Nakladatelství ČVUT, 2007. 71 s. ISBN 9788001036716.
- [75] KLESNIL, M., LUKÁŠ, P. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. Praha: Academia, 1975. 224 s. ISBN 50921857
- [76] HNILICA, F. *Únavové porušování kovových materiálů*. Praha: Nakladatelství ČVUT, 2005. 20 s. ISBN 8001033732.
- [77] POLÁK, J. *Cyclic plasticity and low cycle fatigue life of metals*. New York: Elsevier, 1991, 315 p. ISBN 04-444-1685-4.
- [78] MILLER, K. J. Materials science perspective of metal fatigue resistance. *Materials Science and Technology*. 1993, vol. 9, issue 6, s. 453-462.
- [79] LEIDHEISER, H.: *ASM Handbook*, Vol. 13A, Corrosion: Fundamentals of Corrosion Protection in Aqueous Solution, Ohio: ASM International, 2003. 1135 s. ISBN 9780871707055.
- [80] 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.
- [81] MILELLA, P. P. Fatigue and corrosion in metals. Milan: Springer, 2013. ISBN 978-884-7023-369.
- [82] ZHU, R., WU, Y.J, QING, W. JI, J., WANG, J.T. Cyclic softening of ultrafine-grained AZ31 magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing. *Materials Letters*. 2011, vol. 65, issue 23-24, s. 3593-3596.
- [83] MURAI, T., MATSUOKA, S., MIYAMOTO, S., OKI, Y.. Effects of extrusion conditions on microstructure and mechanical properties of AZ31B magnesium alloy extrusions. *Journal of Materials Processing Technology*. 2003, vol. 141, issue: 2, s. 207-212. ISSN 09240136.
- [84] POOK, L.P. *Metal fatigue: what it is, why it matters*. Dordrech: Springer, 2007. 264 s. ISBN 9781402055966.
- [85] SCHIJVE, J. Fatigue of Structures and Materials. Dordrech: Springer, 2009. 536 s. ISBN 1402068077.
- [86] POKLUDA, J. KROUPA, F., OBDRŽÁLEK, L. *Mechanické vlastnosti a struktura pevných látek*. Brno: PC-DIR, 1994. 385 s. ISBN 8021405759
- [87] OGAREVIC, V.V, STEPHENS, R. Fatigue of Magnesium Alloys. *Annual Review of Materials Science*. 1990, vol. 20, issue 1, s. 141-177.
- [88] BROWN, D.W., JAIN, A., AGNEW, S.R., CLAUSEN, B.. Twinning and Detwinning during Cyclic Deformation of Mg Alloy AZ31B. *Materials Science Forum*. 2007, 539-543, s. 3407-3413.
- [89] SONSINO, C., DIETERICH, K.. Fatigue design with cast magnesium alloys under constant and variable amplitude loading. *International Journal of Fatigue*. 2006, vol. 28, issue 3, s. 183-193.
- [90] XIUQING, Z., LIHUA, L., NAIHENG, M., HAOWEI, W. Effect of aging hardening on in situ synthesis magnesium matrix composites. *Materials Chemistry and Physics*. 2006, vol. 96, issue 1, s. 9-15.

- [91] WANG, Y., XIA, M., FAN, Z., ZHOU, X., THOMPSON, G.E. The effect of Al₈Mn₅ intermetallic particles on grain size of as-cast Mg–Al–Zn AZ91D alloy. *Intermetallics*. 2010, vol. 18, issue 8, s. 1683-1689.
- [92] WANG, X.-S. Fatigue Cracking Behaviors and Influence Factors of Cast Magnesium Alloys in MONTEIRO, Waldemar. *Special Issues on Magnesium Alloys*. 2011, s. 67-108. ISBN 978-953-307-391-0.
- [93] POTZIES, C. *Zum Ermüdungsverhalten der Magnesium-Gusslegierung G-MgAl₉Zn₁ (AZ91)*. Als Ms. gedr. Herdecke: GCA-Verlag, 2001. ISBN 38-986-3054-4.
- [94] UEMATSU, Y., TOKAJI, K., FUJIWARA, K., TOZAKI, Y., SHIBATA, H. Fatigue behaviour of cast magnesium alloy AZ91 microstructurally modified by friction stir processing. *Fatigue*. 2009, vol. 32, issue 7, s. 541-551.
- [95] MAYER, H., PAPAKYRIACOU, M., ZETTL, B., VACIC, S. Endurance limit and threshold stress intensity of die cast magnesium and aluminium alloys at elevated temperatures. *International Journal of Fatigue*. 2005, vol. 27, issue 9, s. 1076-1088.
- [96] AGNEW, S.R., YOO, M.H., TOMÉ, C.N. Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y. *Acta Materialia*. 2001, vol. 49, issue 20, s. 4277-4289.
- [97] GHARGHOURI, M. A., WEATHERLY, G. C., EMBURY, J. D., ROOT, J. Study of the mechanical properties of Mg-7.7at.% Al by in-situ neutron diffraction. *Philosophical Magazine A*. 1999, vol. 79, issue 7, s. 1671-1695.
- [98] YI, S.-B., DAVIES, C.H.J. BROKMEIER H.-G., BOLMARO, R.E., KAINER, K.U. HOMEYER, J. Deformation and texture evolution in AZ31 magnesium alloy during uniaxial loading. *Acta Materialia*. 2006, vol. 54, issue 2, s. 549-562.
- [99] GRAFF, S., BROCK, W., STEGLICH, D. Yielding of magnesium: From single crystal to polycrystalline aggregates. *International Journal of Plasticity*. 2007, vol. 23, issue 12, s. 1957-1978.
- [100] ONO, N., NISHIMURA, Y. Influence of Grain Size and Aging on Fatigue Behavior of AZ-type Magnesium Alloys. In: *ICF12, Ottawa 2009*. 2013.
- [101] JIANG, J., GODFREY, A., LIU, W., LIU, Q. Microtexture evolution via deformation twinning and slip during compression of magnesium alloy AZ31. *Materials Science and Engineering: A*. 2008, 483-484, s. 576-579.
- [102] KLIMANEK, P., PÖTZSCH, A. Microstructure evolution under compressive plastic deformation of magnesium at different temperatures and strain rates. *Materials Science and Engineering: A*. 2002, vol. 324, issue 1-2, s. 145-150.
- [103] SAJURI, Z. B., MIYASHITA, Y., MUTOH, Y. Effects of humidity and temperature on the fatigue behaviour of an extruded AZ61 magnesium alloy. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2005, vol. 28, issue 4, s. 373-379.
- [104] NĚMCOVÁ, A., SKELDON, P., THOMPSON, G.E., MORSE, S., ČÍŽEK J., PACAL, B. Influence of plasma electrolytic oxidation on fatigue performance of AZ61 magnesium alloy. *Corrosion Science*. 2014, vol. 82, s. 58-66.
- [105] OKAYASU, M., TAKEUCHI, S. Mechanical strength and failure characteristics of cast Mg–9%Al–1%Zn alloys produced by a heated-mold continuous casting process: Fatigue properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2014, vol. 600, s. 211-220.
- [106] YANG, Y., LI, X. Influence of neodymium on high cycle fatigue behavior of die cast AZ91D magnesium alloy. *Journal of Rare Earths*. 2010, vol. 28, issue 3, s. 456-460.
- [107] YANG, Y., LIU, Y., QIN, S., FANG, Y. High Cycle Fatigue Properties of Die-Cast Magnesium Alloy AZ91D with Addition of Different Concentrations of Cerium. *Journal of Rare Earths*. 2006, vol. 24, issue 5, s. 591-595.
- [108] HRUBÝ, V., TULKA, J. *Koroze a ochrana materiálů*. Brno: Vojenská akademie Brno, 1997. 140 s.

- [109] TULKA, J., RŮŽIČKA, M., *Koroze a stárnutí materiálu*. Brno: Vojenská Akademie Antonína Zápotockého, 1986. 85 s.
- [110] POURBAIX, M. *Atlas of Electrochemical Equilibria in Aqueous Solutions*, Houston: National Association of Corrosion Engineers, 1974. 644 s. ISBN 09-1556-798-9.
- [111] CRAMER, S. D, COVINO, B. S. *ASM Handbook*, Vol. 13B, Corrosion: Materials, Ohaio: ASM International, 2005. 704 s. ISBN 9780871707079.
- [112] SONG, G.-L., XU, Z.Q. The surface, microstructure and corrosion of magnesium alloy AZ31 sheet. *Electrochimica Acta*. 2010, vol. 55, issue 13, s. 4148-4161.
- [113] SONG, G., ATRENS, A., STJOHN, D., NAIRN, J., LI, Y. The electrochemical corrosion of pure magnesium in 1 N NaCl. *Corrosion Science*. 1997, vol. 39, issue 5, s. 855-875.
- [114] LUNDER, O., NISANCIOGLU, V., HANSEN R.S. Corrosion of Die Cast Magnesium-Aluminium Alloy. SAE Technical Paper 930755, 1993
- [115] MATHIEU, S., RAPIN, C., STEINMETZ, J., STEINMETZ. A corrosion study of the main constituent phases of AZ91 magnesium alloys. *Corrosion Science*. 2003, vol. 45, issue 12, s. 2741-2755.
- [116] SONG, G., BOWLES, A. L., STJOHN, D.H. Corrosion resistance of aged die cast magnesium alloy AZ91D. *Materials Science and Engineering: A*. 2004, vol. 366, issue 1, s. 74-86. ISSN 09215093.
- [117] ZHAO, M.-C., LIU, M., SONG, G. L., ATRENS, A. Influence of Homogenization Annealing of AZ91 on Mechanical Properties and Corrosion Behavior. *Advanced Engineering Materials*. 2008, vol. 10, issue 1-2, s. 93-103.
- [118] AMBAT, R., AUNG, N., ZHOU, W. Evaluation of microstructural effects on corrosion behaviour of AZ91D magnesium alloy. *Corrosion Science*. 2000, vol. 42, issue 8, s. 1433-1455.
- [119] FAN, Z., G. LIU a Y. WANG. Microstructure and mechanical properties of rheo-diecast AZ91D magnesium alloy. *Journal of Materials Science*. 2006, vol. 41, issue 12, s. 3631-3644. ISSN 0022-2461.
- [120] LEE, Ch. D. Tensile properties of high-pressure die-cast AM60 and AZ91 magnesium alloys on microporosity variation. *Journal of Materials Science*. vol. 42, issue 24, s. 10032-10039. ISSN 0022-2461.
- [121] LIAO, J., HOTTA, M., YAMAMOTO, N. Corrosion behavior of fine-grained AZ31B magnesium alloy. *Corrosion Science*. 2012, vol. 61, s. 208-214.
- [122] AUNG, N. a ZHOU, W. Effect of grain size and twins on corrosion behaviour of AZ31B magnesium alloy. *Corrosion Science*. 2010, vol. 52, issue 2, s. 589-594.
- [123] SONG, G-L, MISHRA, R., XU, Q-Z. Crystallographic orientation and electrochemical activity of AZ31 Mg alloy. *Electrochemistry Communications*. 2010, vol. 12, issue 8, s. 1009-1012.
- [124] XIN, R., LI, B., LI, L., LIU, Q. Influence of texture on corrosion rate of AZ31 Mg alloy in 3.5wt.% NaCl. *Materials*. 2011, vol. 32, issue 8-9, s. 4548-4552. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.04.031.
- [125] McCAFFERTY, E. *Introduction to corrosion science*. New York: Springer, 575 s. ISBN 9781441904553.
- [126] STAEHLE, R.W., FORTY, A.J, VAN ROOYEN, D. *Fundamental aspects of stress corrosion cracking*. Houston, Texas: National Association of Corrosion Engineers, 1969.
- [127] APOSTOLOPOULOS, C.A., PAPADOPOULOS, M.P. Tensile and low cycle fatigue behavior of corroded reinforcing steel bars S400. *Construction and Building Materials*. 2007, vol. 21, issue 1.

- [128] 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*. 2001, vol. 297, issue 1-2.
- [129] SHENG, G. M., GONG, S. H. Investigation of low cyclic fatigue behavior of building structural steels under earthquake loading. *Acta Metallurgica*. 1977, vol. 10, issue 1, s. 51-55.
- [130] 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*. 2002, vol. 13, issue 2.
- [131] JONES K., HOEPPNER D. W. Pit-to-crack transition in pre-corroded 7075-T6 aluminium alloy under cyclic loading. *Corrosion science*. 2005, vol. 47, issue 9.
- [132] 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 Environment on the Initiation of Crack Growth*. Philadelphia: ASTM International, 1997. s. 89-103.
- [133] ČSN EN ISO 6892-1. *Kovové materiály - Zkoušení tahem: Zkušební metoda za pokojové teploty*. Praha, Český normalizační institut, 2010. 64 s.
- [134] STJOHN, D.H., DAHLE, A.K., ABBOTT, T., NAVE, M.D, QIAN, M.. Solidification of Cast Magnesium Alloys. *Essential Readings in Magnesium Technology*. Hoboken, NJ, USA: John Wiley, s. 193. ISBN 9781118859803.
- [135] BRASZCZYŃSKA-MALIK, K.N. Discontinuous and continuous precipitation in magnesium–aluminium type alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009, vol. 477, issue 1-2, s. 870-876. ISSN 09258388.
- [136] CELOTTO, S. Study of precipitation in aged binary Mg–Al and ternary Mg–Al–Zn alloys using ²⁷Al NMR spectroscopy. *Acta Materialia*. 2001, vol. 49, issue 1, s. 41-51. ISSN 13596454.
- [137] MIRKOVIĆ, D., SCHMID-FETZER, R. Directional Solidification of Mg-Al Alloys and Microsegregation Study of Mg Alloys AZ31 and AM50: Part I. Methodology. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2009, vol. 40, issue 4, s. 958-973. ISSN 1073-5623.
- [138] OHNO, M., MIRKOVIC, D., SCHMID-FETZER, R. Phase equilibria and solidification of Mg-rich Mg–Al–Zn alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2006, vol. 421, issue 1-2, s. 328-337. ISSN 09215093.
- [139] RAGHAVAN, V. Al-Mg-Zn (Aluminum-Magnesium-Zinc). *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2007-6-21, vol. 28, issue 2, s. 203-208. ISSN 1547-7037.
- [140] LIANG, H., CHEN, S. -L., CHANG, Y. A. A thermodynamic description of the Al-Mg-Zn system. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1997, vol. 28, issue 9, s. 1725-1734. ISSN 1073-5623.
- [141] ČSN EN ISO 9227 (03 8132). *Korozní zkoušky v umělých atmosférách – Zkoušky solnou mlhou*. Praha, Český normalizační institut, 2007. 24 s.
- [142] ČSN ISO 8407 (03 8102). *Koroze kovů a slitin: Odstraňování korozních zplodin ze vzorků podrobených korozním zkouškám*. Praha: Český normalizační institut, 1994. 12 s.
- [143] ČSN 03 8137. *Ochrana proti korozi. Kovy, slitiny a kovové povlaky: Metalografické vyhodnocování korozního napadení*. Praha: Český normalizační institut, 1990. 20 s.
- [144] ČÍŽEK, L., GREGER, M., HUBÁČKOVÁ, J., PAWLICA, L., KOCICH, R., JUŘIČKA, I., TAŇSKI, T. Influence of aluminium content on behaviour of magnesium cast alloys in bentonite and furan sand mould. In: *METAL 2005*, Hradec nad Moravicí 2005. s. 1-8.

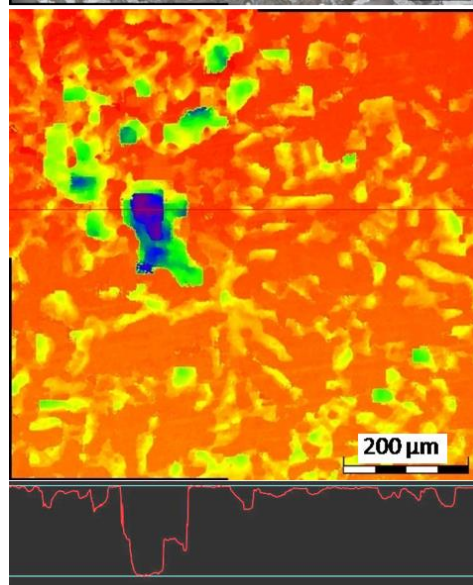
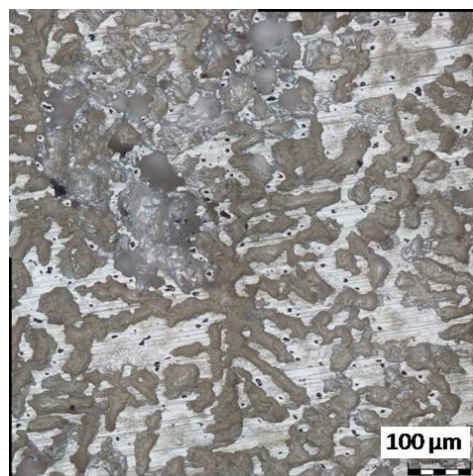
- [145] SONG, G., ATRENS, A. Understanding Magnesium Corrosion—A Framework for Improved Alloy Performance. *Advanced Engineering Materials*. 2003, vol. 5, issue 12, s. 837-858. ISSN 1438-1656.
- [146] OKAMOTO, H. Al-Mg (aluminum-magnesium). *Journal of Phase Equilibria*. 1998, vol. 19, issue 6, s. 598-598. ISSN 1054-9714.
- [147] ELIEZER, D., UZAN, P., AGHION, E. Effect of Second Phases on the Corrosion Behavior of Magnesium Alloys. *Materials Science Forum*. 2003, vol. 419-422, s. 857-866. ISSN 1662-9752.
- [148] SHI, Z, SONG, G., ATRENS, A. Corrosion resistance of anodised single-phase Mg alloys. *Surface and Coatings Technology*. 2006, vol. 201, issue 1-2, s. 492-503. ISSN 02578972. ISSN 02578972.
- [149] SAMANIEGO, A., LLORENTE, I., FELIU, S. Combined effect of composition and surface condition on corrosion behaviour of magnesium alloys AZ31 and AZ61. *Corrosion Science*. 2013, vol. 68, s. 66-71. ISSN 0010938x.
- [150] ZENG, X., WANG, Y., DING, W., LUO, A., SACHDEV, K. Effect of strontium on the microstructure, mechanical properties, and fracture behavior of AZ31 magnesium alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2006, vol. 37, issue 4, s. 1333-1341. ISSN 1073-5623.
- [151] CHEN, Y., WANG, Q., PENG, J., ZHAI, Ch., DING, W. Effects of extrusion ratio on the microstructure and mechanical properties of AZ31 Mg alloy. *Journal of Materials Processing Technology*. 2007, vol. 182, issue 1-3, s. 281-285. ISSN 09240136.
- [152] FELIU, S., LLORENTE, L. Corrosion product layers on magnesium alloys AZ31 and AZ61: Surface chemistry and protective ability. *Applied Surface Science*. 2015, vol. 347, s. 736-746. ISSN 01694332.
- [153] SONG, G., ATRENS, A. Corrosion Mechanisms of Magnesium Alloys. *Advanced Engineering Materials*. 1999, vol. 1, issue 1, s. 11-33.
- [154] MERINO, M.C., PARDO, A., ARRABAL, R., MERINO, S., CASAJÚS P., MOHEDANO, M. Influence of chloride ion concentration and temperature on the corrosion of Mg–Al alloys in salt fog. *Corrosion Science*. 2010, vol. 52, issue 5, s. 1696-1704. ISSN 0010938x.
- [155] LUN SIN, S., DUBÉ, D., TREMBLAY, R. Characterization of Al–Mn particles in AZ91D investment castings. *Materials Characterization*. 2007, vol. 58, issue 10, s. 989-996. ISSN 10445803.
- [156] GOTTSTEIN, G., AL SAMMAN, T. Texture development in pure Mg and Mg alloy AZ31. In: *Materials Science Forum*. 2005. p. 623-632.
- [157] LIU, Z., XU, Y.Y., WANG, Z.G., WANG, Y., LIU, Z.Y. Low cycle fatigue behavior of AZ91HP alloy in as high pressure die casting. *Acta metallurgica Sinica*. 2000, vol. 13, issue 4, s. 961-966. ISSN 1006-7191.
- [158] ZENNER, H., RENNERT, F.. Cyclic material behaviour of magnesium die castings and extrusions. *International Journal of Fatigue*. vol. 24, issue 12, s. 1255-1260. ISSN 01421123.
- [159] SONG, R. G., BLAWERT, C., DIETZEL, W., ATRENS, A. A study on stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement of AZ31 magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2005, vol. 399, issue 1-2, s. 308-317. ISSN 09215093.

8. Seznam použitých symbolů a zkratk

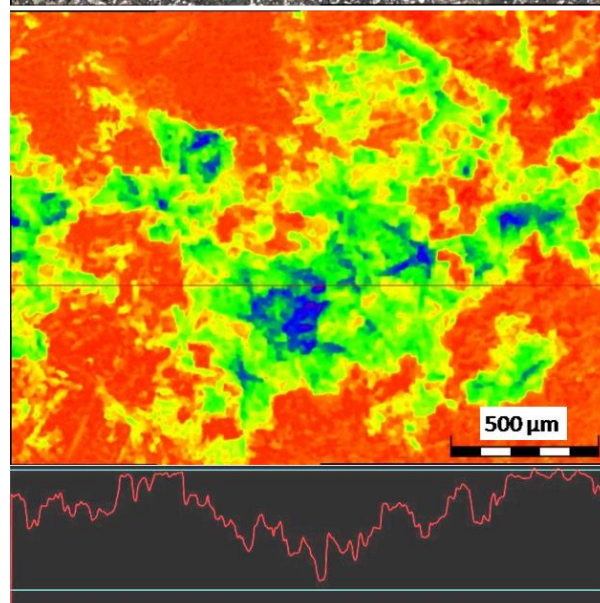
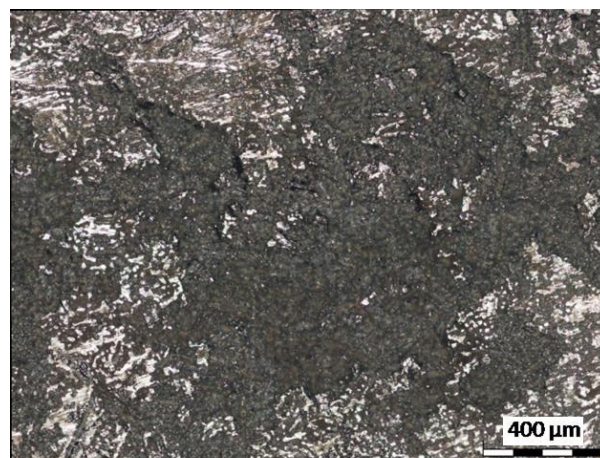
a	délka trhliny [mm]
a_0	aktivita oxidované formy, kritická délka trhliny [mm]
a_r	aktivita redukované formy
b	exponent únavové pevnosti [-]
CDK	cyklická deformační křivka
c	exponent únavové životnosti [-]
E	modul pružnosti [GPa], elektrodový potenciál [V]
E^0	standardní elektrodový potenciál [V]
E_r	rovnovážný potenciál [V]
K'	koeficient cyklického zpevnění [-]
K	součinitel intenzity napětí [$\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$]
K_f	vrubový součinitel [-]
K_t	teoretický součinitel koncentrace napětí [-]
n'	exponent cyklického zpevnění [-]
N_f	počet cyklů do lomu [-]
N_t	tranzitní počet cyklů [-]
PSP	perzistentní skluzové pásy
q	vrubová citlivost [-]
R	parametr asymetrie cyklu [-]
T_m	teplota tavení [K]
T4	rozpouštěcí žíhání
T5	umělé stárnutí
T6	rozpouštěcí žíhání a umělé stárnutí
ΔK	faktor intenzity napětí [$\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$]
γ	fáze $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$, energie vrstevné chyby [$\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$]
φ	fáze $\text{Mg}_6(\text{Al}, \text{Zn})_5$
ε	deformace [-]
$\varepsilon_a, \varepsilon_{at}$	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'_f	součinitel únavové pevnosti [MPa]
η	předpětí [V]

9. Přílohy

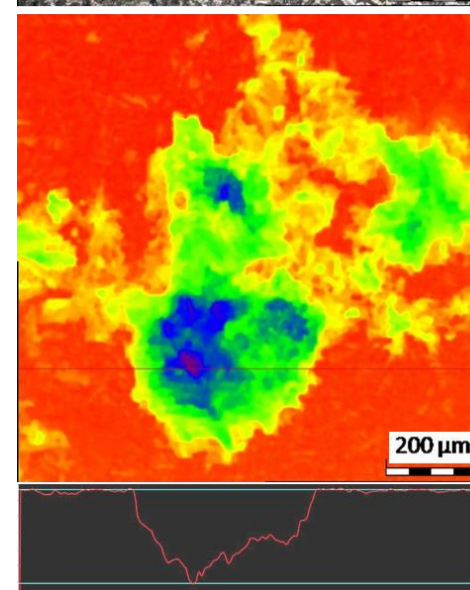
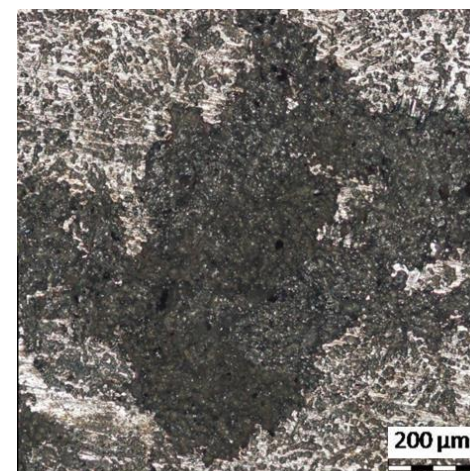
P1 Vzhled povrchu vzorků po korozní expozici



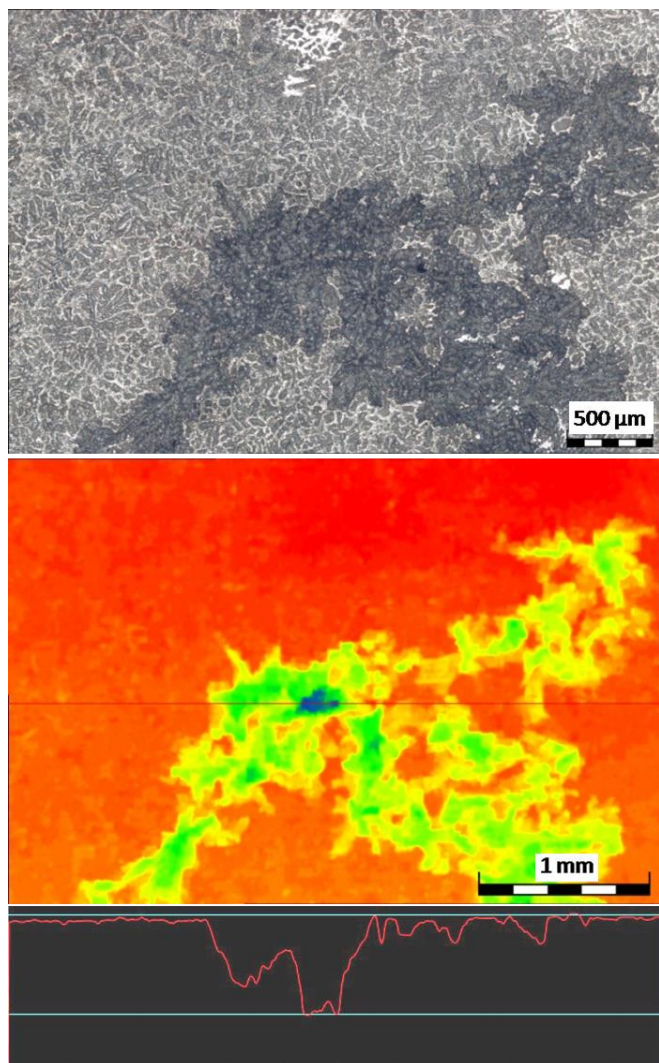
Obr. P1.1 Vzhled povrchu vzorku AZ31-1 den



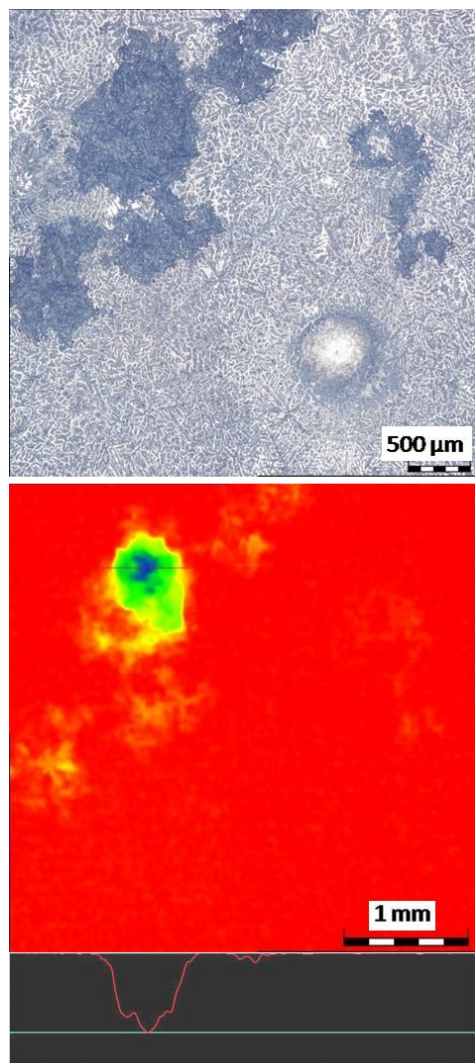
Obr. P1.2 Vzhled povrchu vzorku AZ31-3 dny



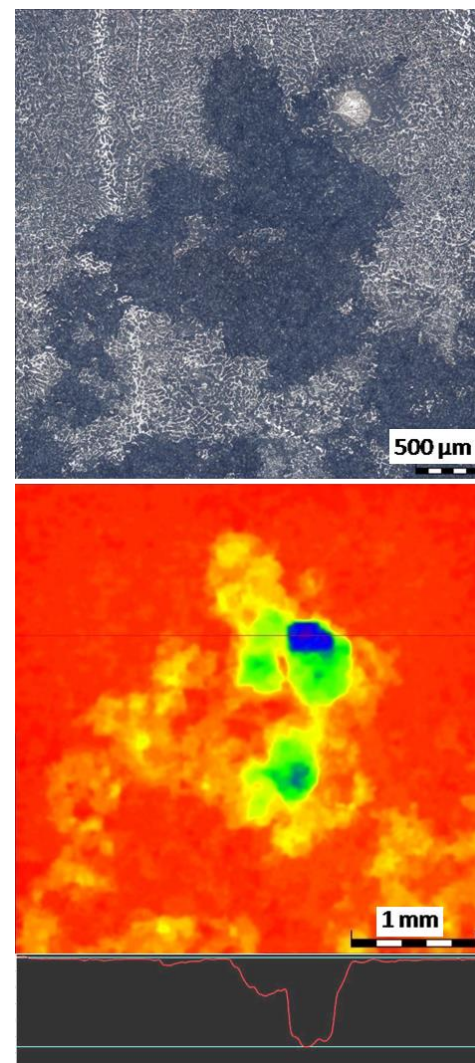
Obr. P1.3 Vzhled povrchu vzorku AZ31-6 dnů



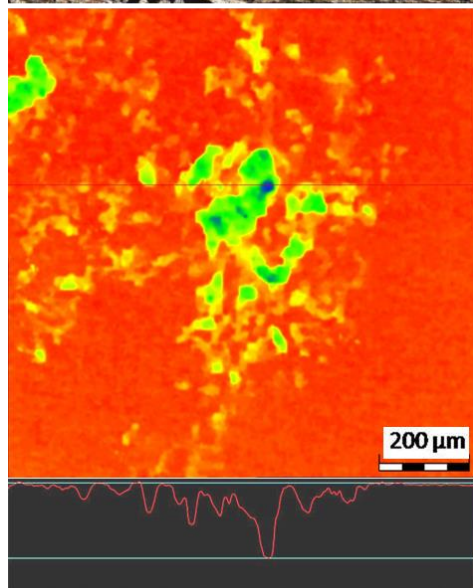
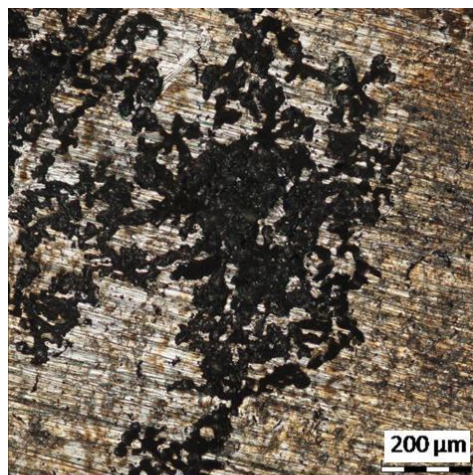
Obr. P1.4 Vzhled povrchu vzorku AZ31-20 dnů



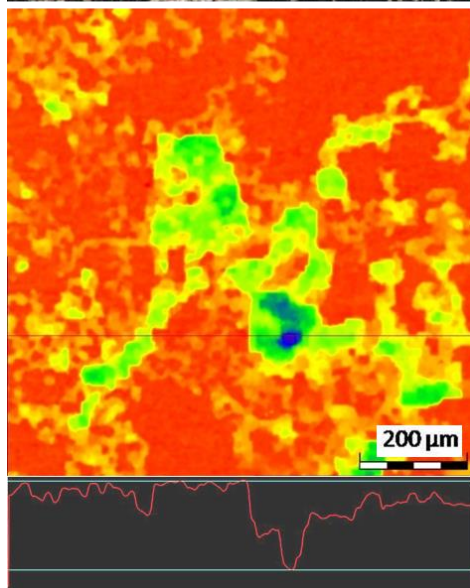
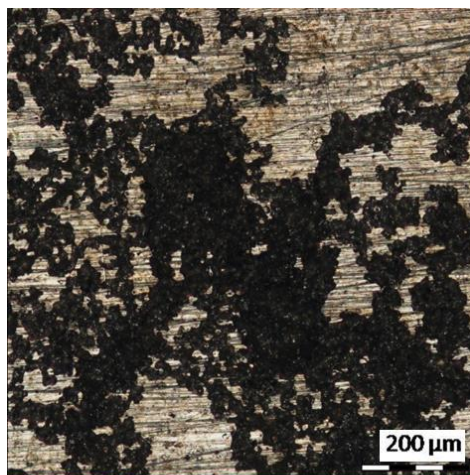
Obr. P1.5 Vzhled povrchu vzorku AZ31-30 dnů



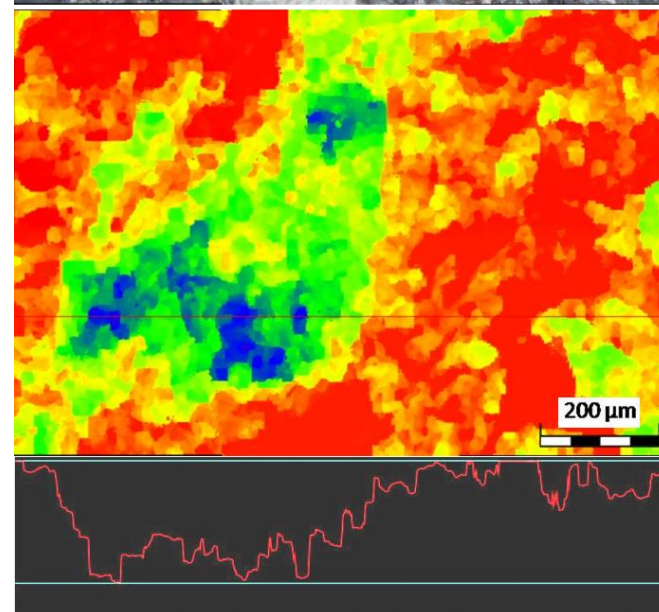
Obr. P1.6 Vzhled povrchu vzorku AZ31-42 dnů



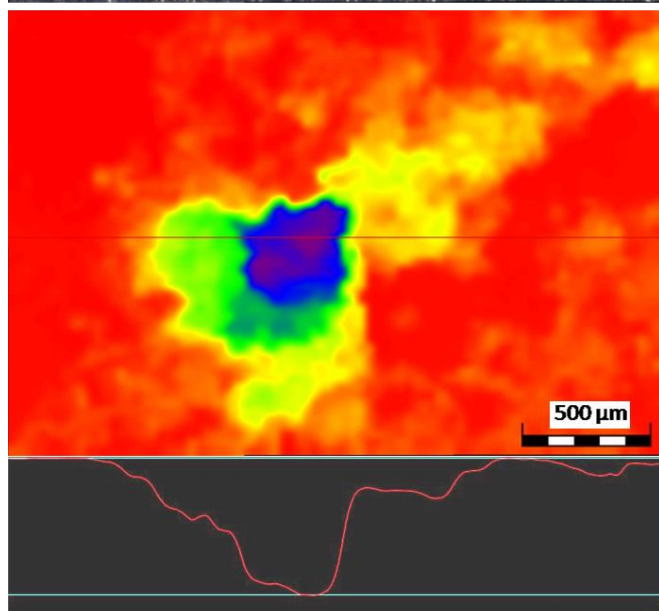
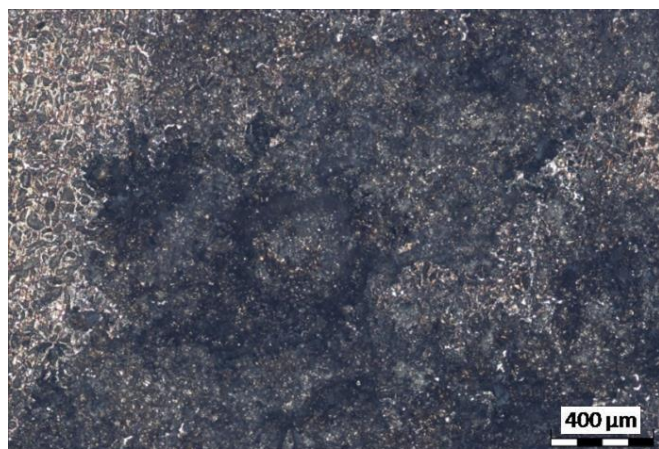
Obr. P1.7 Vzhled povrchu vzorku AZ61-1 den



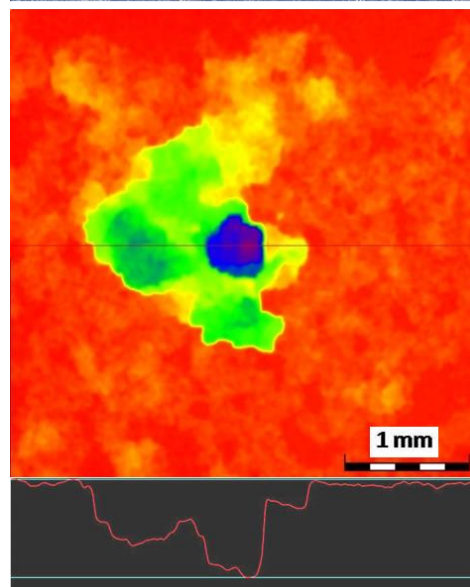
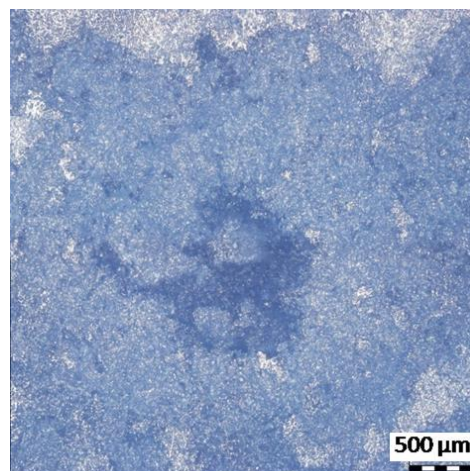
Obr. P1.8 Vzhled povrchu vzorku AZ61-3 dny



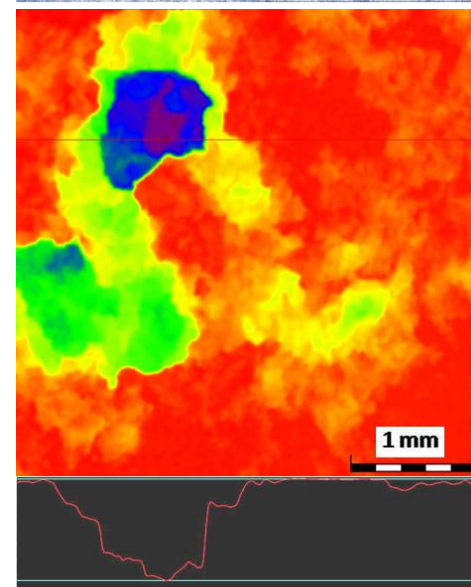
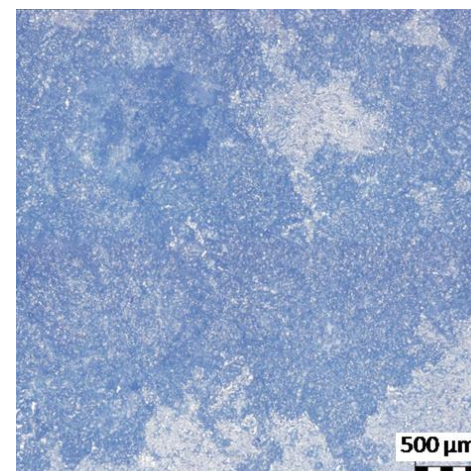
Obr. P1.9 Vzhled povrchu vzorku AZ61-6 dnů



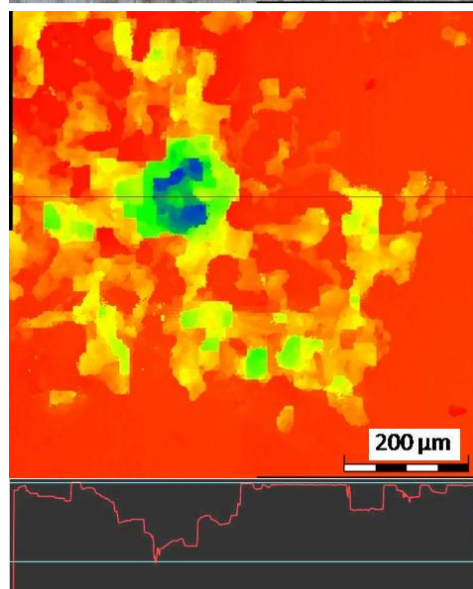
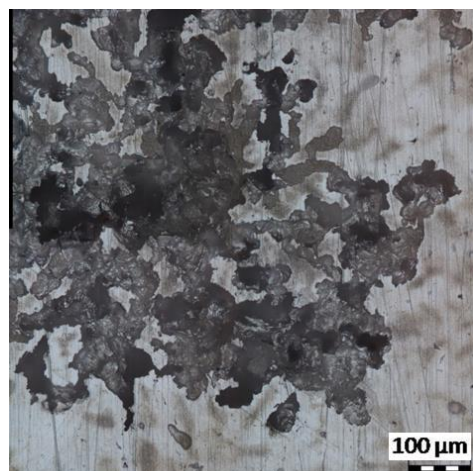
Obr. P1.10 Vzhled povrchu vzorku AZ61-20 dnů



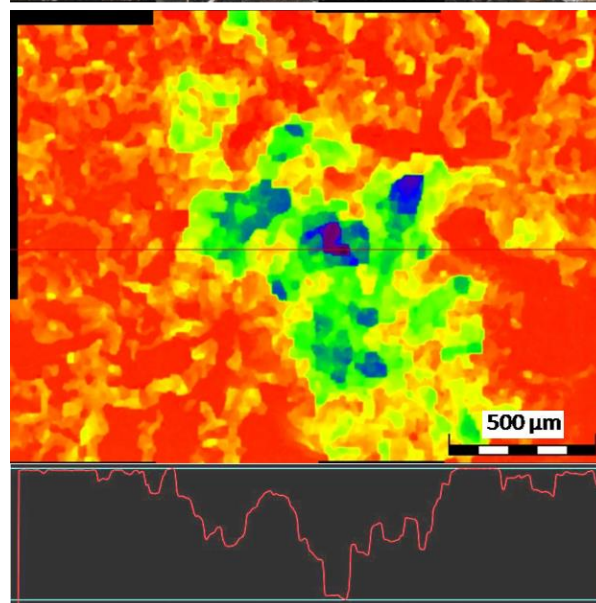
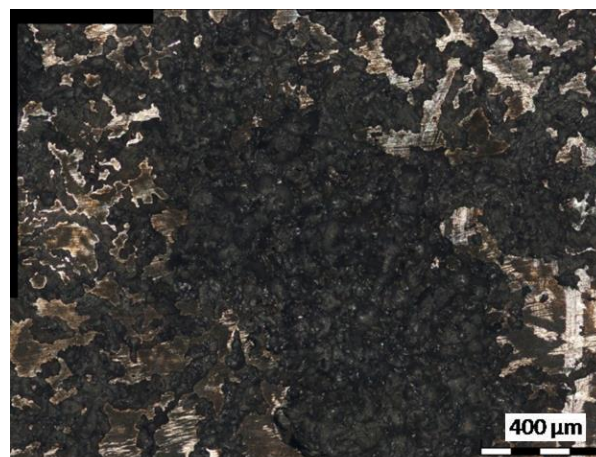
Obr. P1.11 Vzhled povrchu vzorku AZ61-30 dnů



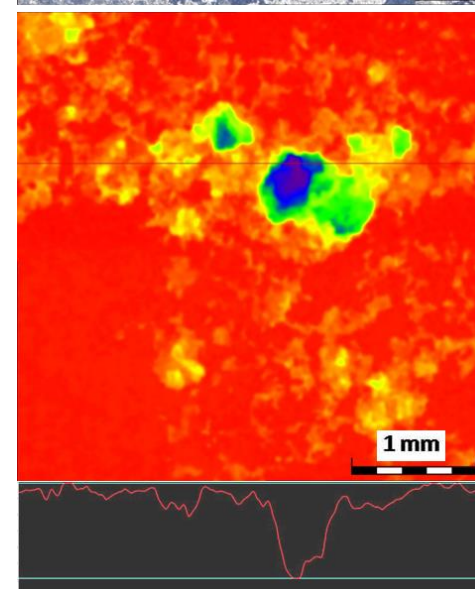
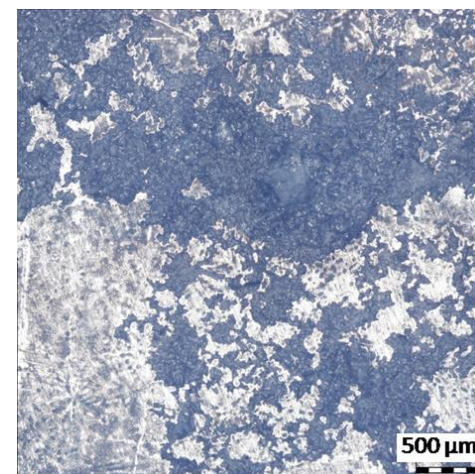
Obr. P1.12 Vzhled povrchu vzorku AZ61-42 dnů



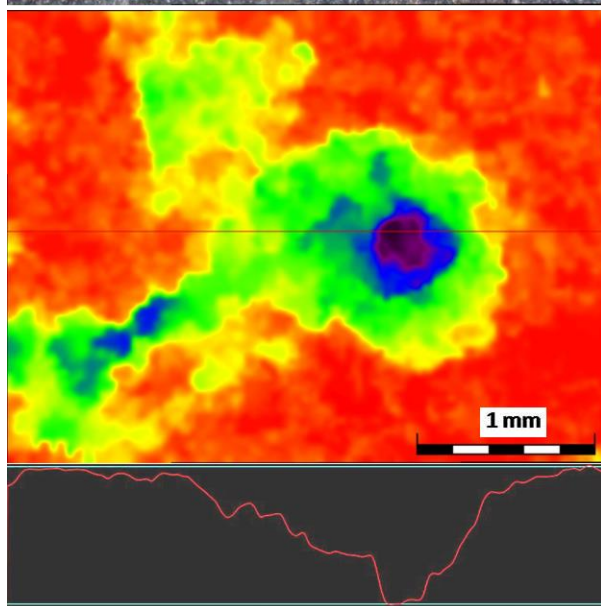
Obr. P1.13 Vzhled povrchu vzorku AZ61-T4-1 den



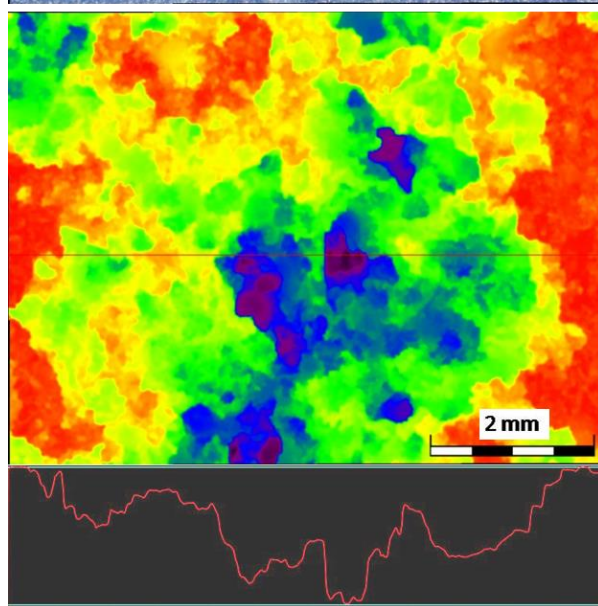
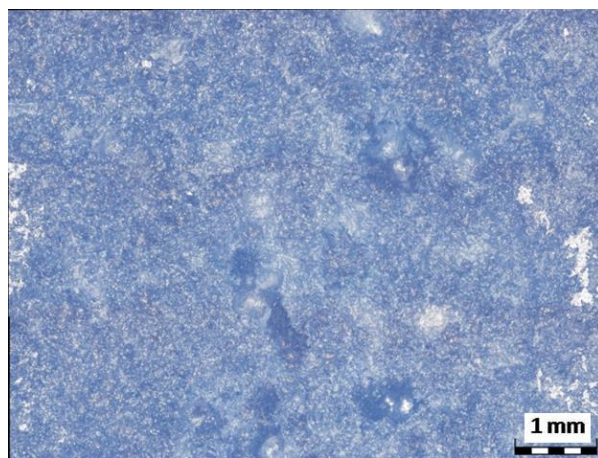
Obr. P1.14 Vzhled povrchu vzorku AZ61-T4-3 dny



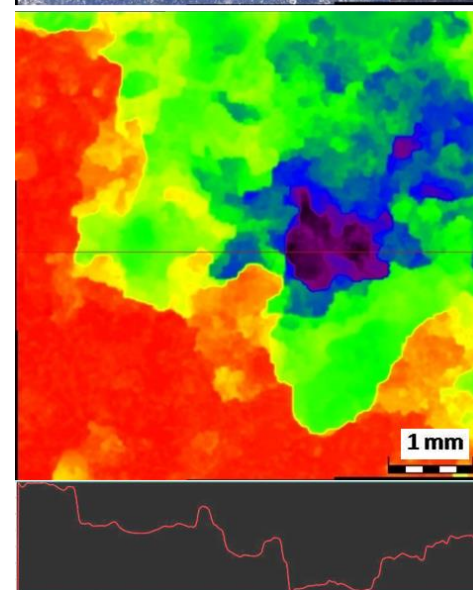
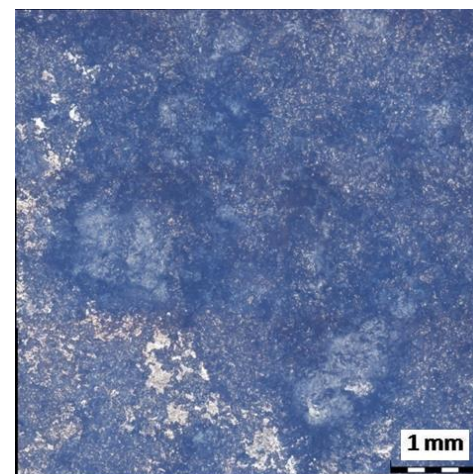
Obr. P1.15 Vzhled povrchu vzorku AZ61-T4-6 dnů



Obr. P1.10 Vzhled povrchu vzorku AZ61-T4-20 dnů

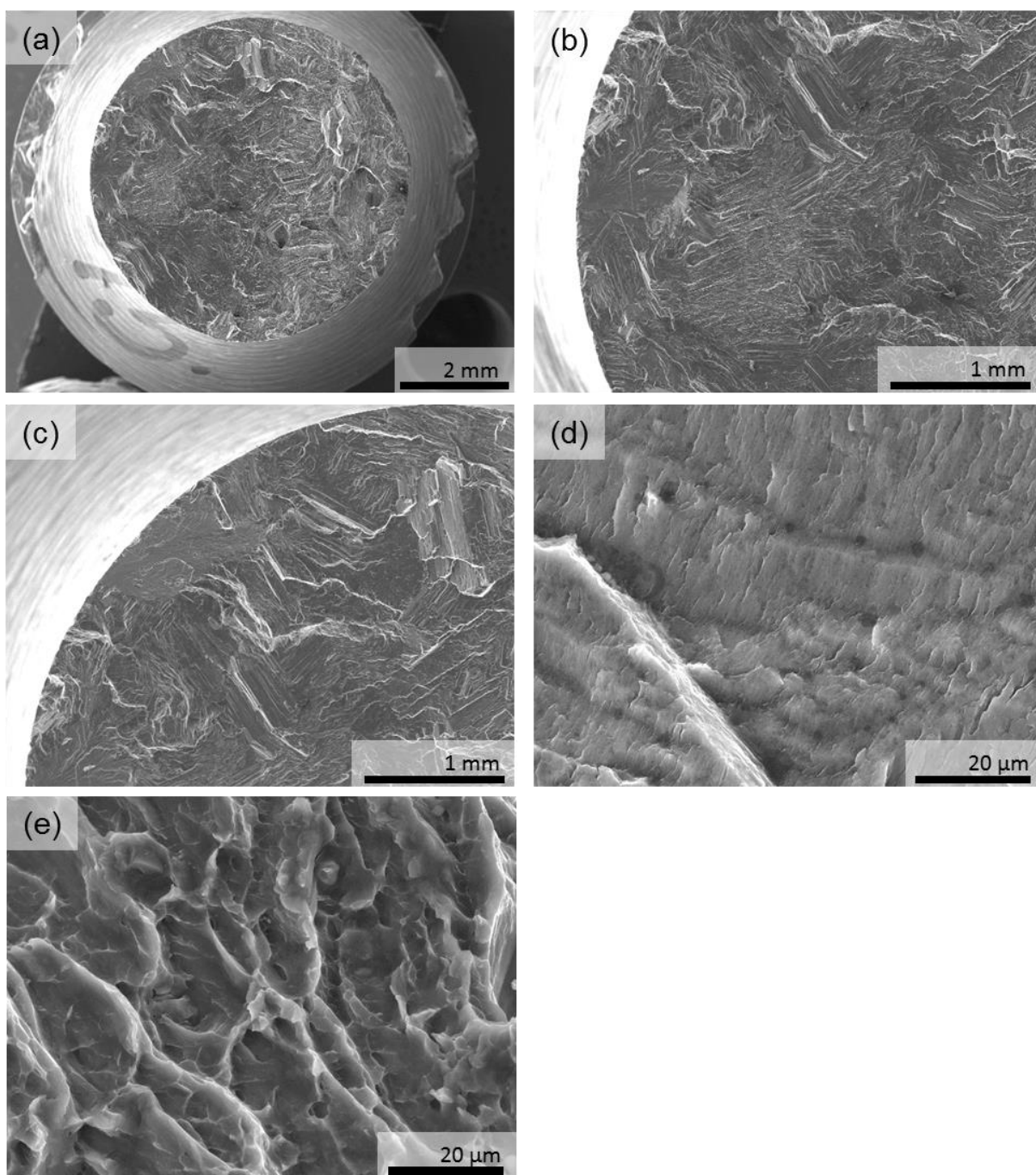


Obr. P1.11 Vzhled povrchu vzorku AZ61-T4-30 dnů

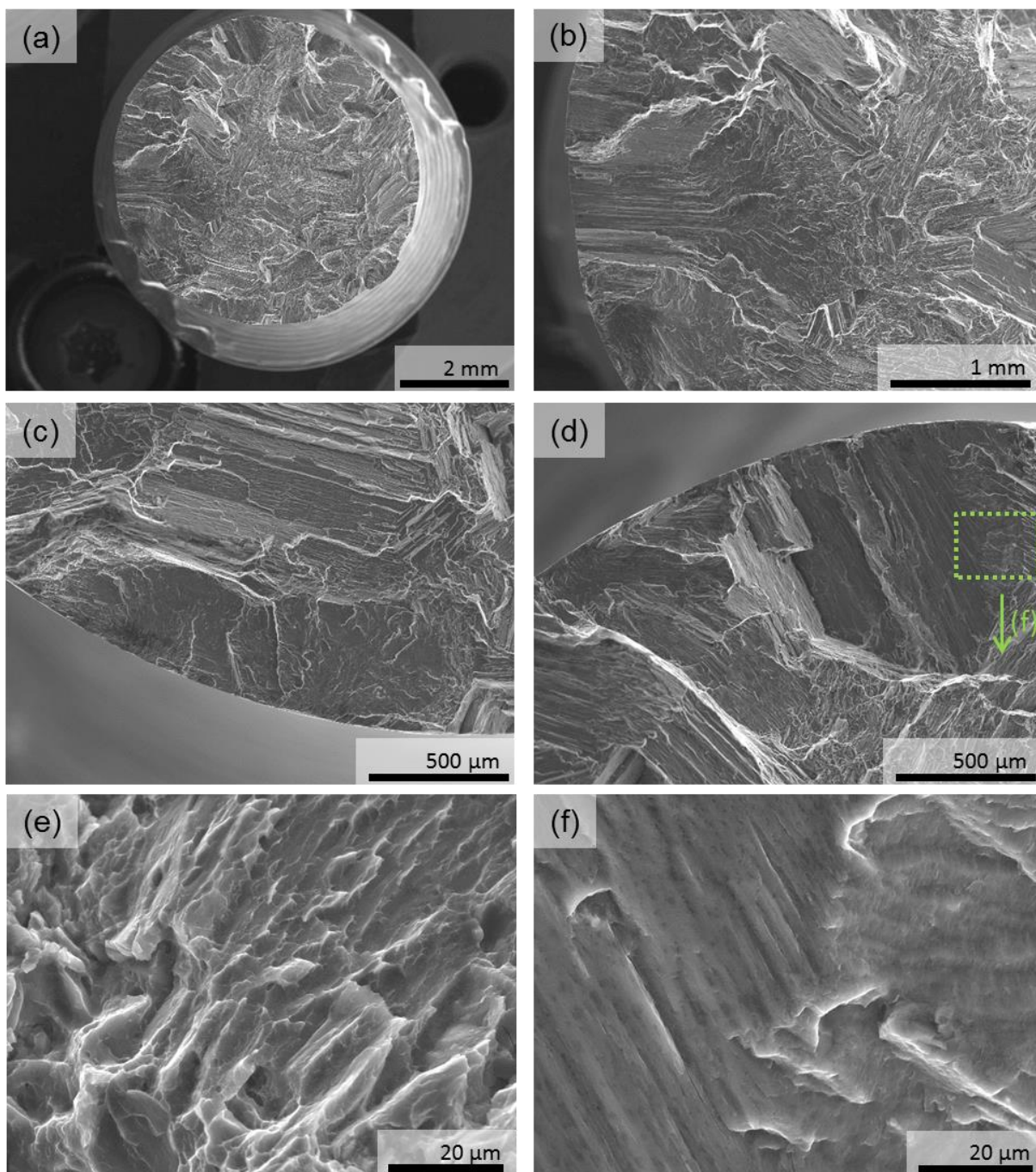


Obr. P1.12 Vzhled povrchu vzorku AZ61-T4-42 dnů

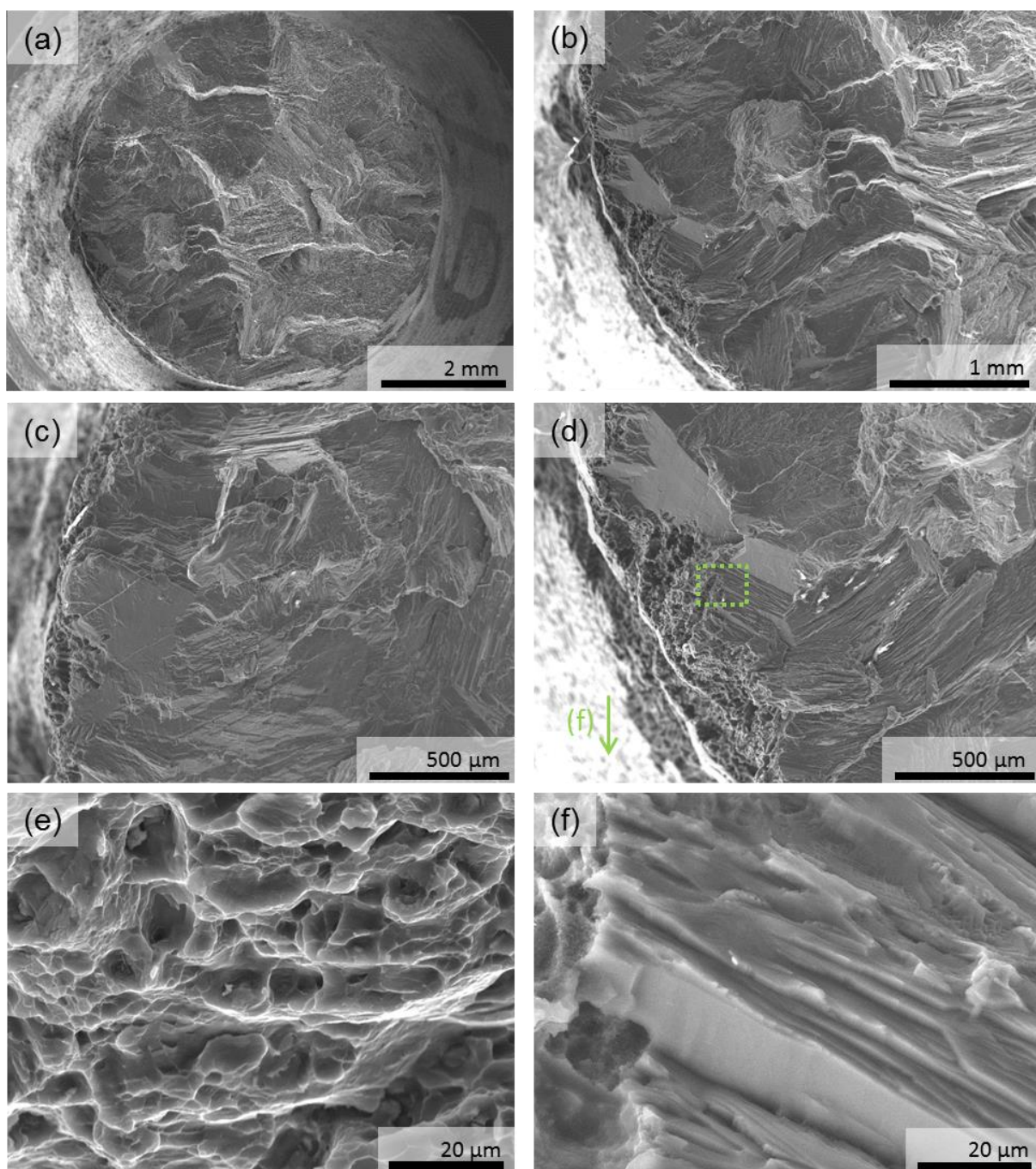
P2 Dokumentace fraktografické analýzy



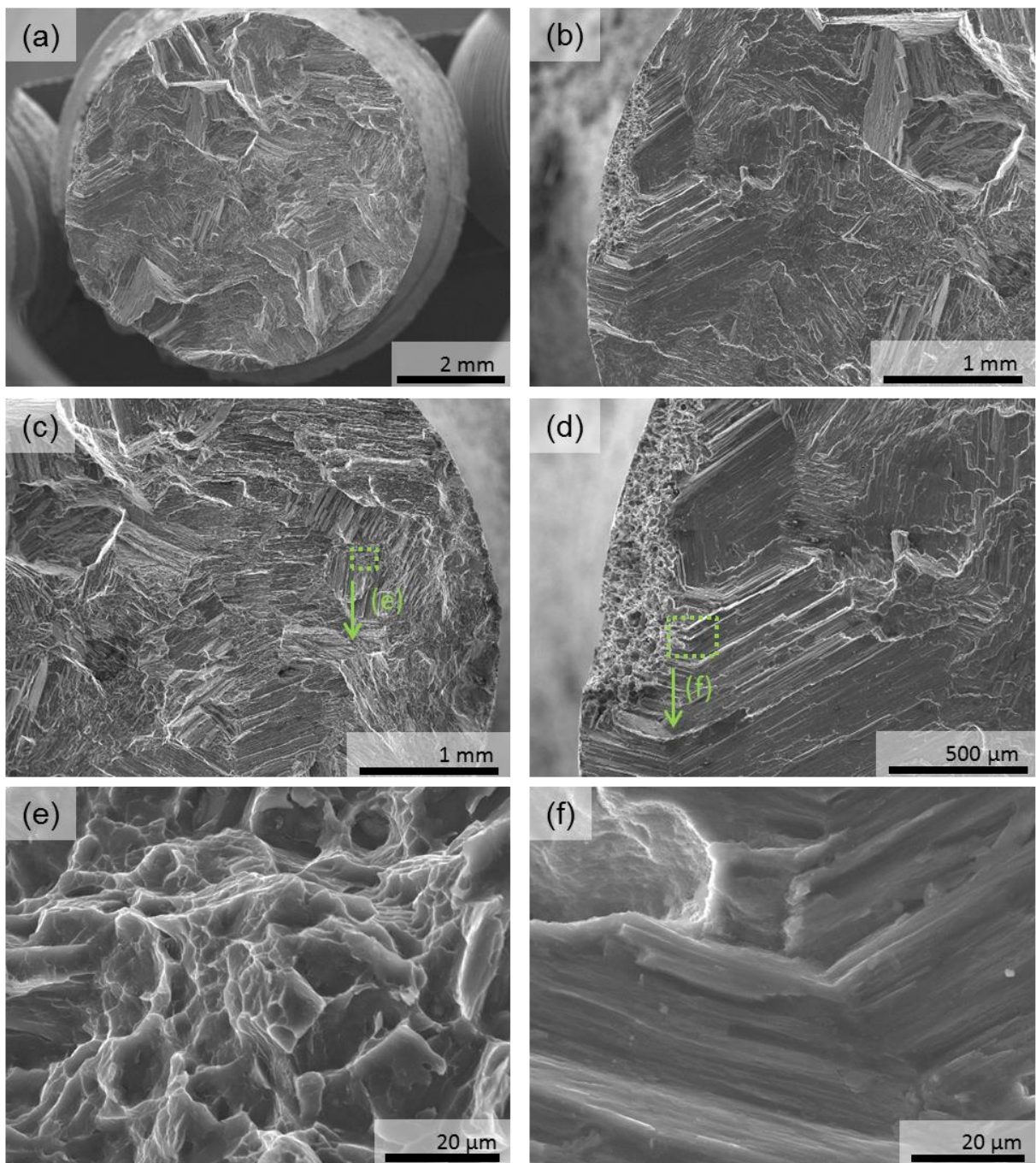
Obr. P2.1 Lomová plocha, slitina AZ31_65 MPa (a) přehledový snímek, (b) (c) místo iniciace a oblast šíření únavové trhliny, (d) striace, (e) statický dolom



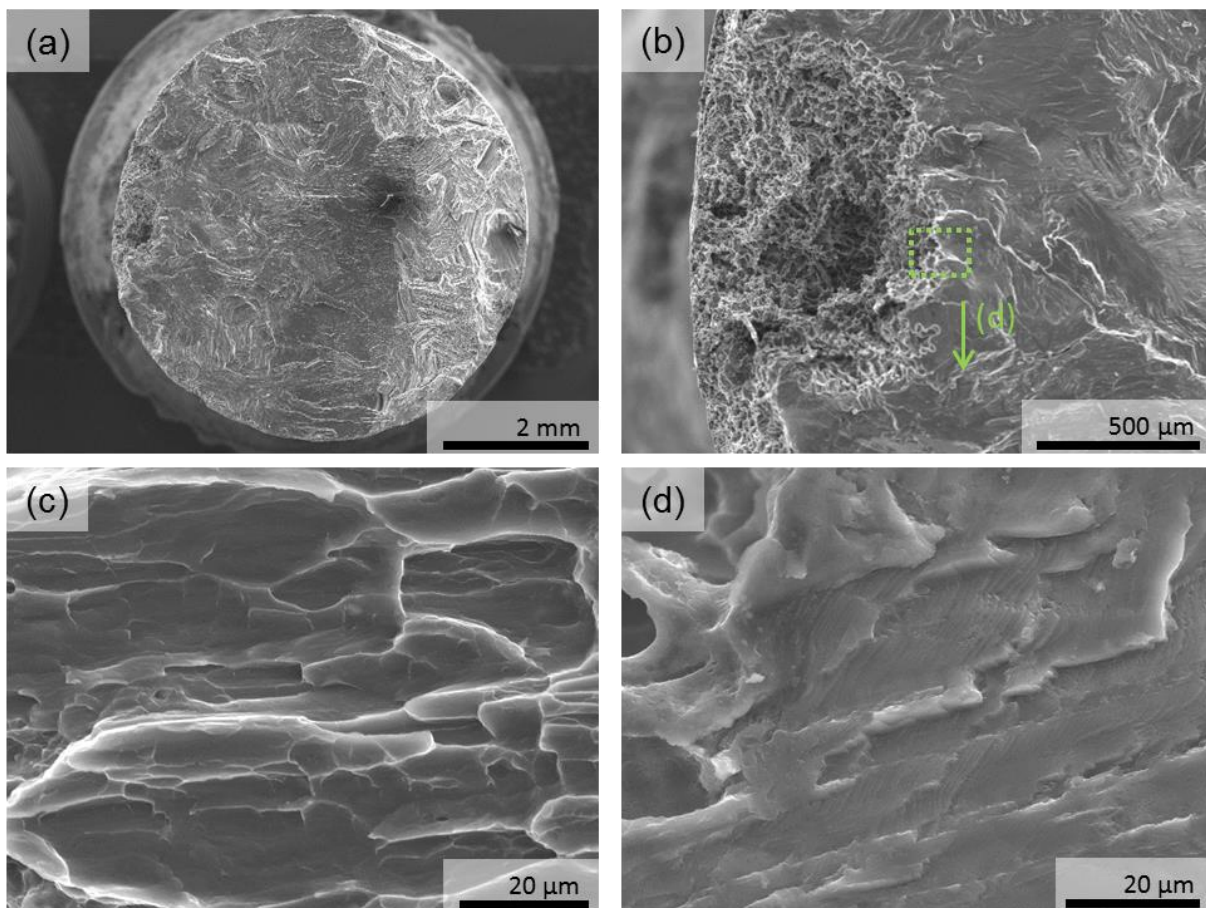
Obr. P2.2 Lomová plocha, slitina AZ31_100 MPa (a) přehledový snímek, (b) místo iniciace a oblast šíření únavové trhliny, (c) (d) místo iniciace, (e) detail změny směru šíření únavové trhliny



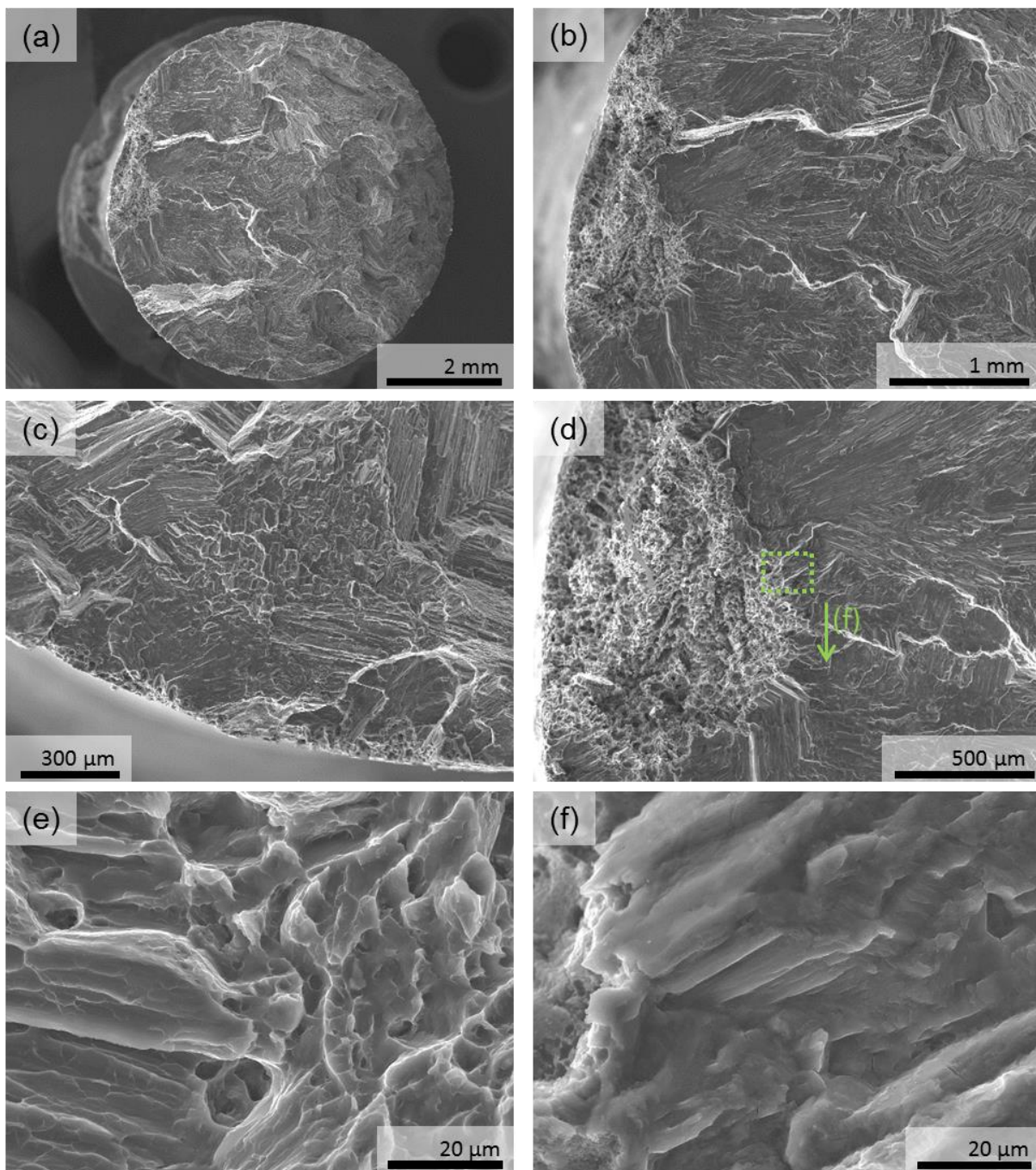
Obr. P2.3 Lomová plocha, slitina AZ31_480hod_49 MPa (a) přehledový snímek, (b) místo iniciace a oblast šíření únavové trhliny, (c) (d) (f) místo iniciace, (e) oblast statického dolomu



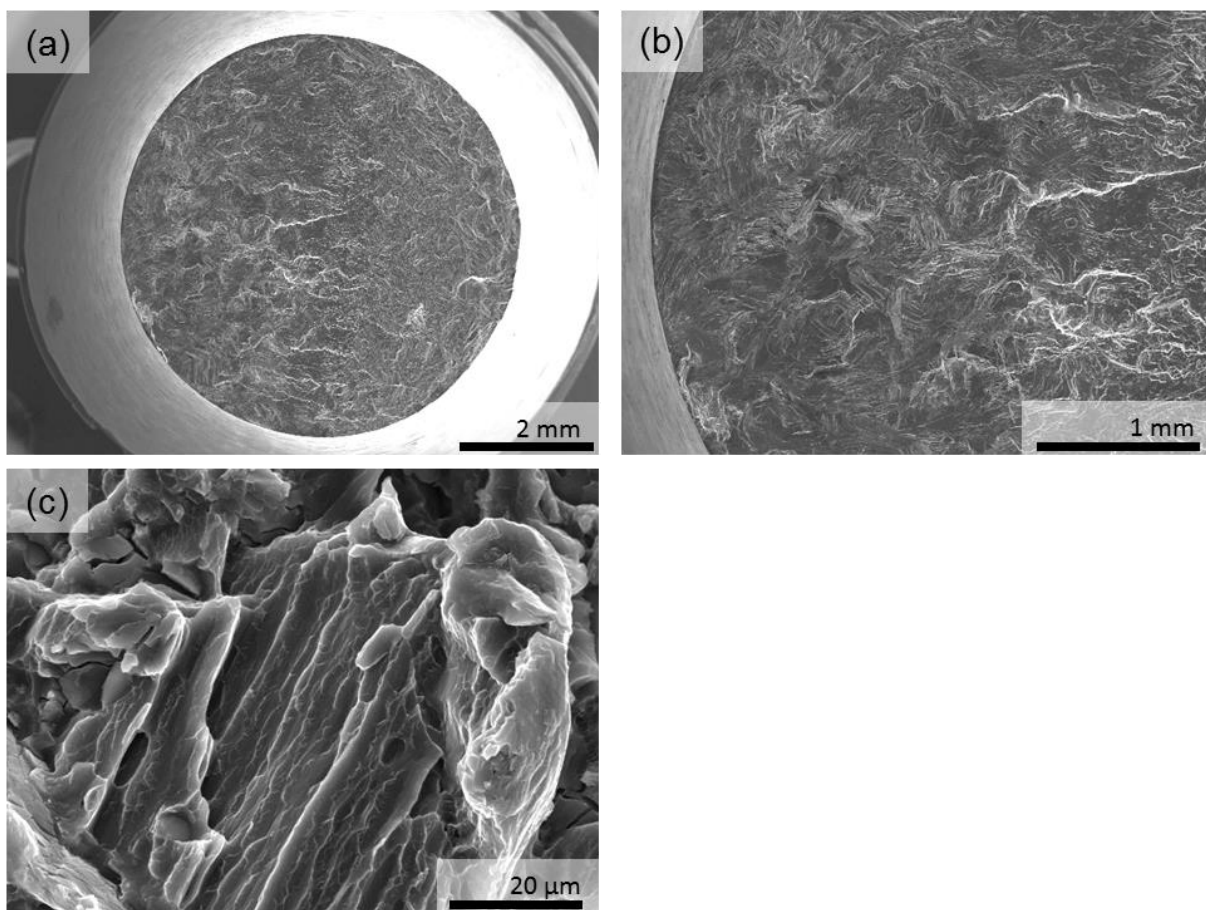
Obr. P2.4 Lomová plocha, slitina AZ31_480hod_84 MPa (a) přehledový snímek, (b) místo iniciace a oblast šíření únavové trhliny, (c) (e) oblast statického dolomu, (d) (f) místo iniciace



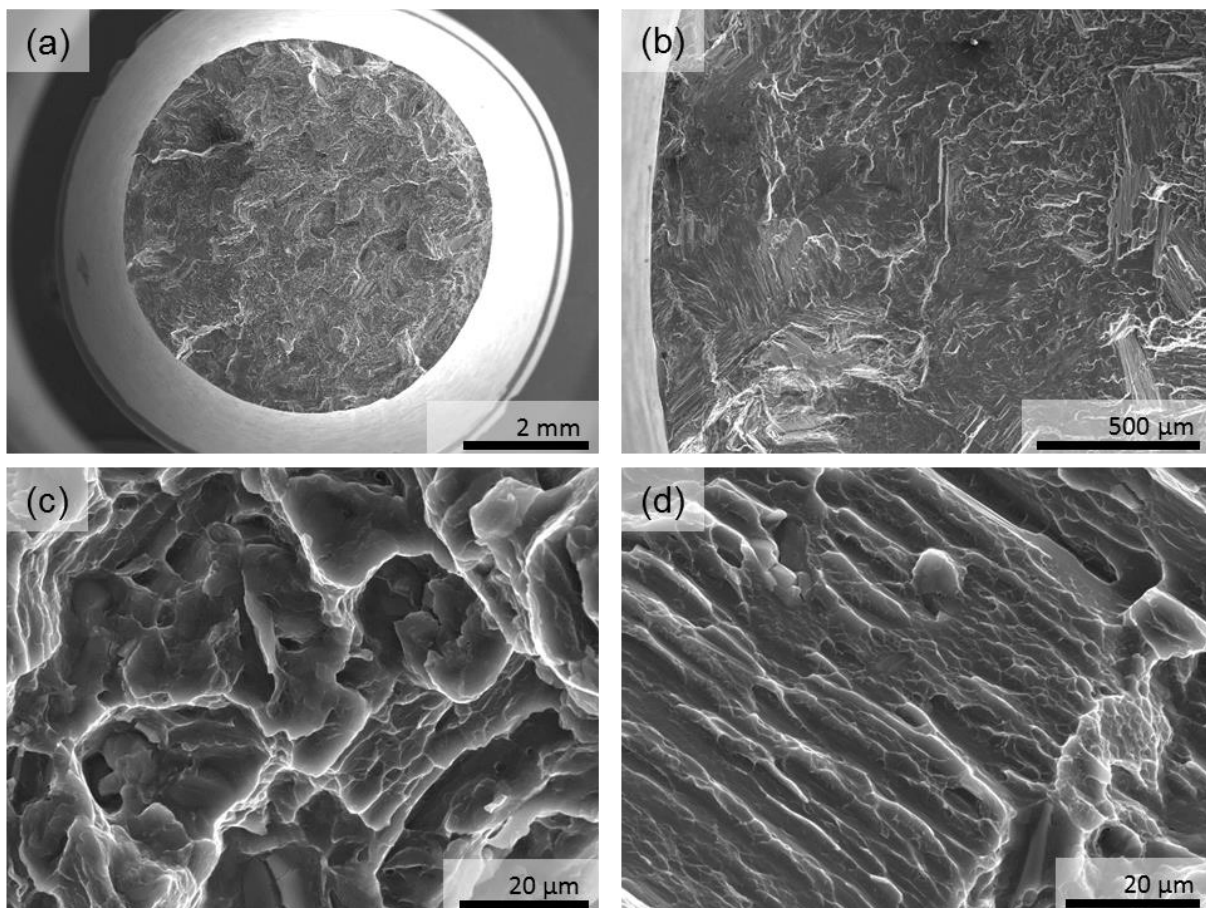
Obr. P2.5 Lomová plocha, slitina AZ31_1000hod_34 MPa (a) přehledový snímek, (b) (d) místo iniciace únavové trhliny (c) oblast statického dolomu



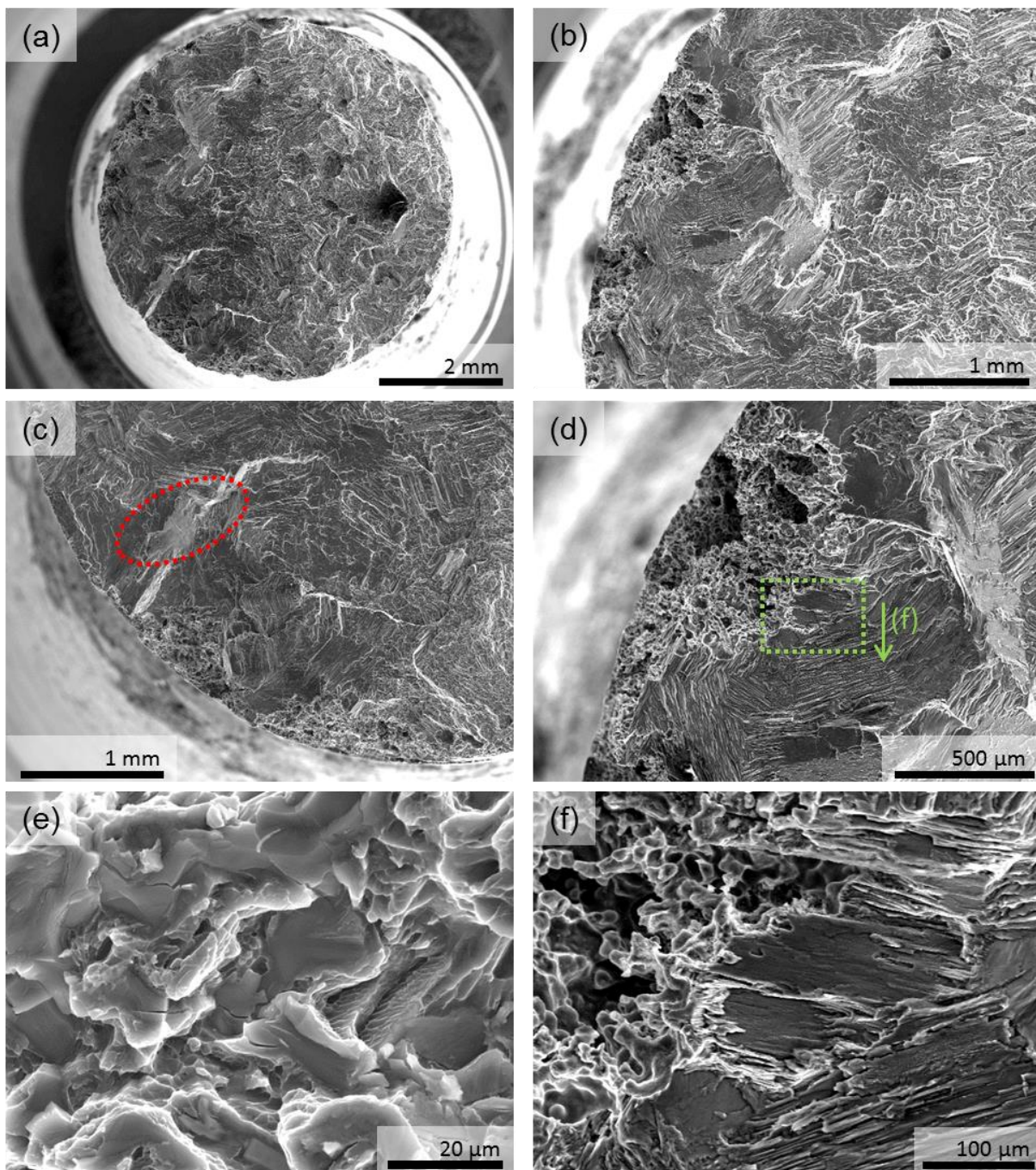
Obr. P2.6 Lomová plocha, slitina AZ31_1000hod_102 MPa (a) přehledový snímek, (b) místo iniciace a oblast šíření únavové trhliny, (c) (d) (f) místo iniciace, (e) oblast statického dolomu



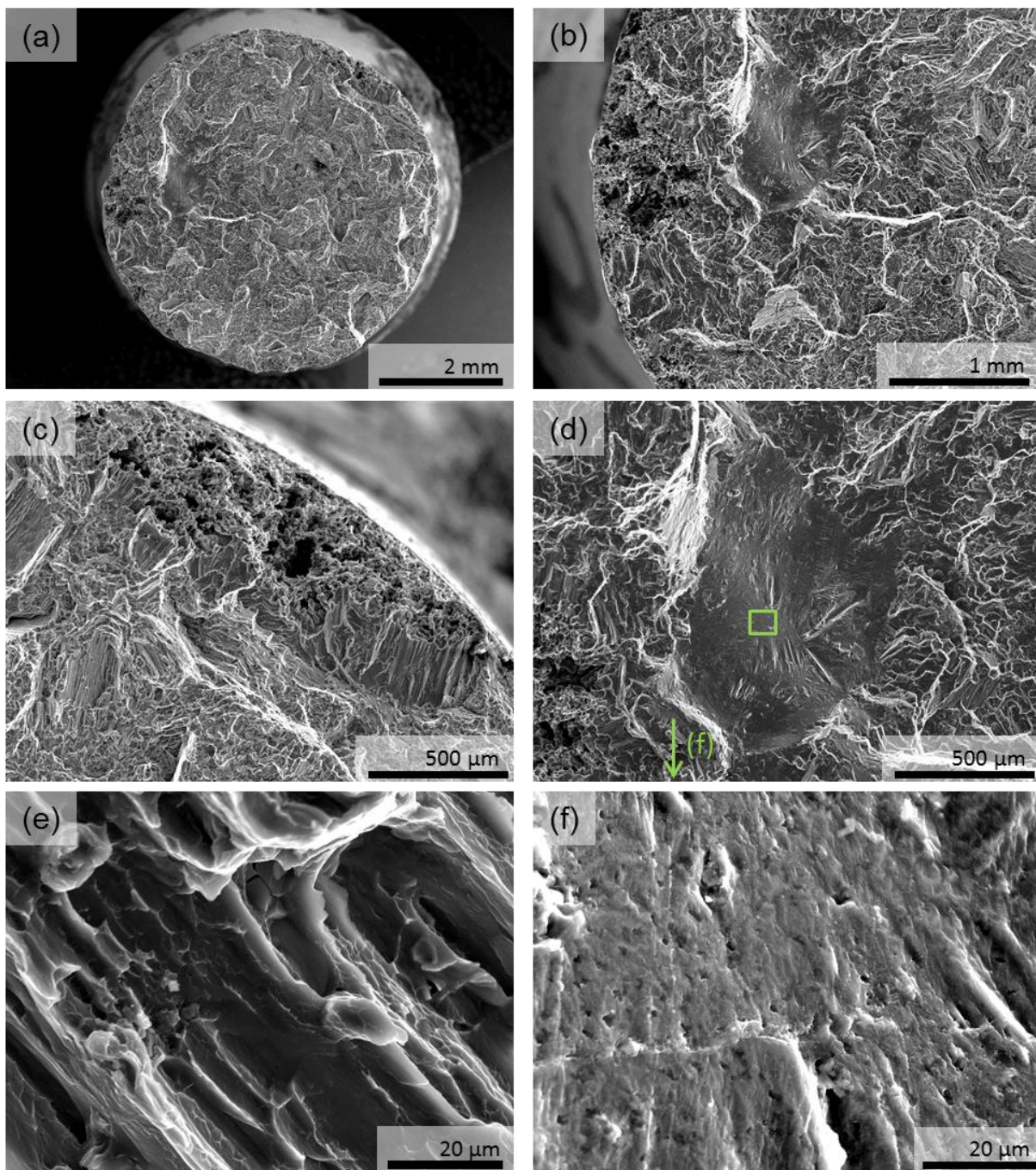
Obr. P2.7 Lomová plocha, slitina AZ61_60 MPa (a) přehledový snímek, (b) místo iniciace a oblast šíření únavové trhliny, (c) statický dolom



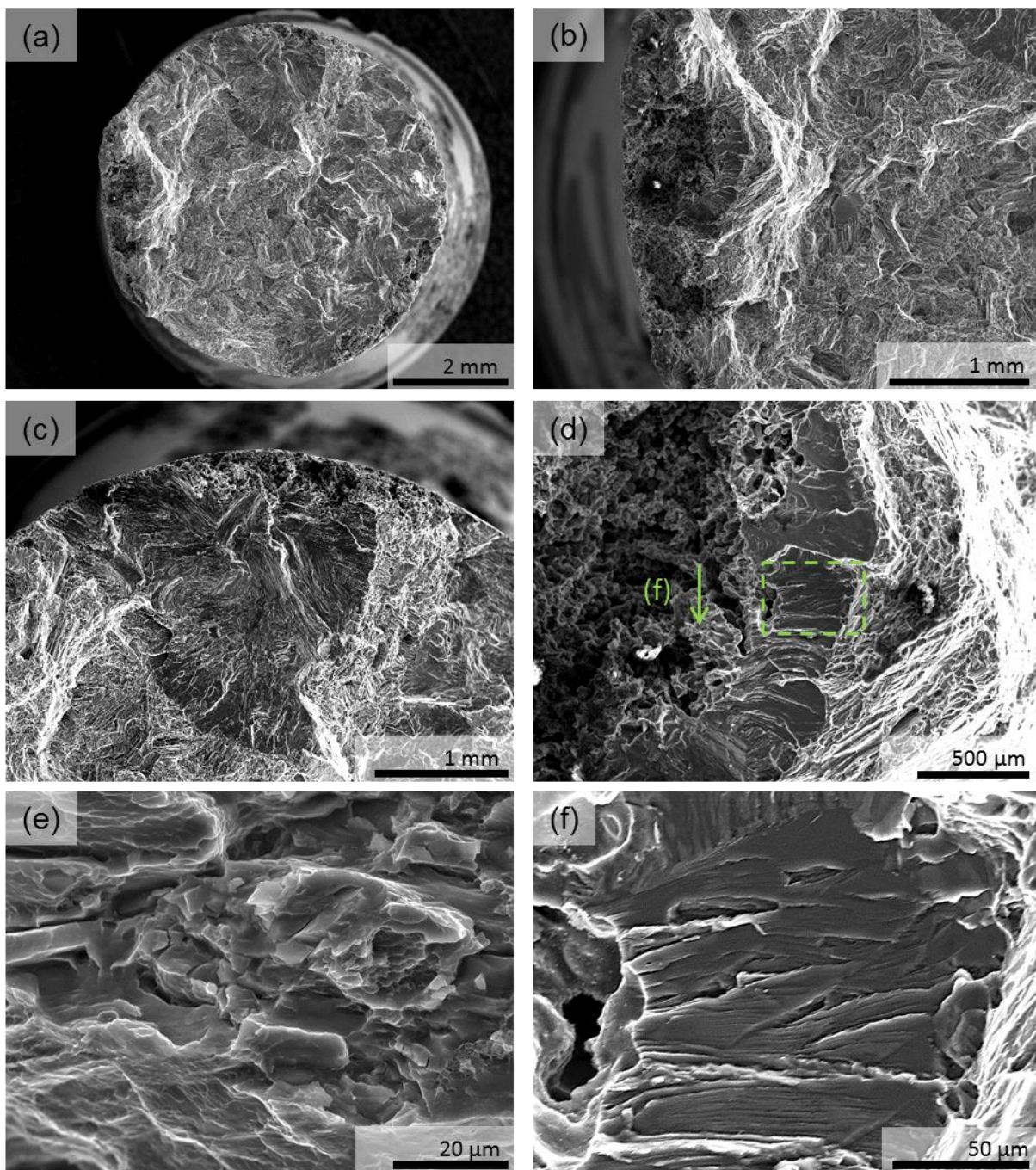
Obr. P2.8 Lomová plocha, slitina AZ61_110 MPa (a) přehledový snímek, (b) místo iniciace a oblast šíření únavové trhliny, (c) (d) statický dolom



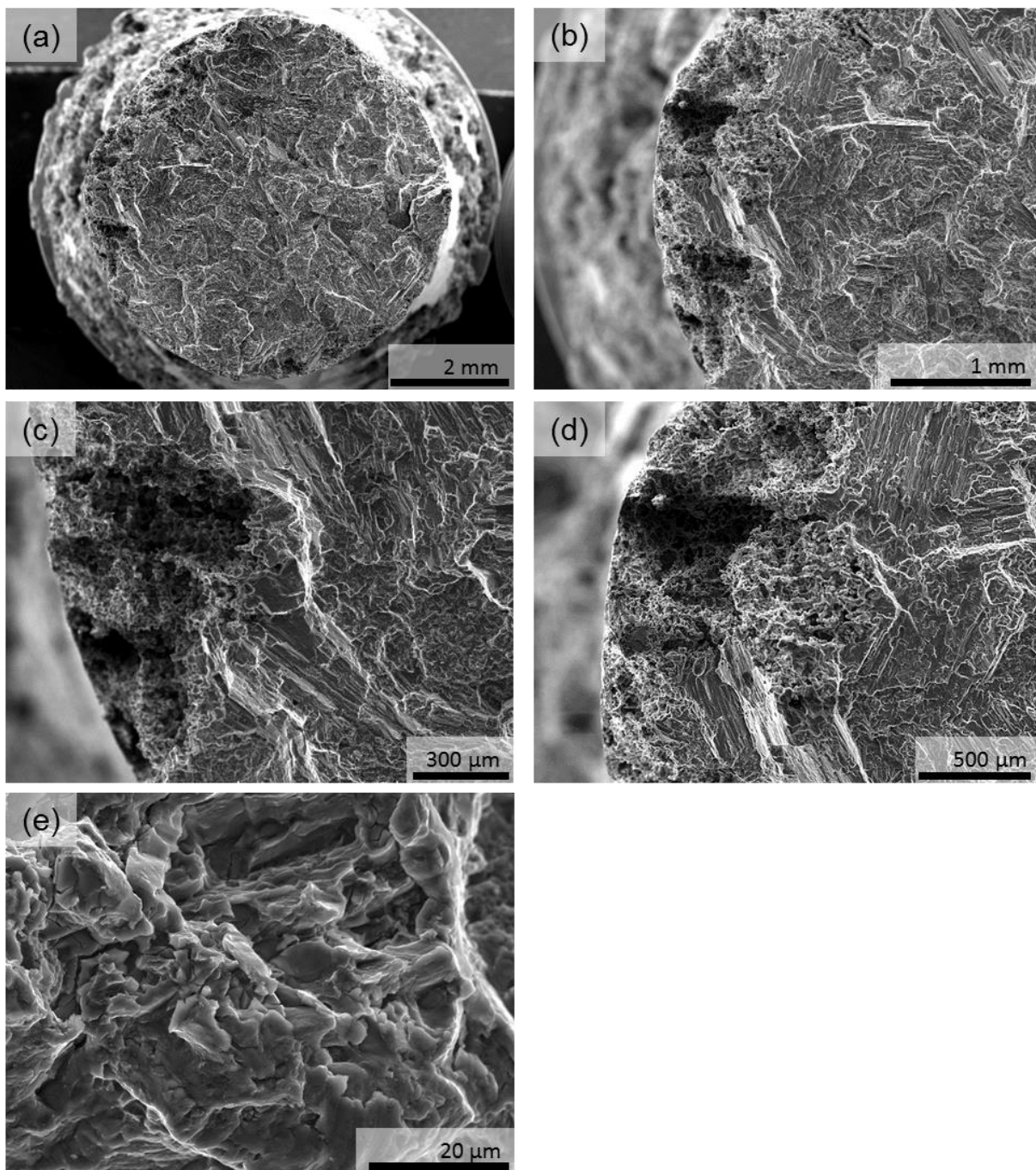
Obr. P2.9 Lomová plocha, slitina AZ61_480hod_55 MPa (a) přehledový snímek, (b) (c) místo iniciace a oblast šíření únavové trhliny s vyznačenou oxidickou plenou, (d) (f) místo iniciace, (e) oblast statického dolomu



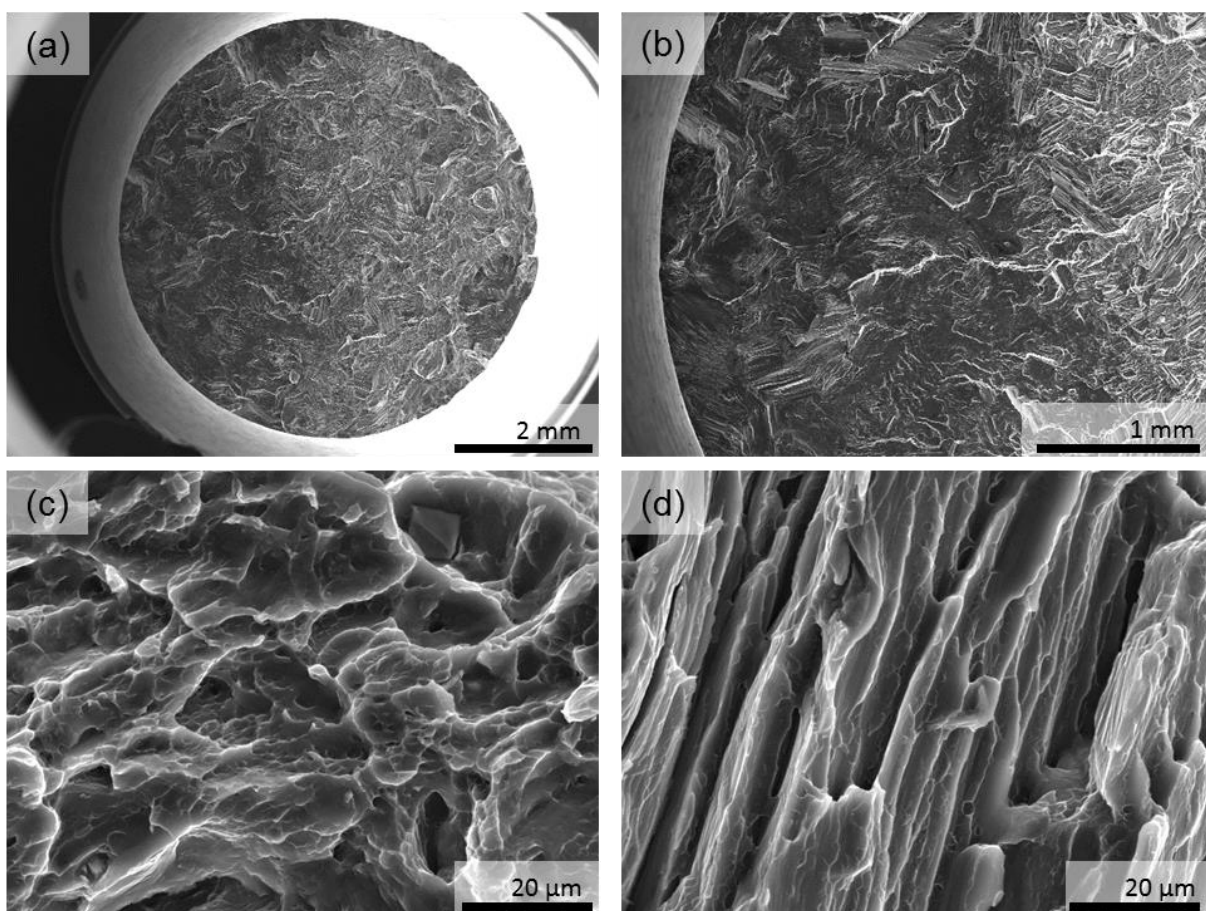
Obr. P2.10 Lomová plocha, slitina AZ61_480hod_110 MPa (a) přehledový snímek, (b) (c) místo iniciace a oblast šíření únavové trhliny, (d) (f) oxidická plena, (e) oblast statického dolomu



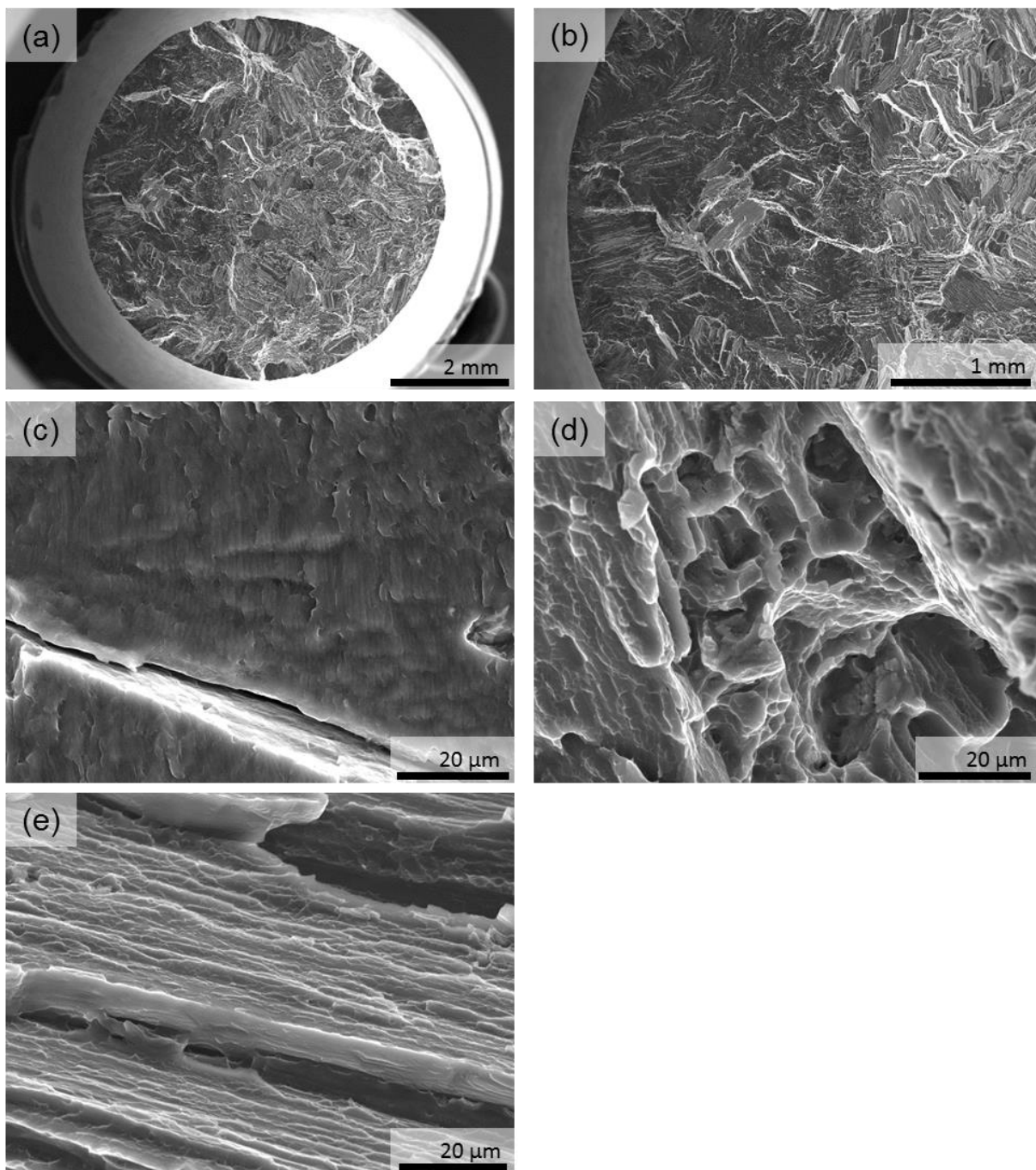
Obr. P2.11 Lomová plocha, slitina AZ61_1000hod_46 MPa (a) přehledový snímek, (b) (c) místo iniciace a oblast šíření únavové trhliny, (d) (f) místo iniciace, (e) oblast statického dolomu



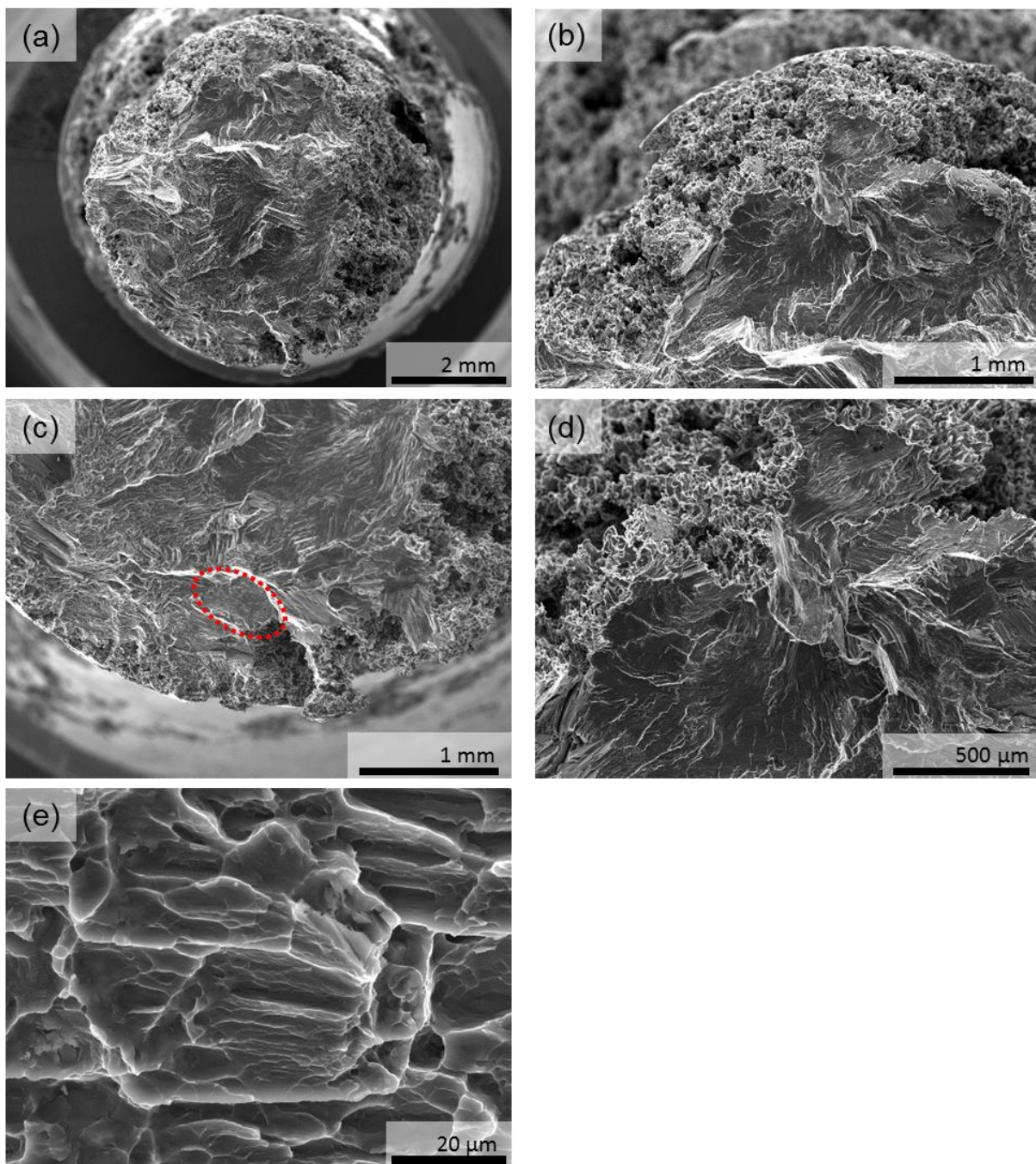
Obr. P2.12 Lomová plocha, slitina AZ61_1000hod_109 MPa (a) přehledový snímek, (b) místo iniciace a oblast šíření únavové trhliny, (c) (d) místo iniciace, (e) oblast statického dolomu



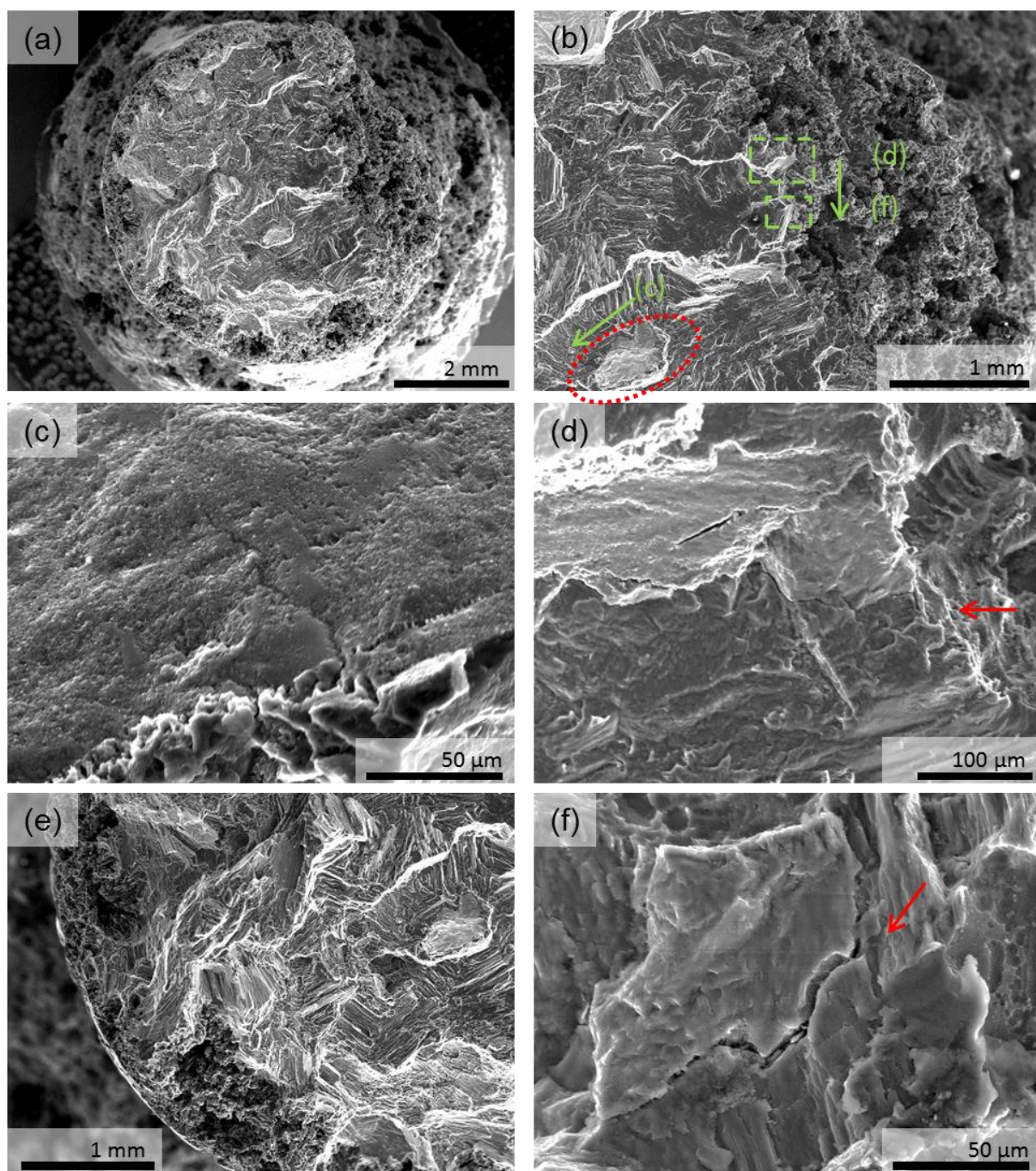
Obr. P2.13 Lomová plocha, slitina AZ61-T4_80 MPa (a) přehledový snímek, (b) místo iniciace a oblast šíření únavové trhliny, (c) (d) oblast statického dolomu



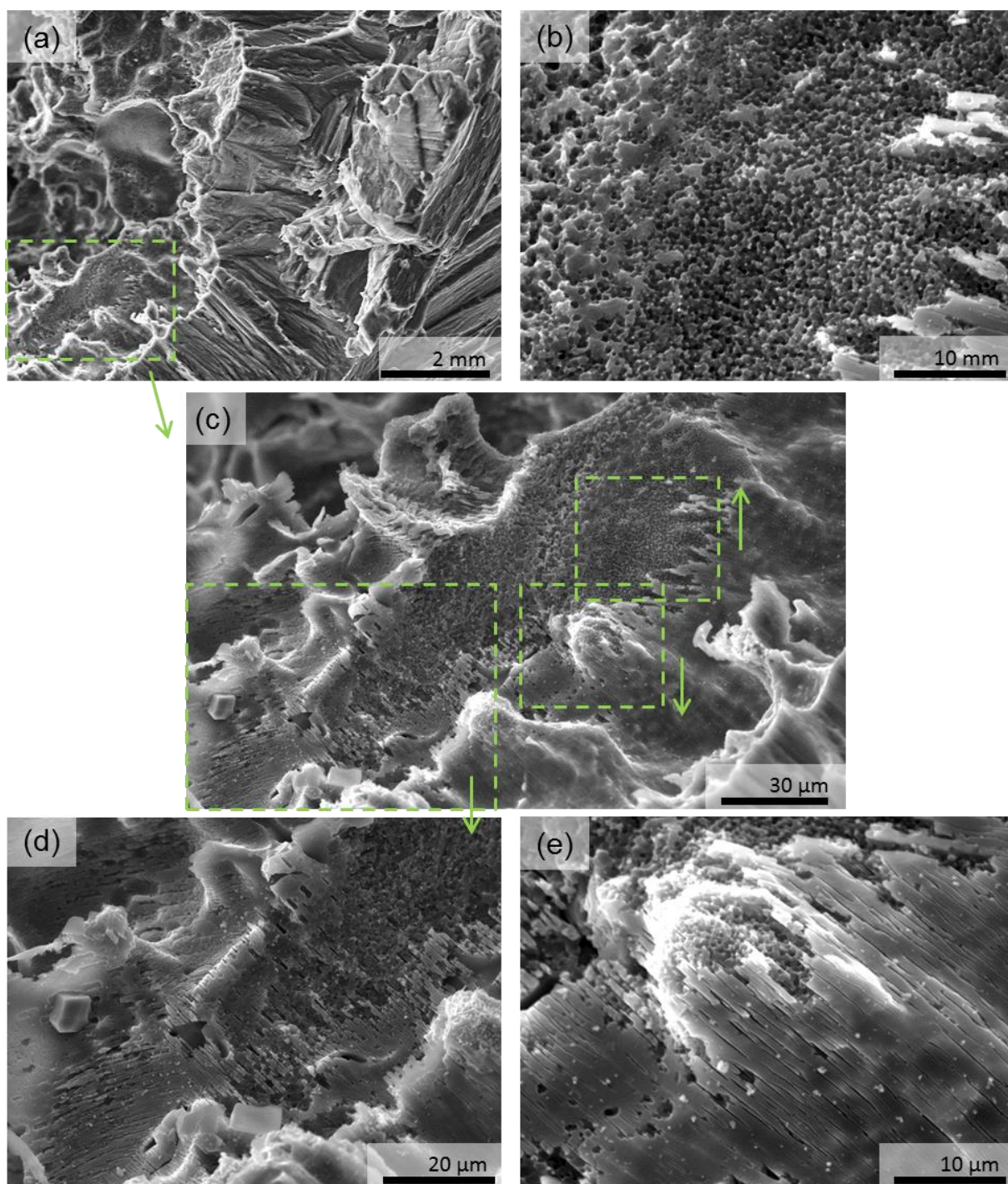
Obr. P2.14 Lomová plocha, slitina AZ61-T4_120 MPa (a) přehledový snímek, (b) místo iniciace a oblast šíření únavové trhliny, (c) únavové striace, (d) (e) oblast statického dolomu



Obr. P2.15 Lomová plocha, slitina AZ61-T4_480hod_40 MPa (a) přehledový snímek, (b) (c) místo iniciace a oblast šíření únavové trhliny s vyznačenou oxidickou plenou, (d) místo iniciace, (e) oblast statického dolomu



Obr. P2.16 Lomová plocha, slitina AZ61-T4_480hod_91 MPa (a) přehledový snímek, (b) místo iniciace a oblast šíření únavové trhliny s vyznačenou oxidickou plénou, (c) detail povrchu oxidické pleny, (d) (f) místo iniciace, (e) oblast statického dolomu



Obr. P2.17 Detail lomové plochy, slitina AZ61-T4_480hod_64 MPa (a) (c) přehledový snímek, (b) (d) (e) detail jednotlivých oblastí s předpokládanou odlišnou krystalografickou orientací

10. Seznam publikací autorky

Články v časopisech s IF

- HORYNOVÁ, M., JULIŠ, M., ČELKO, L., ŠVEJCAR, J. Failure analysis of induction hardened injector body. *Engineering Failure Analysis*. 2015, in press, DOI: 10.1016/j.engfailanal.2014.10.017. ISSN 13506307.
- KLAČURKOVÁ, L., JULIŠ, M., ČELKO, L., HORYNOVÁ, M., HÉGR, E., ŠVEJCAR, J. Analysis of surface defects of aluminium components with hard anodized layers. *Engineering Failure Analysis*. 2015, in press, DOI: 10.1016/j.engfailanal.2015.01.013. ISSN 13506307.
- HORYNOVÁ, M., ZAPLETAL, J., DOLEŽAL, P., GEJDOŠ, P. Evaluation of fatigue life of AZ31 magnesium alloy fabricated by squeeze casting. *Materials and design*, 2013, roč. 45, č. 3, s. 253-264. ISSN: 0261- 3069.
- DOLEŽAL, P., ZAPLETAL, J., HORYNOVÁ, M., GEJDOŠ, P., ČELKO, L. Cyclic deformation response of AZ31 magnesium alloy after corrosion degradation. *Chemické listy*, 2011, roč. 105, č. S, s. 787-789. ISSN: 0009- 2770.

Články v databázi SCOPUS

- ZAPLETAL, J., DOLEŽAL, P., GEJDOŠ, P., HORYNOVÁ, M. Influence of heat treatment on microstructure and fatigue behavior of AZ61 magnesium alloy. *Acta Metallurgica Slovaca*, 2012, roč. 18, č. 2, s. 92-99. ISSN: 1335- 1532.

Články v recenzovaných neimpaktovaných periodických

- HORYNOVÁ, M., DOLEŽAL, P., GEJDOŠ, P., ZAPLETAL, J., JANOVÁ, D. Influence of heat treatment on mechanical properties and microstructure of AZ61 magnesium alloy. *Transaction of the VŠB-Technical University of Ostrava, Mechanical series*, 2010, roč. LVI, č. 2, s. 73-82. ISSN: 1210- 0471.

Články a abstrakty ve sbornících

- HORYNOVÁ, M., DOLEŽAL, P., ZAPLETAL, J., GEJDOŠ, P., PODRÁBSKÝ, T. Influence of Aluminium Content on Corrosion Behavior of AZ Type Magnesium Alloys. In: *Multi Scale Design of Advanced Materials*. 2015. s. 42-47 ISBN: 978-80-214-5146-9.
- ROČŇÁKOVÁ, I., DOLEŽALOVÁ WEISSMANNOVÁ, H., HORYNOVÁ, M., DOLAŽAL, P., PODRÁBSKÝ, T. Bio-corrosion of Magnesium Alloys in Different Simulated Body Fluids for Biomedical Application. In: *Multi Scale Design of Advanced Materials*. 2015. s. 48-53 ISBN: 978-80-214-5146-9.
- HORYNOVÁ, M., MODRÁČKOVÁ, I., DOLEŽAL, P., GEJDOŠ, P., ZAPLETAL, J. Influence of Corrosion Damage on Fatigue Behaviour of AZ31 Magnesium Alloy. In: *Magnesium Workshop Madrid 2013*. 2013. s. 25-25.
- DOLEŽAL, P., HADŽIMA, B., HORYNOVÁ, M., BUKOVINOVÁ, L. Optimization of heat treatment and its influence on corrosion behaviour of AZ61 magnesium alloy. In: *YUCOMAT 2011*. Material Research Society of Serbia, 2011. s. 111-111.
- ZAPLETAL, J., DOLEŽAL, P., GEJDOŠ, P., HORYNOVÁ, M. Influence Of Heat Treatment On Microstructure And Fatigue Behavior Of AZ61 Magnesium Alloy. In: *Konstrukčné Materiály 2011*. 2011.
- GEJDOŠ, P., ZAPLETAL, J., DOLEŽAL, P., HORYNOVÁ, M. EVALUATION OF FATIGUE LIFE OF AZ31 MAGNESIUM ALLOY. In: *Konstrukčné Materiály 2011*. 2011.

- ŠKORÍK, V., NOVÝ, F., DOLEŽAL, P., HADZIMA, B., HORYNOVÁ, M. Impact analysis of shot peening of aluminium alloy AW 6082 on the fatigue properties. In: *YUCOMAT 2011*. Material Research Society of Serbia, 2011. s. 112-112.
- DOLEŽAL, P., HORYNOVÁ, M., ZMRZLÝ, M., PACAL, B., NĚMCOVÁ, A. *Influence of heat treatment on corrosion behaviour of magnesium alloy AZ61 in artificial atmosphere*. In: *YUCOMAT 2010*. 2010. s. 137-137.
- HORYNOVÁ, M., DOLEŽAL, P., JANOVÁ, D., GEJDOŠ, P. Vliv tepelného zpracování na chemickou a mikrostrukturní heterogenitu hořčíkové slitiny AZ61. In: *Zeszyty naukowe politechniki Opolskiej seria Mechanika*, 2010, roč. 2010, č. 337, s. 179-187. ISSN: 1429-6055.
- DOLEŽAL, P., ZAPLETAL, J., GEJDOŠ, P., HORYNOVÁ, M. Vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti hořčíkové slitiny AZ61. In: *Zeszyty naukowe politechniki Opolskiej seria Mechanika*, 2010, roč. 2010, č. 337, s. 165-170. ISSN: 1429-6055.