

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

NÍZKOCYKLOVÁ ÚNAVA HOŘČÍKOVÉ SLITINY AZ91

LOW CYCLE FATIGUE OF MAGNESIUM ALLOY AZ91

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE
BACHELOR THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

MARTINA HRČKOVÁ

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

ING. MARTIN JULIŠ, PH.D.

BRNO 2009

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství
Akademický rok: 2008/09

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

student(ka): Hrčková Martina

který/která studuje v **bakalářském studijním programu**

obor: **Materiálové inženýrství (3911R011)**

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

Nízkocyklová únava hořčíkové slitiny AZ91

v anglickém jazyce:

Low Cycle Fatigue of Magnesium Alloy AZ91

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Zjišťování nízkocyklových únavových charakteristik slitiny hořčíku AZ91 za pokojové teploty.

Cíle bakalářské práce:

- 1) Literární rešerše dané problematiky
- 2) Provedení zkoušek nízkocyklové únavy
- 3) Analýza výsledků a jejich diskuse
- 4) Závěry

Seznam odborné literatury:

- [1] PÍŠEK, F., JENÍČEK, L., RYŠ, P.: Nauka o materiálu I - Neželezné kovy, Academia, Praha, 1973
[2] POLÁK, J.: Cyclic Plasticity and Low Cycle Fatigue Life of Metals, 2.vydání, Academia, Praha, 1991
[3] VELES, P.: Mechanické vlastnosti a skúšanie kovov, SNTL Praha, 1985

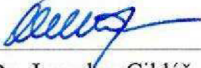
Vedoucí bakalářské práce: Ing. Martin Juliš, Ph.D.


Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2008/09.

V Brně, dne 20.10.2008

L.S.




prof. RNDr. Jaroslav Cihlár, CSc.
Ředitel ústavu


doc. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc.
Děkan fakulty

ABSTRAKT

Bakalářská práce se zabývá zjišťováním únavových charakteristik lité hořčíkové slitiny AZ91 po zkouškách nízkocyklové únavy za pokojové teploty. Jako experimentální materiál byly použity vzorky připravené technologií squeeze casting a to ve stavu litém bez tepelného zpracování a dále ve stavu po rozpouštěcím žíhání.

V průběhu měření byly získány křivky cyklického zpevnění/změkčení a křivky únavové životnosti v závislosti na způsobu tepelného zpracování. Bylo provedeno fraktografické pozorování lomových ploch zkušebních tyčí. Pro studium byly použity metody světelné mikroskopie a rastrovací elektronové mikroskopie.

Klíčová slova

slitina hořčíku AZ91, squeeze casting, nízkocyklová únava, cyklické zpevnění, cyklické změkčení, fraktografie

ABSTRACT

The objective of the present study is to investigate the fatigue characteristics of cast magnesium alloy AZ91 after low-cycle fatigue tests at the indoor temperature. Squeeze casting specimens in both non-thermal treatment cast state and in solution annealing state were used as the experimental materials.

Cyclic hardening/softening and fatigue life curves were obtained from the tests varying according to the way of thermal treatment. This bachelor thesis includes also fracture tests of specimens. Light microscopy and scanning electron microscopy were used for the investigation.

Key words

magnesium alloy AZ91, squeeze casting, low-cycle fatigue, cyclic hardening, cyclic softening, fractography

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

HRČKOVÁ, M. *Nízkocyklová únava hořčíkové slitiny AZ91*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2009. 38 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Martin Juliš, Ph.D

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma *Nízkocyklová únava hořčíkové slitiny AZ91* vypracovala samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, které jsou uvedeny a řádně citovány v seznamu použité literatury této práce.

29. 5. 2009

Podpis bakaláře

.....
Martina Hrčková

PODĚKOVÁNÍ

Na tomto místě bych ráda poděkovala především vedoucímu bakalářské práce Ing. Martinu Julišovi, Ph.D. za obětavou spolupráci, vstřícnost a cenné rady, které mi poskytl při řešení této práce.

Děkuji rovněž Ing. Josefu Zapletalovi, Ing. Drahomíře Janové, paní Ivě Davidové a ostatním pracovníkům Ústavu materiálových věd a inženýrství za pomoc při realizaci experimentů.

Práce vznikla v rámci projektu MŠMT 1M2560471601 „Ekocentrum aplikovaného výzkumu neželezných kovů“ na pracovišti FSI VUT v Brně.

OBSAH

1 ÚVOD	1
2 HOŘČÍK A JEHO SLITINY	2
2.1 Hořčík	2
2.2 Výroba hořčíku	3
2.2.1 Zdroje surovin pro výrobu hořčíku	3
2.2.2 Způsoby výroby hořčíku	3
2.3 Slitiny hořčíku	4
2.3.1 Použití hořčíkových slitin	4
2.3.2 Vliv prvků na vlastnosti hořčíkových slitin	4
2.3.3 Přehled hořčíkových slitin	5
2.3.4 Mikrostruktura Mg slitin na odlitky	7
2.4 Technologie tváření a odlévání hořčíkových slitin	7
2.5 Značení hořčíkových slitin	9
2.5.1 Značení dle ASTM	9
2.5.2 Značení dle EN	10
3 NÍZKOCYKLOVÁ ÚNAVA	11
3.1 Stádium změn mechanických vlastností	12
3.1.1 Hysterezní smyčka	12
3.1.2 Cyklická deformační křivka	13
3.1.3 Křivky cyklického zpevnění/změkčení	14
3.2 Stádium nukleace trhlin	14
3.2.1 Mechanismy nukleace únavových trhlin	14
3.3 Stádium šíření trhlin	16
3.4 Křivky životnosti ve vztahu k nízkocyklové únavě	16
3.4.1 Křivka životnosti $\varepsilon_{ap} - N_f$	17
3.4.2 Křivka životnosti $\sigma_a - N_f$	17
3.5 Únavové vlastnosti slitiny AZ91	17
4 CÍLE PRÁCE	18
5 EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL	19
5.1 Slitina AZ91 S.C.	19
5.2 Zkušební vzorky	19
6 EXPERIMENTÁLNÍ METODY	20
6.1 Zkouška tahem	20
6.2 Zkušební zařízení pro zkoušky nízkocyklové únavy	20

6.3 Světelná mikroskopie	20
6.4 Rastrovací elektronová mikroskopie (REM)	21
7 VÝSLEDKY A DISKUZE EXPERIMENTŮ	23
7.1 Zkouška tahem	23
7.2 Zkoušky nízkocyklové únavy	23
7.3 Mikrostruktura slitiny AZ91 S.C.	27
7.4 Studium lomových ploch	29
8 ZÁVĚRY	34
SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ	35
SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ	37

1 ÚVOD

Jedním z hlavních trendů současnosti je celosvětové snižování zátěže životního prostředí ve všech oblastech strojírenství. Evropští výrobci automobilů přijali v rámci Kjótského protokolu záměr snížit spotřebu paliva o 25 % a množství emisí CO₂ o 50 %. Významné úspory paliva lze dosáhnout mimo jiné snižováním hmotnosti dopravních prostředků a tomu odpovídající úsporou energie při akceleraci a provozu.

Aby bylo možné tohoto cíle dosáhnout, je nutné zvýšit podíl lehkých konstrukčních materiálů při stavbě automobilů, letadel a dalších dopravních prostředků, tj. využívat pro jejich konstrukci slitiny lehkých kovů, kompozity, technické plasty apod. Kromě již tradičně využívaných slitin hliníku patří neméně významné místo také slitinám hořčíku, kdy např. v automobilovém průmyslu v současné době činí podíl hořčíkových slitin průměrně cca 12kg/automobil.

Většímu rozšíření slitin hořčíku ovšem stále brání relativně vysoká cena. Tento nedostatek by však měl být postupně odstraněn zejména programem recyklace zmíněných slitin. Dalším trendem spojeným se zvyšujícími se nároky na kvalitu součástí je zdokonalování výrobních postupů a technických zařízení u obvyklých technologií a využití technologií nových, jako je např. squeeze casting.

S rozšiřující se oblastí aplikace litých hořčíkových slitin (např. AZ91, AM50) v automobilovém průmyslu je předmětem zájmu a zkoumání predikce chování těchto materiálů v provozních podmínkách, tedy v podmínkách cyklického únavového namáhání. Zkoušky nízkocyklové únavy jsou proto vhodným nástrojem pro zjištění některých z výše uvedených závislostí.

2 HOŘČÍK A JEHO SLITINY

2.1 Hořčík

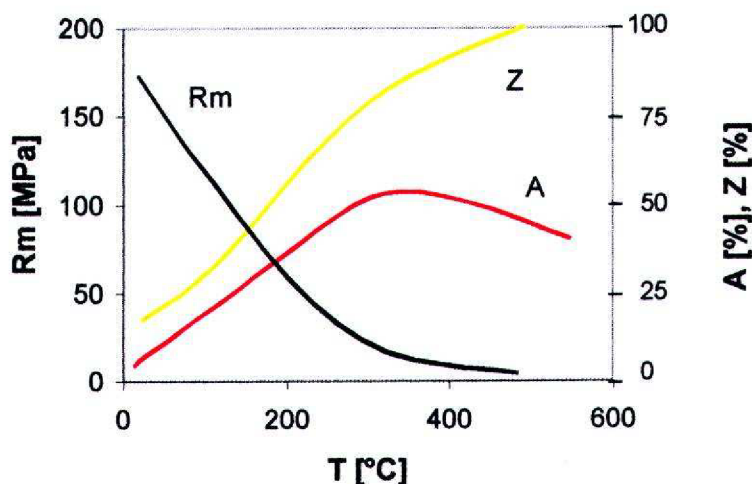
Hořčík (Mg), z latinského magnesium, je prvkem II.A skupiny periodické soustavy prvků. Nachází se mezi berylliem a vápníkem, jako druhý nejlehčí z kovů alkalických zemin. Jedná se o stříbrolesklý bílý kov s protonovým číslem 12 a relativní atomovou hmotností 24,31 g/mol. Jeho nízká hustota je tedy dána malou atomovou hmotností s velkým atomovým poloměrem 0,162 nm. Hořčík je nejlehčím známým konstrukčním materiálem, když nepočítáme beryllium, které je toxické [1].

Elektronová konfigurace hořčíku je $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2$, z čehož plyne, že Mg má dva valenční elektrony v s-orbitalu, které snadno odevzdává. Tyto elektrony způsobují jeho poměrně velkou reaktivnost [2].

Další fyzikální vlastnosti hořčíku:

- teplota tání čistého hořčíku při atmosférickém tlaku je 650 °C,
- teplota varu čistého hořčíku při atmosférickém tlaku je 1090 °C,
- hustota při pokojové teplotě je $1,738 \cdot 10^3 \text{ kg/m}^3$,
- hustota v kapalném stavu je přibližně $1,580 \cdot 10^3 \text{ kg/m}^3$,
- změna objemu při tuhnutí je 4,2 %, při ochlazení z 650 °C na 20 °C dalších 5 % [3].

Mechanické vlastnosti čistého hořčíku nejsou zvláště dobré. Malá pevnost a tvárnost je způsobena krystalizací v soustavě hexagonální s nejtěsnějším uspořádáním s mřížkovými konstantami $a = 0,321 \text{ nm}$, $c = 0,521 \text{ nm}$ a osovým poměrem $c/a = 1,623$. Tato hodnota se velmi blíží ideálnímu osovému poměru pro nejtěsnější uspořádání 1,633 [3]. Na rozdíl od převážné většiny kovů krystalizujících v soustavě kubické s celou řadou kluzných rovin, má soustava hexagonální skluzové roviny pouze tři. Značný rozdíl je v pevnosti ve stavu litém a ve stavu tvářeném. Tvárným se hořčík stává při vyšších teplotách (přibližně od 225 °C). To je důvod, proč se hořčík i jeho slitiny tváří za tepla. Změna mechanických vlastností čistého hořčíku v závislosti na teplotě je zřejmá z obr. 1 [1].



Obr. 1 Změna mechanických vlastností čistého hořčíku v závislosti na teplotě [1]

Tab. 1 Mechanické vlastnosti nelegovaného Mg a slitiny AZ91 připravené tlakovým litím [3]

Materiál	Rm [MPa]	Rp _{0,2} [MPa]	A [%]	Tvrđost HRC	Tvrđost HB
Odlévaný Mg	90	21	2 – 4	16	30
Protlačovaný Mg	165 – 205	69 – 105	5 – 8	26	35
Slitina AZ91	250	160	7	70	–

Čistý hořčík se jako konstrukční materiál prakticky nepoužívá. Mezi nepříznivé vlastnosti hořčíku a některých jeho slitin řadíme nízké hodnoty nárazové práce, dále pak snadnou zápalnost na vzduchu a v neposlední řadě rovněž špatnou korozní odolnost, která může nepříznivě ovlivnit únavovou životnost i v slabě korozním prostředí. Při korozi se tvoří na povrchu pasivační vrstva MgO, která však neposkytuje prakticky žádnou ochranu proti korozi, protože není souvislá [1, 2]. V metalurgii se Mg používá jako prostředek k odstranění síry z oceli, k výrobě tvárných litin, dále jako dezoxidační přísada v neželezných kovech a především jako legující prvek ve slitinách hliníku [3].

2.2 Výroba hořčíku

2.2.1 Zdroje surovin pro výrobu hořčíku

Hlavním zdrojem hořčíku, který je považován za prakticky nevyčerpatelný, je mořská voda, dále pak suchozemská slaná jezera, jako je Mrtvé moře mezi Izraelem a Jordánskem. Hořčík ve formě sloučenin je také obsažen v různých minerálech a je rovněž hojně zastoupen v zemské kůře. Pro výrobu Mg se využívají zejména rudy oxidické a chloridové [4].

Užívané oxidické rudy:

- magnezit MgCO_3 ,
- dolomit $\text{CaCO}_3 \cdot \text{MgCO}_3$,
- serpentín $3\text{MgO} \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$.

Užívané chloridové rudy:

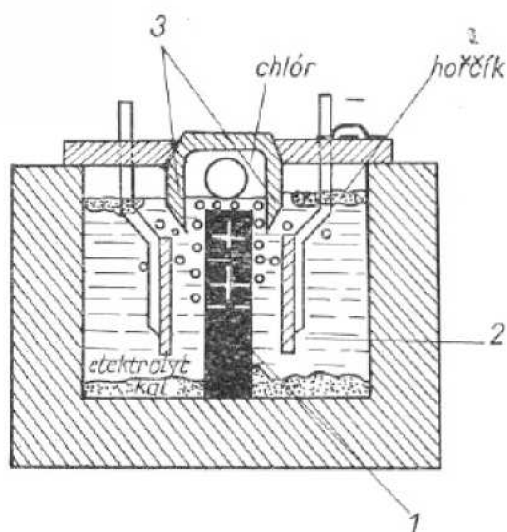
- karnalit $\text{KCl} \cdot \text{MgCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$,
- bischofit $\text{MgCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$,
- mořská voda, voda přírodních jezer a průmyslové solanky [3].

2.2.2 Způsoby výroby hořčíku

Hořčík jako kov neušlechtilý a reaktivní vytváří stabilní sloučeniny a jeho výroba elektrochemickou nebo termickou redukcí vyžaduje velký energetický vklad. Technologie výroby jsou odvozené od fyzikálně–chemických vlastností MgO a MgCl_2 , což jsou nejčastější sloučeniny zastoupené v hořčíkových surovinách [3].

1. Metoda chloridové elektrolýzy

Prvním stupněm elektrolytické výroby hořčíku je příprava dehydratovaného chloridu hořečnatého, dále následuje elektrolýza chloridové taveniny obsahující MgCl_2 , jak dokládá obr. 2. Výsledným produktem je kovový roztavený Mg a také plynný chlór.



Obr. 2 Elektrolyzér pro výrobu hořčíku [5]
1–anoda, 2–katoda, 3–membrána

2. Metoda termické redukce

Tento postup výroby vyžaduje použití vhodného redukovadla. Je možné použít křemík, hliník, karbid vápníku a uhlík. Jediný průmyslově realizovaný proces výroby hořčíku termickou redukcí MgO je silikotermický proces. Redukčním činidlem je slitina ferosilicia FeSi75. Výsledkem a společným znakem procesů termické redukce je vznik par kovového Mg [4, 5].

2.3 Slitiny hořčíku

2.3.1 Použití hořčíkových slitin

Kovový hořčík poprvé izoloval v roce 1828 francouzský přírodovědec Antoine–Alexander Bussy. Komerční výroba Mg byla zahájena v Paříži v polovině 19. století za použití procesu Deville–Caron, který využívá uhličitan draselný (potaš – K_2CO_3) k redukcí chloridu hořečnatého. Historicky největší podíl na rozvoji hořčíkových slitin měl vývoj vojenské techniky a nukleárních zařízení [4]. Hořčíkové slitiny jsou velmi užitečné v leteckém průmyslu, automobilovém a kosmickém průmyslu a všude tam, kde se vyžaduje nízká hmotnost součástí.

Za expanzí výroby hořčíku, která přetrvává od začátku 90. let minulého století, stojí zejména jeho výjimečné vlastnosti jako vysoká specifická pevnost, tj. poměr mezi pevností a hmotností, schopnost tlumit vibrace a hlavně nízká hustota [6]. Přes své rozšíření v přírodě se hořčík vyrábí v současnosti jen ve 12 zemích světa a jeho výroba je určitou charakteristikou technologické a ekonomické vyspělosti daného státu [3].

2.3.2 Vliv prvků na vlastnosti hořčíkových slitin

Při výběru legujícího prvku záleží na zamýšleném použití slitiny a na tom, které vlastnosti chceme zlepšit. Je také třeba brát na zřetel fakt, že zlepšení jedné vlastnosti může znamenat zhoršení jiné. Rozdíl atomových poloměrů hořčíku a legujícího prvku musí být, dle Hume–Rotheryho pravidel, menší než 15%. Výběr legujících prvků je také omezen snahou o zachování nízké hustoty [3, 4].

Vliv důležitých prvků na vlastnosti slitin Mg je shrnut v následujícím přehledu [3, 4].

Hliník má ze všech legujících prvků nejpříznivější vliv. Je nejčastěji používanou legurou v Mg slitinách. Hliník zlepšuje pevnost a u slitin s obsahem 6 % Al se dosahuje výhodného poměru pevnosti a tažnosti. Slitiny jsou dobře slévatelné.

Křemík je v hořčíku nerozpustný. Tvoří s Mg intermetalickou fázi typu Mg_2Si , která silně zpevňuje základní matici. V přítomnosti Fe snižuje korozní odolnost.

Lithium jako jediný legující prvek snižuje hustotu pod hodnotu čistého hořčíku. Přidání Li snižuje pevnost, ale poněkud zvyšuje tažnost. Výroba Mg–Li slitin je obtížná, a proto je jejich použití omezené.

Mangan se většinou používá ve směsi s jiným prvkem, např. Al. Snižuje rozpustnost železa, zvyšuje napětí na mezi kluzu a zvyšuje odolnost proti korozi ve slané vodě.

Stroncium je nově používanou přísadou. Dává optimální kombinaci slévatelnosti a creepových vlastností.

Stříbro zlepšuje mechanické vlastnosti slitin Mg zpevněním při procesu precipitačního vytvrzování.

Thorium zvyšuje odolnost slitin proti creepu až do 350 °C. Zlepšuje slévatelnost, svařitelnost a žárovečnost. V poslední době jsou slitiny postupně vyřazovány, protože thorium je radioaktivní.

Vápník působí jako dezoxidační přísada v tavenině nebo při následném tepelném zpracování. Používá se stále častěji pro výrobu levných slitin s dobrou creepovou odolností. Zlepšuje tvařitelnost Mg plechů.

Kovy vzácných zemin jsou přidávány pro zlepšení creepové odolnosti a vlastností za vyšších teplot. Společně s těmito kovy je zpravidla používáno i yttrium.

Zinek je jedním z prvků používaným nejčastěji v kombinaci s Al, Zr a Th.

Zirkonium zjemňuje zrna, zvyšuje se dosahovaná úroveň mechanických vlastností a zároveň snižuje odolnost proti korozi.

Beryllium je velmi málo rozpustné. Snižuje oxidační pochody v tavenině. Může způsobit zhrubnutí zrna.

Cín v malém množství spolu s Al zlepšuje tažnost a snižuje tendenci k tvorbě trhlin.

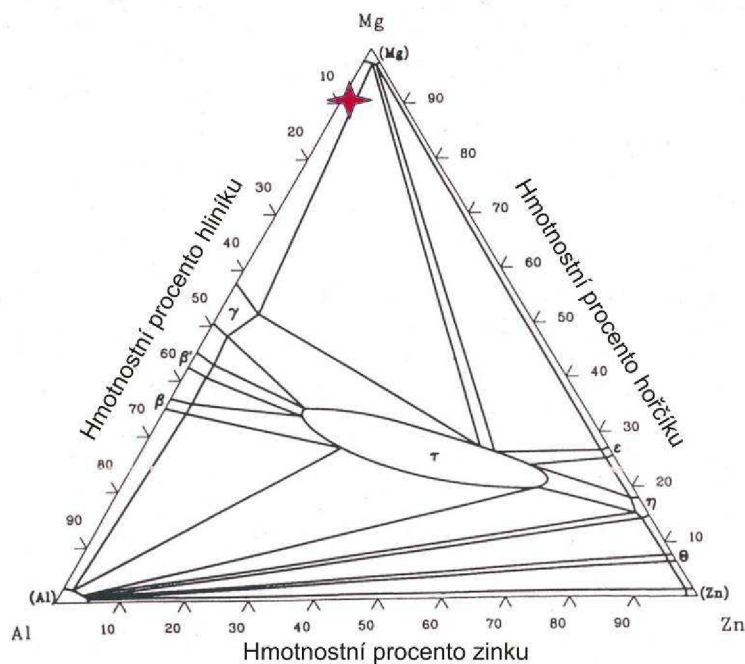
Měď nepříznivě ovlivňuje korozní vlastnosti. Příznivě ovlivňuje pevnost za vyšších teplot.

Nikl je jako příměs nežádoucí. Již při malých koncentracích snižuje korozní odolnost.

Železo je rovněž škodlivá příměs, protože opět snižuje korozní odolnost.

2.3.3 Přehled hořčíkových slitin

Použitelnost čistého hořčíku v technologických aplikacích je velmi omezená. Vhodným legováním však lze získat konstrukční materiály s výhodnými mechanickými vlastnostmi, při zachování předností čistého hořčíku. Slitiny hořčíku jsou většinou ternární systémy viz obr. 3. Provedením řezu rovnoběžně s osou Mg–Al dostáváme binární diagram s konstantním třetím legujícím prvkem. Používají se i dvě binární slitiny Mg–Al a Mg–Zn [3].



Obr. 3 Ternární diagram Mg–Al–Zn [11]

Slitiny Mg je možné dělit na slitiny na odlitky a ke tváření.

Slitiny hořčíku na odlitky

Chemické složení mnohých slitin na odlitky je velmi podobné složení slitin ke tváření, jejich mechanické vlastnosti jsou však horší než u slitin tvářených. Zlepšení se dosahuje především zjemněním zrna.

- Slitiny Mg–Al–Zn
Obsahují do 12 % Al, 3 % Zn a 0,5 % Mn. Jedná se o nejpoužívanější slévárenské slitiny Mg, známé pod názvem *elektron*, použitelné až do teploty 150 °C. Všechny obsahují přísadu manganu, zlepšující odolnost proti korozi [1].
- Slitiny Mg–Al–KVZ
- Slitiny Mg–Al–Si
- Slitiny Mg–Zn–Zr
- Slitiny Mg–KVZ
- Slitiny Mg–Th

Slitiny hořčíku ke tváření

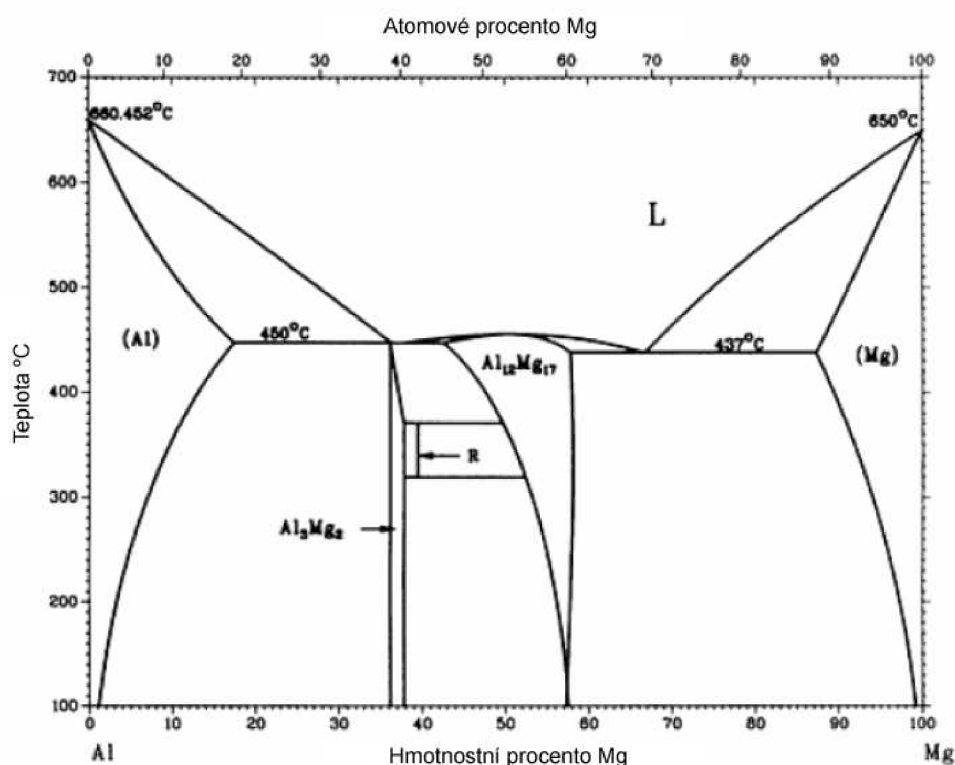
Slitiny hořčíku ke tváření, podobně jako Mg, krystalizují v soustavě šesterečné, a proto je jejich tvárnost za studena špatná. Ke zlepšení tvárnosti dochází při teplotě asi 220 °C, kdy se uplatňují další skluzové roviny. Slitiny ke tváření mají jemnější zrno a jsou homogennější z čehož plynou jejich výhodnější mechanické vlastnosti [3].

- Slitiny Mg–Al–Zn
- Slitiny Mg–Mn
- Slitiny Mg–Zn–Zr
- Slitiny Mg–Th
- Slitiny Mg–Li

2.3.4 Mikrostruktura Mg slitin na odlitky

V praxi jsou nejčastěji používané hořčíkové slitiny na bázi Mg–Al s dalšími legurami. Rozpustnost hliníku v hořčíku je při eutektické teplotě 11,5 at. % (12 hm. %) a klesá postupně až na 1 at. % při pokojové teplotě (obr. 4). Eutektická reakce probíhá při 437 °C, tvoří se při ní tuhý roztok Al v Mg a intermetalická fáze γ , jejíž stechiometrický zápis je $Mg_{17}Al_{12}$. Intermetalická fáze γ patří mezi fáze určené velikostním faktorem. Parametr mřížky binární fáze γ je $a = 1,054$ nm. Jak je patrné, je téměř o řád větší než parametr mřížky hcp, ve které krystalizuje Mg a tuhé roztoky legur v Mg. Samotný tvar mřížek rovněž nesouhlasí. Z tohoto důvodu je rozhraní fází γ – tuhý roztok nekoherentní. Další nevýhodou fáze $Mg_{17}Al_{12}$ je její křehkost. Tyto dvě vlastnosti mohou způsobit problémy zejména u odlévaných slitin [3].

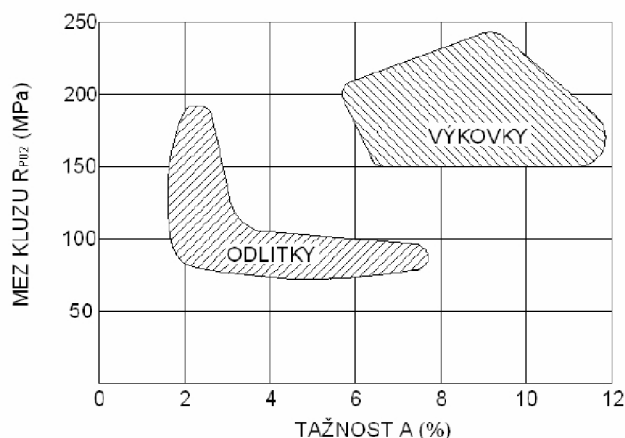
Tvar fáze γ závisí na tom, zda slitina obsahuje zinek či nikoliv. Je-li Zn přítomen, tvoří se masivní částice ze sloučeniny s ostrůvky substitučního tuhého roztoku. Precipitace fáze γ z přesyceného tuhého roztoku může být kontinuální či diskontinuální. Zinek ve slitině AZ91 zlepšuje pevnost, ale na druhé straně zvyšuje tendenci k tvorbě mikropórů [3, 8].



Obr. 4 Binární diagram Mg–Al [3]

2.4 Technologie tváření a odlévání hořčíkových slitin

Vlastnosti hořčíkových slitin jsou závislé na dosahovaném strukturním stavu, jenž je funkcí chemického složení a na kterém závisí zpevnění matrice. V této souvislosti je účelné věnovat pozornost parametrům zpracování slitin a jejich optimalizaci s cílem spolehlivého dosažení požadovaných a reprodukovatelných vlastností. Hořčíkové slitiny lze tvářet i odlévat. Závislost mechanických vlastností na způsobu výroby hořčíkových slitin znázorňuje obr. 5 [9].



Obr. 5 Mechanické vlastnosti tvářených a odlévaných hořčíkových slitin [9]

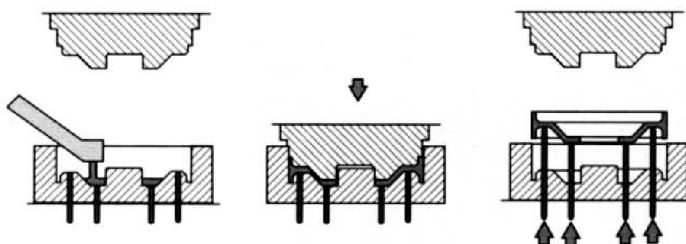
Nejčastějšími technologiemi tváření jsou protlačování profilů, válcování plechů, volné nebo zápustkové kování. Rozmezí dobré tvařitelnosti je u většiny hořčíkových slitin úzké. Za další nevýhodu se považuje anizotropie mezi oblastmi vystavenými tahovému a tlakovému namáhání. Homogenizaci struktury lze po ukončení tváření docílit ještě dodatečným tepelným zpracováním [9].

V procesech lití hořčíkových slitin je největší překážkou vysoká tekutost Mg v roztaveném stavu, která předčí i tekutost Al. To je na obtíž při metodách gravitačního lití do pískových a kovových forem (die casting). Rychlost lití a chladnutí je tak velká, že dochází k zachycení vzduchových bublin a vzniku velkého množství ředin a staženin. Eliminace množství ředin je možná při použití vakua. K nejvíce používaným metodám výroby odlitků patří tlakové lití (pressure die casting). Další výhody, spočívající v odstranění velkého množství vměstků a plynových dutin, přináší metoda nízkotlakého lití. V současné době patří mezi nejmodernější způsoby výroby Mg slitin metoda squeeze casting [9, 10].

Squeeze casting

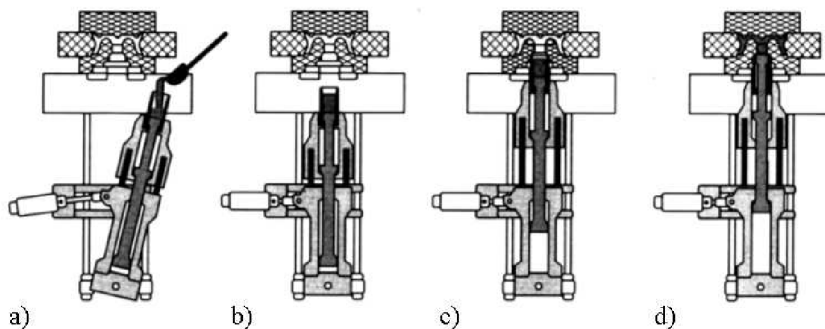
Tato progresivní metoda lití a krystalizace pod tlakem je určena především k výrobě odlitků s nízkou porozitou. Kombinuje výhody pomalého plnění formy a vysokého tlaku během tuhnutí. Vstřikovací tlaky jsou obvykle mezi 70 a 100 MPa (možné jsou i tlaky okolo 300 MPa), aby bylo dosaženo kompaktní, jemnozrné mikrostruktury. Podle způsobu provedení rozlišujeme tzv. přímý a nepřímý squeeze casting [6].

U *přímého* squeeze castingu se přesně odměřená dávka kovu volně nalije do spodní části kovové formy (připomínající raznici). Kov se uzavře a stlačí horní částí formy (razníkem). Tlak působí po celou dobu tuhnutí viz obr. 5 [10].



Obr. 6 Postup při přímém squeeze castingu [10]

U *nepřímého* squeeze castingu se kov dávkuje do komory lisu pod vlastní kovovou formou (obvykle je válec s komorou výklopný) – obr. 7a. Válec se vrátí do pracovní polohy – obr. 7b a kov se velkými zářezy malou rychlostí vytlačuje do formy – obr. 7c. Rychlost proudění kovu je malá, řádově 0,5 m/s (oproti rychlostem kovu v zářezech při tlakovém lití, které jsou v řádu několika desítek m/s). Lisovací tlak až 150 MPa působí během celé doby tuhnutí – obr. 7d. Kov proudí laminárně, nedochází k jeho víření a oxidaci [10].



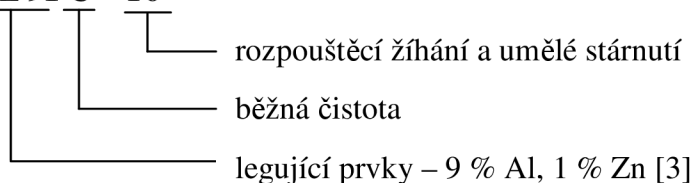
Obr. 7 Schéma metody nepřímého squeeze castingu [10]

2.5 Značení hořčíkových slitin

2.5.1 Značení dle ASTM

V celosvětovém měřítku se používá jednotné značení slitin hořčíku dle americké normy ASTM (American Society for Testing of Materials).

Př.: AZ 91 C – T6

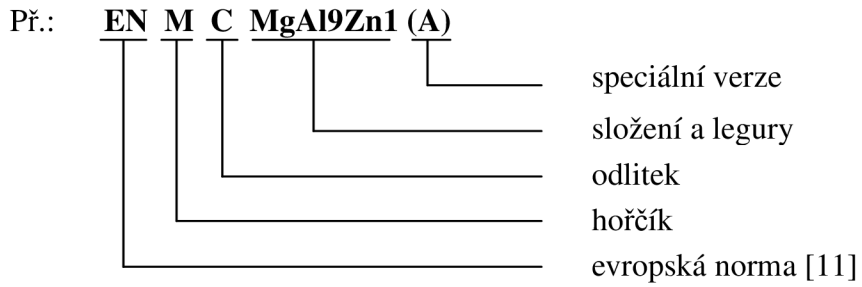


Tab. 2 Označení prvků v Mg slitinách a příklady značení zpracování slitin [3]

Písmeno	Legující prvek	Skupina, podskupina	Označení zpracování slitin
A	Al	F	Podle technologie výroby (as fabricated)
C	Cu	O	Žíhaná rekrystalizovaná (pouze výkovky)
E	KVZ (RE)	H	Deformačně zpevněné
H	Th	T	Tepelně zpracované
K	Zr	W	Rozpuštěcí žíhání
L	Li	H1	Jen deformačně zpevněná
M	Mn	H2	Deformačně zpevněná a částečně žíhaná
Q	Ag	H3	Deformačně zpevněná a stabilizovaná
S	Si	T1	Ochlazení a přirozené stárnutí
W	Y	T2	Žíhání (jen lité produkty)
Z	Zn	T3	Rozpuštěcí žíhání a deformace za studena
X	Ca	T4	Rozpuštěcí žíhání
J	Sr	T5	Ochlazení a umělé stárnutí
		T6	Rozpuštěcí žíhání a umělé stárnutí

2.5.2 Značení dle EN

Stejně jako u většiny ostatních materiálů bylo označení Mg slitin pro EN (European Standard) normu odvozeno z původně německé DIN (Deutsches Institut für Normung).



3 NÍZKOCYKLOVÁ ÚNAVA

Únava materiálů se projevuje při jejich cyklickém namáhání [12]. Podrobíme-li kovový materiál působení proměnlivých vnějších sil, může v jeho struktuře docházet k nevratným procesům, které mohou vést až k jeho porušení končícím závěrečným lomem. Přitom velikost vnějších sil může být tak malá, že jejich statické působení vlastnosti kovu neovlivní [13].

Schopnost součástí a konstrukcí odolávat střídavému zatěžování je dána celou řadou faktorů, které souvisí se složením a strukturou materiálů, konstrukčními a technologickými parametry a především s úrovní a způsobem působení vnějších sil při daném okolním prostředí [14].

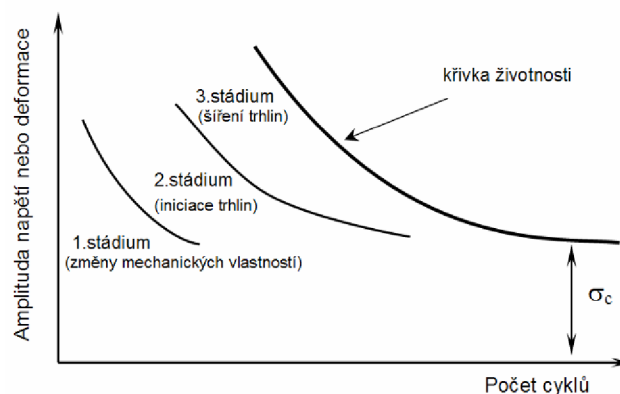
Systematicky se únava materiálů začala zkoumat v první polovině 19. století. V této době se stavěly první železnice a docházelo k častým lomům náprav kolejových vozidel. První názory na podstatu únavového procesu byly založeny na hypotéze, že kovy jsou amorfní látky, které při cyklickém zatížení krystalizují, přičemž krystalizace byla považována za příčinu únavového porušení [12].

První pokusy v oblasti únavy prováděl německý inženýr August Wöhler (1819–1914), který zavedl únavové zkoušky. Objevil souvislost mezi porušením a počtem otáček nápravy, tj. vlastně počtem zátěžných cyklů cyklického zatěžování. Wöhlerova křivka, vyjadřující závislost počtu cyklů do lomu na amplitudě napětí, je dosud základní únavovou charakteristikou materiálu zejména v oblasti vysokocyklové únavy [15].

Sledováním již existujících zařízení v provozu a rozбором příčin havárií bylo prokázáno, že navrhovat zařízení na základě statických parametrů je nedostačující. V posledních desetiletích je věnována značná pozornost nízkocyklové únavě, tj. případům, kdy počet zátěžných cyklů do porušení je menší než 10^5 cyklů. Nízkocyklové únavě jsou podrobeny např. součásti energetických zařízení, zvláště tlakové nádoby v klasické i jaderné technice, potrubí, vodní a parní turbíny, součásti leteckých motorů a kosmických zařízení [14].

Podle druhu nevratných změn, způsobených cyklickou plastickou deformací, lze proces únavy rozdělit na tři stádia:

1. **stádium** zahrnuje změny mechanických vlastností, které jsou způsobeny cyklickým namáháním,
2. **stádium** představuje nukleaci trhlin,
3. **stádium** zahrnuje šíření trhlin [13].



Obr. 8 Stádia únavového procesu [13]

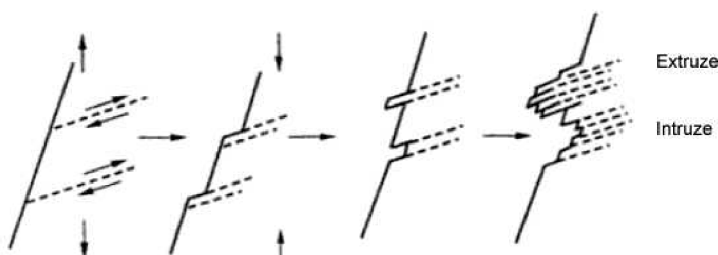
Křivky na obr. 8 označují konec jednotlivých stádií vzhledem k velikosti amplitudy napětí resp. deformace. Veličina σ_c se nazývá mez únavy, jedná se o mezní amplitudu napětí, při které nedochází k lomu ani po vysokém počtu cyklů. Zmíněná únavová stádia časově následují a do jisté míry se překrývají. Je třeba zdůraznit, že rozhraní mezi jednotlivými stádii je často věcí konvence [13, 19].

3.1 Stádium změn mechanických vlastností

Charakteristickým rysem tohoto stádia je změna vlastností v celém objemu zatěžovaného materiálu, přitom se mění množství a konfigurace mřížkových poruch a v důsledku toho dochází ke změně mechanických a fyzikálních vlastností [12].

Procesy vedoucí k výše uvedené změně mechanických vlastností probíhají po relativně krátkou dobu vzhledem k celkové době životnosti materiálu. Tyto změny jsou nejintenzivnější na počátku a po určitém počtu cyklů dochází k nasycení neboli saturaci. Odpor materiálu vůči cyklické deformaci se může zvyšovat (pak mluvíme o cyklickém zpevňování) nebo klesat (pak mluvíme o cyklickém změkčování) [13, 15].

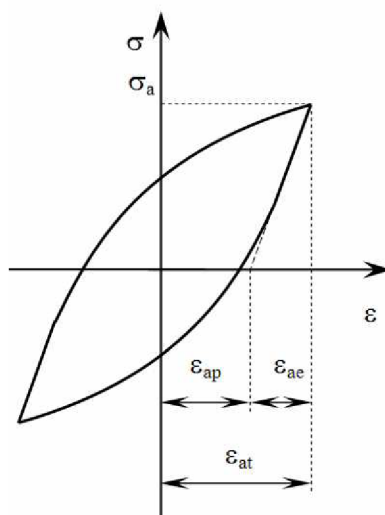
Ke konci prvního stádia únavového procesu, tj. po vybudování vnitřní struktury odpovídající saturevanému stavu, začíná tvorba únavových skluzových pásů, které nazýváme perzistentní skluzové pásy (PSP). Jako důsledek vysoké amplitudy plastické deformace v PSP vzhledem k okolní matici vznikají v místech výstupu PSP na povrch materiálu perzistentní skluzové stopy (PSS). PSS tvoří výrazný reliéf v podobě extruzí (části vystupující nad původní povrch) a intruzí (části zasahující pod původní povrch), jak ukazuje obr. 9. Jak extruze, tak intruze s rostoucím počtem cyklů rostou, resp. se prohlubují [13, 16].



Obr. 9 Vznik extruzí a intruzí při cyklickém namáhání [16]

3.1.1 Hysterezní smyčka

Jako nejlepší způsob detekce změn mechanických vlastností se jeví přímé měření parametrů hysterezních smyček podle obr. 10. Obecně nejvhodnější charakteristikou je závislost napětí a deformace. Ve spojení s únavou jde o periodické opakování zatěžovacího cyklu v určitém rozmezí řízené veličiny. Sledujeme amplitudy napětí σ_a , amplitudy celkové deformace ε_{at} , amplitudy plastické deformace ε_{ap} a amplitudy elastické deformace ε_{ae} .



Obr. 10 Schéma hysterezní smyčky napětí – deformace [15]

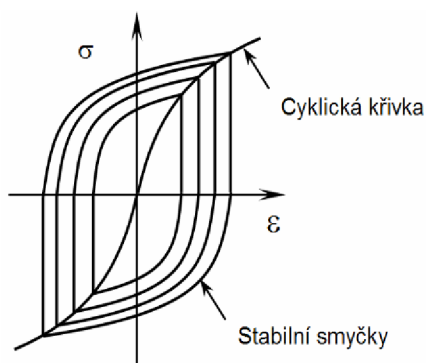
S ohledem na možnosti zkoušení uvažujeme dva typy zatěžování definované konstantní amplitudou řízené veličiny:

1. $\sigma_a = \text{konst.}$ (měkký zátěžný cyklus – mění se jen amplituda deformace),
2. $\varepsilon_{at} = \text{konst.}$ (tvrdý zátěžný cyklus – mění se pouze amplituda napětí) [15].

Plocha a tvar hysterezní smyčky se důsledkem zpevnění nebo změkčení materiálu mění. Například cyklické zpevnění při měkkém zátěžném cyklu ($\sigma_a = \text{konst.}$) se projeví poklesem amplitudy deformace a zúžením smyčky, při tvrdém zátěžném cyklu ($\varepsilon_{at} = \text{konst.}$) se projevuje růstem amplitudy napětí a rozšířením smyčky.

3.1.2 Cyklická deformační křivka

Jak bylo zmíněno výše, po skončení cyklického změkčení či zpevnění se mechanické vlastnosti u řady materiálů často již dále nemění a vytvoří se saturovaná hysterezní smyčka. Vrcholy ustálených hysterezních smyček tvoří cyklickou deformační křivku, která je uvedena na obr. 11 [15].



Obr. 11 Cyklická deformační křivka [15]

Průběh cyklické deformační křivky je možné aproximovat mocninnou závislostí amplitudy napětí σ_a na amplitudě plastické deformace ε_{ap} stanovené v polovině životnosti vzorku ve tvaru:

$$\sigma_a = K' \cdot (\varepsilon_{ap})^{n'}, \quad (3.1)$$

tj. v logaritmických souřadnicích jde o lineární vztah ve tvaru [15]:

$$\log \sigma_a = \log K' + n' \log \varepsilon_{ap}, \quad (3.2)$$

kde K' je koeficient cyklického zpevnění a n' je exponent cyklického zpevnění [14, 15].

3.1.3 Křivky cyklického zpevnění/změkčení

Přestože se v průběhu cyklické deformace mění tvar hysterezní smyčky, nejsou tyto změny výrazné a za nejdůležitější změny je třeba považovat změny amplitudy napětí nebo amplitudy deformace. K hodnocení reakce materiálu na cyklické zatěžování tedy slouží především křivky cyklického zpevnění/změkčení. Při tvrdém zatěžování s konstantními hodnotami amplitudy celkové nebo plastické deformace jsou to závislosti amplitudy napětí na počtu cyklů do lomu. Při měkkém zatěžování s konstantními amplitudami napětí jsou to závislosti amplitudy deformace nebo plastické deformace na počtu cyklů do lomu. Vzhledem k tomu, že s amplitudou napětí se amplituda plastické deformace mění velmi prudce, je cyklické změkčení i zpevnění při měkkém zatěžování výraznější [14].

3.2 Stádium nukleace trhlin

Toto stádium se týká malé části objemu sledovaného materiálu. Četná pozorování prokazují, že nukleace trhlin probíhá obvykle na povrchu. Je pro to řada důvodů: povrchové nerovnosti, dislokace vycházející na volný povrch a způsobující vznik povrchového reliéfu, koncentrace napětí kolem inkluzí je největší na povrchu.

Převládají tři typy nukleačních míst:

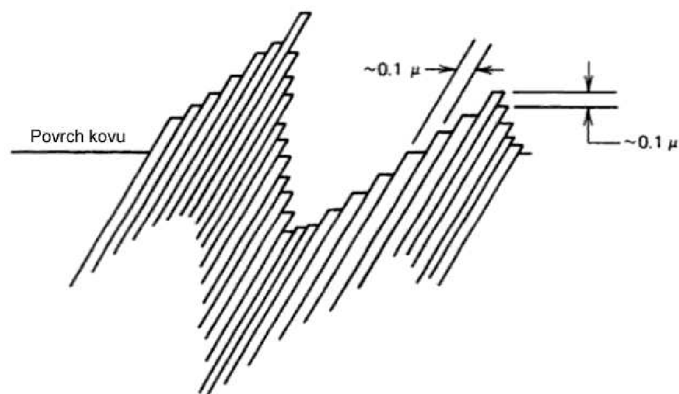
- únavová skluzová pásma (vznikají extruze a intruze),
- hranice zrn (působí koncentraci skluzových pásů),
- rozhraní mezi inkluzí a maticí [15].

3.2.1 Mechanismy nukleace únavových trhlin

Pro nukleaci trhlin bylo navrženo velké množství modelů [13–15], které lze v hrubých rysech rozdělit do šesti skupin. Podrobněji zde budou rozvedeny některé z těchto modelů.

1. Modely rozlišující mezi intruzí a mikrotrhlinou

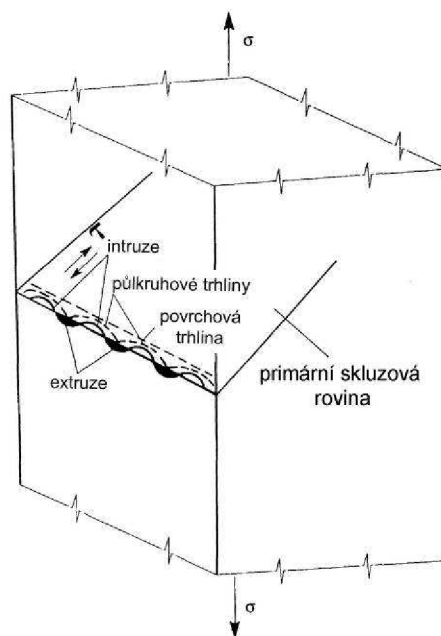
Nukleace mikrotrhlin je v tomto pojetí chápána jako prorůstání intruze do hloubky opakovaním skluzu na jednom či více skluzových systémech, jak ukazuje obr. 12. Jedná se o představu relativního pohybu více rovnoběžných „karet“. Intruze působí jako koncentrátor napětí a podporuje další skluz [13].



Obr. 12 Představa kartového skluzu [16]

2. Model propojení intruzí podél PSP a vznik mělké povrchové trhliny

V důsledku intenzivně probíhající cyklické plastické deformace v PSP dochází k prohlubování extruzí a intruzí. V důsledku koncentrace napětí a deformace je velmi pravděpodobné propojení vzniklých intruzí podél velké části PSP a tedy vznik mělké avšak dlouhé trhliny. V důsledku kumulace napětí a deformace na čele povrchové trhliny se tato může šířit dovnitř materiálu a má snahu zaujmout přibližně půlkruhový tvar, jak dokládá obr. 13 a jak bylo experimentálně ověřeno [17, 19]. Nukleace trhlin je nevratný proces, kterému předchází nevratné dislokační procesy v kritickém objemu [18].

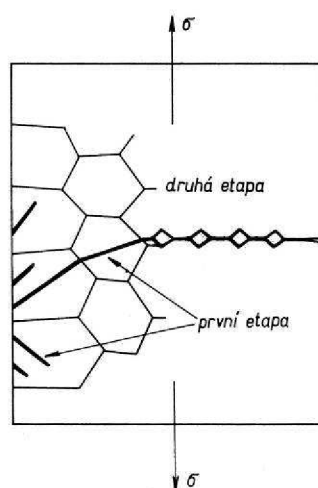


Obr. 13 Mechanismus nukleace povrchových mikrotrhlin [17]

3.3 Stádium šíření trhlin

Nukleace trhlin končí vytvořením povrchových mikrotrhlin, přičemž není striktně dáno, od jaké hloubky a délky jde již o šíření. Vzniklé povrchové trhliny se nejdříve šíří skluzovými mechanismy podél PSP, tedy ve směru rovnoběžném s primární skluzovou rovinou. Trhlina se v první etapě šíří krystalograficky v rovině největšího smykového napětí, tj. při jednoosém cyklu tah – tlak pod úhlem 45° ke směru zatěžování (obr. 14). Délka trhliny v prvním stádiu je tím větší, čím menší je pro daný materiál amplituda napětí. V průběhu dalšího cyklického zatěžování se trhliny propojují, rostou dále do hloubky, ale velká většina se brzy zastavuje [12].

Po dosažení určité délky se trhlina stáčí do směru kolmého k vektoru hlavního napětí. Jde o druhou etapu označovanou jako nekrystalografické šíření trhliny, kdy se na čele trhliny tvoří plastická zóna vznikající účinkem vysoké koncentrace napětí. V této etapě jde zpravidla o šíření jediné trhliny označované jako magistrální. Šíření v druhé etapě je ukončeno lomem zbývajících částí nosného průřezu [12, 15].



Obr. 14 Etapy šíření trhliny [15]

3.4 Křivky životnosti ve vztahu k nízkocyklové únavě

V poslední době je snahou z hlediska odolnosti materiálů proti únavě dimenzovat stroje a zařízení na omezenou životnost. Dosahuje se tím snížení hmotnosti a ceny stroje a úspory materiálu. Zde hraje zásadní roli oblast nízkocyklové únavy. Zatímco při vysokocyklové únavě je rozhodující veličinou odolnosti proti únavě velikost cyklického napětí, při nízkocyklové únavě s počtem cyklů do lomu řádu $10^2 - 10^5$ je tato odolnost určena schopností materiálu snášet střídavé plastické deformace bez porušení [12].

Zkoušky na únavu v nízkocyklové oblasti vyžadují aplikaci vysokých zatížení a deformací. Frekvence musí být nízká i z toho důvodu, že při velkých amplitudách plastické deformace je generováno velké množství tepla a dochází k zahřívání materiálu [12].

V případě tvrdého zatěžování (řízenou veličinou je amplituda deformace) lze s úspěchem použít Mansonovu – Coffinovu křivku a Basquinovu křivku [14].

3.4.1 Křivka životnosti $\varepsilon_{ap} - N_f$

Únavový proces je možné popisovat nejen pomocí závislosti $\sigma_a - N_f$, tedy pomocí napěťového přístupu, ale také pomocí deformačního přístupu.

Manson a Coffin v r. 1953 zjistili, že únavová životnost je určena především amplitudou plastické deformace ε_{ap} . Po jistém zobecnění ji lze popsat mocninnou závislostí ve tvaru:

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon'_f (2N_f)^c, \quad (3.3)$$

tj. v logaritmických souřadnicích jde o lineární vztah ve tvaru:

$$\log(2N_f) = (1/c) \log \varepsilon_{ap} - (1/c) \log \varepsilon'_f, \quad (3.4)$$

kde ε'_f je koeficient únavové tažnosti a c je exponent únavové tažnosti (historicky je zavedeno vyjadřovat závislost v počtu cyklů do lomu v polovině životnosti $2N_f$) [14]. Data pro konstrukci Mansonovy – Coffinovy křivky životnosti můžeme získat také z experimentů, při nichž je řízena amplituda napětí, přičemž měříme hysterezní smyčky, z nichž získáme žádanou hodnotu amplitudy plastické deformace pro naměřený počet cyklů do lomu N_f [18].

3.4.2 Křivka životnosti $\sigma_a - N_f$

V analogii s Wöhlerovou křivkou určenou z definice můžeme vynést závislost $\sigma_a - N_f$. Tuto křivku nazýváme též Basquinova závislost. Lze ji popsat mocninnou závislostí navrženou v r. 1910 Basquinem ve tvaru:

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b, \quad (3.5)$$

tj. v logaritmických souřadnicích jde o lineární vztah ve tvaru:

$$\log(2N_f) = (1/b) \log \sigma_a - (1/b) \log \sigma'_f, \quad (3.6)$$

kde σ'_f je koeficient únavové pevnosti a b je exponent únavové pevnosti. Obě konstanty charakterizují odpor materiálu proti únavovému poškození při silovém zatěžování [14].

3.5 Únavové vlastnosti slitiny AZ91

Četné studie sledující únavové vlastnosti slitiny AZ91 [20–24] připisují této odlévané slitině mnohé výhodné vlastnosti, které ji předurčují k využití zejména v automobilovém průmyslu. Součásti užívané v automobilovém průmyslu jsou často podrobeny cyklickému namáhání, což je jedním z důvodů vědeckého i praktického zájmu o cyklické deformační chování této hořčíkové slitiny.

Předmětem dosavadních výzkumů v oblasti nízkocyklové únavy byly např. slitiny AZ91, AZ91HP, AZ91HP-T4 a AZ91HP-T6 podrobené únavovým zkouškám za normální (20 °C) či zvýšené (130 °C) teploty, které se dále lišily metodou odlévání. Mezi použité technologie odlévání patřilo lití do pískové formy, lití do kovové formy a lití pod tlakem se studenou komorou. Všechny zmiňované studie byly prováděny v módu řízené deformace. Ve všech případech bylo zjištěno, že slitiny vykazují cyklické deformační zpevnění, pokrývající převážnou část jejich únavové životnosti, přičemž intenzita zpevnění u zkoumaných slitin na bázi Mg–Al–Zn stoupá s rostoucí amplitudou deformace. Při fraktografickém rozboru únavových lomů byly nalezeny na lomové ploše členité fazety a charakter lomové plochy vykazoval transkrystalické lomové chování [24].

4 CÍLE PRÁCE

Bakalářská práce je zaměřena na studium chování slitiny AZ91 v průběhu zkoušek nízkocyklové únavy za pokojové teploty. Pozornost je soustředěna zejména na vliv tepelného zpracování (rozpuštěcího žíhání – T4) na únavovou životnost dané slitiny.

Dílčí cíle bakalářské práce:

- Literární rešerše dané problematiky.
- Vyhodnocení charakteristik nízkocyklové únavy slitiny AZ91 na základě výsledků únavových zkoušek prováděných za pokojové teploty v režimu řízení amplitudy celkové deformace.
- Porovnání nízkocyklového únavového chování a vlastností slitiny AZ91 bez tepelného zpracování a ve stavu po rozpuštěcím žíhání.
- Studium lomových ploch a míst iniciace únavových trhlin zkušebních tyčí.

5 EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL

5.1 Slitina AZ91 S.C.

Jako experimentální materiál byla použita litá hořčíková slitina AZ91. Odlitky byly připraveny metodou squeeze casting v centru ZFW – Zentrum für Funktionswerkstoffe gGmbH v německém Clausthalu. Lití metodou squeeze casting probíhalo při tlacích 50 a 150 MPa.

Chemické složení slitiny bylo zjištěno na opticko–emisním spektrometru s doutnavým výbojem SPECTRUMAT GDS750 a je uvedeno v tab. 3.

Tab. 3 Chemické složení slitiny AZ91 S.C.

Prvek	Al	Zn	Mn	Fe	Ni	Ca	Sn	Si
Obsah [hm. %]	8,2	0,72	0,22	0,005	0,00	0,00	0,00	0,00

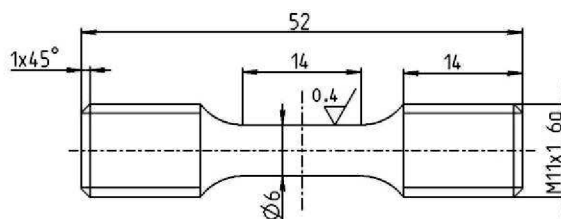
5.2 Zkušební vzorky

Jedná se o poměrné zkušební válcové tyče určené pro zkoušky nízkocyklové únavy se závitovými hlavami o průměru $d_0 = 6$ mm a s měrnou délkou $l_0 = 12,5$ mm viz obr. 15a, 15b.

Tři z šesti zkušebních vzorků připravených ze slitiny AZ91 byly podrobeny rozpouštěcímu žhánání v ochranné atmosféře (Ar) při teplotě 405 °C po dobu 16 hodin s ochlazením do vody.



Obr. 15a 3D model zkušební tyče



Obr. 15b Výkres zkušební tyče

6 EXPERIMENTÁLNÍ METODY

6.1 Zkouška tahem

V této práci byl k provedení tahové zkoušky použit multifunkční servohydraulický stroj Instron 8801 (obr. 16). Principem zkoušky je jednoosé zatěžování zkušební tyče o kruhovém nebo obdélníkovém průřezu. Výstupem tahové zkoušky je závislost napětí σ a deformace ε vynesené do grafu. Z tahového diagramu se pomocí rozměrů vzorku vypočítají mechanické veličiny charakterizující materiál. Mezi ty patří: R_e – mez kluzu, R_m – mez pevnosti, A – tažnost, Z – zúžení, E – modul pružnosti.

6.2 Zkušební zařízení pro zkoušky nízkocyklové únavy

Měření nízkocyklové únavy bylo provedeno na servohydraulickém stroji Instron 8801 (obr. 16) řízeném počítačem v režimu řízení celkové deformace při sinusovém průběhu zadané veličiny s asymetrií $P = 1$ ($R = -1$, tj. symetrický cyklus) za pokojové teploty. Během zkoušek byla udržována konstantní frekvence zátěžného cyklu $f = 3$ Hz. Deformace byla měřena citlivým axiálním extenzometrem s měrnou délkou 12,5 mm.



Obr. 16 Servohydraulický stroj Instron 8801

6.3 Světelná mikroskopie

K pozorování a získání fotografické dokumentace struktur experimentální slitiny byl v rámci této bakalářské práce použit optický metalografický mikroskop Olympus GX71 (obr. 17) s digitální kamerou Olympus DP11.



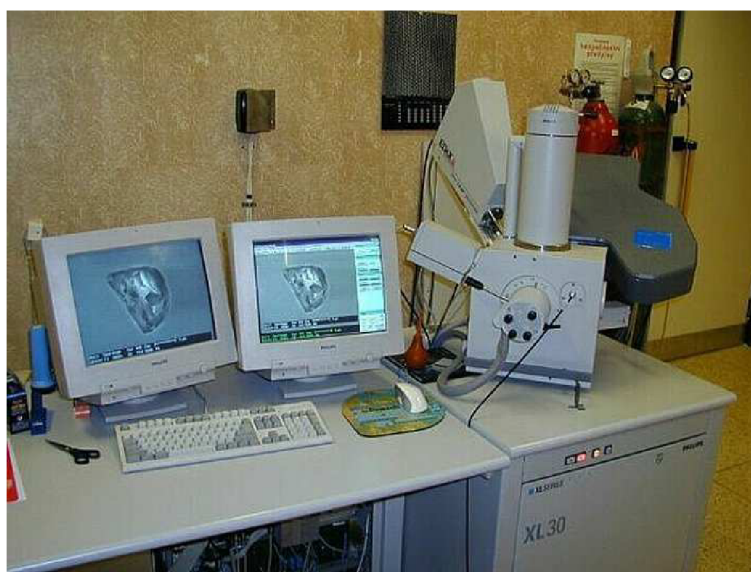
Obr. 17 Světelný metalografický mikroskop GX71

Příprava vzorků pro světelnou mikroskopii

Vzorky byly odebrány z hlav zkušebních tyčí řezem v příčném směru. Dále byly zalisovány za tepla do prskyřice na stroji Labopres. Broušení vzorků bylo provedeno na bruskách Pedemin v metalografické laboratoři za použití brusných papírů zrnitosti 600, 1200 a 4000 po dobu 3 minut při chlazení vodou. Vzorky byly následně leštěny, za použití růžového smáčedla, 3 μ m brusnou pastou 5 min, dále 1 μ m brusnou pastou 3 min a 0,25 μ m brusnou pastou také 3 min. Jako leptadlo byl použit acetic picral (směs kyseliny octové, kyseliny pikrové, vody a ethanolu).

6.4 Rastrovací elektronová mikroskopie (REM)

Lomové plochy vybraných zkušebních vzorků po zkouškách nízkocyklové únavy byly analyzovány za pomoci rastrovacího elektronového mikroskopu Philips XL30 EDAX v laboratoři OSFA ÚMVI FSI VUT v Brně viz obr. 18. Přístroj je rovněž vybaven zařízením pro chemickou mikroanalýzu (EDS a VDS).



Obr. 18 Rastrovací elektronový mikroskop Philips XL30

Principem REM je scanování vymezeného povrchu vzorku svazkem primárních elektronů, ke kterému dochází po průchodu svazku elektronovou optickou soustavou. Cívkami řádkovacího systému je elektronový svazek vychylován tak, že dochází ke scanování řádek po řádku. Pro REM se využívá emise sekundárních elektronů (z hloubky max. 10 nm) a zpětně odražených primárních elektronů (BSE). V blízkosti vzorku je umístěn detektor sekundárních nebo zpětně odražených elektronů, z něhož se zachycený signál přenáší do počítače a poté na monitor. Obraz vzniká postupně a je dokončen po proběhnutí primárního svazku celou řádkovanou plochou vzorku. Při pozorování nerovného povrchu (např. lomových ploch) vzniká kontrast převážně na základě rozdílné orientace jednotlivých nerovností sledovaného povrchu vůči svazku primárních elektronů.

7 VÝSLEDKY A DISKUZE EXPERIMENTŮ

7.1 Zkouška tahem

Tab. 4 Mechanické vlastnosti slitiny AZ91 zjištěné zkouškou tahem při 23°C

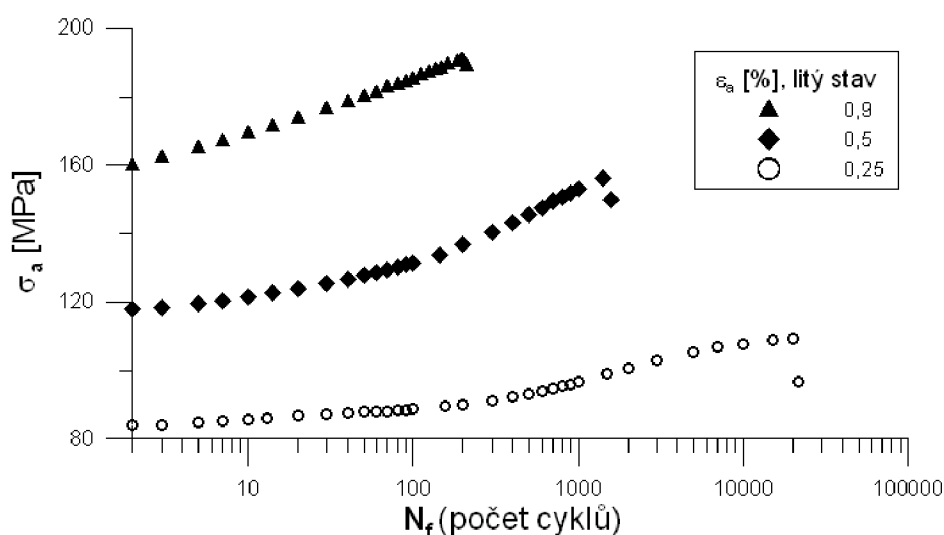
Vzorek	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A [%]	Z [%]
AZ91 L.S.	175	104	1,9	2,7
AZ91 T4	235	95	9,1	10,4

V tab. 4 jsou uvedeny hodnoty ze zkoušky tahem slitiny AZ91 v litém stavu (L.S.) a po rozpouštěcím žíhání (T4). Z hodnot v tabulce je zřejmé, že tepelným zpracováním došlo k nárůstu meze pevnosti a dále se zvýšily deformační charakteristiky slitiny, tj. tažnost a kontrakce. Mírný pokles meze kluzu slitiny AZ91 po tepelném zpracování lze vysvětlit změnou mikrostruktury, kdy se výchozí dendritická struktura vlivem rozpouštěcího žíhání, resp. rekrystalizace, změnila na strukturu polyedrických zrn viz obr. 24 (L.S.) a obr. 26 (stav po T4).

7.2 Zkoušky nízkocyklové únavy

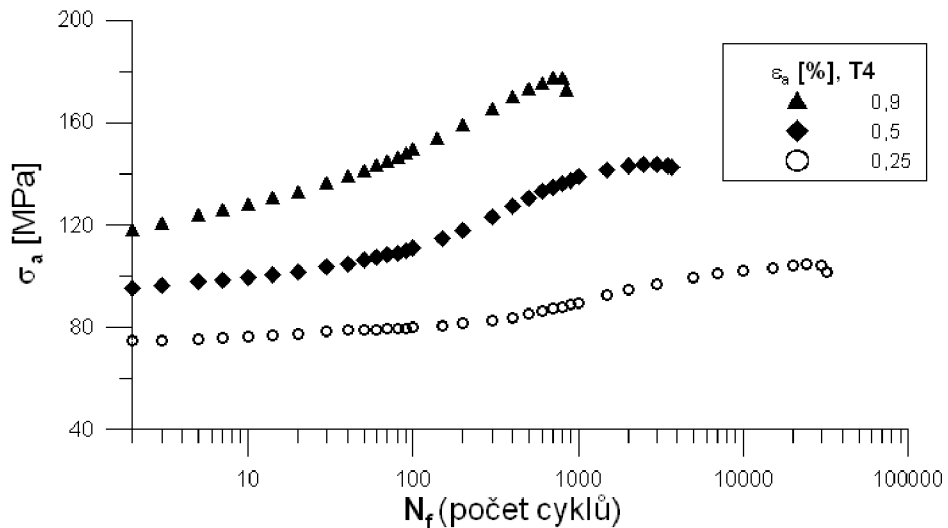
Zkoušky nízkocyklové únavy vzorků ze slitiny AZ91 ve stavu litém a po rozpouštěcím žíhání byly prováděny dle metodiky popsané v kapitole 6.2.

Na obr. 19 a 20 jsou uvedeny křivky cyklického zpevnění/změkčení slitiny AZ91 v litém stavu a ve stavu po rozpouštěcím žíhání jako závislost amplitudy napětí σ_a na počtu cyklů do lomu N_f .



Obr. 19 Křivky cyklického zpevnění/změkčení (AZ91 L.S.)

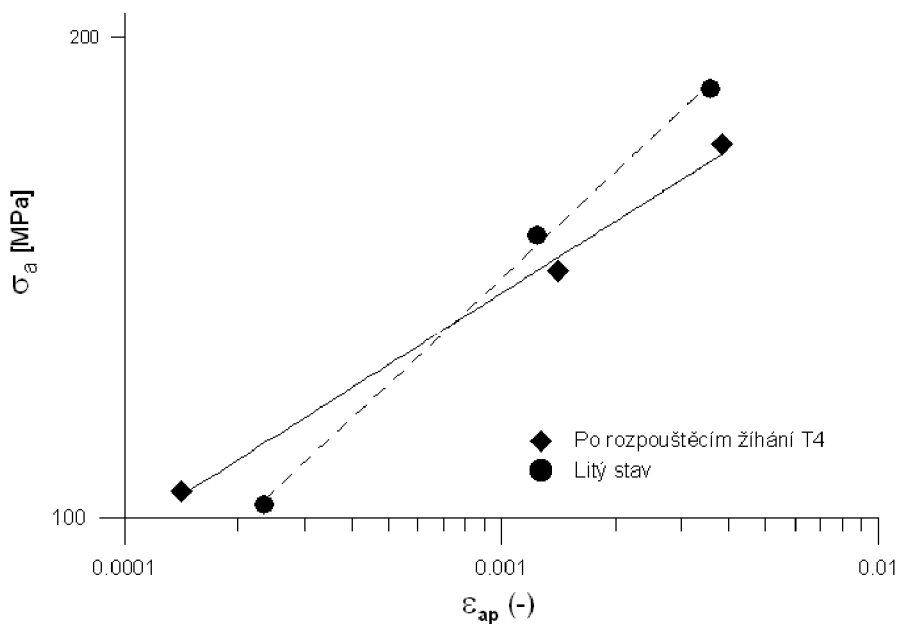
Z obr. 19 je patrné, že pro všechny amplitudy celkové deformace ϵ_a dochází v litém stavu ke zpevnění v celém rozsahu životnosti vzorku. Tyto závěry jsou v souladu s literaturou [21, 22].



Obr. 20 Křivky cyklického zpevnění/změkčení (AZ91 T4)

Křivky zpevnění/změkčení slitiny AZ91 po rozpouštěcím žíhání jsou uvedeny na obr. 20. Z průběhu křivek je patrné, že po provedeném tepelném zpracování (T4) dochází po celou dobu životnosti vzorků ke zpevnění struktury. Intenzita zpevnění je nejvýraznější u nejvyšších amplitud zatěžování.

Na obr. 21 jsou uvedeny cyklické deformační křivky (CDK) slitiny AZ91 v litém stavu a ve stavu po rozpouštěcím žíhání. Cyklické deformační křivky jsou stanoveny jako závislost amplitudy napětí σ_a na amplitudě plastické deformace ϵ_{ap} stanovené v polovině životnosti vzorku. Takto stanovené CDK jsou na obr. 21 znázorněny v logaritmických souřadnicích. Mocninná závislost (3.1) se transformuje logaritmizací na závislost lineární (3.2). Experimentálními hodnotami byla proložena regresní přímka. Koeficienty a exponenty cyklického zpevnění jsou stanoveny na základě získaných regresních koeficientů a jejich hodnoty jsou uvedeny v tab. 5.

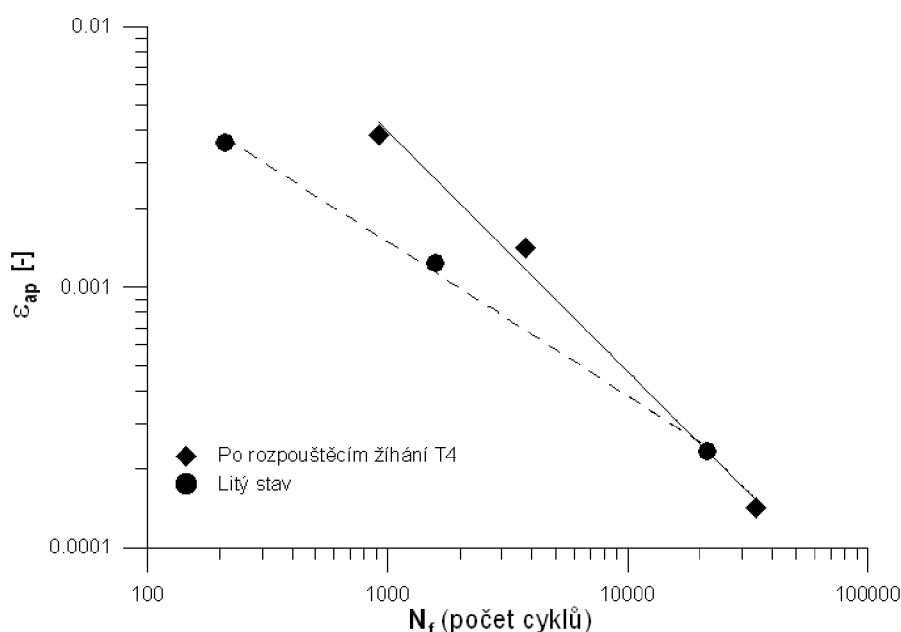


Obr. 21 Cyklické deformační křivky slitiny AZ91 ve stavu litém a po rozpouštěcím žíhání

Z obr. 21 je patrné, že u vzorků v litém stavu při nižších hodnotách amplitudy napětí σ_a je průběh CDK posunut k vyšším hodnotám amplitudy plastické deformace ε_{ap} v porovnání s průběhem CDK vzorků po rozpouštěcím žíhání. U větších hodnot amplitudy napětí σ_a je tomu naopak. Průběh CDK u vzorků v litém stavu má tedy strmější průběh než CDK vzorků po tepelném zpracování.

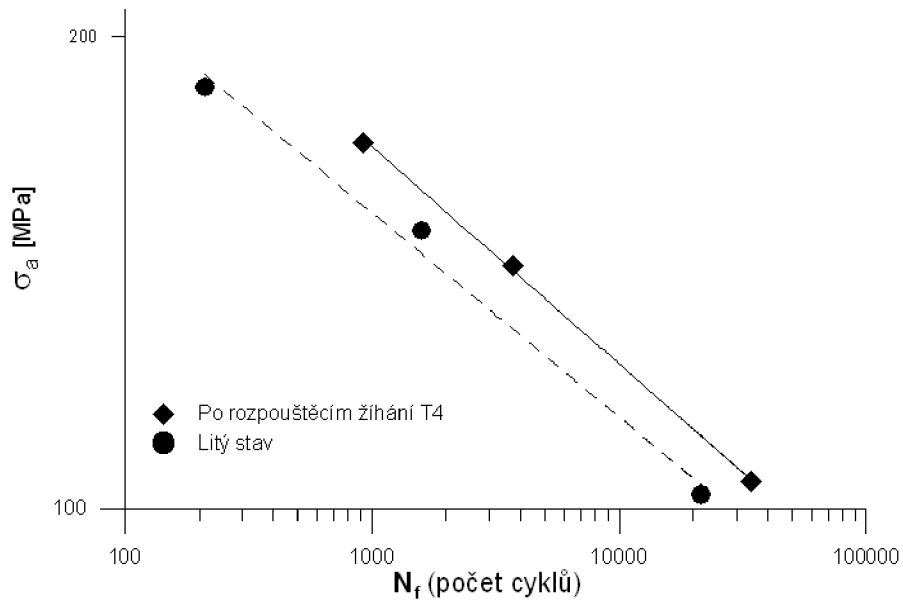
Na obr. 22 a obr. 23 jsou uvedeny křivky únavové životnosti slitiny AZ91 v litém stavu a ve stavu po rozpouštěcím žíhání.

Závislost amplitudy plastické deformace ε_{ap} stanovené v polovině životnosti na počtu cyklů do lomu N_f je uvedena na obr. 22. Mansonova – Coffinova křivka byla stanovena pomocí lineární regresní analýzy na základě naměřených dat a vyjádření (3.3), resp. (3.4). Výsledné hodnoty koeficientů a exponentů cyklické tažnosti jsou uvedeny v tab. 5.



Obr. 22 Porovnání Mansonových – Coffinových křivek životnosti slitiny AZ91 v litém stavu a ve stavu po rozpouštěcím žíhání

Závislosti amplitudy napětí σ_a v polovině životnosti na počtu cyklů do lomu N_f jsou uvedeny na obr. 23. Experimentálními daty byla proložena Basquinova křivka – viz vztahy (3.5), resp. (3.6). Koeficienty a exponenty cyklické pevnosti byly stanoveny lineární regresní analýzou na základě vyjádření (3.6) a jejich hodnoty jsou uvedeny v tab. 5.



Obr. 23 Porovnání Basquinových křivek životnosti slitiny AZ91 v litém stavu a ve stavu po rozpouštěcím žíhání

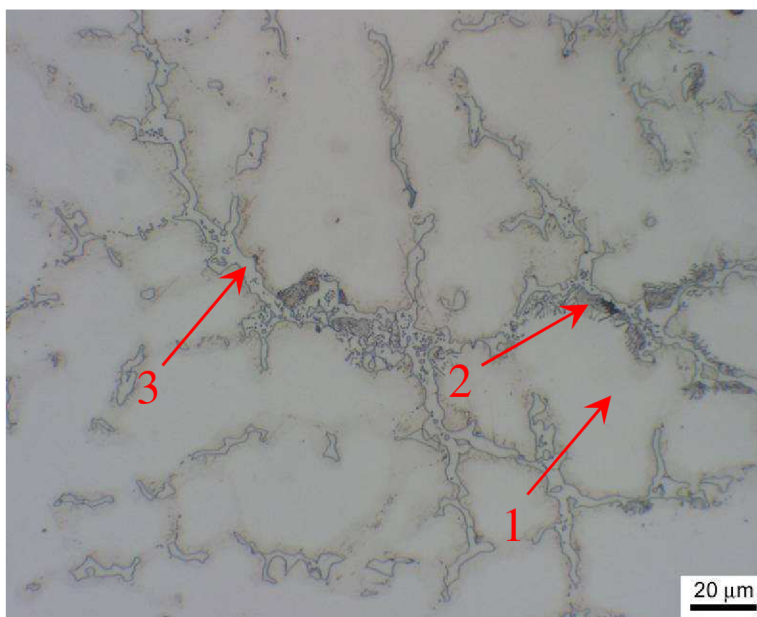
Tab.5 Parametry CDK, Mansonových – Coffinových a Basquinových křivek

Stav	K' [MPa]	n'	ε'_f	c	σ'_f [MPa]	b
Litý stav	649	0,220	0,089	-0,591	380	-0,130
Po rozpouštěcím žíhání	387	0,149	2,341	-0,923	443	-0,138

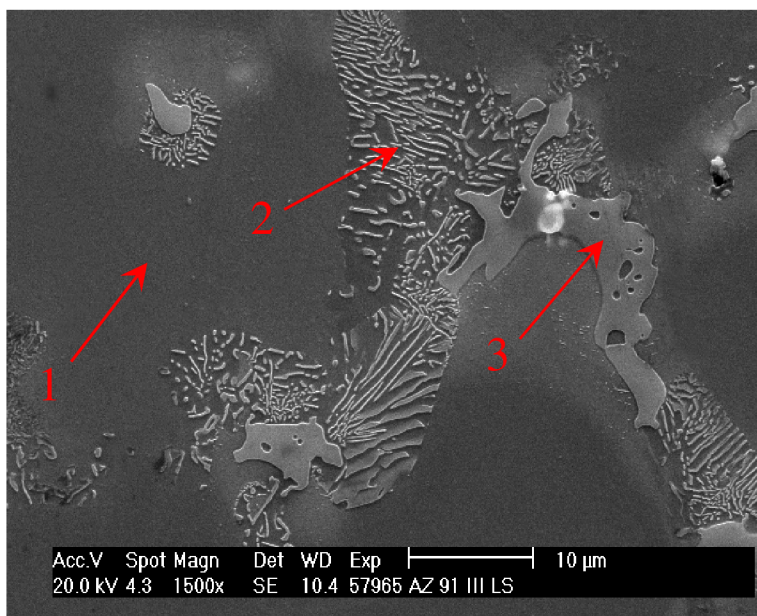
Z výsledků zkoušek nízkocyklové únavy slitiny AZ91 jednoznačně vyplývá, že provedené tepelné zpracování – rozpouštěcí žíhání má příznivý účinek na životnost testovaných vzorků. Z obr. 22 a obr. 23 je zřejmé, že pro danou amplitudu plastické deformace ε_{ap} či pro danou amplitudu napětí σ_a došlo ve všech případech k prodloužení životnosti v porovnání se vzorky v litém stavu (bez tepelného zpracování). Parametry CDK, Mansonových – Coffinových a Basquinových křivek uvedené v tab. 5 jsou v souladu s literaturou [21, 22].

7.3 Mikrostruktura slitiny AZ91 S.C.

a) litý stav



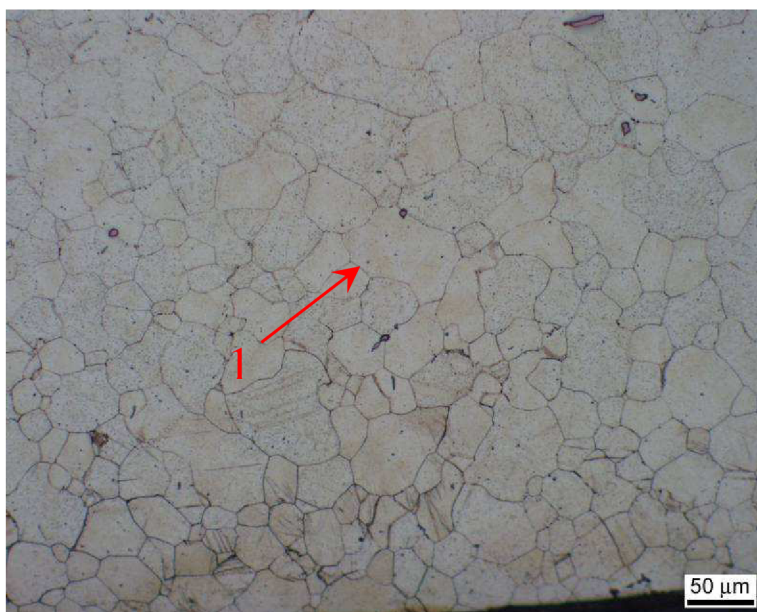
Obr. 24 Mikrostruktura slitiny AZ91 – litý stav (SM)



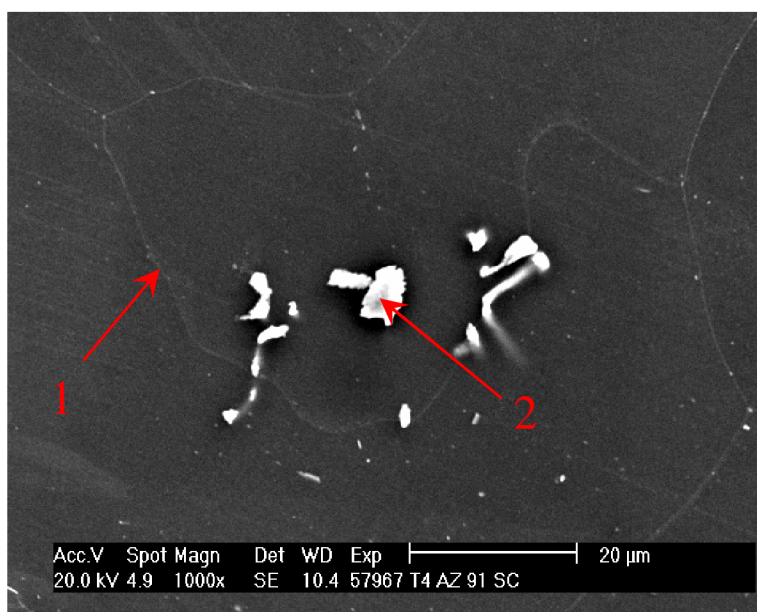
Obr. 25 Mikrostruktura slitiny AZ91 – litý stav (REM)

Na obr. 24 (SM) a obr. 25 (REM) je uvedena mikrostruktura slitiny AZ91 v litém stavu. Šipka č. 1 na obou obrázcích označuje tuhý roztok δ . Jako č. 2 jsou označeny diskontinuální precipitáty γ ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) vyloučené po hranicích zrn a šipka č.3 označuje eutektikum ($\gamma + \delta$).

b) stav po rozpouštěcím žíhání – T4



Obr. 26 Mikrostruktura slitiny AZ91 po rozpouštěcím žíhání T4 (SM)



Obr. 27 Mikrostruktura slitiny AZ91 po rozpouštěcím žíhání T4 (REM)

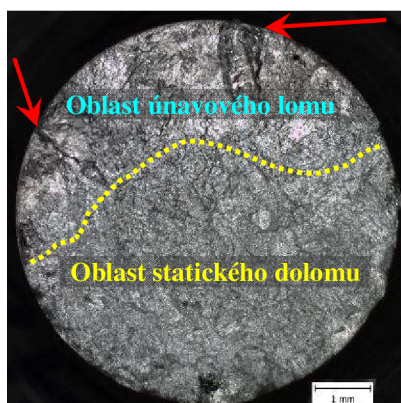
Na obr. 26 (SM) a obr. 27 (REM) jsou uvedeny změny mikrostruktury slitiny AZ91 po rozpouštěcím žíhání. Při porovnání obr. 24 (SM, litý stav) a obr. 26 (SM, stav po rozpouštěcím žíhání) a obr. 25 (REM, litý stav) a obr. 27 (REM, stav po rozpouštěcím žíhání) je zřejmé, že při tepelném zpracování došlo k rozpuštění křehké intermetalické fáze γ . Dále došlo vlivem rekrystalizace ke změně morfologie z lící dendritické struktury na strukturu polyedrických zrn. Na obr. 26 a obr. 27 je šipkou č.1 vyznačena hranice zrna. Šipka č. 2 na obr. 27 označuje částici na bázi Al.

7.4 Studium lomových ploch

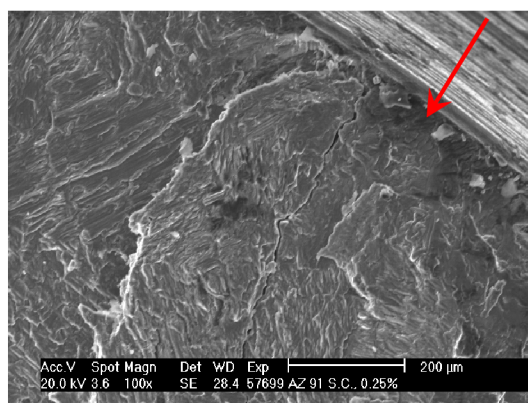
Pro studium lomových ploch a míst iniciace únavových trhlin byly vybrány vzorky s různými hodnotami amplitudy celkové deformace pokrývající celý rozsah životností slitiny AZ91 v litém stavu bez tepelného zpracování a ve stavu po rozpouštěcím žihání.

1. Vzorek AZ91 L.S., $\varepsilon_{at} = 0,25 \%$

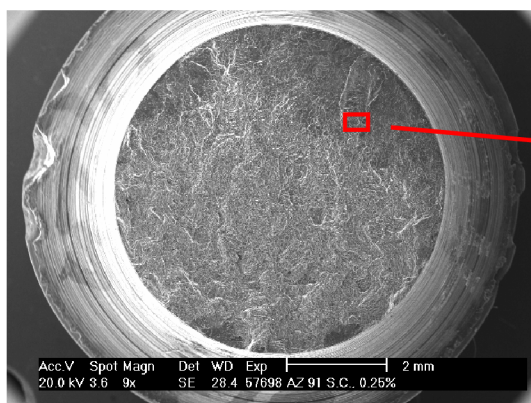
Morfologie lomové plochy vzorku v litém stavu po zkoušce NCÚ s hodnotou amplitudy celkové deformace $\varepsilon_{at} = 0,25 \%$ je uvedena na obr. 28 – 31. Lomová plocha je charakteristická transkrystalickým porušením. Slévárenské vady se na lomové ploše nevyskytovaly.



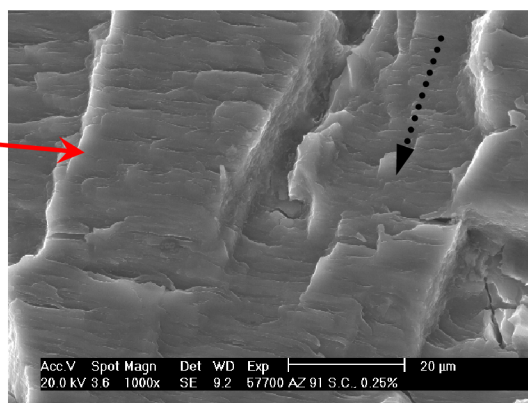
Obr. 28 Lomová plocha slitiny AZ91 (L.S., $\varepsilon_{at} = 0,25 \%$, $N_f = 21423$ cyklů, SM)



Obr. 29 Detail místa iniciace trhliny u povrchu vzorku (L.S., $\varepsilon_{at} = 0,25 \%$, $N_f = 21423$ cyklů, REM)



Obr. 30 Lomová plocha slitiny AZ91 (L.S., $\varepsilon_{at} = 0,25 \%$, $N_f = 21423$ cyklů, REM)

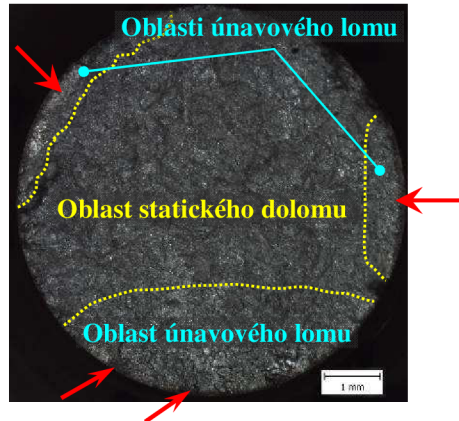


Obr. 31 Únavové striace na lomové ploše (L.S., $\varepsilon_{at} = 0,25 \%$, $N_f = 21423$ cyklů, REM)

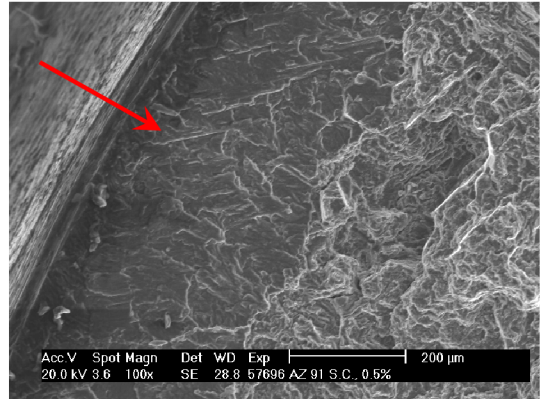
Na obr. 28 je uveden přehledový snímek lomové plochy vzorku v litém stavu po zkoušce NCÚ s hodnotou amplitudy celkové deformace $\varepsilon_{at} = 0,25 \%$. Červené šipky ukazují místa iniciace únavových trhlin. Oblast šíření únavové trhliny je situována v horní části obr. 28 (nad žlutou čarou) a oblast statického dolomu je ve spodní části snímku. Místo iniciace jedné z únavových trhlin v blízkosti povrchu je na obr. 29 vyznačeno šipkou. Na obr. 30 je červeným obdélníkem označena oblast, kde byly pozorovány únavové striace na lomové ploše, jejichž detail je uveden na obr. 31. Na obr. 31 je černou šipkou vyznačen směr šíření únavové trhliny.

2. Vzorek AZ91 L.S., $\varepsilon_{at} = 0,5 \%$

Lomová plocha vzorku v litém stavu po zkoušce NCÚ s hodnotou amplitudy celkové deformace $\varepsilon_{at} = 0,5 \%$ je uvedena na obr. 32 – 35. Lomová plocha je charakterizovaná transkrystalickým poškozením.



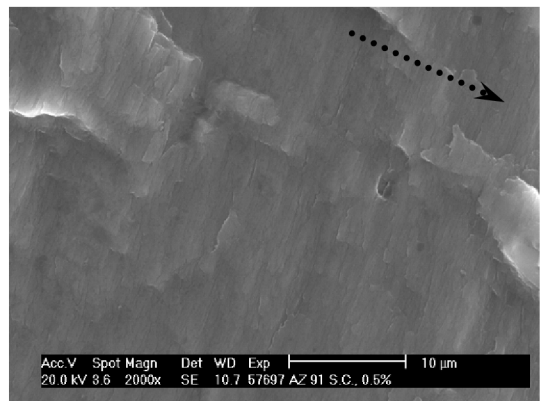
Obr. 32 Lomová plocha slitiny AZ91 (L.S., $\varepsilon_{at} = 0,5 \%$, $N_f = 1580$ cyklů, SM)



Obr. 33 Detail oblasti iniciace trhliny u povrchu vzorku (L.S., $\varepsilon_{at} = 0,5 \%$, $N_f = 1580$ cyklů, REM)



Obr. 34 Lomová plocha slitiny AZ91 (L.S., $\varepsilon_{at} = 0,5 \%$, $N_f = 1580$ cyklů, REM)



Obr. 35 Únavové striace na lomové ploše (L.S., $\varepsilon_{at} = 0,5 \%$, $N_f = 1580$ cyklů, REM)

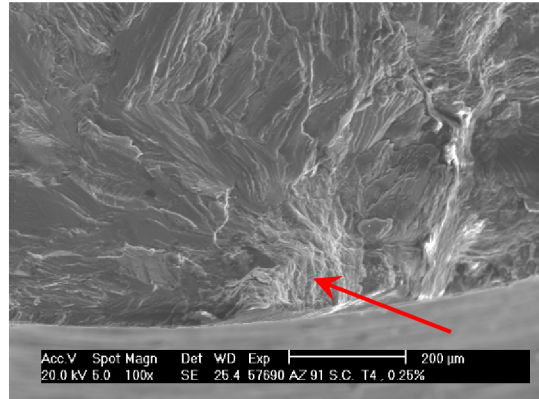
Na obr. 32 je uveden přehledový snímek lomové plochy vzorku v litém stavu po zkoušce NCÚ s hodnotou amplitudy celkové deformace $\varepsilon_{at} = 0,5 \%$. Červené šipky ukazují místa iniciace únavových trhlin. U tohoto vzorku došlo k šíření únavových trhlin z několika míst po obvodu zkušební tyče. Oblasti šíření únavových trhlin jsou na obr. 32 ohraničeny žlutou čarou a oblast statického dolomu je situována ve střední části vzorku. Jedno z míst iniciace trhliny pod povrchem vzorku je na obr. 33 znázorněno červenou šipkou. Na obr. 34 je červeným obdélníkem vyznačena oblast, ve které byly pozorovány únavové striace, jejichž detail je uveden na obr. 35. Na obr. 35 je šipkou naznačen směr šíření únavové trhliny.

3. Vzorek AZ91 T4, $\varepsilon_{at} = 0,25 \%$

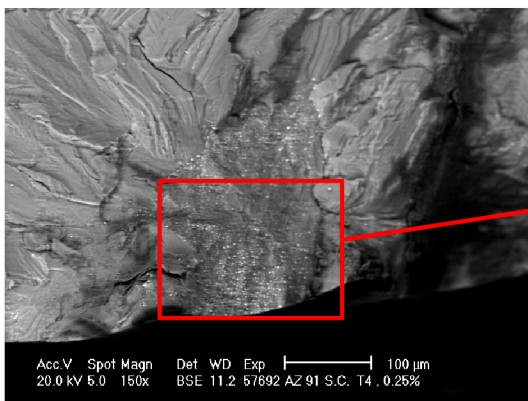
Morfologie lomové plochy vzorku ve stavu po rozpouštěcím žhání s hodnotou amplitudy celkové deformace $\varepsilon_{at} = 0,25 \%$ je uvedena na obr. 36 – 41. Lomová plocha je v oblasti šíření únavové trhliny charakterizovaná transkrystalickým porušením s výrazně hrubším a členitějším povrchem ve srovnání se vzorky v litém stavu.



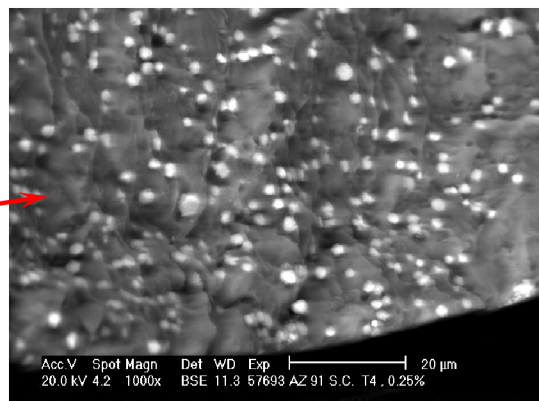
Obr. 36 Lomová plocha slininy AZ91 (T4, $\varepsilon_{at} = 0,25 \%$, $N_f = 34173$ cyklů, SM)



Obr. 37 Detail místa iniciace trhliny u povrchu vzorku (T4, $\varepsilon_{at} = 0,25 \%$, $N_f = 34173$ cyklů, REM)



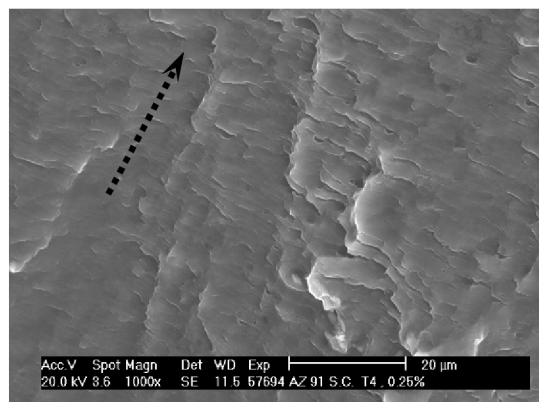
Obr. 38 Detail místa iniciace trhliny u povrchu vzorku (T4, $\varepsilon_{at} = 0,25 \%$, $N_f = 34173$ cyklů, REM)



Obr. 39 Vyprecipitované částice v místě iniciace trhliny (T4, $\varepsilon_{at} = 0,25 \%$, $N_f = 34173$ cyklů, REM)



Obr. 40 Lomová plocha slininy AZ91 (T4, $\varepsilon_{at} = 0,25 \%$, $N_f = 34173$ cyklů, REM)

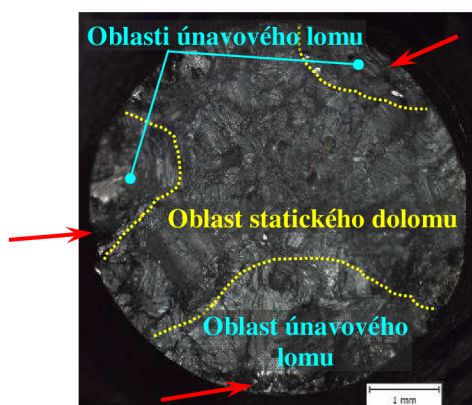


Obr. 41 Únavové striace na lomové ploše (T4, $\varepsilon_{at} = 0,25 \%$, $N_f = 34173$ cyklů, REM)

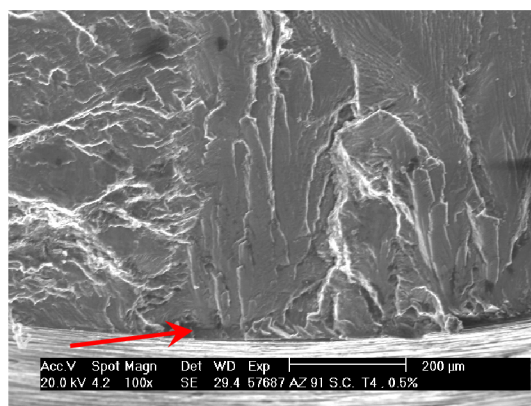
Na obr. 36 je prezentován snímek lomové plochy vzorku po rozpouštěcím žíhání po zkoušce NCÚ s hodnotou amplitudy celkové deformace $\varepsilon_{at} = 0,25 \%$. Oblast šíření únavové trhliny je na obr. 36 situována ve spodní části vzorku a oblast statického dolomu pak v horní části zkušební tyče nad žlutou linií. Místo iniciace trhliny je vyznačeno červenou šipkou. Detail oblasti iniciace únavové trhliny poblíž povrchu vzorku je uveden na obr. 37 (viz šipka). Při detailním zkoumání místa iniciace byly v této oblasti nalezeny vyprecipitované částice (viz obr. 38 a obr. 39) na bázi manganu a hliníku, které s největší pravděpodobností zapříčinily vznik únavové trhliny. Detail těchto částic (bílé globulární útvary) je uveden na obr. 39. Na obr. 40 je červeným obdélníkem vyznačeno místo, kde byly nalezeny únavové strie, jejichž detail je na obr. 41. Černá šipka na obr. 41 ukazuje směr šíření únavové trhliny.

4. Vzorek AZ91 T4, $\varepsilon_{at} = 0,5 \%$

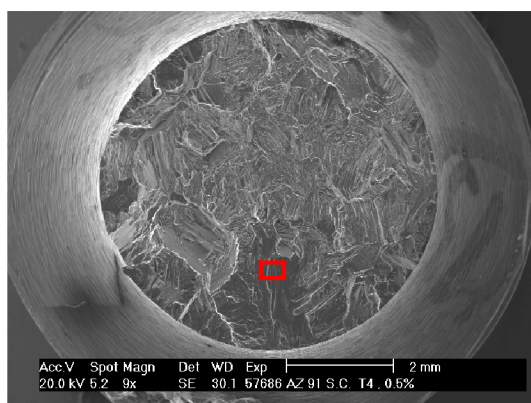
Morfologie lomové plochy vzorku ve stavu po rozpouštěcím žíhání s hodnotou amplitudy celkové deformace $\varepsilon_{at} = 0,5 \%$ je uvedena na obr. 42 – 45. Lomová plocha je opět v oblasti šíření únavové trhliny charakterizovaná transkrystalickým porušením s výrazně hrubším a členitějším povrchem ve srovnání se vzorky v litém stavu.



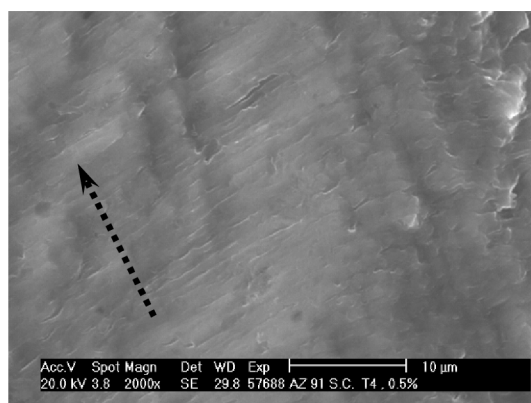
Obr. 42 Lomová plocha slitiny AZ91 (T4, $\varepsilon_{at} = 0,5 \%$, $N_f = 3737$ cyklů, SM)



Obr. 43 Detail místa iniciace trhliny u povrchu vzorku (T4, $\varepsilon_{at} = 0,5 \%$, $N_f = 3737$ cyklů, REM)



Obr. 44 Lomová plocha slitiny AZ91 (T4, $\varepsilon_{at} = 0,5 \%$, $N_f = 3737$ cyklů, REM)



Obr. 45 Únavové strie na lomové ploše (T4, $\varepsilon_{at} = 0,5 \%$, $N_f = 3737$ cyklů, REM)

Na obr. 42 je uveden snímek lomové plochy vzorku po rozpouštěcím žíhání po zkoušce NCÚ s hodnotou amplitudy celkové deformace $\varepsilon_{at} = 0,5 \%$. Místa iniciací únavových trhlin jsou na obr. 42 vyznačena červenými šipkami. Oblasti šíření únavových trhlin jsou na obr. 42 ohraničeny žlutými liniemi, přičemž oblast statického dolomu je situována ve střední části lomové plochy zkušební tyče. Na obr. 43 je uveden detail místa iniciace trhliny (viz šipka) ve spodní části lomové plochy viz obr. 42. Na obr. 44 je obdélníkem vyznačena oblast, kde byly pozorovány únavové striace. Detail únavových striací je na obr. 45. Černá šipka na obr. 45 ukazuje směr šíření únavové trhliny.

Při porovnání lomových ploch vzorků bez tepelného zpracování a po rozpouštěcím žíhání je zřejmé, že se u vzorků po rozpouštěcím žíhání mění vzhled lomové plochy, která je charakterizovaná výrazně hrubším a členitějším povrchem ve srovnání se vzorky v litém stavu. Změna vzhledu lomu je způsobena přeměnou struktury vzorku po rozpouštěcím žíhání, kdy došlo ke změně licí dendritické struktury na strukturu polyedrických zrn viz obr. 24 a obr. 26.

Zvětšením amplitudy celkové deformace dochází v obou případech ke zvýšení počtu iniciačních míst po obvodu zkušební tyče viz obr. 32 a obr. 42.

U vzorků bez tepelného zpracování (v litém stavu) tvoří oblast šíření únavové trhliny menší část lomové plochy v porovnání s oblastí statického dolomu (struktura vykazuje křehké chování), na rozdíl od vzorků po rozpouštěcím žíhání, kde je tomu naopak. Toto souvisí se změnou mechanických vlastností slitiny AZ91 ve stavu po rozpouštěcím žíhání, kdy se zvýšila zejména tažnost z 1,9 % ve stavu bez tepelného zpracování na 9,1 % po rozpouštěcím žíhání, tzn. došlo ke zvýšení plasticity dané slitiny. Na lomové ploše byly ve všech případech nalezeny únavové striace.

8 ZÁVĚRY

Výsledky zkoušek nízkocyklové únavy za pokojové teploty u slitiny AZ91, odlité metodou squeeze casting, ve stavu litém a ve stavu po rozpouštěcím žhání, studium vlivu tepelného zpracování na mechanické vlastnosti, únavové charakteristiky použitého materiálu, mikrostrukturu a fraktografický rozbor lomových ploch zkušebních tyčí vedou k následujícím závěrům:

- Tahovou zkouškou bylo prokázáno, že u vzorků po rozpouštěcím žhání došlo k nárůstu meze pevnosti a dále ke zvětšení deformačních charakteristik, tj. tažnosti a kontrakce. Mírný pokles meze kluzu slitiny AZ91 po tepelném zpracování souvisí se změnou výchozí dendritické mikrostruktury (vlivem rekrystalizace) na strukturu polyedrických zrn.
- Vzorky ze slitiny AZ91 v litém stavu i ve stavu po rozpouštěcím žhání vykazují u všech amplitud deformace trvalé cyklické zpevnění v celém průběhu životnosti. Nejvýraznější průběh zpevnění je u nejvyšších amplitud deformace.
- Cyklická deformační křivka je u vzorků v litém stavu při nižších hodnotách amplitudy napětí σ_a posunuta k vyšším hodnotám amplitudy plastické deformace ε_{ap} v porovnání s CDK vzorků po rozpouštěcím žhání. U větších hodnot amplitudy napětí σ_a je tomu naopak. Průběh CDK u vzorků v litém stavu má strmější průběh než CDK vzorků po rozpouštěcím žhání.
- Z průběhu Mansonových – Coffinových křivek a Basquinových křivek životnosti je zřejmé, že u vzorků po tepelném zpracování došlo ve všech případech pro danou amplitudu plastické deformace ε_{ap} či pro danou amplitudu napětí σ_a k prodloužení životnosti v porovnání se vzorky v litém stavu (bez tepelného zpracování).
- Z výsledků zkoušek nízkocyklové únavy slitiny AZ91 jednoznačně vyplývá, že provedené tepelné zpracování – rozpouštěcí žhání má příznivý účinek na životnost testovaných vzorků.
- Při tepelném zpracování došlo k rozpuštění křehké intermetalické fáze γ ($Mg_{17}Al_{12}$), která byla u vzorků v litém stavu vyloučena jako diskontinuální precipitát po hranicích zrn.
- Fraktografický rozbor lomových ploch zkušebních tyčí prokázal u vzorků po rozpouštěcím žhání změnu vzhledu lomové plochy, která je charakterizovaná výrazně hrubším a členitějším povrchem ve srovnání se vzorky v litém stavu.
- U vzorků v litém stavu tvoří oblast šíření únavové trhliny menší část lomové plochy v porovnání s oblastí statického dolomu (struktura vykazuje křehké chování), na rozdíl od vzorků po rozpouštěcím žhání, kde je tomu naopak.
- Zvětšením amplitudy celkové deformace dochází ke zvýšení počtu iniciačních míst po obvodu zkušební tyče.

SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

- [1] PÍŠEK, F., JENÍČEK, L., RYŠ, P. *Nauka o materiálu I : nauka o kovech 3. svazek. 2. vyd.* Praha: Academia, 1973. 595 s.
- [2] *Magnesium.com online resource* [online]. 2000 [citováno 2009-03-07]. Dostupné z: <<http://www.magnesium.com/w3/data-bank/>>.
- [3] DRÁPALA, J., KUCHAR, L., TOMÁŠEK, K. *Hořčík, jeho slitiny a binární diagramy – příměs.* 1. vyd. Ostrava: Ediční středisko VŠB – TU Ostrava, 2004. 172 s. ISBN 80-248-0579-0.
- [4] AVEDESIAN, M., BAKER, H. *ASM Specialty Handbook – Magnesium and Magnesium Alloys.* USA: ASM International Ohio, 1999. 314s. ISBN 0-87170-138-3.
- [5] MICHNA, Š. *Technické materiály : strojírenská technologie - opory pro výuku* [online]. 2008 [citováno 2009-03-07]. Dostupné z: <http://www.stefanmichna.com/download/opory/technicke_materialy.pdf>.
- [6] AGHION, E., BRONFIN, B. Magnesium Alloys Development towards the 21st Century. *Materials Science Forum.* 2000, roč. 350-351, s. 19-30.
- [7] MORDIKE, B.L., EBERT, T. Magnesium – Properties – Application – Potention. *Materials science and engineering.* 2001, roč. 1, č. 302, s. 37-45.
- [8] TIANPING, Z., ZHAN, W., WEI, G. Effects of Microstructure and Partial Melting on Tensile Properties of AZ91 Magnesium Cast Alloy. *Materials Science Forum.* 2007, roč. 546-549, s. 65-68.
- [9] JÍLEK, L., GREGER, M., KARAS, V. Tváření hořčíkových slitin. *Kovárenství.* 2008, č. 31, s. 20-23.
- [10] ROUČKA, J. *Metalurgie neželezných slitin.* 1. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, s.r.o. Brno, 2004. 148 s. ISBN 80-214-2790-6.
- [11] PTÁČEK, L. *Hořčík - několik informací* (PowerPoint podklad pro výuku) VUT Brno, 2005.
- [12] VELES, P. *Mechanické vlastnosti a skúšanie kovov.* 2. vyd. Praha: SNTL, 1989. 408 s.
- [13] HNILICA, F. *Únavové porušování kovových materiálů.* 1. vyd. Praha: Nakladatelství ČVUT, 2005. 20 s. ISBN 80-01-03373-2.
- [14] POLÁK, J. *Cyklická plasticita a nízkocyklová únavová odolnost kovových materiálů.* 1. vyd. Praha: Academia, 1986. 136 s.
- [15] LAUSCHMANN, H. *Mezní stavy I.* 2. vyd. Praha: Nakladatelství ČVUT, 2007. 71 s. ISBN 978-80-01-03671-6.

-
- [16] STEPHENS, R., et al. *Metal Fatigue in Engineering*. 2. vyd. New York: Wiley-IEEE, 2000. 472 s. ISBN 0-471-51059-9.
- [17] POLÁK, J. *Cyclic Plasticity and Low Cycle Fatigue Life of Metals*. 1. vyd. Praha: Academia, 1991. 316 s. ISBN 80-200-0008-9.
- [18] PANTĚLEJEV, L. *Únava kovových materiálů*. Opory pro výuku předmětů na ÚMVI [online]. 2007 [citováno 2009-04-04]. Dostupné z: <<http://ime.fme.vutbr.cz/studijni%20opory.html>>.
- [19] JULIŠ, M. *Nízkocyklová únava vybraných niklových superslitin za vysokých teplot*. Disertační práce na ÚMVI, FSI VUT v Brně. Brno, 2008. 107 s.
- [20] EISENMEIER, G., et al. Cyclic deformation and fatigue behavior of the magnesium alloy AZ91. *Materials Science and Engineering*. 2001, roč. 319-321, s. 578-582.
- [21] CHEN, L., et al. Low-cycle fatigue behavior of magnesium alloy AZ91. *Materials Science Forum*. 2005, roč. 488-489, s. 725-728.
- [22] WANG, CH., LIU, Z., CHEN, L. Low-cycle Fatigue Behavior of Three Die Cast Magnesium Alloys. *Materials Science Forum*. 2007, roč. 546-549, s. 147-150.
- [23] LIU, Z., et al. Cyclic Deformation Behavior and Potential Automobile Application of Magnesium Die Casting Alloy AZ91 and AM50. *Materials Science Forum*. 2007, roč. 539-543, s. 1626-1631.
- [24] LI, T., et al. Investigation on Fatigue Properties of Die Cast Magnesium Alloy AZ91HP at High Cycles. *Key Engineering Materials*. 2007, roč. 353-358, s. 235-238.

SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ

Zkratka/Symbol	Popis	Jednotka
A	tažnost	[mm]
ASTM	American Society for Testing of Materials	
<i>b</i>	exponent únavové pevnosti	
BSE	zpětně odražené primární elektrony	
<i>c</i>	exponent únavové tažnosti	
CDK	cyklická deformační křivka	
d_0	průměr zkušebního tělesa	[mm]
DIN	Deutsches Institut für Normung	
EDS	energieově disperzní spektroskopie	
EN	European Standard	
F	síla	[N]
FCC	kubická plošně centrovaná mřížka	
HB	tvrdost dle Brinella	
hcp	hexagonátní mřížka	
HRC	tvrdost dle Rockwella	
K'	koeficient cyklického zpevnění	
L.S.	litý stav	
l_0	měrná délka	[mm]
n'	exponent cyklického zpevnění	
NCÚ	nízkocyklová únava	
N_f	počet cyklů do lomu	
PSP	perzistentní skluzový pás	
PSS	perzistentní skluzová stopa	
R	parametr asymetrie cyklu	
Re	mez kluzu	[MPa]
REM	rastrovací elektronová mikroskopie	
Rm	mez pevnosti v tahu	[MPa]
Rp _{0,2}	smluvní mez kluzu	[MPa]

Zkratka/Symbol	Popis	Jednotka
S.C.	squeeze casting	
T	teplota	[°C]
VDS	vlnově disperzní spektroskopie	
Z	kontrakce	[%]
γ	intermetalická fáze $Mg_{17}Al_{12}$	
ε_{ae}	amplituda elastické deformace	[%]
ε_{ap}	amplituda plastické deformace	[%]
$\varepsilon_{at}, \varepsilon_a$	amplituda celkové deformace	[%]
σ'_f	koeficient únavové pevnosti	[MPa]
σ_a	amplituda napětí	[MPa]
σ_c	mez únavy	[MPa]