



Charakteristika materiálu a rozvoj deformace hořčíkových plechů v oblasti mezních stavů

Disertační práce

Studijní program: P2303 – Strojírenská technologie
Studijní obor: 2303V002 – Strojírenská technologie
Autor práce: **Ing. Monika Bělková**
Vedoucí práce: doc. Ing. Pavel Solfronk, Ph.D.





TECHNICAL UNIVERSITY OF LIBEREC
Faculty of Mechanical Engineering ■

Magnesium Sheets Characteristics and Deformation Development in the Limit States Zone

Dissertation

Study programme: P2303 – Engineering Technology
Study branch: 2303V002 – Engineering Technology
Author: **Ing. Monika Bělková**
Supervisor: doc. Ing. Pavel Solfronk, Ph.D.



Prohlášení

Byla jsem seznámena s tím, že na mou disertační práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb., o právu autorském, zejména § 60 – školní dílo.

Beru na vědomí, že Technická univerzita v Liberci (TUL) nezasahuje do mých autorských práv užitím mé disertační práce pro vnitřní potřebu TUL.

Užiji-li disertační práci nebo poskytnu-li licenci k jejímu využití, jsem si vědoma povinnosti informovat o této skutečnosti TUL; v tomto případě má TUL právo ode mne požadovat úhradu nákladů, které vynaložila na vytvoření díla, až do jejich skutečné výše.

Disertační práci jsem vypracovala samostatně s použitím uvedené literatury a na základě konzultací s vedoucím mé disertační práce a konzultantem.

Současně čestně prohlašuji, že tištěná verze práce se shoduje s elektronickou verzí, vloženou do IS STAG.

Datum:

Podpis:

PODĚKOVÁNÍ

Tyto řádky patří velkému množství lidí, kteří mě při tvorbě této disertační práce podporovali. Ráda bych poděkovala celé Katedře strojírenské technologie za pomoc při zpracování práce, jmenovitě pak mému školiteli doc. Pavlu Solfronkovi, Ph.D. a jeho kolegovi Ing. Jiřímu Sobotkovi Ph.D. Čestné místo patří panu Jensi Thierovi z firmy ThyssenKrupp Steel Europe AG za zajištění zkušebního materiálu. Paní Ing. Janě Rýdlové děkuji za záštitu disertační práce ze strany ŠKODA AUTO a.s. a za vedení v profesní kariéře, která je s disertační prací úzce spjata. Za pomoc při konstrukci zkušebního lisovacího náradí bych ráda poděkovala Ing. Radku Hulínovi ze ŠKODA AUTO a.s. Za pomoc při metalografickém vyhodnocení děkuji oddělení GQM firmy ŠKODA AUTO a.s.

Zároveň bych chtěla poděkovat mému manželovi Luděkovi a dětem Ondřejovi a Kateřině za trpělivost. Největší dík však patří mým rodičům. Bez jejich podpory a bez jejich starosti o mé děti bych nebyla schopna dokončit tuto práci.

Disertační práce vznikla na základě finanční podpory projektu studentské grantové soutěže /SGS 21122/ ze strany Technické univerzity v Liberci v rámci podpory specifického vysokoškolského výzkumu.

ABSTRAKT

Téma práce: CHARAKTERISTIKA MATERIÁLU A ROZVOJ DEFORMACE HOŘČÍKOVÝCH PLECHŮ V OBLASTI MEZNÍCH STAVŮ

Klíčová slova: AZ31B-O, hexagonální těsně uspořádaná struktura, dvojčatění, tváření za tepla, rekrystalizace, optický systém ARAMIS

Předkládaná disertační práce hodnotí mechanické vlastnosti hořčíkové slitiny vhodné k tváření za zvýšené teploty. Cílem práce je provést měření materiálových charakteristik tenkých hořčíkových plechů s ohledem na různé teploty tváření, nalézt odpovídající koeficienty aproximačních křivek pro budoucí numerické simulace tváření. Stěžejní částí práce bylo zkonstruovat vyhřívané zkušební nářadí, s kterým lze stanovit diagramy mezních přetvoření (DMP) za různých teplot tváření. Disertační práce vytváří ucelený přehled materiálové charakteristiky tenkých plechů hořčíku vhodných k tváření. Velký objem experimentů byl věnován optickému měření deformace, které poskytuje detailnější informace o chování zkoumaného materiálu. Výsledky práce mohou sloužit jako podklad pro další výzkum tvářitelných hořčíkových plechů popř. pro výrobu dílů karosérie automobilu a zároveň je lze použít jako vstupy pro numerickou simulaci tvářecích procesů. V neposlední řadě obeznámí vědeckou veřejnost s problematikou užití této progresivní neželezné slitiny v oblasti tváření kovů

ABSTRACT

Title of the thesis: MAGNESIUM SHEETS CHARACTERISTICS AND DEFORMATION DEVELOPEMNT IN THE LIMIT STATES ZONE

Keywords: AZ31B-O, Hexagonal Closed Packed Lattice, Twinning, Hot Forming, Recrystallization, Optical System ARAMIS

The submitted dissertation thesis evaluates mechanical properties of the magnesium alloys that is suitable for forming at the elevated temperature. The aim of this thesis is to carry out measurement of the thin magnesium sheets material characteristics with respect to different forming temperatures and to find the relevant coefficients of the approximation curves for the subsequent forming numerical simulations. As a fundamental part of this thesis there is construction of the heated testing tool which makes possible to measure forming limit diagrams (FLDs) under the different forming temperatures. Dissertation thesis provides the necessary information and creates the comprehensive overview about the characteristics of the thin magnesium sheets which are suitable for forming. Great portion of experiments is done by the contact-less optical deformation measurement that provides the more detail information about the tested material deformation behavior. Results of this thesis can serve as a basis of future research about the formable magnesium sheets eventually for production car-body parts as well as input data for the forming processes numerical simulations. Last but not least it familiarized the scientific community also with difficulties arising from processing such progressive non-ferrous alloy and its utilization in the branch of metal forming.

OBSAH

| | |
|-----------------------------------------------------------------|-----------|
| 1 ÚVOD..... | 17 |
| 2 CÍLE DISERTAČNÍ PRÁCE | 19 |
| 3 VÝZNAM A VÝVOJ ZPRACOVÁNÍ HOŘČÍKU..... | 20 |
| 3.1 VÝROBA HOŘČÍKU | 20 |
| 3.2 VLASTNOSTI A VYUŽITÍ HOŘČÍKOVÝCH SLITIN..... | 21 |
| 4 SLITINY HOŘČÍKU..... | 23 |
| 4.1 VLIV LEGUJÍCÍCH PRVKŮ SLITIN HOŘČÍKU | 23 |
| 4.2 TERNÁRNÍ SLITINA HOŘČÍKU AZ31B-O (MGAL3ZN1) | 24 |
| 5 VÝROBA HOŘČÍKOVÝCH PLECHŮ | 25 |
| 5.1 KONVENČNÍ VÁLCOVÁNÍ..... | 25 |
| 5.2 KONTINUÁLNÍ VÁLCOVÁNÍ | 25 |
| 6 TVÁŘENÍ HOŘČÍKOVÝCH PLECHŮ | 28 |
| 6.1 KONVENČNÍ LISOVÁNÍ..... | 29 |
| 6.2 TVÁŘENÍ KAPALINOU | 30 |
| 7 DEFORMAČNÍ CHOVÁNÍ | 32 |
| 7.1 NAPĚTÍ..... | 32 |
| 7.2 DEFORMACE..... | 33 |
| 7.2.1 PRUŽNÁ DEFORMACE | 34 |
| 7.2.2 PLASTICKÁ DEFORMACE | 35 |
| 7.2.3 DEFORMACE SKLUZEM..... | 35 |
| 7.2.3.1 Skluzové systémy hořčíkových slitin..... | 36 |
| 7.2.3.2 Geometrie skluzu (kritické skluzové napětí)..... | 39 |
| 7.3 DEFORMACE DVOJČATĚNÍM | 41 |
| 7.3.1 TYP DVOJČAT | 45 |
| 7.3.2 TVAR DVOJČAT | 47 |
| 7.3.3 NUKLEACE DVOJČAT..... | 47 |
| 7.3.4 REVERZE DVOJČAT..... | 48 |
| 7.4 DEFORMACE ZA ZVÝŠENÝCH TEPLŮ V HCP | 49 |
| 8 ZOTAVENÍ, REKRYSALIZACE A RŮST ZRN | 50 |
| 8.1 DYNAMICKÁ REKRYSALIZACE..... | 51 |

| | | |
|-------------|------------------------------------------------------------------|------------|
| 8.2 | NUKLEACE NA HRANICÍCH ZRN HOŘČÍKOVÝCH SLITIN..... | 52 |
| 9 | HODNOCENÍ HOŘČÍKOVÝCH PLECHŮ..... | 53 |
| 9.1 | STATICÁ ZKOUŠKA TAHEM | 53 |
| 9.1.1 | TVÁŘITELNOST MATERIÁLU A KONSTANTY C A N | 53 |
| 9.1.2 | ANIZOTROPIE..... | 54 |
| 9.2 | DIAGRAMY MEZNÍCH PŘETVOŘENÍ | 58 |
| 9.2.1 | URČOVÁNÍ DMP POČETNÍM ZPŮSOBEM..... | 60 |
| 9.2.2 | PODMÍNKY ZTRÁT STABILITY | 62 |
| 9.2.3 | URČOVÁNÍ DMP EXPERIMENTÁLNÍM ZPŮSOBEM | 62 |
| 9.2.4 | URČENÍ MEZNÍHO STUPNĚ PŘETVOŘENÍ | 65 |
| 9.3 | OPTICKÝ SYSTÉM ARAMIS..... | 66 |
| 10 | CÍLE EXPERIMENTÁLNÍ ČÁSTI..... | 68 |
| 11 | CHARAKTERISTIKA ZKOUMANÉHO MATERIÁLU | 70 |
| 12 | STANOVENÍ MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ HOŘČÍKOVÉ SLITINY | 71 |
| 12.1 | STATICÁ ZKOUŠKA TAHEM | 71 |
| 12.1.1 | PŘÍPRAVA VZORKŮ A STANOVENÍ METODIKY ZKOUŠKY..... | 72 |
| 12.1.2 | VÝSLEDKY SZT..... | 73 |
| 12.1.3 | SLEDOVÁNÍ DEFORMACE PŘI JEDNOOSÉM ZATĚŽOVÁNÍ | 81 |
| 12.1.4 | DISKUZE VÝSLEDKŮ (SZT) | 88 |
| 12.2 | STANOVENÍ MEZNÍCH DEFORMACÍ PŘI VÍCEOSÉM NAMÁHÁNÍ | 91 |
| 12.2.1 | TEMPEROVANÝ LISOVACÍ NÁSTROJ PRO ZJIŠŤOVÁNÍ DMP | 93 |
| 12.2.2 | PŘÍPRAVA VZORKŮ A STANOVENÍ METODIKY ZKOUŠKY..... | 95 |
| 12.2.3 | SLEDOVÁNÍ DEFORMACE POMOCÍ OPTICKÉHO SYSTÉMU | 97 |
| 12.2.4 | VYHODNOCENÍ HODNOT DMP | 99 |
| 12.2.5 | POROVNÁNÍ LEVÉ REGRESNÍ KŘIVKY | 104 |
| 12.2.6 | DISKUZE VÝSLEDKŮ (DMP)..... | 107 |
| 12.3 | ANALÝZY MATERIÁLU | 108 |
| 12.3.1 | HODNOCENÍ STRUKTURY | 109 |
| 12.3.2 | DVOJČATĚNÍ..... | 113 |
| 12.3.3 | VELIKOST ZRN..... | 114 |
| 12.3.4 | FRAKTOGRAFICKÁ ANALÝZA | 117 |
| 12.3.5 | DISKUZE VÝSLEDKŮ (ANALÝZY MATERIÁLU) | 119 |
| 13 | DISKUZE VÝSLEDKŮ DISERTAČNÍ PRÁCE | 121 |
| 14 | NÁVAZNOST NA DISERTAČNÍ PRÁCI | 125 |

| | |
|----------------------------------------|------------|
| 15 PŘÍNOS DISERTAČNÍ PRÁCE..... | 127 |
| 16 ZÁVĚR..... | 129 |
| POUŽITÁ LITERATURA..... | 130 |
| PŘÍLOHY | 133 |
| PUBLIKAČNÍ ČINNOST | 134 |
| PROFESNÍ KARIÉRA..... | 135 |

SEZNAM SYMBOLŮ A ZKRATEK

| Symbol | Rozměr | Význam |
|-----------------------|-----------|-----------------------------------------------|
| a | m^{-10} | Mřížkový parametr |
| A_{sr} | mm^2 | Plocha skluzové roviny |
| A_x | % | Tažnost |
| A_{80mm} | % | Tažnost při počáteční měřené délce (80 mm) |
| A_0 | mm^2 | Plocha průřezu materiálu |
| b | - | Hodnota Burgersova vektoru |
| b, b_0 | mm | Konečná a počáteční šířka vzorku |
| c | m^{-10} | Mřížkový parametr |
| C | MPa | Míra přetvárné pevnosti |
| c/a | - | Poměr krystalografických os |
| d_0 | mm | Počáteční měřená délka |
| d_1, d_2 | mm | Konečná měřená délka |
| dF | N | Přírůstek síly |
| E | MPa | Modul pružnosti v tahu (Youngův modul) |
| F | N | Zkušební síla |
| F_n | N | Normálová složka síly |
| F_t | N | Tečná složka síly |
| F_{max}, F_m | N | Maximální síla, síla na mezi pevnosti |
| F, G, H, L, M, N | - | Konstanty anizotropie |
| G | MPa | Modul pružnosti ve smyku |
| $K_{1,2, 20}$ | | Referenční roviny při dvojčatění |
| l, l_0 | mm | Konečná a počáteční délka vzorku |
| m | - | Schmidův faktor |
| m_ϕ | - | Ukazatel stavu deformace |
| m_σ | - | Ukazatel stavu napjatosti |
| n | - | Exponent deformačního zpevnění |
| N | - | Počet měření |
| L_0 | mm | Počáteční délka měřeného úseku zkušební tyče |
| L_u | mm | Délka měřeného úseku zkušební tyče po lomu |
| ΔL | mm | přírůstek počáteční měřené délky po přetržení |
| r_0, r_{45}, r_{90} | | Anizotropie ve směru |
| r_α | - | Součinitel normálové anizotropie |
| Δr | - | Plošná anizotropie |
| $r_{stř}$ | - | Střední hodnotu anizotropie |
| R_e | MPa | Výrazná mez kluzu |
| $R_{p0,2}$ | MPa | Nevýrazná mez kluzu (smluvní) |
| R_m | MPa | Mez pevnosti v tahu |
| R_{eH} | MPa | Výrazná mez kluzu horní |

| Symbol | Rozměr | Význam |
|-----------------------------------|-------------------|---------------------------------------------|
| R_{eL} | MPa | Výrazná mez kluzu dolní |
| R | - | Spolehlivostní hodnota |
| R | mm | Rádus ohybu |
| s | mm | Výběrová směrodatná odchylka |
| S_o | mm ² | Počáteční plocha příčného průřezu materiálu |
| T | °C | Teplota zkoušky |
| T_T | °C | Teplota tavení |
| T_r | °C | Rekrystalizační teplota |
| T_s | °C | Teplota varu |
| t | mm | Tloušťka plechu |
| t_o | mm | Počáteční tloušťka plechu |
| v | m/s | Rychlost zatěžování |
| v_{SZT} | s ⁻¹ | Rychlost zatěžování při zkoušce tahem |
| \bar{x} | mm | Aritmetický průměr |
| x_s | mm | Směrově střední hodnota |
| α | ° | Úhel sklonu plochy |
| β | ° | Úhel tvaru dvojčete |
| γ | - | Smyková deformace |
| ε | - | Poměrné prodloužení |
| ε_u | - | Maximální poměrné prodloužení |
| ε_k | - | Deformace začátku dyn. rekrystalizace |
| E_p | - | Deformace ve vrcholu napětí |
| $\eta_{1,2}$ | | Směry smyku při dvojčatění |
| Θ | ° | Úhel skosení |
| λ | ° | Úhel mezi napětím a směrem skluzu |
| μ | - | Součinitel příčné deformace |
| μ | - | Poissonova konstanta |
| σ | MPa | Skutečné normálové napětí |
| σ_e | MPa | Skutečné napětí |
| σ_i | MPa | Intenzita napětí |
| σ_m | MPa | Skut. normálové napětí na mezi pevnosti |
| $\sigma_{p0,2}$ | MPa | Skut. normálové napětí na mezi kluzu |
| ρ | g/cm ³ | Měrná hmotnost při pokojové teplotě |
| ρ_{disl} | m ⁻² | Hustota dislokací |
| τ | MPa | Smykové napětí |
| $\tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{zx}$ | MPa | Složky smykového napětí |
| τ_{krit} | MPa | Kritické skluzové napětí |
| τ_{max} | MPa | Maximální smykové napětí |
| φ | - | Skutečné (logaritmické) přetvoření |

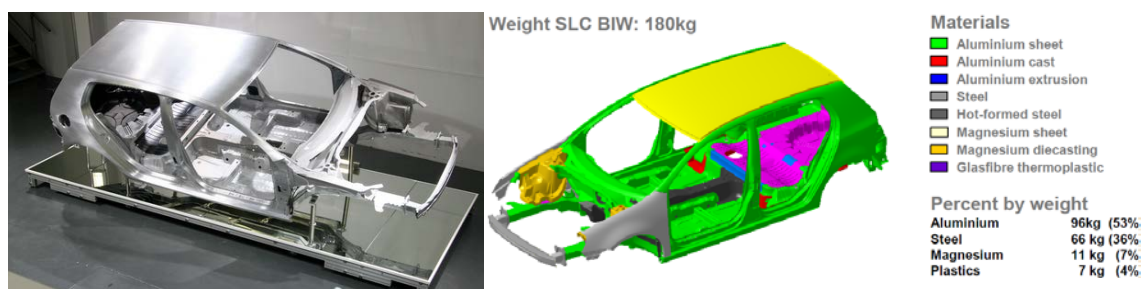
| Symbol | Rozměr | Význam |
|------------------------------|--------|-------------------------------------------------------------|
| φ_e | - | Skutečné deformace |
| φ_b | - | Přetvoření tloušťky |
| φ_i | - | Intenzita přetvoření |
| φ_{ik} | - | Kritická intenzita přetvoření |
| φ_l | - | Přetvoření délky |
| φ_s | - | Přetvoření šířky |
| $\varphi_{p0.2}$ | - | Skutečné deformace na mezi kluzu |
| φ_m | - | Skutečné deformace na mezi pevnosti |
| $\varphi_{1k}, \varphi_{2k}$ | - | Skutečná logaritmická mezní přetvoření |
| χ_0 | ° | Úhel mezi skluz. rovinou a směrem namáhání před plast. def. |
| χ_i | ° | Úhel mezi skluz. rovinou a směrem namáhání po plast. def. |
| ψ | - | Poměrné zúžení |
| Φ | ° | Úhel mezi osou válce a normálou ke skluzové rovině |

| Zkratka | Rozměr | Význam |
|---------|--------|----------------------------------------------------------|
| ASTM | | American Society for Testing and Materials |
| CRSS | MPa | Kritické smykové napětí (Critical Resolved Shear Stress) |
| DIN | | Deutsches Institut für Normung |
| DMP | | Diagram mezních přetvoření |
| GBN | | Nukleace na hranicích zrn |
| GBB | | Vyboulení hranic zrn |
| HB | | Tvrдость podle Brinella |
| HCP | | Hexagonální těsně uspořádaná krystalografická mřížka |
| ISO | | International Organization for Standardization |
| KMT | | Křivka mezních přetvoření |
| SZT | | Statická zkouška tahem |
| KUT | - | Komplexní ukazatel tvárnosti |
| UH | - | Ukazatel hlubokotažnosti |

1 ÚVOD

Na základě vzrůstajících požadavků na ochranu životního prostředí a snižování spotřeby fosilních paliv je automobilový průmysl nucen hledat možnosti snižování hmotnosti automobilů potažmo úspory jejich spotřeby paliv a snižování emisí.

Z těchto důvodů vzniká v posledních 20 letech mnoho moderních materiálů vhodných pro stavbu lehčích karosérií automobilů. Vývojem zmíněných nových materiálů a technologií se zabývá řada firem, institutů, vysokých škol a předních výrobců automobilů (Audi AG, Volkswagen AG). Poptávka po nových slitinách vhodných k výrobě plošných výlisků a nedostatky hliníkových tvářecích slitin na trhu přinutily řadu světových výrobců plechů (Salzgitter Stahl GmbH, ThyssenKrupp AG, Posco) k výzkumu slitin hořčíku vhodných k tváření. Díky tomu byl pro potřeby automobilového průmyslu vyvinut hořčíkový plech s velkým potenciálem k rozvoji. Tento inovační materiál byl zařazen do projektu SuperLightCar (viz obr. 1.1) V rámci projektu byl z hořčíku vylisován povrchový plech střechy. [1] Úspora hmotnosti činila 56 % oproti dílu z oceli. Hořčíkový plech lze také použít na vnější díl bočních dveří atd.



Obr. 1.1: Materiálový rozpad karosérie vyrobené v rámci projektu SuperLightCar [1]

Hořčík patří mezi nejlehčí kovové konstrukční materiály s relativně vysokou pevností, dobrou zabíhavostí při odlévání a recyklovatelností. Je nutné však také zmínit i některé nevýhodné vlastnosti hořčíku, které plynou z jeho hexagonálního uspořádání základního tuhého roztoku a stavu mikrostruktury. Jedná se o omezenou tvářitelnost za pokojové teploty a silnou anizotropii mechanických vlastností.

O nasazení hořčíkových plechů při výrobě karosérie automobilu se uvažuje především kvůli úspoře hmotnosti karosérie vozu a relativní dostupnosti vstupní suroviny.

Výroba, zpracování či úvahy o sériovém nasazení hořčíkového plechu se v roce 2016 nacházejí teprve v počátcích. Nyní je výzkum soustředěn na vliv superplasticity, na hexagonální uspořádání mřížky a na metody zpracování, které by umožnily pokrýt potřebu sériového zpracování.

Hlavním cílem disertační práce je výzkum deformačního chování hořčíkových slitin určených pro tváření v oblasti mezních stavů. S ohledem na další praktické využití předkládané práce byl důraz kladen na chování tenkých kontinuálně válcovaných hořčíkových plechů.

Tato disertační práce je zpracována za podpory firmy Škoda Auto a.s. a firmy MgF Magnesium Flachprodukte GmbH, dceřiné společnosti ThyssenKrupp AG.

2 CÍLE DISERTAČNÍ PRÁCE

Předkládaná disertační práce by měla obsáhnout, utřídit a ověřit poznatky o deformačním chování tenkých hořčíkových plechů. Důraz je kladen především na výzkum v oblasti mezních stavů deformace při zvýšených teplotách a vlivu této teploty na materiálové vlastnosti. Výzkum v oblasti tváření plechů ze slitin hořčíku je v současné době ve fázi laboratorního výzkumu a technologického vývoje. Jedná se o poměrně nový typ materiálu se specifickým využitím v technické praxi, jehož výroba kontinuálním válcováním je považována za novinku v oboru tváření. S přihlédnutím k fyzikálním vlastnostem hořčíku (hexagonální mřížka, možnost tváření jen za zvýšených teplot, obtížná eliminace tření, atd.), které se značně liší od běžně zpracovávaných kovových materiálů, je řešená problematika nad rámec jedné disertační práce. V současnosti je v dostupné odborné literatuře zveřejněno poměrně málo informací o deformačním chování hořčíkových slitin při víceosém namáhání za zvýšených teplot a lze tak předpokládat značný přínos předkládané disertační práce k této problematice. Cílem disertační práce je přinést ucelené teoretické informace o mechanismech plastického přetvoření kovů s hexagonální mřížkou a provést experimentální výzkum deformačního chování slitiny hořčíku při různých teplotách tváření. Naplnění uvedených cílů disertační práce je možno charakterizovat následným dílčími body:

- způsoby výroby a možnosti využití tenkých hořčíkových plechů v průmyslu,
- specifické deformační chování slitin s hexagonální mřížkou a charakteristika základních materiálových vlastností,
- stanovení metodiky pro experimentální výzkum deformačního chování materiálu při různých stavech napjatosti a teplotě,
- dle stanovené metodiky provedení experimentálního výzkumu mezních stavů deformace tenkých hořčíkových plechů,
- výzkum vlivu skluzových rovin krystalografické mřížky v závislosti na teplotě a na tvářitelnosti hořčíkových tenkých plechů.

3 VÝZNAM A VÝVOJ ZPRACOVÁNÍ HOŘČÍKU

Hořčík tvoří kolem 2 % zemské kůry, což ho řadí na 6. místo podle četnosti výskytu prvků. Hořčík se ze zemské kůry získává těžbou magnezitu a dolomitu. Nicméně v největším množství se získává z mořské vody, kde je jeho koncentrace 1,35 g/l.

Poprvé byl hořčík v elementární formě získán Angličanem H.Davy z oxidu hořečnatého a to v roce 1808. Hořčík ve formě kovu byl izolován v roce 1828 Francouzem Antoine-Alexander Bussy chemickou redukcí s draslíkem. [2] Teprve v roce 1852 R. Bunsen provedl první elektrolýzu z chloridu hořečnatého $MgCl_2$. Tě bylo brzy využito jako technologického postupu a tvoří základ pro oba dnešní postupy při získávání hořčíku. Těmito postupy jsou termická redukce a elektrolýza roztavené směsi. [4]

3.1 VÝROBA HOŘČÍKU

Hlavními technologiemi výroby hořčíku jsou tavná elektrolýza $MgCl_2$ v prostředí roztaveného chloridového elektrolytu a termická redukce MgO vhodným redukčním činidlem.

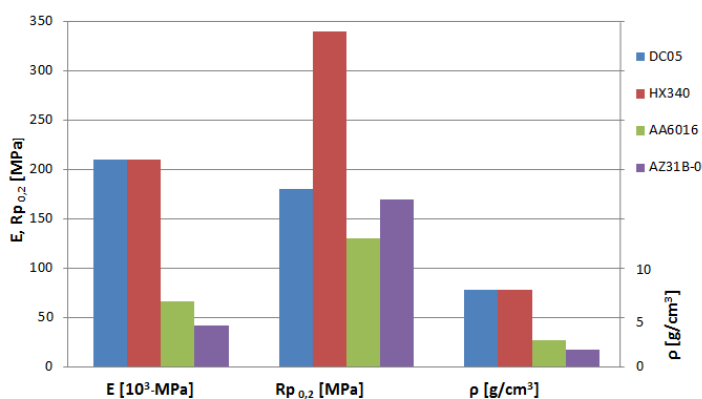
Při procesu tavné elektrolýzy se připraví chlorid hořečnatý úplnou dehydratací roztoku $MgCl_2$ nebo konverzí roztoku $MgCl_2$ na MgO a plynnou chlorací na bezvodý roztok $MgCl_2$. Následně se provede elektrolýza, přičemž výslednými produkty jsou hořčík a plynný chlor, který se znovu používá při přípravě $MgCl_2$ ve formě HCl a Cl_2 . Takto získaný hořčík má čistotu 99,4 % až 99,6 % Mg . $MgCl_2$ se získává z magnezitu, solanky nebo mořské vody, která odpovídá 80 % produkce. [4]

Technologicky jednodušším postupem je termická redukce oxidu hořečnatého. Při karbotermické redukcí se jako redukční činidlo používá uhlík, při karbidotermické karbidy hliníku a vápníku. Metalotermická redukce využívá jako činidla kovy (Si, Al, Cu) a jejich slitiny. Nejdražší surovinou vsázky je právě redukční činidlo, které určuje svou účinností a cenou efektivitu výroby. V dnešní době se proto v průmyslu nejčastěji využívá pouze silikotermická redukce pomocí ferosilicia. Vstupní surovinou je pálený dolomit nebo pálený magnezit obohacený vápnem. Proces se uskutečňuje ve vakuu nebo inertní atmosféře, aby páry hořčíku nereagovaly s kyslíkem. Získaný hořčík má čistotu maximálně 99,8 %. [3] Následuje proces rafinace, při kterém se odstraní kovové (Fe, Si, Ca a těžké neželezné kovy) i nekovové nečistoty přidáním roztavených chloridů. Chloridy pokrývají povrch nečistot a posléze se usazují u dna jako kal. Snižuje se také obsah vodíku na hodnoty 1 až 7 ml/100g Mg probubláváním Cl, N, Ar nebo He taveninou. Při

odlévání se musí udržovat laminární proudění a ustálený tok kovu. Jako ochranná atmosféra se používá He, Ar nebo směs hexafluoridu síry, oxidu uhličitého a vzduchu. Výsledný hořčík má po odlití čistotu 99,90 % až 99,95 %. [4]

3.2 VLASTNOSTI A VYUŽITÍ HOŘČÍKOVÝCH SLITIN

Jak již bylo a bude ještě mnohokrát zmíněno, hořčík a slitiny hořčíku krystalizují v hexagonální těsně uspořádané mřížce (HCP – hexagonal close-packed). Měrná hmotnost hořčíku je $1,74 \text{ g/cm}^3$ při teplotě $20 \text{ }^\circ\text{C}$, oproti oceli je 4,5krát menší, oproti hliníku pak 1,5krát menší. Vybrané vlastnosti hořčíku jsou vypsány v tabulce 3.1. Modul pružnosti v tahu (Youngův modul) je $E_{\text{Mg}} = 4,5 \cdot 10^4 \text{ MPa}$. Pro hořčík tedy platí, že jeho modul pružnosti v tahu je podstatně nižší než u oceli, kde $E_{\text{ocel}} = 2,1 \cdot 10^5 \text{ MPa}$. K této skutečnosti je nutné přihlížet při dimenzování dílu a úměrně k tomu navýšit tloušťku výlisku. Porovnání hodnot mechanických vlastností různých druhů materiálů je patrné z grafu na obr. 3.1.



Obr. 3.1: Grafické znázornění mechanických hodnot, Youngův modul, mez pružnosti a měrná hmotnost pro ocelový (DC05, HX340), hliníkový (AA6016) a hořčíkový (AZ31B-0) plech [4]

Tab. 3.1: Vybrané vlastnosti hořčíku [4, 6]

| Mechanická vlastnost | Hodnota |
|----------------------------------------------------------|------------------------|
| Hustota při pokojové teplotě ρ [g/cm ³] | 1,74 |
| Teplota tavení T_T [°C] | 650 |
| Teplota varu T_S [°C] | 1090 |
| Youngův Modul E [GPa] | 45 |
| Krystalografická mřížka | HCP |
| Mřížkový parametr a | 3,209 m ⁻¹⁰ |
| Mřížkový parametr c | 5,211 m ⁻¹⁰ |
| Poměr krystalografických os c/a | 1,633 |
| Poissonovo číslo μ | 0,35 |
| Tvrдость [HB] | 40 |

O vývoj hořčíkových slitin se postaral automobilový a letecký průmysl. Poprvé byly hořčíkové slitiny použity na skříň pro klikovou hřídel a skříň převodovky v automobilu Volkswagen Beetle. Díky nasazení hořčíkových slitin bylo ušetřeno z celkové hmotnosti vozu 50 kg oproti nasazení dílů z litiny. Společnost Volkswagen představila první automobil ve 30. letech minulého století a od té doby vyrobila přes 20 milionů kusů, což představuje spotřebu více než 400 000 tun hořčíkových slitin. V dnešní době se už ale z hořčíkových slitin nevyrábí jen součásti pro automobilový a letecký průmysl, ale i pouzdra mobilních telefonů, fotoaparátů, těla počítačů, šicí stroje a sportovní náčiní.

V automobilovém průmyslu lze hořčíkové slitiny využít pro výrobu:

- plošných výlisků: nosič přístrojové desky, strukturní díly sedačky, povrchový plech bočních dveří, povrchový díl vnější kapoty, blatník vnější, střecha vnější atd,
- odlitků: věnec volantu (ŠKODA OCTAVIA), skříň převodovky (VW BEETLE), atd .

4 SLITINY HOŘČÍKU

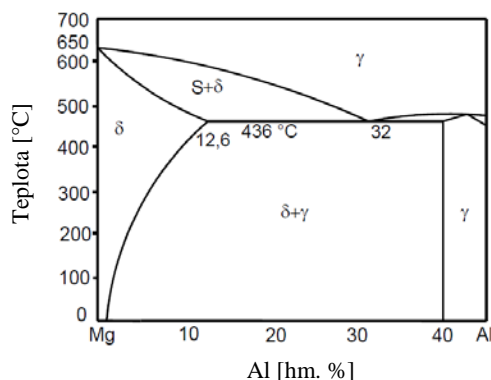
Základní fázi ve slitinách hořčíku je substituční tuhý roztok s legujícími prvky, jako jsou hliník, zinek, mangan. Vedle klasických přísad se slitiny hořčíku legují zirkonem, thoriem, lithiem a prvky vzácných zemin (RE-rare earth). Ve slitinách hořčíku se vyskytují četné intermetalické fáze, které u slévárenských slitin mohou být složkami eutektika nebo peritektika nebo precipitující z přesycené fáze α . Ve srovnání se slitinami hliníku je však precipitační zpevnění slitin hořčíku menší. [7] Měď, nikl a železo se jako legující prvky nepoužívají, protože vedou ke zvýšení korozní aktivity (galvanická koroze). Z tohoto důvodu se také vyvíjejí slitiny s nejvyšší možnou čistotou, především s nízkým obsahem železa, mědi a niklu. [8]

4.1 VLIV LEGUJÍCÍCH PRVKŮ SLITIN HOŘČÍKU

Přidáním legujících prvků se zlepšují mechanické vlastnosti při současném zachování předností hořčíku. Hlavními vlastnostmi, které ovlivňují fyzikální metalurgii slitin, jsou druh krystalové mřížky a atomový poloměr.

Tato kapitola pojednává o vlivu vybraných legur na vlastnosti slitin hořčíku. Jedná se o legury obsažené ve slitině AZ31B-O ($MgAl_3Zn_1$) dle normy ASTM B275 [9], která je předmětem zkoumání této práce.

Nejrozšířenějším legujícím prvkem hořčíkových slitin je hliník. Hliník zvyšuje precipitačním vytvrzením tuhého roztoku tvrdost a pevnost, případně při zvýšeném množství segreguje nekoherentní fáze $Mg_{17}Al_{12}$. Dále zlepšuje zabíhavost, rozšiřuje interval tavicích teplot, utváří eutektikum a zlepšuje odolnost proti korozi. [4] Binární diagram Mg-Al do 50 % Al (viz obr. 4.1)



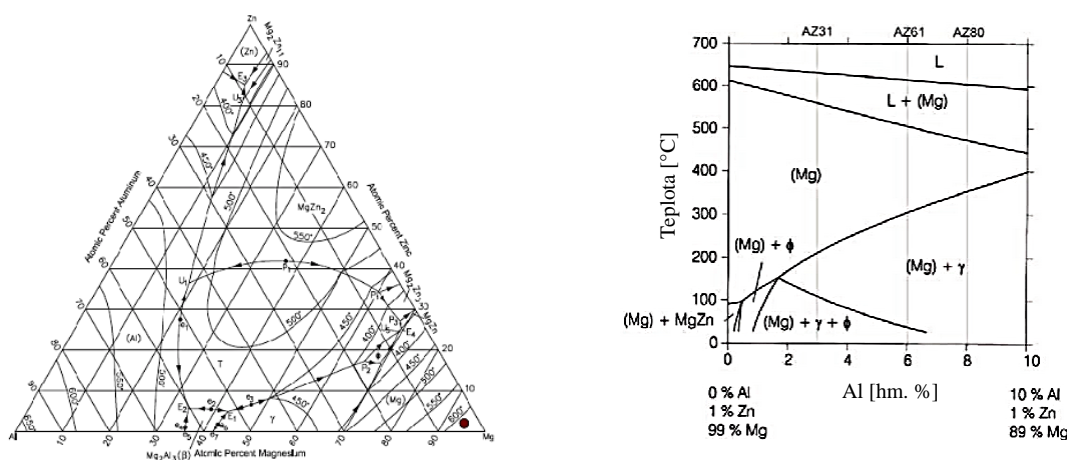
Obr. 4.1: Binární diagram Mg-Al do 50 % Al [4]

Dalším legujícím prvkem je zinek, který je po hliníku nejčastěji používaným prvkem v Mg slitinách. Působí na slitiny hořčíku obdobně jako hliník, tj. stává se složkou precipitující fáze. Při určitém koncentračním poměru s hliníkem $Zn/Al = 1/3$ vzniká ve slitině Mg-Al- Zn intermetalická fáze $Mg_3Al_2Zn_3$. Zinek do 2 % zvyšuje tvářitelnost hořčíkových slitin. [7]

Ve zkoumané slitině se dále nachází mangan, který zvyšuje korozní odolnost, zjemňuje zrna a zlepšuje svařitelnost. Množství přidaného Mn je však omezeno jeho malou rozpustností v hořčíku.

4.2 TERNÁRNÍ SLITINA HOŘČÍKU AZ31B-O (MGAL3ZN1)

Slitiny Mg-Al-Zn mají dnes v porovnání s ostatními slitinami hořčíku největší technické opodstatnění. Důvodem je poměrně příznivá cena legujících prvků a dobré výsledné mechanické vlastnosti. Ternární slitina hořčíku patří do skupiny AZ-slitin, obsahuje 3 hm. % hliníku a 1 hm. % zinku. Rozpustnost hliníku v hořčíku při eutektické teplotě je 11,5 % a klesá postupně až na cca 1 % při pokojové teplotě. Eutektická reakce probíhá při 437 °C, přičemž vzniká relativně široká oblast substitučního tuhého roztoku v rovnovážném diagramu Mg-Al a dalších fází: $Mg_{17}Al_{12}$ (γ -fáze), $Mg_{21}(Al, Zn)_{17}$, Al_4Mn , Al_8Mn , $Mg_3Al_2Zn_3$. Strukturně typy slitin pro tváření odpovídají slitinám slévarenským. Tvářená struktura však má svoje specifika. Slitiny tvoří výrazné textury a s nimi je spojena anizotropie mechanických vlastností. Slitiny s hliníkem mají obvykle přísadu zinku (do 1,5 %) a některé ještě přísadu manganu. [10] Na obr. 4.2 je vyobrazen ternární diagram Mg-Al-Zn a k němu příslušný vertikální řez při 1 % Zn. Se zvětšujícím se podílem hliníku se zvětšuje intermetalická γ -fáze.



Obr. 4.2: Vlevo ternární diagram Mg-Al-Zn a vpravo vertikální řez ternárním diagramem Mg-Al-Zn při 1 % Zn [11]

5 VÝROBA HOŘČÍKOVÝCH PLECHŮ

Hořčíkové plechy jsou vyráběny převážně tvářením za tepla z kontinuálně litých bram či přímo kontinuálním válcováním (Twin roll casting, Gießwalztechnologie für Bleche). Jiné výrobní procesy, jako např. protlačování plechových profilů za tepla hrají v současné době nepatrnou roli. [4]

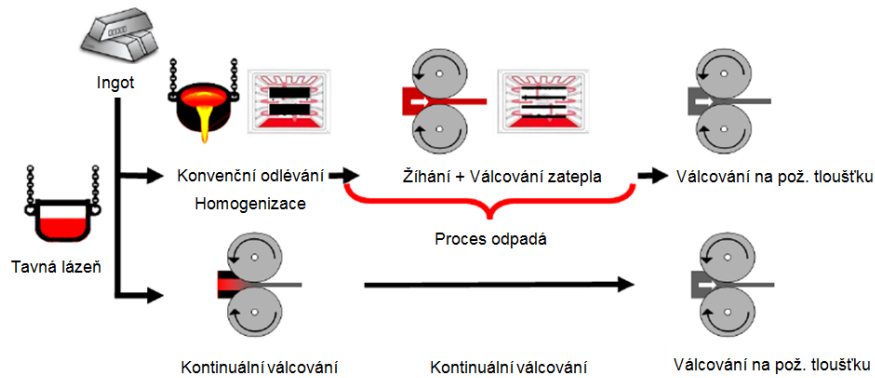
5.1 KONVENČNÍ VÁLCOVÁNÍ

Jedná se o konvenční válcovací proces, kdy před vlastním válcováním procházejí kontinuálně odlévané bramy homogenizačním žháním k odstranění segregací a vměstek.

Válcovací proces za tepla se vyznačuje vedením bramy válcovací stolicí s danou válcovací mezerou, která je menší než tloušťka bramy. Přitom dochází k plastickému přetvoření válcovaného materiálu. Z důvodu omezené tvárnosti za studena hořčíkových slitin je prováděno válcování za zvýšené teploty v rozmezí teplot 250–500 °C s úběrem odpovídajícím deformaci v oblasti $0,1 < \varphi < 0,5$. Mezi jednotlivými válcovacími kroky je prováděno mezioperační žhání, přičemž počet, doba trvání a teplota žhání se mění. Často se používají reverzní válcovací stolice, které umožňují vyrobit více hladkých nebo kalibrovaných válců řazených za sebou při stálém seřizování válcovací mezery. Válcování na konečnou tloušťku se provádí za tepla a vyžaduje několik válcovacích kroků. Použitý válcovací program, zvláště pak jeho procesní parametry (teplota válcování, rychlost válcování a válcovací úběr), určuje konečné mechanické a mikrostrukturní vlastnosti, jako je velikost zrna a krystalografická textura.

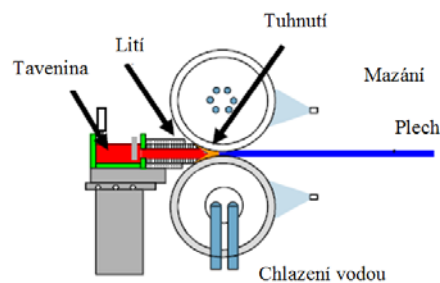
5.2 KONTINUÁLNÍ VÁLCOVÁNÍ

Kontinuální válcování plechu z taveniny představuje moderní způsob výroby a nachází stále větší uplatnění v hutní prvovýrobě. Tento proces je již běžně používán pro ocele a slitiny hliníku, kdy válcováním z taveniny jsou vyráběny plechy s různou tloušťkou. Výroba hořčíkové slitiny kontinuálním válcováním byla poprvé představena v roce 1980 firmou Dow Chemical Company.



Obr. 5.1: Porovnání procesů válcování [24]

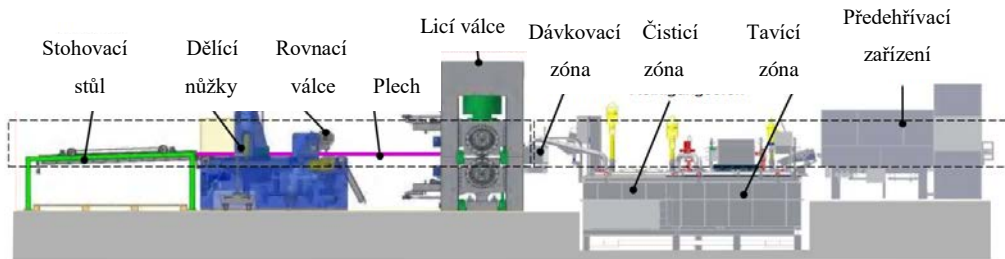
Na obrázku 5.1 je znázorněn rozdíl procesů výroby hořčkových slitin válcováním z taveniny a konvenčním tvářením z bramy. U procesu válcováním z taveniny je kovová lázeň dopravována pod ochrannou atmosférou z tavící pece do lící pece. Pro výrobu ocelí je směr pohybu taveniny k válcovací stoličce většinou realizován vertikálně a to pro dosažení vyšší rychlosti lití. U neželezných kovů, jako je hořčík a hliník, je preferován směr pohybu taveniny k válcovací stoličce horizontálně [12], viz obr. 5.2, a to z důvodů rovnoměrného rozdělení taveniny v celé odlévané šířce a snadnějšího řízení procesu.



Obr. 5.2: Grafické znázornění válcovací stoličky kontinuálního válcování [24]

Přes vtok je tavenina přivedena ke dvěma chlazeným rotujícím válcům, tuhne zde a je válcována na tloušťku několika milimetrů. Při procesu válcování z taveniny může být tuhnutí taveniny kombinováno spolu s tvářecím procesem. Výsledný tenký plech vykazuje vzhledem k rychlému tuhnutí oproti kontinuálně odlévaným bramám jemnozrnnější strukturu. Díky nižší vstupní tloušťce tenkého plechu oproti kontinuálně odlévané bramě je v konečném válcovacím procesu za tepla potřeba nižší počet válcovacích kroků k dosažení požadované tloušťky. Vnesený konečný stupeň přetvoření je nižší než u konvenčního, za tepla válcovaného plechu. Redukce válcovacích kroků

snižuje počet, procesní čas a investovanou energii mezioperačního žíhání, a tím nabízí proces tváření z taveniny zvýšení rentability provozu. Celkový grafický pohled na linku je znázorněn na obr. 5.3.



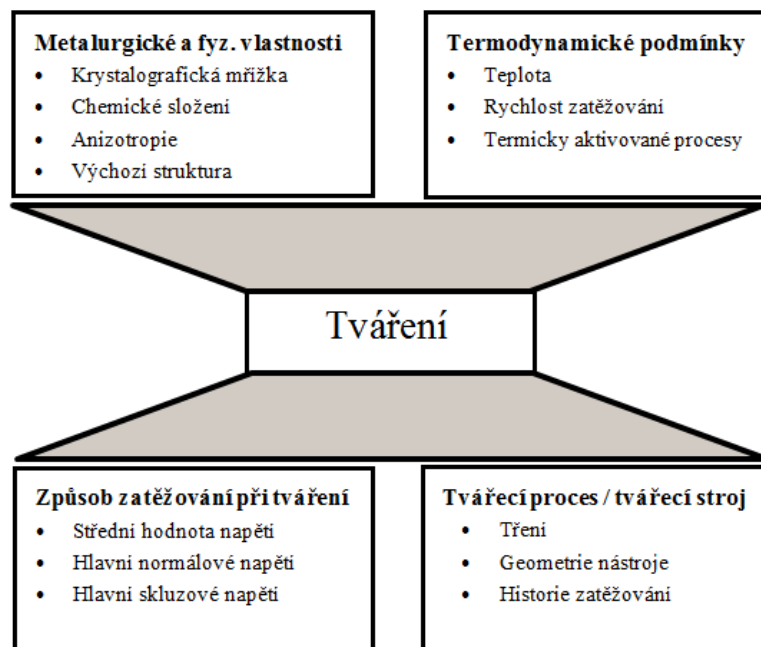
Obr. 5.3: Linka kontinuálního válcování hořčíkové slitiny [24]

6 TVÁŘENÍ HOŘČÍKOVÝCH PLECHŮ

Jedním z hlavních faktorů ovlivňujících tvářitelnost hořčíkových plechů je tvářecí teplota. Při tváření za zvýšené teploty je nezbytný ohřev materiálu, ale velké úskalí přináší i udržení vhodného rozmezí tvářecích teplot po celou dobu tváření. V případě ohřevu nástřihu je nutné vzít v úvahu rychlé ochlazování slabých plechů. Proto se ohřev plechu provádí častěji přímo v nástroji. Toho lze dosáhnout buď přímým ohřevem, nebo speciální konstrukcí tvářecích nástrojů s ohřevem. V případě silnějších plechů je možné použít ohřev v peci nebo indukční ohřev.

Technologie tváření vybraných hořčíkových slitin je dána specifickými vlastnostmi hexagonální krystalické mřížky základního tuhého roztoku a stavem mikrostruktury. Zjednodušeně řečeno, tváření tenkých hořčíkových plechů je problematické do teploty 200 °C. Do této teploty probíhá deformace převážně skluzem, a to v basální rovině. Při teplotách nad 225 °C se vytváří více skluzových rovin. Skluzové systémy jsou podrobně popsány v kapitole 7.2.3.

Na obr. 6.1 jsou uvedeny významné faktory ovlivňující tváření hořčíkových plechů při zvýšené teplotě.

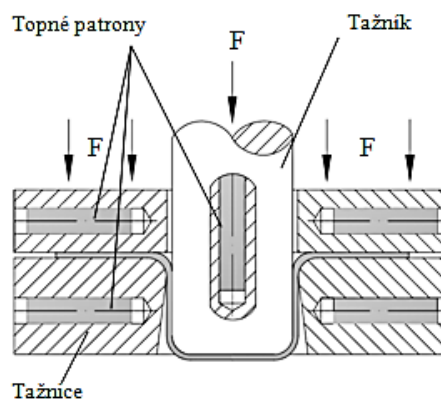


Obr. 6.1: Významné faktory ovlivňující vlastnosti tváření hořčíkových plechů

Odpružení způsobené elastickým zotavením může být u hořčíkového plechu při tváření za studena až 30° pro ohyb o úhlu 90° . Souhrnná velikost odpružení se zvyšuje se zmenšujícím se úhlem ohybu, roste s rádiusem ohybu a snižuje se s růstem teploty. [30] Protože odpružení je ovlivňováno použitým materiálem, nářadím, rychlostí ohybu a prodlevou při lisování, musí být vhodná velikost přehnání úhlu určena vždy separátně u každé metody lisování. [30] Hořčíkové slitiny vhodné k tváření lze zpracovávat buď konvenčním lisováním, či tváření kapalinou.

6.1 KONVENČNÍ LISOVÁNÍ

Jedná se o lisování s pevným tažníkem např. na hydraulickém lisu, viz obr. 6.2. Je používáno konvenční nářadí z litiny či z nástrojové oceli. Pro lisování za zvýšených teplot se obvykle používají patrony pro zahřátí nářadí. Plechové nástřihy bývají předehřívány v peci. [13]



Obr. 6.2: Princip tažení plechů konvenčním způsobem [13]

Při konvenčním lisování je potřeba vždy mazat vhodnými mazadly. Mazadla užívaná při tváření hořčíkových plechů zahrnují minerální oleje a různá tuhá či polotuhá mazadla (tuk, mýdlo, vosk atd.), molybden sulfid (suchá mazadla), colloidní grafit v různých formách a také fólie z teflonu či skelného vlákna. Výběr mazadel je odvislý především od teploty, při které budou použita. Do teploty 120°C lze použít oleje a tuhá či polotuhá mazadla. [30] Mnohdy jsou pro následné operace při teplotě do 120°C použita mazadla na rostlinné bázi. Výhodou těchto mazadel je jednoduchá aplikace např. nátěrem a snadné odstranění po tváření. [30]

Při tváření za teploty nad 120°C je možnost použití běžných olejů a mazadel omezená. Mýdlová mazadla akceptují teplotu až do 230°C . Sloučenina je na vodné bázi a při zpracování kovu je aplikovatelná namáčením či natíráním. Po nátěru je nutné plech

osušit. Poté je možné plech neomezeně uskladnit pro budoucí lisování. Mazadlo, které zůstane na výlisku i po tváření, je možné odstranit oplachem v horké vodě.

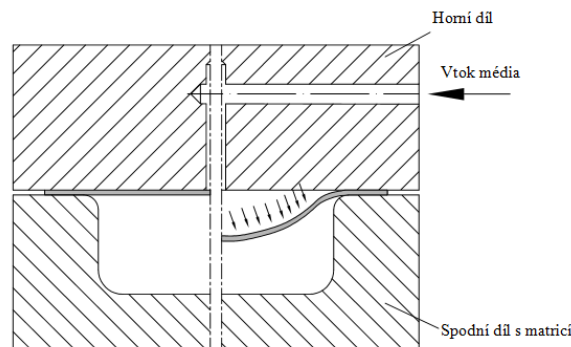
Při tváření za teploty větší než 230 °C se nabízí použití buď colloidní grafitu, či molybdenu disulfidu. Grafit je rozpuštěn například v lihu (2 % grafitu). Pokud je v mazadle obsažena např. voda či líh, je vhodné mazadlo nanést před ohřátím plechu. Jinak by mohlo dojít k odpařování a následnému ochlazení plechu spolu se vznikem trhlin. Ačkoliv je colloidní grafit aplikovatelný při jakékoliv teplotě, jeho použití pro tváření hořčíkových plechů není příliš vhodné a to z důvodu složitého odstraňování grafitu z povrchu dílu a z důvodu ochrany proti korozi. [30]

6.2 TVÁŘENÍ KAPALINOU

Oproti klasickému tváření je při tváření kapalinou dosaženo lepšího stupně přetvoření. Na vyrobení stejné součásti je zapotřebí menší počet tahů (často lze vyrobit požadovaný tvar výrobku pouze na jeden tah). Navíc při tažení přes vodní vrstvu nedochází k téměř žádnému tření mezi tažnicí a plechem, a tudíž nedojde k poškození vnějšího povrchu polotovaru. [14]

Tváření kapalinou lze rozdělit na dva základní způsoby:

- **využití vnějšího tlaku kapaliny jako přetvárné síly** (tlakovým médiem bývá nejčastěji voda),

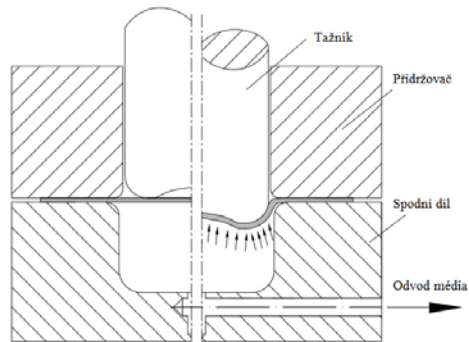


Obr. 6.3: Princip tváření kapalinou [13]

- **kombinace klasického tažení a tváření tlakovou kapalinou** (hydromechanické tváření-HMT).

Celý proces technologie HMT lze realizovat i na běžném lisu (s drobnými úpravami řízeného přívodu vodního přetlaku) s použitím relativně levných a jednoduchých nástrojů bez účasti mazadel, což je velmi ekologické. [14] Pro tuto technologii, zabývající se tváření plošných polotovarů, lze použít tenké plechy z ušlechtilých materiálů, jako

jsou například právě slitiny hořčíku, dále nerezavějící oceli, žárovevné slitiny, slitiny mědi, titanu, hliníku, oceli pro hluboké tažení, pozinkované a pohliníkové plechy atd.



Obr. 6.4: Princip hydromechanického tažení plechů [13]

7 DEFORMAČNÍ CHOVÁNÍ

Pro popis deformačních procesů se obecně používají dvě veličiny: napětí a deformace.

7.1 NAPĚTÍ

Napětí v namáhaném tělese lze kvalifikovat jako míru vnitřních sil, které vznikají v tělese důsledkem deformace vyvolané vnějšími silami, jež na těleso působí. Pro případ, kdy rozložení síly F na plochu S je rovnoměrné, lze napětí vyjádřit:

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad (1)$$

kde σ je napětí [MPa]

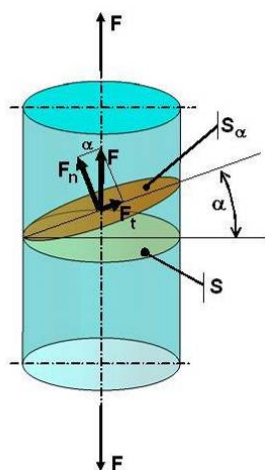
V namáhaném tělese rozlišujeme především:

- **normálové napětí** σ působící kolmo na plochu průřezu,
- **smykové napětí** τ působící v rovině plochy průřezu. [6]

Reakcí materiálu na deformaci není pouze jediné napětí. Rozdělení druhů a velikostí napětí i jejich směrů v zatíženém tělese potom označujeme pojmem napjatost (stav napětí). Obecně lze rozdělit napjatost do následujících hlavních skupin stavu napětí:

- **jednoosý tah nebo tlak** – např. tahové zatížení ve zkušebním tělese během zkoušky tahem nebo tlakové zatížení sloupu podpírajícího např. klenbu kostela,
- **dvouosý tah** – rovinná napjatost – např. ve stěně nafouknutého balónku, kde stěna balónku je zatížena ve dvou směrech,
- **trojosá napjatost** -např. hydrostatický tlak působící na povrch ryb žijících v hlubinách oceánů,
- **čistý smyk** – např. ve stěně kroucené tenkostěnné trubky. [10]

Na obr. 7.1 je vyobrazeno těleso namáhané silou F působící v ose válce. V průřezu o ploše S kolmém k ose tyče považujeme napětí za rovnoměrně rozložené, a proto normálové osové napětí lze vypočítat ze vztahu 1. V průřezu o ploše S_α , který svírá s průřezem S libovolný úhel α menší než 90° , se potom síla F rozkládá na dvě složky – normálovou F_n a tangenciální (tečnou) F_t , pro které platí [6]:



$$F_n = F \cdot \cos \alpha \quad (3)$$

$$F_t = F \cdot \sin \alpha \quad (4)$$

Odpovídající normálové napětí σ_n a smykové tečné napětí τ_α lze vyjádřit jako:

$$\sigma_n = \frac{F_n}{S_\alpha} = \frac{F \cdot \cos \alpha}{\frac{S}{\cos \alpha}} = \frac{F}{S} \cos^2 \alpha = \sigma \cos^2 \alpha \quad (5)$$

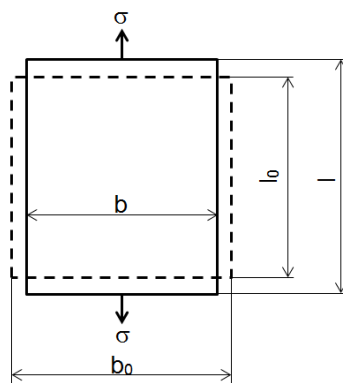
$$\tau = \frac{F_t}{S_\alpha} = \frac{F \cdot \sin \alpha}{\frac{S}{\cos \alpha}} = \frac{F}{S} \sin \alpha \cos \alpha = \sigma \sin \alpha \cos \alpha \quad (6)$$

Obr. 7.1: Schéma tahového zatížení válcové tyče [6]

Ze vztahu (6) je zřejmé, že max. smykové napětí nastává, je-li úhel mezi rovinou S_α a plochou S $\alpha = 45^\circ$. [6]

7.2 DEFORMACE

Vnější síly působící na těleso vyvolávají deformaci, zároveň mění těleso svůj tvar, viz obr. 7.2 Obecně lze označit za míru deformace posun jednotlivých bodů tělesa proti okolním bodům, a s tím spojenou změnu tvaru. Rozeznáváme dva druhy deformace: tahovou a smykovou. [6]



Obr. 7.2: Definice poměrné deformace ϵ [15]

Ze změny tvaru lze vyjádřit poměrné prodloužení ϵ , které je dáno vztahem:

$$\epsilon = \frac{(l - l_0)}{l_0} \geq 0 \quad [-] \text{ popř. } [\%] \quad (7)$$

Ve směru kolmém na působící napětí dochází ke kontrakci (zkrácení). Tuto deformaci označujeme jako poměrné zúžení ψ :

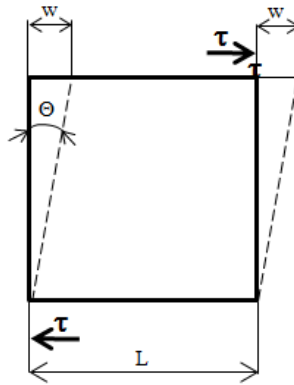
$$\psi = \frac{(b - b_0)}{b_0} \leq 0 \quad [-] \text{ popř. } [\%] \quad (8)$$

Vztah mezi tahovou deformací a zkrácením se nazývá součinitel příčné deformace

$$\mu \text{ (Poissonův poměr) [15]: } \mu = -\frac{\psi}{\varepsilon} \quad [-] \quad (9)$$

Smyková deformace, viz obr. 7.3, γ je potom určena jako posuv protilehlých stran krychličky w a úhlu skosení Θ (pro malé deformace platí $\gamma = \Theta$) a je dána vztahem: [6]

$$\gamma = \frac{w}{L} = \text{tg}\Theta \quad [-] \text{ popř. } [\%] \quad (10)$$



Obr. 7.3: Definice poměrných deformací ψ a γ [15]

7.2.1 PRUŽNÁ DEFORMACE

Napětí vyvolané v tělese vnějšími silami způsobí deformaci tělesa. Při malém zatížení dochází jen k malému vychýlení atomů v krystalové mřížce z rovnovážných poloh a k napínání meziatomových vazeb. Po odlehčení tělesa deformace vymizí. Takovou deformaci nazýváme deformací elastickou (pružnou, vratnou), nedojde ke změně tvaru ani objemu. Závislost mezi působícím napětím a deformací krystalických látek lze aproximovat pomocí přímky, přičemž konstantou úměrnosti je materiálová charakteristika (modul pružnosti). V případě tahového napětí a poměrné deformace platí Hookův zákon:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (11)$$

kde E [MPa] je modul pružnosti v tahu (Youngův modul).

Mezi smykovým napětím a smykovou deformací platí vztah:

$$\tau = G \cdot \gamma \quad (12)$$

kde G [MPa] je modul pružnosti ve smyku.

7.2.2 PLASTICKÁ DEFORMACE

Zatížení nad mez platnosti Hookova zákona vyvolá nevratnou (plastickou) deformaci, která po odlehčení nevymizí. Její závislost na napětí je ovlivňována teplotou a rychlostí zatěžování. [15] Vznik nevratných deformací je v případě jednoosé tahové napjatosti podmíněn, překročením meze kluzu v tahu. [15] Plastická deformace kovů je charakterizována trvalou rozměrovou změnou. Při konstantním rozměru měřeného vzorku je tato změna tím větší, čím větší je stupeň deformace. V některých případech dochází k vybočování a vzájemnému přesouvání celých částí povrchu po sobě a naopak jiné části se zdánlivě do hmoty materiálu propadají.

Přesně definovat hranici mezi elastickou a plastickou deformací prakticky nelze. Lze za tuto mez však považovat napětí, pod kterým je plastická deformace zanedbatelná a nad kterým je plastická deformace mnohem větší než elastická. Po překročení příslušného napětí nastává plastická deformace, tzn. překročením meze kluzu, která probíhá skrze tři základní procesy – skluzem, dvojčatěním a štěpením. Ve stručnosti lze říci, že během skluzu se pohybuje horní část krystalu nad spodní částí podél určitých krystalografických rovin (skluzové roviny). Při tomto procesu se atomy posunou o celý počet mřížkových vektorů. Během dvojčatění se naopak atomy neposouvají o celé mřížkové vektory, ale v každé rovině se přemístí o stejnou vzdálenost vzhledem k atomům v sousedních rovinách (jsou v dvojčatové orientaci). [6]

Plastická deformace je tedy charakteristická nevratností děje a za normálních teplot se vysvětluje pomocí poruch krystalické mřížky. Jedná se především o tzv. čárové poruchy (dislokace), které se mohou pohybovat, čímž atomy v mřížce zaujmají nové polohy. Dochází tak k trvalému vzájemnému posunutí vrstev atomů. [6]

7.2.3 DEFORMACE SKLUZEM

V tvářeném kovu je i po velké plastické deformaci zachováno pravidelné uspořádání atomů v mřížce, zvětší se však její poruchovost. Deformace tedy je výsledkem posuvů úseků mřížky podél určitých krystalografických rovin a směrů o celé násobky vzdálenosti atomů. Takovou deformaci označujeme jako skluzovou. [15]

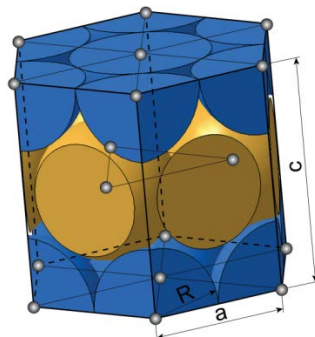
K plastické deformaci skluzem dochází tehdy, když složka smykového napětí v rovině skluzu a ve směru skluzu dosáhne hodnoty τ_{krit} – kritického skluzového napětí.

K pochopení problematiky plastické deformace skluzem je důležité použití výsledků dosažených na monokrystalech, protože výsledky získané na polykrystalech udávají průměrné chování všech i rozdílně orientovaných zrn. Vlastní posunutí nastává podél krystalografické roviny, kterou potom nazýváme **rovinou skluzu**, a v krystalografickém směru, tzv. **směru skluzu**. Skluz se potom řídí třemi zákony: [16]

- směr skluzu je vždy totožný se směrem nejhustěji obsazeným atomy,
- skluz nastává většinou v nejhustěji obsazených rovinách,
- skluz nastává právě v tom skluzovém systému, kde má skluzové napětí největší hodnotu.

7.2.3.1 SKLUZOVÉ SYSTÉMY HOŘČÍKOVÝCH SLITIN

Hexagonální těsně uspořádaná mřížka (HCP) slitiny hořčíku pro tváření je komplexnější strukturou způsobující omezenou tažnost za pokojové teploty. Aktivní skluzová rovina závisí na hodnotě poměru os c/a . V hořčíku se primární skluzové roviny nazývají bazální $\langle a \rangle$ a ideální hodnota pro skluz je v poměru $c/a = \sqrt{8/3} = 1,633$. Pro poměr os menší, než je ideální hodnota, však bazická rovina není nejhustěji obsazenou rovinou a pozorují se proto jiné skluzové roviny. Pro **Mg** platí poměr $c/a = 1,623$. Vzdálenost atomových rovin je $c/2$. Nejstabilnější dislokace v hexagonální struktuře s nejtěsnějším uspořádáním mají Burgersův vektor typu $b = 1/3$. [17]. Na následujícím obr. 7.4 je znázorněna elementární buňka s hexagonálním uspořádáním s 6 atomy na buňku s vyznačenými parametry mřížky a a c . Modře jsou vyznačeny bazální roviny skluzu.



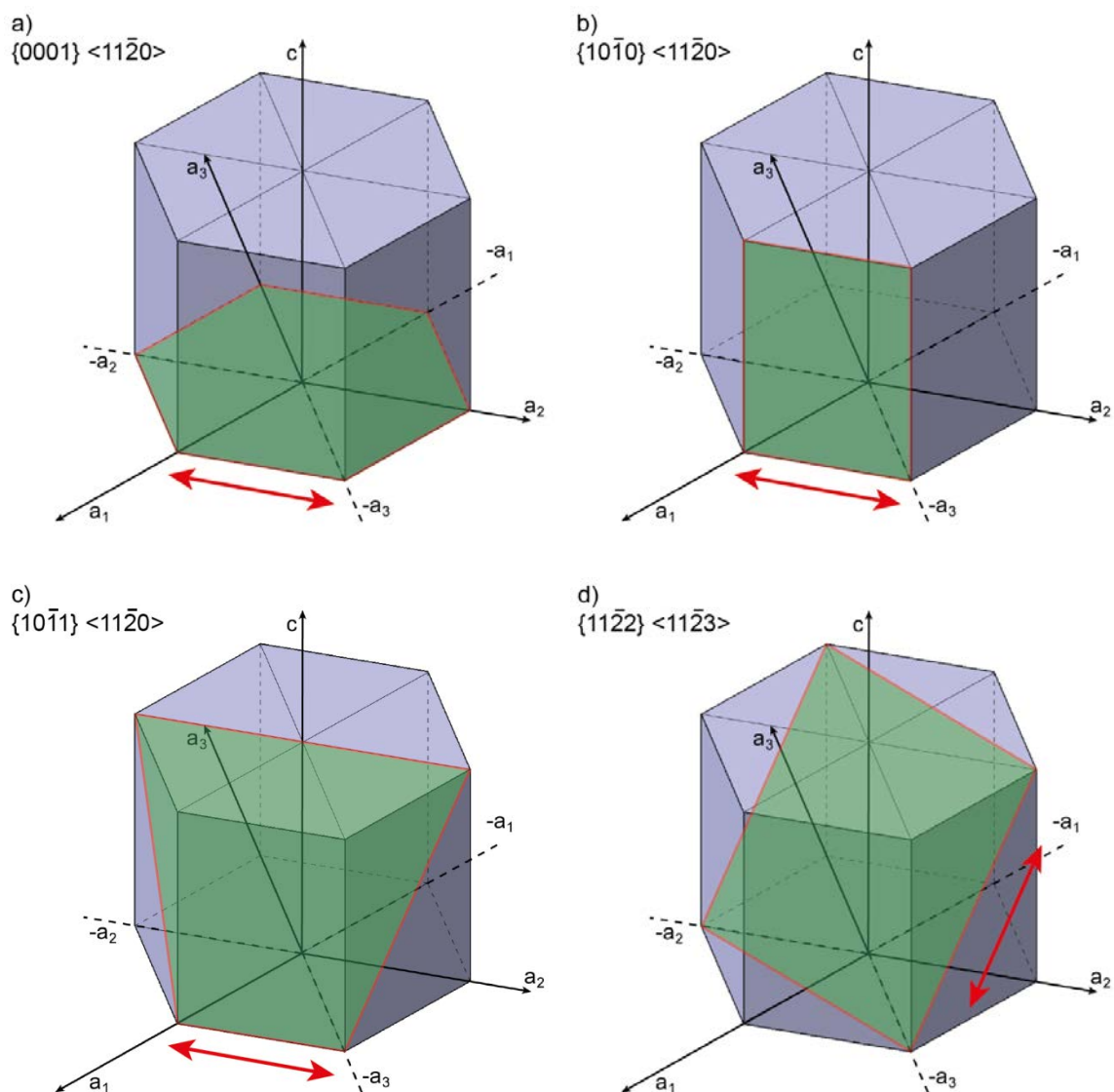
Obr. 7.4: Hexagonální těsně uspořádaná soustava

Možné skluzové systémy pro materiály s hexagonální krystalovou strukturou jsou znázorněny v tab. Skluzové systémy a systémy pro dvojčatění hořčkových slitin jsou zvýrazněny a následně samostatně představeny v tab.7.1.

Tab. 7.1: Skluzové systémy a systémy pro dvojčatění materiálů s HCP [18]

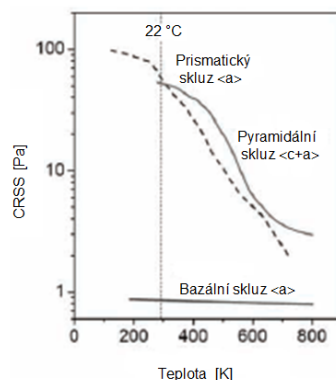
| Skluzový systém | Rovina skluzu | Směr skluzu | Počet nezávislý skluz. systémů |
|-----------------------------------|------------------|------------------------------------|--------------------------------|
| Bazální <a> | {0001} | $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ | 2 |
| Prismatický <a> | {10 $\bar{1}$ 0} | $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ | 2 |
| Pyramidální <a> | {10 $\bar{1}$ 1} | $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ | 4 |
| Pyramidální <c + a> | {11 $\bar{2}$ 1} | $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ | 4 |
| Pyramidální <c + a>, (Dvojčatění) | {11 $\bar{2}$ 2} | $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ | 4 |
| Pyramidální <c + a>, (Dvojčatění) | {10 $\bar{1}$ 3} | $\langle 10\bar{1}2 \rangle$ | 4 |
| Pyramidální <c + a>, (Dvojčatění) | {10 $\bar{1}$ 2} | $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ | 3 |
| Pyramidální <c + a>, (Dvojčatění) | {10 $\bar{1}$ 1} | $\langle 10\bar{1}\bar{2} \rangle$ | 3 |
| Pyramidální <c + a>, (Dvojčatění) | {11 $\bar{2}$ 1} | $\langle 11\bar{2}\bar{6} \rangle$ | 4 |

Dominantní skluzový systém, označovaný jako bazální <a> skluz obr. 7.5 a), se při pokojové teplotě aktivuje v nejhustěji obsazených {0001} – rovinách paralelně k nejhustěji obsazeným $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ – směrům. Dalšími skluzovými systémy jsou prismatické {10 $\bar{1}$ 0} – roviny ve $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ – směrech obr. 7.5 b), pyramidální {10 $\bar{1}$ 1} – roviny ve $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ – směrech obr. 7.5 c). Dodatečně jsou aktivovány skluzové pyramidální <c + a> systémy v {11 $\bar{2}$ 2} – rovinách ve $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ – směrech obr. 7.5 d). Bazální <a> skluz a prismatický <a> skluz HCP mřížky za pokojové teploty vykazují pouze dva samostatné skluzové systémy, obdobně tak pyramidální skluz vykazuje pouze čtyři nezávislé skluzové systémy. V žádném z uvedených případů není splněna von Misesova podmínka $\tau_r \geq \tau_{kr}$ pro polykrystalické materiály, z které vyplývá, že k homogenní plastické deformaci polykrystalu bez poškození (např. vznik trhlin na hranicích zrn), dojde pouze tehdy, jestliže krystalová mřížka obsahuje nejméně pět nezávislých skluzových systémů. Mimoto nemůže skluzový systém ve <a> směru kolmém na osu c realizovat přetvoření rovnoběžné s touto osou. [18, 19]



Obr. 7.5: Skluzové systémy hořčíkových slitin se zvýrazněním skluzových rovin a) bazická, b) prismatická, c) pyramidální $\langle a \rangle$, d) pyramidální $\langle c + a \rangle$

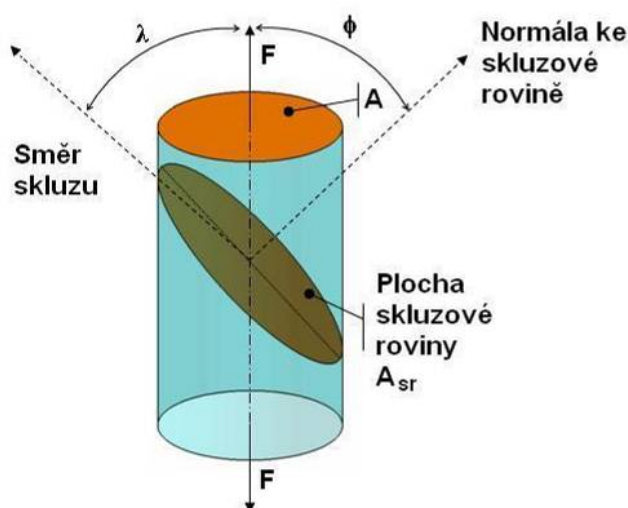
Aktivace pyramidálních $\langle c + a \rangle$ skluzových systémů v $\{11\bar{2}2\}$ – rovinách ve $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ – směrech druhého řádu je jedinou možností jak realizovat prodloužení dislokačním pohybem podél osy c . Pyramidální $\langle c + a \rangle$ skluzové systémy vykazují pět nezávislých skluzových systémů. Tyto systémy je však těžké aktivovat za pokojové teploty, poněvadž kritické smykové napětí musí být řádově dvakrát vyšší oproti smykovému napětí potřebnému k aktivaci bazálních $\langle a \rangle$ skluzových systémů, viz obr. 7.6. Vzhledem k tomu, že kritické smykové napětí pro aktivaci pyramidálního skluzového systému je mnohem vyšší než kritické smykové napětí pro dvojčatění, bylo pozorováno, že do zhruba 200 °C mechanismus dvojčatění převažuje nad aktivací $\langle c + a \rangle$ dislokací. [18, 19]



Obr. 7.6: Kritické smykové napětí bazálních <a>, prismatických <a> a pyramidálních <c + a> skluzových systémů v závislost na teplotě [18]

7.2.3.2 GEOMETRIE SKLUZU (KRITICKÉ SKLUZOVÉ NAPĚTÍ)

Počátek plastické deformace lze definovat jako napětí v krystalu, které na stávající skluzové rovině a směru skluzu dosáhne kritické hodnoty. Při kritické hodnotě se krystal začne plasticky deformovat. V okolí kritického napětí lze rostoucí rychlost deformace měřit. Takovýto typ plastické deformace se nazývá deformace skluzem. U různě orientovaných krystalů daného kovu začíná skluz za různých napětí působících na jeho průřez, ale složka napětí v rovině skluzu a ve směru skluzu je vždy stejná a označuje se jako kritické skluzové napětí. [6]



Obr. 7.7: Schéma k určení kritického skluzového napětí [6]

z obr. 7.7 lze vyjádřit A_{sr} :

$$A_{sr} = \frac{A_0}{\cos \phi} \quad (13)$$

kde: A_0 – plocha průřezu válce,
 Φ – úhel mezi normálou a osou válce

Platí:

$$F_R = F \cos \lambda \quad (14)$$

kde: F – síla působící ve směru osy válce,
 λ – úhel mezi napětím σ a směrem skluzu.

Dle Schmidova zákona je výsledné smykové napětí ve směru skluzu dáno:

$$\tau_{krit} = \frac{F}{A_0} \cos \phi \cos \lambda \quad (15)$$

Součin $\cos \phi \cos \lambda$ bývá označován jako tzv. Schmidův faktor m . Plastická deformace tedy nastává, když smykové napětí dosáhne kritického skluzového napětí τ_{krit} . Tato hodnota představuje mez kluzu pro daný materiál. Je patrné, že plastická deformace nastane ve skluzových systémech s největším Schmidovým faktorem.

Normálové napětí vůči rovině skluzu se potom vypočítá jako:

$$\sigma_n = \frac{F}{A_0} \cos^2 \phi \quad (16)$$

Normálové napětí vyvolává oddálení atomů ve směru normály skluzové roviny, zatímco smyková složka vyvolává posun těchto atomů vůči sobě. Velikost σ_n může být také velmi rozdílná, ale bez ovlivnění počátku plastické deformace. Normálová složka napětí však neovlivňuje jen samotný skluz (jak bylo dokázáno experimentálním měřením). Platí zde tedy zákon, že v různých krystalech vyvolává skluz konstantní skluzové napětí. [6] U velmi čistých krystalů kovů i nekovů se naměřená hodnota kritického skluzového napětí nachází v rozmezí $\tau_{krit}=0,01-1$ MPa, konkrétně pro hořčík o čistotě 99,996 % za teploty 20 °C vykazoval hodnotu $\tau_{kritMg}=0,77$ MPa. [20]

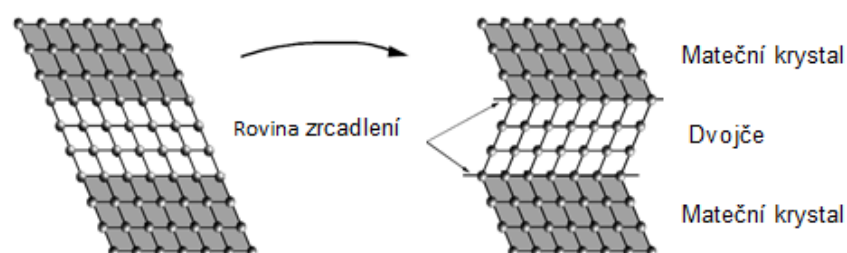
Teoretický rozbor ukázal, že k tomu, aby skluz nastával v celé rovině současně, tj. aby se jedna část krystalu posouvala po druhé jako tuhý celek, bylo by třeba napětí podstatně většího, řádově v desítkách MPa.

Rozpor mezi teoretickým předpokladem a skutečně naměřenou hodnotou vedl ke zjištění, že skluz se nešíří v celé skluzové rovině současně, ale postupně. V krystalu tedy existují rozhraní mezi oblastí již posunutou a ještě neposunutou, která jsou zřejmě speciálními čárovými poruchami krystalové mřížky – dislokacemi. Z toho vyplývá, že skluz je způsobován pohybem dislokací v krystalu. Pro plastickou deformaci mají dislokace základní význam, jelikož jí svým pohybem způsobují. O průběhu plastické deformace však rozhoduje interakce dislokací se všemi známými poruchami a interakce dislokací navzájem. [21]

Hodnota kritického skluzového napětí je závislá na řadě vnitřních i vnějších okolností a bude se měnit zejména v závislosti na čistotě kovů, teplotě, mechanickém, tepelném zpracování atd.

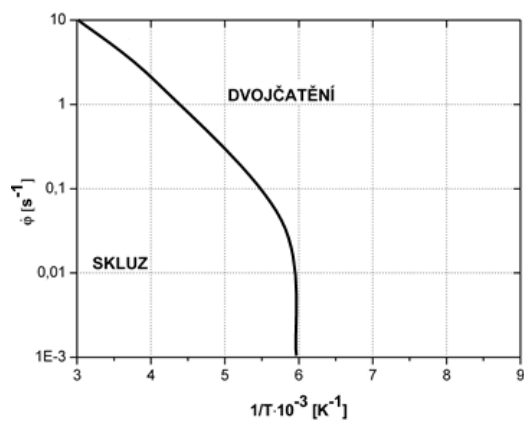
7.3 DEFORMACE DVOJČATĚNÍM

Za určitých okolností může být plastická deformace prostým skluzem doprovázena plastickou deformací dvojčatěním. Při dvojčatění nenastane skluz dislokací, ale v části zrna dochází k posunu atomů tak, že je mateční krystal zrcadlově podél určité roviny symetrický vůči zbytku zrn. Krystal tedy obsahuje dvojčata, je-li složen z částí s určitou vzájemnou orientací. Orientaci dvojčete lze pozorovat buď jako zrcadlový obraz matečního krystalu na rovině dvojčatění (viz obr. 7.8), či se jedná o orientaci vzniklou ze základní polohy rotací kolem osy dvojčatění. Dvojčata s orientací odvozenou rotací se obvykle dají odvodit pomocí zrcadlení. Při takové deformaci se atomy v každé jednotlivé rovině přemístí o stejnou vzdálenost vůči atomům v sousedních rovinách. Posunutí je vždy menší než atomární vzdálenost. [22]



Obr. 7.8: Princip dvojčatění [4]

Tvorba dvojčat je ovlivněna teplotou a rychlostí zatěžování. Vzájemný vztah mezi teplotou, rychlostí zatěžování a vznikem dvojčatění je ukázán na obr. 7.9.



Obr. 7.9: Průběh plastické deformace v závislosti na teplotě a rychlosti zatěžování [6]

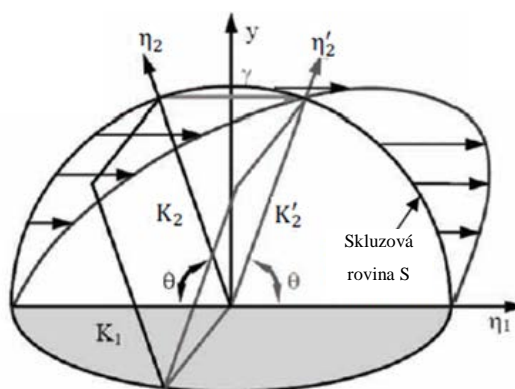
Skruz i dvojčatění jsou deformační mechanismy, které jsou uskutečňovány smykovým posunutím pouze na určitých krystalografických rovinách a v určitých krystalografických směrech. Lze však mezi nimi nalézt několik rozdílů:

- Dvojčatění je realizováno buď tahovou nebo tlakovou deformací podél osy c . Z těchto důvodů má mechanismus deformace dvojčatění různý charakter. [18]
- Dvojčatění charakterizuje smykový posun, který není násobkem Burgersova vektoru oproti skluzovému posunutí, který je vždy celočíselným násobkem Burgersova vektoru. [19]
- Dvojčatění způsobí náhlou reorientaci krystalové mřížky. Úhel reorientace je závislý na aktivovaném systému dvojčatění. [18]
- Dvojčatění je vždy směrově závislé v tom smyslu, že smyk v jednom směru není ekvivalentní smyku ve směru opačném. Například u hexagonálních kovů dochází ke smyku na $\{10\bar{1}2\}$ – rovině ve $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ – směru, ale nikoliv ve $\langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$ – směru. Skruz se oproti tomu uskutečňuje ve směru přímém i opačném stejně. [28]

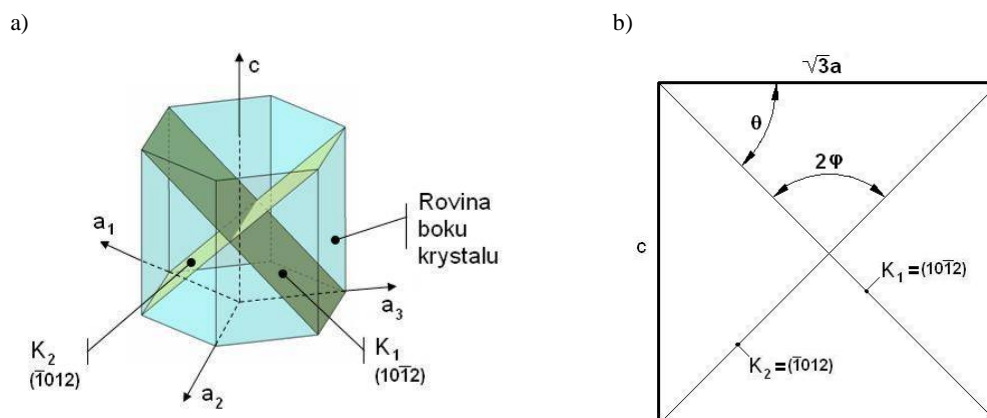
Deformační dvojčatění je utvářeno smykovým posunem krystalové mřížky. Schematické znázornění geometrie tvorby dvojčat je vypracováno na obr. 7.10. Referenční koule v napěťovém diagramu se smykem posune ve směru η_1 a vytvoří napěťový elipsoid. Jen dvě referenční roviny zůstávají i po vytvoření dvojčat nezdeformovány. Jednou z nich je rovina dvojčatění nebo skluzu K_1 se směr skluzu η_1 . Druhou neporušenou rovinou po dvojčatění je K_2 (K_{20} před dvojčatěním). Referenční rovina K_1 zahrnuje směr smyku a zůstává nepřetvořena. Rovina K_2 při tvorbě dvojčat rotuje a je přestřižena rovi-

nou smyku z η_2 na η_2' . Jsou kolmé ke smykové rovině S a obě potom svírají úhel ϕ , jenž je určen velikostí smyku. Smyk je tedy definován jako vzdálenost γ , o niž se posune bod ležící v jednotkové vzdálenosti od roviny K_1 . Úhel ϕ a vzdálenost γ lze korelovat [18]:

$$\gamma = 2 \cot g 2\phi \quad (17)$$



Obr. 7.10: Homogenní smyk při dvojčatění [18]



Obr. 7.11: Roviny K_1 a K_2 v HCP krystalu $\{10\bar{1}2\}$: a) bazální rovina, roviny boku krystalu a dvě nepřetvořené roviny K_1, K_2 b) rovinné zobrazení podle směru a_2 [6]

Na obr. 7.11 je vyobrazen krystal a možným ustavením rovin K_1 a K_2 . Na obr. 7.11 b) jsou zobrazeny úhlové poměry mezi nepřetvořenou rovinou $\{10\bar{1}2\}$, bazální rovinou a rovinou boku krystalu. [6]

Z obr. 7.11 b) vyplývá:

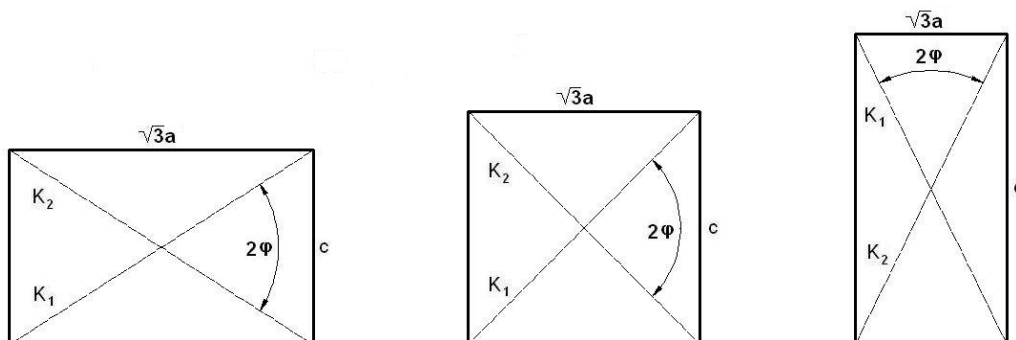
$$\operatorname{tg} \varphi = \frac{c}{\sqrt{3}a} \quad (18)$$

dále platí $2\theta + 2\varphi = 180^\circ$ úpravou $\operatorname{tg} \theta = \operatorname{tg}(180 - 2\varphi)$ (19)

dosazením do vztahů (18) a (19) lze psát [18]:

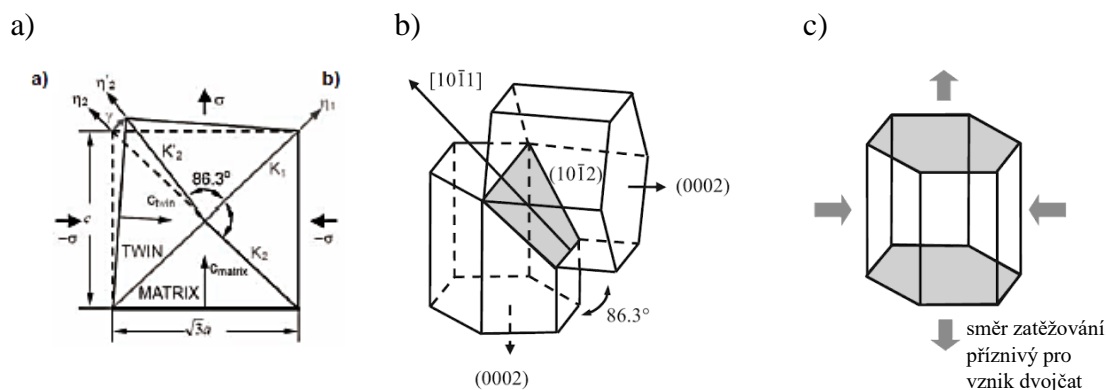
$$\gamma = \frac{3 - \left(\frac{c}{a}\right)^2}{\sqrt{3} \frac{c}{a}} \quad (20)$$

Ze vztahu (20) je patrné, že tvorba dvojčat u kovů s HCP mřížkou souvisí s poměrem krystalografických os c/a vůči $\sqrt{3}$. Jestliže $c/a = \sqrt{3}$, potom $\gamma = 0$, a nenastane dvojčatění v $\{10\bar{1}2\}$ – rovině.



Obr. 7.12: Podmínky pro $\{10\bar{1}2\}$ dvojčatění v HCP krystalech [6] a) $c/a < \sqrt{3}$, b) $c/a = \sqrt{3}$, c) $c/a > \sqrt{3}$

V případě hořčíku s $c/a < \sqrt{3}$ bude při zatížení v tahu paralelně k ose c hodnota smyku vždy kladná, tzn. deformační dvojčatění u hořčíkové slitiny se děje přednostně na $\{10\bar{1}2\}$ – rovinách ve $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ – směrech (viz obr. 7.12). [28] Během dvojčatění na $\{10\bar{1}2\}$ – rovinách ve $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ – směrech, kde je poměr $c/a = 1,624$, dochází k vzájemné reorientaci (obr. 7.13b) a úhel mezi bazální rovinou a $\{10\bar{1}2\}$ – rovinou je $43,15^\circ$, čímž reorientovaná osa deformačního dvojčete na $\{10\bar{1}2\}$ – rovinách ve $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ – směrech se otočí o $86,28^\circ$ (obr. 7.13a). Dojde tím k tahové deformaci zrna a prodloužení podél osy c , nemůže však dojít ke zkrácení ve stejném směru. Během namáhání tvoří dvojčata přednostně ta zrna, jejíž osa c je pod tahovým napětím, resp. kolmá na tlakové napětí (obr. 7.13c). Stoloff a Gensamer tuto skutečnost ověřili v krystalu hořčíku legovaného kadmíem, aby se dosáhlo poměru $c/a = \sqrt{3}$. [18, 19]



Obr. 7.13: a) $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$ – systém vzniku tahového dvojčete hořčíku, b) schématické znázornění reorientace v HCP $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$ – vznik tahového dvojčete, c) směr zatěžování (vůči ose c) aktivující $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$ – tahové dvojče [11]

Ostatní možnosti dvojčatění v HCP mřížkách ukázané v tab. 7.2, mohou nastat jen za určitých podmínek. Nejsou však preferovány, protože napěťová energie dvojčete narůstá s druhou mocninou γ . K dvojčatění dojde, jestliže je výsledné smykové napětí podél elementů dvojčatění K_1 a η_1 dostatečně vysoké a směr zatěžování souhlasí s procesem dvojčatění. Je nutné podotknout, že k mechanismu dvojčatění dojde přednostně na těch rovinách, kde je hodnota kritického smykového napětí nižší. Je to z důvodu nižší hodnoty kritického skluzového napětí potřebného k dvojčatění, než která je třeba pro k deformaci skluzem. [11]

7.3.1 TYP DVOJČAT

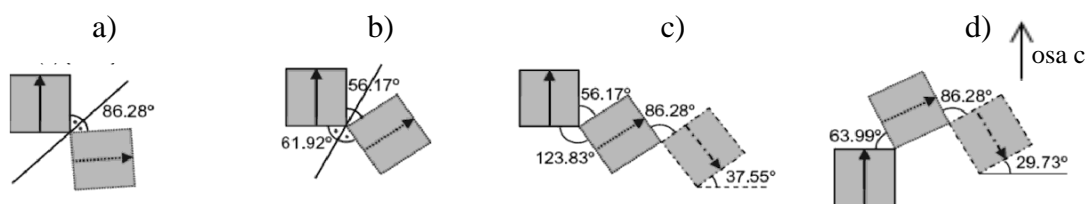
Pro slitiny hořčíku jsou v literatuře [18] popsány tyto typy dvojčat: $\{10\bar{1}2\}$ – tahová dvojčata, $\{10\bar{1}1\}$ – tlaková dvojčata a $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2 \rangle$ – $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$ – zdvojená dvojčata (tab. 7.2). Kromě toho byla ojediněle pozorována $\{10\bar{1}3\}\langle 10\bar{1}2 \rangle$ – tahová dvojčata $\{10\bar{1}3\}\langle 10\bar{1}2 \rangle$ – $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$ – zdvojená dvojčata (obr. 7.14d). Zdvojená dvojčata mají na celkové přetvoření materiálu nepatrný vliv. [28]

Tab. 7.2: Pozorované typy dvojčat. [18, 11, 28]

| Dvojčatový systém | Osa K_1 | Směr η_1 | Změna orientace | Zatížení paralelně k ose c |
|-------------------|-----------------------------------|-----------------------------------------------------------|-----------------|------------------------------|
| Tahové | $\{10\bar{1}2\}$ | $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ | $86,28^\circ$ | tah |
| Tlakové | $\{10\bar{1}1\}$ | $\langle 10\bar{1}2 \rangle$ | $56,17^\circ$ | tlak |
| Zdvojená | $\{10\bar{1}1\} - \{10\bar{1}2\}$ | $\langle 10\bar{1}2 \rangle - \langle 10\bar{1}1 \rangle$ | $37,55^\circ$ | tlak |
| Tahové | $\{10\bar{1}3\}$ | $\langle 10\bar{1}2 \rangle$ | $63,99^\circ$ | tah |
| Zdvojená | $\{10\bar{1}3\} - \{10\bar{1}2\}$ | $\langle 10\bar{1}2 \rangle - \langle 10\bar{1}1 \rangle$ | $29,73^\circ$ | tah |

Úhel mezi bazální rovinou a rovinou dvojčatění je u hořčíku $43,15^\circ$. Aktivace tahových dvojčat je v rovině $\{10\bar{1}2\}$, kde je osa c nakloněna k bazální rovině o $86,28^\circ$ (obr. 7.14a). Aktivace tlakových dvojčat se děje v rovině $\{10\bar{1}1\}$, kde úhel posunutí mezi bazální rovinou a rovinou dvojčat je $61,92^\circ$ (obr. 7.14b) Proto aktivace $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2 \rangle$ tlakových dvojčat vede k reorientaci osy c o $123,83^\circ$ (nebo $180^\circ - 123,83^\circ = 56,17^\circ$). [11]

Při tlakovém namáhání se aktivují úzká zdvojená dvojčata $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2 \rangle - \{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$, která se tvoří při tlakovém namáhání v podstatě rovnoběžně nebo kolmo k ose c . Tento typ dvojčatění vzniká například při válcování. Zdvojený typ dvojčat je sekundárním mechanismem dvojčatění a znázorňuje kombinaci $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2 \rangle -$ tlakových dvojčat a $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle -$ tahových dvojčat. Při tlakovém namáhání paralelně k ose c vznikají nejprve $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2 \rangle -$ tlaková dvojčata, která jsou od osy c reorientovaná o $56,17^\circ$. Při následném tahovém namáhání jsou sekundárně aktivována $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle -$ tahová dvojčata, která jsou od $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2 \rangle -$ tlakových dvojčat reorientovaná o $37,55^\circ$ od původního směru krystalu (obr. 7.14c). Zdvojený typ dvojčat nevzniká za pokojové teploty. [11, 28]

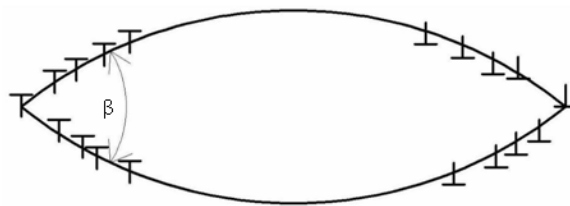


Obr. 7.14: a) Tvorba tahového dvojčete, b) tvorba tlakového dvojčete, c) tvorba zdvojeného dvojčete $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2 \rangle$, d) tvorba zdvojeného dvojčete $\{10\bar{1}3\}\langle 10\bar{1}2 \rangle$. [11]

7.3.2 TVAR DVOJČAT

Při tvoření dvojčat za deformace se ve struktuře objevují tenké lamely, jejichž šířka se zvětšuje s rostoucím napětím. Tento čočkovitý (jehlicovitý) tvar není charakteristický pouze pro dvojčata, ale také pro martenzitické transformace, při nichž dochází k podobnému smyku nebo k distorzi obdobné smyku. Nová dvojčata se obvykle objevují náhle, což někdy bývá doprovázeno akustickou vlnou (cvaknutí, praskání – až výsledný souvislý praskot). Tento jev naznačuje, že se jedná o přetržitý proces. [16]

Tento čočkovitý tvar (obr. 7.15) znamená, že rozhraní se skládá jak z koherentních, tak i nekoherentních segmentů. Tyto nekoherentní části rozhraní lze popsat v rámci dislokačního pole. Podle Mahajana a Williamse dochází k tvorbě dvojčete nejen v rámci heterogenní nukleace v určitém dislokačním poli, ale i pomocí homogenních nukleací v oblastech vysoké koncentrace napětí. S pomocí dislokačního pole lze vysvětlit rozdíl mezi vyšší teoretickou hodnotou napětí potřebnou k pohybu hranic dvojčete a skutečnou hodnotou napětí. [6] Protože velikost úhlu β ovlivňuje tvar čočky, Cahnův postulát předpovídá empirickou skutečnost, že se tvar čočky zvyšuje se zvětšujícím se úhlem β , s klesajícím smykovým napětím a narůstající schopností krystalu přizpůsobit se koncentraci napětí. Teprve nedávno Friedel usoudil, že optimální tloušťka čočky v poměru vůči její délce by měla vzrůstat s klesajícím smykovým napětím. Jestliže má daná mřížka nižší tažnost, úhel β bude menší a výsledná nespojitost v napětí může resultovat ve vytvoření trhliny. [6]

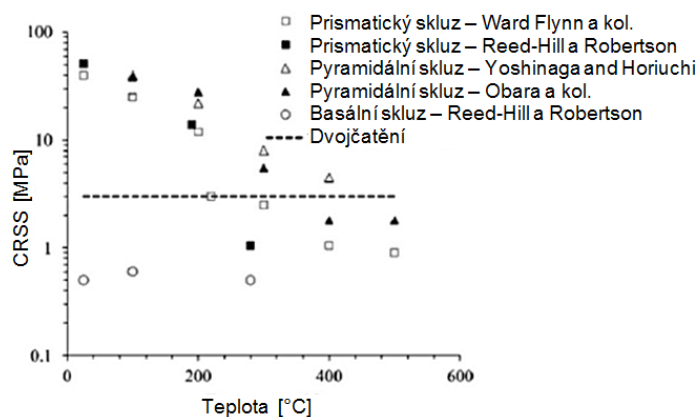


Obr. 7.15: Tvar dvojčete s dislokacemi [6]

7.3.3 NUKLEACE DVOJČAT

Je známo, že napětí potřebné k prvotnímu dvojčatění je mnohem větší než napětí potřebné k šíření již existujícího dvojčete. Nukleace dvojčete je ovlivněna teplotou, nečistotami, přetvořením a mikrostrukturou (velikost zrna, textura atd.). [18] Pro samotný růst dvojčete však již není vysoké napětí nezbytné. Tato koncentrace napětí potřebná k nukleaci dvojčat, tedy k zahájení deformace dvojčatěním, je přehledně zobrazena

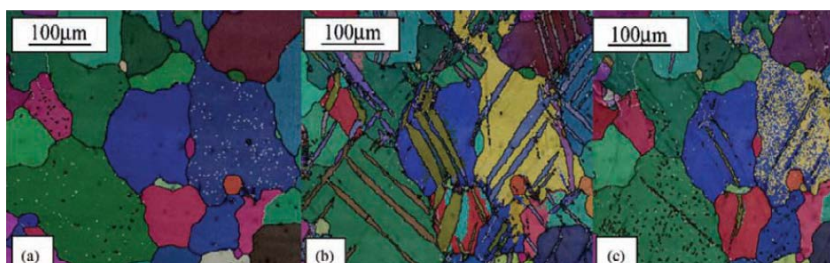
v následujícím grafu na obr. 7.16 zároveň s kritickým skluzovým napětím (CRSS – Critical Resolved Shear Stress) v závislosti na teplotě.[11]



Obr. 7.16: Hodnoty CRSS pro skluz a tvorbu dvojčat Mg v závislosti na teplotě [11]

7.3.4 REVERZE DVOJČAT

Aktivace $\{10\bar{1}2\}\{10\bar{1}1\}$ – tahového dvojčete s reorientací osy c téměř o 90° umožňuje při odlehčení nebo při změně smyslu zatěžování reverzi (detwinning effect) již vzniklého $\{10\bar{1}1\}\{10\bar{1}2\}$ – tlakového dvojčete. [18] Reverze dvojčete může být realizována tahem, pokud byla předtím dvojčata aktivována tlakem. Reverze dvojčete je tudíž při zvláštním cyklickém zatěžování vnímána jako důležitý zpevňovací mechanismus. [26, 18] Jak lze z mikroskopického pozorování reverze dvojčat zjistit, tlakem ovlivněná oblast vytváří $\{10\bar{1}2\}\{10\bar{1}1\}$ – dvojčatové pásy, která se po následném tahovém zatížení ztenčí a nakonec jsou nerozeznatelné. S pomocí EBSD-analýzy (difrakce zpětně odražených elektronů) lze zjistit změnu krystalografické reorientace zrn v oblasti původně tlakově a následně tahově zatěžované (obr. 7.17) [18]



Obr. 7.17: Orientace mřížky – difrakce zpětně odražených elektronů: a) výchozí stav;

b) tlakové přetvoření $\varepsilon = -3\%$, c) následné tahové přetvoření $\varepsilon = 12\%$, [18]

Krystalografický skluz probíhá analogicky inverzně k $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1\rangle$ – tvorbě dvojčat, tzn. reverze dvojčat se děje také reorientací osy c o téměř 90° . Aktivační energie je v porovnání s $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1\rangle$ – tvorbou dvojčat redukována, protože odpadá nukleace dvojčat. Po kompletní reverzi dvojčat jsou osy c dřívějších dvojčaty přetvořených krystalů opět ve výchozí pozici. [27]

7.4 DEFORMACE ZA ZVÝŠENÝCH TEPLŮ V HCP

Skluz dislokací na nebasálních prismatických a pyramidálních rovinách je aktivován tepelně, a přispívá tak k zvýšení tvárnosti hořčíku při teplotě nad $\sim 225^\circ\text{C}$. [4] Ostatní roviny se tedy mohou stát také aktivními při vyšších teplotách, jde však o roviny s poměrně vysokou hustotou atomů. Tento efekt je vztahován k vzrůstající pohyblivosti atomů v matici. Doplňující skluzové systémy způsobují skokový nárůst plastické deformace. Reed/Hillem a Robertsonem bylo dokázáno, že tyto skluzové systémy monokrystalu jsou při pokojové teplotě aktivovány pouze tehdy, je-li mezi bazální rovinou krystalu a směrem napětí je svírán úhel od 6° . [4] Je tedy zřejmé, že rovina skluzu v kterékoli mřížce je ovlivněna především teplotou a chemickým složením.

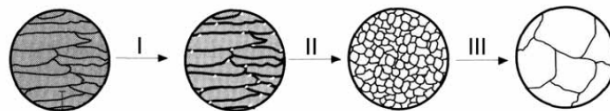
8 ZOTAVENÍ, REKRYTALIZACE A RŮST ZRN

Při rekrytalizaci dochází k nahrazení původních zrn zrnými novými (nedochází ovšem ke změně krystalické soustavy), oddělenými velkoúhlovými hranicemi. Množství mřížkových poruch se zmenší na úroveň vyžíhaného nedeformovaného stavu. Rekrytalizace začíná při překročení rekrytalizační teploty T_r , pro kterou platí:

$$T_r = (0,35 - 0,45)T_T \quad (21)$$

Rekrytalizační procesy jsou aktivovány u hořčíkových slitin zpravidla nad teplotou od $T_r > 200$ °C. [18] Výsledkem rekrytalizace je nová struktura bez znaků deformace a bez deformačního zpevnění (primární rekrytalizace). Kov nabývá vlastností podobných vyžíhanému stavu. Zároveň dochází k pohybu velkoúhlových hranic zrn a ke vzniku nových zárodků nedeformovaných zrn stejné krystalické mřížky, která postupně rostou. Nová zrna jsou polyedrická a od tvářených zrn se liší velikostí. Hustota dislokací se vrací do normálního stavu před tvářením ($\rho_{\text{disl.}} = 10^{10}$ až 10^{12} m⁻²). Orientaci, kterou tato nová zrna zaujímají, nazýváme rekrytalizační strukturou. Hnací silou primární rekrytalizace je uložená energie vzniklá za plastické deformace. Primární rekrytalizaci můžeme rozdělit na fázi nukleace a na fázi růstu zrn. [18]

Pokud dále roste teplota ohřevu nebo se doba ohřevu prodlužuje, naváže na rekrytalizaci fáze růstu zrna rekrytalizované mřížky (sekundární rekrytalizace). Hranice rostoucích zrn se vzájemně dotknou (obr. 8.1). Dochází k růstu některých zrn na úkor zrn sousedních, tato sousední zrna jsou většinou brzděna částicemi jiných fází. V některých případech může dojít k rychlému růstu některých zrn s krystalografickou orientací odlišnou od sousedních zrn a obvykle i od střední orientace textury. Výsledkem je kov s lokálně velmi hrubým zrnem. [31]



Obr. 8.1: Schématické představení sledu procesu zotavení a rekrytalizace: (I) zotavení, (II) rekrytalizace a vznik nových zrn, (III) růst nových zrn. [18]

Zároveň lze rozdělit rekrytalizaci z pohledu kinetiky na dynamickou a statickou. Statická rekrytalizace nastává již při ohřevu tvářeného kovu na rekrytalizační teplotu, je tedy převážně ovlivněna teplotou. Rekrytalizace probíhající během tvářením za tepla

nazývá dynamickou. [18]

8.1 DYNAMICKÁ REKRYTALIZACE

K dynamické rekrytalizaci dochází především u kovů s nízkou energií vrstvené chyby, kde se výrazně neuplatní dynamické zotavení. Dochází k nukleaci a k růstu rekrytalizačních zárodků. Zrna při dynamické rekrytalizaci rostou jen na určitou velikost, což je dáno souběžně probíhající deformací, která zapříčiňuje navýšení hustoty dislokací tvárné matrice v již rekrytalizovaných zrnech. Tím se hnací síla pro jejich růst zmenšuje až do doby, kdy se růst zrna zastaví. V okolní nerekrystalizované matici vzniknou podmínky pro další vznik zárodků a celá nukleace se opakuje. Nejlépe vystihují dynamickou rekrytalizaci křivky v diagramu σ - φ který je znázorněn na obr. 8.2.

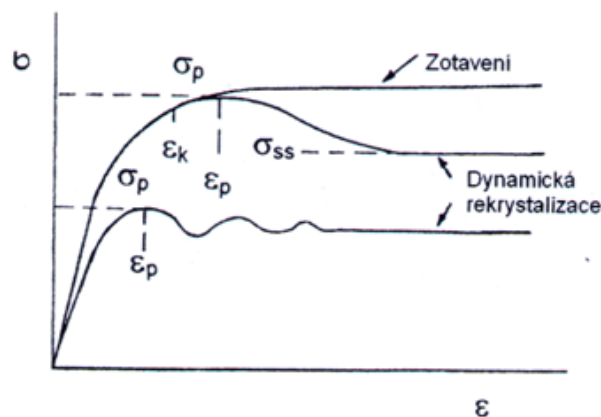
Při menších rychlostech deformace dochází k cyklickému kolísání napětí, kdežto při vyšších rychlostech deformace napětí, potom co dosáhne vrcholu, spadne na ustálenou hodnotu. Dynamická rekrytalizace začíná již před vrcholem napětí, kterému odpovídá i velikost kritické deformace. Vztah pro výpočet deformace potřebné pro začátek deformace podle [32]:

$$\varepsilon_k \approx \frac{5\varepsilon_p}{6} \approx 0,83\varepsilon_p \quad (22)$$

kde:

ε_k – deformace nutná pro začátek dynamické rekrytalizace

ε_p – deformace ve vrcholu napětí



Obr. 8.2: Závislost skutečného napětí a skutečné deformace [32]

8.2 NUKLEACE NA HRANICÍCH ZRN HOŘČÍKOVÝCH SLITIN

Nukleace na hranicích zrn (GBN – Grain Boundary Nucleation) může nastat jak při statické tak při dynamické rekrystalizaci. Bez ohledu na druh rekrystalizace vznikne typická řetízková struktura (necklace-struktura), která se uspořádá v malých zrnech podél původních hranicích zrn. V závislosti na teplotě lze proces rozdělit na tři fáze:

- **Při nízké teplotě $T = 150\text{ }^{\circ}\text{C}$** se aktivují bazální skluzové a dvojčatové systémy. Dislokace na bazálních rovinách se hromadí na hranici zrn a dvojčat. Koncentrace napětí následně umožňuje aktivaci nebazálních skluzových systémů. Dislokace na $\langle c+a \rangle$ skluzových rovinách způsobují vznik velkoúhlových hranic zrn, obsahujících další geometricky nutné dislokace. [18]
- **Při teplotě $T = 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ do $250\text{ }^{\circ}\text{C}$** se mohou $\langle c+a \rangle$ skluzové systémy přednostně aktivovat na hranicích zrn, a to díky vyšší koncentraci napětí. Následně se mohou dislokace na bazálních rovinách pohybovat příčným skluzem (Friedel-Escaigův mechanismus), mohou šplhat a vytvářet malouhlové hranice zrn v blízkosti původních zrn. [18]
- **Při teplotě $T = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$ do $450\text{ }^{\circ}\text{C}$** probíhá již v celém objemu samodifuze, tzn. mechanismus šplhání dislokací již není upřednostňován. V případě nehomogenní tažnosti mohou vznikat skluzové pásy, které vedou k vyboulení hranic zrn (GBB – Grain Boundary Bulging) a k vytváření nových velkoúhlových hranic zrn. [18]

9 HODNOCENÍ HOŘČÍKOVÝCH PLECHŮ

Experimentální část práce se zabývá zkouškami hodnotícími deformační chování hořčíkového tenkého plechu, tj. statickou zkouškou tahem a vypínáním tvarových přístříhů polokulovým tažníkem za zvýšených teplot. Cílem zkoušek bylo zatěžovat vzorek do mezního stavu tak, aby bylo možné zkoumat chování hořčíkového plechu v této oblasti za různých teplot tváření.

9.1 STATICKÁ ZKOUŠKA TAHEM

Tato kapitola se zmiňuje o jednom ze základních podkladů pro zjištění mechanických vlastností materiálů. Mechanické hodnoty jsou souborem napěťových a deformačních materiálových charakteristik, které umožňují kvantitativně hodnotit chování materiálů za působení vnějších sil, teploty či rychlosti zatěžování. Zkouška tahem se řadí mezi nepoužívanější statickou zkoušku zjišťující tyto hodnoty. Zkušební těleso je zatěžováno axiální silou za konstantní rychlosti a to až do porušení lomem. Zkouška podléhá normě ISO 6892-1:2009 [33] a ISO 6892-2:2011 [34]. Z výsledků lze stanovit výraznou mez kluzu R_e , nevýraznou mez kluzu $R_{p0,2}$, mez pevnosti v tahu R_m , poměrnou deformaci (poměrné prodloužení) ε , kontrakci Z a tažnost A_x . Zjištěné smluvní hodnoty napětí a deformací lze přepočítat na hodnoty skutečných napětí (σ_e , $\sigma_{p0,2}$ a σ_m) a skutečných deformací (φ_e , $\varphi_{p0,2}$ a φ_m).

Z důvodu dostupnosti informací o postupech provedení a vzorcích výpočtu nepovažuji za nutné v této disertační práci statickou zkoušku tahem podrobněji popisovat, avšak z pohledu závislosti mechanických vlastností hořčíkových slitin na směru odběru oproti směru válcování považuji za nutné se zde zmínit o anizotropii. Z pohledu tvářitelnosti pak o ukazatelích tvářitelnosti, exponentu deformačního zpevnění n a míry přetvárné pevnosti C .

9.1.1 TVÁŘITELNOST MATERIÁLU A KONSTANTY C A n

Metody tvářitelnosti materiálu nejsou dané normou, vyjadřují se pomocí odvozených veličin, jakými jsou:

$$\text{Ukazatel hlubokotažnosti} \quad UH = \frac{R_{p0,2}}{R_m} \quad [-] \quad (23)$$

$$\text{Komplexní ukazatel tvářitelnosti} \quad KUT = A_x \cdot \frac{R_{p0,2}}{R_m} \quad [-] \quad (24)$$

Pro hodnocení tvářitelnosti a v praxi využitelnější např. pro numerické simulace je exponent deformačního zpevnění n . Materiálová charakteristika n je definována jednak jako exponent ve vztahu (25) Swifta-Krupkowského vyjadřující závislost skutečného napětí σ na skutečném přetvoření φ při jednoosém stavu napjatosti a jednak také jako hodnota maximálního rovnoměrného přetvoření ($n = \varphi_m$).

$$\sigma = C \cdot \varphi^n, \text{ resp. } \sigma = C \cdot (\varphi_0 + \varphi)^n \quad (25)$$

Ve vztahu (9) je C mírou přetvárné pevnosti a φ_0 velikost posunutí křivky zpevnění po ose x tak, aby bylo dosaženo meze kluzu při $\varphi = 0$. Porovnáním experimentálně zjištěných hodnot maximálních rovnoměrných přetvoření s hodnotou exponentu n ze vztahu (25) se ukázalo, že $\varphi_m > n$.

Získat koeficient deformačního zpevnění n lze několika způsoby. [29] Nejjednodušší způsob určení koeficientu deformačního zpevnění vychází z možnosti linearizace vztahu (25) tzv. nepřímá metoda. Prakticky to znamená, že experimentálně získanou křivku zpevnění ($\sigma_i - \varphi_i$) vyneseme v logaritmických souřadnicích a provedeme grafickou interpolaci přímkou o vztahu:

$$\log \sigma_i = \log C + n \cdot \log \varphi_i \quad (26)$$

Tento postup je dnes prováděn pomocí vhodných softwarů, které podle zadaného intervalu přímo vygenerují aproximačního vztahu (26). Hodnota n je však závislá na intervalu hodnot velikostí deformace použitým k výpočtu, či na rychlosti deformace. Interval hodnot se podle doporučení různých norem liší:

Podle ČSN ISO 10275 [35] je to interval hodnot rovnoměrné plastické deformace od $\varphi = 4\%$ až do maximální hodnoty rovnoměrného přetvoření.

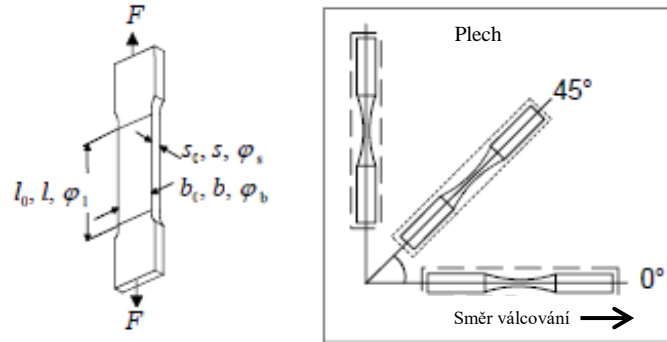
9.1.2 ANIZOTROPIE

Nestejnorodost mechanických materiálových vlastností v různých směrech souřadného systému je označovaná jako anizotropie r . Jedná se o závislost velikosti výsledných materiálových charakteristik na směru odběru vzorků, a výsledky je tedy nezbytné vždy doplnit o informaci o směru odběru vzorku vůči směru válcování.

Hodnota anizotropie (r_0, r_{45}, r_{90}) je orientována v $0^\circ, 45^\circ$ a 90° ke směru válcování plechu a je vyhodnocována statickou zkouškou tahem. Je definována jako poměr deformací materiálu při zkoušce tahem v šířce vzorku a v tloušťce vzorku. Rozhodující vliv na anizotropii má textura, definovaná jako pravidelné geometrické a krystalografic-

ké uspořádání struktury a substruktury polykrystalického kovu. Textura je výsledkem tváření a tepelného zpracování.

Při posuzování anizotropie se rozlišuje anizotropie plošná (v rovině plechu) a normálová (ve směru tloušťky plechu).



Obr. 9.1: Schématické vyobrazení vzorku pro zkoušku anizotropie [36]

Obecně lze normálovou anizotropii r_α definovat jako podíl přetvoření ve směru šířky φ_b a přetvoření ve směru tloušťky φ_s v odpovídajícím směru α (obr. 9.1):

$$r_\alpha = \frac{\varphi_b}{\varphi_s} \quad [-] \quad (27)$$

Z hlediska tváření je tedy snahou mít co nejvyšší hodnotu normálové anizotropie r_α , jelikož deformace materiálu se poté realizuje na úkor šířky než tloušťky. Pro čistě izotropní materiál (bez vlivu anizotropie) platí $r_\alpha = 1$. Je však poměrně obtížné měřit změnu tloušťky a vztah (27) se poté upravuje pomocí zákona zachování objemu a přetvoření ve směru délky φ_l , kde platí:

$$\varphi_l + \varphi_b + \varphi_s = 0 \quad (28)$$

$$\varphi_s = -(\varphi_l + \varphi_b) = -\ln \frac{lb}{l_0 b_0} \quad (29)$$

Pomocí vztahu 29 lze nakonec odvodit výsledný vzorec pro normálovou anizotropii r_α , kde stačí změřit pouze délku a šířku měřeného vzorku před experimentem a po něm:

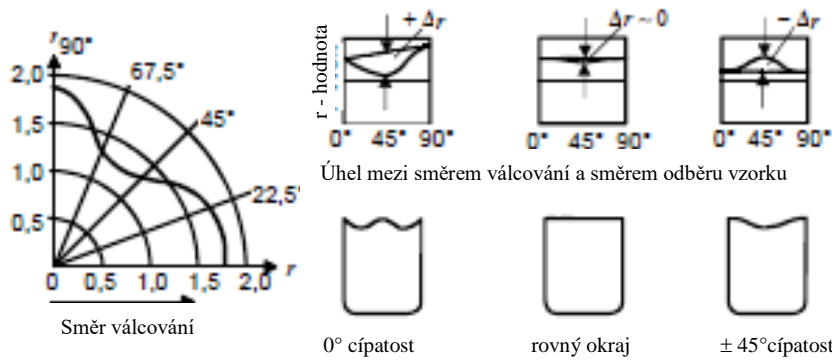
$$r_\alpha = \frac{\varphi_b}{\varphi_s} = \frac{\ln \frac{b}{b_0}}{-\ln \frac{lb}{l_0 b_0}} = \frac{\ln \frac{b_0}{b}}{\ln \frac{lb}{l_0 b_0}} \quad [-] \quad (30)$$

Měření normálové anizotropie r_α většinou probíhá ve třech hlavních směrech, a to 0° , 45° a 90° vůči směru válcování. Lze také definovat plošnou anizotropii Δr a střední hodnotu anizotropie $r_{stř}$ jako:

$$\Delta r = \frac{1}{2}(r_0 + r_{90} - 2r_{45}) \quad [-] \quad (31)$$

$$r_{stř} = \frac{1}{4}(r_0 + r_{90} + 2r_{45}) \quad [-] \quad (32)$$

Materiál mající kladnou hodnotu plošné anizotropie vykazuje ve směru 0° a 90° ke směru válcování při tažení rotačně-symetrického dílu cípatost. Při nulové hodnotě plošné anizotropie nebude materiál při tváření stejného dílu vykazovat žádnou cípatost. Jinak se bude chovat materiál se zápornou normálovou anizotropií, kdy bude při tažení rotačně-symetrického dílu ve směru 45° ke směru válcování vykazovat cípatost příruby (obr. 9.2).



Obr. 9.2: Vliv anizotropie na proces tažení [36]

Při víceosém stavu napjatosti je vznik plastické deformace ovlivněn tzv. podmínkami plasticity. Podmínka plasticity je experimentálně vyjádřena z podmínek plastického toku:

Obecné znění:
$$f(\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{zx}) = C \quad (33)$$

V hlavních napětích:
$$f(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) = C \quad (34)$$

Podmínka plasticity HMM (energetická):

$$(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2) = 2\sigma_k^2 = 6\tau_k^2 \quad (35)$$

V hlavních napětích:
$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2\sigma_k^2 = 6\tau_k^2 \quad (36)$$

Při rovinném stavu napjatosti $\sigma_3 = 0$
$$\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1\sigma_2 = \sigma_k^2 \quad (37)$$

V pojmech teorie tváření existuje Hillem navržená anizotropní podmínka plasticity za výchozích předpokladů, že materiál je homogenní a ortotropní a nepodléhá Bauschingerovu efektu. [37]

$$2f(\sigma_{ij}) = F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 2L\tau_{yz}^2 + 2M\tau_{zx}^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1 \quad (38)$$

Kde F, G, H, L, M, N jsou konstanty anizotropie.

Konstanty F, G, H lze získat ze zkoušky tahem a konstanty L, M, N při zkoušce smykem.

Při dvouosém stavu napjatosti $\sigma_3 = \sigma_z = 0$ platí $\sigma_y = \sigma_x = \tau_{yz} = \tau_{zx} = \tau_{xy} = 0$

Po úpravě lze odvodit vztahy mezi Hillovým konstantami a hodnotami anizotropie r_0, r_{45}, r_{90} , tzn. anizotropie ve směrech $0^\circ, 90^\circ, 45^\circ$ oproti směru válcování. [37]

$$r_0 = \frac{H}{G} \quad (39)$$

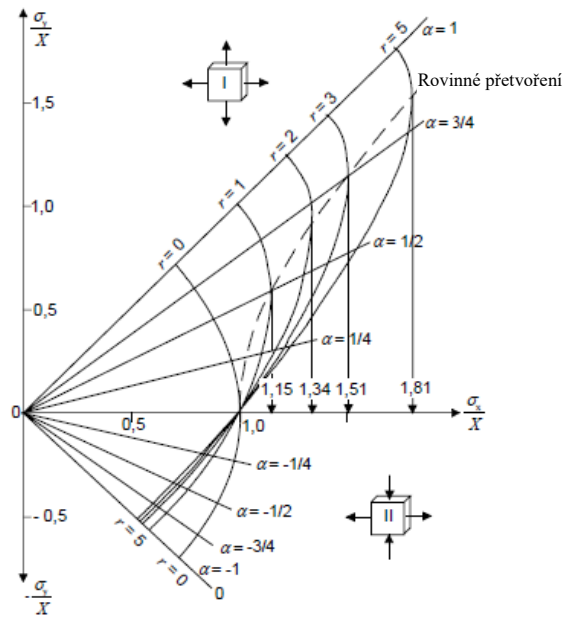
$$r_{90} = \frac{H}{F} \quad (40)$$

$$r_{45} = \frac{N}{F+G} - \frac{1}{2} \quad (41)$$

Za předpokladu, že všechny vlastnosti materiálu jsou ve všech směrech v jedné rovině stejné, platí: $G = F, N = 3G, r_0 = r_{90} = r$ a Hillova anizotropní podmínka se zjednoduší: [37]

$$\sigma_x^2 + \sigma_y^2 - \frac{2r_0}{(r_0+1)} * \sigma_x * \sigma_y = k_f^2 \quad (42)$$

Vzorec lze znázornit graficky jako soustavu elips (obr. 9.3), kdy v případě $r = 0$ odpovídá standardnímu zobrazení mezní plochy kluzu dle von Misesa.

Obr. 9.3: Vliv anizotropie r na elipsu plasticity při $\Delta r = 0$ [36]

9.2 DIAGRAMY MEZNÍCH PŘETVOŘENÍ

Při hodnocení tvářitelnosti tenkých ocelových plechů je pro posouzení lisovatelnosti materiálu nutné respektovat různé stavy napjatosti, které se mohou v procesu tváření vyskytnout. Výsledné vlastnosti plechu se pak zobrazují ve formě **křivky mezních přetvoření**, dále KMP (FLC – Forming Limit Curve), která vyznačuje hranici lisovatelnosti a znázorňuje se v **diagramu mezních přetvoření**, dále DMP (FLD – Forming Limit Diagram), který postihuje celý interval stavů napjatosti.

Ztráta stability procesu tváření při lisování souvisí s vyčerpáním schopnosti libovolného elementu plechu přenášet tvářecí sílu. Jedním z faktorů, který ovlivňuje schopnost materiálu se plasticky deformovat, je stav napjatosti. Označíme-li hlavní normálová napětí v rovině plechu σ_1 a σ_2 ($\sigma_3 = 0$ a $|\sigma_1| \geq |\sigma_2|$), lze napsat [37]:

$$\sigma_1 : \sigma_2 : \sigma_3 = 1 : m_\sigma : 0 \quad (43)$$

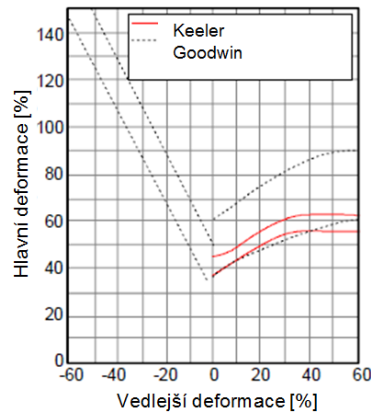
Kde m_σ je ukazatel stavu napjatosti nabývá hodnot $m_\sigma = \langle -1, 1 \rangle$ a jeho velikost je:

$$m_\sigma = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} \quad [-] \quad (44)$$

Mezní stavy přetvoření daného materiálu je pak možno vyjádřit za daných teplotně-rychlostních podmínek v závislosti na napjatosti. Všechna tři hlavní přetvoření lze vyjádřit jednou veličinou, nazývanou kritická intenzita přetvoření φ_k .

$$\varphi_{ik} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\varphi_{1k}^2 + \varphi_{2k}^2 + \varphi_{1k}\varphi_{2k}} \quad [-] \quad (45)$$

Ze závislosti m_σ - φ_{ik} , je možné sestavit DMP. K určení diagramu DMP lze také použít i hodnot hlavních normálových přetvoření φ_{1k} , φ_{2k} . S touto myšlenkou přišli poprvé Keeler (1965) a Goodwin (1968), jimiž byl DMP poprvé představen jako závislost hlavního maximálního přetvoření (major strain) φ_1 a vedlejšího minimálního přetvoření (minor strain) φ_2 v rovině plechu (obr. 9.4). [38] [39]



Obr. 9.4: Představení DMP od Keelera a Goodwina, závislost hlavní a vedlejší deformace [36]

Maximální přetvoření lze pak vyjádřit: $\varphi_1 = \ln\left(\frac{d_1}{d_0}\right)$ (46)

Minimální přetvoření pak: $\varphi_2 = \ln\left(\frac{d_2}{d_0}\right)$ (47)

kde

d_1, d_2 – konečná měřená délka v oblasti definovaného mezního stavu [mm]

d_0 – počáteční měřená délka [mm]

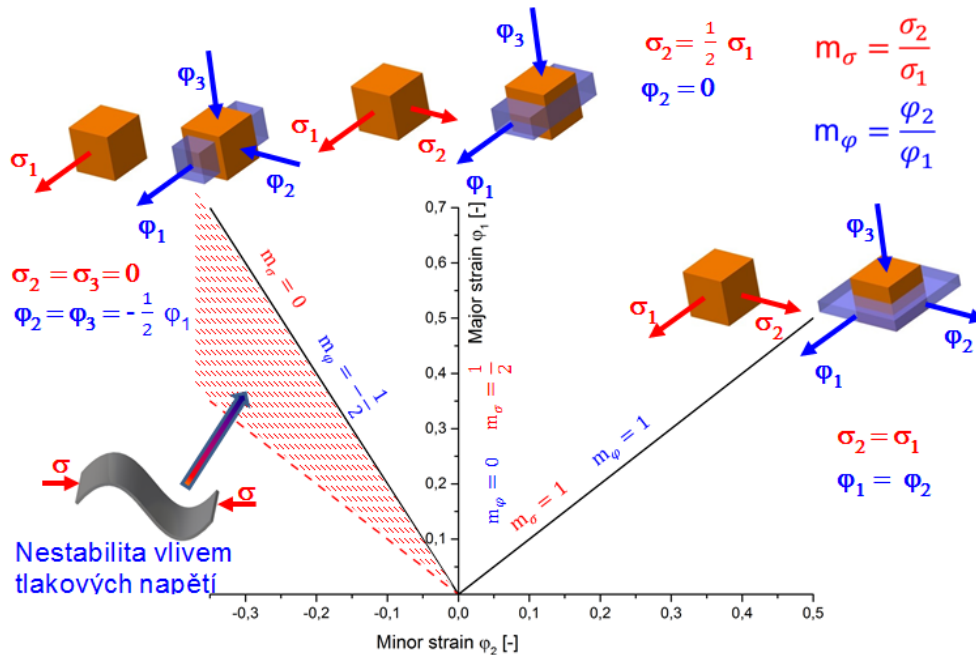
Jednotlivé stavy napjatosti pak charakterizuje m_σ (tab. 9.1). Přímou na výlisku lze však pomocí deformační sítě přímo změřit hodnoty přetvoření vzniklého v důsledku působení napětí v daném místě.

Pro proporcionální přetvoření je tedy výhodné definovat i ukazatel stavu přetvoření m_φ nabývajících hodnot $m_\varphi = \langle -1, 1 \rangle$ jako: [39]

$$m_\varphi = \frac{\varphi_2}{\varphi_1} \quad [-] \quad (48)$$

Vzhledem ke komplexní analýze deformačního chování materiálu je zřejmé, že je výhodné používat DMP v souřadnicích φ_1 - φ_2 s ukazatelem stavu přetvoření m_φ . Praktic-

ké zkušenosti ukázaly, že ke vzniku trhlin na výliscích dochází při stavech přetvoření ohraničených hodnotami $m_\varphi = \langle -0,5, 1 \rangle$. Grafické znázornění na obr. 9.5.



Obr. 9.5: Stavy přetvoření v DMP

Tab. 9.1: Hodnoty ukazatele stavu napjatosti [36]

| Ukazatel stavu napjatosti | Stav přetvoření | Tvářecí proces |
|---------------------------|---------------------------|--------------------|
| $m_\varphi = -1$ | $\varphi_1 = -\varphi_2$ | Hluboké tažení |
| $m_\varphi = -0,5$ | $\varphi_1 = -2\varphi_2$ | Zkouška tahem |
| $m_\varphi = 0,5$ | $\varphi_2 = 0$ | Rovinné přetvoření |
| $m_\varphi = 1$ | $\varphi_1 = \varphi_2$ | Rovnoosé vypínání |

9.2.1 URČOVÁNÍ DMP POČETNÍM ZPŮSOBEM

V současné době se k sestavení DMP téměř výhradně používají experimentální metody. I přesto bych pro úplnost uvedla teoretické metody zjištění DMP, které jsou založeny na základě rozboru vlastností materiálu, především na teorii plasticity. Všechny metody posléze vycházejí z různých definic pro stanovení mezního stavu. Existuje několik základních pojmů k charakterizování tohoto děje. Jedná se např. o „zužování“ (necking), ztrátu stability nebo teorii rozdělení (bifurcation). [6] Zužování, které lze pozorovat při jednoosém zatěžování, lze rozdělit na difúzní a lokální. Ztráta stability souvisí s okamžikem, kdy se rovnoměrné přetvoření stává nestabilním, po rozvoji ostře

lokalizovaného krčku následuje porušení. Pojem rozdvojení představuje počátek vzniku lokálního zúžení. [39]

Teoretické početní metody používají velké množství zjednodušujících předpokladů, které jsou však vzdáleny praxi. Protože v teoretickém výpočtu nelze zohlednit všechna hlediska ovlivňující proces vzniku lokálních ztenčení (tolerance tloušťky plechu, tření, historie tváření atd.), je využití teoretických křivek mezního přetvoření pro zjišťování DMP velmi omezené. Nejrozšířenější jsou následující matematické modely (početní metody) pro výpočet mezních přetvoření:

- **Teoretické Goodwin-Keelerovy diagramy mezních přetvoření**

Jedná se o metodu spočívající v matematickém určení okamžiku ztráty stability na mezi pevnosti, kdy pro „levou“ větev DMP je uvažována podmínka lokální ztráty stability a pro „pravou“ větev podmínka difúzní ztráty stability.[20,21,22]

- **MK teorie**

Jedná se o metodu uvažující skutečnost, že materiál obsahuje výchozí nehomogenity zapříčiňující vznik lokálních ztenčení, jež vedou k porušení. Tuto metodu výpočtu mezních přetvoření plechu v podmínkách rovinné napjatosti v důsledku lokálního zmenšení tloušťky vytvořili Marciniak a Kucziňsky. [40] Pojetí ztráty stability má velice blízko k realitě plastického přetvoření skutečného plechu.

- **Křivka přetvoření dle Ghosche**

Jedná se o metodu vycházející z poznatků o mechanismu tvárného lomu a z existence vměstků v materiálu. Metoda předpokládá přítomnost vměstků, kolem kterých se tvoří vnitřní dutiny, jejichž postupným splýváním dojde k porušení. Metodika výpočtu vychází z druhé krajní polohy definice mezního stavu – dosažení tvárného lomu. Tento postup výpočtu odvodil A.K. Ghosh. [26]

Je třeba zdůraznit, že všechny početní metody používají velké množství zjednodušujících předpokladů, které mohou být poměrně velmi často vzdálené realitě.

9.2.2 *PODMÍNKY ZTRÁT STABILITY*

Teoretická formulace DMP vychází z podmínek ztrát stability během tváření, kdy nedochází k přírůstku sil působících na materiál nebo je přírůstek dokonce záporný ($dF \leq 0$). Dle mechanického přetvoření se dají rozlišit tři nestabilní stavy [40]:

- **Ztráta stability na mezi kluzu**

Jedná se o ztrátu stability v oblasti malých plastických deformací. Typickým projevem je tvorba povrchových Lüdersových vrásek, které při nárůstu přetvoření do rozvinutých plastických deformací vymizí.

- **Ztráta stability vybočením vlivem tlakových napětí**

Odpovídá svým charakterem ztrátě stability při namáhání na vzpěr. Častým projevem při tažení je vznik vln v oblasti přidržovače či na volném povrchu výlisku. Pro odstranění vln je nutná změna přidržovacího tlaku v oblasti příruby vzorku anebo snaha o změnu stavu napjatosti vytvořením místního prolisu. [14]

- **Ztráta stability na mezi pevnosti**

Jedná se o ztrátu stability v oblasti velkých plastických deformací při dosažení meze pevnosti. Z hlediska tváření má ztráta stability na meze pevnosti největší význam, protože dochází k nebezpečí vytvoření zmetku. [14]

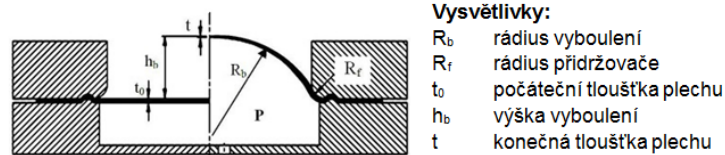
9.2.3 *URČOVÁNÍ DMP EXPERIMENTÁLNÍM ZPŮSOBEM*

DMP jsou grafickým znázorněním mezních přetvoření při různých stavech přetvoření. K sestrojení DMP je nutno získat značné množství hodnot hlavních a vedlejších mezních přetvoření (φ_1, φ_2) při různých stavech napjatosti v rozsahu $m_\varphi = \langle -0,5, 1 \rangle$. Získat DMP experimentálním způsobem na reálných výliscích je prakticky nemožné. Proto se používají k experimentálnímu určení DMP laboratorní zkoušky. [25] Nejvíce rozšířené laboratorní zkoušky jsou:

- **Zkouška tahem se vzorkem s různými vruby**

Různých stavů přetvoření se docílí různými tvary vrubů na zkušební tyčce. Na základě této zkoušky lze sestavit pouze levou regresní křivku v DMP, zatímco pro konstrukci pravé je prakticky nepoužitelná.

- **Zkouška hydraulickým kulovým tažníkem (Hydraulic bulge test)**



Obr. 9.6: Řez nástrojem u hydraulické zkoušky pro zjišťování KMP [36]

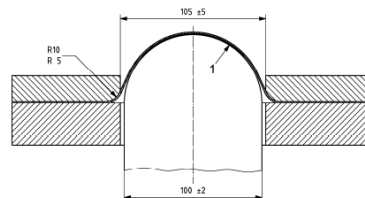
Vhodné jen ke konstrukci pravé části KMP. Používá se kruhový vzorek s průměrem 210mm. Jde o vypínání plechu přetlakem kapaliny a k vyhodnocení zkoušky se dnes používají zejména fotogrammetrické metody. Použití kapaliny jako nosného média zabraňuje praskání vzorku mimo střed vzorku (je eliminováno vliv tření).

- **Zkouška vypínání kruhových přístřihů s proměnnou šířkou b**

K sestavení křivek se používá několik druhů geometrií vzorků s cílem vyšetřit jak víceosé tak jednoosé napjatosti (kompletní DMP). Zkouška je popsána normou ISO 12004-2 [43].

a) Metoda dle Nakajimy

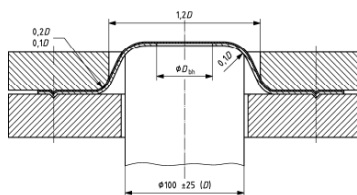
Při vhodném způsobu namáhání nastává lom na vrcholu kulového vrchlíku. Různě velké poloměry úsečí z obou stran nástřihu mění jeho šířku ve střední části, a tím je dosaženo různých stavů pretvoření.



Obr. 9.7: Řez nástrojem pro určení KMP dle Nakajimy [43]

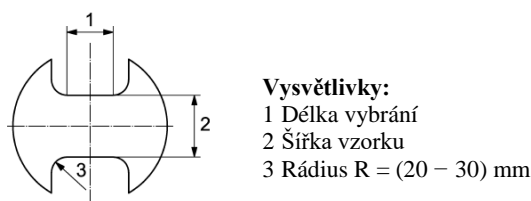
b) Metoda dle Marciniaka

Metodu navrhl Marciniak a Kuczyński. [41] Jedná se o metodu s plochým tvarem tažníku, aby bylo dosaženo lokálního zúžení v horizontální rovině. Aby trhlinka vznikla v horizontální rovině, je nutné použití podložky pro tváření s otvorem uprostřed.



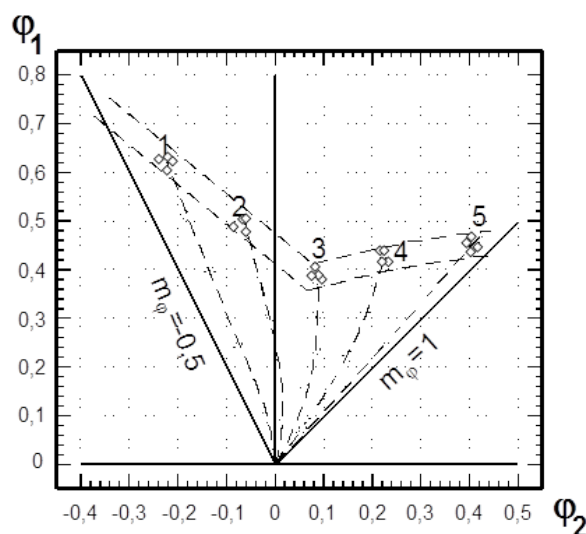
Obr. 9.8: Řez nástrojem pro určení KMP dle Marciniak [43]

V dnešní době se nejčastěji používá zkouška vypínání přístřihů s proměnnou šířkou tzv. Nakajima test, kdy jsou pevně sevřené přístřihy v oblasti příruby vypínány polokulovým tažníkem o průměru 100 mm až do okamžiku vzniku trhliny či jinak definovaného mezního stavu. Přístřihy jsou buď s kruhovými segmenty, nebo s definovaným výstřihem (obr. 9.10)



Obr. 9.10: Tvar přístřihu pro zkoušku DMP dle normy ISO EN 12004-2 [43]

Každá změna šířky modeluje rozdílný stav přetvoření m_φ . Plný rozměr vzorku ($r = 210$ mm) odpovídá $m_\varphi = 1$, kdy se jedná o rovnoosé vypínání testovaného materiálu. Naopak vzorek mající minimální šířku ($b = 30$ mm) odpovídá stavu přetvoření pro zkoušku tahem, kdy $m_\varphi = -0,5$. Konstrukce vlastního DMP je zobrazena na obr. 9.11, kde bylo pro měření použito 5-ti deformačních stop



Obr. 9.11: Zjednodušený diagram mezních přetvoření získaný z 5-ti deformačních stop [37]

9.2.4 URČENÍ MEZNÍHO STUPNĚ PŘETVOŘENÍ

Určení mezního stupně přetvoření je z hlediska správnosti vyhodnocení DMP rozhodující. Mezní stupeň přetvoření v oblasti velkých plastických přetvoření je vhodné stanovit v intervalu meze pevnosti a okamžiku vzniku tvárného lomu. Oba takto zvolené mezní stavy představují krajní hranice. [37, 14] Volbu mezního stavu je vhodné, s ohledem na komplexní využití diagramů, uvažovat ve vztahu k reálnému výlisku a k použitému materiálu. Při lisování výlisku je prakticky nemožné určit, kdy materiál dosáhl meze pevnosti. Oproti tomu výskyt prvních trhlinek v materiálu a vznik zmetku je evidentní. První případ může znamenat nevyužití plastičnosti materiálu, druhý pak znamená již neopravitelný zmetek. [37, 14]

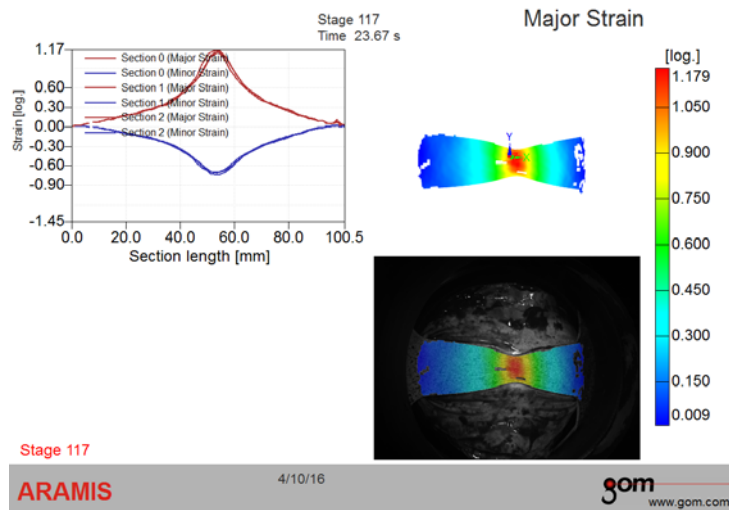
Vizuální určení i takto definovaného mezního stavu je obtížné. Na základě experimentálního zkoumání byly navrženy metody: např. metoda ekvivalentního bodu, metoda grafická, metoda výběru vhodných elementů, metoda interpolační, Heckerova metoda. [14] Jako nejvýhodnější v praktických podmínkách se ukazuje metoda výběru vhodných elementů v okolí lomové plochy. Samotný výběr probíhá při respektování definice mezního stavu. Obecně může takový výběr zahrnovat elementy zasažené lomem, lokálním a difúzním ztenčením. [37] Pro reálné lisování je nejvhodnější využít přetvoření realizované do okamžiku vzniku lokálního ztenčení. Potom se deformace lokalizuje do úzkého krčku, kdy za stavu rovinného přetvoření dochází k prodloužení délky pouze na úkor tloušťky plechu. V okolí krčku k deformaci prakticky nedochází. Vzhledem k malé tloušťce plechu je pak přírůstek přetvoření v tomto okamžiku pro realizaci změny tvaru výlisku zanedbatelný. [37, 14]

9.3 OPTICKÝ SYSTÉM ARAMIS

Kapitola o optickém systému ARAMIS v 6.1.1-2 od německé firmy GOM byla vybrána z důvodu jeho využití při zkouškách v experimentální části této disertační práce. Systém byl použit pro snímání deformace při jednoosém zatížení a biaxiálním zatížení prostřednictvím vypínání tvarových přístřihů s proměnnou šířkou.

Bezkontaktní měřicí systém tvoří dvojice digitálních kamer ke snímání měřeného vzorku, osvětlovací zařízení a T-box (Trigger) pro řízení frekvence snímání a PC pro vyhodnocování zkoušek. K měření jsou využívány z kamer překrývající se snímky, které jsou zachyceny s určitou frekvencí snímkování. Systém sleduje průběh deformace v reálném čase, umožňuje předvídat místo vzniku trhliny, zaznamenat okamžik před vznikem mezního stavu či rozložení deformace v řezu vzorku. [14]

Výsledkem je barevná mapa ve 3D vizualizaci s rozložením deformace na objektu zatěžovaném staticky či dynamicky, kde lze přesně predikovat místo vzniku trhliny. Na následujícím obrázku 9.12 je zobrazen možný výstup ze systému ARAMIS. Jedná se o protokol, kde je zachycen snímek vznikem mezního stavu se záznamem hlavní deformace (Major Strain) φ_{lmax} v ploše a v řezu vzorku o velikosti 30 mm pro stanovení levé části KMT. [6]



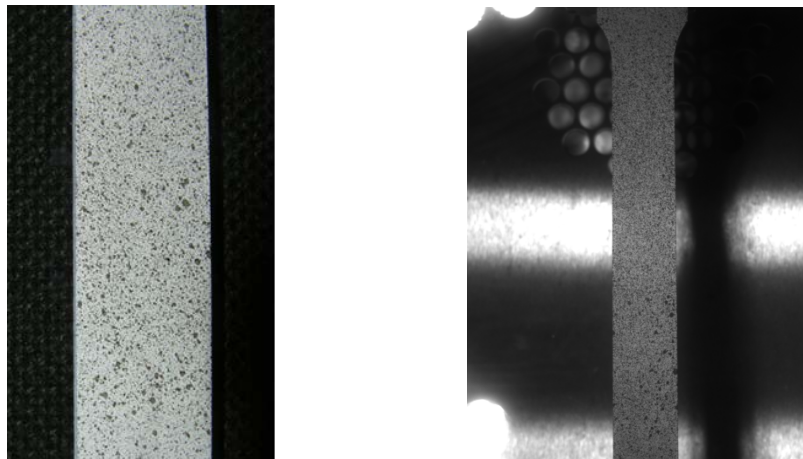
Obr. 9.12: Protokol ze systému ARAMIS

Systém používá metodu optického měření založeného na principu fotogrammetrie.[6]

Fotogrammetrie je základním principem optických měřicích systémů. Její metody jsou nepřímé způsoby získávání informací o tvaru a poloze objektu, při kterém se informace získávají z jednoho nebo více fotografických snímků na základě exaktního mě-

ření. Fotogrammetrii lze uplatnit všude, kde lze požadovaný objekt vyfotografovat. S rozvojem digitální techniky a počítačů je umožněno vyhodnocovat pořízené snímky bezprostředně po jejich získání. [23]

Předpokladem pro zhotovení co nejpřesnějších diagramů mezních přetvoření je nutné zvládnutí metod nanášení deformačních sítí a metod vyhodnocení deformovaných vzorků. V dnešní době je vhodné nanášet na vzorek stochastickou deformační síť tzv. pattern. Tento černý kontrastní nástřík na bílém podkladu vytváří stochastický obraz (obr. 9.13).



Obr. 9.13: Pattern nanesený na vzorku: vlevo detail vzorku, vpravo snímek vzorku z kamery

Systém ARAMIS pomocí tohoto vzoru přiřadí každému bodu charakteristické číslo (odstín šedi) a nanese vlastní síť. Tato síť se deformuje společně s měřeným objektem. Tento posun bodů je pro každou úroveň zatížení (tzv. stage) zachycen dvěma kamerami s CCD čipem. Ze snímků jsou pomocí image processingu vypočteny 3D souřadnice bodů ležících na povrchu objektu. Porovnáním bodů odpovídajících si v jednotlivých úrovních zatížení systém vypočítá 3D posuvy a následně tvar deformovaného objektu a hodnotu deformace. [6]

Fotogrammetrické principy jsou využívány i u dalších systémů určených pro měření deformací při tváření plechů. Firma GOM mbH. nabízí i další optické systémy: ATOS, ARGUS a PONTOS. [23]

10 CÍLE EXPERIMENTÁLNÍ ČÁSTI

Vzhledem k složitosti řešené problematiky tažení tenkých plechů ze slitin hořčíku a k ne zcela objasněnému působení mnoha faktorů ovlivňující tento proces, bude pozornost této práce zaměřena na vliv teploty a stavu napjatosti na mezní stavy deformace. Získané poznatky v této oblasti by měly vést k rozšíření znalostí o technologickém zpracování těchto specifických slitin.

Cíle experimentální části předkládané disertační práce lze tedy shrnout do následujících bodů:

- stanovení metodiky pro experimentální výzkum deformačního chování materiálu při různých stavech napjatosti a teplotě,
- dle stanovené metodiky provedení experimentálního výzkumu mezních stavů deformace tenkých hořčíkových plechů,
- výzkum vlivu skluzových rovin krystalografické mřížky v závislosti na teplotě a na tvářitelnosti hořčíkových tenkých plechů.

Řešení a diskuse jednotlivých bodů disertační práce jsou uvedeny v následujících kapitolách a lze je charakterizovat následujícími body:

- experimentální stanovení vlivu teploty a směru odebrání vzorků na změnu mechanických vlastností testovaného materiálu při jednoosém zatěžování,
 - teplota 22 °C, 100 °C, 230 °C, 280 °C,
 - směr odebrání vzorků 0°, 45°, 90°,
- experimentální stanovení mezních přetvoření testovaného materiálu,
 - teplota 100 °C, 230 °C, 280 °C,
 - různé stavy napjatosti modelovány pomocí vypínáním kruhových přístřihů s proměnnou šířkou tzv. Nakajima test,
 - stanovení metodiky provádění Nakajima testu při zvýšené teplotě,
 - konstrukční návrh způsobu temperace zkušebního přípravku,
 - výroba temperovaného lisovacího zkušebního přípravku,

- výzkum dějů probíhajících při tváření pomocí strukturní analýzy tvářeného materiálu,
 - analýza struktury materiálu pomocí elektronového mikroskopu (metalografické hodnocení, hodnocení velikosti zrn a jejich procentuální zastoupení ve struktuře),
 - fraktografická analýza lomů materiálu.

11 CHARAKTERISTIKA ZKOUMANÉHO MATERIÁLU

Předmětem experimentálního měření byl materiál dodaný firmou MgF Magnesium Flachprodukte GmbH, dceřinou společností firmy ThyssenKrupp AG. Z nabízených hořčíkových slitin byl vybrán tenký plech AZ31B-O (MgAl3Zn1) o tloušťce 1,4 mm. Materiál byl z výrobní linky ochlazen definovanou rychlostí a následně rekrystalizován. Jednalo se o plech určený pro tváření za tepla s velice jemnozrnnou strukturou. Hořčíkový plech AZ31B byl vyroben kontinuálním odléváním z taveniny. Firma MgF Magnesium Flachprodukte GmbH vlastní odlévací linku, která dokáže vyrobit svitky o šířce 650mm při tloušťce 1,2–3mm.

Existují dva způsoby značení hořčíkových slitin a to dle ASTM B275 [9], kdy je označení slitiny AZ31B-O a dle DIN 1729-1 [42], kdy je označení MgAl3Zn1. V příloze A je k dispozici produktový list zkoumaného materiálu dodaného firmou MgF Magnesium Flachprodukte GmbH. Výrobce používá označení AZ31B-O, proto je i v této práci používáno toto označení. V tab. 11.1 je uvedeno chemické složení slitiny dle výrobce.

Tab. 11.1: Chemické složení (hm%)

| Prvek | Al | Zn | Mn | Si | Cu | Ni | Fe | Ca |
|-------|---------|---------|---------|-------|--------|--------|--------|-------|
| (hm%) | 2,5-3,5 | 0,6-1,4 | 0,2-0,6 | <0,05 | <0,008 | <0,002 | <0,005 | <0,01 |

Výrobce udává následující mechanické hodnoty pro teploty: 22 °C, 200 °C, 250 °C a 300 °C. Jako příklad jsou zde uvedeny mechanické hodnoty ve směru 0° oproti směru válcování.

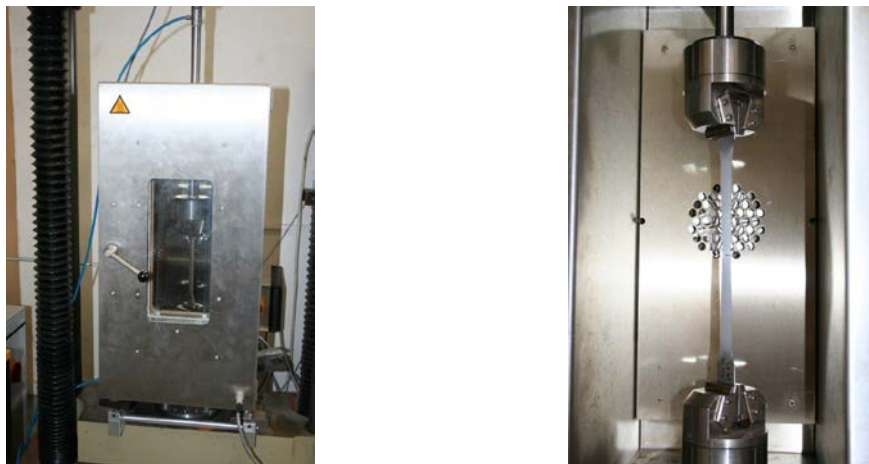
Tab. 11.2: Mechanické hodnoty dle výrobce, směr 0° oproti směru válcování

| AZ31B-O | | 22 °C | 200 °C | 250 °C | 300 °C |
|------------|-------|--------|--------|--------|--------|
| $R_{p0,2}$ | [MPa] | 179,5 | 97 | 73 | 65 |
| R_m | [MPa] | 263 | 149 | 87 | 74 |
| A_{65mm} | [%] | 19,78 | 45,70 | 44,03 | 36 |
| C | [MPa] | 416,33 | 228,07 | 118,37 | 96,10 |
| n | [-] | 0,16 | 0,14 | 0,085 | 0,065 |

12 STANOVENÍ MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ HOŘČÍKOVÉ SLITINY

12.1 STATICKÁ ZKOUŠKA TAHEM

Pomocí statické zkoušky tahem (dále jen „SZT“) dle ISO 6892-1:2009 [33] a ISO 6892-2:2011 [34] byly zjištěny základní mechanické hodnoty (mez kluzu $R_{p0,2}$, mez pevnosti R_m a tažnost A_{80mm}). Z naměřených průběhů zkoušek byly zjištěny regresní koeficienty C a n a ukazatele tvárnosti KUT a UH. Normálová anizotropie byla zjištěna pomocí systému ARAMIS, viz kapitolu 12.1.3. Zkouška byla prováděna na katedře strojírenské technologie za teplot: 22 °C, 100 °C, 230 °C, 280 °C na trhacím zařízení TIRAtest 2300 s teplotní komorou. Podmínky testu a metodika vyhodnocení zkoušky odpovídají výše uvedené normě ISO 6892-1:2009 [33] a ISO 6892-2:2011 [34]. Odběr vzorků byl proveden ve třech hlavních směrech oproti směru válcování: 0°, 45°, 90°. Vyhodnocení bylo provedeno pomocí softwaru LabNET v.4. Ke stanovení exponentu deformačního zpevnění n a míry přetvárné pevnosti C byl použit interval deformace $\varphi = (4 \% - R_m)$ dle ČSN ISO 10 275.[35] s dolní mezí deformace $\varphi = 4 \%$ a horní mezí deformace odpovídající mezi pevnosti materiálu σ_m . Z důvodu dosažení rovnoměrného teplotního pole na testovaných vzorcích bylo nutné nejprve stanovit dobu prodlevy mezi začátkem ohřevu a startem zkoušky. Postup stanovení metodiky provádění tohoto typu testu je uveden v kapitole 12.1.1. Statistické vyhodnocení sledovaných parametrů bylo provedeno na souboru 6 vzorků pro každý sledovaný směr odebrání a teplotu. Dohromady se jednalo o 72 vzorků. Zkouška byla s přihlédnutím na nutnou prodlevu pro prohřátí vzorků časově náročná.



Obr. 12.1: Vlevo uzavřená teplotní komora se vzorkem; vpravo pohled do komory

Použití teplotní komory od firmy LaborTech s.r.o. (viz obr. 12.1) pro zjištění mechanických hodnot za zvýšených teplot neumožňuje využití průtahoměru pro měření tažnosti. Tažnost $A_{80\text{mm}}$ byla proto dopočtena dle vztahu (51).

12.1.1 PŘÍPRAVA VZORKŮ A STANOVENÍ METODIKY ZKOUŠKY

Vzorky byly vystříhány na výstředníkovém lisu LENP 40 na stříhacím zařízení s matricí ve tvaru vzorku odpovídajícího zkoušce tahem s počáteční měřenou délkou tyče $L_0 = 80$ mm ve třech hlavních směrech oproti směru válcování: 0° , 45° , 90° . Poté byly hrany zkušební tyče ofrézovány o 0,3 mm. Vzorky bylo nutné dostatečně odfrézovat z důvodu nekvalitní střížné hrany. Pokud nedošlo k dostatečnému odfrézování hrany, vzniklý vrub měl vliv na průběh zkoušky. Případné otřepy byly obroušeny. Délka všech vzorků byla 220 mm, šířka ve střední části 19 mm s tloušťkou materiálu 1,4 mm. Hodnoty šířky a tloušťky vzorku ve střední části byly důkladně proměřeny a sloužily jako vstupní údaje pro nastavení definice měření v programu LabNET.

Při prvotních zkouškách byl zjištěn rozdíl v naměřených hodnotách. Vzorky při nedostatečném prohřátí nevykazovaly výrobcem uváděný nárůst tažnosti. Při dalších testech byla proto stanovena doba prohřevu vzorku 10 min. při požadované teplotě. Tato časová výdrž se již jevila jako dostatečná a bylo dosaženo předpokládaného navýšení tažnosti.

Ve vyhřáté keramické komoře nebylo možné používat průtahoměr. Původním záměrem, bylo změřit tažnosti pomocí orýsování vzorku rýhami, vymezuujícími počáteční měřenou délku. Tento způsob se používá u ocelí při SZT bez použití průtahoměru. Pro hořčíkové slitiny se však při vlastní zkoušce tahem ukázala tato jednoduchá metoda

jako nevhodná. Rýhy při zatížení jednoosým tahem působily jako vrub iniciující předčasný lom. Počáteční měřená délky $L_0 = 80$ mm byla označena nedestruktivní metodou na neporušeném vzorku. Po ukončení zkoušky byly obě části vzorku k sobě přiloženy a byla změřena délka úseku L_u zkušební tyče s pomocí Abbého délkoměru.

Tažnost A_x je všeobecně dána jako maximální poměrné trvalé prodloužení ε vyjádřené v [%]. Lze tedy napsat:

$$\varepsilon = \frac{\Delta L_u}{L_0} = \frac{L_u - L_0}{L_0} \quad [-] \quad (50)$$

$$A_x = 100 \frac{\Delta L_u}{L_0} \quad [\%] \quad (51)$$

kde: L_u – délka po přetržení vzorku [mm],
 ε_u – maximální poměrné prodloužení [-],
 L_0 – počáteční měřená délka [mm],
 ΔL – přírůstek počáteční měřená délky po přetržení [mm] $\Delta L = L_u - L_0$.

U SZT se mezní stav určuje poklesem maximální síly o 90 %. Zkouška se ukončí až po dolomení vzorku v celém průřezu. Při SZT materiálů nelze prakticky ukončit zkoušku v počátečním stádiu vzniku trhliny. Tento fakt vedl při SZT o teplotě 230 °C a 280 °C k nepřesnostem z důvodu tvaru lomu (obr. 12.2)

12.1.2 VÝSLEDKY SZT

Na obrázku obr. 12.2 je zdokumentována řada vzorků odebraných ve směru 0° na směr válcování, řazeno odspodu: nezatížený vzorek, vzorky po SZT za teplot 22 °C, 100 °C, 230 °C a 280 °C. Z uspořádání je patrné postupné zvyšování tažnosti v závislosti na teplotě.



Obr. 12.2: Sada zkušebních tyčí od nezatížené, přes 22 °C, 100 °C, 230 °C až po 280 °C po SZT

Z naměřených mechanických hodnot byly také dopočítány ukazatele tvářitelnosti, a to ukazatel hlubokotažnosti UH ze vztahu (23) a komplexní ukazatel tvářitelnosti KUT ze vztahu (24). U zjištěných veličin ($R_{p0,2}$, R_m , A_{80mm} , C , n , KUT , UH) se statisticky vyhodnocoval aritmetický průměr \bar{x} , výběrová směrodatná odchylka s ze vztahu (52). Tyto hodnoty jsou zpracovány v tabulkách 12.1, 12.2, 12.3, 12.4. Protokoly ze SZT jsou uvedeny v příloze B.

$$s = \sqrt{\frac{\sum (x_i - \bar{x})^2}{n-1}} \quad (52)$$

V tabulkách je pro jednotlivé veličiny uvedena též směrově střední hodnota definovaná vztahem 53.

$$x_s = \frac{x_0 + 2 \cdot x_{45} + x_{90}}{4} \quad (53)$$

Tab. 12.1: Mechanické hodnoty, ukazatele tvářitelnosti teplota 22 °C

| AZ31B-O | | | \bar{x}_0 | s | \bar{x}_{45} | s | \bar{x}_{90} | s | x_s |
|-----------|------------|-------|-------------|-------|----------------|-------|----------------|-------|--------|
| T = 22 °C | $R_{p0,2}$ | [MPa] | 198,06 | 2,95 | 193,79 | 3,48 | 204,83 | 4,45 | 197,62 |
| | R_m | [MPa] | 271,80 | 4,10 | 259,8 | 4,80 | 269,20 | 5,60 | 265,15 |
| | A_{80mm} | [%] | 13,50 | 1,55 | 10,32 | 0,98 | 12,23 | 2,46 | 11,59 |
| | UH | [-] | 0,729 | 0,021 | 0,746 | 0,04 | 0,761 | 0,015 | 0,745 |
| | KUT | [-] | 0,098 | 0,004 | 0,077 | 0,003 | 0,093 | 0,009 | 0,09 |

Tab. 12.2: Mechanické hodnoty, ukazatele tvářitelnosti, teplota 100 °C

| AZ31B-O | | | \bar{x}_0 | s | \bar{x}_{45} | s | \bar{x}_{90} | s | x_s |
|------------|------------|-------|-------------|-------|----------------|-------|----------------|-------|---------|
| T = 100 °C | $R_{p0,2}$ | [MPa] | 167,47 | 5,11 | 163,01 | 5,30 | 149,95 | 4,23 | 160,86 |
| | R_m | [MPa] | 212,80 | 2,70 | 205,40 | 2,20 | 196,40 | 2,70 | 205,00 |
| | A_{80mm} | [%] | 53,47 | 2,69 | 45,32 | 2,37 | 44,20 | 2,05 | 47,0075 |
| | UH | [-] | 0,787 | 0,064 | 0,794 | 0,028 | 0,763 | 0,034 | 0,784 |
| | KUT | [-] | 0,421 | 0,04 | 0,360 | 0,006 | 0,337 | 0,045 | 0,369 |

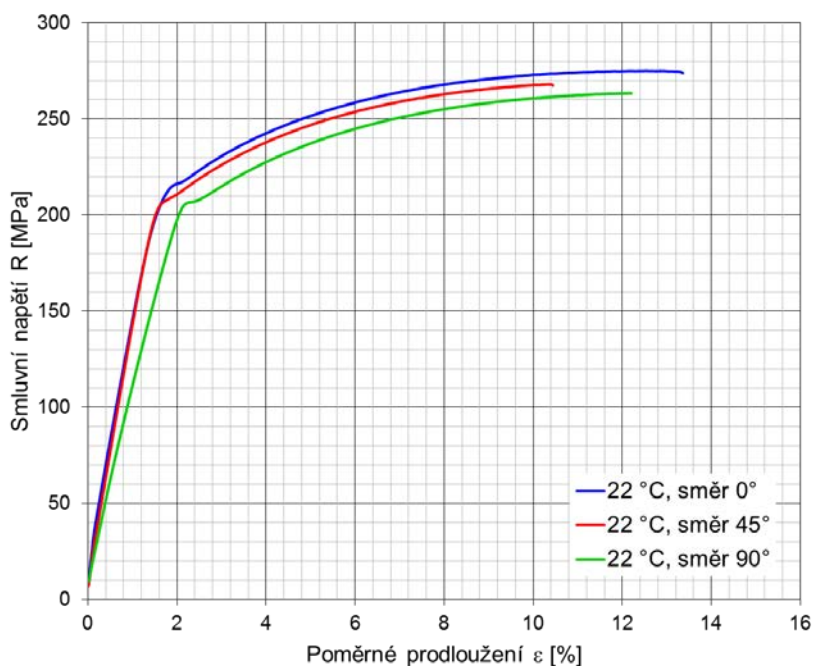
Tab. 12.3: Mechanické hodnoty, ukazatele tvářitelnosti, teplota 230 °C

| AZ31B-O | | | \bar{X}_0 | s | \bar{X}_{45} | s | \bar{X}_{90} | s | X_s |
|----------|-------------------|-------|-------------|-------|----------------|-------|----------------|-------|-------|
| T=230 °C | R _{eL} | [MPa] | 85,1 | 2,4 | 78,2 | 3,4 | 73,7 | 4,4 | 78,8 |
| | R _{eH} | [MPa] | 85,9 | 2,5 | 78,7 | 3,6 | 74,1 | 4,6 | 79,35 |
| | R _m | [MPa] | 88,4 | 2,2 | 81,6 | 1,8 | 77,1 | 2,2 | 88,40 |
| | A _{80mm} | [%] | 69,78 | 5,19 | 62,19 | 5,05 | 51,22 | 4,21 | 72,3 |
| | UH | [-] | 0,971 | 0,035 | 0,971 | 0,029 | 0,961 | 0,057 | 0,97 |
| | KUT | [-] | 0,678 | 0,08 | 0,678 | 0,07 | 0,492 | 0,05 | 0,63 |

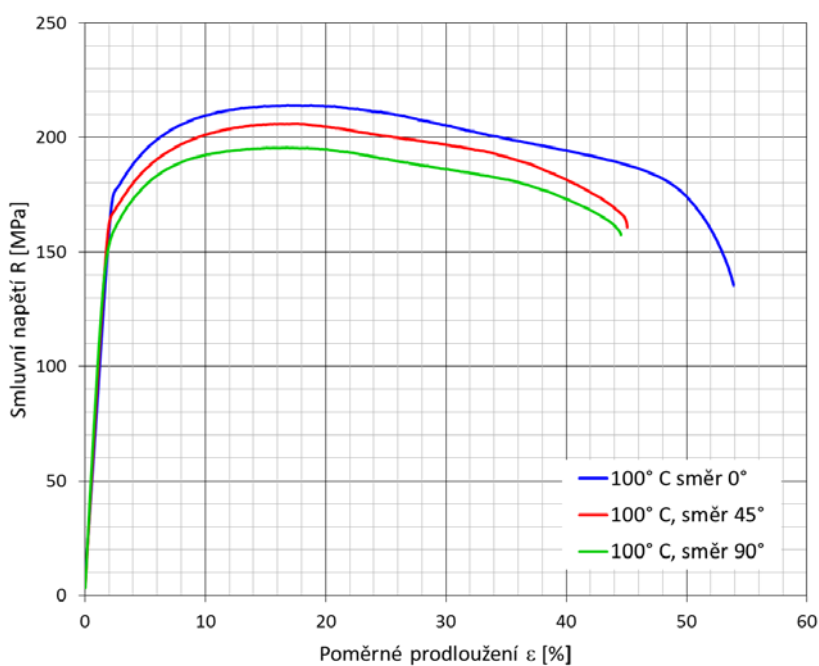
Tab. 12.4: Mechanické hodnoty, ukazatele tvářitelnosti, teplota 280 °C

| AZ31B-O | | | \bar{X}_0 | s | \bar{X}_{45} | s | \bar{X}_{90} | s | X_s |
|----------|-------------------|-------|-------------|------|----------------|-------|----------------|-------|-------|
| T=280 °C | R _{eL} | [MPa] | 75,8 | 3,1 | 72,3 | 3,1 | 67,3 | 5,3 | 71,9 |
| | R _{eH} | [MPa] | 76,4 | 3,2 | 72,9 | 3,1 | 68,2 | 5,3 | 72,6 |
| | R _m | [MPa] | 76 | 3,2 | 72,3 | 3,1 | 67,5 | 5,4 | 72,0 |
| | A _{80mm} | [%] | 75,72 | 8,24 | 71,03 | 4,55 | 65,48 | 10,10 | 70,82 |
| | UH | [-] | 1,006 | 0,03 | 1,008 | 0,053 | 1,010 | 0,038 | 1,007 |
| | KUT | [-] | 0,761 | 0,05 | 0,716 | 0,07 | 0,661 | 0,04 | 0,714 |

Z naměřených hodnot byly vybrány referenční vzorky, z kterých jsou sestrojeny diagramy závislosti smluvního napětí a poměrné deformace R - ε . Každý diagram odpovídá zkoumané teplotě a zahrnuje všechny tři zkoumané směry odběru vzorků oproti směru válcování.

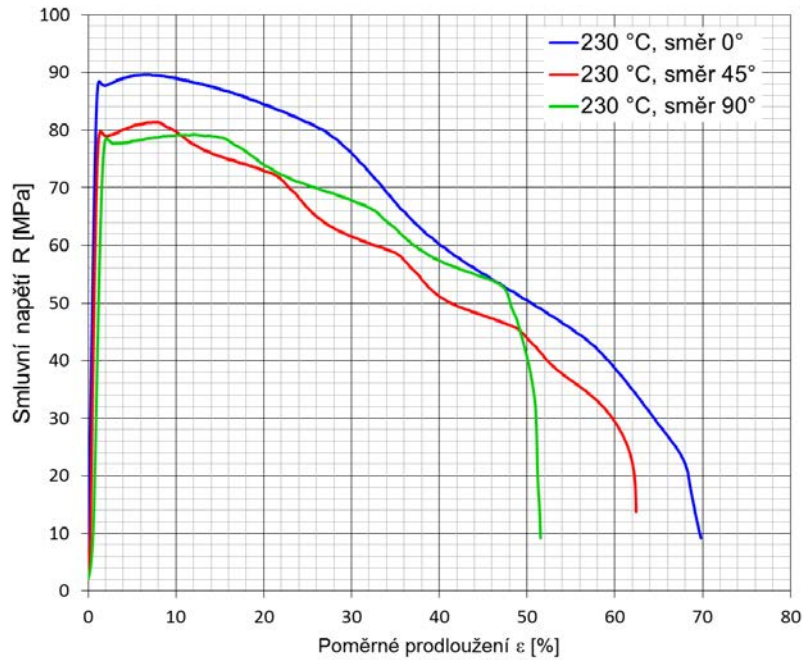
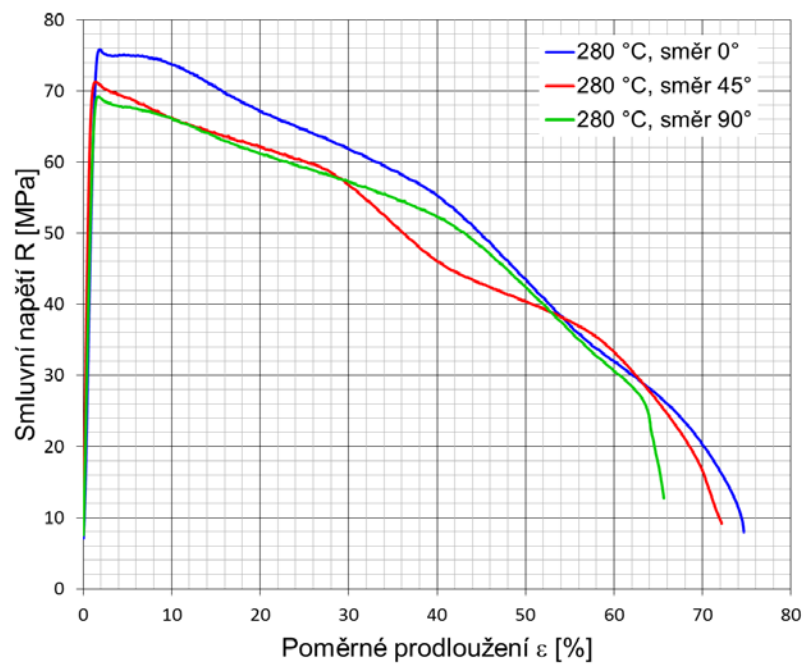


Obr. 12.3: Diagram R - ϵ , teplota 22 °C



Obr. 12.4: Diagram R - ϵ , teplota 100 °C

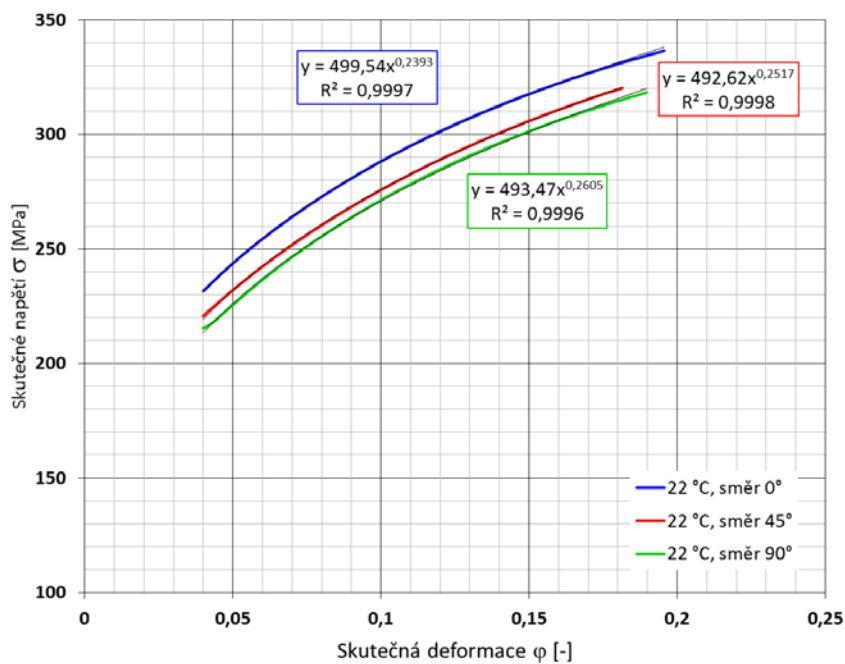
Při teplotách 22 °C a 100 °C materiál vykazoval smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$. Od teploty 230 °C bylo možné určovat i výraznou mez kluzu R_{eH} a R_{eL} .

Obr. 12.5: Diagram R - ε teplota 230 °CObr. 12.6: Diagram R - ε teplota 280 °C

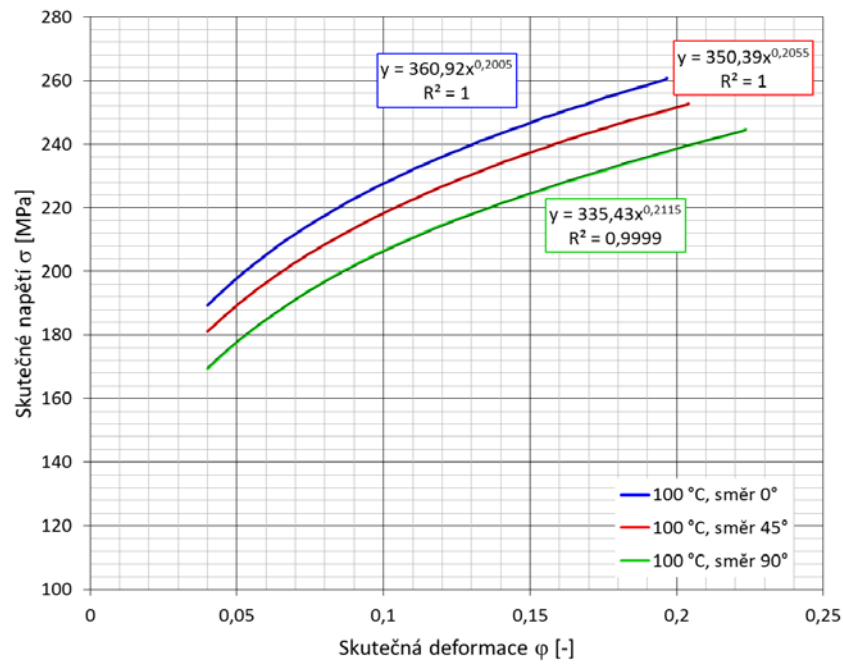
Na závěr proběhlo stanovení míry přetvárné pevnosti C a exponent deformačního zpevnění n pomocí mocninných regresí (viz vztah 25) dle normy ISO 10 275 [35] příslušných grafických průběhů SZT (obr.). Pro nalezení výsledných hodnot bylo zapotřebí nejprve stanovit vhodnou aproximační oblast tahového diagramu de normy ČSN ISO

10 275 [35]. Interval hodnot byl stanoven od $\varphi = 4\%$ (tedy $\varphi = 0,04$) až k mezi pevnosti materiálu σ_m . Norma ISO 10 275 se omezuje jen na teplotu tváření $23 \pm 5\text{ °C}$, i přes tuto skutečnost, byly stanoveny hodnoty C a n i pro teploty 100 °C a 230 °C . Při teplotách 22 °C , 100 °C a 230 °C byl nalezen interval $\varphi = (0,04 - \sigma_m)$, avšak pro teplotu 280 °C již nebylo možné vyhledat potřebný interval pro aproximaci, protože hodnota skutečné meze pevnosti σ_m byla menší, než hodnota odpovídající $\varphi = 4\%$.

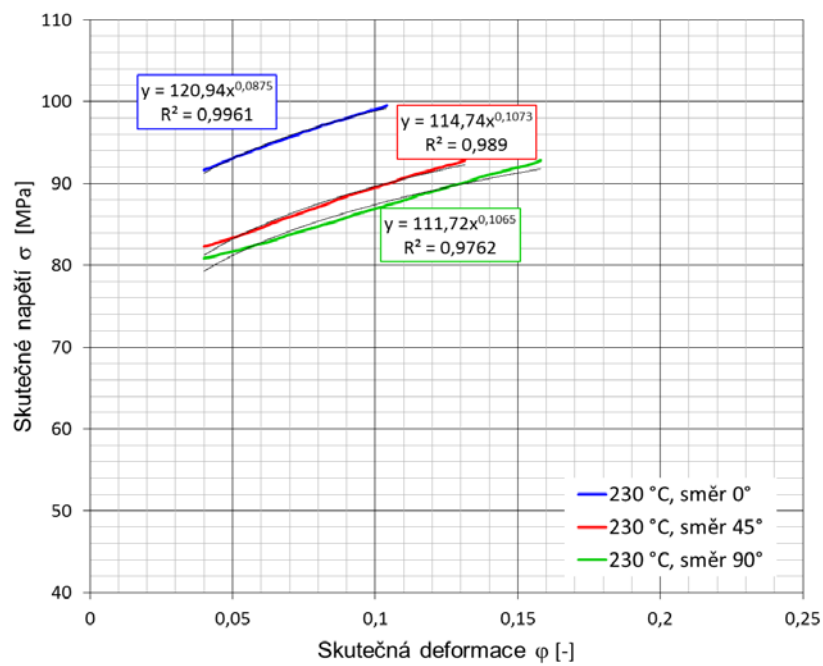
Hodnoty jsou zaneseny v tab. 12.5. Skutečné diagramy σ - φ referenčních vzorků jsou uvedeny v následujících grafech.



Obr. 12.7: Diagram σ - φ , teplota 22 °C



Obr. 12.8: Diagram σ - φ , teplota 100 °C

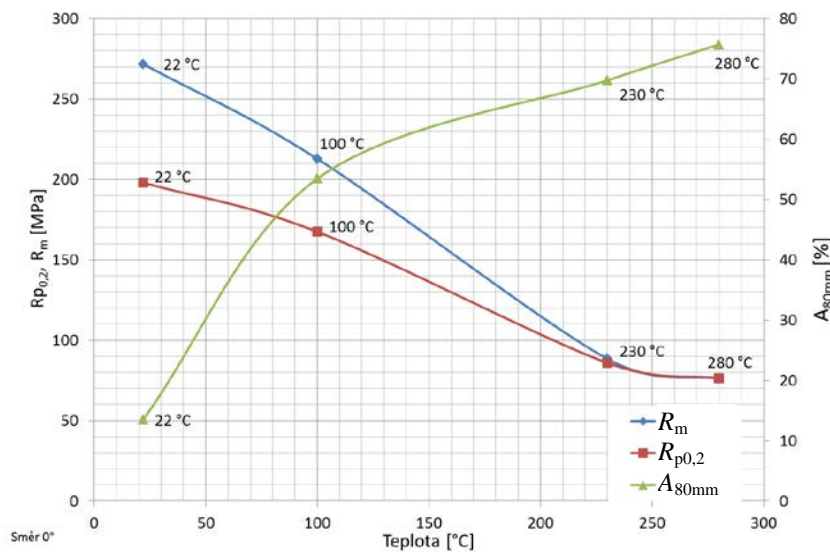


Obr 12.9: Diagram σ - φ , teplota 230 °C

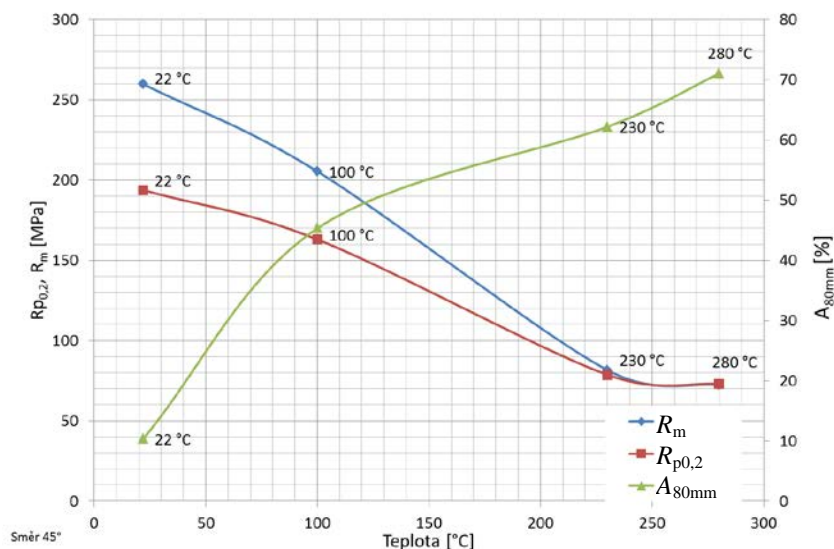
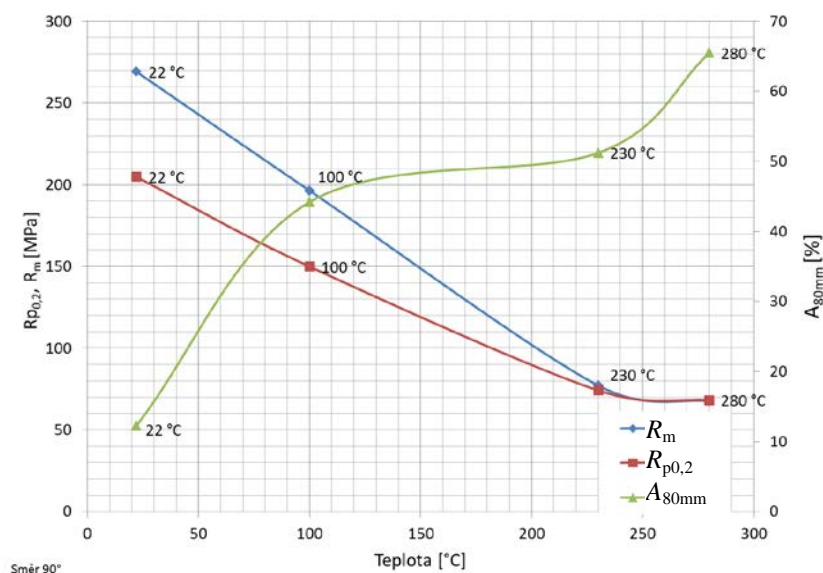
Tab. 12.5: Hodnoty regresních koeficientů C a n pro teploty 22 °C, 100 °C, 230 °C

| AZ31B-O | | | \bar{X}_0 | s | \bar{X}_{45} | s | \bar{X}_{90} | s | x_s |
|------------|---|-------|-------------|--------|----------------|--------|----------------|--------|--------|
| T = 22 °C | C | [MPa] | 499,54 | 3,85 | 492,62 | 6,87 | 493,47 | 9,87 | 494,56 |
| | n | [-] | 0,2393 | 0,0095 | 0,2517 | 0,070 | 0,2605 | 0,086 | 0,2508 |
| T = 100 °C | C | [MPa] | 360,92 | 16,84 | 350,39 | 11,5 | 335,43 | 12,55 | 349,28 |
| | n | [-] | 0,2005 | 0,0120 | 0,2055 | 0,0089 | 0,2115 | 0,0096 | 0,2057 |
| T = 230 °C | C | [MPa] | 120,94 | 15,62 | 114,74 | 11,23 | 111,72 | 14,23 | 115,53 |
| | n | [-] | 0,0875 | 0,0045 | 0,1073 | 0,0054 | 0,1065 | 0,0047 | 0,1021 |

Pro názornější představu o chování hořčikového plechu při narůstajících teplotách poslouží následující grafy na obrázku 12.10, 12.11, 12.12, zachycující změnu R_m , $R_{p0,2}$ (R_{eH}) a A_{80mm} v závislosti na teplotě. Pro zjednodušení je hodnota R_{eH} uvedena jako $R_{p0,2}$. Grafy jsou sestaveny pro všechny tři směry. Z grafu na obrázku vyplývá, že od teploty 230 °C je rozdíl mezi smluvní mezí pevnosti a mezí kluzu prakticky zanedbatelný.

Obr 12.10: Závislost R_m , $R_{p0,2}$ a A_{80mm} na teplotě tváření, směr 0° na směr válcování

Z naměřených hodnot je patrné, že k zřetelnému nárůstu tažnosti A_{80mm} dochází již při teplotě tváření 100 °C. Tento fakt však nepotvrzuje v literatuře uváděné poznatky (viz kapitulu 7.4), že skluz dislokací na nebasálních prismatických a pyramidálních rovinách je tepelně aktivován až nad teplotou ~ 225 °C.

Obr. 12.11: Závislost R_m , $R_{p0,2}$ a A_{80mm} na teplotě tváření, směr 45° na směr válcováníObr. 12.12: Závislost R_m , $R_{p0,2}$ a A_{80mm} na teplotě tváření, směr 90° na směr válcování

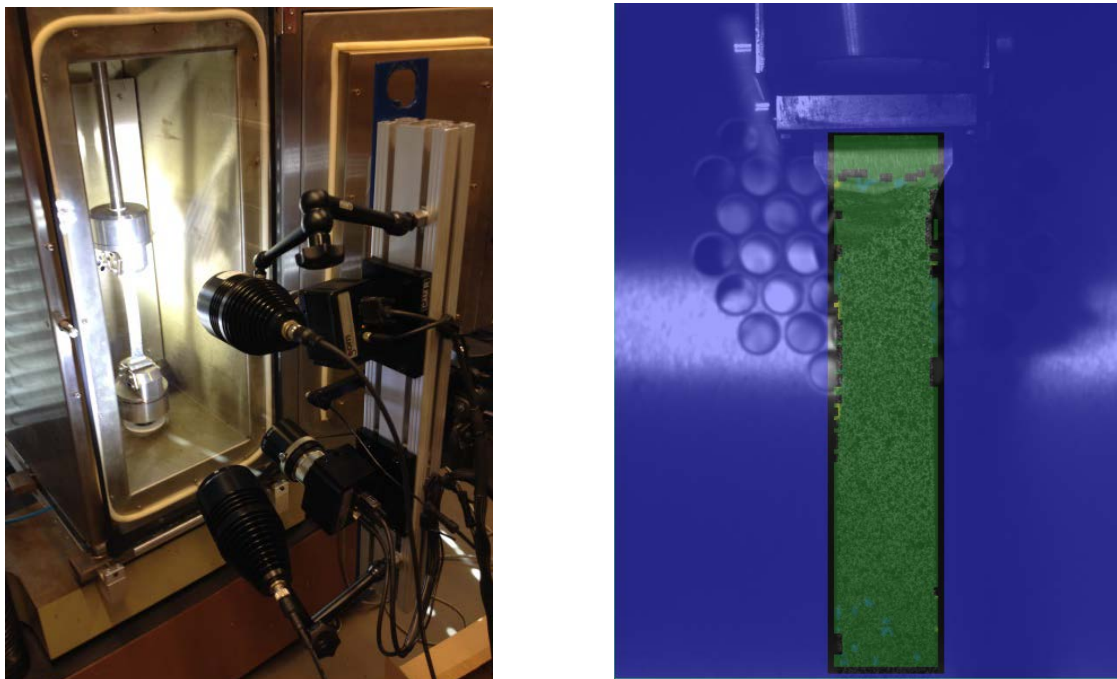
12.1.3 SLEDOVÁNÍ DEFORMACE PŘI JEDNOOSÉM ZATĚŽOVÁNÍ

Běžně uváděné mechanické hodnoty získané ze zkoušky tahem nemají plně vypovídající charakter o mezní deformaci materiálu. Běžně uváděná hodnota tažnosti je průměrná hodnota deformace zjišťovaná na daném úseku. Pro výzkum mezních stavů deformace je výhodnější využít metody umožňující plošnou analýzu deformace. U této metody pak lze přesně určit místo i absolutní velikost hledaného přetvoření. Z tohoto důvodu byla pro stanovení mezního stavu deformace při SZT při různých teplotách zvo-

lena bezkontaktní deformační analýza pomocí systému ARAMIS. Snímání hlavní (Major Strain) φ_1 a vedlejší deformace (Minor Strain) φ_2 bylo prováděno při jednoosém zatěžování s použitím snímacího zařízení ARAMIS, který je blíže popsán v kapitole 9.3. Snímání bylo opět prováděno ve všech směrech oproti směru válcování: 0° , 45° , 90° a při teplotách 22°C , 100°C , 230°C , 280°C . Při této zkoušce bylo použito kalené sklo namísto tepelně odstíněných dvířek, které však mají dvojité sklo, přes které nebylo možné pořizovat snímky CCD kamerami. Zavěšení kalého skla na komoru se ukázalo jako dostatečné pro uskutečnění snímání deformace a udržení požadované teploty vzorku.

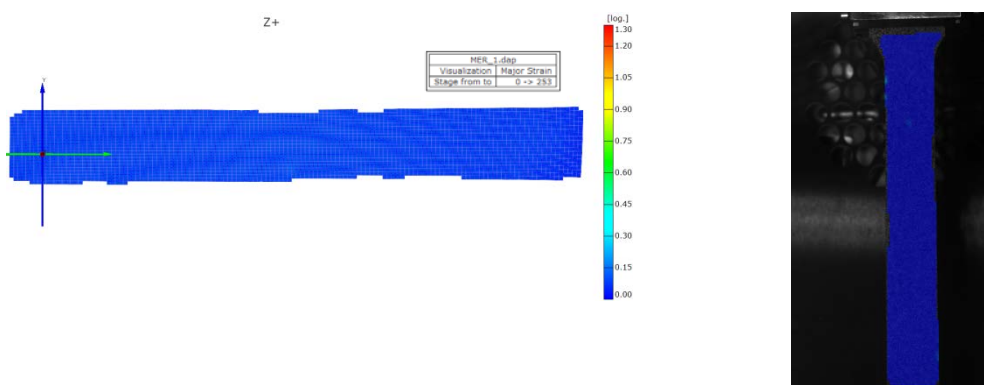
Před vlastním snímáním systémem ARAMIS bylo na počátku testu nutné nastavit frekvenci snímkování. Systém ARAMIS umožňuje frekvenci až 6 snímků za sekundu, přičemž snímků má dohromady k dispozici 362. V počáteční fázi zkoušky byla frekvence snímkování při pokojové teplotě tj. 22°C zvolena 1 snímek za sekundu, po 140 snímcích byla frekvence zvýšena na 3 snímky za sekundu. Tato hodnota byla měněna z důvodu zjednodušení výpočtu, z kapacitních důvodů, a aby v konečné fázi, kdy došlo k meznímu stavu, bylo snímkování maximální. Zvolený interval s touto maximální hodnotou byl volen na základě zkušební vzorku. Bohužel při dalších testovaných teplotách 100°C , 230°C a 280°C nemohla být frekvence snímkování v konečné fázi dosažení mezního stavu maximální, tj. 6 snímků za sekundu. Z kapacitních důvodů frekvence snímkování a výraznému nárůstu tažnosti hořčíkové slitiny bylo snímkování upraveno na hodnotu 1 snímku za sekundu po celou dobu testu. Pokud by k této změně nedošlo, nebylo by možné snímat celý průběh zatěžování.

Na vzorky, použité pro snímání deformace, byl těsně před zkouškou nanesen pattern (viz kapitolu 9.3). Pokud byla prováděna zkouška za zvýšené teploty, byl vzorek ponechán v komoře 10 min. a posléze byl pořízen kontrolní snímek. Po té byla zahájena zkouška, která byla ukončena lomem vzorku. Okamžik před vznikem první trhliny byl označen jako mezní stav a byly vyhodnoceny hodnoty deformace $\varphi_{1\max}$ a $\varphi_{2\max}$. Na následujícím obrázku 12.13 vlevo jsou zachyceny snímací kmery, osvětlení, komora se zavěšeným kalným sklem a vzorkem při zkoušce. Na obr. 12.13 vpravo pak vzorek při kontrolním snímku s vyznačenou oblastí měření s tzv. maskou sítě (zelená oblast) zobrazující vlastní měřenou oblast.



Obr. 12.13: vlevo komora s kamerami, vpravo kontrolní snímek s maskou sítě

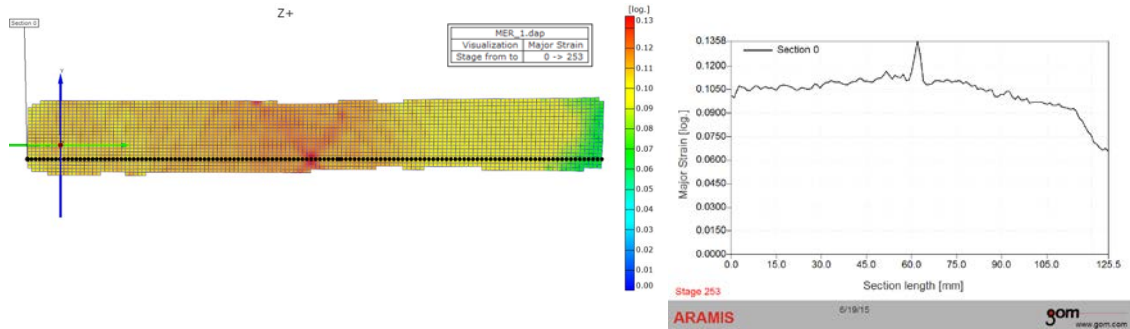
Následující snímky charakterizují chování hořčíkového plechu AZ31B-O při jednoosém namáhání při měřených teplotách. Na následujícím obrázku 12.14 je znázorněn vzorek při SZT, teplota 22 °C, směr 0° na směr válcování v prvním okamžiku zkoušky, kdy je $\varphi_1 = 0$, vlevo záznam z protokolu systému ARAMIS, vpravo snímek kamery při pohledu na vzorek při zkoušce.



Obr. 12.14: Rozložení deformace pro snímek 0 kdy $\varphi_1 = 0$ vlevo záznam z protokolu ARAMIS, vpravo záznam kamery při zkoušce kdy $\varphi_1 = 0$

Na obr. 12.15 je zachycen testovaný vzorek těsně před vznikem trhliny. Tento stav je považován za okamžik dosažení nejvyšší deformace materiálu při daných podmínkách. Velikost této deformace není při tváření prakticky využitelná a z tohoto důvodu

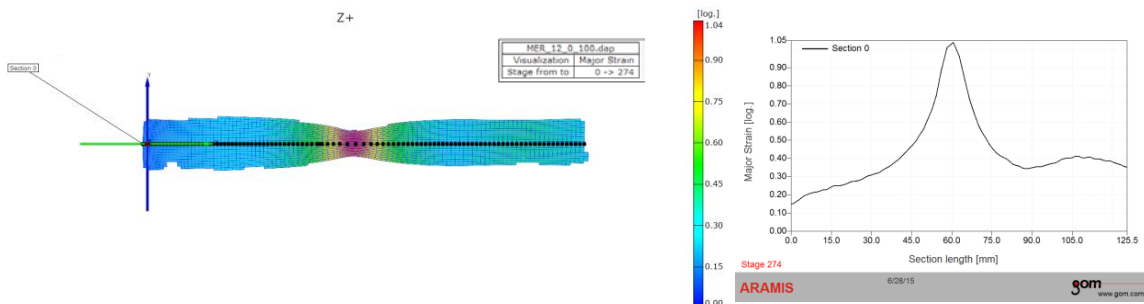
byla vytvořena metodika stanovení mezní deformace materiálu obecně používaná v oblasti tváření kovů např. při měření diagramů mezních přetvoření. Tento postup v souladu s normou EN ISO 12004-2 [43] byl použit i v tomto případě vyhodnocení SZT. Na obr. 12.15 je znázorněno plošné rozložení deformace a rozložení deformace v podélném řezu, které je dále zpracováváno. Všechny průběhy deformace $\varphi_{1\max}$, $\varphi_{2\max}$ v příloze C.



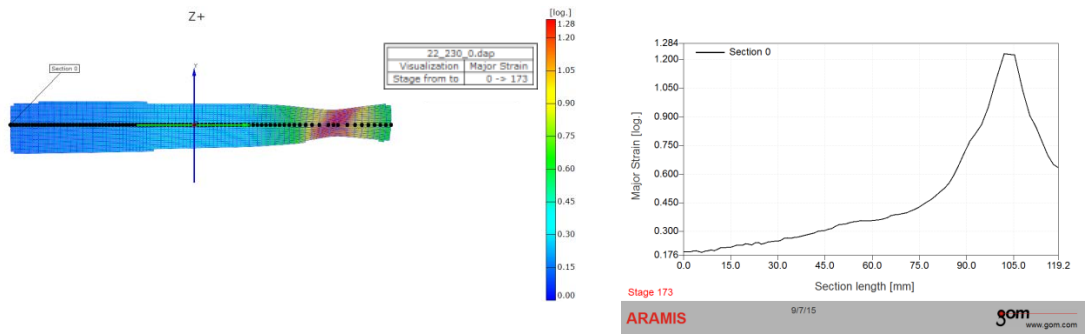
Obr. 12.15: Snímek před mezním stavem ($\varphi_{1\max} = 0,1358$), teplota 22 °C, směr 0° na směr válcování: vlevo deformace v ploše; vlevo řez vzorkem

Při 22 °C směru 0° na směr válcování vykazoval zkoumaný materiál snímek před mezním stavem (obr. 12.15) tedy maximální naměřenou deformaci $\varphi_{1\max} = 0,1358$, při teplotě 280 °C směru 0° na směr válcování byly hodnoty maximální naměřené deformace $\varphi_{1\max} = 1,3$. Hodnota maximální deformace vzrostla přibližně 10krát ($\Delta\varphi_{1\max} \approx 1,19$).

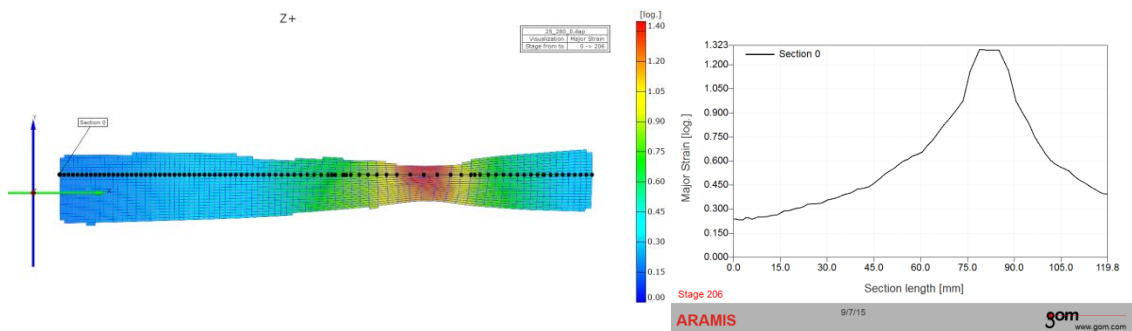
Na jednotlivých snímcích je patrná změna při vytváření lokálního zúžení, jehož velikost s teplotou narůstá.



Obr. 12.16: Snímek před mezním stavem $\varphi_{1\max} = 1,05$, teplota 100 °C, směr 0° na směr válcování: vlevo deformace v ploše; vpravo řez vzorkem

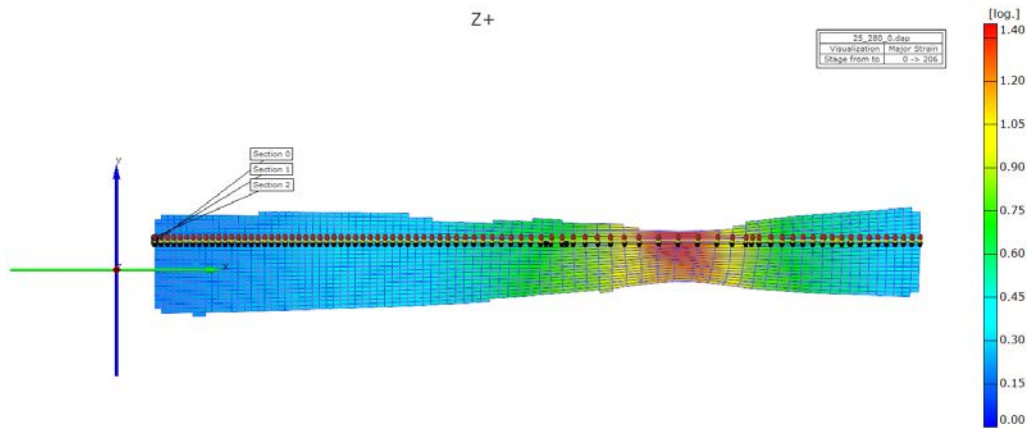


Obr. 12.17: Snímek před mezním stavem $\varphi_{1\max} = 1,28$, teplota 230 °C, směr 0° na směr válcování: vlevo deformace v ploše; vpravo řez vzorkem

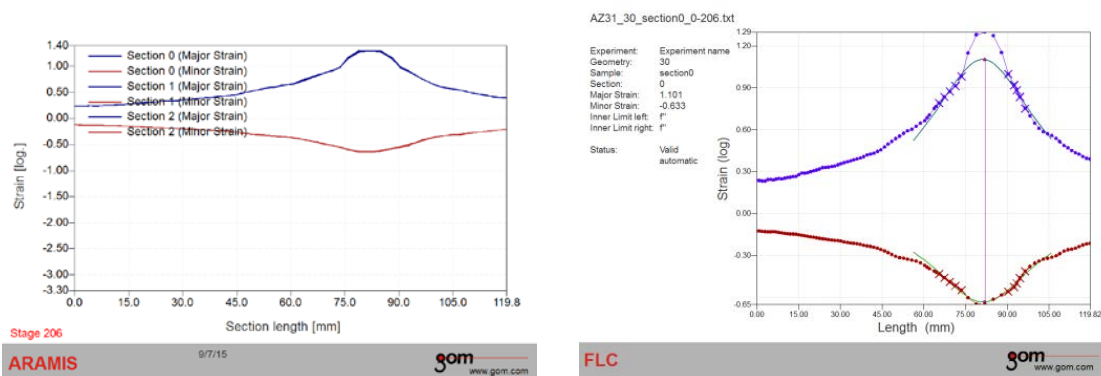


Obr. 12.18: Snímek před mezním stavem $\varphi_{1\max} = 1,298$, teplota 280 °C, směr 0° na směr válcování: vlevo deformace v ploše; vpravo řez vzorkem

Pro zdokumentování postupu získávání hodnot φ_{1k} , φ_{2k} . je na obrázku znázorněn snímek před vznikem trhliny u referenčního vzorku, teplota 280 °C, směr 0°, jenž sloužil pro výpočet mezního stavu. Snímek byly proloženy tři řezy podél osy x (obr. 12.19). Následně byla v oblasti maximální logaritmické deformace $\varphi_{1\max}$ a $\varphi_{2\max}$ proložena inverzní parabola dle normy EN ISO 12004-2 [43] (obr. 12.20). Tímto postupem byly získány hodnoty $\varphi_{1k} = 1,101$ $\varphi_{2k} = -0,633$. Stejný postup byl proveden i u ostatních vzorků.

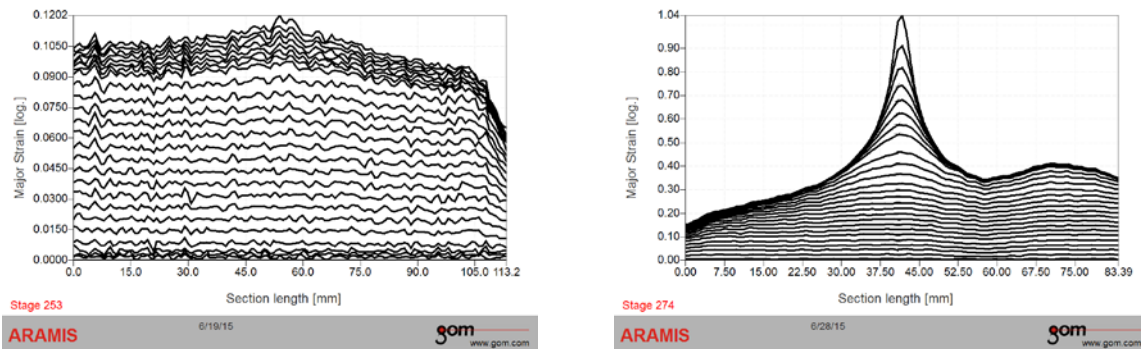


Obr. 12.19: Vzorek proložený řezy podél osy x, 280 °C, teplota 280 °C, směr 0° na směr válcování

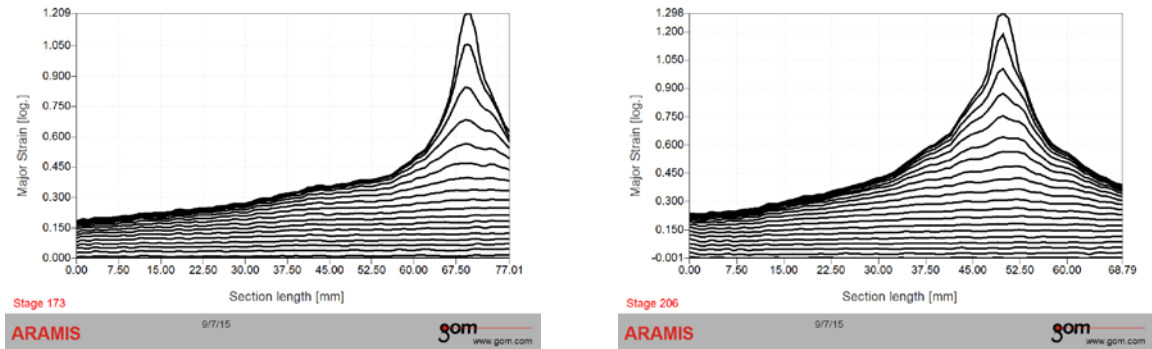


Obr. 12.20: Průřez vzorkem, teplota 280 °C, směr 0° na směr válcování

Nesporná výhoda optického systému ARAMIS je snímání průběhu deformace a to od prvního okamžiku zatížení vzorku. K pochopení lokálního ztenčení při teplotě 230 °C a 280 °C je vhodné zde také zobrazit řezy vzorkem a rozložení deformace φ_1 až do okamžiku před vznikem mezního stavu. Na obrázcích 12.21, 12.22 jsou vyobrazeny průřezy při všech zkoumaných teplotách.



Obr. 12.21: Řez vzorkem měřených snímků s rozložením deformace do φ_{1max} , směr 0°, vlevo teplota 22 °C, vpravo teplota 100 °C

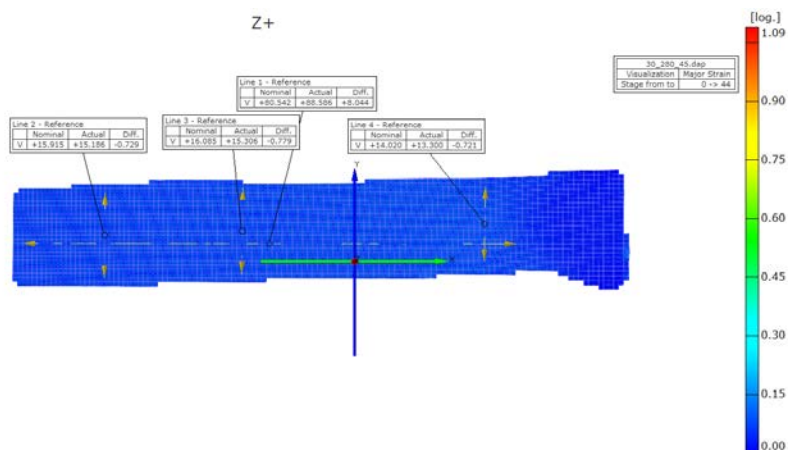


Obr. 12.22: Řez vzorkem měřených snímků s rozložením deformace do $\varphi_{1\max}$, směr 0° , vlevo teplota 230°C , vpravo teplota 280°C

Hodnota normálové anizotropie byla zjištěna z hodnot za pomoci systému ARAMIS. Aby mohla být normálová anizotropie stanovena, bylo nutné získat změnu šířky a délky při deformaci $\varepsilon = 10\%$. Na počátku zatěžování na snímku 0 (obr. 12.23) byly stanoveny vzdálenosti bodů podél osy y a podél osy x . Na obrázku 12.24 je zachycen snímek při deformaci $\varepsilon = 10\%$, z kterého systém odečte změnu vzdálenosti posunu dvou bodů. Z takto získaných dat byla vypočtena normálová anizotropie dle vztahu (30). Příslušné hodnoty r_α jsou uvedeny v tabulce 12.6.



Obr. 12.23: Snímek 0 při měření vzdáleností bodů, teplota 280°C , směr 45° oproti směru válcování



Obr. 12.24: Snímek č. 44 při $\varepsilon \approx 10\%$ při měření vzdáleností bodů, teplota 280 °C, směr 45 °oproti směru válcování

Tab. 12.6: Hodnoty normálové anizotropie hořčikové slitiny AZ31B-O

| AZ31B-O | T = 22 °C | T = 100 °C | T = 230 °C | T = 280 °C |
|----------|-----------|------------|------------|------------|
| r_0 | 2,92 | 1,99 | 1,25 | 1,25 |
| r_{45} | 2,54 | 2,35 | 1,4 | 1,32 |
| r_{90} | 2,15 | 1,94 | 1,12 | 1,11 |

12.1.4 DISKUZE VÝSLEDKŮ (SZT)

Při SZT zkoumaného hořčikového plechu byla jako hlavní parametr zvolena teplota tváření (22 °C, 100 °C, 230 °C, 280 °C). Byly zkoumány tři hlavní směry (0°, 45°, 90°) odběru vzorků oproti směru válcování. Zjišťovanými hodnotami byly: $R_{p0,2}$ či R_{eH} , R_{eL} , R_m , A_{80mm} (tab. 12.1, 12.2, 12.3, 12.4). S pomocí systému ARAMIS byl spočten součinitele normálové anizotropie pro rovnoměrnou deformaci $\varepsilon = 10\%$. Dále byly zjištěny regresní koeficienty C a n v intervalu $\varepsilon = (4\% - \sigma_m)$, komplexní ukazatel tvářitelnosti KUT a ukazatel hlubokotažnosti UH .

Mechanické hodnoty se značně měnily v závislosti na směru válcování. Obecně lze říci, že se zvyšující se teplotou klesají deformační odpory a zlepšuje se tvářitelnost materiálu. Slitina AZ31B-O vykazovala různé křivky závislosti $R-\varepsilon$ při různých teplotách (obr. 12.3, 12.4, 12.5, 12.6). Nejvyšší hodnoty smluvních mezí pevnosti R_m a mezí kluzu $R_{p0,2}$ či R_{eH} , R_{eL} vykazovaly vzorky odebrané ve směru 0° na směr válcování, a to přes všechny zkoumané teploty. Směrově střední hodnota meze pevnosti R_m poklesla z 265 MPa na 72 MPa v rozsahu teplot 22–280 °C. Směrově střední

hodnota meze kluzu (uvažována $R_{p0,2}$ a R_{eH}) poklesla ze 198 MPa na 72 MPa v rozsahu teplot 22–280 °C oproti poklesu u pevnostních hodnot došlo u hodnot tažnosti A_{80mm} v rozmezí teplot 22–280 °C k značnému nárůstu. Největší nárůst tažnosti byl zaznamenán u vzorků odebraných ve směru 0° oproti směru válcování mezi teplotou 22 °C a 100 °C a to $\Delta A_{80mm} = 39,97$ %. V rozmezí teplot tváření 100–280 °C činil nárůst tažnosti $\Delta A_{80mm} = 22,25$ %.

Míra přetvárné pevnosti C dosahovala nízkých hodnot v intervalu od 494,56–115,53 MPa, exponent deformačního zpevnění n stanovený pomocí mocniných regresí křivky zpevnění se pohyboval v intervalu od 0,2508–0,1021 (tab. 12.5). Obě veličiny C a n byly zkoumány jen u teplot do 230 °C. Při teplotě 280 °C již nebylo možné provést aproximaci. Směrově střední hodnoty spodní a horní meze kluzu R_{eH} a R_{eL} se přiblížily mezi směrově střední hodnotě pevnosti R_m a nevznikl potřebný interval pro aproximaci. Z důvodu probíhajících procesů odpevnění v okolí teploty 280 °C již nemá praktický význam stanovit exponent deformačního zpevnění (obr. 12.6).

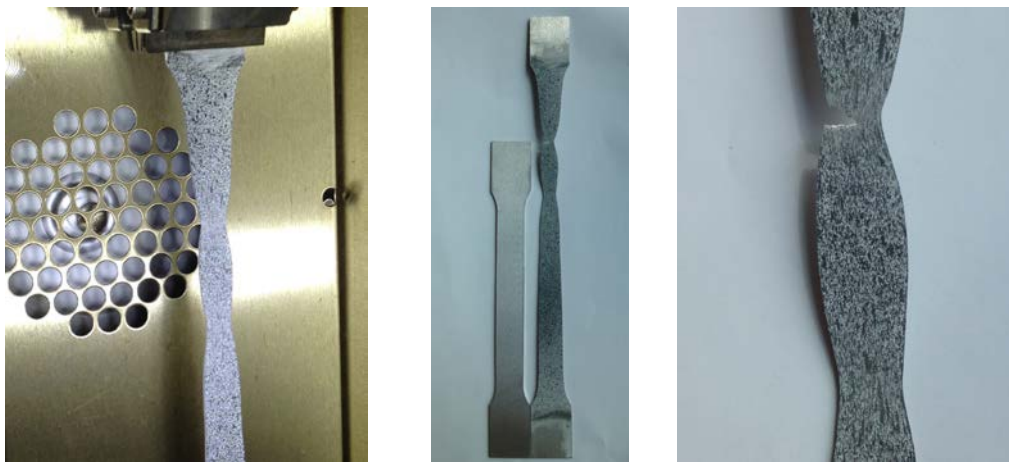
Pro úplnost byly spočteny ukazatele tvářitelnosti. Materiál AZ31B-O má při teplotě 280 °C vyšší poměr meze kluzu a meze pevnosti $R_{p0,2}/R_m \approx 1$. Tento poměr již poukazuje na skutečnost, že zpevňování materiálu je již zanedbatelné.

K bližšímu popisu průběhu nárůstu deformace při zvýšených teplotách tváření hořčíkové slitiny posloužil systém ARAMIS snímáním deformace. Z obr. 12.16 je zřejmé vytváření lokálního zúžení v závislosti na teplotě tváření. Při teplotě 22 °C materiál až do vzniku trhliny netvoří lokální ztenčení (obr. 21.21 vlevo). Při teplotách od 100 °C (obr. 12.21 vpravo) již dochází k lokalizaci napětí v oblasti vzniku trhliny.

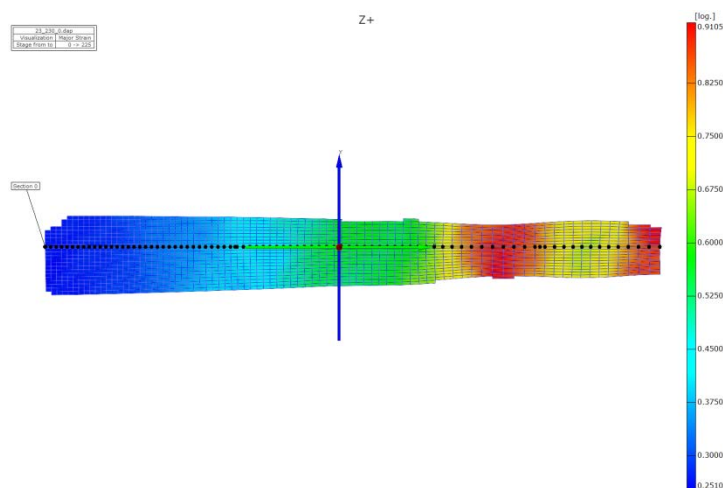
Výsledky získané optickým systémem ARAMIS bylo možné použít pro stanovení hodnot normálové anizotropie (tab. 12.6). Byl odčítán posunu bodů při $\varepsilon = 10$ %. Hodnoty normálové anizotropie se liší v závislosti na směru, což vyplývá i z rozdílných mechanických hodnot v různých směrech oproti směru válcování. Nejnižší hodnoty napříč zkoumanými teplotami vykazuje směr 90°. Střední hodnota anizotropie při teplotě tváření 22 °C dosahuje vysokých hodnot $r_{stř} = 2,54$. Hodnota anizotropie s rostoucí teplotou klesá až na hodnotu $r_{stř} = 1,25$ při teplotě 280 °C. Při takto nízké hodnotě anizotropie dochází při tváření k úbytku tloušťky, což není z pohledu bezpečného lisování žádoucí.

Při SZT za teploty 230 °C byl pozorován zvláštní jev. Během zatížení jednoosým tahem se na vzorku vytvořily dva lokální krčky (obr. 12.25). Tento jev může být proje-

vem superplasticity, kdy za působení malých rychlostí deformace a zvýšené teploty dochází k získání daleko vyšších hodnot deformace. Superplastické chování bývá pozorováno u hořčikové slitiny AZ31B-O s pravidelnou jemnozrnnou strukturou (např. kontinuálně válcované) o velikosti menší než $10\ \mu\text{m}$ s rychlostmi zatěžování jak je zmiňováno v odborné literatuře [46, 47]. Vlevo na obr. 12.25 je zachycen vzorek při SZT, na prostředním je srovnání vzorku před zkouškou a vzorku po SZT se zřetelnou mírou prodloužení. Zcela vpravo je k dispozici detail lomu s patternem. Při této SZT byla deformace $\varphi_{1\text{max}} = 0,9105$ snímána systémem ARAMIS a částečně zachycena na snímku z obrázku 12.26.



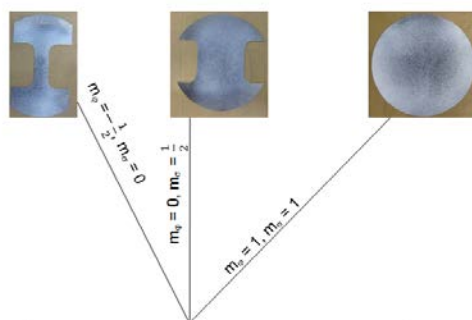
Obr. 12.25: Vpravo vzorek při SZT, uprostřed porovnání trhacích tyčí, vpravo detail zdvojeného krčku, ve směru 0° na směr válcování, teplota $230\ \text{°C}$



Obr. 12.26: Rozložení deformace v celé ploše vzorku, okamžik před vznikem mezního stavu, ve směru 0° na směr válcování, teplota $230\ \text{°C}$

12.2 STANOVENÍ MEZNÍCH DEFORMACÍ PŘI VÍCEOSÉM NAMÁHÁNÍ

Vedle zjištění mechanických hodnot hořčičkových plechů byl dalším hlavní cílem této práce výzkum v oblasti mezních stavů, tj. stanovení mezních deformací při víceosém namáhání. Byly vybrány tři stavy napjatosti v diagramu mezních přetvoření (DMP) pro tři směry odběru vzorků a shodné teploty tváření jako u SZT. V kapitole 9.2 jsou popsány základní teoretické poznatky ohledně diagramů mezních přetvoření a také možnosti jejich experimentálního stanovení. Pro zjednodušení popisu experimentu a jeho vyhodnocení by zde bylo na místě zavést pojem stanovení diagramu mezních přetvoření (DMP) a to i přes to, že zvolené stopy jen okrajově vymezují DMP viz obrázek 12.27.



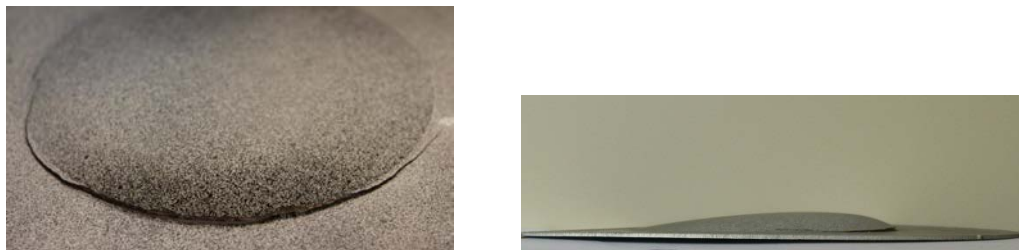
Obr. 12.27: Vzorky a jejich rozmístění v DMP

Pro snímání průběhu zkoušky byl použit bezkontaktní optický systém ARAMIS v6.1.1-2, blíže popsán v kapitole 9.3. Výstupem byla přehledná grafická vizualizace v podobě barevných map, umožňující vytvářet různé řezy materiálem ve vybraných snímcích, vyhodnotit φ_1 , φ_2 dle normy EN ISO 12004-2 [43], metodou Nakajima test. Nejdůležitější aspektem měření pomocí systému ARAMIS bylo, že se jednalo o měření reálných deformací na zkoumaném vzorku (dílu) ve 3D prostoru.

Vlastní vypínání připravených vzorků bylo realizováno v prostorách dílny katedry strojírenské technologie na dvojčinném hydraulickém lisu CBA 300/63 (obr. 12.29) na němž byl upevněn temperovaný nástroj (kap. 12.2.1). Na horním beranu lisu byl upevněn přídržovač příruby vzorků, na stolu lisu byla umístěna tažnice. Vzorek byl při zkoušce po svém obvodu sevřen přídržovačem a tažnicí. Následně spodní hydraulický píst razníkem půlkulového tvaru realizoval vlastní vypínání tvarového vzorku za rychlosti posuvu tažníku $v = 1$ mm/s.

Byly provedeny testy při teplotách: 100 °C, 230 °C a 280 °C. Při zkoušce proběhlo i vypínání tvarových přístřihů při teplotě 22 °C, bohužel vzorky nikdy nepraskly

v měřené oblasti, a to i přes mazání grafitovou pastou a použití různých tlouštěk teflonové fólie. Bylo proto přistoupeno ke zkoušce hydraulickým kulovým tažníkem se vzorkem o šíři 210 mm (Hydraulic bulge test) tak, aby bylo eliminováno tření, ale ani zde se nepodařilo získat výsledek. Lomy vždy nastaly v oblasti mezi přidržovačem a tažnicí, kde docházelo k ohybu do rádiusu $R = 10$ mm (obr.). Z důvodů tváření hořčíkové slitiny za zvýšené teploty byla tato část výzkumu ukončena a výsledek jen potvrzuje informaci výrobce, že při pokojové teplotě je plech prakticky netvářitelný. Na následujícím obrázku 12.28 je zaznamenám vzorek po zkoušce hydraulickým kulovým tažníkem. Vlevo detail trhliny, vpravo celý vzorek s patrným dosaženým vyboulením.



Obr. 12.28: Vzorek po zkoušce hydraulickým kulovým tažníkem při teplotě 22 °C, vlevo detail trhliny, vpravo celý vzorek

Z naměřených hodnot byly sestrojeny zjednodušené DMP pomocí třech sad vzorků, představujících tři deformační stopy modelující různé stavy napjatosti na výlisku. Jedna sada obsahovala šest opakování. Dohromady se jednalo o 126 vzorků. Zde je nutné poznamenat, že měření bylo časově velmi náročné a to z důvodu času potřebného k prohřátí vzorku.

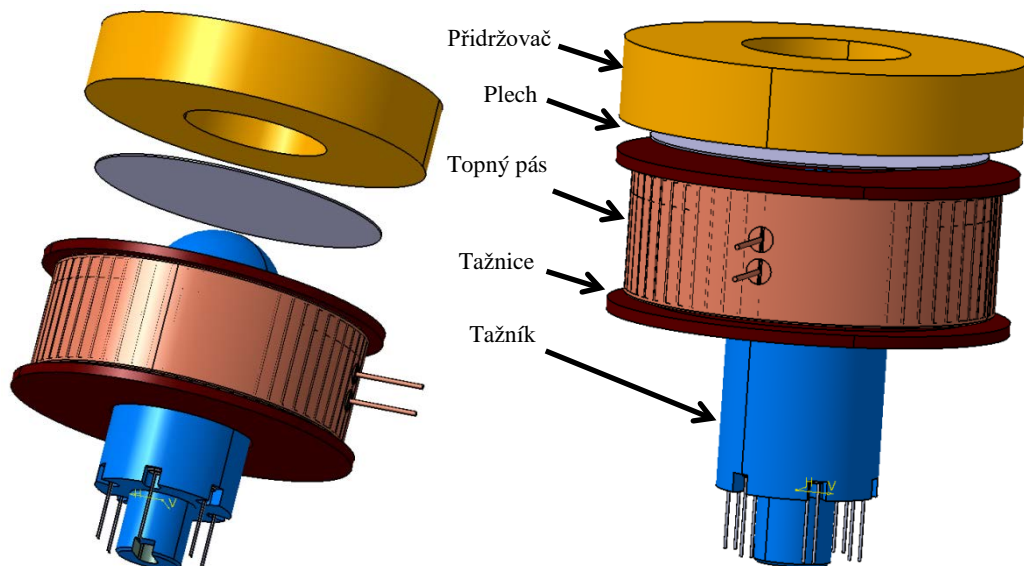
Odběr vzorků byl proveden ve třech hlavních směrech oproti směru válcování: 0°, 45°, 90°. Jednalo se o vzorky o průměru 210 mm, s výstřihy měnícími šířku vzorku ve střední části od 30 mm až do 210 mm (viz kapitolu 9.2.3). Každá jednotlivá sada se tedy skládala ze vzorku o rozměru 30, 105 a 210 mm (viz kapitolu 12.2.2). Vzorek byl opatřen černo – bílým nástřikem barvy tzv. patternem (viz kapitolu 9.3) potřebným pro snímání zařízením ARAMIS. Na obr. 12.29 vlevo je vyfocen T-box (Trigger) pro řízení frekvence snímání, PC pro vyhodnocování zkoušek a elektronický regulátor teploty. Na obr. 12.29 vpravo pak vidíme dvojici kamer ke snímání měřeného vzorku a osvětlovací zařízení.



Obr. 12.29: Vlevo celkový pohled na lis CBA 300/63, vpravo snímání kamery a lisovací nástroj

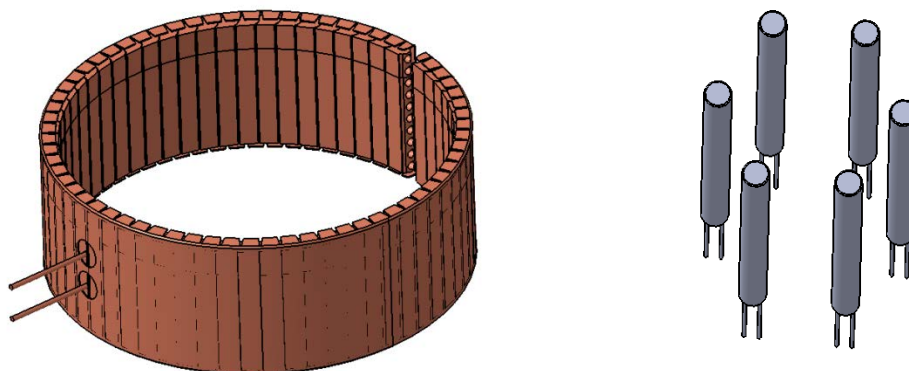
12.2.1 TEMPEROVANÝ LISOVACÍ NÁSTROJ PRO ZJIŠŤOVÁNÍ DMP

Jak bylo v teoretické části uváděno, je pro tváření hořčíkových slitin z důvodu hexagonálního uspořádání mřížky zapotřebí zvýšených teplot. Aby mohla být provedena zkouška vypínání půlkulovým tažníkem za zvýšených teplot, bylo nezbytné zkonstruovat a posléze vyrobit zkušební lisovací nástroj (obr. 12.30). Samotný lisovací nástroj z nástrojové oceli třídy 19, konkrétně 19 552, se skládalo z půlkulového tažníku, tažnice a přídržovače.



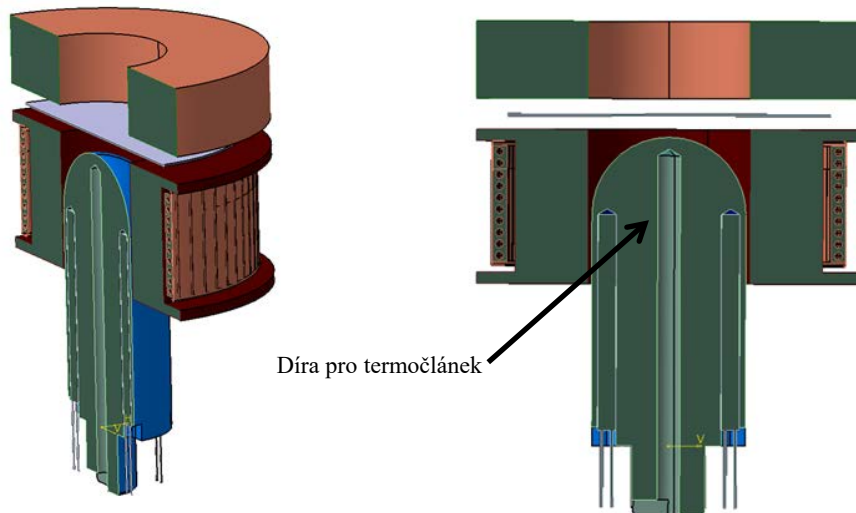
Obr. 12.30: CAD data lisovacího nástroje s topným zařízením

Samotný tažník byl v lisovacích plochách povrchově zakalen. V dosedací části tažníku bylo v kružnici vyvrtáno 6 otvorů ϕ 12 mm, které sloužily k zasunutí vytápěcích patron ϕ 12 H7 \times 140 mm o výkonu 0,5 kW (obr. 12.31 vpravo). Celkový výkon vytápění tažníku je tedy 3 kW. Tyto díry byly ukončeny 5 mm pod povrchem tažníku z důvodu dostatečného prohřátí lisovací plochy. Pro regulaci aktuální teploty byly topné patrony s vnitřním napojením vývodů zapojeny do elektronického regulátoru MT 600 zajišťujícího spínání topného prvku. Do tažníku byla dále vyvrtána ještě díra ϕ 7 mm, končící 5 mm pod povrchem, do níž byl vložen termočlánek (obr. 12.32). Tento termočlánek byl propojen s elektronickým regulátorem (obr. 12.33) koordinujícím výkon topných patron bez překmitů od požadované teploty. Přenos tepla od tažníku do kovového lože byl realizován pouze závitem, tudíž nedocházelo k tepelným ztrátám.



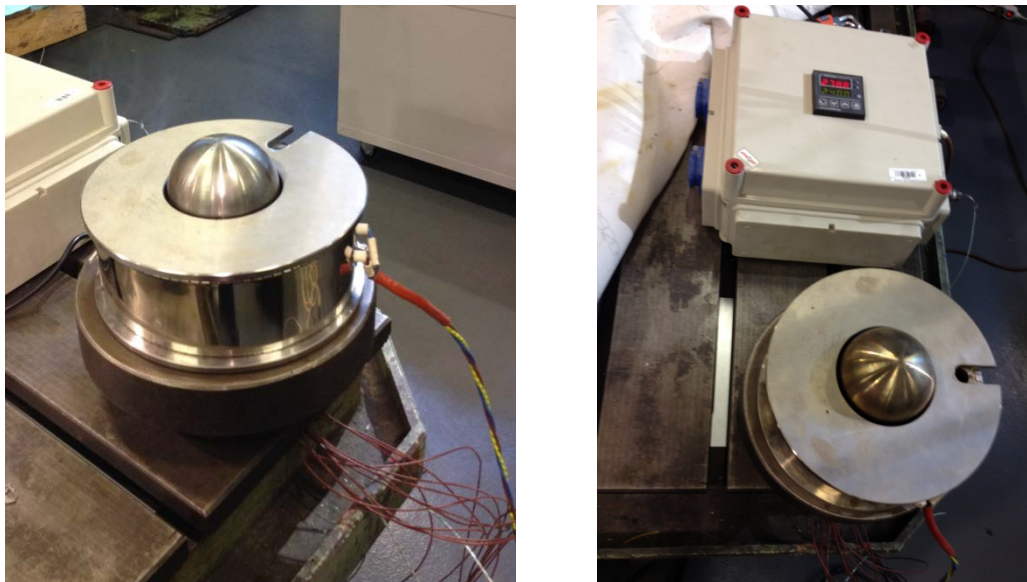
Obr. 12.31: Vytápění lisovacího nástroje, vlevo topný pás válcový keramický ϕ 210 \times 80 mm, vpravo 6 ks topných patron ϕ 12 \times 140 mm s vnitřním napojením vývodů

Do tažnice byla po obvodu vyfrézována drážka 6 \times 85 mm, do které byl umístěn keramický válcový topný pás ϕ 210 \times 80 mm s výkonem 3.5 kW (obr. 12.31 vlevo) Topné těleso bylo tvořeno keramickými segmenty s otvory, jimiž procházely topné spirály. Celek byl pomocí manžety z nerezového plechu stažen a připevněn na ohřivanou tažnici. Vyhřívání tažnice bylo také řízeno elektronickým regulátorem. Přidržovač příruby vzorků byl připevněn na horním beranu lisu, nebyl nikterak vyhříván a nelišil se od standardního vybavení nástroje pro stanovení DMP, kterým disponuje katedra strojírenské technologie.



Obr. 12.32: Řez CAD daty zkušebního nástroje s topným zařízením po kompletaci

Celá konstrukce a výroba lisovacího nástroje byla uskutečněna s pomocí oddělení Konstrukce a výroby lisovacího nářadí ve firmě Škoda Auto a.s. a firmou ELKOP Technik s.r.o., která dodala kompletní vyhřívání. Výkresy topného systému jsou uloženy v příloze E na CD nosiči. Na obr. 12.33 je zobrazeno zkompletovaný nástroj s vyhříváním a elektronickým regulátorem před vložením do lisu.



Obr. 12.33: Zkompletovaný nástroj před vložením do lisu

12.2.2 PŘÍPRAVA VZORKŮ A STANOVENÍ METODIKY ZKOUŠKY

Vzorky byly řezány vodním paprskem z tabulí o rozměru 630×1500 mm. Řezací plán byl vytvořen v programu AutoCad a dodán firmě Kovospol a.s. současně

s materiálem. Firma použila k řezání vodním paprskem CNC systém PTV JETS-3,8/60 CNC. Řezné hrany byly následně obrobeny s velikostí úběru 0,3 mm. Případné ořepy byly ručně sraženy. Vzorky pro zjištění DMP za zvýšené teploty byly předeheřívány na požadovanou teplotu v keramické univerzální peci LNT firmy ELSKLO s. r. o. (obr. 12.34).

Časová prodleva činila 10 min. a byla stanovena na základě poznatků ze zkoušky tahem (viz kapitolu 12.1.1).



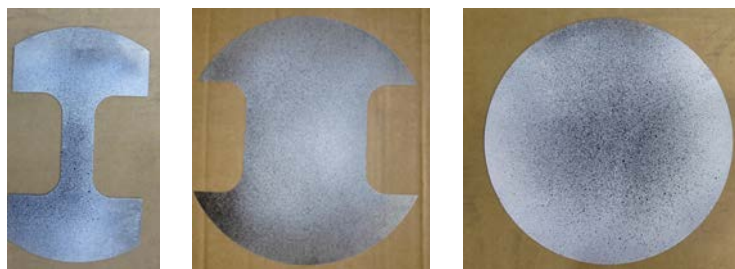
Obr. 12.34: Vlevo uzavřená komora, vpravo komora se vzorky

Důkladně odmaštěný vzorek (obr. 12.35) byl těsně před vložením do komory opatřen patternem (obr. 12.36). Podrobněji popisuje nanášení patternu kapitola 9.3. Vzorek byl po zaschnutí nástřiku umístěn do komory, kde se prohřál na požadovanou teplotu.



Obr. 12.35: Vzorky pro získání DMP před nástřikem: šíře 30 mm, 105 mm, 210 mm

K tomu, aby lom nastal na vrcholu kulového tažníku a eliminoval se vliv tření, musel být tažník opatřen teflonovou folií o tloušťce 0,2 mm a musela být nanášena grafitová pasta. Tento postup byl vždy opakován na všech vzorcích.



Obr. 12.36: Vzorek pro získání DMP s patternem: šíře 30 mm, 105 mm, 210 mm

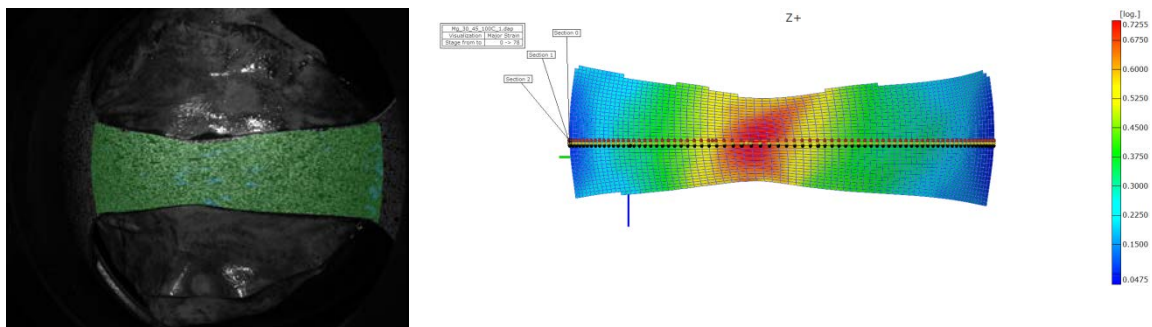
Po prohřátí byl vzorek z pece přemístěn do nástroje vyhřátého na požadovanou teplotu a byla zkontrolována teplota vzorku bezdotykovým infračerveným teploměrem Voltcraft.

12.2.3 SLEDOVÁNÍ DEFORMACE POMOCÍ OPTICKÉHO SYSTÉMU

Velká část těchto zkoušek byla provedena za vlivu tvářecí teploty. Bylo proto nezbytné chránit kamery před vlivem sálajícího tepla pomocí kaleného skla. Snímání kamer nebylo náchylné na změnu tvářecí teploty.

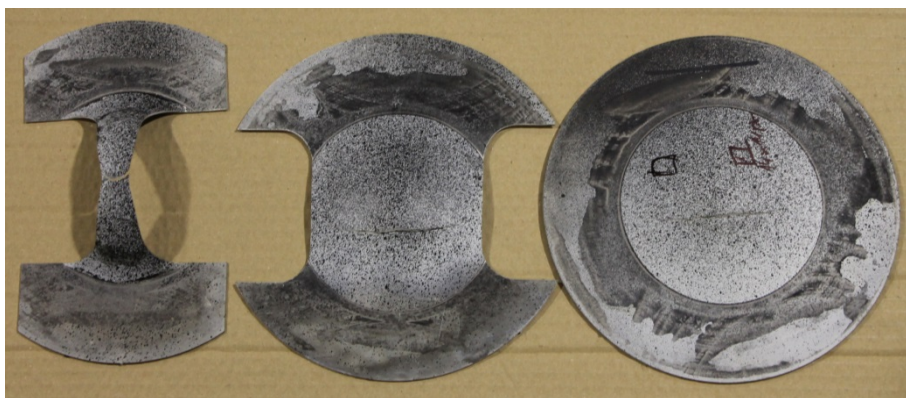
Před samotným měřením byla provedena kalibrace zahřátých kamer, což posléze umožnilo relevantní měření deformace v určitém kalibračním objemu. Velikost tohoto objemu záleží na použité kalibrační destičce, obsahující kalibrační body o předem daných souřadnicích, které kalibrované kamery zachytí z různých úhlů snímání. Při vlastním měření bylo tedy nezbytné kalibrovat kamery přímo na místě průběhu zkoušky tak, aby se kalibrovaná oblast shodovala s oblastí měřenou při zkoušce. Frekvence snímání byla zvolena 1 snímek za sekundu po celou dobu zkoušky.

Po ustavení vzorku do nástroje byl vždy pořízen jeden kontrolní snímek z důvodu zjištění kvality pokrytí vzorku sítí vytvořenou systémem ARAMIS. Na obr. 12.37 vlevo je zobrazen záznam z levé kamery s již vybranou maskou sítě (zelená oblast), která určuje měřenou oblast. Na obr. 12.37 vpravo je napětíová mapa při dosažení mezního stavu.



Obr. 12.37: Vlevo záznam z levé kamery, vpravo napěťová mapa: teplota 100 °C, směr 45° na směr válčování, vzorek 30 mm

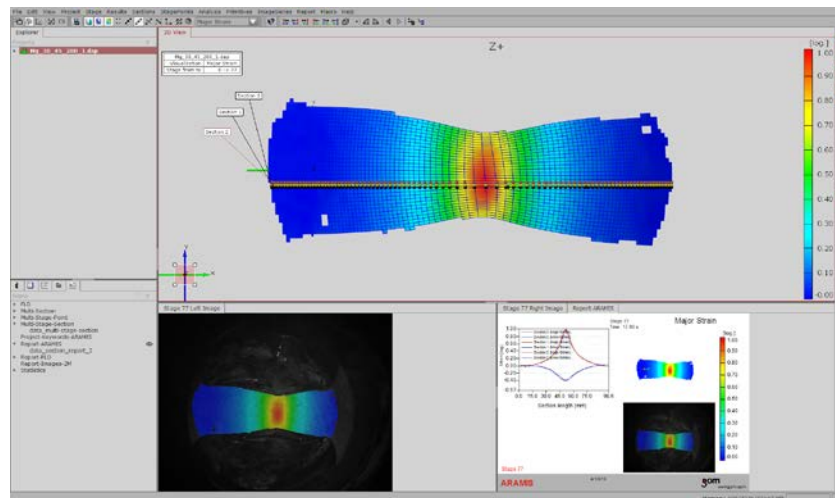
Kritériem pro ukončení zkoušky byl vznik trhliny na testovaném vzorku. Okamžik vzniku trhliny byl zároveň okamžikem dosažení mezního stavu (obr. 12.38).



Obr. 12.38: Vzorky po zkoušce DMP, teplota 100 °C, směr 0°

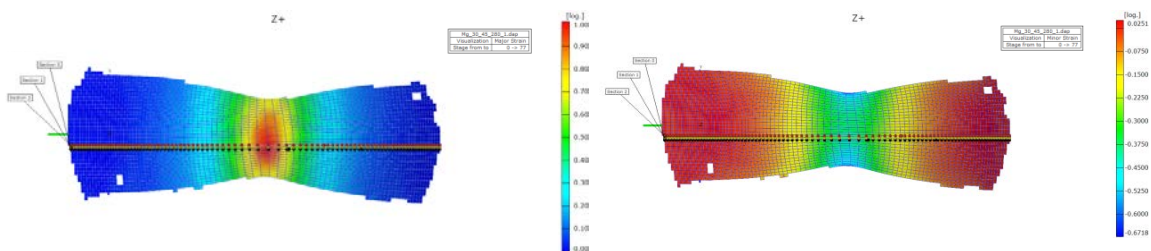
12.2.4 VYHODNOCENÍ HODNOT DMP

Pro stanovení hodnot hlavní (Major strain) a vedlejší (Minor strain) deformace (φ_1 , φ_2) u měřeného vzorku bylo nutné získaná data spočítat. Snímání bylo prováděno do okamžiku vzniku trhliny na povrchu vzorku. Snímek (stage) zachycující stav těsně před vznikem trhliny sloužil pro výpočet mezního stavu tak, že byl proložen třemi řezy podél osy x (obr. 12.40). Z provedených měření byl vybrán referenční vzorek, na které je zdokumentován postup pro získávání hodnot φ_1 , φ_2 .

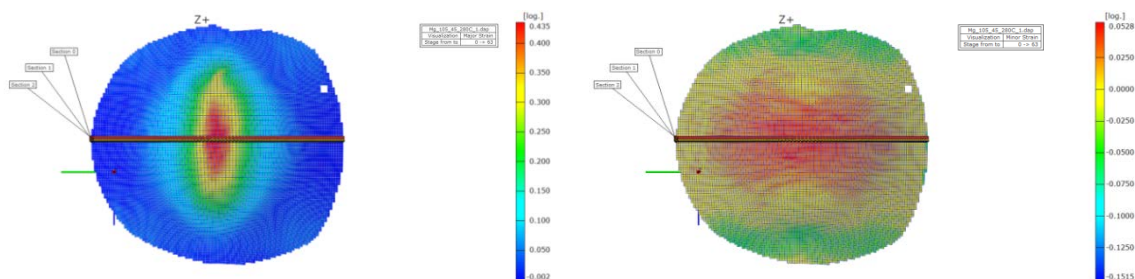


Obr. 12.40: Prostředí systému ARAMIS, snímek před mezním stavem, teplota 280 °C, směr 45° na směr válcování, vzorek 30 mm

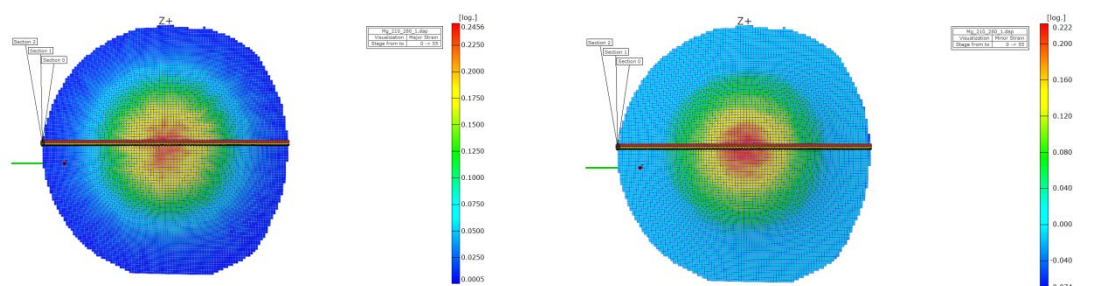
Z řezů ve směru osy x a na nich naměřených maximálních průběhů deformace bylo nutné zjistit maximální deformace φ_{1kj} a φ_{2kj} , kde $j = 1..N$ (obr. 12.41).



Obr. 12.41: Rozložení deformace po celé ploše vzorku, snímek před mezním stavem, teplota 280 °C, směr 45° na směr válcování, šíře 30 mm: vlevo φ_{1max} , vpravo φ_{2max}

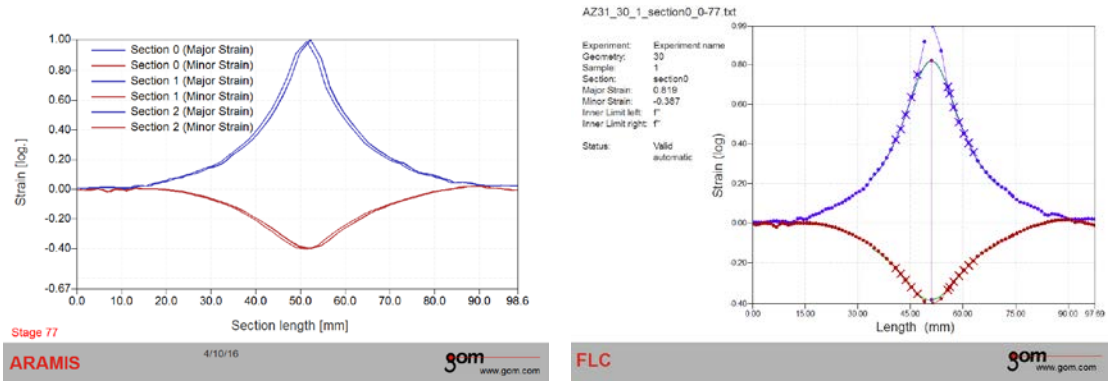


Obr. 12.42: Rozložení deformace po celé ploše vzorku, snímek před mezním stavem, teplota 280 °C, směr 45° na směr válcování, šíře 105 mm, vlevo $\varphi_{1\max}$, vpravo $\varphi_{2\max}$

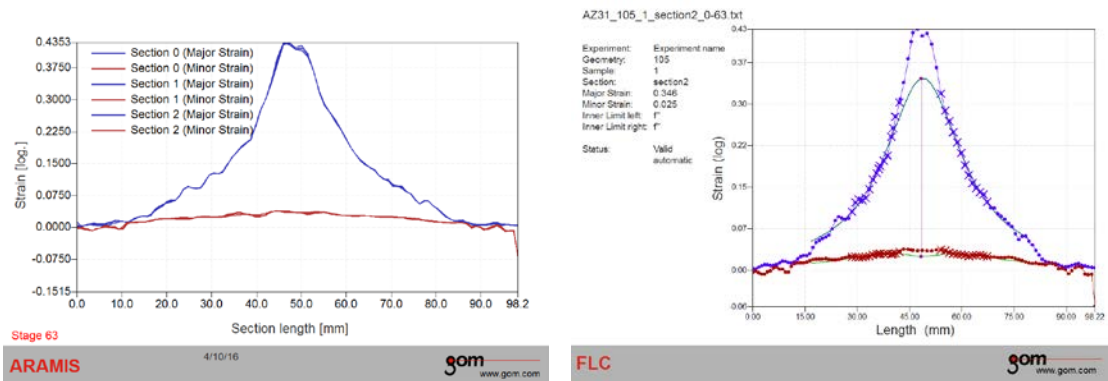


Obr. 12.43: Rozložení deformace po celé ploše vzorku, snímek před mezním stavem, teplota 280 °C, směr 45° na směr válcování, šíře 210 mm, vlevo $\varphi_{1\max}$, vpravo $\varphi_{2\max}$

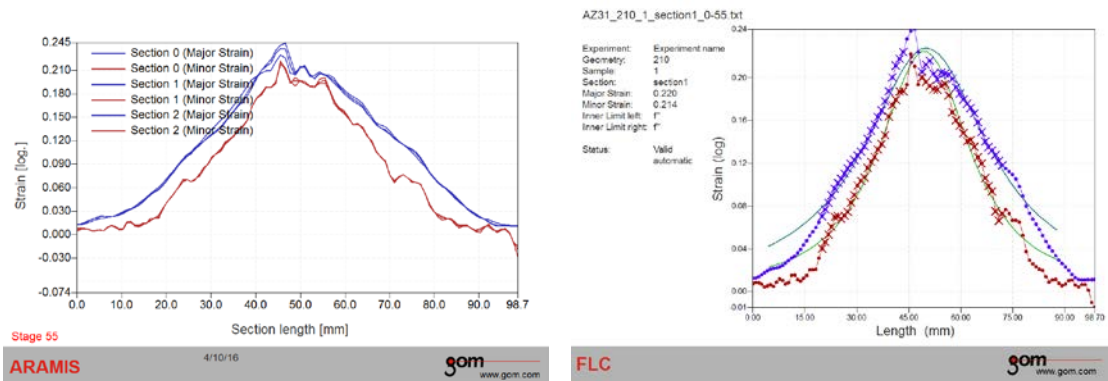
Postup získání hodnot mezních deformací upravuje již zmíněná norma EN ISO 12004-2 [43]. Systém ARAMIS proloží oblast lokalizace deformace inverzní parabolou, tím eliminuje případné odchylky. Vrchol paraboly představuje maximální deformaci. Na obrázcích 12.44, 12.45, 12.46 vlevo jsou zaznamenány hodnoty rozložení maximálních deformací v okamžiku mezního stavu (snímek před vznikem trhliny) a na obrázcích 12.44, 12.45, 12.46 vpravo hodnoty proložené inverzní parabolou s vypočtenými maximy deformací dle normy. Na snímcích je znázorněna eliminace případných výchytek. Postup je znázorněn na referenčních vzorcích šíře 30 mm, 105 mm a 210 mm při teplotě 280° C, směru 45° oproti směru válcování. Rozdíl logaritmické deformace $\varphi_{1\max}$ a $\varphi_{2\max}$ a deformace (proložené inverzní parabolou) φ_{1k} a φ_{2k} dle normy EN ISO 12004-2 [43] neklesla více než o 21 %.



Obr. 12.44: Průřez vzorkem šíře 30 mm, teplota: 280 °C, směr 45° na směr válcování



Obr. 12.45: Průřez vzorkem šíře 105 mm, teplota: 280 °C, směr 45° na směr válcování



Obr. 12.46: Průřez vzorkem šíře 210 mm, teplota: 280 °C, směr 45° na směr válcování

V tab. 12.7, 12.8, 12.9 jsou uvedeny aritmetické průměry $\overline{\varphi_{1k}}$, $\overline{\varphi_{2k}}$ dle normy EN ISO 12004-2 [43]. Tyto hodnoty jsou zároveň vyneseny do následujících grafů.

Tab. 12.7: Hlavní a vedlejší deformace $\overline{\varphi}_{1k}$, $\overline{\varphi}_{2k}$, dle EN ISO 12004-2, vzorek 30 mm

| Vzorek 30 mm | 0° | | 45° | | 90° | |
|--------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|
| | $\overline{\varphi}_{1k}$ | $\overline{\varphi}_{2k}$ | $\overline{\varphi}_{1k}$ | $\overline{\varphi}_{2k}$ | $\overline{\varphi}_{1k}$ | $\overline{\varphi}_{2k}$ |
| 100 °C | 0,756 | -0,576 | 0,682 | -0,524 | 0,169 | -0,098 |
| 230 °C | 0,95 | -0,653 | 0,885 | -0,61 | 0,534 | -0,323 |
| 280 °C | 0,807 | -0,357 | 0,822 | -0,384 | 0,57 | -0,265 |

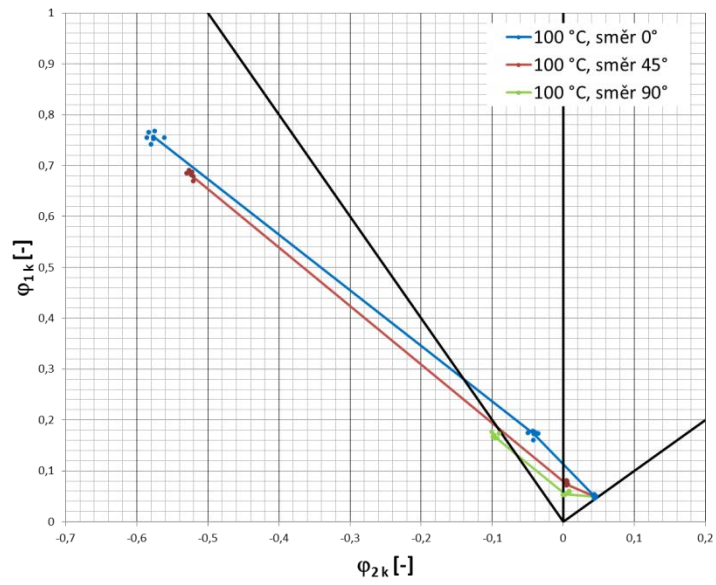
Tab. 12.8: Hlavní a vedlejší deformace $\overline{\varphi}_{1k}$, $\overline{\varphi}_{2k}$, dle EN ISO 12004-2, vzorek 105 mm

| Vzorek 105 mm | 0° | | 45° | | 90° | |
|---------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------|
| | $\overline{\varphi}_{1k}$ | $\overline{\varphi}_{2k}$ | $\overline{\varphi}_{1k}$ | $\overline{\varphi}_{2k}$ | $\overline{\varphi}_{1k}$ | $\overline{\varphi}_{2k}$ |
| 100 °C | 0,172 | -0,576 | 0,0731 | 0,00567 | 0,0536 | 0,00313 |
| 230 °C | 0,338 | 0,0126 | 0,385 | 0,00904 | 0,13 | 0,00719 |
| 280 °C | 0,386 | 0,021 | 0,337 | 0,0247 | 0,175 | 0,0265 |

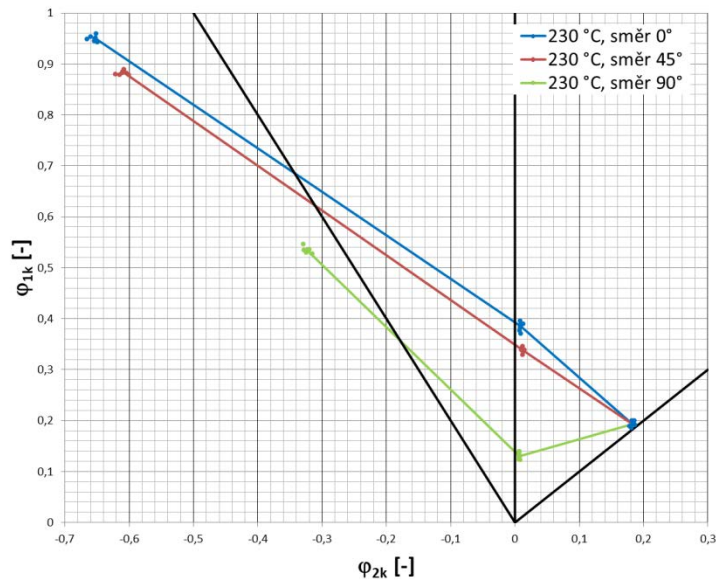
Tab. 12.9: Hlavní a vedlejší deformace $\overline{\varphi}_{1k}$, $\overline{\varphi}_{2k}$, dle EN ISO 12004-2, vzorek 210 mm

| Vzorek 210 mm | $\overline{\varphi}_{1k}$ | $\overline{\varphi}_{2k}$ |
|---------------|---------------------------|---------------------------|
| 100 °C | 0,0496 | 0,0441 |
| 230 °C | 0,193 | 0,183 |
| 280 °C | 0,225 | 0,217 |

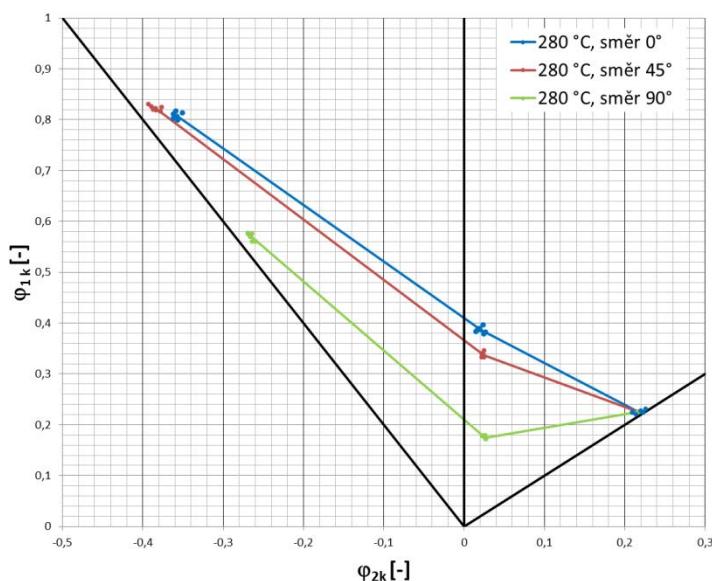
Takto získané hodnoty jsou zároveň vyneseny do následujících diagramů mezních přetvoření. Pro každou ze zvolených teplot tváření (100 °C, 230 °C a 280 °C) a pro všechny směry odběru vzorků jsou sestrojeny diagramy mezních přetvoření v souřadnicích $\overline{\varphi}_{1k}$ - $\overline{\varphi}_{2k}$. Vynesené souřadnice jsou lineárně propojeny.



Obr. 12.47: Diagram mezních přetvoření pro AZ31B-O, teplota 100 °C



Obr. 12.48: Diagram mezních přetvoření pro AZ31B-O, teplota 230 °C



Obr. 12.49: Diagrama mezních přetvoření pro AZ31B-O, teplota 280 °C

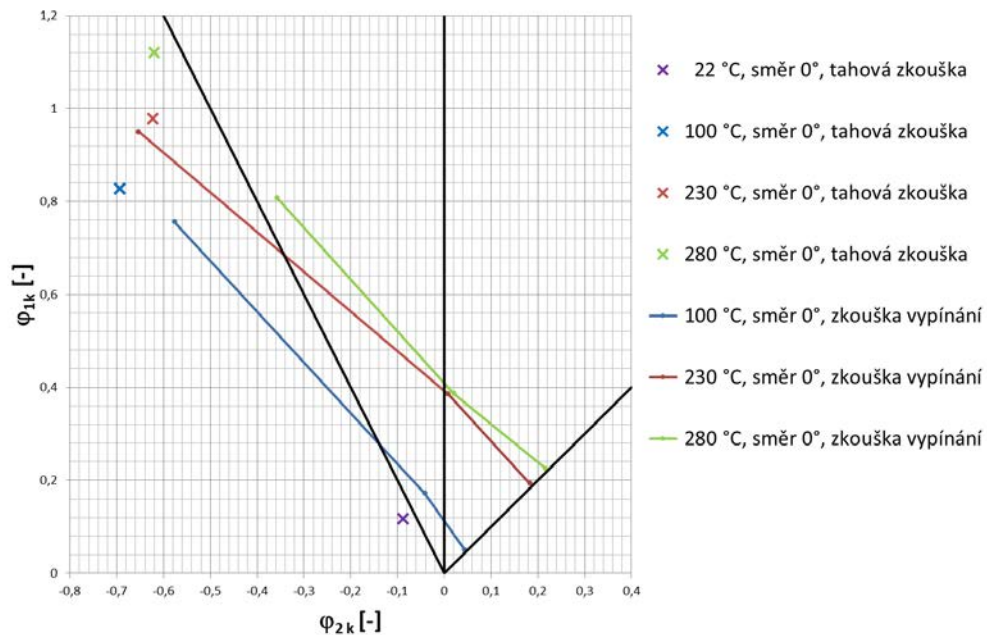
12.2.5 POROVNÁNÍ LEVÉ REGRESNÍ KŘIVKY

Díky snímání statické zkoušky tahem (SZT) a zkoušky vypínání tvarových přístřihů (DMP) systémem ARAMIS bylo možné porovnat levou část KMP, získání dat je popsán v kapitole 12.1.3. Konkrétně souřadnici bodu hlavní a vedlejší deformace $\overline{\varphi}_{1k}$, $\overline{\varphi}_{2k}$ při jednoosém zatěžování $m_\varphi = -0,5$ ve všech zkoumaných směrech a ve třech teplotách. Byly použity hodnoty vytvořené dle normy EN ISO 12004-2 [43]. Dle teoretických poznatků (viz kapitolu 9.2.3) by se měly souřadnice bodu $m_\varphi = -0,5$ i přes různé metody měření shodovat. Rozdílné hodnoty a jejich procentuální rozdíl jsou zaznamenány v tabulce 12.10. Šedé podbarvení znázorňuje, kde jsou hodnoty SZT vyšší, než hodnoty DMP. Pro přehlednější distribuci výsledků slouží následující diagramy. V diagramu jsou vždy vyobrazeny KMP získané vypínáním tvarových přístřihů v závislosti na teplotě, v levé části diagramu jsou pak vyobrazeny body získané tahovou zkouškou (SZT).

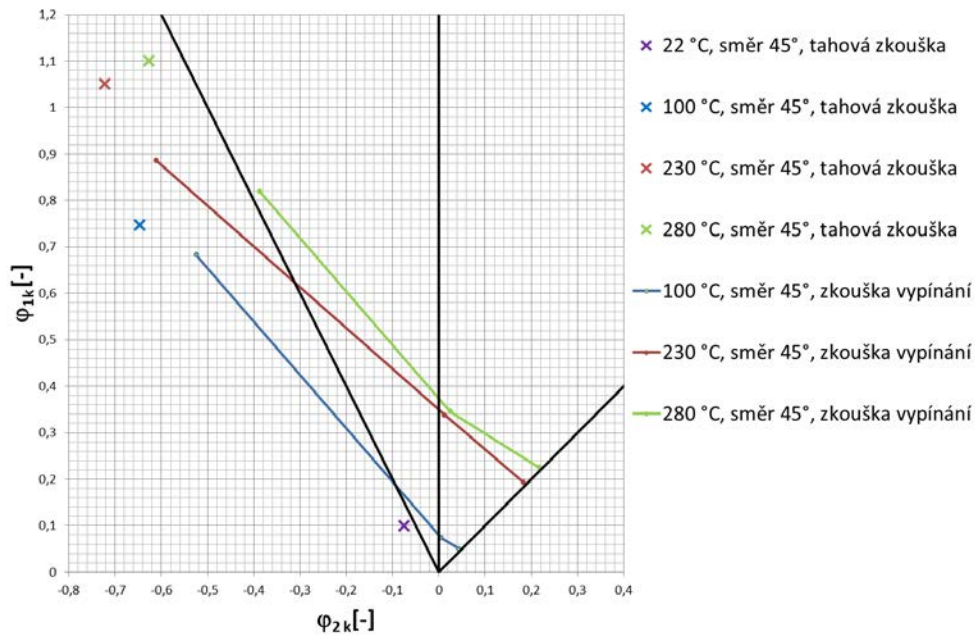
V diagramech je pro zajímavost vynesena bod z tahové zkoušky při teplotě 22 °C. Hodnota toho bodu poukazuje na hodnotu levé větve KMP při teplotě 22 °C, avšak je nutné poukázat na vliv tření u zkoušky vypínání tvarových přístřihů, který se při zkoušce tahem nevyskytoval.

Tab. 12.10: Hodnoty hlavní a vedlejší deformace $\overline{\varphi}_{1k}$, $\overline{\varphi}_{2k}$ vzorek šíře 30 mm, kdy $m_\phi = -0,5$

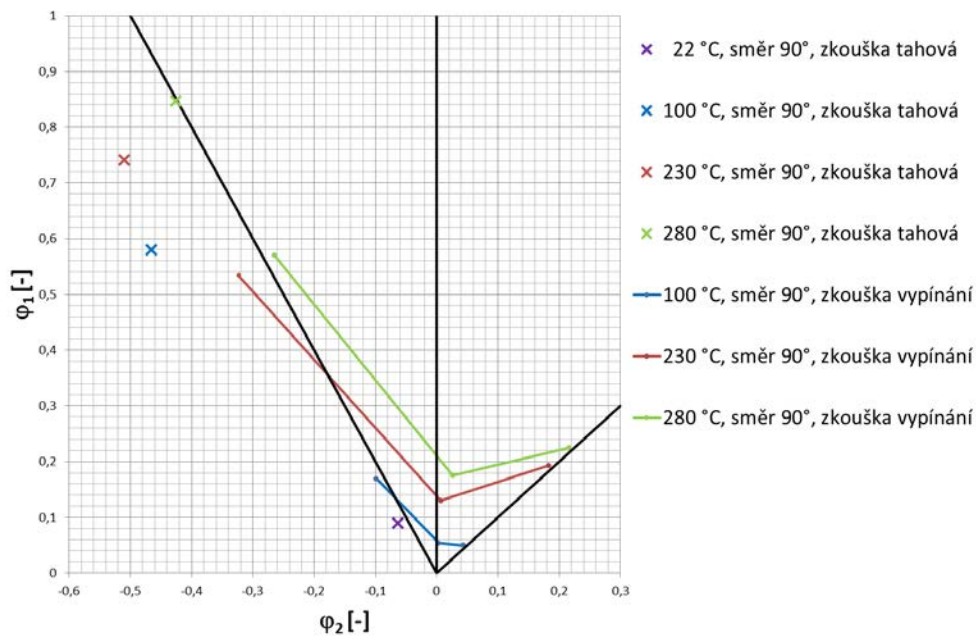
| Major Strain $\overline{\varphi}_{1k}$ | 0° | | | 45° | | | 90° | | |
|----------------------------------------|--------|--------|----------|--------|--------|----------|--------|--------|----------|
| | SZT | DMP | Δ | SZT | DMP | Δ | SZT | DMP | Δ |
| | [-] | [-] | [%] | [-] | [-] | [%] | [-] | [-] | [%] |
| 100 °C | 0,827 | 0,756 | 8 | 0,747 | 0,682 | 9 | 0,579 | 0,169 | 71 |
| 230 °C | 0,978 | 0,95 | 3 | 1,05 | 0,885 | 16 | 0,741 | 0,534 | 28 |
| 280 °C | 1,101 | 0,807 | 27 | 1,1 | 0,822 | 25 | 0,846 | 0,57 | 33 |
| Minor Strain $\overline{\varphi}_{2k}$ | 0° | | | 45° | | | 90° | | |
| | SZT | DMP | Δ | SZT | DMP | Δ | SZT | DMP | Δ |
| | [-] | [-] | [%] | [-] | [-] | [%] | [-] | [-] | [%] |
| 100 °C | -0,693 | -0,576 | 17 | -0,646 | -0,524 | 19 | -0,465 | -0,098 | 79 |
| 230 °C | -0,622 | -0,653 | 4 | -0,722 | -0,61 | 16 | -0,51 | -0,323 | 37 |
| 280 °C | -0,633 | -0,357 | 44 | -0,626 | -0,384 | 37 | -0,425 | -0,265 | 38 |



Obr. 12.50: DMP pro AZ31B-O s vnesenými body z tahové zkoušky, směr 0° oproti směru válcování



Obr. 12.51: DMP pro AZ31B-O s vynesnými body z tahové zkoušky, směr 45° oproti směru válcování



Obr. 12.52: DMP pro AZ31B-O s vynesnými body z tahové zkoušky, směr 90° oproti směru válcování

Z vytvořených diagramů je zřejmé, že rozdíl hodnot je značný. Hodnoty ze SZT jsou vyšší v průměru až o 21 % oproti hodnotám DMP. Tento rozdíl je zřejmě způsoben vysokým třením, které komplikovalo celou zkoušku vypínání tvarových přístřihů. Díky vynesnému bodu pro teplotu 22 °C si lze představit, kdy leží KMP pro hořčíkový plech tvářený za pokojové teploty.

12.2.6 DISKUZE VÝSLEDKŮ (DMP)

V kapitole 12.2.3 jsou zpracovány výsledky experimentálního měření diagramů mezních přetvoření při zvolených teplotách tváření. Byly zkoumány tři hlavní směry oproti směru válcování, sledovány tři různé šíře vzorků pro $m_\varphi = -0,5; 0; 1$ (obr. 12.27) při třech teplotách tváření (100 °C, 230 °C, 280 °C). Z důvodu zkoumání jen tří různých stavů napjatosti $m_\varphi = -0,5; 0; 1$ byly pro KMP vytvořeny tři body, které byly lineárně propojeny. Bohužel se nepodařilo sestrojít DMP pro teplotu 22 °C a to z důvodu vysokého tření a náchylnosti hořčíkového plechu k lomu při ohybu za pokojové teploty. To potvrzuje informaci výrobce, že je materiál pro hluboké tváření za studena nevhodný.

Charakter DMP se mění v závislosti na teplotě tváření a na směru odběru vzorků oproti směru válcování. Nejvyšší hodnoty deformací vykazuje přes všechny testované teploty materiál odebraný ve směru 0° oproti směru válcování.

U KMP (viz obr. 12.47) ve směru 0° za teploty tváření 100 °C z hodnoty $\varphi_{1k} \approx 0,75$ při $m_\varphi \approx -0,5$ dochází k velkému poklesu levé větve přes změnu stavu napjatosti. Pravá větev nadále klesá až na hodnotu $\varphi_{1k} \approx 0,05$ při rovnoměrném dvousém vypínání $m_\varphi \approx 1$. KMP (viz obr. 12.48) ve směru 45° za teploty tváření 100 °C má obdobný charakter jako KMP ve směru 0° za stejné teploty tváření. Z pohledu bezpečného tváření hořčíkového plechu při teplotě 100 °C by však měl být uvažován DMP ve směru 90° oproti směru válcování, kde KMP (viz obr. 12.49) vykazuje nejnižší hodnoty deformace. Při 100 °C je hodnota deformace $\varphi_{1k} \approx 0,17$ při $m_\varphi \approx -0,5$. Křivka pak dále přes $m_\varphi \approx 0$ klesá až na hodnotu $\varphi_{1k} \approx 0,05$ při změně napjatosti $m_\varphi = 1$, která je pro všechny tři směry shodná.

DMP ve směru 0° a za teploty tváření 230 °C má obdobný charakter tvaru KMP jako u teploty 100 °C (viz obr. 12.50), hodnoty hlavní a vedlejší deformace však strmě rostou. Největší nárůst deformace je zřejmí u $m_\varphi = 1$, kdy hodnota vzrostla o $\Delta\varphi_{1k} \approx 0,14$. Vlivem zvýšené teploty se KMP ve všech směrech zkoumání posunou mírně nahoru a doprava. Tvar a umístění KMP ve směru 45° za teploty tváření 230 °C je obdobné jako pro KMP ve směru 0° za teploty tváření 230 °C (viz obr. 12.48). Nejnižší hodnoty při teplotě 230 °C opět vykazuje zkoumaný materiál ve směru 90° oproti směru válcování (viz obr. 12.49). Od teploty 230 °C se u směru 90° mění i pravá větev KMP. Klesající tvar KMP od jednoosého vypínání s hodnotou hlavní deformace $\varphi_{1k} \approx 0,54$ je v levé části obdobný do $m_\varphi \approx 0$, kdy je hodnota $\varphi_{1k} \approx 0,13$, jako u KMP

za teploty 100 °C. V pravé části od $m_\varphi \approx 0$ však již hodnota deformace roste do hodnoty hlavní deformace $\varphi_{1k} \approx 0,19$ ve stavu napjatosti $m_\varphi \approx 1$ (viz obr. 12.52)

U KMP ve směru 0° za teploty tváření 280 °C dochází vlivem růstu teploty k posunu celé křivky mírně nahoru a doprava. Jedná se o nejvýše posazenou KMP ze všech vyhodnocených DMP, kdy $\varphi_{1k} \approx 0,8$ při jednoosém tahu, kdy je $m_\varphi \approx -0,5$, přes $\varphi_{1k} \approx 0,39$ při $m_\varphi \approx 0$ až $\varphi_{1k} \approx 0,23$ při víceosém namáhání, kdy je $m_\varphi \approx 1$ (obr. 12.50). Zároveň však hodnota hlavní deformace klesne při $m_\varphi = -0,5$ o $\Delta\varphi_{1k} \approx 0,14$, oproti hodnotě hlavní deformace při teplotě 230 °C (obr. 12.50). Bod se posune směrem doprava k nižším hodnotám. Ostatní hodnoty φ_{1k} u zkoumaných stavů napjatosti rostou v závislosti na teplotě. KMP ve směru 45° kopíruje průběh KMP ve směru 0° za teploty tváření 280 °C (viz obr. 12.49). Pouze hodnoty dosažených deformací jsou nepatrně nižší. Z pohledu bezpečného lisování je však nutné se opět zaměřit na KMP ve směru 90° (obr. 12.49) za teploty tváření 280 °C. Kdy hodnoty deformace jsou $\varphi_{1k} \approx 0,57$ při $m_\varphi = -0,5$, přes $\varphi_{1k} \approx 0,18$ při $m_\varphi = 0$ až $\varphi_{1k} \approx 0,23$ při $m_\varphi = 1$. Hodnoty jsou nižší až o 51 % oproti hodnotám KMP ve směru 0° za teploty tváření 280 °C.

Při porovnání levé regresní křivky u SZT a DMP systémem ARAMIS byly zjištěny zcela odlišné hodnoty hlavní a vedlejší deformace $\overline{\varphi_{1k}}$, $\overline{\varphi_{2k}}$ při jednoosém zatěžování (viz obr. 12.50, 12.51, 12.52). Tato metoda zjišťování hodnot deformace při $m_\varphi = -0,5$ je pro ocele běžně k užívání, avšak dle provedených měření je pro hořčikový plech při zvýšených teplotách tváření nevhodná. Všechny hodnoty deformace zjištěné SZT byly vyšší než u DMP. Podstatným vlivem bylo zřejmě tření, které se při SZT nevyskytuje oproti tření při DMP. Tření při DMP bylo sice sníženo použitím grafitové pasty a teflonové fólie, ale nebylo možné při vypínání tvarových přístřihů tažníkem tření zcela eliminovat.

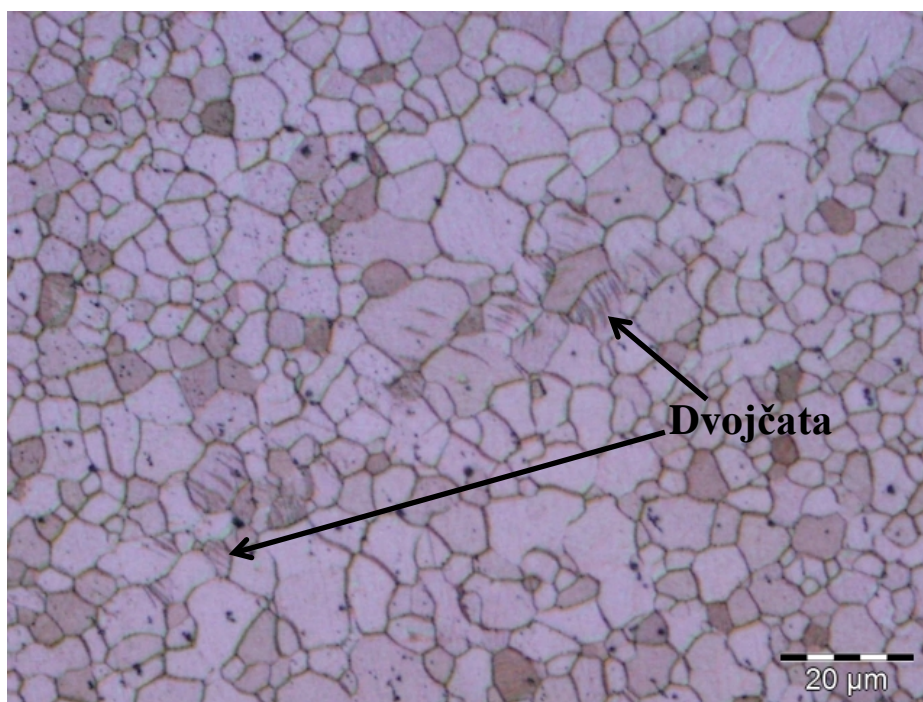
12.3 ANALÝZY MATERIÁLU

Pro metalografické výbrusy byly odebrány vzorky základního nepřetvořeného materiálu a vzorky po statické zkoušce tahem provedené za různých teplot (viz kap.). Vzorky pro analýzy byly odebírány z plochy testovaného vzorku a z příčného řezu. Vzorky byly zality do černého bakelitu MultiFast a vytvrzovány při teplotě 180 °C. Následně se vzorky brousily a leštily na poloautomatu STRUERS TegraSystem s otočnou hlavou. Pro broušení se použily brusné kotouče s drsností od 120 do 600. Vybrúšené vzorky

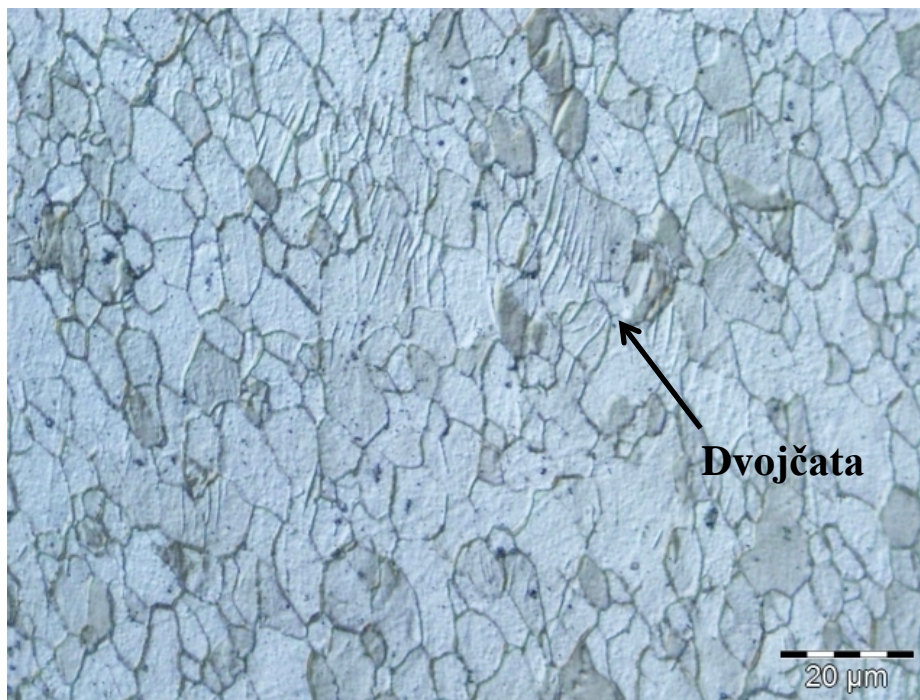
byly leštěny na plátně s vlasem s přidáním leštící suspenze OP-U. Po vyleštění byly leptány směsí kyseliny pikrové, kyseliny octové a ethanolu. (5 ml kyseliny octové, 6 g kyseliny pikrové, 10 ml vody a 100 ml ethanolu). Z důvodu náročnosti přípravy výbrusu bylo nutné rozbor provádět v průběhu výzkumu několikrát. Problémy nastávaly jak při vlastní přípravě výbrusu (citlivost na nečistoty) tak i s leptadlem. S každým rozbohem byla nutná příprava nového roztoku a to z důvodů vyprchání leptadla a snížení leptací schopnosti. Často docházelo k nedoleptání či přeleptání struktury. Veškerá práce na metalografii byla prováděna na oddělení GQM ve ŠKODA AUTO a.s.

12.3.1 HODNOCENÍ STRUKTURY

Metalografické hodnocení struktury bylo prováděno na metalografickém mikroskopu OLYMPUS GX71 se záznamovým zařízením. Z pořízených snímků byla patrná homogenní velice jemnozrná struktura (viz kapitolu 12.3.3), kterou se podařilo vyhodnotit dle normy ASTM E112 [44]. Při pokojové teplotě došlo k prodloužení zrn ve směru deformace. Ve struktuře vzorků do 100 °C se vyskytovaly dvojčata (viz kapitolu 12.3.2), která jsou typická pro hořčíkové slitiny. S narůstající teplotou se snižovala přítomnost dvojčat, zřejmě již nad rekrytalizační teplotou současně docházelo s jejich nukleací i k jejich zániku důsledkem dynamické rekrytalizace.

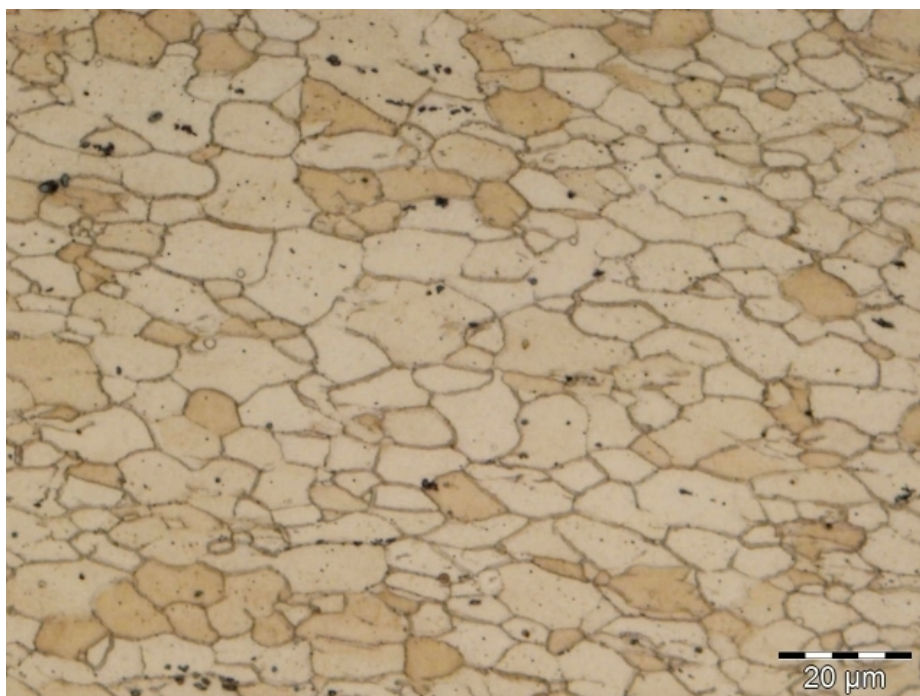


Obr. 12.53: Struktura AZ31B-O, směr 0° na směr válcování, neovlivněný materiál, odebráno z plochy, lepáno, polarizační světlo



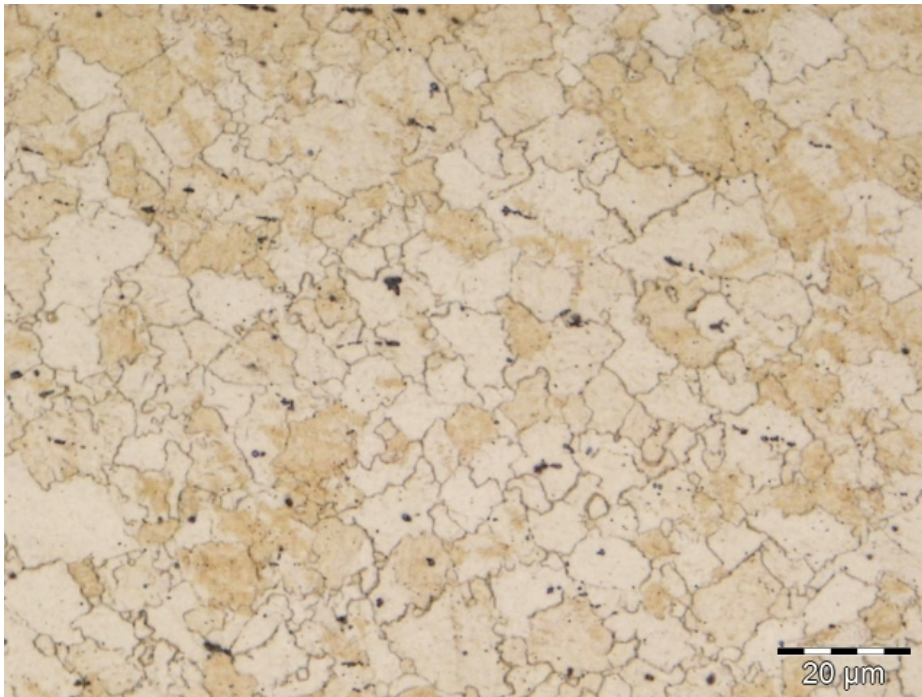
Obr. 12.54: Struktura AZ31B-O teplota 22 °C, směr 0° na směr válcování, deformace $\epsilon = 13,5\%$ odebráno z plochy, lepáno, polarizační světlo

Na obr. 12.54 je dobře čitelné dvojčatění, které je označeno šipkou. Je zde patrný zrcadlový obraz matečního krystalu.



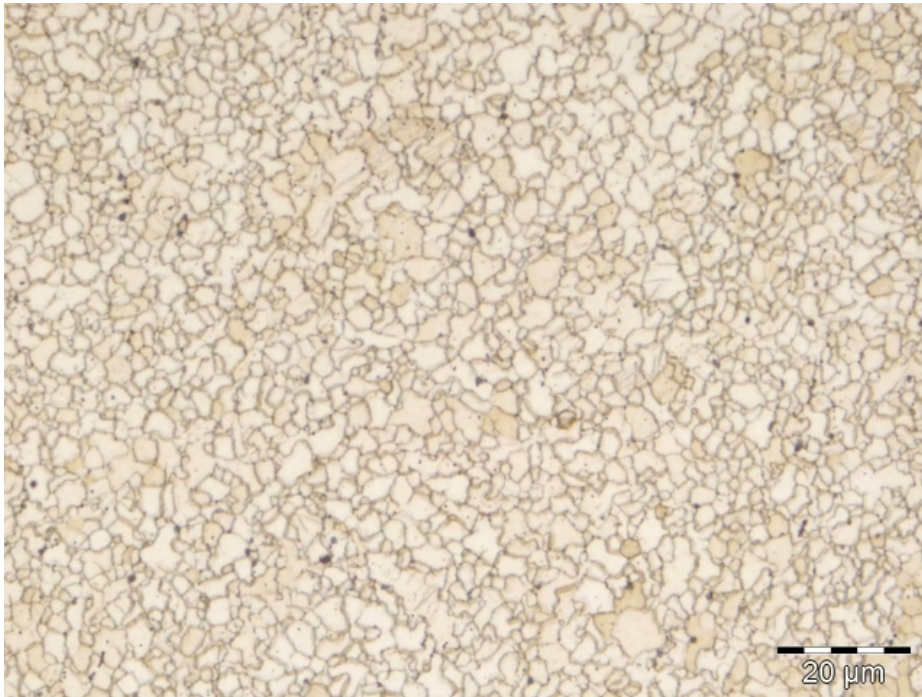
Obr. 12.54: Struktura AZ31B-O teplota 100 °C, směr 0° na směr válcování, deformace $\epsilon = 53,47\%$, odebráno z plochy, lepáno

Při zvýšené teplotě zatěžování od 230 °C (obr.) je patrné zjemnění struktury vlivem zvýšené teploty a plastické deformace, jak bude dále podrobně diskutováno v kapitole 13.3.3. Na zkoumaném materiálu po tahové zkoušce došlo k znatelné nukleaci nových zrn mezi zkoumanými teplotami 230 °C a 280 °C. Dle základního výpočtu ze vztahu (21) pro rekrytalizační teplotu by měl zkoumaný materiál AZ31B-O dosáhnout rekrytalizace v intervalu od $T_r = 228\text{--}293$ °C za vlivu deformace. U vzorků tepelně a deformačně zatížených dle metalografických výbrusů proběhla rekrytalizace (obr. 12.56). K potvrzení skutečnosti, že rekrytalizace byla bezprostředním důsledkem předchozí plastické deformace, byl proveden doplňkový pokus, kdy byl materiál vystaven pouze zvýšené teplotě (viz kapitolu 12.3.3).



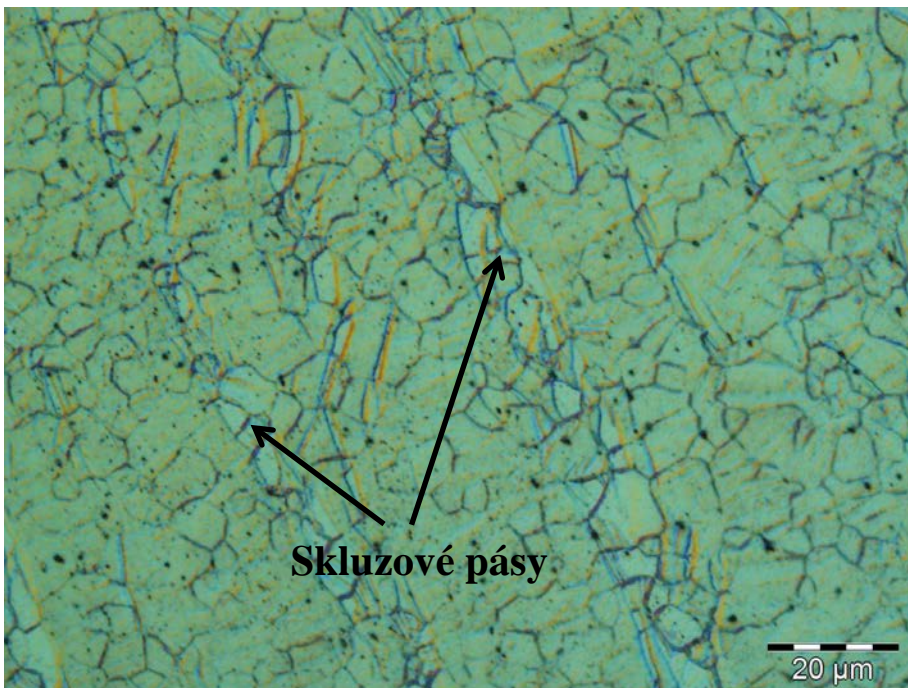
Obr. 12.55: Struktura AZ31B-O teplota 230 °C, směr 0° na směr válcování, deformace $\varepsilon = 69,78$ % odebráno z plochy, lepáno

U teploty 280 °C a maximálního dosaženého přetvoření $\varepsilon = 75,72$ % je patrné zjemnění struktury a vytváření nových zrn (obr. 12.56).

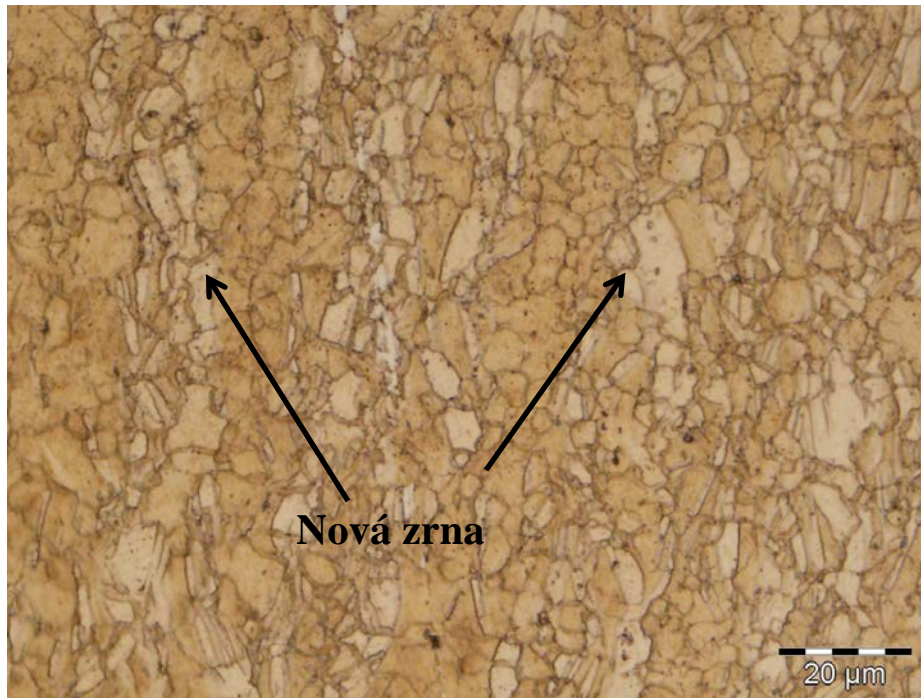


Obr. 12.56: Struktura AZ31B-O, teplota 280 °C, směr 0° na směr válcování, deformace $\varepsilon = 75,72$ % odebráno z plochy, lepáno

Při zkoumání vzorků odebraných příčně ze vzorku, z kterých byly zjištěny skluzové pásy při teplotách 230 °C a 280 °C. Od teploty 230 °C se ve skluzových pásích nacházejí nová zrna.



Obr. 12.57: Struktura AZ31B-O, teplota 230 °C, směr 45° na směr válcování, deformace $\varepsilon = 62,19$ % odebráno příčně ze vzorku, lepáno, polarizační světlo



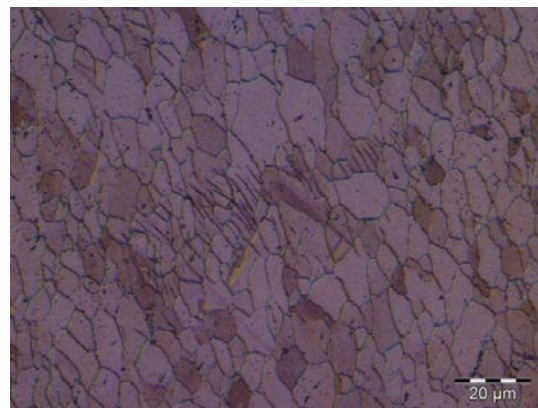
Obr. 12.58: Struktura AZ31B-O, teplota 280 °C, směr 90° na směr válcování, deformace $\epsilon = 65,48\%$ odebráno příčně ze vzorku, lepáno, polarizační světlo

12.3.2 DVOJČATĚNÍ

Z odebraných vzorků ve směru 45° oproti směru válcování základního nepřetvořeného materiálu (viz obr. 12.59) a vzorků po SZT za teploty 22 °C (viz obr. 12.60) byla při metalografickém zkoumání patrná změna v počtu výskytu dvojčat. U vzorků s vyšší teplotou (obr. 12.61) již nebyla dvojčata metalografickým mikroskopem pozorována.



Obr. 12.59: Struktura AZ31B-O, směr 45° na směr válcování, neovlivněný materiál, odebráno z plochy, lepáno, polarizační světlo



Obr. 12.60: Struktura AZ31B-O, teplota 22 °C, směr 45° na směr válcování, deformace $\epsilon = 10,32\%$, odebráno z plochy, lepáno, polarizační světlo



**Obr. 12.61: Struktura AZ31B-O, teplota 100 °C, směr 45°
na směr válcování, deformace $\epsilon = 45,32\%$, odebráno
z plochy, lepáno**

12.3.3 VELIKOST ZRN

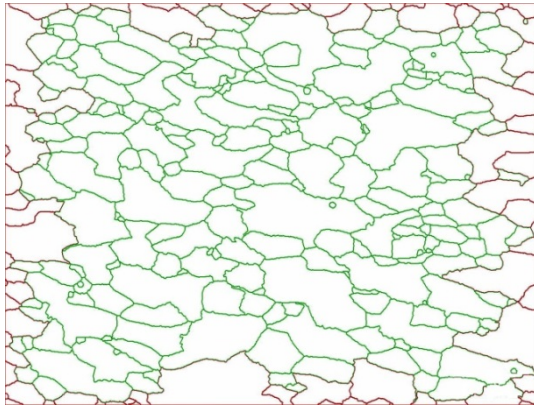
Na obr. 12.54 a obr. 12.55 uvedených v kapitole 12.3.1 je znatelná změna velikosti zrna. Z těchto důvodů bylo přistoupeno k hodnocení velikosti zrn obrazovou analýzou (software AnalySiS DOCU Olympus), kdy bylo zvoleno hodnocení velikosti a měření plochy zrn dle normy ASTM E112 [44]. Norma používá k měření stupnici velikosti zrna, ke které přiřazuje stupnici charakterizující velikost zrna. Čím je hodnota velikosti zrna na stupnici vyšší, tím je zrno jemnější. Norma požaduje hodnocení velikosti zrn při zvětšení 100x, vzhled není možné při tomto zvětšení zrno vyhodnotit s přihlédnutím k jemnozrnnosti hořčíkové slitiny. Bylo proto zvoleno měřítko 1000x a hodnoty byly softwarem AnalySiS DOCU Olympus přepočteny. Software vykreslí hranice zrn, vyhodnotí celá zrna v obrazci, spočítá jejich plochy a porovná s normou. Toto hodnocení doplňuje hypotézu o průběhu rekrystalizace materiálu a růstu nových zrn (zjemnění struktury) během zatěžování deformací a teplotou při statické tahové zkoušce.

Pro zjištění vlivu teploty či kombinace teploty a deformace na rekrystalizaci byl základní materiál vystaven pouze teplotnímu zatěžování za stejných podmínek, jako vzorky pro statickou zkoušku tahem tj. doba prohřevu vzorku činila 10 min, poté byl vzorek ochlazen na vzduchu. Takto ovlivněný materiál byl porovnán se vzorky po statické zkoušce tahem.

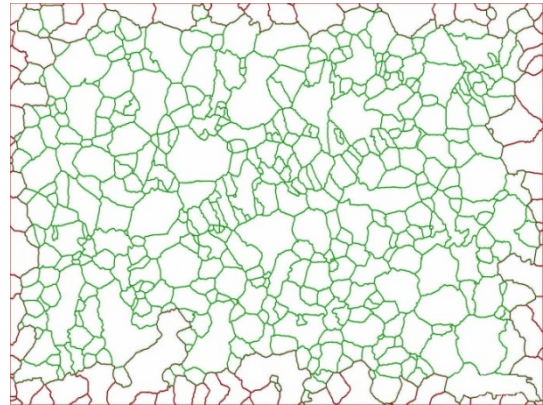
Software AnalySiS zeleně označí zrna celistvá, uzavřená, která posléze vyhodnotí, viz obr. 12.62. Z obrázků je patrné, že materiál, který byl pouze tepelně ovlivněn, nedošel procesu rekrystalizace a zjemnění zrna je zanedbatelné. Nedošlo ani ke zhrubnutí

zrna vlivem teplotní zátěže. U materiálu po statické zkoušce tahem je patrná změna velikosti jednotlivých zrn vlivem ohřátí a zatížení deformací vzorku, kdy docházelo k dynamické rekrytalizaci.

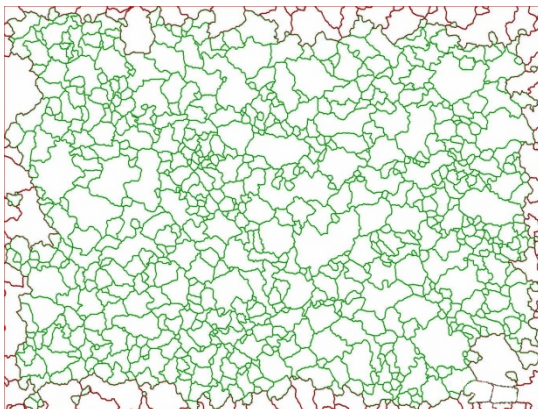
Na následujících obrázcích je znázorněno vykreslení zrn softwarem AnalySiS: vlevo je materiál po zatížení deformací i tvářecí teplotou, vpravo je materiál pouze po teplotním zatížení. Obrázky jsou řazeny od teploty 100 °C po teplotu 280 °C.



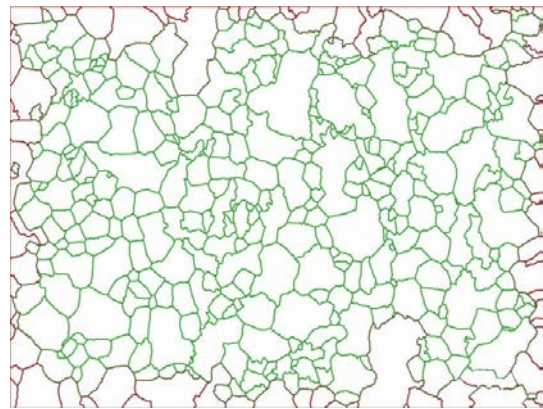
Obr. 12.62: Mapa hranic zrn, teplota 100 °C, směr 0° na směr válcování, deformace $\varepsilon = 53,4$ %, zvětšeno 1000x



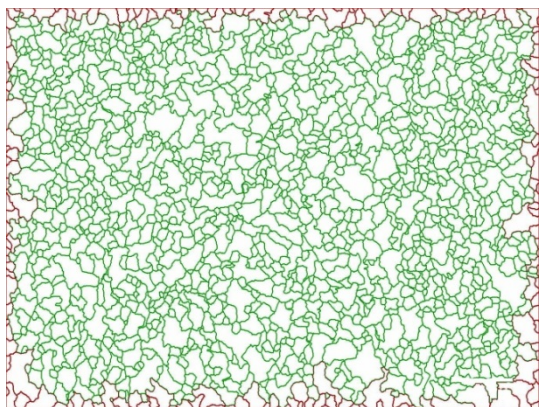
Obr. 12.63: Mapa hranic zrn, teplota 100 °C, směr 0° na směr válcování, neovlivněn deformací, zvětšeno 1000x



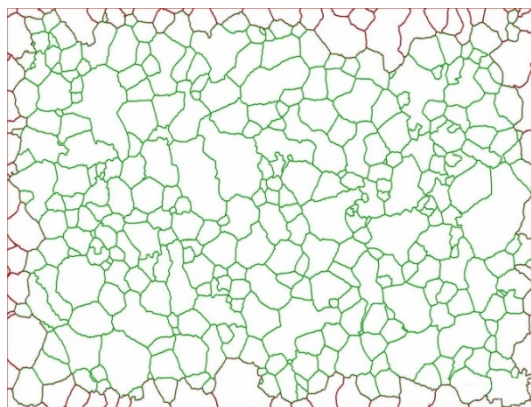
Obr. 12.64 Mapa hranic zrn, teplota 230 °C, směr 0° na směr válcování, deformace $\varepsilon = 69,78$ %, zvětšeno 1000x



Obr. 12.65 Mapa hranic zrn, teplota 230 °C, směr 0° na směr válcování, neovlivněn deformací, zvětšeno 1000x

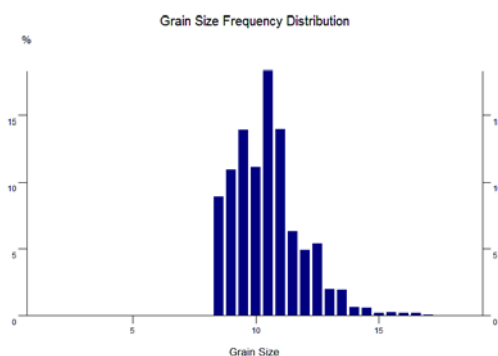


Obr. 12.66: Mapa hranic zrn, teplota 280 °C, směr 0°
na směr válcování, deformace $\varepsilon = 76\%$, zvětšeno
1000x

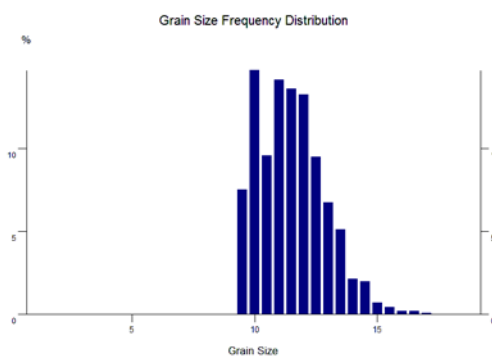


Obr. 12.67: Mapa hranic zrn, teplota 280 °C, směr 0°
na směr válcování, neovlivněn deformací, zvětšeno
1000x

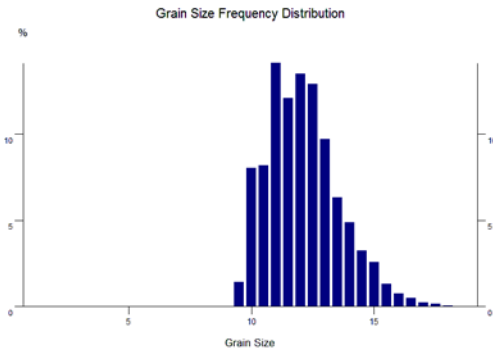
Následující grafy vyhodnocené z předešlých vytvořených map zobrazují velikosti zrn stupnicí dle normy ASTM E112 [44] a četnost výskytu v procentech. Na obrázcích vlevo je materiál zatížen kombinací deformace a teploty, na obr. vpravo je pak materiál zatížen teplotou. Při teplotě 100 °C je rozsah velikosti zrn pro oba případy (zatížený i nezatížený vzorek deformací) od 9,5–11,5. U teploty 230 °C se již velikost zrn neshoduje a v procentuálním zastoupení se velikost zrn pohybuje v rozsahu 11–12,5, deformčně nezatížený vzorek pak vykazoval procentuálně rozsah 9,5–11,5, tedy přibližně stejný stav jako u vzorku vystavenému teplotě 100 °C. Při teplotě 280 °C se u vzorku zatíženého tahem struktura zjemnila a procentuálně ve výskytu převládá velikost zrn od 12–14 naproti tomu nezatížený vzorek vykazoval velikost zrn od 10–12.



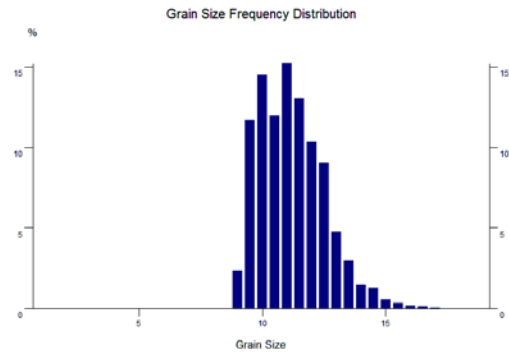
Obr. 12.68: Velikost zrn a jejich rozložení v měřené
oblasti, teplota 100 °C, směr 0° na směr válcování,
deformace $\varepsilon = 53,47\%$



Obr. 12.69: Velikost zrn a jejich rozložení v ploše
vzorku, teplota 100 °C, směr 0° na směr válcování,
neovlivněn deformací

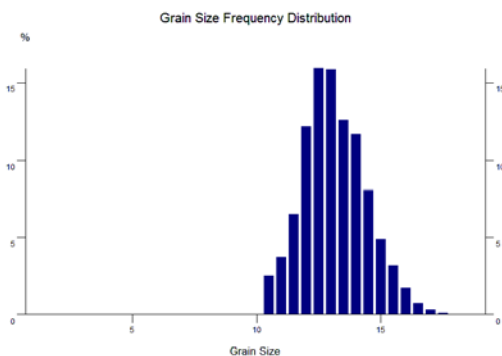


Obr. 12.70: Velikost zrn a jejich rozložení v měřené oblasti, teplota 230 °C, směr 0° na směr válcování, deformace $\varepsilon = 69,78 \%$

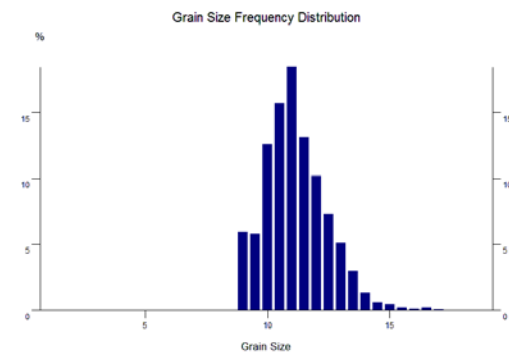


Obr. 12.71: Velikost zrn a jejich rozložení v ploše vzorku, teplota 230 °C, směr 0° na směr válcování neovlivněn deformací

Zjemnění struktury tj. změna velikosti zrn nejvíce proběhla v rozmezí teplot od 230–280 °C (obr. 12.70, 12.72) při deformaci 69,78-76 % a při rychlosti zatěžování $v_{SZT} \approx 10 \text{ mm/s}$ dle normované zkoušky tahem.



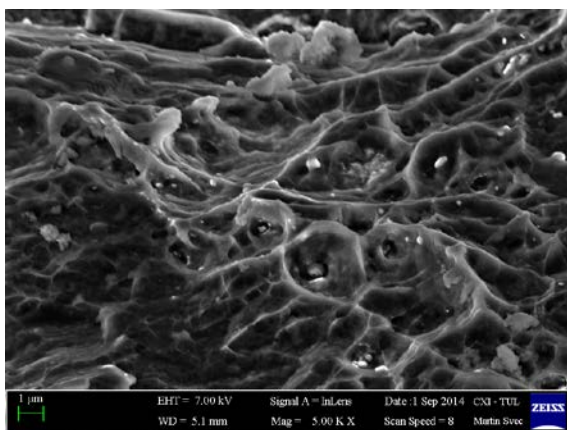
Obr. 12.72: Velikost zrn a jejich rozložení v měřené oblasti, teplota 280 °C, směr 0° na směr válcování, deformace $\varepsilon = 76\%$



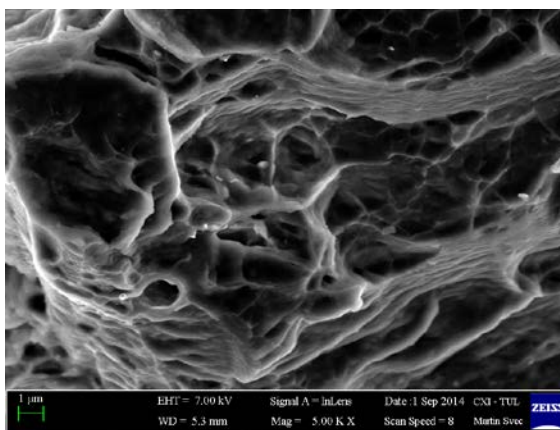
Obr. 12.73: Velikost zrn a jejich rozložení v ploše vzorku, teplota 280 °C, směr 0° na směr válcování, neovlivněn deformací

12.3.4 FRAKTOGRAFICKÁ ANALÝZA

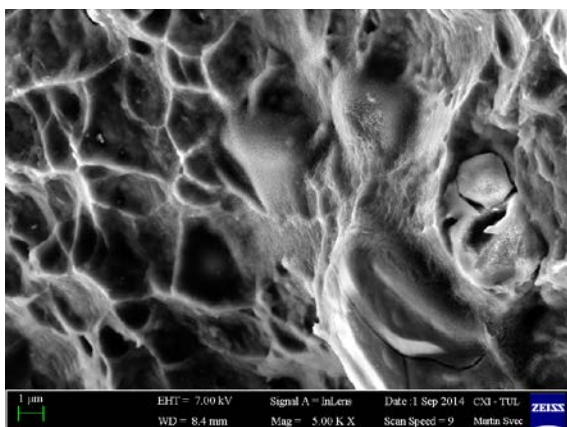
Bylo provedeno mikroskopické zkoumání lomu po tahové zkoušce pro teploty tváření 22 °C, 100 °C, 230 °C, 280 °C, kde byl sledován tvar a charakter lomu. Analýza lomu byla realizována za účelem zjištění vlivu teploty tváření na charakter lomu, byla provedena na rastrovacím elektronovém zařízení Carl Zeiss ULTRA Plus. U vzorku po zkoušce tahem při teplotě 22°C a 100 °C se jednalo spíše o kvazi-křehký lom. Tvárný lom s důlkovou morfologií pak vykazovaly vzorky od teploty 230 °C.



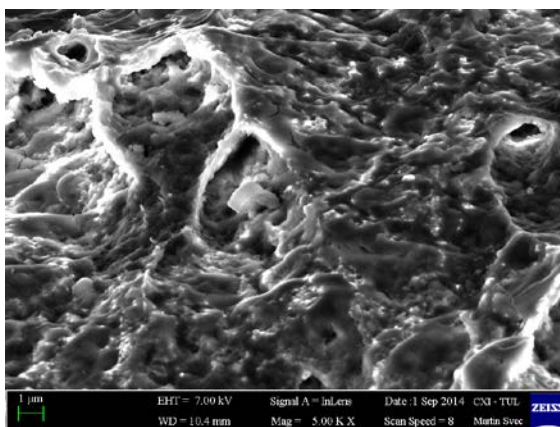
Obr. 12.74: Lomová plocha: teplota 22 °C, směr 0° na směr válcování



Obr. 12.75: Lomová plocha: teplota 100 °C, směr 0° na směr válcování



Obr. 12.76: Lomová plocha: teplota 230°C, směr 0° na směr válcování



Obr. 12.77: Lomová plocha: teplota 280 °C, směr 0° na směr válcování

12.3.5 DISKUZE VÝSLEDKŮ (ANALÝZY MATERIÁLU)

Při analýze byla hodnocena struktura materiálu pomocí velikosti zrn a lomové plochy na zkušebních vzorcích. Byly testovány vzorky výchozího materiálu bez deformace, vzorky vždy vystavené pouze tepelnému zatížení a vzorky podrobené kombinaci deformační a tepelné zátěže.

Strukturálním rozbohem hořčíkové plechu byla zjištěna již na výchozím materiálu vyrobeném kontinuálním válcováním velice jemnozrná struktura. Provedené testy prokázaly dynamickou rekrytalizaci u tepelně zatížených vzorků v kombinaci s plastickou deformací, kde došlo k výraznému zjemnění zrna. Rekrytalizační teploty dosáhne hořčíková slitina již okolo teploty 230 °C. Na obrázcích 12.54 a 12.56 je patrný rozdíl ve velikosti a tvaru zrn u testovaného materiálu. Na základě těchto skutečností bylo provedeno měření jejich velikosti (obr. 12.62 a 12.66) dle normy ASTM E112 [44]. Získané výsledky grafů velikosti zrna s jejich procentuálním zastoupením potvrzují zjemnění struktury. Z obr. 12.66 je patrné, že při teplotě 280 °C dochází již k růstu nových zrn, jejichž velikost byla oproti původní velikosti přibližně poloviční. Zde je nutné poznamenat, že materiál, který byl vystaven jen teplotnímu zatěžování po dobu 10 min., nevykazoval zhrubnutí zrna vlivem zvýšených teplot. Tato skutečnost přispívá ke stabilnímu procesu tváření. Z pohledu termodynamiky však při delším vystavení materiálu zvýšeným teplotám je předpoklad k hrubnutí zrna.

Při metalografickém rozboru materiálu zcela neovlivněného hořčíkového plechu a materiálu po statické zkoušce tahem za teplot 22 °C a 100 °C byl zjištěn úbytek dvojčat. Tato změna dvojčatění byla zřejmě způsobena reverzí (detwinning effect) původně vzniklých $\{10\bar{1}1\}\{10\bar{1}2\}$ -tlakových dvojčat v důsledku válcování, kdy je materiál vystavován převážně všestrannému tlaku. Při SZT dojde k tahovému zatěžování a tím k jejich zániku (reverzi). Reverzi dvojčete popisuje kapitola 7.3.4 či různé zdroje odborné literatury, jak uvádí ve svém článku Drozdenko [45]. Při teplotě 230 °C a 280 °C nebyla s pomocí metalografického výbrusu již dvojčata pozorována. To však neznamená, že dvojčata nevznikala. Dle teoretických poznatků, viz kapitolu 7.4, by měla dvojčata právě vznikat za zvýšených teplot. Aby byl tento poznatek ověřen, bylo by nutné při tváření za tepla zajistit možnost jejich detekování pomocí např. akustické emise. Dvojčata zřejmě vlivem odpevňovacích procesů záhy zanikala či vlivem dynamické rekrytalizace na jejich hranicích vyrostla nová zrna, viz kapitolu 8.2.

Fraktografické rozборы poukazují na změnu charakteristiky lomu v závislosti na teplotě tváření. Lom materiálu po SZT za teploty 22°C, 100 °C, tedy pod rekrytalizační teplotou, lze označit za kvazi-křehký a lom materiál po SZT za teploty 280 °C lze označit za tvárný lom s důlkovou morfologií.

13 DISKUZE VÝSLEDKŮ DISERTAČNÍ PRÁCE

Závěrečná diskuze výsledků vycházející z experimentální části předkládané disertační práce zaměřené na výzkum chování hořčíkových tenkých plechů při tváření hořčíkového plechu AZ31B-O navazuje na kapitoly 12.1.4, 12.2.6 a 12.3.5 uvedené výše.

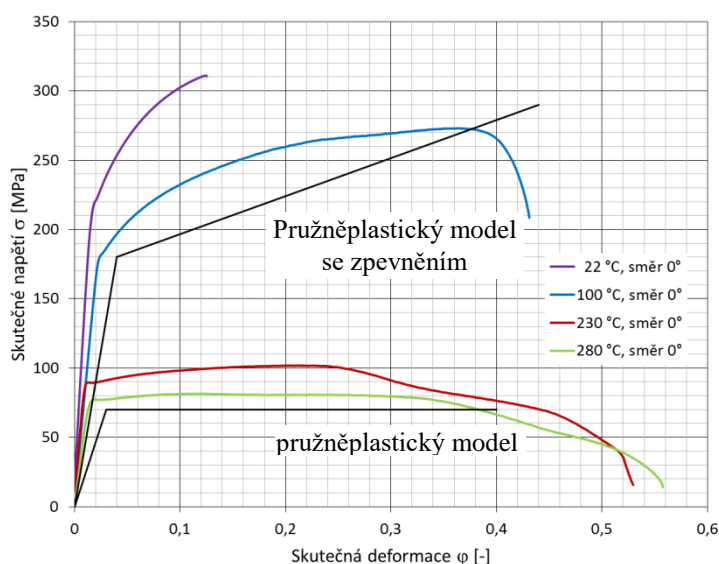
Na základě získaných výsledků lze říci, že se pevnostní charakteristiky snižují v závislosti na teplotě tváření. Při teplotě tváření 280 °C je rozdíl střední hodnoty meze kluzu a meze pevnosti již zanedbatelný. Pevnostní charakteristiky v rozmezí zkoumaných teplot 22-280 °C klesly o cca 72 %. Z hlediska naměřené tažnosti je trend opačný. Poměrné prodloužení výrazně vzrůstá již při zvýšené teplotě tváření 100 °C, kde je překvapivě změna velikosti tažnosti nejvyšší. Celkový nárůstu tažnosti činil v tomto intervalu teplot cca 62 % ve směru 0° oproti směru válcování, nicméně tato hodnota je výrazně ovlivněna lokalizací deformace. Na základě výsledků měření je možno se domnívat, že vliv nebazálních skluzových rovin krystalografické HCP mřížky na tváritelnost je patrný již při teplotě 100 °C. V odborné literatuře (viz kapitolu 7.2.3.1) je uváděno, že tento vliv by se měl výrazně projevit až od teploty 230 °C, kdy by měly být aktivovány další prismatické a pyramidální roviny.

Testovaný materiál je při teplotě 22 °C, 100 °C anizotropním materiálem, což potvrzují nejen výsledky z měření normálové anizotropie, ale také vlastní porovnání naměřených materiálových charakteristik vůči směru odběru vzorků. Hodnota normálové anizotropie klesá se zvyšující se teplotou tváření. Její hodnoty od 230–280 °C se blíží k hodnotám pro izotropní materiál $r_{stř.} = 1,04–1,27$, kdy dochází ke snížení tloušťky materiálu, což je při stabilním procesu tváření nežádoucí jev.

Specifické výsledky lze najít při zjišťování aproximačních koeficientů definujících křivky zpevnění. Aproximace dle mocninného vztahu označovaného jako Hollomonův vztah či jako vztah Swift – Krupkowsky byla stanovena pro teploty 22 °C, 100 °C a 230 °C. Při teplotě tváření 230 °C míra přetvárné pevnosti C klesla až na ¼ hodnoty zjištěné při teplotě 22 °C a exponent deformačního zpevnění n poklesl z původní hodnoty 0,2 až prakticky k nulovým hodnotám. Mocninou aproximaci závislosti σ - ϕ za teploty 280 °C nebylo možné provést a stanovit konstanty C a n . Hodnoty R_m a $R_{p0,2}$ (R_{eH}) se prakticky shodovaly a nebylo tedy možné nalézt vhodný interval pro aproximaci. Za teploty 280 °C je již makro efekt zpevnění tak malý, že není zaznamenatelný oproti převažujícímu odpevňovacímu procesu. Exponent deformačního zpevnění $n = 0,065$ pro

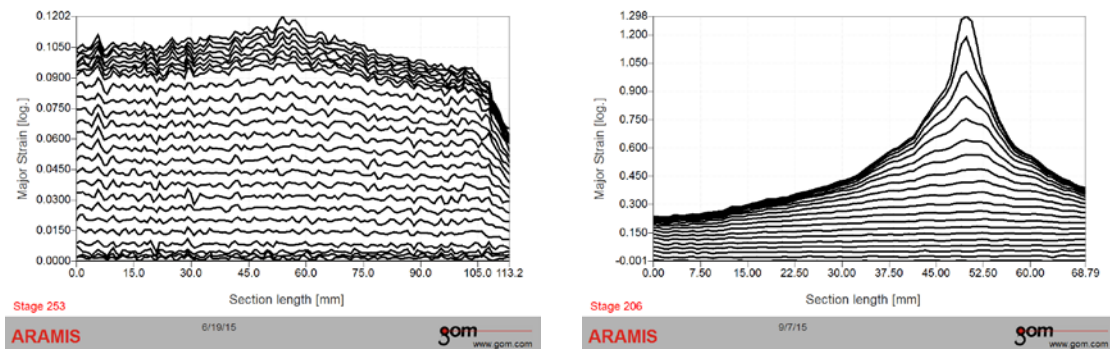
teplotu 300 °C udává výrobce v produktovém listu (viz přílohu A), avšak již neuvádí pro jaký interval je exponent stanoven. Dle naměřených výsledků již u 280 °C není možné stanovit interval $\varphi = 0,04 - \sigma_m$, protože hodnota napětí $\varphi = 4 \%$ leží za hodnotou meze pevnosti. Vzhledem k přihlídnutí ke skutečnosti s opevňovacími mechanismy a s rozvíjející se rekrytalizací, se lze domnívat, že deformační exponent nemá vypovídací schopnost v oblasti tváření za zvýšených teplot.

Zjištěný tvar křivky zpevnění se při statické zkoušce tahem s rostoucí tvářecí teplotou, kdy skluz probíhá již i na nebazálních rovinách, výrazně nemění. Lze najít souvislosti mezi zjištěnými křivkami zpevnění a materiálovými modely. Při teplotě tváření 22 °C, 100 °C a 230 °C lze přirovnat křivku v diagramu $\sigma - \varphi$ k pružněplastickému modelu se zpevněním. Při teplotě tváření 280 °C lze již křivku zpevnění přirovnat k pružněplastickému modelu, kdy pod vlivem tvářecích teplot je zpevnění deformací již nevýrazné. Při tváření za tepla jsou opevňovací procesy již tak malé, že jej nelze zaznamenat při statické zkoušce tahem. V následujícím obrázku je zobrazen diagram $\sigma - \varphi$, kde jsou vyneseny křivky zpevnění pro všechny zkoumané tvářecí teploty. Jako referenční směr byl zvolen směr 0° oproti směru válcování, který vykazoval nejvýše posazené křivky zpevnění přes všechny zkoumané teploty. Na obr. 12.78 je zobrazen diagram $\sigma - \varphi$ se znázorněnými materiálovými modely. Tvar křivky zpevnění v závislosti na teplotě tváření mění svůj charakter, je zde zřejmý pokles a protažení křivky.



Obr. 12.78: Diagram $\sigma - \varphi$ pro všechny teploty tváření, směr 0°

K detailnímu popsání chování hořčkové slitiny byla s pomocí systému ARAMIS snímána deformace při statické zkoušce tahem. Velikostně výsledky získané jednoosým zatěžováním snímaným systémem odpovídají hodnotám zjištěných klasickou zkouškou tahem. Při sledování deformace byl, zaznamenám průběh rozvoje deformace a vytvoření lokálního krčku, který se ve velkém rozsahu vyskytoval u tvářecích teplot 230 °C a 280 °C. Velikost lokálního zúžení je dobře čitelná z následujícího obrázku 12.79, které mapují rozvoj deformace v celém průřezu vzorku u teploty 22 °C, kdy je $\varphi_{1\max} = 0,120$ a teploty 280 °C, kdy je $\varphi_{1\max} = 1,298$.



Obr. 12.79: Rozvoj deformace v celém průřezu, směr 0°: vlevo teplota 22 °C, vpravo 280 °C

Pro hodnocení vlivu teploty tváření na plastické deformace v oblastech mezních stavů hořčkového plechu byl vyroben lisovací temperovaný nástroj. Pomocí tohoto zkušebního přípravku (nástroje) byly provedeny jednotlivé zkoušky pro stanovení diagramu mezních přetvoření při teplotách tváření (100 °C, 230 °C, 280 °C). Sestrojené křivky mezních přetvoření vykazují stejný trend směrové závislosti materiálových vlastností jako výsledky statické zkoušky tahem. Nejvyšší zjištěné hodnoty deformace φ_{1k} vykazovala křivka mezních přetvoření ve směru 0°, nejhorší pak ve směru 90 °C.

Z pohledu bezpečného tváření dílu je nejvhodnější pro případnou verifikaci materiálových hodnot brát v úvahu právě nejhorší naměřené výsledky. Z výsledků této výzkumné práce je patrné, že pro praktické zpracování hořčkové slitiny AZ31B-O lze již doporučit teplotu zpracování v rozmezí 100–230 °C, kdy materiál vykazuje dostatečné plastické vlastnosti.

Výsledky měření ze statické zkoušky tahem a vzorků s nejmenší šířkou při určování diagramu mezních přetvoření by měli být porovnatelné (viz kapitoly 9.2.3 a 12.2.5). U těchto dvou souborů vzorků byly však zjištěny rozdíly v naměřených hodnotách. Rozdíly měření byly zřejmě způsobeny třením při vypínání vzorků polokulovým

tažníkem. Z praktického hlediska je toto zjištění důležité, neboť ve většině případů nelze při lisování tření zcela eliminovat není tak vhodné stanovit levou část KMP pomocí statické zkoušky tahem. Tento výsledek by bylo vhodné ověřit pomocí hydrostatické zkoušky za zvýšených teplot (hydraulic bulge test), kde je tření zcela eliminováno. V případě potvrzení této domněnky je nezbytné používat materiálové vstupy do FE-simulací s ohledem na použitou technologii zkoušky.

Při metalografickém rozboru byl vyhodnocen průběh zjemnění zrna, vyhodnocena dynamická rekrytalizace a růst nových zrn v závislosti na teplotě a deformaci (obr. 12.66). V základní struktuře materiálu byl zaznamenán značný výskyt dvojčat, která jsou typická pro HCP mřížku (obr. 12.59) a byla zdokumentována jejich reverze tahem (obr. 12.60).

Při teplotě 230 °C a 280 °C nebyla s pomocí metalografického výbrusu již dvojčata pozorována. To však neznamená, že dvojčata nevznikala. Dle teoretických poznatků, viz kapitolu 7.3.1, by měla dvojčata právě vznikat za zvýšených teplot. Aby byl tento poznatek ověřen, bylo by nutné při tváření za tepla zajistit možnost snímání vzorků např. akustickou emisí. Dvojčata zřejmě vlivem odpevňovacích procesů záhy zanikala či za vlivu dynamické rekrytalizace na jejich hranicích vyrostla nová zrna, viz kapitolu 8.2.

Při fraktografickém zkoumání lomu byla zjištěna změna módu lomu z kvazi-křehkého (obr. 12.74) na tvárný s důlkovou morfologií v závislosti na teplotě (obr. 12.77).

14 NÁVAZNOST NA DISERTAČNÍ PRÁCI

Tato disertační práce se zabývá zkoumáním tváření hořčíkového plechu a navržení nové metodiky zkoušení za zvýšených teplot. Celkové popsání tvářitelnosti nového typu materiálu AZ31B-O zdaleka přesahuje rámec jedné vědecké práce. Proto je zde zcela na místě zmínit další směry výzkumu, které se objevily během vlastních měření.

Hořčík a jeho slitiny krystalizující v HCP mřížce jej do značné míry odlišují od známých a používaných materiálů. Proto jedna z cest by mohla být rozsáhlejší výzkum v oblasti změn HCP mřížky v závislosti na teplotě v intervalu teplot od 100–230 °C. Výrazné zvýšení deformační schopnosti při této teplotě nepodporuje doposud publikované poznatky, kdy má skluz probíhat pouze v bazálních rovinách.

S HCP strukturou je spojené dvojčatění. Zde se nabízí zkoumání struktury metodou difrakce zpětně odražených elektronů (EBSD), pomocí které je možné určovat přednostní krystalografickou orientaci popř. akustickou emisí, která např. zaznamená nukleaci a šíření dvojčat ve struktuře. Měření akustické emise při zatěžování deformací a teplotou by určitě přineslo velké poznatky o vlivu dvojčatění na strukturu.

Vzorky v předkládané disertační práci byly tvářeny za nízkých rychlostí. Pro možnost nasazení v sériové výrobě, by bylo vhodné ověřit tvářitelnost za vyšších rychlostí, které odpovídají mechanickému lisování v taktu. Pokud by bylo zjištěno, že se mechanické vlastnosti při vyšších rychlostech deformace mění, bylo by zapotřebí použití hydraulických lisů, které však mají nižší produktivitu výroby vedoucí k vyšším nákladům.

Řešení je potřeba nalézt také v otázce technologie přípravy výroby např. v ohřevu plechu a jeho přesunu do lisu bez případného ochlazení či předehřevu přímo v lisu. Stríhání polotovaru v lisu a příprava přístřihu před vlastním lisováním při pokojové teplotě je vzhledem ke specifické struktuře také vhodným okruhem zkoumání.

Při konstrukci dílu je nutné přihlédnout k nižšímu modulu pružnosti v tahu oproti ostatním kovům určeným pro výrobu plošných výlisků a tím eliminovat nedostatečnou tuhost. Předmětem výzkumu by dále měla být verifikace materiálového modelu např. z naměřených hodnot při různých rychlostech tváření. Až budou v dostatečné míře vyzkoumány a popsány materiálové vlastnosti, bude možné přistoupit k otázce FE-simulací za zvýšených teplot. Z výsledků publikovaných v této disertační práci je zřejmé, že z pohledu bezpečného tváření dílu je nejvhodnější pro další výzkum materiálo-

vých hodnot brát v úvahu právě zde nejhorší naměřené výsledky, tj výsledky získané při odběru materiálu ve směru 90° oproti směru válcování.

Z důvodu velkých rozdílů při stanovení levé části KMT by bylo vhodné provést zkoušku s eliminací koeficientu tření např. hydrostatickou zkoušku za zvýšených teplot (hydraulic bulge test) či zkoušku vypínání přístřihu plynem (gas bulge test). Eliminovat tření je nutné i z pohledu výběru vhodného mazadla, protože vhodné grafitové pasty způsobují agresivní korozní prostředí. Tyto zkoušky přispívají i k rovnoměrnějšímu přetvoření struktury, kterého konvenčním lisováním při zvýšených teplotách nelze dosáhnout.

V této práci formulované výsledky řeší jen úzkou část rozsáhlé problematiky zkoumání nového materiálu s HCP mřížkou a celkové řešení je podstatně komplikovanější. Do práce nebyly zahrnuty další okruhy, jakým jsou např. odpružení materiálu, superplasticita jemnozrné struktury, detailní zkoumání vzniku a tvorby trhliny, hloubení dle Erichsena apod.

15 PŘÍNOS DISERTAČNÍ PRÁCE

Oblast zpracování hořčíkových materiálů je v dnešní době podporována na úrovni jak teoretického výzkumu deformačního chování těchto materiálu se specifickou strukturou (mřížkou), tak i na úrovni možností jeho technologického využití v moderních konstrukcích s malou měrnou hmotností. Z tohoto důvodu byla tato disertační práce vypracována za podpory firmy Škoda Auto a.s. jakožto předního zpracovatele tenkých plechů v ČR a firmy MgF Magnesium Flachprodukte GmbH, zabývající výrobou a teoretickým výzkumem těchto hořčíkových slitin. Značným přínosem vypracované disertační práce jsou získané výsledky výzkumu chování slitin hořčíku v oblasti mezních stavů deformace a s tím související využitelnost těchto materiálů při vývoji nového konceptu stavby karoserie vozu.

Deformační chování slitin s hexagonální mřížkou vyráběných novou technologií kontinuálním odléváním z taveniny je odlišné od běžně zkoumaných materiálů a proto překládaná disertační práce, a to především její praktická část, může sloužit jakou zdroj při vytváření metodiky experimentálního testování deformačního chování materiálů s HCP mřížkou při zvýšené teplotě tváření v kombinaci s různým stavem napjatosti. Významným přínosem řešení předkládané disertační práce pro další vědecký výzkum na TU v Liberci je konstrukční návrh a výroba zkušebnímu přípravku pro stanovení DMP plechů tvářených za zvýšených teplot. Stanovená metodika provádění testů umožňuje rozvíjet budoucí vědeckou činnost na toto téma na TU v Liberci a vyvarovat se chyb souvisejících s obtížně tvářitelnými materiály.

Výsledky disertační práce poukazují na skutečnost, že oproti doposud uváděným údajům, se dosahuje výrazného zvýšení plastických schopností materiálu AZ31 již při teplotách v rozmezí 100–230° a není tak nutno tvářet při teplotách vyšších okolo 280 °C. Tento výsledek je významný z pohledu výrazné úspory při konstrukci lisovacích nástrojů i přímých nákladů na ohřev materiálu. Disertační práce svými výsledky potvrzuje skutečnost, že při teplotě 280 °C již probíhají dynamické odpevňovací procesy, které mohou ovlivňovat tvářecí proces a při FE-simulacích je s nimi proto nutné počítat.

Praktické zkušenosti z průběhu měření všech materiálových charakteristik poukazují na složitost dané problematiky v oblasti získávání vstupních dat a definici okrajových podmínek, což výrazným způsobem znemožňuje korektní definici teoretického

materiálového modelu pro FE simulace. Tento fakt se projevuje zvláště v oblasti definice vlivu rychlosti deformace na křivky zpevnění a v oblasti získávání určení koeficientu tření.

16 ZÁVĚR

Předkládaná disertační práce obsáhla velkou škálu nových poznatků o chování hořčíkového tenkého plechu AZ31B-O, který je v současnosti v oblasti tváření tenkých plechů stále považován za vývojový materiál. Byl zkoumán vliv teploty tváření na mechanické vlastnosti, na oblast mezních stavů deformace a na změny struktury. Vliv teploty na mechanické vlastnosti materiálu byl zjišťován při jednoosém stavu napjatosti pomocí statické zkoušky tahem a při biaxiálním zatížení prostřednictvím vypínání tvarových přístřihů s proměnnou šířkou.

V rámci řešení disertační práce byla navržena metodika pro stanovení mezních stavů deformace a dle této metodiky následně prokázán vliv teploty na tváritelnost hořčíkového plechu AZ31B-O. Zvláště důležité poznatky vyplývají z prokázání výrazné směrové závislosti materiálových deformačních charakteristik a mechanismu plastické deformace skluzem a dvojčatění v závislosti na teplotě.

V průběhu řešení disertační práce byla vypracována metodika pro deformační analýzy materiálů za zvýšených teplot a prokázána možnost využití bezkontaktního systému ARAMIS i za vyšších teplot, což významným způsobem rozšiřuje další vědecké využití tohoto systému na TU v Liberci. Z výsledků této výzkumné práce je patrné, že pro praktické zpracování hořčíkové slitiny AZ31B-O lze doporučit teplotu zpracování v rozmezí 100–230 °C, kdy materiál vykazuje již dostatečné deformační schopnosti bez nebezpečí lokalizace deformace.

I přes obsáhlou disertační práci je však zřejmé, že provedený výzkum vymezuje jen malou část k získání informací o chování hořčíkové slitiny určené pro tváření za zvýšených teplot. Jedná se spíše o prvotní snahu k položení základů ohledně výzkumu.

POUŽITÁ LITERATURA

- [1] *Výsledky EU projektu: SuperLIGHT-CAR* [online]. [vid. 4. 9. 2015].
Dostupné z: http://www.dlr.de/fk/en/desktopdefault.aspx/tabid-3741/13385_read-37728/
- [2] POLMEAR, I. *Light Alloys: Engineering Materials 1*. Glasgow: Ashby&Jones, 2005.
- [3] DRÁPAL, J., KUCHAR, L., TOMAŠEK, K., TROJANOVA, Z. *Hořčík, jeho slitiny a binární systémy hořčík-příměs*. Ostrava: VŠB Ostrava, 2004 ISBN 80-248-0579-0.
- [4] DRÖDER, K. G. *Untersuchungen zum Umformen von Feinblechen aus Magnesiumknetlegierungen*. Disertační práce. Hannover: Univerzita Hannover, 1999 [online]. [vid. 4. 9. 2000].
Dostupné z: <https://www.deutsche-digitale-bibliothek.de/>
- [5] KAINER, K.U. *Magnesium Eigenschaften, Anwendungen, Potenziale*. Germany: Wiley - Verlag gmbH, 2003. ISBN: 3-527-30570-X.
- [6] SOBOTKA, J. *Hodnocení mechanických vlastností nových vysokopevnostních materiálů*. Disertační práce. Liberec: TU v Liberci, 2008. ISBN 978-80-7372-441-2.
- [7] MACEK, K. a kol. *Kovové materiály*. Praha: Vydavatelství ČVUT v Praze, 2006.
- [8] MORDIKE, B. L.; V. BUCH, F. *Stand der Technik und Entwicklungspotentiale von Magnesium und seinen Legierungen*. Clausthal-Zellerfeld: DGM-Seminar Clausthal-Zellerfeld, 1997.
- [9] *ASTM B275. Standard Practice for Codification of Certain Nonferrous Metals and Alloys, Cast and Wrought*. ASTM standards, 2014.
- [10] PTÁČEK, L. *Slitiny hořčíku – současný stav vývoje a použití*, Mezinárodní konference Metal 2001 [online]. Ostrava: 2001 [vid. 15. 5. 2001].
Dostupné z: http://metal2013.tanger.cz/files/proceedings/metal_01/papers/204.pdf
- [11] ANTEN, K. *Zum Verformungsverhalten der Magnesiumknetlegierung AZ31 unter homogener und inhomogener Belastung*. Disertační práce, Kassel: UNIKASSEL, 2015.
- [12] DING, P. PAN, F. JIANG, B. WANG, J. LI, H. WU, J. XU, Y. WEN Y. *Twin-roll strip casting of magnesium alloys in China*. Transactions of Nonferrous Metals Society China Volume 18, strany s7-s11. 2008 [online] [vid. 12/ 2008] Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/>
- [13] HECHT, J. *Werkstoffcharakterisierung und Prozessauslegung für die wirkmediensbasierte Doppelblech-Unformung von Magnesiumlegierungen*. Bamberg: Meisenbach Verlag, 2009. ISBN 978-3-87525-270-5.
- [14] BOČEK, J. *Vliv rychlosti přetvoření na mezní deformace pevnostních plechů*. Disertační práce. Liberec: TU v Liberci, 2008.
- [15] PLUHAŘ, J. A KOL. *Nauka o materiálech*, Praha: SNTL, 1989.
- [16] BARRETT, CH. S. *Struktura kovů*, Praha: Nakladatelství ČSAV, 1959

- [17] PEKGULERYUZ, M.O., KAINER, K.U., KAYA, A.A. *Fundamentals of Magnesium Alloy Metallurgy*, Philadelphia: Woodhead Publishing, 2013. ISBN 9780857090881,
- [18] HUPPMANN, M. *Charakterisierung der Verformungsmechanismen der stranggepressten Magnesiumlegierungen AZ31 und ME21 unter monotoner und zyklischer Belastung*. Disertační práce, Berlin: Technische Universität Berlin, 2011 [online]. [vid. 4. 10. 2013].
Dostupné z: <https://depositonce.tu-berlin.de/>
- [19] ČAPEK, J. *Studium deformačních procesů v hexagonálních materiálech*. Diplomová práce. Praha: Karlova univerzita, 2013.
- [20] CAHN, R. W., HAASEN P. *Physical Metallurgy*. North Holland: Elsevier Ltd. 1996. ISBN 978-0-444-89875-3
- [21] KROUPA, F. *Studium vlastností pevných látek. Pokroky matematiky, fyziky a astronomie*. vol. 8 1963. [online]. [vid. 1963].
Dostupné z: <http://dml.cz/dmlcz/138284>
- [22] LEJČEK, P. NOVÁK, P. *Fyzika kovů*. Studijní materiál pro předmět „Fyzika kovů. Praha: VŠCHT v Praze 2008.
- [23] WASSERBAUER, O. *Modifikace vyhodnocování diagramů mezních přetvoření pro vysokopevnostní materiály pomocí sledování rozložení přetvoření podél měřeného vzorku*. Diplomová práce. Liberec: TU v Liberci 2010.
- [24] *Leichtbauwerkstoff Magnesium*. 5. Lübecker Werstoffmesse. Lübeck: Helmholtz-Zentrum Geesthacht 2013 [online]. [vid. 14. 11. 2013].
Dostupné z: <http://www.luebecker-werkstoffmesse.de/bohlen.pdf>
- [25] BUCHAR, Z. *Diagramy mezních přetvoření tenkých hlubokotažných plechů*. Kandidátská disertační práce. Liberec: TU v Liberci, 1987.
- [26] GHOSH, A. K.: *A Criterion for Ductile Fracture in Sheet under Biaxial Loading*. Metallurg. Trans A, April, 1976.
- [27] MURÁNSKY O., CARR D. G., ŠITTNER P. OLIVER E. C. *In situ neutron diffraction investigation of deformation twinning and pseudoelastic-like behaviour of extruded AZ31 magnesium alloy*. Int. J. Plasticity 25, 2009.
- [28] STUTZ L. *Das Umformverhalten von Magnesiumblechen der Legierungen AZ31 und ZE10*. Disertační práce. Berlín: Technická univerzita Berlín 2015 [online]. [vid. 7. 10. 2015].
Dostupné z: <https://depositonce.tu-berlin.de/>
- [29] MIKEŠ, V. *Příspěvek k problematice určování materiálové hodnoty n tenkých hlubokotažných plechů*. Strojírnoství, 22, č.5. 1972.
- [30] AVEDESIAN M., BAKER H. *ASM Specialty Handbook - Magnesium and Magnesium Alloys*. ASM International 1999. ISBN 0-87170-657-1.
- [31] JANOVEC J., MACEK K., ZUNA P. *Fyzikální metalurgie*. Praha: ČVUT, 2008.
- [32] SEDLÁČEK V. A KOL. *Zotavení a rekrytalizace*. Praha: Academia, 1985.
- [33] ČSN ISO 6892-1. *Kovové materiály - Zkouška tahem pro kovové materiály za pokojové teploty*. Praha: Český normalizační institut, 2010.

- [34] ČSN ISO 6892-2. *Kovové materiály - Zkouška tahem pro kovové materiály za zvýšené teploty*. Praha: Český normalizační institut, 2011.
- [35] ČSN ISO 10275. *Kovové materiály - Stanovení exponentu deformačního zpevnění plechů a pásů*. Praha: Český normalizační institut, 2008.
- [36] SUNDERKÖTTER, CH. *Vergleichende umformtechnische Charakterisierung von Blechwerkstoffen unter mehrachsiger Beanspruchung*, Disertační práce. Hannover: Univerzita Hannover 2007. ISBN 978-3-939026-59-4.
- [37] HILL, R *Mathematical Theory of Plasticity*. Oxford at the Clarendon Press, 1986.
- [38] SOLFRONK, P. *Vliv morfologie povrchu plechu na rozvoj deformace při tažení výlisků z plechu*. Disertační práce. Liberec: TU v Liberci, 2002.
- [39] DOUBEK, P. *Výzkum deformačního chování vysokopevnostních plechů při vyšších rychlostech deformace*. Disertační práce. Liberec: TU v Liberci, 2004.
- [40] MARCINIAK, Z. *Teorie tváření plechů*. SNTL, Praha, 1964.
- [41] MARCINIAK, Z.–KUCZINSKI, K. *Limit Strains in the Process of Stretch forming Sheet Metal*. Int. J.Mech.Sci., Vol.9, 1967
- [42] DIN 1729-1. *Wrought magnesium alloys*. Deutsche Industrie-Norm. 1982.
- [43] ČSN EN ISO 12004-2. *Kovové materiály – Plechy a pásy – Stanovení křivek mezní tváritelnosti – Část 2: Stanovení křivek mezní tváritelnosti v laboratoři*. Praha: Český normalizační institut, 2009.
- [44] ASTM E112. *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*. ASTM standards, 2004
- [45] DROZDENKO, D. BOHLEN, J, YI, S, MINÁRIK, P., CHMELÍK, F., DOBRŇ, P. *Investigating a twinning–detwinning process in wrought Mg alloys by the acoustic emission technique*. In: Acta Materialia, Volume 110, , Pages 103-113. Internetový sborník, 2016 [online].[15. Května 2016]
Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com>
- [46] CUSICK, M. ABU-FARHA, F. LOURS, P. LEMAULT, Y. BERNHART, G., ET AL. *Towards superplastic forming of AZ31 magnesium alloy with controlled microstructure*. France, Carcassonne: EuroSPF 2008, HAL Id: hal-00339195 [online]. [17. 11. 2008]
Dostupné z: <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-00339195>
- [47] KHRAISHEH1, M.K., ABU-FARHA1, F.K., NAZZAL1, M.A., WEINMANN, K.J. *Combined Mechanics-Materials Based Optimization of Superplastic Forming of Magnesium AZ31 Alloy*. Volume 55, Issue 1, Strana 233-236. Internetový sborník. CIRP Annals – Manufacturing Technology: 2006 [online]. [vid. 30. 6. 2007].
Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com>

PŘÍLOHY

Veškeré přílohy jsou uloženy na CD.

- A)** Produktový list AZ31B-O dodaného firmou MgF Magnesium Flachprodukte GmbH.
- B)** Protokoly ze statické zkoušky tahem materiálu AZ31B-O.
- C)** Snímky referenčních vzorků rozložení max. deformace při jednoosém zatěžování materiálu AZ31B-O.
- D)** Snímky referenčních vzorků rozložení max. deformace z naměřených DMP materiálu AZ31B-O.
- E)** Data zkonstruovaného nástroje.

PUBLIKAČNÍ ČINNOST

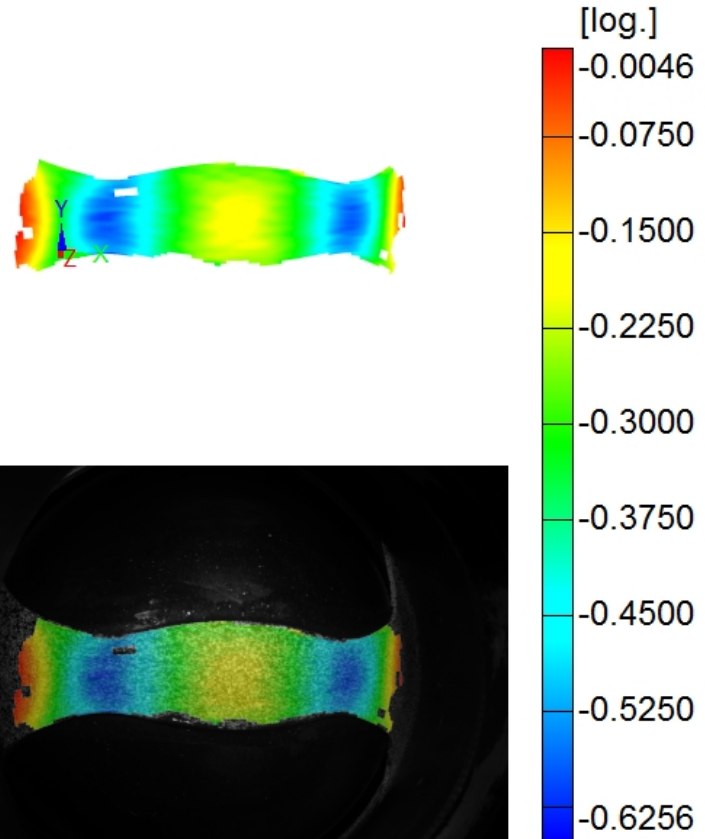
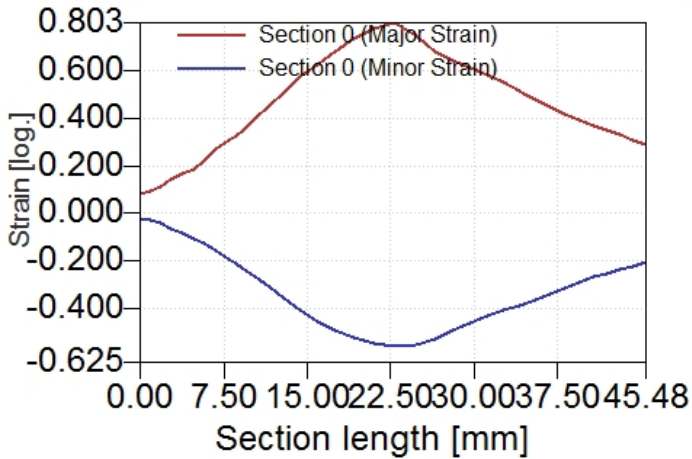
1. BĚLKOVÁ, M. *Přednáška: Charakteristika hořčikových tenkých plechů a jejich použití na díly karosérie*. Workshop „Leichtbautechnologien“, Škoda Auto a.s. Mladá Boleslav, 2016.
2. BĚLKOVÁ, M., SOLFRONK. P. *Optical measurement of the magnesium alloy AZ31B strain distribution at the high temperatures*, Metal 2016.
3. BĚLKOVÁ, M., SOLFRONK. P. *Material characteristic and deformation development by magnesium sheet in area of its critical*, Metal 2015.
4. JÍRA, T., BĚLKOVÁ, M., SOLFRONK, P. *The using of the optical system ARGUS 4M in the critical area*. In: 2nd International conference, 2012, Plzeň, ČR, s.22-26 CD, ISBN: 978-80-87294-34-5.
5. BĚLKOVÁ, M., SOLFRONK, P., VOBORNÍK, P., JÍRA. T. *Vodíková křehkost u vysokopevnostních elektrolyticky pozinkovaných ocelových plechů*. Strojírenská technologie, časopis pro vědu, výzkum a výrobu, tisk 06/2012.
6. JÍRA T., SOLFRONK, P., BĚLKOVÁ, M. *Stanovení velikostí hlavních a vedlejších deformací u karosářských výlisků*. Strojírenská technologie, časopis pro vědu, výzkum a výrobu, tisk 03/2012.
7. SLÁMOVÁ, M. *Vortrag über die Materialoptimierung den Platinen für die Strukturteilen*, MNG Konzernarbeitskreis, Hannover: VW Hannover 2011.
8. SLÁMOVÁ, M. *Vorstellung zur Erstellung einheitlicher Materialkarten im Konzern*. Einbindung Skoda in den Konzern-WFP-Prozess, Umformsimulation Konzernarbeitskreis. Wolfsburg: VW Wolfsburg, 2010.
9. SLÁMOVÁ, M. *Vortrag über die Senkung des Karosseriegewichtes – Verwendung der Dualphase-Stähle HCT500XD+Z100 MCO für die Karosserie-Außenteilen*, Workshop „Leichtbautechnologien“, Škoda Auto Mladá Boleslav, 2010.
10. SLÁMOVÁ, M. *Vysokopevnostní materiály v konstrukci osobního automobilu*, Diplomová práce, Liberec: TU v Liberci, 2005.

PROFESNÍ KARIÉRA

1. V letech 2011-2012: Škoda Auto a.s., Mladá Boleslav, specialista optimalizačních metod, Centrum optimalizačních metod vývojovém centru Škoda Auto a.s.
2. V letech 2005-2011: Škoda Auto a.s., Mladá Boleslav, specialista předpisu materiálu a optimalizace nástřihu, Plánování lisovny ve výrobním odvětví Škoda Auto a.s.

Stage 124
Time 26.50 s

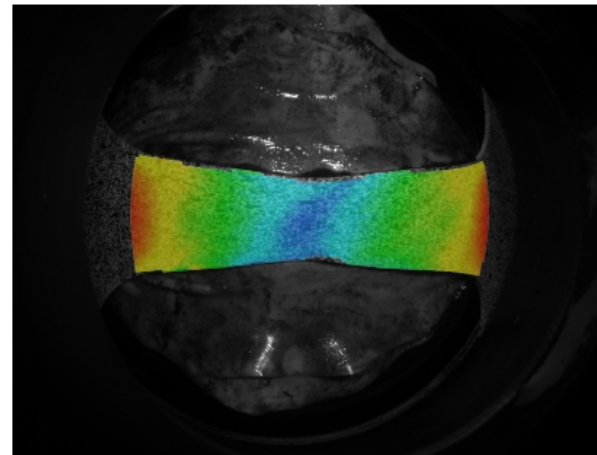
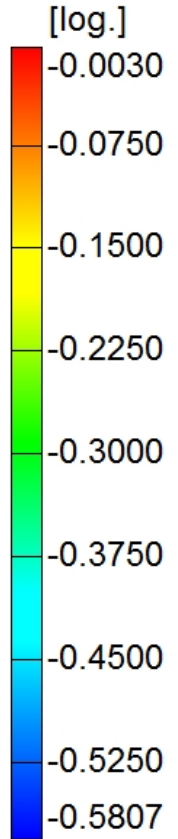
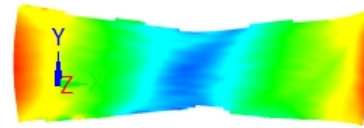
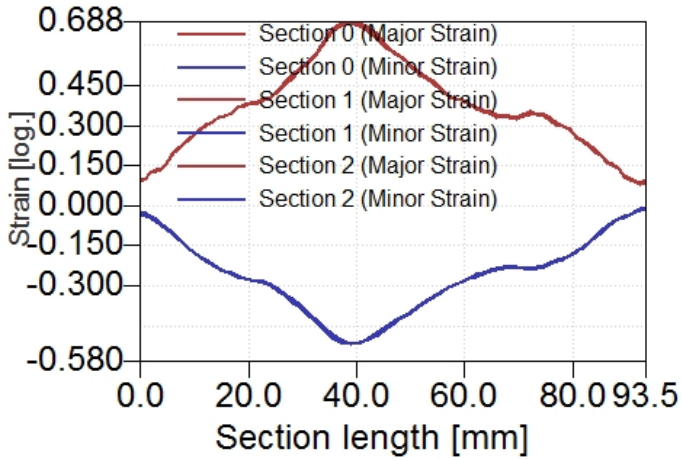
Minor Strain



Stage 124 Šířka 30 mm, teplota 100 °C, směr 0°

Stage 77
Time 22.83 s

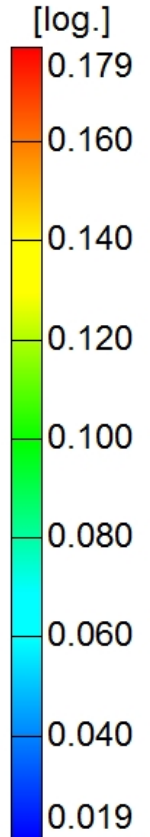
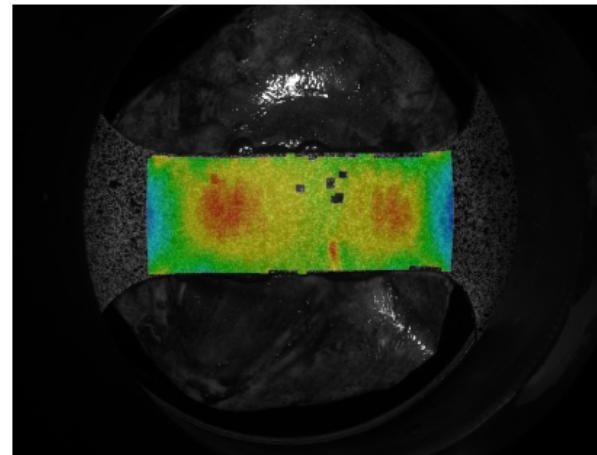
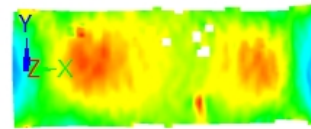
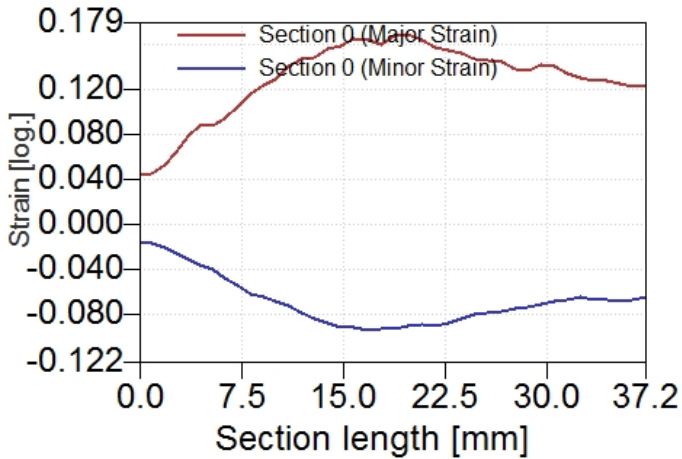
Minor Strain



Stage 77 Šířka 30 mm, teplota 100 °C, směr 45°

Stage 18
Time 13.00 s

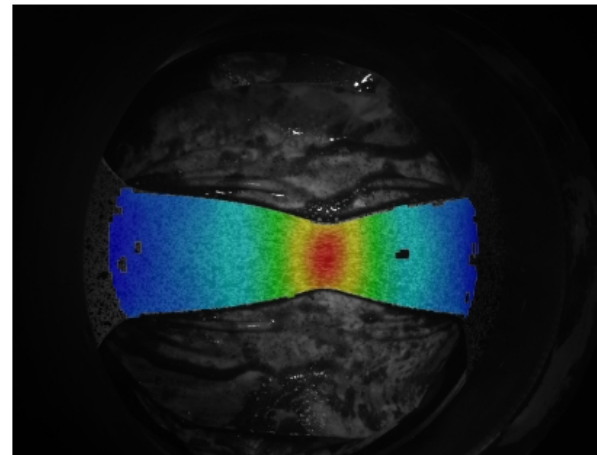
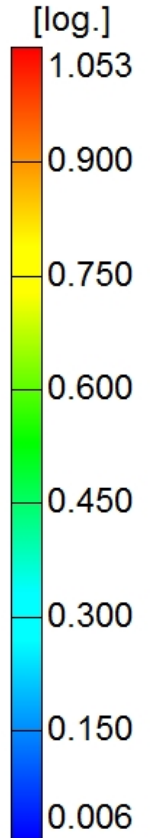
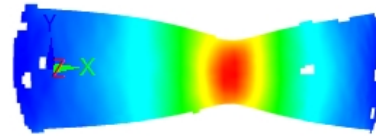
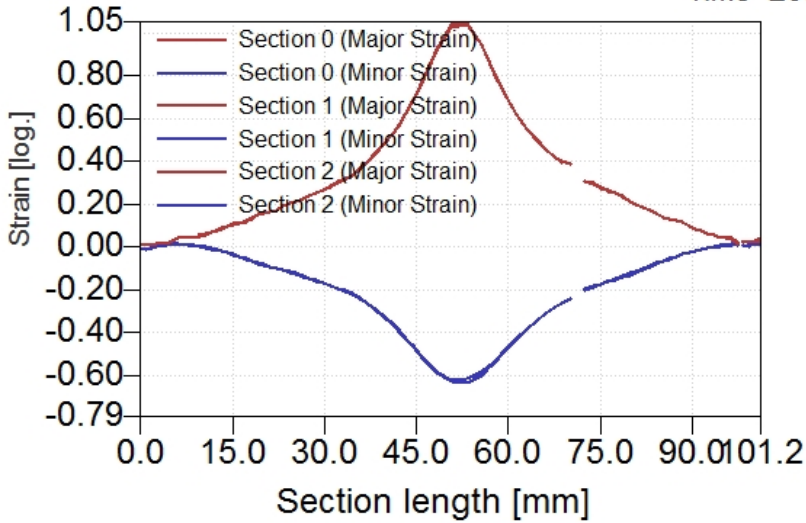
Major Strain



Stage 18 Šířka 30 mm, teplota 100 °C, směr 90°

Stage 99
Time 20.67 s

Major Strain

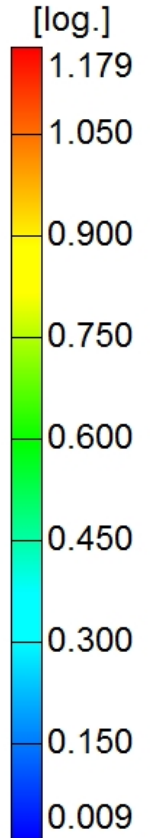
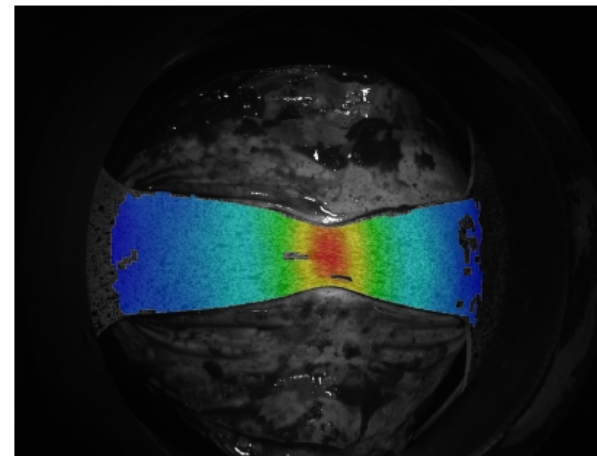
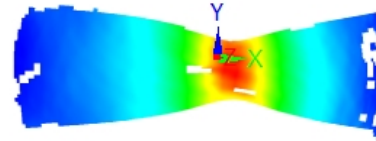
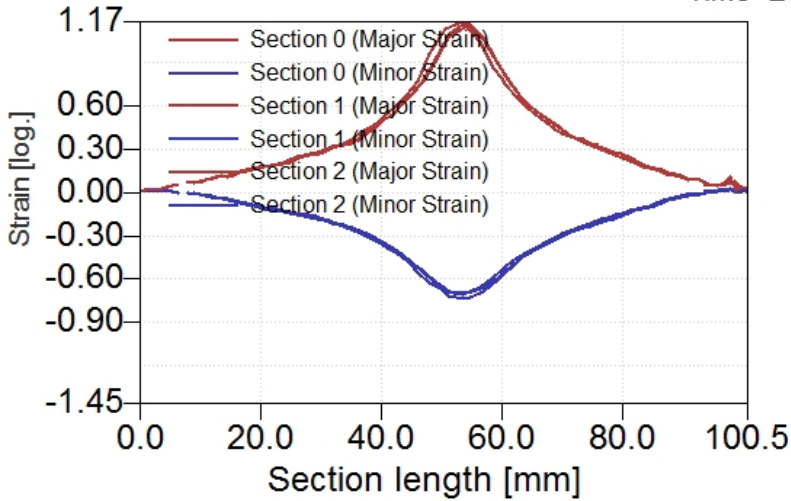


Stage 99 Šířka 30 mm, teplota 230 °C, směr 0°

4/10/16

Stage 117
Time 23.67 s

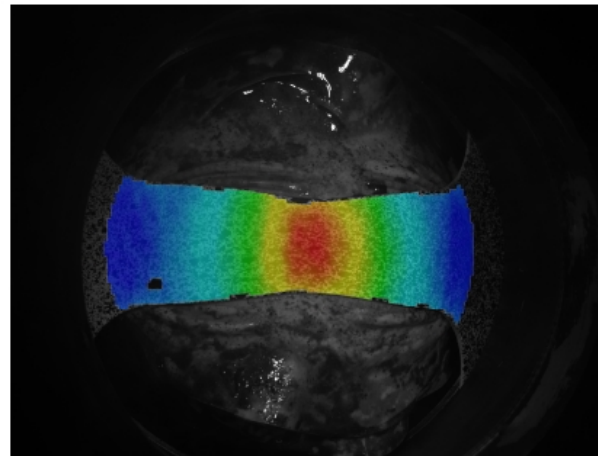
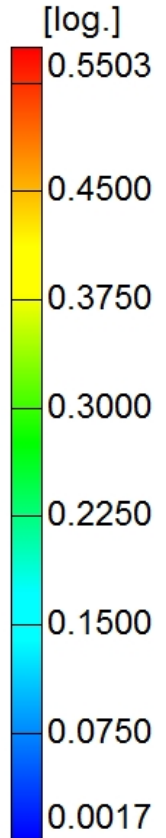
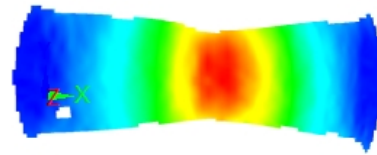
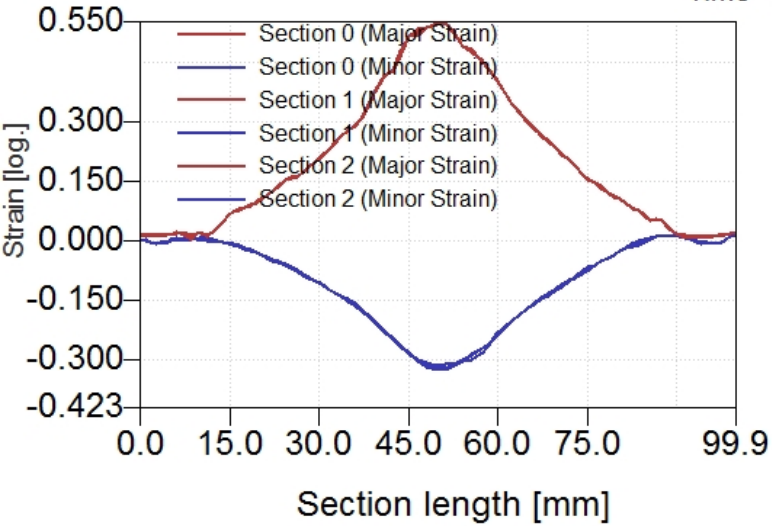
Major Strain



Stage 117 Šířka 30 mm, teplota 230 °C, směr 45°

Stage 76
Time 16.83 s

Major Strain

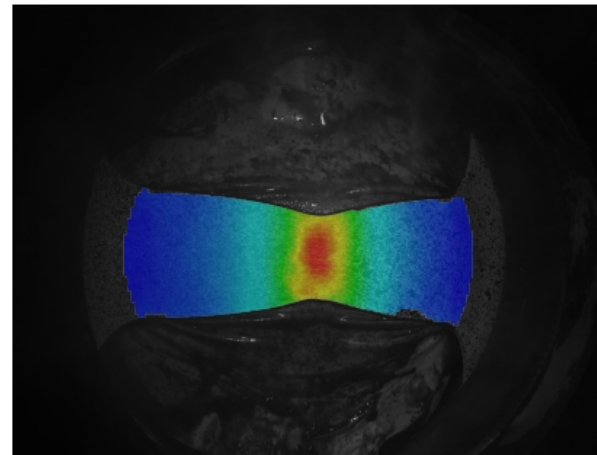
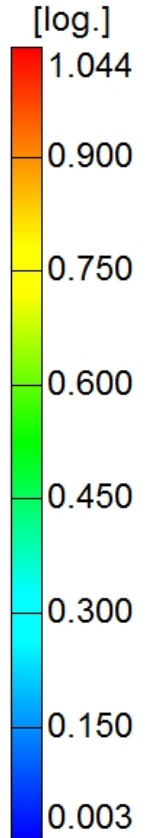
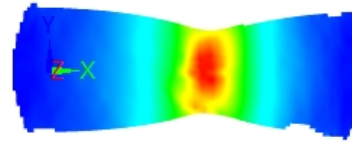
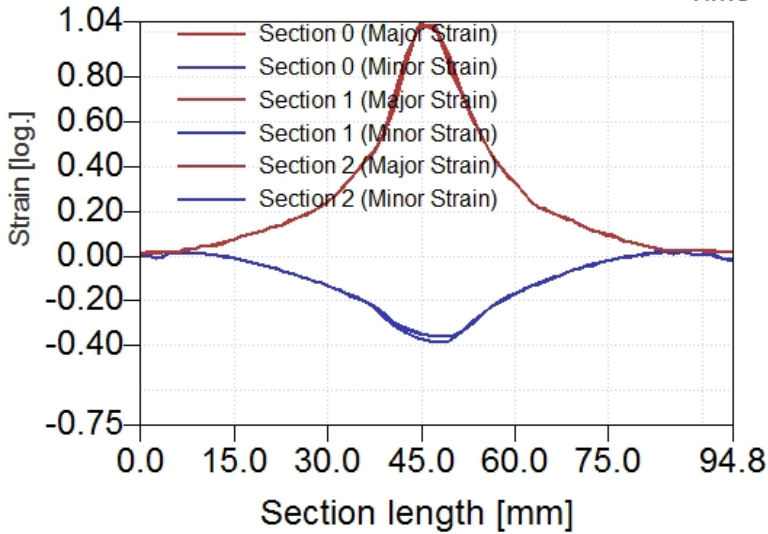


Stage 76 Šířka 30 mm, teplota 230 °C, směr 90°

4/10/16

Stage 82
Time 17.83 s

Major Strain

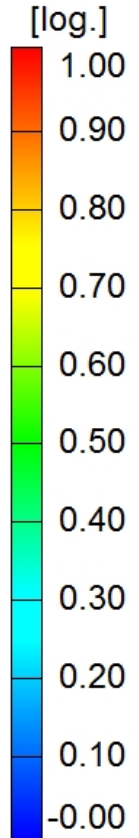
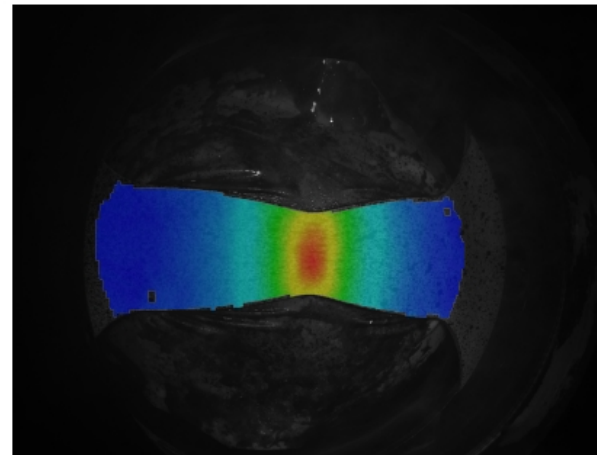
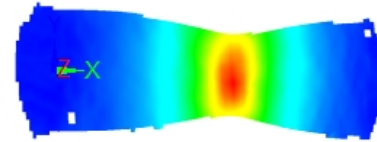
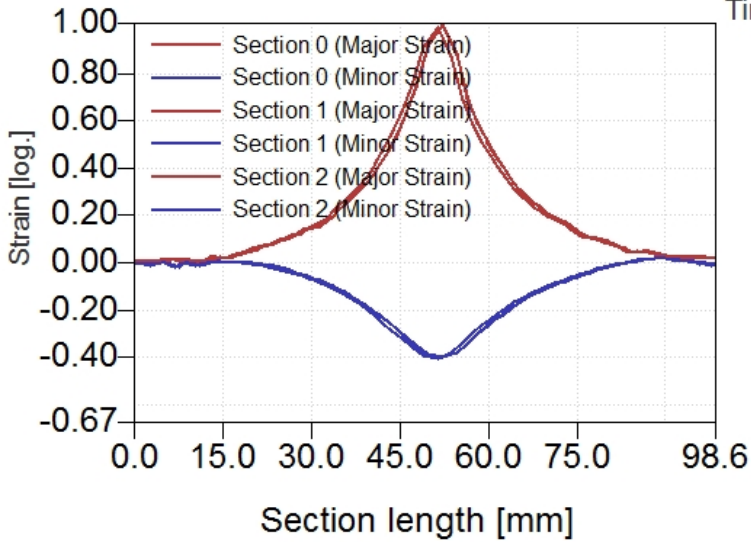


Stage 82 Šířka 30 mm, teplota 280 °C, směr 0°

4/10/16

Stage 77
Time 17.00 s

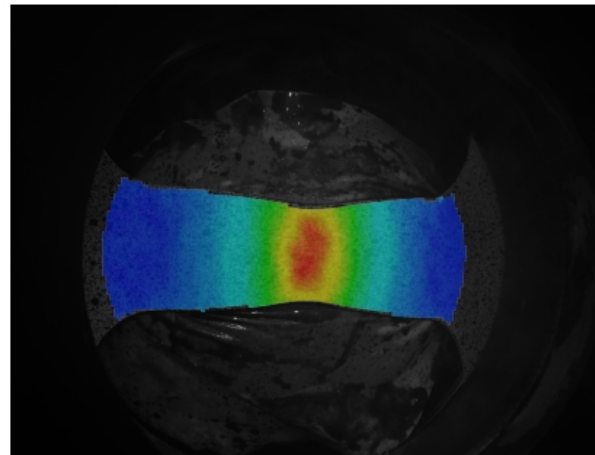
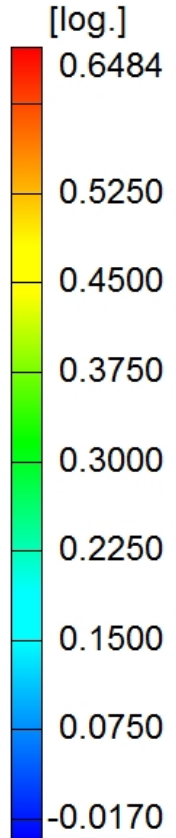
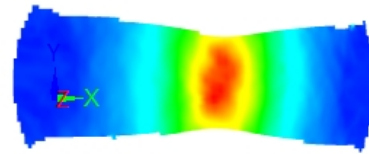
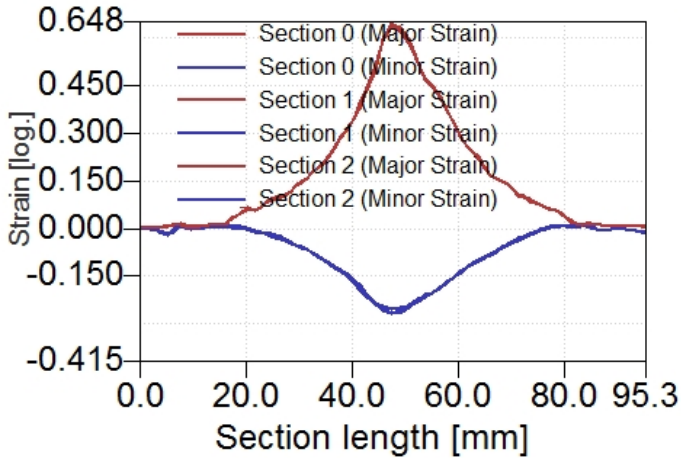
Major Strain



Stage 77 šířka 30 mm, teplota 280 °C, směr 45°

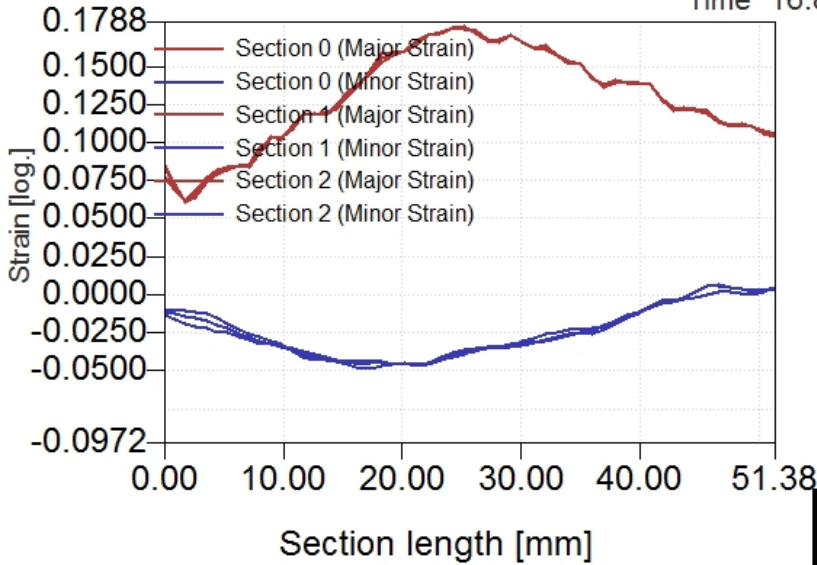
Stage 64
Time 14.83 s

Major Strain

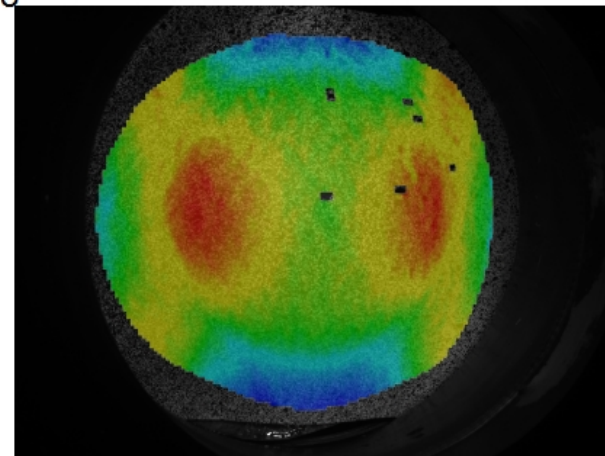
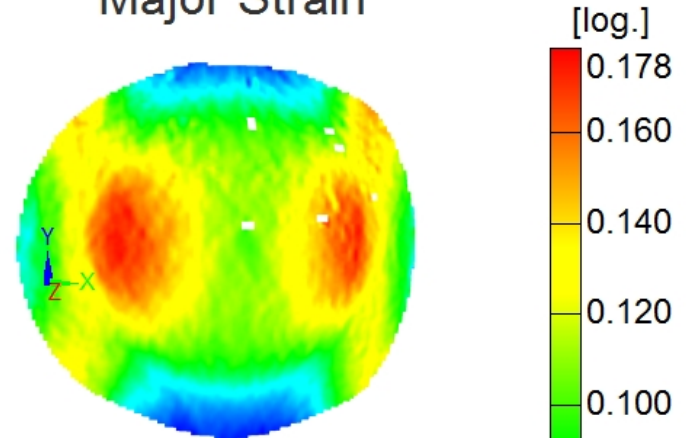


Stage 64 Šířka 30 mm, teplota 280 °C, směr 90°

Stage 41
Time 16.83 s



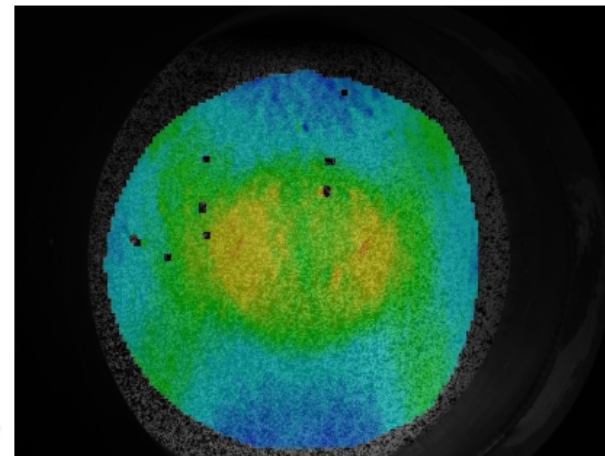
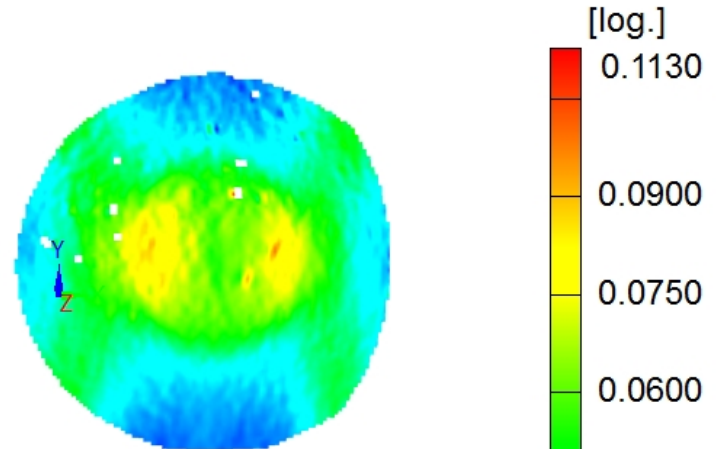
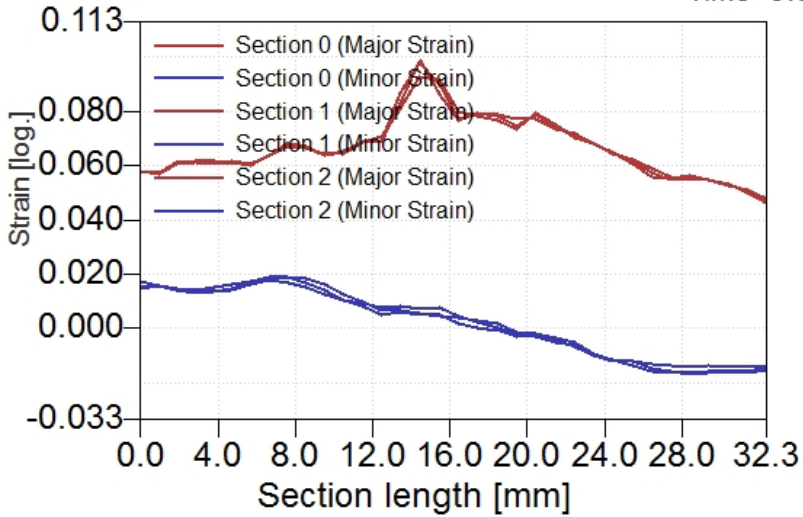
Major Strain



Stage 41 Šířka 105 mm, teplota 100 °C, směr 0°

Stage 19
Time 9.83 s

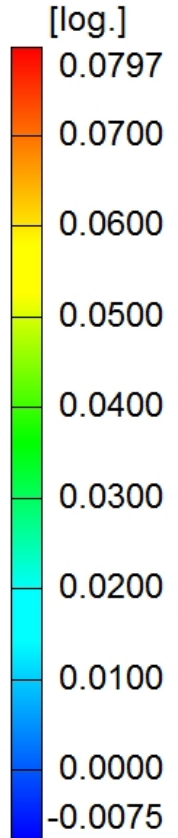
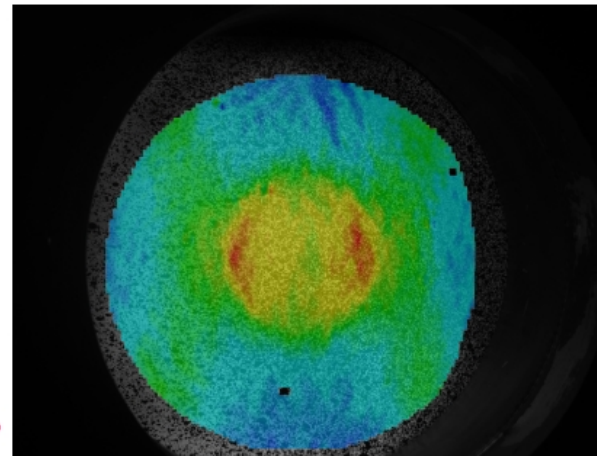
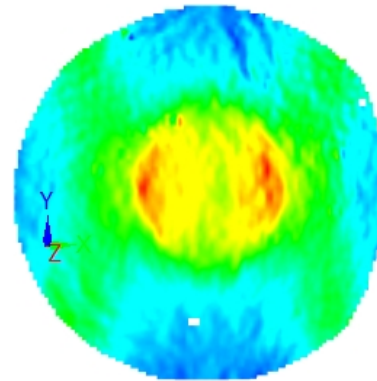
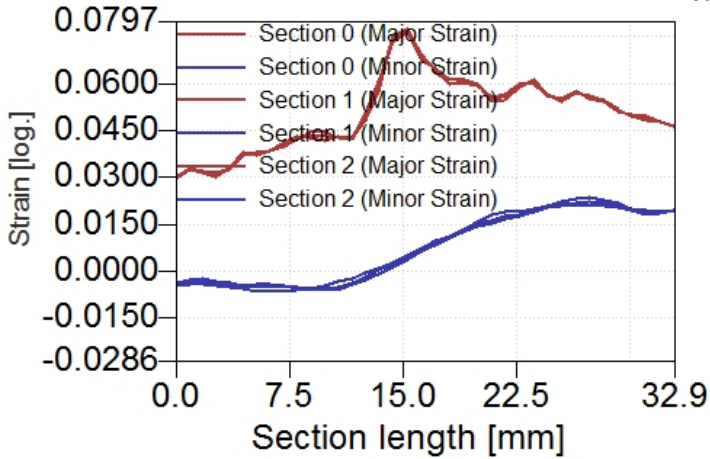
Major Strain



Stage 19 Šířka 105 mm, teplota 100 °C, směr 45°

Stage 18
Time 8.00 s

Major Strain

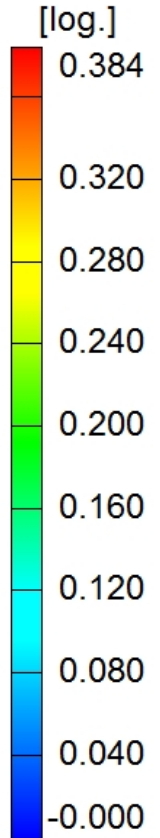
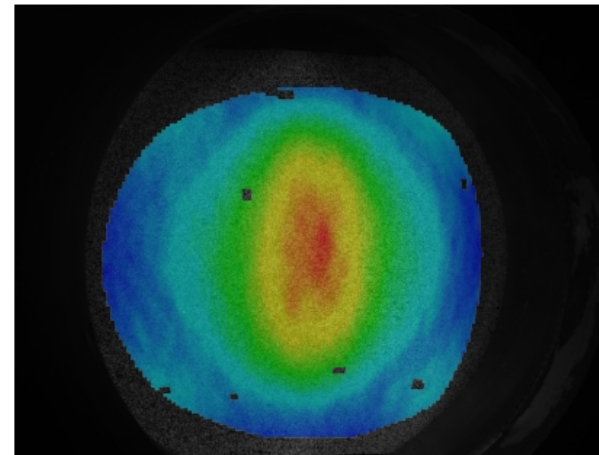
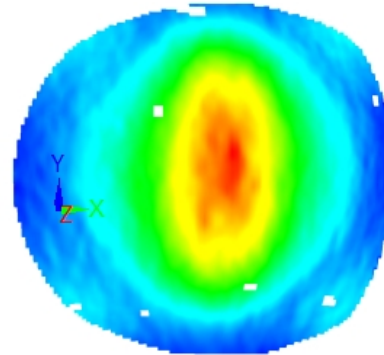
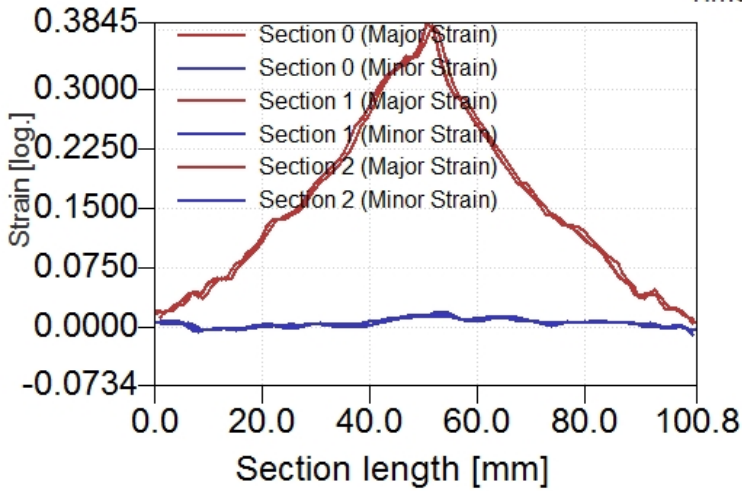


Stage 18 Šířka 105 mm, teplota 100 °C, směr 90°

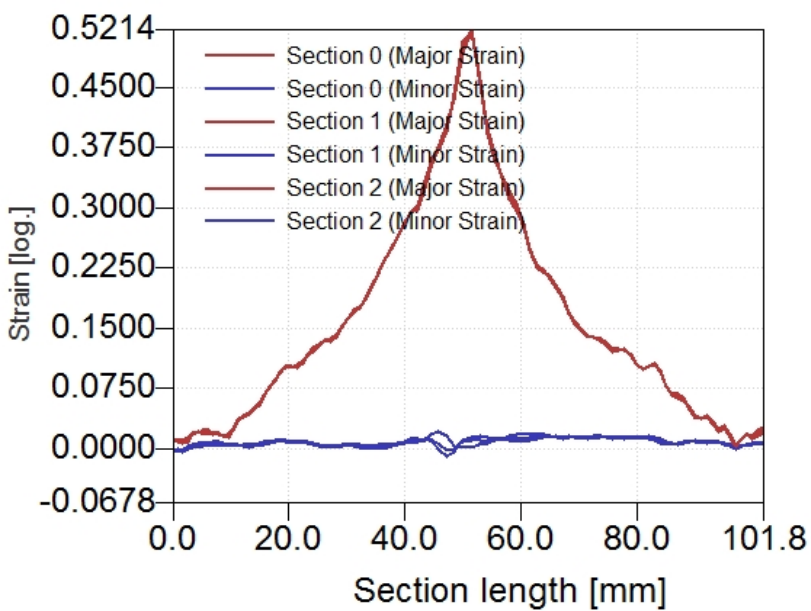
4/10/16

Stage 75
Time 16.67 s

Major Strain

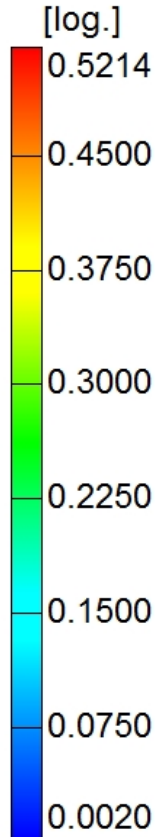
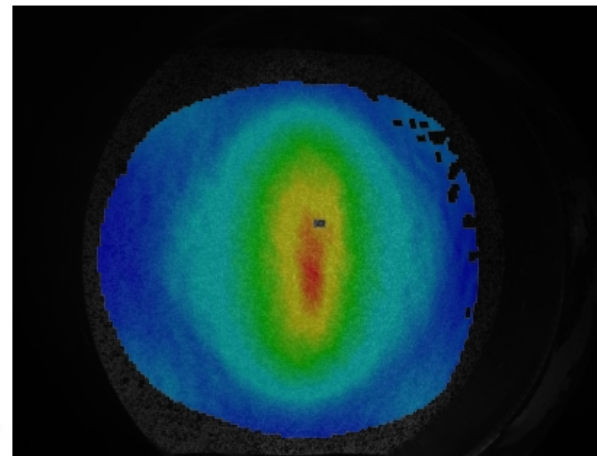
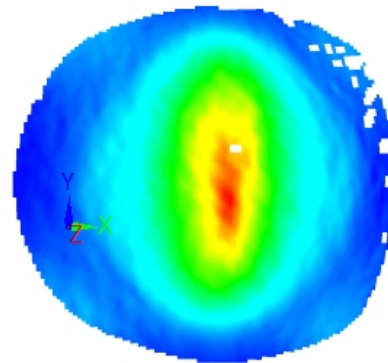


Stage 75 Šířka 105 mm, teplota 230 °C, směr 0°



Major Strain

Stage 72
Time 16.17 s

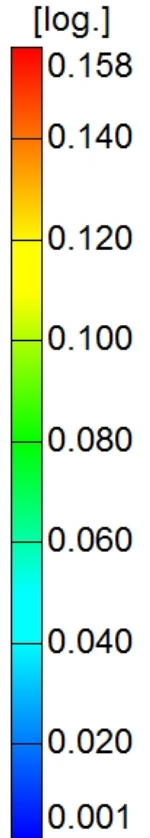
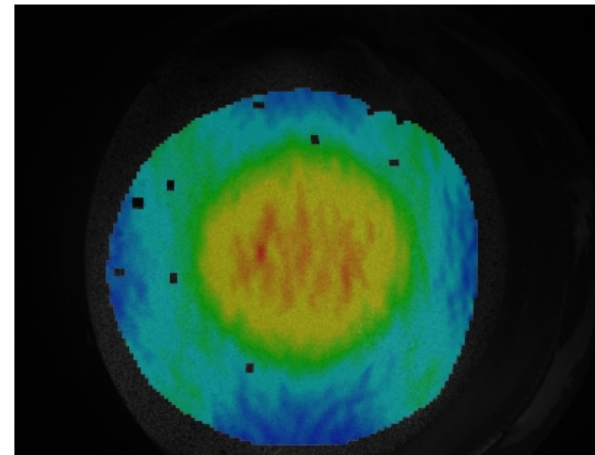
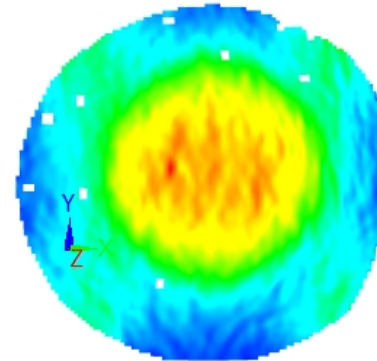
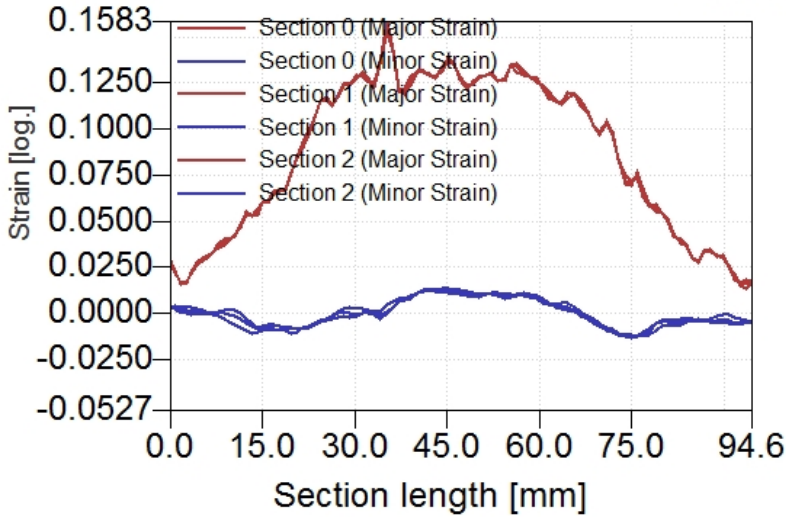


Stage 72 Šířka 105 mm, teplota 230 °C, směr 45°

4/10/16

Stage 49
Time 12.33 s

Major Strain

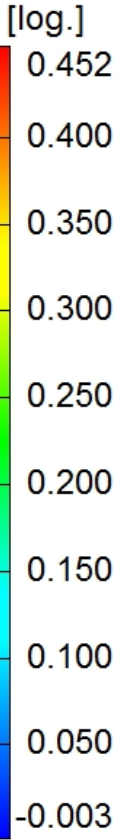
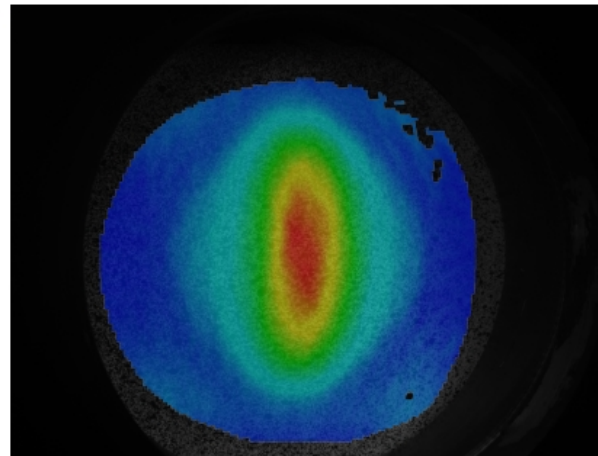
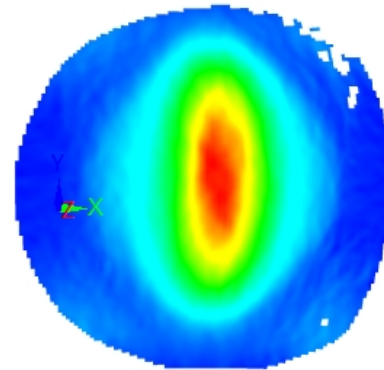
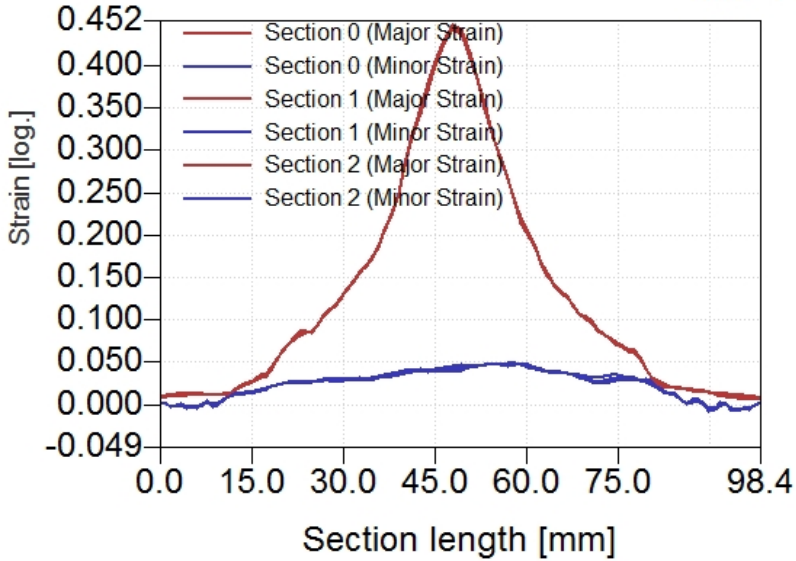


Stage 49 Šířka 105 mm, teplota 230 °C, směr 90°

4/10/16

Stage 63
Time 14.67 s

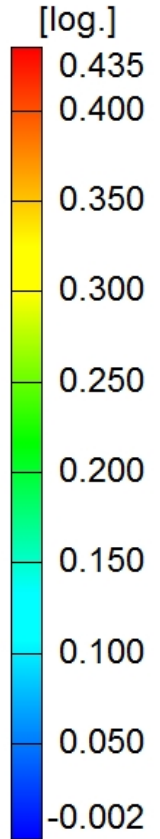
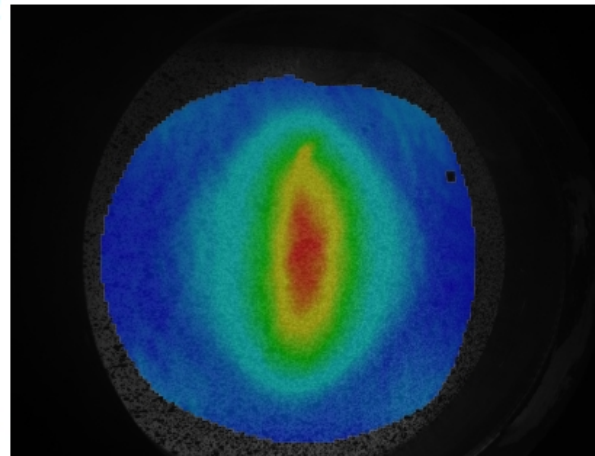
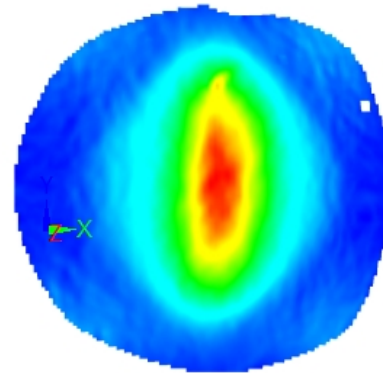
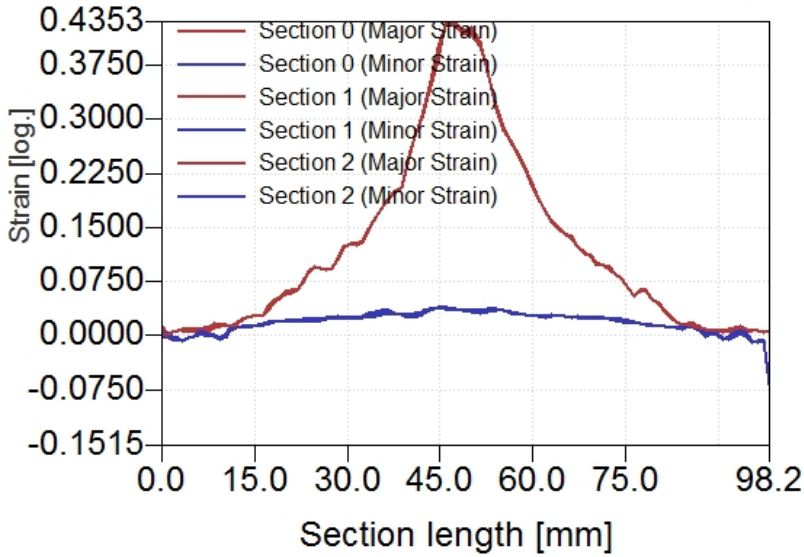
Major Strain



Stage 63 Šířka 105 mm, teplota 280 °C, směr 0°

Stage 63
Time 14.67 s

Major Strain

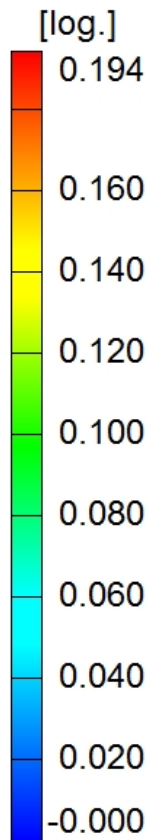
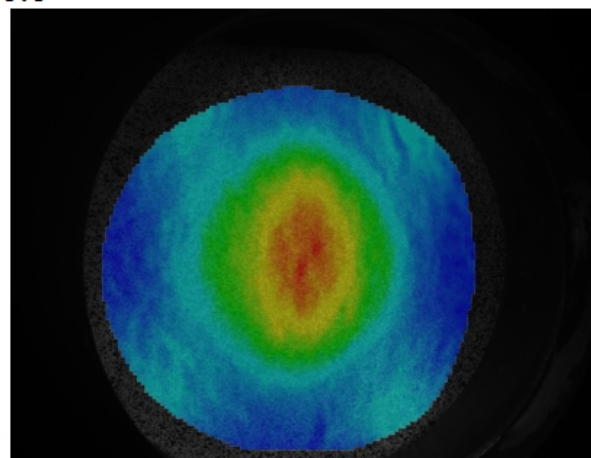
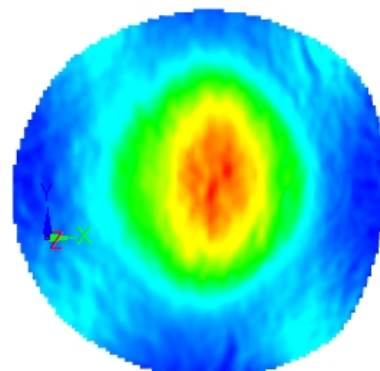
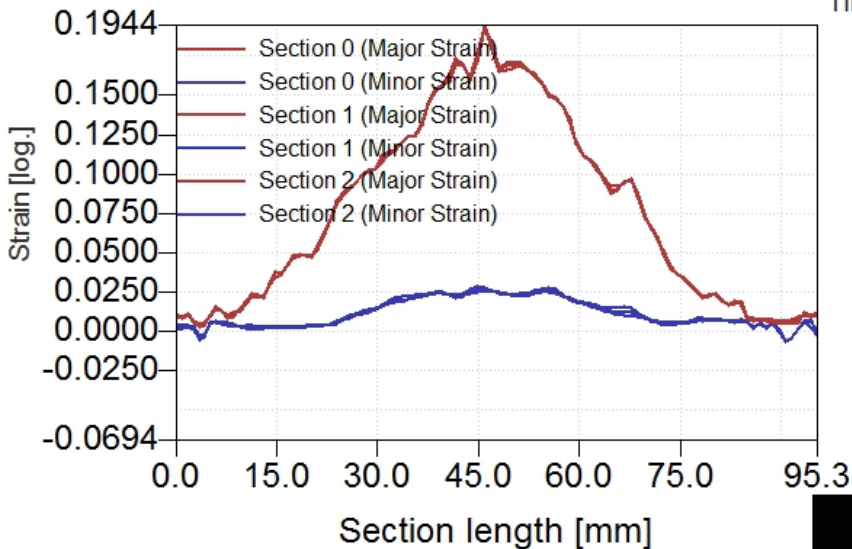


Stage 63 Šířka 105 mm, teplota 280 °C, směr 45°

4/10/16

Stage 47
Time 12.00 s

Major Strain

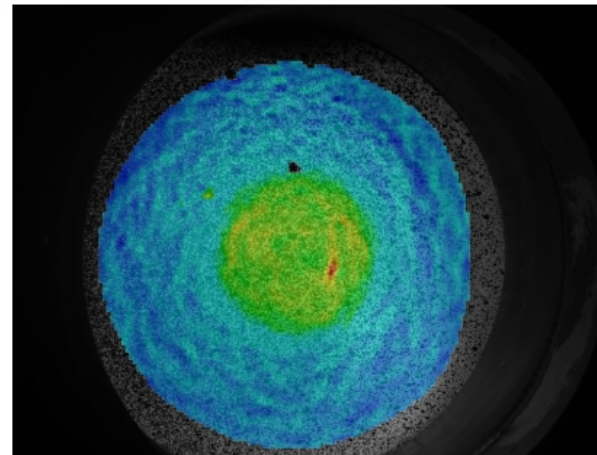
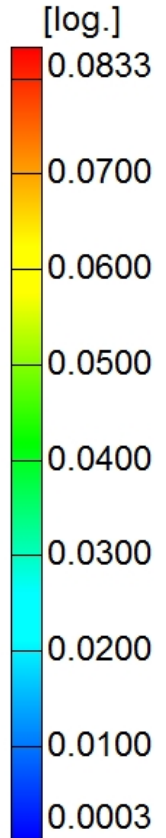
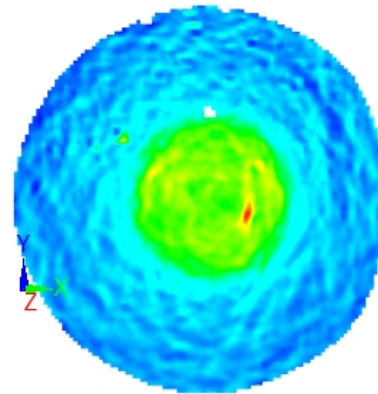
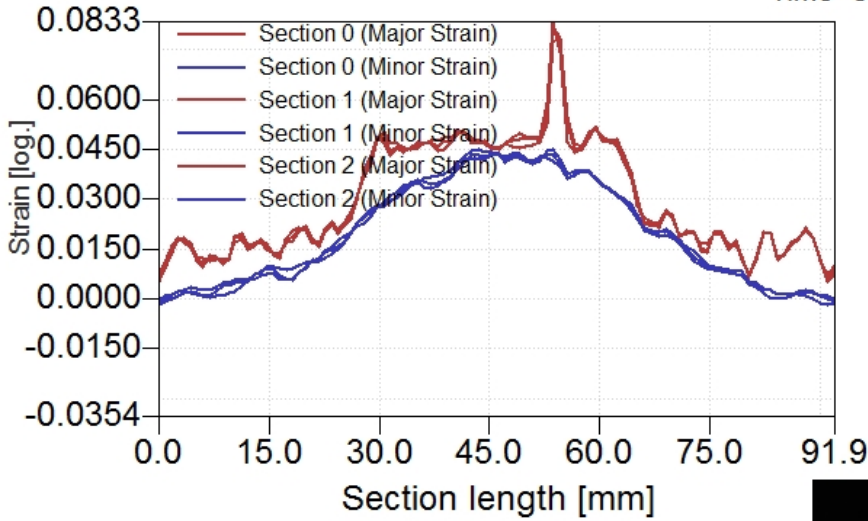


Stage 47 Šířka 105 mm, teplota 280 °C, směr 90°

4/10/16

Stage 9
Time 8.17 s

Major Strain

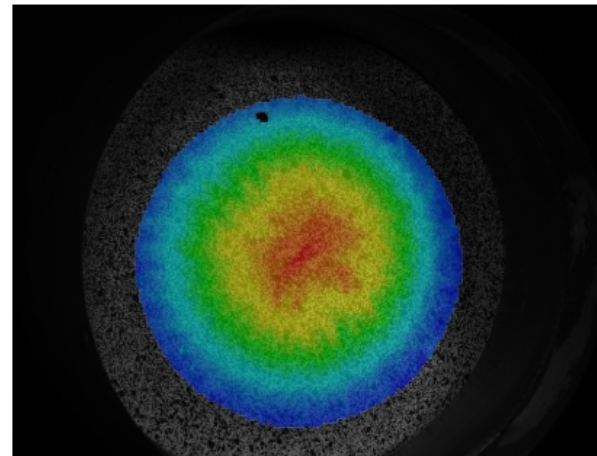
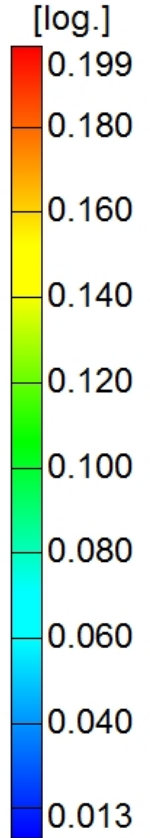
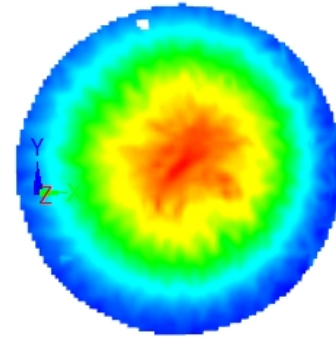
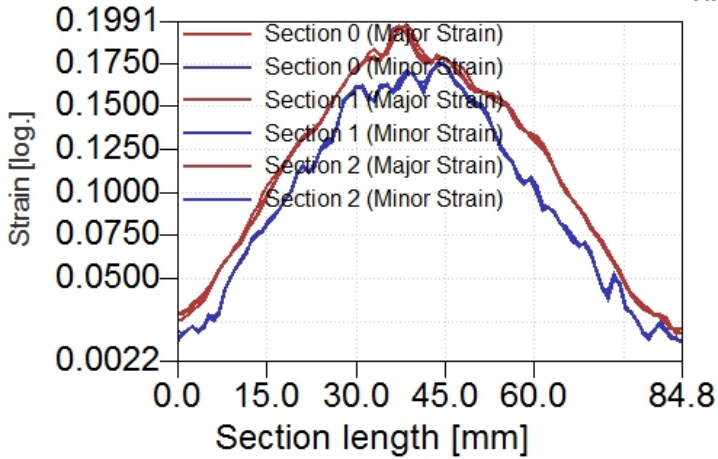


Stage 9 šířka 210 mm, teplota 100 °C

4/10/16

Stage 59
Time 14.00 s

Major Strain

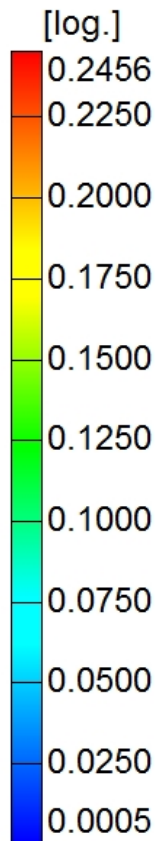
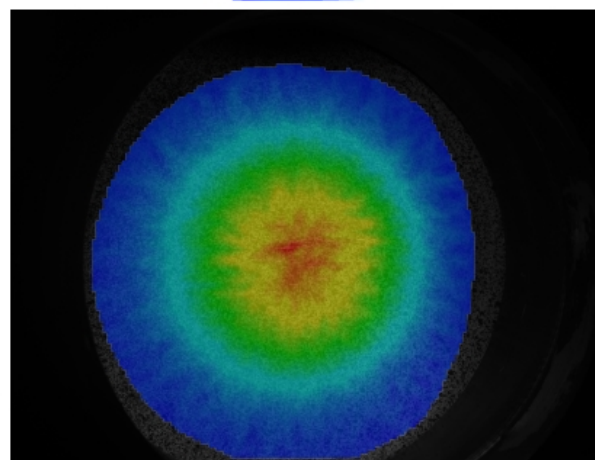
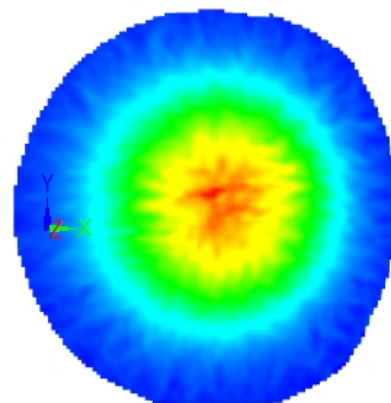
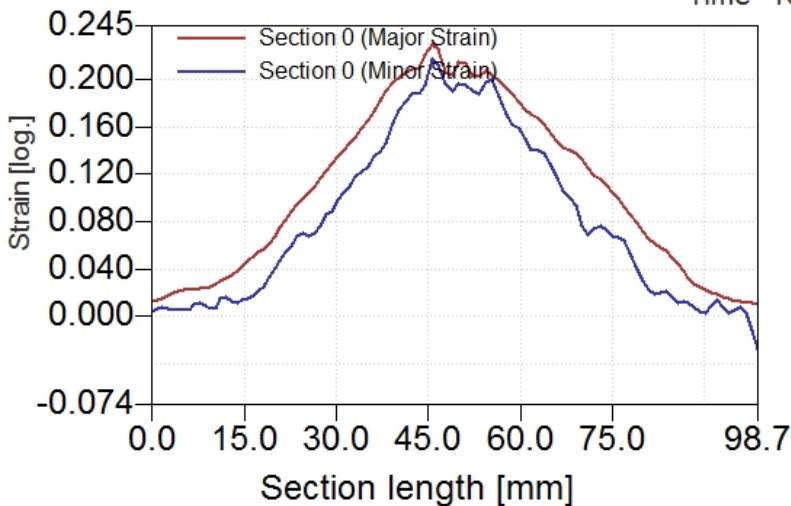


Stage 59 Šírka 210 mm, teplota 230 °C

4/10/16

Stage 55
Time 13.33 s

Major Strain



Stage 55 Šířka 210 mm, teplota 280 °C

4/10/16