

Univerzita Pardubice
Dopravní fakulta Jana Pernera



**STANOVENÍ MEZNÍHO STAVU IF OCELI PŘI ZVÝŠENÝCH
RYCHLOSTECH LOKALIZOVANÉ DEFORMACE VÝLISKŮ
AUTOKAROSERÍ**

Ing. Filip Klejch

Disertační práce

2024

Doktorand

Ing. Filip Klejch

Studijní program:

P0788D040001 Dopravní prostředky a infrastruktura

Specializace:

P0788D5001 Dopravní prostředky

Školitel:

prof. Ing. Eva Schmidová, Ph.D.

Školitel specialista:

Ing. Jakub Vágner, Ph.D.

Název disertační práce:

Stanovení mezního stavu IF oceli při zvýšených rychlostech lokalizované deformace výlisků autokaroserií

Školící pracoviště

Katedra mechaniky, materiálů a částí strojů

Disertační práce byla realizována s využitím technologií:

Výukového a výzkumného centra v dopravě (VVCD)

Prohlašuji:

Práci s názvem Stanovení mezního stavu IF oceli při zvýšených rychlostech lokalizované deformace výlisků autokaroserií jsem vypracoval samostatně. Veškeré literární prameny a informace, které jsem v práci využil, jsou uvedeny v seznamu použité literatury.

Byl jsem seznámen s tím, že se na moji práci vztahují práva a povinnosti vyplývající ze zákona č. 121/2000 Sb., o právu autorském, o právech souvisejících s právem autorským a o změně některých zákonů (autorský zákon), ve znění pozdějších předpisů, zejména se skutečností, že Univerzita Pardubice má právo na uzavření licenční smlouvy o užití této práce jako školního díla podle § 60 odst. 1 autorského zákona, a s tím, že pokud dojde k užití této práce mnou nebo bude poskytnuta licence o užití jinému subjektu, je Univerzita Pardubice oprávněna ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které na vytvoření díla vynaložila, a to podle okolností až do jejich skutečné výše.

Beru na vědomí, že v souladu s § 47b zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů, a směrnicí Univerzity Pardubice č. 7/2019 Pravidla pro odevzdávání, zveřejňování a formální úpravu závěrečných prací, ve znění pozdějších dodatků, bude práce zveřejněna prostřednictvím Digitální knihovny Univerzity Pardubice.

Tato práce byla realizována s využitím technologií Výukového a výzkumného centra v dopravě.

V Pardubicích dne 28. 8. 2024

Ing. Filip Klejch

Poděkování

Rád bych touto cestou poděkoval všem, kteří mě podporovali při tvorbě této disertační práce.

*Především bych chtěl poděkovat své vedoucí, **prof. Ing. Evě Schmidové, Ph.D.**, za odborné vedení, cenné rady a trpělivost, kterou mi věnovala po celou dobu mého studia. Bez její upřímné podpory a vedení by tato práce nemohla vzniknout.*

Dále bych chtěl poděkovat svým kolegům a spolupracovníkům z Výukového a výzkumného centra v dopravě, kteří mi poskytovali technickou podporu, pomoc s experimenty a cenné rady a zkušenosti. Jmenovitě bych zde chtěl zmínit prof. Ing. Bohumila Culka, CSc.; doc. Ing. Bohumila Culka, Ph.D.; Ing. Jakuba Vágnera, Ph.D.; MsC. Sunila Kumara M R, Ph.D. a MsC. Armana Dadkhaha.

Poděkovat bych chtěl také kolegům a přátelům, které jsem měl možnost poznat v rámci praktické stáže na univerzitě v Gentu, a to zejména za jejich podporu s prováděním experimentů a cenné zkušenosti. Jmenovitě: prof. Dr. Ir. Patricie Verleysen; MsC. Navid Ghavanini; MsC. Javier Carreño Saavedra; MsC. Hassan Delavar a Msc. Alexandros Banis, Ph.D.

Velké díky patří také mé rodině, partnerce a přátelům za jejich trpělivost, podporu a povzbuzování během celého mého studia. Bez jejich pochopení a podpory by bylo dosažení tohoto cíle mnohem obtížnější.

ANOTACE

Představená disertační práce se zabývá deformačním chováním analyzovaného typu anizotropního materiálu bezintersticiální oceli (IF) za různých deformačních podmínek. Tento typ oceli je v praxi využíván na lisování tvarově složitých karosářských dílů (např. dveře, kapota, vnitřní tunel) a prezentuje tak hlubokotažný materiál používaný v automotive.

Provedené analýzy jsou zaměřeny na materiálovou odezvu analyzovaného materiálu za různých stavů napětí/deformací a rychlostí zatěžování i z pohledu mikrostrukturního vývoje deformace pomocí krystalografických analýz (EBSD). Motivací pro představenou studii je reálný stav, kdy složitost dílů a lokalizace deformací kladou extrémní nároky na technologické procesy i samotnou tvařitelnost materiálů. Vyplývající efekty jsou v práci analyzovány s využitím reálných lisovaných dílů s odstupňovanou úrovní přetvoření. Vznik lokalizované deformace v kritických místech výlisků je ovlivněn řadou působících vlivů na plastické deformování materiálu. Z tohoto důvodu byly pro popis jednotlivých možných vlivů začleněny materiálové testy za různých zatěžovacích stavů. Část disertační práce byla zaměřena i na testy možného nedestruktivního měření stavu plastické deformace pomocí metody měření Barkhausenova šumu

Z obdržných výsledků byl zjištěn značný vliv jednotlivých zatěžujících stavů na mechanickou odezvu analyzovaného materiálu a odlišnou tendenci k lokalizaci deformace. Výsledky jsou prezentovány v rámci jednotlivých kapitol a mají značný vliv na vznik lokalizované deformace v kritických místech reálných výlisků. Typický projev deformace v těchto kritických místech byl v práci představen. Vhodnost zvolené nedestruktivní metody (MBN) pro zachycení úrovně plastické deformace zkoumaného materiálu byla potvrzena.

KLÍČOVÁ SLOVA

IF ocel; vady lisování; lokalizace deformace; kritické ztenčení; vliv rychlosti a stavu deformace; krystalografické analýzy; nedestruktivní měření; Barkhausenův šum (MBN)

TITLE

Determination of the Limit Deformation State of IF Steel under Increased Strain Rates Caused by Localized Deformation in Automotive Stamped Parts

ANNOTATION

The presented dissertation thesis deals with the deformation behavior of the investigated type of anisotropic interstitial-free (IF) steel under various deformation conditions. This type of steel is being used for stamping of complex-shaped automotive body parts (e.g., doors, hood, inner tunnel) and thus represents a deep-drawing material used in the automotive industry.

The presented analyses focus on the material response under various stress/strain conditions and different strain rates, as well as on the microstructural evolution of deformation using crystallographic analyses (EBSD). The motivation for the presented study is the real production state, where the complexity of parts and the localization of the deformations place extreme demands on the technological processes and the formability of the materials. The resulting effects are analyzed in this thesis using actual stamped parts with graded levels of deformation. The occurrence of localized deformation in critical positions of the stamped parts is influenced by several factors affecting the response of the plastically deformed material. Therefore, material tests under various loading conditions were incorporated to describe the individual possible influences. Part of the dissertation also focused on exploring the potential for non-destructive measurement of the state of plastic deformation using the Barkhausen noise measurement method.

The obtained results revealed a significant influence of different loading conditions on the mechanical response of the investigated material type and a varying tendency towards localization of deformation. The results are presented within the respective chapters and may significantly impact the occurrence of localized deformation in critical positions of real stamped parts. The typical example of deformation state in these critical positions is presented in the work. The suitability of the chosen non-destructive method (MBN) for capturing the level of plastic deformation in the investigated material was confirmed.

KEYWORDS

IF steel; stamping defects; localization of deformation; critical thinning; influence of strain rate and deformation state; crystallographic analyses; non-destructive measurement; Barkhausen noise (MBN)

OBSAH

Seznam obrázků	10
Seznam tabulek	12
Seznam zkratk	13
1 Úvod	15
1.1 Motivace disertační práce	16
1.2 Členění disertační práce	17
2 Současný stav řešené problematiky	18
2.1 Oceli pro výrobu karoserií v automobilovém průmyslu a jejich povrchové úpravy	18
2.1.1 Povrchové úpravy	23
2.2 Lisování tenkých plechů	26
2.2.1 Vady lisování	27
2.2.2 Metody hodnocení tvažitelnosti	28
2.3 Vybrané metody nedestruktivního měření stavu materiálu	31
2.3.1 Metoda měření Barkhausenova šumu (MBN)	33
2.4 Mezní stav a plasticita	35
2.4.1 Vliv stavu deformace a napjatosti	35
2.4.2 Vliv rychlosti deformace	37
2.4.3 Tepelné odpevnění	39
2.4.4 Vliv anizotropie	40
2.4.5 Metalurgická kvalita	42
2.5 Analýzy plastické deformace pomocí EBSD	43
3 Cíle disertační práce	46
4 Použité metody pro analýzy mezního stavu	48
4.1 Mechanické testy	48
4.2 Materiálové analýzy	50
5 Analyzovaný materiál – IF ocel (DC06)	54
6 Analýzy rozvoje deformace u 1-osého zatížení	56
6.1 Vliv 1-osého kvazistatického zatížení na projev deformace	56
6.1.1 Sledování lokalizace deformace digitální korelací obrazu	57
6.1.2 Rozvoj deformace z mikrostrukturního pohledu (EBSD)	59

6.1.3	Zpevnění s rozvojem deformace.....	63
6.1.4	Nedestruktivní monitorování deformační odezvy pomocí MBN	63
6.2	Vliv zvýšených rychlostí deformací	65
6.2.1	Mikrostrukturní analýzy vybraných vzorků	70
6.2.2	Dosah deformačního zpevnění vlivem rychlosti deformace	71
6.3	Shrnutí a diskuze výsledků rozvoje deformace u 1-osého zatížení	73
7	Rozvoj plasticity za stavu rovinné deformace.....	75
7.1	Rovinná deformace za kvazistatické rychlosti zatěžování.....	75
7.1.1	Rozvoj deformace s využitím digitální korelace obrazu (DIC).....	76
7.1.2	Rozvoj deformace z pohledu mikrostruktury (EBSD)	77
7.1.3	Lokalizace zpevnění	79
7.2	Vliv zvýšené rychlosti zatěžování.....	80
7.3	Shrnutí a diskuze výsledků rovinné deformace	81
8	Analýzy rozvoje deformace u 2-osého zatížení	83
8.1	Vliv 2-osého zatížení za kvazistatické rychlosti deformace	84
8.2	Vliv zvýšených rychlostí deformací	85
8.2.1	Sledování lokalizace deformace digitální korelací obrazu	88
8.3	Analýzy lokalizace deformace referenčních vzorků	91
8.4	Shrnutí a diskuze výsledků 2-osého zatěžování.....	92
9	Analýzy kritických míst reálných výlisků	94
9.1	Lokální plastická odezva.....	96
9.2	Krystalografické analýzy výlisků.....	98
9.2.1	Výlisek s trhlinou	99
9.2.2	Výlisek ve stavu iniciace lokalizace	101
9.2.3	Výlisek v limitním stavu deformace.....	103
9.2.4	Výlisek ve stavu max. ztenčení	105
9.3	Shrnutí a diskuze výsledků reálných výlisků	108
10	Vliv metalurgické kvality na plasticitu	110
11	Shrnutí a diskuze výsledků	113
11.1	Přínos disertační práce z pohledu praxe / teorie	117
11.2	Perspektivy pro navazující výzkum.....	117

Vlastní publikace.....	119
Použitá literatura	122

SEZNAM OBRÁZKŮ

Obrázek 2.4 Schematické zobrazení zkoušky dle Nakazimy (A))[44]; Sada deformovaných vzorků po zkoušce dle Nakazimy (B))[44]; FLD diagram pro materiál DX57D (C) [45]	30
Obrázek 2.5 Magnetizační křivka feromagnetického materiálu (A) [63] a měřicí sonda (B))	34
Obrázek 2.6 Porovnání FLD digramů hlubokotažné (a) a TRIP (b) oceli za statických a dynamických (1000 s ⁻¹) podmínek [73].....	38
Obrázek 2.7 Intenzita krystalografické textury {111} v ND u IF a IF-HS oceli, EBSD, stav bez deformace [48]	41
Obrázek 2.8 Ukázky iniciace mikrotrhlin na karbidech.....	42
Obrázek 3.1 Záznam indentační zkoušky A); Přepočtový vztah pro získání meze kluzu B)	49
Obrázek 3.2 Ukázka hodnocení podílu zastoupení převažujících RGB barev v rámci vybrané IPF mapy	51
Obrázek 5.1 A) Mikrostruktura IF oceli, zvětšeno 500x; B) Výchozí anizotropie analyzovaného materiálu z EBSD analýzy zv. 250x (převládající podíl textury γ ($\langle 111 \rangle \parallel ND$)); C) Energiová lokální chemická mikroanalýza povrchové vrstvy	54
Obrázek 5.2 Tahové křivky analyzované IF oceli, zatěžování ve 3 směrech vzhledem k RD	55
Obrázek 6.1 Tahová křivka skutečného napětí – deformace (True stress- strain) s vyznačenými body testovaných deformací a tvar testovaných vzorků [66].....	56
Obrázek 6.2 Tahová křivka smluvního napětí – deformace (Eng. stress-strain) s vyznačenými časovými body testovaných deformací a tvar vzorku	58
Obrázek 6.3 Rozvoj sledované deformace (major strain) v zobrazených časech zatěžování	58
Obrázek 6.4 Trend lokalizace deformace v podélném řezu - major strain % (červeně čas 140 s, resp. poz. Rm)	59
Obrázek 6.5 IPF mapy pro deformace 0% a 35%	60
Obrázek 6.6 Výsledky RGB metody pro zachycení změny orientace textur	61
Obrázek 6.7 Pattern Quality mapy a GB histogramy pro deformace 0% a 35%	62
Obrázek 6.8 Závislost nárůstu podílu LAGB na deformaci [35]	62
Obrázek 6.9 Gradient HV1 v závislosti na dosažené deformaci [66]	63
Obrázek 6.11 Vliv rychlosti deformace na zpevnění [107].....	65
Obrázek 6.12 Geometrie testovaných vzorků s pozicí tenzometrických snímačů	66
Obrázek 6.13 Ukázka měřených signálů síly ze siloměru a tenzometrického snímače	66
Obrázek 6.14 Využití klouzavého průměru pro redukci šumu	67
Obrázek 6.15 Výsledky dynamických/rázových tahových zkoušek v porovnání se statickou odezvou, ve formě: A) smluvní napětí – deformace ; B) skutečné napětí - deformace (přepočten)	68
Obrázek 6.16 Ukázka pozic měření – vzorek 275 s-1.....	70
Obrázek 6.17 RGB výsledky pro 2 vybrané vzorky (0,002 a 275 s-1)	71

Obrázek 6.18 Gradienty dosahu deformace a zpevnění, A) zúžení v šířce vzorku; B) ztenčení; C) plastická práce.....	72
Obrázek 7.1 Tahová křivka (smluvní napětí-deformace) a geometrie testovaného vzorku.....	75
Obrázek 7.2 DIC výsledky deformací v ose y a x.....	76
Obrázek 7.3 DIC výsledky rychlosti lokální rychlosti deformace v ose y.....	76
Obrázek 7.4 EBSD výsledky ve vybraných řezech.....	77
Obrázek 7.5 RGB výsledky v provedených řezech.....	78
Obrázek 7.6 % zpevnění měřeno indentací (A) a gradienty tloušťky v pozicích (B)	79
Obrázek 7.7 Ukázka rozdílů měřených signálů (A) Vzorek s tenzometrickým snímačem (B)	80
Obrázek 7.8 Tahové křivky za zvýšených rychlostí zatěžování – rovinná deformace (smluvní napětí – deformace)	81
Obrázek 8.1 Vzorky po testech vyboulením kapalinou	83
Obrázek 8.2 Zatěžující křivky neporušených vzorků A); Měřicí zařízení B)	84
Obrázek 8.3 Absolutní naměřené vyboulení testovaných vzorků – Static Bulge	85
Obrázek 8.4 Schematický nákres zkušebního zařízení a Lagrangeův diagram šíření vln v zařízení [50]	85
Obrázek 8.5 Reálná podoba testovacího zařízení [50].....	86
Obrázek 8.6 Absolutní naměřené vyboulení testovaných vzorků – Dynamic Bulge.....	87
Obrázek 8.7 Informace o průběhu zatěžování na rozhraní zatěžujícího pístu a vzorku.....	88
Obrázek 8.9 Povrchové deformace ve směrech RD a TD těsně před porušením.....	89
Obrázek 8.8 Informace o průběhu boulení vzorku.....	89
Obrázek 8.10 Povrchové deformační rychlosti ve směrech RD a TD těsně před porušením	90
Obrázek 8.11 Vybrané “bulge vzorky“ A) DB (18,3mm); B) SB (18,23mm).....	91
Obrázek 8.12 Výsledky z provedených řezů, A) měření tlouštěk; B) indentační měření	92
Obrázek 9.1 Příklady kritických pozic výlisků, přílišné ztenčení A); trhlina B)	94
Obrázek 9.2 Vznik ztenčení v oblasti s nejmenším deformačním zpevněním [111]	94
Obrázek 9.3 Kolmý řez v pozici ztenčení s detailem těsně před porušením [112]	95
Obrázek 9.4 Kolmý řez v pozici maximálního zachyceného ztenčení před vznikem lomu a řez typickým porušením.....	96
Obrázek 9.5 Pozice měření indentace na povrchu vzorku (pohled z kolmého řezu)	97
Obrázek 9.6 % zpevnění měřeno indentací (A) a % ztenčení v pozicích (B)	98
Obrázek 9.7 Ukázka pozic analýz.....	98
Obrázek 9.8 Inverzní pólové mapy (IPF) v pozici bez/s značným ztenčením; tloušťka 635 um a 360 um	99
Obrázek 9.9 RGB analýza odstupňovaných EBSD analýz [113]	100
Obrázek 9.10 Kvantifikace mikrostrukturní deformace; Kernel Average Misorientation (0-5°) křivky A); Angle Grain Boundaries histrogramy B),C) [113].....	100

Obrázek 9.11 Výsledky EBSD analýz: IPF mapy v ND A); KAM mapy (0-5°) B).....	102
Obrázek 9.12 Výsledky EBSD analýz - GB distribuce.....	103
Obrázek 9.13 Výsledky EBSD analýz: IPF mapy v ND A); KAM mapy (0-5°) B).....	104
Obrázek 9.14 Výsledky EBSD analýz - GB distribuce.....	105
Obrázek 9.15 Pozice měření A) a výsledky EBSD analýz: IPF mapa v ND B); KAM (0-5°) C),D) ..	106
Obrázek 9.17 Výsledky EBSD analýz - KAM distribuce	107
Obrázek 9.16 Výsledky EBSD analýz - GB distribuce.....	107
Obrázek 9.18 RGB srovnání prezentovaných výlisků v neporušeném stavu.....	108
Obrázek 10.1 Iniciační mikrotrhliny na inkluzích s chem. Analýzou A) oxid na bázi Al, B) karbonitrid titanu	110
Obrázek 10.2 Vliv výskytu karbonitridů v blízkosti lomu (jednoosý tahový vzorek)	111
Obrázek 10.3 Ukázka metody kvantifikace výskytu trhlin a výsledků [97]	112

SEZNAM TABULEK

Tabulka 3.1 Parametry EBSD – TESCAN VEGA - Bruker e-Flash	52
Tabulka 3.2 Parametry EBSD – QUANTA FEG - EDAX	52
Tabulka 3.3 Parametry měření odezvy MBN.....	53
Tabulka 5.1 Chemické složení analyzované IF oceli [hm. %].....	54
Tabulka 5.2 Mechanické vlastnosti analyzované IF oceli ze standardní tahové zkoušky.....	55
Tabulka 6.1 Stupně testovaných deformací	57
Tabulka 6.2 Parametry DIC	57

SEZNAM ZKRATEK

AHSS	Advanced High-Strength Steel
ARB	Acumullative Roll Bonding
ARB	Accumulative Roll Bonding
ASTM	American Society for Testing and Materials
BH	Bake Hardening
CGA	Circle Grid Analysis
CP	Coplex Phase Steel
DCT	X-ray Diffraction Computed Tomography
DIC	Digital Image Correlation
DP	Dual Phase Steel
DSI	Depth-Sensing Indentation
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
ECT	Eddy Current Testing
EG	Electro Galvanizing
EN	European Standard
EWf	Essential Work of Fracture
FLC	Forming Limit Curve
FLD	Forming Limit Diagram
GAM	Grain Average Misorientation
GB	Grain Boundaries
GOS	Grain Orientation Spread
HAGB	High Angle Grain Boundaries
HBT	Hydraulic Bulge Test
HdG	Hot-Dip Galvanizing
HEDM	High Energy X-ray Diffraction Microscopy
HET	Hole Expansion Test
HSB	High-Speed Bulge
HSS	High-Strength Steel
HV	Vickers Hardness
IF	Interstitial Free Steel
IF-HS	Interstitial Free-High Strength Steel
IPF	Inverse Pole Figure
KACM	Kernel Average Center Misorientation
KAM	Kernel Average Misorientation
KANM	Kernel Average Neighbor Misorientation
KOS	Kernel Orientation Spread
LAGB	Low Angle Grain Boundaries
LDH	Limiting Dome Height
LME	Liquid Metal Embrittlement

MBN	Magnetic Barkhausen Noise
MKP	Metoda Konečných Prvků
ND	Normal Direction
NDT	Non-destructive Testing
NIT	New Inorganic Treatment
PCT	Phase Contrast synchrotron micro-Tomography
RD	Rolling Direction
RTG	Rentgenové záření
SEM	Scanning Electron Microscope
SHPB	Split Hopkinson Pressure Bar
SPD	Strain Path Diagram
TD	Transverse Direction
TRIP	Transformation Induced Plasticity Steel
TWIP	Twinning Induced Plasticity Steel
UT	Ultrasonic Testing
VD	Vacuum Degassing

1 ÚVOD

Trend vývoje a výzkumu v oblasti automotive je v posledních letech směřován zejména k úspoře hmotnosti vozidel, zajištění větší bezpečnosti a elektromobilitě. Z pohledu materiálového inženýrství je pozornost věnována zejména správné volbě a zavádění nových materiálů a technologií do výroby. Tyto materiály zajišťují úsporu hmotnosti vozidel menší tloušťkou stěn výlisků, zavedením topologických optimalizací a lehčených struktur nebo ze samotné podstaty použitého materiálu a jeho měrné hustoty. Zároveň vybrané nové materiály poskytují dostatečnou pevnost a schopnost absorpce energie pro zajištění požadované bezpečnosti vozidel.

Krom nových materiálů se zvyšují i požadavky na samotnou výrobu jednotlivých komponent, např. v oblasti lisování dochází ke zrychlování produkce a snaze o maximální využití kapacity používaného materiálu. Zvyšují se rychlosti tváření, pracovní rychlosti nástrojů, tedy i deformační rychlosti. Dochází k větší lokalizaci deformací při tváření. Vlivem designových trendů dochází ke vzrůstu počtu tvarově složitých dílů. Složitost dílů a lokalizace deformací kladou extrémní nároky na technologické procesy i samotnou tvařitelnost materiálů. To vede k nutnosti jak zkoumání a upravování samotného procesu lisování a lisovacích podmínek, tak k důkladné kontrole stavu materiálu před a po lisování, i z mikrostrukturního hlediska. Při lisování je nutné správné nastavení podmínek pro konkrétní materiály a povrchové vrstvy, aktuální teploty pracovních nástrojů, lisovací tlaky, vhodné množství maziva apod. Kontrolu stavu materiálu po procesu lisování je nutno provádět nedestruktivně ve vytipovaných kritických místech tak, aby dle obdrženého výsledku mohl být lisovací proces poupraven.

Aktuální vývoj a výzkum se tedy zaměřil i na tyto požadavky vyplývající z reálných podmínek výrobního procesu. Tedy s využitím vhodných nedestruktivních metod stanovit reálný stav materiálů na vstupu do výrobního procesu, a i po samotném procesu lisování tak, aby zvolená metoda odrážela reálný stav materiálu vzhledem k jeho aktuální mikrostrukturní stavbě. Pro takové hodnocení materiálu po lisování je ale nejdříve nutné stanovit samotný mezní stav zkoumaného materiálu.

Disertační práce se zabývá stanovením mezního stavu materiálu bezintersticiální oceli monitorováním projevu deformace materiálu z mikrostrukturního hlediska. Je zkoumán vývoj mechanismu deformace za různých zatěžujících stavů s konfrontací s reálným stavem na lisovaných dílech. Krom toho je ověřována nedestruktivní metoda měření Barkhausenova šumu pro zachycení vývoje plastické deformace zkoumaného materiálu. Zkoumaný typ materiálu je

používán zejména na tvarově složité díly vnějších a vnitřních částí karoserií, např. blatníky, dveře, kapota, střecha, víko kufru nebo vnitřní tunel.

1.1 Motivace disertační práce

Motivace disertační práce vyplývá z reálných problémů uvedených v úvodu, kde v rámci zmíněných efektů dochází k lokalizování deformace. Efekt lokalizování nese řadu vlivů ovlivňujících, jak lokální stav materiálu z pohledu makro/mikroskopické deformace, tak i samotný průběh deformace tokem materiálu v kritických místech a zvýšenou rychlostí deformace. Tyto vlivy poté rozhodují o stavu materiálu po lisování ve smyslu zbytkové kapacity k plastické deformaci, tj. k relaxaci napětí a energetické bilanci odezvy při následném zejména dynamickém zatížení. V rámci odborné literatury a publikovaných vědeckých výstupech není tato problematika příliš zastoupena, zejména poté v návaznosti na daný typ materiálu a reálně lisované díly. Výlisky bývají řešeny zejména směrem k technologickým parametrům lisování, tvařitelnosti materiálu a simulacím, např. [1,2,3], nikoli k reálnému stavu materiálu výlisku po lisování. Poměrně malé množství informací je dohledatelné i pro vliv zvýšené rychlosti deformace za různých stavů napětí/deformace pro konkrétně řešený typ materiálu, jež ze své podstaty užití není pro vysoké deformační rychlosti zamýšlen. Motivace je také obsažena v myšlence možného nedestruktivního hodnocení stavu materiálu, pro což je ale nejprve nezbytné komplexně podchytit jednotlivé vlivy na vývoj materiálu za daných deformačních podmínek.

Motivací disertační práce je tedy získání informací o chování (vývoji stavu) daného typu anizotropního materiálu v kritických místech reálných výlisků vedoucích k vyčerpání plastické kapacity, a rozšíření informací ohledně vlivu zvýšených rychlostí deformací na plasticitu předmětného typu oceli. To vše i z pohledu vývoje mikrostruktury. Vliv rychlosti deformace na plasticitu je analyzován za vybraných stavů napjatosti/deformace s eliminací vlivu tření, což umožňuje zkoumání pouze samotné materiálové odezvy. Za odpovídajících podmínek stavu deformace byla ověřována možnost nedestruktivní detekce plastické deformace materiálu zvolenou metodou.

1.2 Členění disertační práce

Disertační práce je členěna od teoretického úvodu do současného stavu řešené problematiky, přes představení hlavních metod použitých analýz mezního stavu, po praktické výsledky jednotlivých typů testů a analýz. Praktická část je členěna podle testovaných stavů napjatosti/deformace – je zkoumán vliv jednotlivých vybraných stavů napjatostí/deformací za různých deformačních rychlostí v separátních kapitolách jež obsahují samotné zhodnocení a konfrontaci výsledků dílčím závěrem. Jednotlivé stavy deformací odrážejí vliv na rozdílnost obdržených mechanických parametrů a deformační kapacity. To je dále uvažováno ve vztahu k reálnému stavu výlisků, jež jsou představeny v samostatné kapitole. Závěrem je uvedeno kompletní shrnutí výsledků s přínosy disertační práce pro teorii i praxi, s návrhem k navazujícím pracím.

2 SOUČASNÝ STAV ŘEŠENÉ PROBLEMATIKY

2.1 Oceli pro výrobu karoserií v automobilovém průmyslu a jejich povrchové úpravy

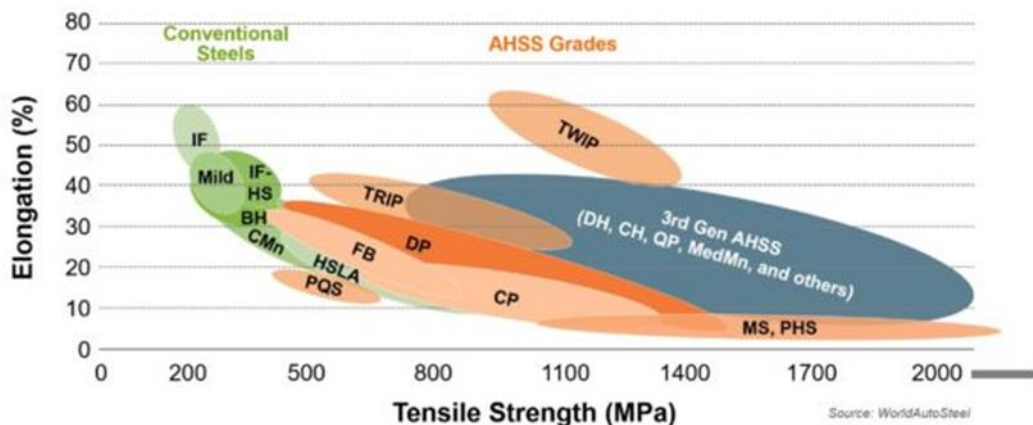
Již od počátků vývoje automobilového průmyslu, byla ocel po boku dřeva jedním z nejdůležitějších materiálů pro stavbu motorových vozidel. Hlavní pozici v automobilovém průmyslu získala ocel počátkem 20. let 20. století, kdy faktor nízké ceny, dobré tvařitelnosti, pevnosti a svařitelnosti předčil ostatní materiály. Od těchto dob začal být automobilový průmysl závislý na dodávkách ocelových plechů, jež začal ocelářský průmysl ochotně vyvíjet. Postupem času se konstrukce vozidel, ale i typy používaných ocelí vyvíjely v závislosti na přirozených požadavcích, např. na větší bezpečnost, pohodlí cestujících, výkon, a nižší znečištění/emise. Některé z těchto požadavků začaly být regulovány, což v návaznosti vedlo k vývoji nových typů ocelí s lepší zpracovatelností, vyšší pevností a schopností dynamické absorpce energie. [4]

Tento vývoj postupem času došel do aktuálního stavu, kdy je snahou využít co nejvíce kapacitu materiálu tak, aby bylo umožněno co největší odlehčení při zachování žádoucí bezpečnosti vozidel. Trend snižování hmotnosti vyplynul automaticky z důrazu na nižší produkci emisí spalovacích motorů a na nástup elektromobility. Zaváděny jsou také nové elektronické systémy a komponenty pro lepší ochranu posádky vozu a lepší jízdní komfort. Tyto komponenty v řadě případů zvyšují hmotnost daného celku v porovnání s jeho předchozím konstrukčním řešením, např. moderní světlometry nebo nárazníky osazené snímači. Pro uspokojení požadavků na odlehčení musel být tedy vyvinut sortiment ocelí, které umožňují produkci tenčích plechů při dosažení požadovaných pevnostních charakteristik a také velmi dobré tvařitelnosti pro umožnění výroby složitých tvarů. Sortiment je dále stručně představen, stoupá také zastoupení neželezných materiálů v konstrukci karoserií.

Přehled aktuálně používaných a nově nastupujících typů ocelí je uveden na obrázku 2.1, kde je zobrazena závislost pevnosti na tažnosti daných ocelí. Znázorněné oceli lze rozdělit do tří kategorií, na konvenční oceli, běžné vysokopevné oceli (HSS), a pokročilé vysokopevné oceli (AHSS).

- **Běžné nízkouhlíkové oceli (Mild oceli)** lze řadit do skupiny ocelí konvenčních. Jde o nízkouhlíkové oceli bez zpevňujících legujících prvků, které jsou velmi dobře tvařitelné. Jsou stabilizovány mikrolegujícími prvky (Ti, Nb) a disponují primárně feritickou mikrostrukturou s podílem perlitu jež závisí na obsahu uhlíku. V minulosti byly

v automobilovém průmyslu velmi používané, zejména na vnější panely karoserií. Dnes už jejich zastoupení není veliké, jsou používány na tvarově složité díly. Postupně je nahradily oceli bez intersticií. [5]



Obrázek 2.1 Diagram pevnosti vs. tažnosti aktuálního sortimentu ocelí [6]

- **IF (Interstitial – Free)** oceli představují optimální materiál pro vnější části automobilových karoserií. Nicméně jejich využití můžeme najít i pro části vnitřní karoserie, zejména u tvarově složitých dílů. Jsou využívány pro svou dobrou tvařitelnost, která umožňuje plnit požadavky na aktuální komplexní tvary karoserií, využít lze i Bake Hardening efektu. Veliká tvařitelnost je umožněna bezintersticiálním charakterem oceli, tedy nízkým obsahem intersticiálních atomů, zejména uhlíku a dusíku ($<0.003 \text{ hm\%}$ a $<0.004 \text{ hm\%}$), a přednostní krystalickou strukturou. Pro dosažení nízkého obsahu zmíněných prvků se používá technologie vakuového odplyňování při kontinuálním lití. Dále jsou oceli také řízeně mikrolegovány prvky Ti a/nebo Nb. Ty zajišťují stabilizační efekt tvorbou vhodně formovaných a distribuovaných precipitátů v interakci s atomy uhlíku a dusíku, čímž dochází k redukci jejich obsahu na minimum. Pro dosažení vyšších pevností bývají IF oceli legovány i prvky jako P, Si a Mn přidanými do tuhého roztoku. Nazývají se poté **IF-HS** oceli (IF High – Strength). [6,7,8] Efekt těchto legujících prvků zajišťuje lineární nárůst pevnostních charakteristik, a lineární pokles tažnosti úměrně množství legur ($\text{Si}+\text{Mn}+10\text{P}$). Největší rozdíl mezi těmito prvky je v jejich efektu na anizotropii (\bar{r}), kterou nejméně negativně ovlivňuje prvek P a mohl by se tedy zdát ideálním legujícím prvkem pro IF oceli. [9] Navíc přílišné množství manganu vede ke snižování tažnosti a vyšší obsah křemíku negativně ovlivňuje kohezní podmínky pro případný povlak [10]. Nicméně i legování pomocí fosforu může vést k negativnímu efektu zkřehnutí oceli. Fosfor má tendenci k segregaci na hranicích zrn během procesu rekrytalizačního žhání, to poté snižuje kohezní pevnost hranic zrn, což může limitovat tvařitelnost za studena vznikem

křehkých/interkrystalických lomů. [9, 10] Popis vlivu těchto legujících prvků provedl Hoile a kol. [9]. Ten na základě komplexního studia metalurgického procesu pro komplexně stabilizované Ti+Nb IF oceli, popsal stabilizační roli prvků Ti a Nb a jejich optimalizaci.

Klíčovou je u IF ocelových plechů krystalografická struktura. Ta umožňuje dosáhnout požadované plastické anizotropie (r -Lankfordův parametr) zvyšující tažnost materiálu. Vysoká hodnota \bar{r} (průměrná normálová anizotropie, někdy též označována r_m) koreluje s dobrou tvařitelností. U izotropních ocelí se hodnota \bar{r} pohybuje kolem 1, zatímco oceli vhodné pro hluboké tažení by měly dosahovat hodnoty vyšší 1.8 [9]. Zároveň je pro hluboké tažení důležitá nízká hodnota rovinné anizotropie Δr (někdy označována r_p). Studium precipitačního chování Ti stabilizovaných IF ocelí v souvislosti s vlivem válcování a žíhání na krystalickou stavbu a hodnotu r , provedli Lei-lei Hao a kol. [11] a Mendoza a kol. [12] Výrobní postup válcováním za tepla, za studena a následné žíhání výrazně ovlivňují krystalickou stavbu, precipitaci a obsah přednostní textury výhodné pro hluboké tažení. [11,12] Pro tažnost nízkouhlíkových ocelí je stěžejní intenzita krystalografické textury $\{111\}$. Při válcování za studena je textura vždy složena ze dvou základních (počátečních) vláken α ($\langle 110 \rangle \parallel \text{RD}$) a γ ($\langle 111 \rangle \parallel \text{ND}$). Vývoj rekrytalizační struktury γ -vlákna za studena válcovaného IF ocelového plechu je pro hluboké tažení prospěšný. Tedy velký podíl zrn s rovinami $\{111\}$ rovnoběžnými s rovinou plechu podporuje tažnost. Intenzita obsažené rekrytalizační struktury $\{111\}$ závisí i na obsahu intersticiálních prvků. Větší podíl intersticiálních atomů vede ke vzniku textur typu $\{110\}$ a $\{100\}$, které tažnost snižují [6]. Požadovaná textura může vznikat například orientovanou nukleací během rekrytalizace, za využití deformační energie uložené v zrnech po předchozím válcování za studena.[9] Základní principy vzniku $\{111\}$ textury shrnul Tsunoyama [13].

Díky bezintersticiálnímu charakteru a krystalografické stavbě mohou IF oceli dosahovat tažnosti až 50 % i více. Mez kluzu je poměrně nízká, přibližně v rozsahu 140–150 MPa. Mez pevnosti se obvykle pohybuje kolem 290 MPa. U IF–HS variant se tažnost pohybuje kolem 40 %, mez kluzu najdeme v rozmezí 220–320 MPa a mez pevnosti kolem 400 MPa. [6] Dle normy ČSN EN 10152 najdeme dané oceli pod serií označení DC01 – DC07, v závislosti na mechanických parametrech. V případě žárově pozinkovaných typů pod označením DX (ČSN EN 10346). Materiál zkoumaný v této práci spadá do třídy DC06.

- **BH (Bake – Hardened)** oceli jsou oceli využívající tzv. Bake – Hardening jevu. Oceli jsou zpevňovány kontrolovaným žíháním, resp. řízeným stárnutím. Tyto oceli obsahují malý obsah volného uhlíku v matici železa. Množství tohoto uhlíku je tak malé, aby neovlivnilo tvárnost oceli. Provede se tváření a poté je na ocel nanášena barva/lak. Při procesu tváření je

generováno mnoho dislokací, které mohou být během řízeného stárnutí (za procedury vypalování laku) blokovány volnými atomy uhlíku. Vznikají tzv. Cottrellovy atmosféry, které ukotvují dislokace a blokují jejich pohyb, dochází i k precipitaci karbidů. Tento proces může zvýšit mez kluzu materiálu o 30–90 MPa. BH oceli se s výhodou využívají u vnějších dílů/panelů karoserií, kde BH efekt zajišťuje vyšší odolnost proti promáčknutí. Zároveň zvýšením meze kluzu o cca 40 MPa, lze umožnit zmenšení tloušťky plechu o cca 0.1 mm, pro zachování původní odolnosti proti promáčknutí. [6] BH efekt lze s výhodou využít i u IF ocelí. [14]

- **HSLA (High-Strength Low-Alloy)** oceli, lze řadit mezi vysokopevné mikrolegované oceli. Vysoké pevnosti je dosaženo precipitačním vytvrzováním a zjemněním feritického zrna. K precipitaci dopomáhají mikrolegující prvky (Ti, Nb, V). Vyrábí se válcováním za studena i za tepla, mají velmi dobrou únavovou odolnost, rázovou odolnost, jsou i dobře tvařitelné. Jsou využívány na dynamicky namáhané součásti podvozků, výztužné rámy, komponenty odpružení, nebo ráfky kol. [15]

- **DP (Dual Phase)** – dvoufázové oceli se řadí do pokročilých vysokopevných ocelí. Z obrázku 2.1 je patrné, že nabízí širokou škálu kombinace pevnosti a tažnosti. Toho je docíleno pomocí sekundární fáze ve formě martenzitických ostrůvků v primární feritické matici (obvykle 10–30 % objemu). Základní feritická matrice poskytuje oceli výbornou tažnost, ostrůvky martenzitu zvyšují pevnost, v matici může být přítomno i malé množství bainitu a zbytkový austenit. Potřebného množství martenzitu je dosaženo řízeným ochlazováním přímo z austenitické fáze, nebo z oblasti výskytu austenitu a feritu ($\gamma + \alpha$). Přítomnost martenzitu umožňuje vysoké mechanické zpevnění, díky němuž se mez kluzu po tváření zvyšuje, využít lze i BH efektu. Díky svým vlastnostem jsou hojně využívány jako vnější díly karoserií, nebo výztuhy a součásti bezpečnostních klecí. [16]

- **CP (Complex Phase)** – komplexně fázové oceli mají vícefázovou strukturu. Matrice je tvořena feriticko – bainitickou mikrostrukturou s malým množstvím martenzitu, zbytkového austenitu a perlitu. Jsou legovány prvky Ti a Nb, které tvoří precipitáty a zjemňují zrna. V porovnání s dvoufázovými oceli dosahují vyšší meze kluzu při stejných mezích pevnosti, tažnost je ale nižší. Používají se obdobně jako dvoufázové oceli na výztuhy a součásti bezpečnostních klecí. [14]

- **TRIP (Transformation Induced Plasticity)** oceli patří do skupiny AHSS, poskytují vysokou tažnost a velké deformační zpevnění. Základní matrice je feritická s různým

množstvím zbytkového austenitu, bainitu a martenzitu. Při výrobě je většinou využito izotermické výdrže na střední teplotě pro dosažení určitého obsahu bainitické fáze, zároveň je potlačována precipitace karbidů (pomocí Si a Al). Vyšší obsah Si a C má za následek vznik značného množství zbytkového austenitu. Disperze sekundárních tvrdých fází v základní feritické matici při zatížení, obdobně jako u DP ocelí, zajišťuje mechanické zpevnění. Toto zpevnění je zde ale výrazně umocněno tzv. TRIP efektem, kdy je postupně pod vzrůstajícím zatížením zbytkový austenit transformován na martenzit. Hranice transformace na martenzit je řízena obsahem uhlíku. Dosažení transformace je požadováno až při vyšších rychlostech deformací než při běžném tváření, například při dopravní nehodě. Proto jsou oceli s výhodou využívány na bezpečnostní prvky vozidel. [17]

- **TWIP (Twinning Induced Plasticity)** jsou pokročilé vysokopevné oceli s výbornou tažností, které výrazně zpevňují obdobně jako oceli TRIP. Obsahují poměrně velké množství manganu (obvykle 17–24 hm%), který zajišťuje plně austenitickou mikrostrukturu za pokojových teplot a brání přeměně na martenzit pod zatížením. Jedná se o stabilní austenit, který zajišťuje vysokou tažnost a při zatížení tíhne k tvorbě mechanických dvojčat. Dochází k podobnému principu jako při zjemnění zrna, a tedy výraznému mechanickému zpevnění. Jejich využití je stejné jako u TRIP ocelí, cena je ale výrazně vyšší. [18]
- **MS (Martensitic Steels)** – jsou nízkouhlíkové AHSS s výslednou martenzitickou strukturou s malým množstvím feritu, bainitu a zbytkového austenitu. Požadované mikrostruktury se dosahuje rychlým řízeným ochlazováním z austenitické fáze. Z představených ocelí dosahují nejvyšších pevností a nejnižších hodnot tažnosti, vyznačují se vysokou spotřebou energie do lomu. Mezi martenzitické oceli se řadí i tzv. **Manganbórové** oceli, často nazývány jako “Hot-Formed“, nebo “PHS (Press-Hardening Steel)“ oceli. U těchto ocelí se zpravidla využívá výrobní technologie přímé kalení lisováním, kdy je martenzitické struktury dosaženo ihned po sevření lisovacího nástroje, který zrychleným odvodem tepla výlisek zakalí. Typickým reprezentantem může být ocel 22MnB5, která je využívána na součásti zajišťující bezpečnost posádky, např. díly do bezpečnostních klecí; A, B, C sloupky; nárazníky; dveřní výztuhy.
- **Třetí Generace AHSS** jsou nově nastupující vícefázové oceli. Požadavkem je dosáhnout velké pevnosti při zachování vysoké tažnosti. Většinou tyto oceli spoléhají na přítomnost zbytkového austenitu v bainitické nebo martenzitické matici, příležitostně se vyskytuje malý obsah feritu a precipitátů. Příkladem jsou např. QP (Quenching and Partitioning) oceli, středně manganové oceli, nebo bainiticko feritické s TRIP efektem. [19]

2.1.1 Povrchové úpravy

Povrchová úprava má vedle ochranného účinku proti poškrábání a oxidačnímu působení, zásadní vliv na lisovatelnost karosářských plechů. Povrchové napětí ovlivňující smáčivost a mechanická odolnost proti poškození při tváření kompaktnost vrstvy výrazně ovlivňuje. Významný vliv na lisovatelnost byl zjištěn rovněž v rámci vlastních experimentálních analýz mezního stavu u reálných výlisků

Používané vrstvy/povlaky jsou nanášeny již před procesem lisování a jejich typ závisí na tvářecí teplotě. Při tváření za tepla, například u oceli 22MnB5 je využíváno povrchové vrstvy na bázi AlSi. Při tváření za studena je zpravidla využíváno vrstev na bázi zinku. Vrstvy musí být vhodně zvoleny, aby v interakci s mazivem umožnily správný průběh lisovacího procesu.

Povrchová vrstva AlSi se využívá u přímé metody kalení lisováním mangan bórových ocelí. Vrstva zamezuje dekarburizaci při ohřevu plechu v kontinuální žíhací lince a po tváření plní i funkci protikorozní bariérové ochrany. Komplexní analýzy vyskytujících se a vznikajících fází, nárůstu tloušťky a změny drsnosti povrchu vrstvy před a po lisovacím procesu provedl Kučera a kol. [20]. Před vstupem do žíhací linky má vrstva tloušťku přibližně 27 μm a je složena z cca 90 % Al a 10 % Si. V průběhu žíhání dochází k difuzi atomů Fe do povrchové vrstvy, což způsobí vznik intermetalických fází Fe-Al-Si a subvrstev, tedy nárůst výsledné tloušťky na cca 40 μm [20]. Teplota a délka žíhání musí být tedy správně nastavena. Vrstva je vhodná pouze k tváření za tepla, u tváření za studena by došlo k jejímu porušení (popraskání). [21] Riziko představuje možnost navodíkování materiálu v průběhu kontinuálního žíhacího procesu, k čemuž dochází i v ochranné atmosféře. [22] Přítomnost vodíku poté může vést ke vzniku nežádoucích změn v lomovém chování materiálu a vzniku interkrystalických a transkrystalických křehkých lomů. Ovlivněn může být i proces svařování a kvalita výsledných spojů.

Povrchová vrstva ve formě Fe-Al-Si bariéry neposkytuje protikorozní ochranu na úrovni **Zn vrstev**, které poskytují pasivaci a tzv. katodickou ochranu (s obětovanou anodou). Při katodické ochraně podléhá povrchová vrstva přednostně korozi a chrání základní materiál, tento jev je funkční i na místech kde byla vrstva porušena, např. jemné poškrábání. Vrstva představuje elektrochemický článek Zn-Fe, kde Zn tvoří tzv. obětovanou anodu a přednostně oxiduje. Toho je s výhodou využíváno. Některé zinkové povlaky také umožňují lépe zachovat kovový vzhled součásti. Zn povrchová ochrana je využívána zejména u lisování za studena, lisování za tepla vyžaduje složitější nastavení procesu. Úskalí a možná řešení použití Zn vrstev

u lisování za tepla představil Kurz a kol. [23]. Limitem je zejména možnost vzniku tzv. LME (Liquid Metal Embrittlement) jevu, neboli křehkosti tekutými kovy, kdy působení tekuté Zn fáze na povrchu způsobuje výrazný pokles tažnosti, a dochází ke vzniku povrchových trhlin. [23,24] Pro použití Zn vrstvy u přímé metody kalení lisováním může být využito cíleného předchlazení součásti před lisováním, to zamezí možnému vzniku LME. [23] Jejich využití je přednostně pro díly lisované za studena, nicméně jsou náchylné k zadírání a porušování při kontaktu s lisovacími nástroji, což může negativně ovlivňovat výsledky lisování. Z tohoto důvodu mohou být navíc opatřeny i fosfátovým povrchem. [24]

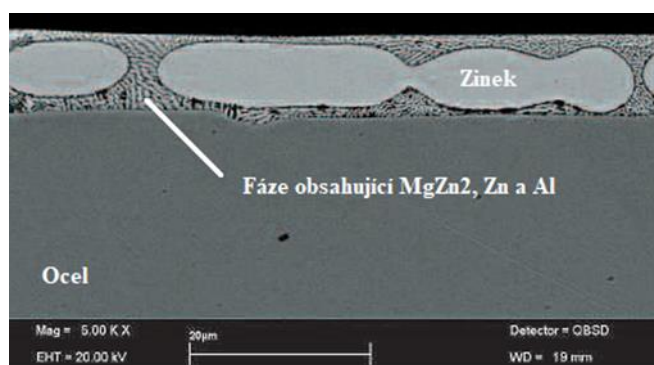
V automobilovém průmyslu se využívá 2 technologií tvorby ochranných vrstev na bázi zinku – technologie elektrolytického zinkování (EG – Electro Galvanized) a technologie žárového zinkování (HDG – Hot Dip Galvanized). Technologie HDG zaujímá větší oblast využití.

Elektrolytické zinkování zajišťuje vysokou chemickou čistotu povrchové vrstvy. Ty mohou být na bázi Zn nebo jeho slitin s Al, Fe nebo Ni. Tloušťka vrstvy je v celé ploše rovnoměrná s odchylkou $\pm 0,1 \mu\text{m}$. Může být využito nanášení vrstvy pouze z jedné strany zinkované součásti. Mezi základním materiálem a povrchem nevzniká difuzní vrstva. Dosahuje se velmi tvárné a houževnaté Zn vrstvy, která odolává velkým přetvořením. Je tedy vhodná pro hluboké tažení. [24]

Žárové zinkování využívá ponoření ošetřovaného dílu do roztaveného zinku nebo jeho slitin s Al, Fe, Ni nebo Mg o teplotě cca 450 °C. Před ponořením je nutné polotovár očistit, odmastit, mořit, nanést tavidlo. Při vnoření dochází k reakci železa se zinkem a případně dalšími prvky, dochází k difuzi Fe do Zn vrstvy a tvorbě intermetalických fází. Složení vrstvy se tedy v průřezu mění. Získaná vrstva je velmi hladká, proto se často aplikuje zdrsňení povrchu pro lepší ulpění maziva při lisování. Využito může být úpravy NIT (New Inorganic Treatment), kdy je do roztavené lázně přidán síran zinečnatý (ZnSO_4). Ten vytváří tenkou vrstvu ležící na vrstvě zinku, která umocňuje protikorozi ochranu. [24]

Procesy elektrolytického i žárového zinkování opět umožňují difundování vodíku do základního materiálu, což může snižovat pevnost materiálu, vést ke vzniku tzv. vodíkových pastí a zkrěhnutí. U žárového zinkování může k difundování docházet při procesu moření. U elektrolytického zinkování může vodík difundovat při operaci elektrolytického odmašťování, a i při samotném zinkování. Při operaci zinkování může docházet k vylučování zinku a vodíku na základní materiál současně, což vede k limitům maximální možné tloušťky povlaku. [25]

Povrchová vrstva Zn-Mg představuje vylepšenou variantu klasické žárově zinkované vrstvy. Zlepšení se dosahuje přidáním prvků Mg a Al, které výrazně zlepšují odolnost proti korozi v atmosférickém i agresivním solném prostředí. V povrchové vrstvě se vytváří eutektická fáze $MgZn_2$ s prvky Al a Zn – obrázek 2.2. Při působení korozního prostředí je dosaženo katodické ochrany, která nastává okamžitě. K tvorbě pasivační vrstvy je potřeba méně zinku než u běžných vrstev. Pro dosažení stejné protikorozní ochrany jako běžné Zn vrstvy je tedy možno využít menší tloušťku vrstvy, a tím ušetřit hmotnost. [26] Důkladné porovnání korozní odolnosti povrchové vrstvy typu Zn-Mg s běžnými zinkovými vrstvami provedla Hosking a kol. [27]. Povrchová vrstva Zn-Mg vykazala v cyklickém korozním testu trojnásobně delší čas výdrže oproti běžným Zn vrstvám. V praxi se vrstva vyskytuje pod různými obchodními názvy, např. MagiZinc, ZM EcoProtect, Magnelis, nebo Corrender.



Obrázek 2.2 Řez povrchovou vrstvou typu Zn – Mg [26]

Parametry povrchových vrstev je nezbytné správně zvolit, aby byla zajištěna dostatečná tvařitelnost. Zejména povrchové vrstvy typu Zn-Mg jsou náchylné k praskání pod zatížením a tím mohou významně ovlivňovat průběh lisování a materiálového toku nezbytného k dosažení bezchybné geometrie součástí. Toto chování podrobně studoval Ahmadi a kol. [28,29], který pomocí tahových a ohybových zkoušek studoval vliv materiálu substrátu na vznik trhlin v povrchových vrstvách ZnMg. Při porovnávání dvou typů substrátů (IF vs HSLA ocel) byl zjištěn vliv mechanických vlastností substrátu na praskání povrchových vrstev, substrát s uniformnější tažností vede k nižšímu obsahu prasklin. Značný vliv má i způsob namáhání. [28] Ovlivnění vzniku prasklin je i velikostí zrn povlaku, kde jemnější zrno představuje odolnější variantu. [29] Studii bližší reálnému stavu při lisování provedl Solfronk a kol. [30], ten monitoroval deformaci povrchové vrstvy na IF oceli po biaxiálním zatížení pomocí Bulge testu. Výsledné praskliny vedoucí až k povrchu substrátu mohou negativně ovlivňovat proces lisování snižováním obsahu lubrikantu a uvolňováním částic při kontaktu s lisovacími nástroji, tyto částice mohou poté zvyšovat tření. [30] Reálný stav povrchové vrstvy

a kombinované lokalizované namáhání v kritických místech výlisků může v kombinaci s dalšími vlivy vést až ke vzniku trhlin materiálu.

Kromě zmíněných variant povrchových vrstev se lze také setkat s dalšími typy poskytujícími zvýšenou protikorozní, a i tepelnou odolnost, např. Zn-Si, Zn-Al nebo 55Al-Zn-Si. Nicméně tyto nejsou v oblasti lisování karoserií příliš využívány. Vrstvy typu 55Al-Zn-Si byly dříve využívány např. na součásti výfukových systémů.

2.2 Lisování tenkých plechů

Typickým automobilovým produktem lisování jsou veškeré karosářské díly. Tloušťka těchto dílů se liší v závislosti na jeho určení. Pro bezpečnostní díly se může tloušťka pohybovat až okolo 2 mm (např. B-sloupek/nárazník z oceli 22MnB5), pro vnější části karoserií z IF oceli je tloušťka pod 1 mm. Lisování může probíhat za tepla nebo za studena. Kromě přímé metody kalení lisováním je většina karosářských výlisků lisována za studena.

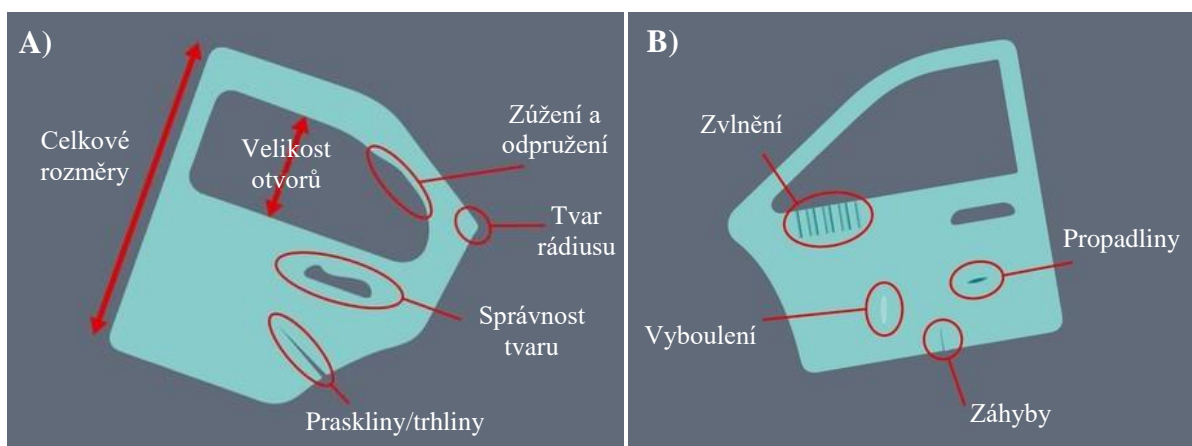
Při lisování je přístřih je přidržován přidržovači a pomocí tažníku tažen do tažnice, čímž je tvarován. [31] Podrobný popis nastavení lisovacího procesu a vstupujících proměnných popsal Omar [32], práci zaměřil mimo jiné i na podrobné představení tvařitelnosti automobilových plechů.

Samotný proces lisování začíná u ocelových, popřípadě hliníkových svitků, které jsou dodávány se specifickou tloušťkou, stavem povrchu/povrchovou vrstvou a garantovanou kvalitou/mechanickými vlastnostmi. Na vstupu je prováděna kontrola tohoto obdrženého materiálu. Dle doporučení ČSN EN 10152 dochází ke kontrole mechanických parametrů z tahových zkoušek (vzorky odebrány příčně ke směru válcování), rozměrů, tlouštěk a hmotností povlaku. Nově se můžeme setkat i s kontinuální kontrolou mechanických parametrů začleněnou přímo do lisovací linky ve formě senzoru na bázi vířivých proudů. Ze svitku jsou pak připraveny přístřihy, které putují k lisovacím linkám. Kromě materiálu pak do lisovacího procesu vstupují už zmiňované formy, maziva (např. voda, olej), tonážní vlastnosti lisu, teplota, rychlost lisovacího cyklu apod. [32] Všechny tyto vstupy musí být pro daný materiál správně nastaveny a kontrolovány, aby výsledné výlisky vykazovaly požadovanou kvalitu. Kontrolou procesu lisování se zabývají publikace [31] a [33].

2.2.1 Vady lisování

V případě nedokonalě nastaveného procesu lisování, nebo vady některého ze vstupů, může docházet ke vzniku lisovacích vad. Současné požadavky na rychlou výrobu vedou ke zvyšování rychlosti pracovních nástrojů i deformačních rychlostí. Tím dochází k větší lokalizaci deformace při tváření, a i možnosti změn lisovacích podmínek (např. rychlejší ohřev/opotřebení nástrojů). To poté může vést ke vzniku vad i v průběhu správně nastaveného lisovacího procesu. Proto je vhodné proces živě korigovat podle kvality aktuálních výlisků.

Obecně lze vady výlisků rozdělit na dvě skupiny. Vady rozměrové a vady povrchové (tzv. auditové), viz obrázek 2.3. **Rozměrové vady** jsou velice důležité, týkají se rozměrových změn a správnosti tvaru výlisku. Patří sem např. tvar a pozice rádiusů, odpružení vedoucí k chybnému tvaru, přílišné zúžení materiálu, vznik trhlin a prasklin. **Povrchové vady** se týkají kvality výsledného povrchu výlisku. Lze sem řadit např. zvlnění, vyboulení, vznik propadlin nebo záhyby. Zpravidla se řeší až po vyřešení rozměrových vad. [34]



Obrázek 2.3 Příklady rozměrových A) a povrchových vad B) [34]

Problematika vzniku a eliminace vad je řešena v současnosti zejména směrem k technologickým parametrům lisování. Narayanasamy a kol. zkoumal vliv lubrikace na odpružení při ohybu IF ocelí [35]. Při porovnání 2 druhů lubrikantů a variant nanesení lubrikace ukázal na důležitost správně zvolené lubrikace, která výrazně ovlivňuje efekt odpružení. Věnoval se i protlačovacím zkouškám pro zkoumání limitů tvaritelnosti a zvlnění různých tloušťek zkoumaných IF ocelí. Výsledky poukázaly na důležitost vhodně zvolené tloušťky materiálu pro hluboké tažení, z porovnání představovala nejlepší variantu největší tloušťka testovaného plechu (1,6 mm) [36]. Nicméně z důvodu ušetření hmotnosti se v praxi používají tloušťky výrazně nižší. C. Silva a kol. [37] zkoumal projev a predikci vzniku trhlin u DP oceli po lisování. Pomocí odstupňovaného lisování, simulací lokálního stavu a zkoušky rozšiřováním

otvoru (HET) upřesnil proces lisování pro zamezení vzniku trhlin. Kim a kol. [38] provedl obsáhlou studii na projev vzniku trhlin u DP ocelí poblíž rádiusů. Pomocí simulací a ohybových testů porovnal 3 druhy DP ocelí. Upozornil na důležitost vlivu deformačně vneseného tepla na predikci lisovatelnosti daných materiálů. To může spolu s lokální deformační rychlostí vést ke vzniku trhlin v procesu. Torkar a kol [39] analyzoval vznik trhlin u dvou typů nízkouhlíkových ocelí při hlubokém tažení. S využitím Erichsenova hloubícího testu a mikrostrukturních rozborů, definoval důležitost nízkého obsahu uhlíku na tvařitelnost. Typ oceli s vyšším obsahem C vedl k přítomnosti cementitických částic, které snížily tvařitelnost a vedly k porušení. Zmiňovaná tvařitelnost je blíže představena dále.

2.2.2 Metody hodnocení tvařitelnosti

Jedním z hlavních parametrů hodnotících vhodnost daného materiálu k lisování/tváření je **tvařitelnost**. Obecně závisí na několika faktorech, jako je mez kluzu, deformační zpevnění a tažnost, které jsou závislé na teplotě. Existuje řada zkoušek pro stanovení limitních deformací materiálů a tažnosti za daných podmínek. Vybrané jsou dále stručně představeny:

- **Biaxiální tahová zkouška**

Jde o křížovou tahovou zkoušku s dvouosým zatěžováním. Síla působí ve směru X i Y a umožňuje analyzovat anizotropní chování plechů. Tento dvouosý způsob zkoušení umožňuje lepší predikci deformačního chování a projevu plasticity ve srovnání s jednoosým tahovým zkoušením. Plechové vzorky jsou ve tvaru kříže a je sledována jejich středová část, kde dochází k působení víceosé napjatosti. Biaxiální zkoušení se stává čím dál více populárním. Podrobnou rešerši biaxiálního testování provedl Xiao [40], který uvedl přehled možných typů testovacích strojů vhodných k výzkumu chování tenkých plechů.

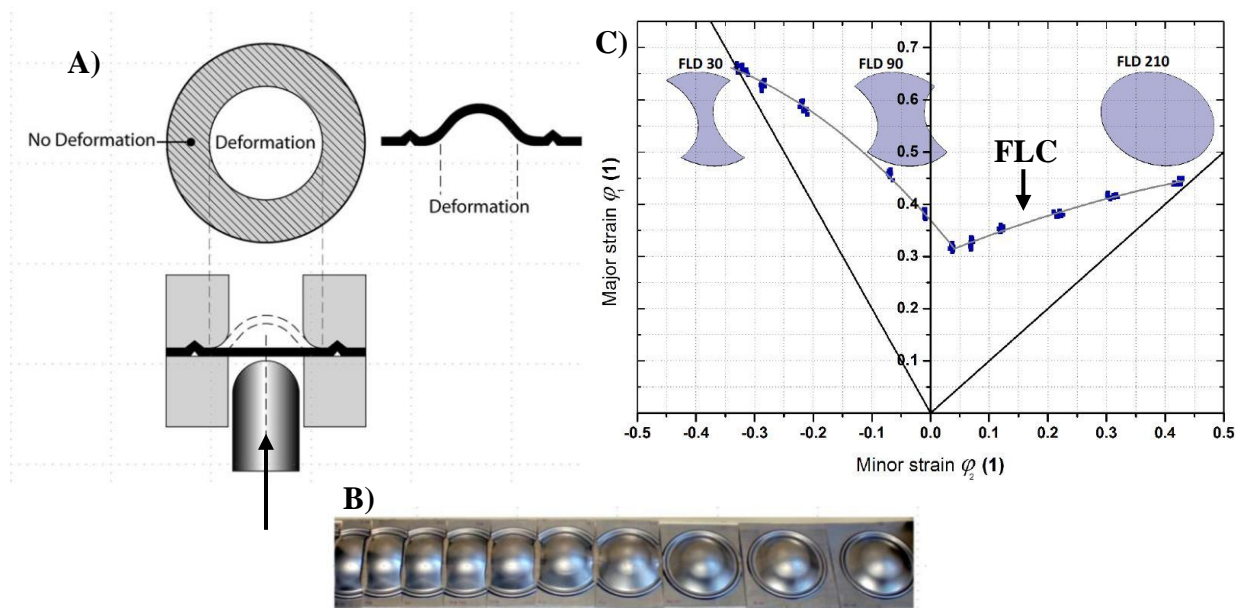
- **Zkouška rozšiřováním otvoru – Hole Expansion Test (HET)**

Jde o protlačovací zkoušku, u které je tvařitelnost sledována rozšiřováním otvoru plechového vzorku. Roztažnost otvorů je zásadním parametrem při lisování karoserií a hlubokém tažení. Zkouška kvantifikuje schopnost natažení okraje plechu se specifickým stavem okraje. Je používána jak výrobci ocelí, kteří podle ní upravují technologické postupy při vývoji typu ocelí (válcování, tepelné zpracování, chemické složení), tak návrháři produktů pro zjištění tvářecích charakteristik pro vybraný způsob tváření. Plechový vzorek s kruhovým otvorem definovaných rozměrů se upne do speciálního přidržovače, následně je skrz otvor pomalu protlačován konický/půlkulový razník, který ho rozšiřuje. Zároveň je monitorován stav

rozšiřování otvoru. K zastavení zkoušky dochází po zpozorování trhliny skrz tloušťku vzorku nebo při poklesu zatížení překračujícím kritickou hodnotu. Výstupem je poměr roztažení otvoru (kapacita roztažení) označovaný λ [%]. Parametry zkoušky stanovuje např. norma ČSN ISO 16630. Vlivem mechanických a fraktografických vlastností různých variant karosářských ocelí na λ se zabýval Narayanasamy a kol. [41]. Ten provedl HET a fraktografické analýzy na sedmi různých variantách karosářských ocelí a zdůraznil materiálové vlivy ovlivňující výsledné parametry z HET. Manikandan a kol. [42] provedl HET na vybraných typech automobilových ocelí a porovnal výsledky s MKP simulacemi. Na základě komparace experimentů a simulací došel k závěru, že lze výsledky pro daný typ tvařitelných ocelí velmi přesně simulovat.

- **Diagram mezní tvařitelnosti (FLD) – Nakazimova a Marciniakova metoda**

V FLD diagramu je znázorněna závislost hlavních a vedlejších deformací. Slouží k rozlišení hodnot bezpečných deformací, mezních hodnot deformací pro plastickou stabilitu, a deformací vedoucích k porušení materiálu o definované tloušťce. Hranici mezi bezpečnými deformacemi a deformacemi vedoucími k porušení představuje tzv. křivka mezní tvařitelnosti (FLC). Stanovení FLC v laboratorních podmínkách se řídí např. normou ČSN EN ISO 12004-2 [43]. Využívá se Nakazimova nebo Marciniakova metoda, kdy jsou zkušební tělesa definovaných rozměrů, obdobně jako u předchozí metody protlačována razníkem. Pro Nakazimovu metodu má razník polokulový tvar a pro metodu dle Marciniaka je razník plochý. Pro stanovení FLC jsou použity zkušební vzorky různých tvarů (šířek deformované části) tak, aby bylo dosaženo požadovaných poměrů hlavních a vedlejších deformací v požadovaném rozsahu. Při zatěžování je sledován projev deformací až do vzniku trhliny. Pro sledování deformací může být využito metody CGA (Circle Grid Analysis), kdy je na vzorek nanesen pattern vzorů jejichž deformace je v čase opticky sledována, nebo metody DIC (Digital Image Correlation), kdy může být pomocí měřicího optického systému obdržena barevná mapa povrchových deformací měřeného vzorku [44]. Obrázek 2.4 schematicky znázorňuje zkoušku dle Nakazimy, tvar deformovaných vzorků a FLD diagram.



Obrázek 2.4 Schematické zobrazení zkoušky dle Nakazimy (A))[44]; Sada deformovaných vzorků po zkoušce dle Nakazimy (B))[44]; FLD diagram pro materiál DX57D (C)) [45]

Stanovení FLC lze považovat za základní a nejpoužívanější charakteristiku pro zjištění tvařitelnosti daného materiálu. Křivka FLC definuje mezní stav materiálu pro danou kombinaci hlavních a vedlejších deformací. Stanovení mezního stavu pro každý jednotlivý vzorek probíhá s využitím regrese, která zajišťuje dosažení FLC na dostatečné “straně bezpečí” [43]. FLD diagramy variant IF ocelí s a bez Zn povrchové vrstvy zkoumali Gupta a kol. [46] a Narayanasamy a kol. [47] IF oceli bez povrchové vrstvy dosahovaly lepších limitů tvařitelnosti v porovnání s variantou žárově pozinkovaných plechů, i přes větší koeficient tření v kontaktu s protlačovacím nástrojem. Přítomnost povrchové vrstvy snižuje tvařitelnost výskytem křehkých delta (δ), gamma (Γ) a gamma1 ($\Gamma 1$) fází na rozhraní se substrátem. Ty mohou vést ke vzniku trhlin. Vadavadagi a kol. [48] provedl studii věnující se vývoji textury a mikrostrukturní deformace u IF a IF-HS ocelí s využitím FLD metod, výsledky konfrontoval s MKP simulacemi. Ze studie vyplynul značný význam deformačního vývoje textur na tvařitelnost, tento vývoj je ovlivněn způsobem zatěžování, resp. stavem deformace a napjatosti v daném místě vzorku. Rešerši na téma numerických simulací pro tvařitelnost plechů provedl Ablat [49]. Pro stanovení FLC je možné použít i jiné přístupy. Porovnání běžného Nakazimova přístupu a nekonvenčního přístupu tahovou zkouškou provedl Sobotka a kol. [45]. Ten se pomocí tahových testů nekonvenčních geometrií dokázal přiblížit výsledkům levé strany FLC stanovené konvenční metodou.

- **Zkouška vyboulením (Hydraulic Bulge Test – HBT)**

Jedná se o biaxiální zkoušku vyboulením, při které se stanovují dvouosé křivky napětí a deformací. V porovnání s předchozí metodou, zde dochází k deformaci plechového vzorku (taženého výstřižku) pomocí kapaliny (olej, voda). Ta je umístěna mezi povrch protlačovacího pístu a vnitřní povrch vzorku. Následně je kontinuálním pohybem pístu kapalina stlačována, což vede k postupnému vyboulení vzorku. Při vyboulení kapalinou dochází téměř k eliminaci efektu tření, a tedy test zachycuje reálnou odezvu samotného materiálu na dvouosé zatížení. Test je ukončen po objevení praskliny, což bývá monitorováno s využitím optických měřících systémů (DIC). Zkouška je definována normou ČSN EN ISO 16808.

Zkoušku vyboulením lze provádět i za dynamických podmínek zatěžování, čímž lze získat důležité vstupy do simulací a nastavování rychlých tvářecích procesů. Zařízení pro rychlé zkoušky lze najít např. na univerzitě v Gentu v Belgii, kde mají speciálně upravené zařízení pracující na principu Hopkinsonova dynamického testu (SHPB), tedy Split Hopkinson Pressure Bar Bulge setup (HSB). [50]

Jako další měřící metody lze zmínit např. **zkoušky hloubením dle Erichsena a Olsena** nebo **Fukuiho zkoušku**.

2.3 Vybrané metody nedestruktivního měření stavu materiálu

Současné požadavky na rychlou výrobu vedou ke zvyšování rychlosti tváření, tedy zvyšování rychlosti pracovních nástrojů i deformačních rychlostí. Tím dochází k větší lokalizaci deformace při tváření. Stává se tedy důležitějším kvantifikovat lokalizaci plasticity během tváření za skutečných podmínek napjatosti, a také v reálném měřítku. Určení nepřijatelného plastického přetvoření konkrétního materiálu je klíčové pro zamezení vzniku předčasných defektů během tváření, následném zpracování nebo při provozním zatížení. Je tedy nezbytné kvantifikovat plastické přetvoření a tvorbu mikrotrhlin, a dát je do souvislosti se stupni deformací během tváření, jež vedou k nepřijatelným stavům. Tyto stavy mohou při dalším zpracování, např. lakování způsobit vznik trhlin.

Konkrétně u IF ocelí má, vzhledem k jejich plasticitě založené na anizotropii, lokální stav a metalurgická/mikrostrukturní heterogenita rozhodující vliv na vznik plastického kolapsu. Běžná mechanická charakterizace plastické kapacity ale nemůže odrážet skutečný stav lokálních projevů měřících se deformačních rychlostí a lokalizace napětí. Proto je současným výzkumným cílem možnost provádění nedestruktivní charakterizace materiálu na místě.

To zahrnuje provedení nedestruktivního měření v kritických místech výlisku bezprostředně po procesu lisování tak, aby bylo možné rychle reagovat na stav tvářeného materiálu, a podle toho vhodně upravovat lisovací podmínky. Pro měření zmíněného stavu materiálu, resp. deformační odezvy mohou být uvažovány různé přístupy, vybrané jsou dále stručně představeny.

Základní NDT rozšířenou metodou je využití **ultrazvukového měření (UT)**. To je hojně využíváno pro zjišťování přítomnosti vnitřních vad ve formě dutin a trhlin, a měření tloušťky materiálu. Zbytková tloušťka materiálu po tváření ale není vždy rozhodujícím ukazatelem stavu materiálu. Zachycení vzniku mikrotrhlin a mikrostrukturního stavu UT neumožňuje. Proto je nutné rozvíjet jiné metody, nejčastěji na bázi rentgenového záření, vířivých proudů, nebo magnetické odezvy.

Rentgenová difrakční kontrastní tomografie (X-ray diffraction CT (DCT)) [51, 52], umožňuje charakterizaci materiálu na úrovni mikrometrů. Umožňuje znázornění stavby zrn materiálu v 3D prostoru a hodnocení jejich orientace. To provedl King a kol. [53], který metodu porovnal s 3D fázovou kontrastní tomografií (PCT). U. Lienert a kol. [54] popsal využití **vysokoenergetické difrakční mikroskopie (HEDM)** pro strukturní a mechanickou charakterizaci objemových vzorků. V průběhu in-situ zatěžování byly získány trojrozměrné orientační mapy, popisující podrobnou geometrii hranic zrn a mřížkové deformace. Získaná mikrostrukturní charakterizace byla srovnatelná s výsledky metody difrakce zpětně odražených elektronů (EBSD). Pokrok v rentgenovém zobrazování a difrakčních technikách založených na synchrotronech vedl k zavedení trojrozměrných charakterizačních technik [55]. Za předpokladu, že materiál vzorku splňuje určité podmínky týkající se velikosti zrna a textury, lze objemy zrn charakterizovat z hlediska orientace, morfologie a tenzorů elastické deformace. Zbytková napětí jsou začleněna do formulací krystalické plasticity tak, aby získané mikromechanické modely mohly být využity přímo z naměřených dat [56]. Další metodou pro zjištění stavu materiálu může být **RTG prášková difrakce**, pomocí které lze měřit odezvu materiálu při zatížení. H. V. Swygenhoven a kol. provedla s využitím práškové difrakce in-situ hodnocení materiálové odezvy při tahové zkoušce u 3 rozdílných materiálů [57].

Metody na bázi **vířivých proudů (ECT – Eddy Current Testing)** jsou poměrně univerzální, využívají se např. při vstupních kontrolách, kontrole strukturální celistvosti a k materiálové charakterizaci [58]. Je také možné velmi přesně detekovat zbytková napětí a jejich změny pomocí měnící se impedance elektromagnetické cívky/magneto-elastického efektu. To může být využito pro zjištění napěťového stavu v materiálu vzhledem k jeho dalšímu využití [59]. Jedná se o porovnávací metodu, kdy je před měřením nutná kalibrace pomocí

etalonu. Etalon může představovat například bezvadný kus, kusy různých známých tlouštěk, nebo kus obsahující referenční známé vady. Nevýhodou může být např. omezená hloubka měření, nutnost vodivých materiálů nebo neschopnost zachycení vad s určitou orientací. Velký potenciál vířivých proudů pro detekci podílu martenzitu v DP ocelích uvedl Ghanei a kol. [60]. Bylo zjištěno, že vyšší množství obsaženého martenzitu snižuje magnetickou permeabilitu vedoucí k nižším měřeným signálům. Na základě toho lze efektivně měřit výskyt nežádoucího obsahu martenzitu v ocelích, a i predikovat jejich mechanické parametry.

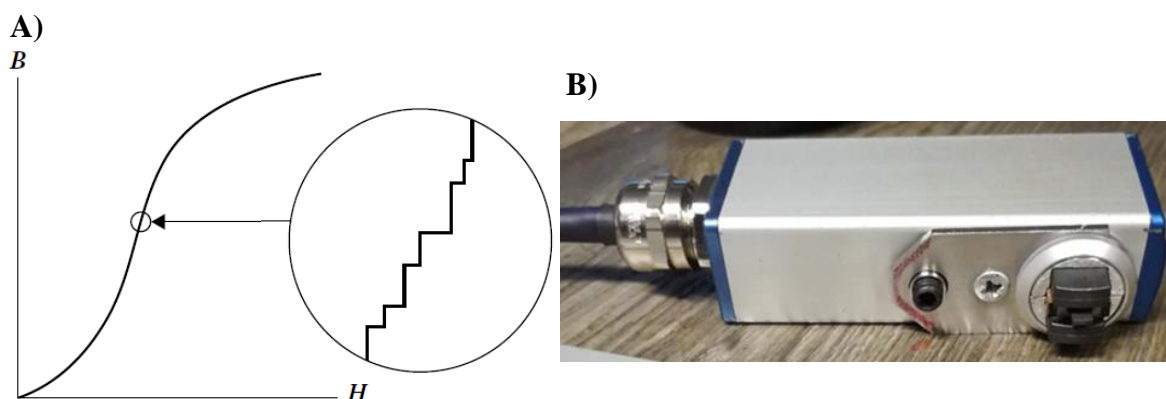
Pro hodnocení zejména správné geometrie výlisku po lisování, případně i povrchových defektů či odpružení lze využít laserového měření. **Laserové metody** se používají v rámci automatizovaných procesů kontroly po lisování. Využit lze liniových profilometrů nebo triangulačního 3D skenování objektů s využitím skenovací hlavy. S výhodou lze poté obdržet 3D model hodnoceného objektu se znázorněním odchylek od požadovaných rozměrů [61]. Liniové profilometry lze cíleně směřovat do vytipovaných kritických míst výlisků. Nevýhodou laserových metod může být přesnost a citlivost měření. Limitem je také monitorování pouze povrchu hodnoceného objektu, tedy přímé stanovení zbytkové kapacity materiálu není dosažitelné.

Z metod využívajících magnetickou odezvu materiálu lze zmínit metodu **Magnetické paměti materiálu** (MMM – Metal Magnetic Memory). Ta využívá měření zbytkových magnetických polí ve feromagnetických materiálech bez použití externí magnetizace. Pro magnetizaci využívá přirozené geomagnetické pole země. Je využívána zejména pro stanovení oblastí s koncentrací napětí a vnitřních poruch materiálů. [62] Další metodou je měření tzv. **Barkhausenova šumu (MBN)**. Jde o metodu s externí magnetizací, zejména využívanou pro hodnocení integrity povrchu materiálu z hlediska zbytkových napětí, tedy např. pro součásti po broušení nebo tepelném zpracování. Využitá může být ale i pro zachycení stavu deformovaného materiálu a strukturních změn. Podrobněji je metoda představena dále.

2.3.1 Metoda měření Barkhausenova šumu (MBN)

Využívá tzv. Barkhausenova jevu a je určena pouze pro feromagnetické materiály. Ty se skládají z magnetických domén a odpovídajících doménových stěn (také tzv. Blochovy stěny). Magnetická struktura vystavená měnícímu se magnetickému poli a/nebo mechanickému zatížení má tendenci reorganizovat domény a doménové stěny, tak aby se minimalizoval energetický stav materiálu. Pohyb doménových stěn je ale zastavován přítomností mřížkových defektů a překážek (např. precipitáty, inkluze, dislokace apod.). To má za následek nevratné

a nespojité skoky doménových stěn při dosažení kritické hodnoty působícího magnetického pole [63]. Tyto skoky produkují akustické i elektromagnetické změny neboli Barkhausenovy pulzy, které obsahují informace o mikrostrukturním stavu mřížky [64]. Skoky lze při dostatečném přiblížení odečíst i z magnetizační křivky feromagnetického materiálu, viz obrázek 2.5 A. Kromě toho ovlivňuje pohyb doménových stěn i aktuální stav napjatosti, který tedy ovlivňuje i charakter měřeného Barkhausenova šumu [65]. Z důvodu magnetoelastické interakce dochází ke snižování intenzity Barkhausenova šumu tlakovým napětím, tahové napětí intenzitu naopak zvyšuje. Vliv má i typ měřeného feromagnetického materiálu a jeho mikrostruktura/tvrdość. S rostoucí tvrdostí měřeného materiálu zpravidla klesá intenzita měřeného signálu, mikrostruktura má vliv na tvar měřeného spektra. Efektivní hloubka měření je v rozsahu od 0.1 mm do 1 mm. Z těchto důvodů může být metoda měření Barkhausenova šumu použita jako slibná NDT metoda pro různé aplikace kde dochází ke změnám mikrostruktury a/nebo stavu napjatosti materiálu v jeho povrchové oblasti. Navržení použití metody měření Barkhausenova šumu by ale vždy mělo vycházet z komplexní studie stavu mikrostruktury daného materiálu odpovídající naměřené emisi Barkhausenova šumu [66]. Nevýhodou je reakce magnetické odezvy na mnoho zmiňovaných vlivů, které nelze z měřeného signálu oddělit. Proto musí být dané měření porovnáváno s nějakým vzorem/etalonem který definuje např. bezchybný stav. Na hodnotu signálu má také vliv tvar měřeného objektu/místa, důležitá je tedy zručnost a zkušenost měřiče.



Obrázek 2.5 Magnetizační křivka feromagnetického materiálu (A)) [63] a měřící sonda (B))

Signál je měřen pomocí indukčního snímače. Každý skok má za následek změřený pulz a velký počet pulzů tvoří “šum“. Senzor (viz. obrázek 2.5 B) se používá k aplikaci střídavého magnetického pole, běžně v sinusovém tvaru vlny, prostřednictvím magnetizačních pólů (feritů), které jsou v kontaktu s povrchem měřeného vzorku. Pomocí moderního vybavení lze nastavit sílu a frekvenci aplikované magnetizace tak, aby byla zajištěna nejvyšší citlivost na

sledovanou veličinu. Centrálně umístěný indukční snímač pak měří Barkhausenovy pulzy [67]. Běžně dostupných je několik typů měřících sond. Sondy lze ale také vyrobit na míru, a tím je přizpůsobit tvaru měřeného objektu.

2.4 Mezní stav a plasticita

Určení mezního stavu materiálu pro daný účel může být provedeno různými způsoby, např. limitní křivkou tvařitelnosti z dříve představených FLD diagramů nebo mezí pevnosti ze standardní tahové zkoušky. Z pohledu materiálu je ale žádoucí zkoumat a definovat jeho mezní stav z mikrostrukturního hlediska, který je založen na dosažení limitu plastické kapacity. Na plastickou kapacitu materiálu a samotný projev deformace má vliv mnoho parametrů, některé jsou dále představeny. Tyto parametry bývají často začleněny i do analytických materiálových modelů sloužících pro popis a predikci chování materiálů. Využity bývají i v numerických simulacích, např. pro hodnocení tvařitelnosti.

2.4.1 Vliv stavu deformace a napjatosti

Vliv stavu deformace a napjatosti (z angl. volně přeloženo vliv deformační cesty (strain path), resp. poměr hlavní a vedlejší deformace nebo po sobě následujících deformací) při zatěžování materiálu má významný vliv na jeho deformační chování, např. fázovou transformaci nebo vývoj krystalografických textur [68]. Nejčastěji zkoumané stavy deformací vychází z dostupných metod testování, často je porovnáván stav jednoosého tahu, stav rovinné deformace a stav dvojosé shodné tahové deformace (ekvibiaxiální tah) [68, 69]. Ty představují i krajní a minimální hodnoty v již dříve zmíněném FLD diagramu. Chakrabarty a kol. [68] zkoumala vliv stavu deformace a napjatosti na tvařitelnost AHSS austenitické protikorozní oceli s využitím LDH (Limiting Dome Height) testu a MKP simulací. Došlo k experimentálnímu a simulačnímu stanovení digramů deformační cesty (SPD – Strain Path Diagram), resp. kontinuálnímu monitorování stavu deformace až do finálního stavu. Konfrontací výsledků a stanovením vztahu pro koeficient n byla zajištěna lepší možnost predikce deformačního chování daného materiálu, tedy možnost přesnějšího stanovení FLD diagramů pomocí simulací, do kterých vstupují základní mechanické parametry. Tasan a kol. [69] provedl rozsáhlou studii vlivu stavu deformace a napjatosti na chování IF a DP ocelí. S využitím FLD testů zkoumal projev deformace při různých stupních zatížení (jednoosý, rovinný a biaxiální stav zatížení) vedoucích k dosažení limitní deformace (FLC) až do vzniku porušení vzorku. Následně zkoumal i výskyt mikrotrhlin ve vzdálenosti od porušení vzorků.

Ze studie vyplynulo, že způsob zatěžování u IF ocelí má významný vliv až po lokalizaci deformace, oproti tomu u DP ocelí je vliv významný i před lokalizací. V případě ocelí s malým množstvím deformačních mechanismů (zde IF oceli) nemá dle výsledků způsob zatěžování výrazný vliv na projev lokalizace. Značný vliv se projeví až po lokalizaci, kdy dochází k ovlivňování tvaru mikrotrhlin a následné kumulaci napětí. V případě stavů deformace se zápornou vedlejší deformací (např. jednoosý tah), dochází k potlačování projevu zaškrcování dokonce i po lokalizaci deformace, což vede k vyšším možným deformacím. Oproti tomu u ocelí s více deformačními mechanismy, resp. jednodušší aktivací mechanismu (DP oceli) ovlivňuje způsob zatěžování i projev samotné lokalizace. Je vhodné zmínit, že výsledky byly obdrženy za laboratorních podmínek a konvenčně prováděných testů, reálné komplexní podmínky lisování by mohly vést k odlišným zjištěním. Vrettou a kol. [70] zkoumala vliv různé intenzity a směru předválcování nízkouhlíkové oceli za studena na následný projev textury při jednoosých tahových zkouškách. Předválcování materiálu způsobilo značný pokles tažnosti oceli v závislosti na intenzitě vnesené deformace při válcování. Značný vliv měla deformačně změněná textura. Vliv předdeformování jednoosým tahem na mechanické parametry a tvařitelnost plechu z hliníkové slitiny zkoumal Dhara a kol. [71]. Testy provedl pomocí tahových, protlačovacích a kompresních zkoušek. Sestavil FLD diagramy v závislosti na směru předem vnesené deformace. Směr TD vs RD vnesené deformace měl zásadní vliv na výsledné limity tvařitelnosti, vyšší limity byly zjištěny po předdeformování ve směru TD, ve směru RD došlo oproti původnímu stavu ke zhoršení. Dhara a kol. [72] také provedl in-situ monitorování kontinuální změny stavu deformace a vývoje textury s využitím biaxiální tahové zkoušky v SEM. Vzorek byl zatížen jednoosým tahem s kontinuálním přechodem do biaxiálního zatížení.

Vliv deformace, napjatosti a zatěžování je velmi zkoumaným tématem a má neodmyslitelný vliv na mezní stav a porušování materiálu. V případě lisování dochází ke kombinaci různých stavů deformací podle tvaru výlisku, a i k jejich lokálním změnám v průběhu lisovacího procesu [72]. Způsob reálného komplexního zatěžování pak ovlivňuje orientaci zrn a jejich natáčení vedoucí ke změně textur, to následně ovlivňuje projev deformace a její lokalizaci vedoucí ke ztenčování plechů.

2.4.2 Vliv rychlosti deformace

Rychlost deformace neboli deformační rychlost lze představit jako přírůstek deformace v čase - $\dot{\epsilon}$ [s^{-1}] a může být definována následujícími vztahy (1). U tahových zkoušek lze s výhodou využít vztah vztahující rychlost pohybu příčnicku stroje k redukované délce vzorku - $\dot{\epsilon}_L$ [s^{-1}] (ČSN EN ISO 6892 – 1).

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} ; \dot{\epsilon}_L = \frac{v_c}{l_c} [s^{-1}] \quad (1)$$

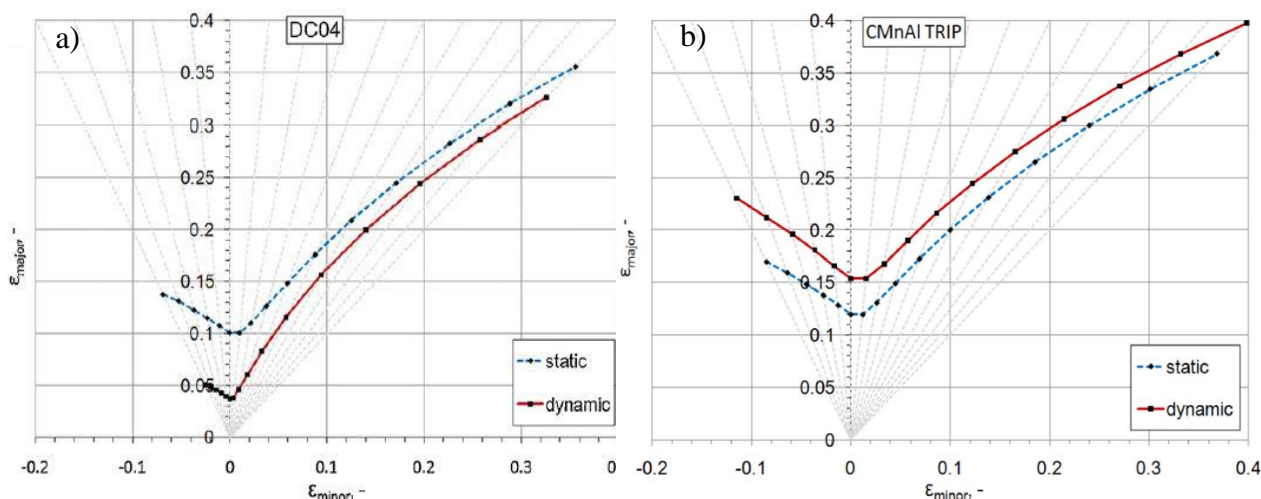
kde: $d\epsilon$ = přírůstek deformace; dt = přírůstek času; v_c = rychlost pohybu tahu (příčnicku tahového stroje); l_c = zkoušená délka vzorku.

Rychlost zatěžování, resp. rychlost deformace (deformační rychlost) ovlivňuje projev odezvy materiálu na zatížení. Pomocí rychlejšího deformování, resp. kratšího času na projev přirozených deformačních mechanismů dochází velmi často k odlišné reakci materiálu na zatížení v porovnání se statickým/kvazistatickým zatěžováním. Tedy rychlost probíhající deformace má nemalý vliv na její výsledný projev a stav materiálu. Vliv zvýšené rychlosti deformace může mít v závislosti na typu materiálu jak pozitivní, tak negativní vliv na možné deformační limity. Deformační rychlost může ovlivňovat např. deformační zpevnění, deformačně indukované tepelné odpevnění, mechanické parametry, plastický tok, napětí, nebo tažnost materiálu. Rychlost deformace závisí zejména na aktuálním způsobu deformování materiálu a stavu napětí a deformace, tedy se může lišit v závislosti na geometrii deformovaného materiálu, např. u lisovaných dílů komplexních geometrií.

Procesy tváření často zahrnují vysoké rychlosti deformace např. u tváření elektromagnetickými pulzy, hydroformingu nebo tváření výbuchem. Avšak také v běžnějších technikách tváření, jako je například hluboké tažení nebo válcování dochází lokálně k dosažení vysokých rychlostí deformací, které se liší od běžně používaných deformačních rychlostí pro zjišťování mechanických parametrů materiálů [73]. Například při hlubokém tažení a probíhající lokalizaci deformace, dochází k výraznému nárůstu deformační rychlosti. Tento nárůst může výrazně přesahovat předpoklad dosažených deformačních rychlostí, čímž může být ovlivněn výsledek tváření a kvalita výlisku.

Vliv deformační rychlosti na odezvu materiálů je velmi častým/aktuálním předmětem výzkumu. Velmi často se můžeme setkat s kompresními a dynamickými tahovými zkouškami na různých typech zařízení. Rychlým tahovým zkouškám IF oceli až do rychlosti $750 s^{-1}$ se věnoval Kuroda a kol. [74]. Dle obdržných výsledků nedochází u IF oceli ke změnám

lomového chování, nicméně tažnost a schopnost distribuce deformace je rychlostí ovlivněna. Ke snížení tažnosti došlo z důvodu dřívější lokalizace krčku. Tedy vyšší rychlost deformace vede k dřívější lokalizaci čímž může ovlivnit distribuci plasticity, resp. schopnost plastického toku. Vliv vysokých deformačních rychlostí lze zkoumat i přímo s ohledem na tvařitelnost. Např. Verleysen a kol. [73]. zkoumala vliv rychlosti na tvařitelnost různých typů ocelových plechů. Ta s využitím tahového Hopkinsonova testu různých geometrií a standardních tahových zkoušek získala podklady pro modelování chování zkoumaných materiálů za vysokých deformačních rychlostí. Pro tento účel byl využit široce používaný fenomenologický Johnson-Cookův model [75]. Ten je implementován i ve většině komerčních MKP softwarů. Následně došlo na základě použití Marciniakova–Kuczynského modelu [76] ke stanovení FLD diagramů pro vysoké rychlosti deformace. U hlubokotažné oceli DC04, byl zjištěn výrazný pokles tvařitelnosti při dynamických podmínkách, viz obrázek 2.6 (a). Oproti tomu zkoumaná TRIP ocel vykazovala výrazný nárůst tvařitelnosti za stejných dynamických podmínek (obrázek 2.6 (b)). Grafy zobrazují stavy pro statickou rychlost zatěžování a dynamiku (1000 s^{-1}).



Obrázek 2.6 Porovnání FLD digramů hlubokotažné (a) a TRIP (b) oceli za statických a dynamických (1000 s^{-1}) podmínek [73]

Pro hodnocení vlivu rychlosti na tvařitelnost se můžeme setkat i s testy dosahujícími složitějších, např. biaxiálních deformací. Corallo a kol. [77] zkoumal vliv deformační rychlosti až 350 s^{-1} na deformační chování materiálu Al2024-T3. K testu bylo využito zařízení pro dynamické zkoušky vyboulením (bulge test), s možností kontinuálního záznamu průběhu deformací s využitím rychlých kamer a DIC technik. Liu a kol. [78] zkoumal vliv zvýšené rychlosti deformace na FLD diagram různých ocelí pomocí protlačovacích zkoušek dle Marciniaka. Z výsledků vyplynul značný vliv na charakteristiku v případě vysokopevných typů ocelí, u kterých zvýšená rychlost protlačovacího nástroje (až 120 mm/s) vedla k výraznému

snížení tvářecích limitů. Z těchto důvodů je žádoucí zkoumat materiálové limity i za zvýšených rychlostí deformací.

Vliv deformační rychlosti na chování materiálů bývá často analyzován i pro potřeby zpevňujících modelů pro crashové simulace, např. Paul a kol. [79] analyzoval chování variant nízkouhlíkových ocelí v tahu za různých deformačních rychlostí až do výše 250 s^{-1} . Na základě výsledků a porovnání závislosti deformačního zpevňování na rychlosti deformace, vytvořil materiálový model zohledňující deformační zpevnění v daném rozsahu deformačních rychlostí. Ten může být využit pro predikci materiálových toků např. při crashových simulacích. Oliver a kol. [80] zkoumal vliv deformační rychlosti v tahu na pohlcování deformační energie DP a TRIP ocelí. Z porovnání vyplynula obecně větší kapacita pohlcení deformační energie pro TRIP oceli, které zároveň poskytují lepší tažnost pro výrobu tvarově složitějších dílů.

Kromě zmíněných aplikací, mají testy za vysokých deformačních rychlostí své místo i pro potřeby ověření pevnosti spojovaných součástí. Tedy se lze setkat i s testy např. bodově svařovaných nebo lepených spojů plechů používaných v konstrukci karoserií, nebo obecně v aplikaci s možností dynamického/rázového zatížení.

2.4.3 Tepelné odpevnění

Jedná se o mnohdy opomínaný fenomén, jež má nemalý vliv na deformační chování materiálů zejména za vyšších rychlostí deformací. Za jistých deformačních podmínek může docházet k tzv. deformačně indukovanému tepelnému odpevnění (Thermal Softening). Vliv teploty může vést k dosažení vyšších nebo nižších limitních deformací v závislosti na typu deformovaného materiálu. Tento efekt je závislý na rychlostech deformace. V případě statických zkoušek je veškeré teplo odvedeno a můžeme je považovat za isotermické, nicméně nad určitou hodnotu deformační rychlosti se teplo způsobené plastickou prací již plně neodvádí do okolí a zahřívá vzorek. Při překročení určité meze rychlosti deformace dochází dokonce k nulovému odvodu tepla do okolí, a tedy proces probíhá adiabaticky. Tato mez může být překvapivě nízká, i méně než jednotky strain rate (s^{-1}) [81]. Nárůst teploty může mít za následek tepelné odpevnění, které je velmi těžké, až nemožné odlišit od účinku rychlosti deformace. V důsledku toho je odezva materiálu pozorovaná při vyšších rychlostech deformace výsledkem spojeného vlivu obou aspektů [82]. Vliv teploty bývá zahrnut i do materiálových modelů, např. populární Johnson-Cook model [75] pro materiálové zpevnění, zahrnuje složky pro vliv rychlosti deformace i tepelné odpevnění. V oblasti modelování se lze také setkat s Taylor-Quinney koeficientem (β), který je používán pro popis množství tepla generovaného plastickou

deformací. Tepelným vlivem na odpevnění různých materiálů se zabývají např. publikace [83, 84, 85].

Většina aktuálního výzkumu na toto téma je zaměřena na vysokopevné druhy ocelí a titanové, popř. hliníkové slitiny. Nicméně i u nízkouhlíkových vysoce tvařitelných ocelí může mít tento efekt vliv na limitní deformaci. Jeho stanovení pro reálný proces lisování je ale velice složité, až nemožné. V reálném lisovacím procesu je totiž teplota ovlivněna i dalšími vstupy, např. kontaktem s lisovacími nástroji (odvod tepla) nebo samotným třením (přídavné teplo).

2.4.4 Vliv anizotropie

Anizotropie představuje nerovnoměrnost vlastností materiálu v různých směrech jeho objemu. Pro tvařitelnost materiálů je významná tzv. plastická anizotropie. Ta umožňuje dosažení větších přetvoření ovlivněním/snížením projevu deformace ve směru tloušťky plechů. Význam plastické anizotropie pro tváření plechů je uznáván již mnoho let. Lankford a kol. (1950) [86] první zavedl poměr deformací, resp. součinitel plastické anizotropie r . Ten se určuje při tahových zkouškách, jako parametr reprezentující tažnost plechů. Navazující ukazatele definující tažnost a tvařitelnost materiálů jsou \bar{r} (vážený průměr hodnot r , resp. průměrná normálová anizotropie) a Δr (stupeň plošné anizotropie). Stanovení těchto parametrů definuje norma ČSN EN ISO 10113 [87]. Dle normy lze vztahy pro získání koeficientu r vyjádřit následovně (2):

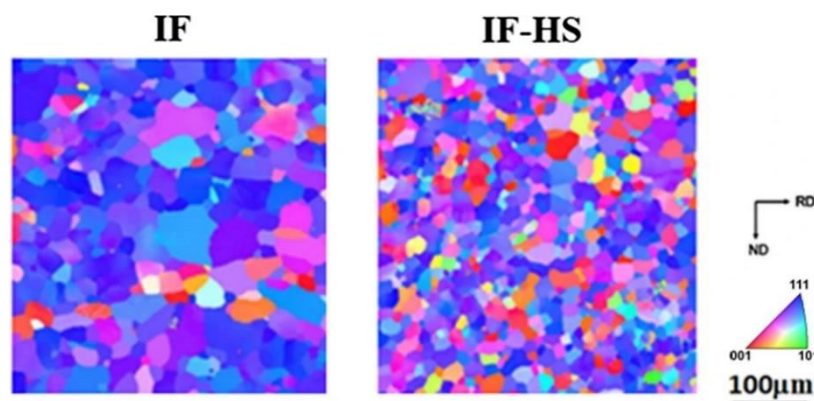
$$r = \frac{\varepsilon_b}{\varepsilon_t} = \frac{\ln \frac{b}{b_0}}{\ln \frac{t}{t_0}} \rightarrow \text{za předp. konst. objemu lze uvést: } r = \frac{\ln \frac{b}{b_0}}{\ln \frac{L_0 \cdot b_0}{L \cdot b}} \quad (2)$$

Tedy součinitel plastické anizotropie je dán jako poměr plastických deformací ve směru šířky a tloušťky zkušební vzorku, odečítaných v oblasti homogenní plastické deformace vzorku. Nicméně z důvodu problematického měření plastické deformace ve směru tloušťky během zkoušky, lze za předpokladu stálosti objemu využít přepočítání z měřené délky.

Navazující ukazatele (3) jsou definovány za provedení standardních tahových zkoušek pod různými úhly (0° , 45° a 90°) k směru válcování vzorku:

$$\bar{r} = \frac{(r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90})}{4} ; \Delta r = \frac{(r_0 - 2 \cdot r_{45} + r_{90})}{2} \quad (3)$$

IF oceli a oceli vhodné pro hluboké tažení by měly mít parametr \bar{r} větší než 1 a Δr menší než 1. Cíleně vnesená anizotropie tedy podporuje tvařitelnost materiálu. Jak již bylo uvedeno u představení IF ocelí, tyto vlastnosti u nich velmi podporuje intenzita krystalografické textury $\{111\}$. Tedy přednostní orientace krystalografických zrn v takovém směru, ve kterém podporuje plastickou deformaci v rovině tvářeného plechu. Pro vznik této textury gama vlákna je důležitý výrobní proces. Deformační energie uložená v zrnech po válcování za studena, vede k orientované nukleaci přednostní textury během rekrystalizačního žhání. [9] Vnesenou normálovou anizotropií IF a IF-HS ocelí ve stavu bez deformace a za různých zvolených stavů deformací a napjatosti představil Vadavadagi a kol. [48], viz obrázek 2.7. Ten zaměřil svou práci na vliv různého stavu deformace na vývoj/stálost přednostní anizotropie. Dle výsledků má způsob zatěžování výrazný vliv na vývoj mikrostrukturní deformace a orientaci textur. Bylo prokázáno, že odolnost a stálost přednostní orientace textury gama vlákna (ND//<111>) je rozhodujícím faktorem k dosažení dobré tvařitelnosti. Oproti tomu výskyt a vývoj natočení theta vlákna (ND//<100>) tvařitelnost výrazně snižuje.



Obrázek 2.7 Intenzita krystalografické textury $\{111\}$ v ND u IF a IF-HS oceli, EBSD, stav bez deformace [48]

Plastická anizotropie je důležitým materiálovým parametrem používaným i pro materiálové modely. Pro ně je žádoucí porozumět charakteru parametru, jeho korelaci s krystalografickou texturou a deformačním zpevněním a jeho vývoji s probíhající deformací [88]. An a kol. [88] se zabýval vývojem r při různých stavech deformace v tahu u různých typů ocelí. Pro přesnější popis vývoje anizotropie v závislosti na deformaci využil inkrementální metodu pro zjištění hodnoty anizotropie. Ailinei a kol. [89] zkoumal plastickou anizotropii oceli S600MC, výsledky využil pro materiálový model a provedení MKP simulace, kterou verifikoval experimentem s DIC měřením. Pro začlenění anizotropie do materiálových modelů se využívá různých teorií a plastických kritérií, např. Hill 1948 [90], Hill 1993 [91] nebo Barlat 1989 [92]. Přehled nejnovějších modelů pro popis anizotropního plastického chování a tvařitelnosti plechů, vypracoval Banabic a kol. [93]

2.4.5 Metalurgická kvalita

Metalurgická kvalita a mikročistota má neodmyslitelný vliv na mechanické parametry, tvařitelnost a plasticitu ocelí. V případě bezintersticiálních ocelí popsal vliv jednotlivých obsažených legujících prvků (Ti, Nb, S, Mn, Si, P) na tvařitelnost Hoile a kol. [9] Jak již bylo popsáno v představení IF ocelí, část těchto prvků je přidávána v případě požadovaných vyšších pevností a dosažení tzv. IF-HS ocelí (Mn, Si, P). Studium provedl na základě komplexního zkoumání metalurgického procesu pro stabilizované IF oceli a popsal stabilizační roli Ti a Nb prvků a jejich optimalizaci. Například je nezbytné optimalizovat obsah síry vzhledem k celkové chemii oceli. V případě správného poměru S vzhledem k obsahu C, lze dosáhnout velmi dobré hodnoty tažnosti a průměrné normálové anizotropie (\bar{r}). Nízký obsah síry také ovlivňuje precipitaci jemných karbidů titanu, což může vést k přednostní precipitaci $Ti_4C_2S_2$ a náchylnosti k rekrytalizaci a růstu zrn za teplot vyšších >1150 °C. Oproti tomu v případě správného poměru síry a manganu může docházet k precipitaci MnS, což vede ke zjemnění zrna při rekrytalizaci. Také chybně nastavený obsah zdánlivě nejvýhodnějšího zpevňujícího prvku P v Ti a Nb stabilizovaných IF ocelích může vést k problémům a snížení tažnosti/tvařitelnosti. Fosfor může mít tendence k segregaci na hranicích zrn během rekrytalizačního žhání. To poté zapříčiňuje snížení kohezní pevnosti hranic zrn. V případě intenzivní segregace P po hranicích zrn je tedy plasticita značně snižována a může docházet i ke vzniku křehkých/interkrystalických lomů [10]. Přítomnost P ve formě precipitátů typu Fe_3P [10] nebo $Fe(Ti + Nb)P$ [94] může také negativně ovlivnit průběh rekrytalizačního žhání a vést ke snížení intenzity přednostní textury gama vlákna ($ND//\langle 111 \rangle$) a nižší hodnoty parametru r . Popis vlivu legur Ti a Nb na chování IF ocelí popsal i Takechi [95].



Obrázek 2.8 Ukázky iniciace mikrotrhlin na karbidech

Dle zdroje [96] se v IF Ti stabilizovaných ocelích mohou nacházet primární inkluze a jemné interkrystalické precipitáty. Zmíněné typy precipitátů mají rozdílný vliv na snižování

plasticity materiálu. V rámci studie byl v matrici materiálu zjištěn výskyt nitridů, resp. karbonitridů titanu a komplexních oxidů na bázi hliníku a vápníku. Ty lze řadit mezi primární inkluze, častá byla kombinace Al_2O_3 a TiCN . V případě kombinace se sulfidy vznikaly tyto nečistoty jako obálka oxidických jader vměstků, působících jako nukleační zárodky. Vzhledem k charakteru křehkých neplastických fází došlo v procesu tváření k jejich rozdrobení ve směru deformace materiálu. Po deformaci může docházet na těchto inkluzích k iniciaci mikrotrhlin, které ale nemají zásadní vliv na projev/degradaci plastické deformace. Jako jemné interkrystalické precipitáty byly zjištěny sekundární fáze s rozměry pod $1\mu\text{m}$. Zejména ve formě TiN , TiC , $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ a sulfidů titanu (TiS), ty vedou k eliminaci N, C, a S z tuhého roztoku. Zjištěn byl i výskyt typických inkluzí, převážně typu TiN (TiCN), Al_2O_3 a komplexů typu $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiN}$, rozměrů 5 až $15\mu\text{m}$. V interakci s povrchovou vrstvou a v povrchové vrstvě byl zjištěn interkrystalický výskyt intermetalických fází na bázi Fe-Zn. Ty mohou vykazovat výraznější vliv na snížení plasticity, svým křehkým charakterem po hranicích zrn a vést k šíření trhlin z povrchu.

Podle [93] dochází u IF ocelí v průběhu plastické deformace vedoucí k porušení materiálu k iniciaci mikrotrhlin přednostně na přítomných inkluzích. K tomu dle výsledků dochází zejména u vměstků typu TiS , nikoliv u velikostně převládajících typů TiN (TiCN). K iniciaci dochází až při dosažení nadměrného přetvoření těsně před porušením vzorku. Plastický limit pro lisování tak není výrazně ovlivněn. Analýza iniciací na přítomných inkluzích zkoumaného materiálu je uvedena v kap. 10.

2.5 Analýzy plastické deformace pomocí EBSD

Jedním z nástrojů používaných pro monitorování mikrostrukturního stavu materiálu jsou analýzy pomocí difrakce zpětně odražených elektronů (EBSD). S využitím této metody lze zkoumat a kvantifikovat projevy vzniklé/vznikající deformace na základě mikrostrukturálních rysů, např. výskytu fází; krystalografických textur a jejich zastoupení ve zkoumané oblasti; velikosti/zjemňování zrn a jejich distribuci; charakteru hranic zrn nebo vnitřní dezorientaci zrn [98]. Hodnotit lze projevy plastické i elastické deformace. V případě elastické deformace je nezbytné provádět velmi pečlivé měření s vysokým rozlišením, neboť vznikající deformace krystalické mřížky je velmi malá a obtížně měřitelná. Pro plastickou deformaci, která je specifická pohybem a tvorbou dislokací už je efekt deformace měřitelný mnohem lépe. Nicméně dislokace a jejich narušování krystalických mřížek mohou nevhodně ovlivňovat/zkreslovat schopnost akvizice EBSD vzorců a vést k horší detektabilitě. Proto je

měření deformovaných materiálů náročnější v porovnání s materiály bez deformace. Aktuální možnosti monitorování elastické a plastické deformace s využitím EBSD analýz představil Wright a kol. [98]. V práci uvedl i nejčastěji používané možnosti monitorování plastické deformace na základě lokální dezorientace, tj. lokální odchylky v orientaci mřížky vlivem zbytkového napětí vytvořeného formováním dislokací. Jak v materiálu dochází k tvorbě dislokací, zbytková napětí se projevují jako lokální odchylky v orientaci mřížky. Dezorientace se tedy značně projevuje na hranicích zrn, a v místech kumulace dislokací. To lze vhodně znázornit pomocí EBSD map se zobrazením zrn. Měření umožňují uživateli definovat, jaké druhy hranic by měly být v mapách zakresleny. Většinou se uplatňuje rozlišování výskytu a formování tzv. malouhlových hranic (LAGB) a velkouhlových hranic (HAGB) zrn. LAGB (Low Angle grain Boundaries) jsou většinou definovány rozsahem dezorientace $2-15^\circ$ nebo $5-15^\circ$ a mohou představovat místa s velkou kumulací dislokací, např. dislokační pásy s polopropustným charakterem pro pohyb dislokací závislým na hodnotě dezorientace. Jejich výskyt může vést k tvorbě tzv. subzrn. HAGB (High Angle Grain Boundaries) jsou definovány rozsahem dezorientace $>15^\circ$ a popisují výskyt hranic zrn s kumulací energie přenášené na okolní zrna. Pro popis lokální dezorientace, a tedy indikaci a znázornění projevu deformace existuje několik zobrazujících metod [98]: GOS (Grain Orientation Spread); GAM (Grain Average Misorientation); KOS (Kernel Orientation Spread); KANM (Kernel Average Neighbor Misorientation); KACM (Kernel Average Center Misorientation). První 2 metody jsou založeny na dezorientaci zrn, tedy v rámci zrna je všem bodům přiřazena shodná hodnota dezorientace, ale hodnoty se liší zrno od zrna. Ve zbylých metodách má každý měřený bod svoji vlastní lokální hodnotu dezorientace [98]. Vhodnost použití zaleží na hodnoceném materiálu a charakteru sledované deformace.

Studii heterogenního projevu deformace IF ocelí s využitím tahových zkoušek a EBSD analýz provedla Bonasso a kol. [99]. Ta pro popis deformace využila zkoumání velikosti zrn, a dezorientace s metodou GOS. Měření provedla na deformovaných tahových vzorcích s maximální dosaženou deformací 17 %. Z výsledků vyplynula velmi dobrá citlivost metody pro zachycení i takto relativně malých deformací. V porovnání se stavem bez deformace byl zaznamenán nárůst měřených parametrů až o 490 %. Cruz-Gandarilla a kol. [100] zkoumal vliv procesu kumulativního válcování (ARB) na vývoj mikrostruktury a textury zkoumané IF oceli. Pro popis deformace využil podíl LAGB a HAGB a dezorientace KAM (Kernel Average Misorientation). Poměr LAGB vůči HAGB se výrazně měnil s každým válcovacím cyklem, resp. vnesenou deformací oceli. Vadavadagi a kol. [48] zkoumal vývoj textur a jejich zastoupení

v IF oceli za různých podmínek napětí a deformace. Pro popis deformace využil mapy KAM. S jejichž využitím porovnával KAM grafy v rozsahu $0-5^\circ$, které lze také velice vhodně využít ke kvantifikaci stavu deformované mikrostruktury.

S představenými funkcemi EBSD analýz lze při vhodném nastavení kvantifikovat a srovnávat stavy mikrostrukturní deformace materiálů. Toho lze s výhodou využít při srovnávání stavu bez deformace s deformovaným stavem, popř. různými stavy deformací vedoucími k vyčerpání plastické kapacity materiálu. V rámci provedených analýz prezentovaných v praktické části disertační práce bylo využito sledování podílu LAGB, KAM dezorientace a tendence k rotaci krystalografických textur.

3 CÍLE DISERTAČNÍ PRÁCE

Jak bylo naznačeno v úvodu, současná situace v oblasti lisování automobilových plechů vede k požadavku kvantifikovat kritický stav lisovaného materiálu a jeho plastického přetvoření v závislosti nejen na hodnotě ztenčení plechu, ale i s provazbou na vnitřní stavbu a případné vznikající defekty. Tedy popsat a zdokumentovat mechanismus mikrostrukturního projevu deformace neboli změnu tvaru zrn a jejich orientace, vliv nečistot a precipitátů na iniciaci mikrotrhlin, za podmínek daného namáhání, a tím stanovit mezní stav zkoumaného materiálu. Toto poté propojit s vhodnou nedestruktivní metodou, která má potenciál pro kontrolu stavu vytipovaných kritických míst.

Problematika lisování je v současnosti řešena zejména směrem k technologickým parametrům lisování [1, 2, 35, 37], tvařitelnosti materiálu [39, 46, 47] a upřesnění, resp. ověření algoritmů a materiálových parametrů do simulací [2, 42, 49] nikoli však k reálnému stavu materiálu výlisku po lisování. Údaje o reálném stavu a vývoji deformace materiálu v kritických místech výlisků a mezním stavu plasticity, co může limitovat lisovatelnost konkrétních dílů, nejsou dostupné, což vede ke snaze řešení tohoto problému. Tedy část disertační práce je na toto téma zaměřena. Část práce je také zaměřena na chování analyzovaného anizotropního materiálu za vysokých rychlostí deformací, které mohou i u daného typu výroby a aplikace vznikat v místech s výraznou lokalizací deformace. Ty jsou analyzovány i za různých stavů napjatosti/deformací, které se mohou obecně na výliscích vyskytovat. I pro toto téma a konkrétní typ analyzovaného materiálu, jež ze své podstaty užití není pro vysoké deformační rychlosti zamýšlen, je dostupné poměrně malé množství informací. Tyto informace jsou většinou zaměřeny zejména na materiálovou odezvu za vyšších zatěžovacích rychlostí [103, 104], a nebo její stanovení pro simulace za použití materiálových modelů [73, 74, 79], nikoliv však na vliv rychlosti na vývoj deformace z pohledu mikrostruktury, či iniciaci porušení. Část disertační práce je věnována i všeobecně nastupujícímu trendu nedestruktivního měření stavu materiálu. Snaha byla zaměřena na ověření možnosti měření stavu deformace materiálu vhodnou nedestruktivní metodou, která má potenciál pro kontrolu stavu vytipovaných kritických míst výlisků.

Hlavním cílem disertační práce bylo stanovit mezní stav plastické kapacity materiálu s výchozí řízenou anizotropií, pod vlivem lokalizace deformace a tím vyvolané zvýšené rychlosti deformace.

To zahrnuje následující dílčí cíle práce, použitím referenčního typu IF oceli:

- Analýza mikrostrukturního projevu deformace v definovaných stupních plastického přetvoření u analyzované anizotropní oceli.
- Popis strukturních změn vč. vývoje anizotropie dané oceli vedoucí k limitní plastické deformaci.
- Stanovení vhodného parametru pro kvantifikaci procesu vyčerpání plasticity oceli.
- Plošné mapování deformace 1-osých statických tahových zkoušek s využitím systému ARAMIS
- Pomocí 1-osých dynamických zkoušek vyhodnotit vliv deformační rychlosti na lokalizaci deformace.
- Zmapovat rozdíly vlivu zvýšené rychlosti deformace vzhledem k výchozí krystalografické orientaci oceli.
- Vymezit reálný vliv metalurgické kvality daného typu oceli na limitní plastické přetvoření; ověřit možnost kvantifikace vlivu nečistot z hlediska iniciace mikrotrhlin.
- Analýza intenzity deformačního zpevnění v závislosti na lokalizaci/rychlosti deformace pomocí lokálního měření meze kluzu.
- Ověření vhodnosti použití zvolené nedestruktivní metody (měření Barkhausenova šumu) k monitorování mezního stavu analyzovaného materiálu.
- Výše uvedené experimentální analýzy provázat se sledováním odpovídajících parametrů u reálných výlisků.

4 POUŽITÉ METODY PRO ANALÝZY MEZNÍHO STAVU

Pro řešení disertační práce bylo využito zejména zařízení/technologií Výukového a výzkumného centra v dopravě Dopravní fakulty Jana Pernera, nicméně část testů byla uskutečněna na pracovišti DYMA Lab na univerzitě v Gentu, a pro měření magnetické odezvy na Žilinské Univerzitě. Materiál pro analýzy byl obdržen v rámci spolupráce s firmou Škoda Auto a.s. Mladá Boleslav.

Dále jsou stručně představeny metody práce, jež byly použity pro analýzy mezního stavu.

4.1 Mechanické testy

Krom analýz reálných lisovaných dílů, byly pro potřebu hodnocení různých napěťovo-deformačních stavů provedeny představené mechanické testy. Testované vzorky byly následně podrobeny navazujícím materiálovým analýzám (3.2).

- **Vzorky**

Vzorky byly připravovány z jednoho typu materiálu, identické šarže. Příprava vzorků pro mechanické zkoušky byla provedena pomocí mechanického obrábění nebo řezání laserem, tvar vzorků byl stanoven na základě ASTM/EN norem, případně byl použit i nenormovaný tvar vzorku. Následná příprava pro metalografické analýzy byla provedena standardním broušením s následným leštěním s leštící pastou 3 μm /1 μm . Pro leptání bylo využito leptadla Nital 3 % a Marshallova leptadla. Vzorky pro metodu difrakce zpětně odražených elektronů (EBSD) byly připraveny v kombinaci mechanického leštění a chemicko-mechanické úpravy suspenzí koloidní siliky.

- **Tahové zkoušky**

Pro **kvazistatické tahové zkoušky** bylo využito tahového stroje ZwickRoell Z030/TH2A s kapacitou zatížení 30 kN. Pro statické tahové zkoušky byla stanovena deformační rychlost o hodnotě 0.002 s^{-1} . V propojení na statické tahové zkoušky byl využit měřicí optický systém Aramis 4M od společnosti GOM, který umožnil sledování rozvoje povrchových deformací namáhaného vzorku v čase s využitím metody DIC. Obdobný systém od společnosti Match ID byl využit i u dynamických testů vyboulení.

Dynamické tahové zkoušky byly prováděny pomocí elektrohydraulického systému INOVA s řídicím softwarem Inova Test Control. Systém umožňuje provádění tahových zkoušek s rychlostí pohybu čelistí 5, 10, nebo 15 m/s. Toho bylo využito při zjišťování vlivu

vysoké rychlosti zatěžování na projev deformace, plastické kapacity a dynamického zpevnění analyzovaného materiálu za stavu jednoosého tahu.

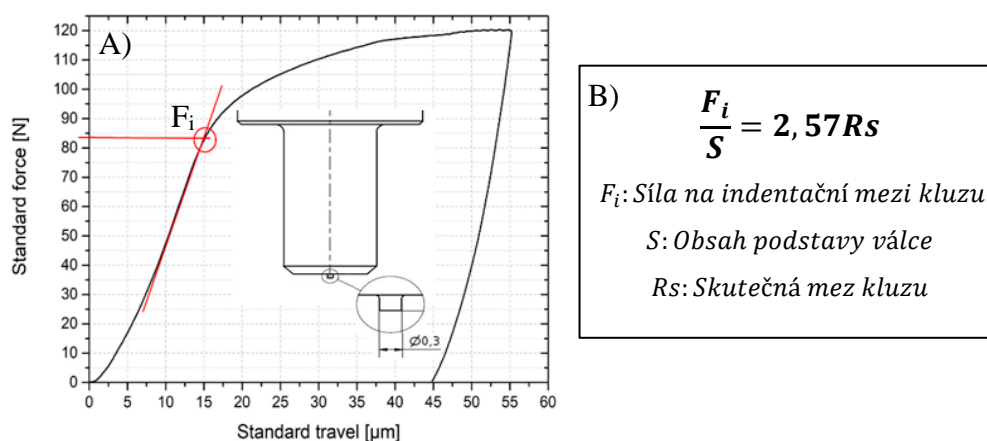
- **Zkoušky vyboulením kapalinou (Hydraulic Bulge Test – HBT)**

Pro umožnění hodnocení materiálu za stavu dvojosé deformace bez vlivu tření, bylo využito **kvazistatických testů vyboulením kapalinou**. Zkoušky byly provedeny v laboratoři dynamických testů materiálů (DYMA Lab) na univerzitě v Gentu. Zkoušky byly provedeny/zastaveny v odstupňovaných deformacích vyboulení pro umožnění zachycení různých stupňů přetvoření materiálu.

Kvazistatické testy byly ve stejné laboratoři doplněny o testy **dynamického vyboulení kapalinou** s využitím unikátně upraveného zařízení pracujícího na principu Hopkinsonova dynamického testu (SHPB). Obdobně jako u kvazistatické varianty bylo dosaženo odstupňovaných hodnot vyboulení, vč. měření povrchových deformací s pomocí DIC.

- **Indentační zkoušky**

Indentační zkoušky byly použity pro kvantitativní hodnocení zpevnění materiálu za různých podmínek zatěžování, resp. projevu deformace. Konkrétně bylo použito indentační měření dle Vickerse a také nekonvenčních válcových indentorů. Využit byl univerzální tvrdoměr ZWICK ZHU 2.5/Z2.5 s kontinuálním záznamem síly a deformace.



Obrázek 3.1 Záznam indentační zkoušky A); Přepočtový vztah pro získání meze kluzu B)

Indentační zkoušky (DSI) s využitím nekonvenčních válcových indentorů umožňují zachycení lokálního stavu materiálu po deformaci. S využitím Henckyho hypotéz odezvy materiálu na základě skluzových čar, lze získat lokální mez kluzu materiálu odpovídající konvenční mezi kluzu z tahové zkoušky [101] (Obrázek 3.1 B). Toho lze s výhodou využít pro kvantitativní hodnocení lokálního stavu materiálu po deformaci, tedy např. stavu přetvoření kritického místa výlisků, nebo deformovaného vzorku po mech. zkoušce. Z indentačního

záznamu (Obrázek 3.1 A)) lze jednoduše odečíst sílu na indentační mezi kluzu, následně se získá tzv. „skutečná“ mez kluzu porovnatelná s mezí kluzu ze standardní tahové zkoušky, kterou je nutno zkalibrovat s využitím hodnoty meze kluzu ze standardní tahové zkoušky. Pro analyzovaný materiál byly využity indentory o průměrech 0.2 a 0.3 mm. Měření bylo prováděno v řezech kolmých k povrchu plechu (v rovině ND-RD).

4.2 Materiálové analýzy

- **Mikroskopie**

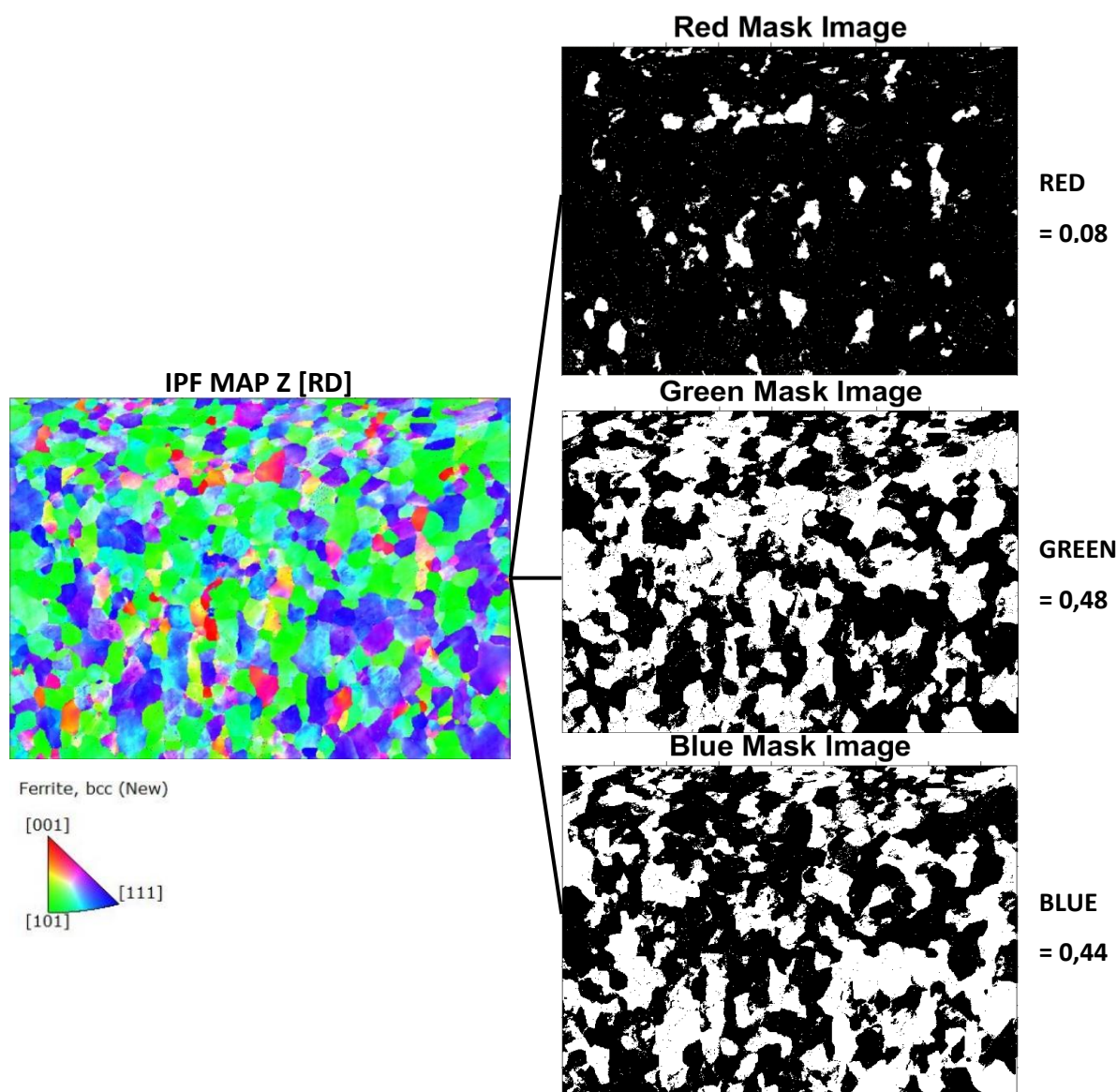
Pro světelnou mikroskopii byl využit mikroskop Neophot 32 s obrazovou analýzou AnalySiS DOCU Olympus. Pro větší zvětšení, větší přesnosti, krystalografické a chemické mikroanalýzy bylo využito rastrovacích elektronových mikroskopů TESCAN VEGA 5130SB, Tescan MIRA S6123 a QUANTA FEG 450. TESCAN VEGA a MIRA byly vybaveny mikroanalyzátozem EDX Bruker Quantanax 200 pro provádění chemických analýz a EBSD analyzátozem Bruker e-Flash pro krystalografické analýzy. QUANTA FEG byl vybaven EBSD analyzátozem EDAX. Krom specifických analýz byly rastrovací elektronové mikroskopy (SEM) využívány zejména pro analýzy přítomnosti trhlin, mikrotrhlin, vměstků a nečistot, a přesné měření rozměrů daných vzorků.

- **EBSD analýzy**

Analýzy EBSD neboli analýzy difrakce zpětně odražených elektronů, jsou využívány pro krystalografické znázornění vnitřní stavby materiálu. Slouží k vhodné kvantifikaci a znázornění vnitřního stavu materiálu, např. podílu fází, textur, krystalografických orientací, nebo stavu deformace.

Principem je monitorování odraženého elektronového paprsku. Elektronový paprsek je odražen od specificky natočeného vzorku, dojde k difrakci elektronů, které jsou směřovány na fluorescenční sklíčko, kde je zachycen jejich specifický obrazec (Kikuchiho vzor). Tento difrakční obrazec je charakteristický pro krystalovou strukturu a orientaci v bodě, kde elektronový paprsek interaguje se vzorkem. Difrakční obrazec lze tedy použít k určení orientace krystalu, rozlišení mezi krystalograficky odlišnými fázemi a k charakterizaci hranic zrn. Když je elektronový paprsek skenován přes polykrystalický vzorek a orientace krystalu je měřena v každém bodě, výsledná mapa odhaluje morfologii, orientace a hranice jednotlivých zrn. To lze kvantitativně hodnotit. [102] Příklady výstupů EBSD analýz jsou zobrazeny v rámci výsledků jednotlivých kapitol.

EBSD analýzy byly prováděny na plošných i příčných vzorcích. Byl sledován vývoj orientace mikrostrukturních textur v závislosti na typu a intenzitě přetvoření. Pro tento účel byla navržena metoda hodnocení poměru úrovně zastoupení jednotlivých hlavních orientací textur (dále metoda RGB). Ta pracuje na principu stanovení hlavního podílu RGB barev zastoupených v rámci jednotlivých pixelů inverzních pólových map. Jedná se v podstatě o obdobu parametru orientovaných distribučních funkcí (ODF) s možností kvantifikace tendence k natočení do jednotlivých rovin, resp. převládající orientace v rámci IPF map, viz obrázek 3.2. Kvantifikace dalších hodnocených parametrů byla prováděna s využitím Kernel misorientace (KAM map) a podílu malouhlových hranic zrn. Parametry měření EBSD analýz, jsou uvedeny v tabulkách 3.1. a 3.2



Obrázek 3.2 Ukázka hodnocení podílu zastoupení převažujících RGB barev v rámci vybrané IPF

Tabulka 3.1 Parametry EBSD – TESCAN VEGA - Bruker e-Flash

Sample preparation:			
Buehler MasterMet 2 Non-Crystallizing Colloidal Silica Polishing Suspension, 0.02 μm			
Microscope settings:			
Probe current	63-70 μA	Step size	0.45 $\mu\text{m}/\text{pixel}$
Tilt	0.4°	Scanning frequency	60.2 fps
Sample slope	70°	Working distance	8-17 mm
Spot size [nm]	550	Total map resolution	512x384 [pixel]
Accelerating voltage	30 kV	Total map size	230x173 [μm^2]
Req. No. of indexed bands	7	Spacing	0.45 μm
EPSP resolution	320x240	Magnification	1000x

Tabulka 3.2 Parametry EBSD – QUANTA FEG - EDAX

Sample preparation:			
Struers OP-U NonDry Colloidal Silica Polishing Suspension, 0.05 μm			
Microscope settings:			
Probe current	63-70 μA	Step size	0.25/0.4 $\mu\text{m}/\text{pixel}$
Pre-tilt	53°	Binning	6x6
Sample slope	70°	Working distance	20 mm
Magnification	1000x	Total map resolution	731x550/414x550 [pixel]
Accelerating voltage	20 kV	Total map size	230x173/173x230 [μm^2]

- **Měření Barkhausenova šumu**

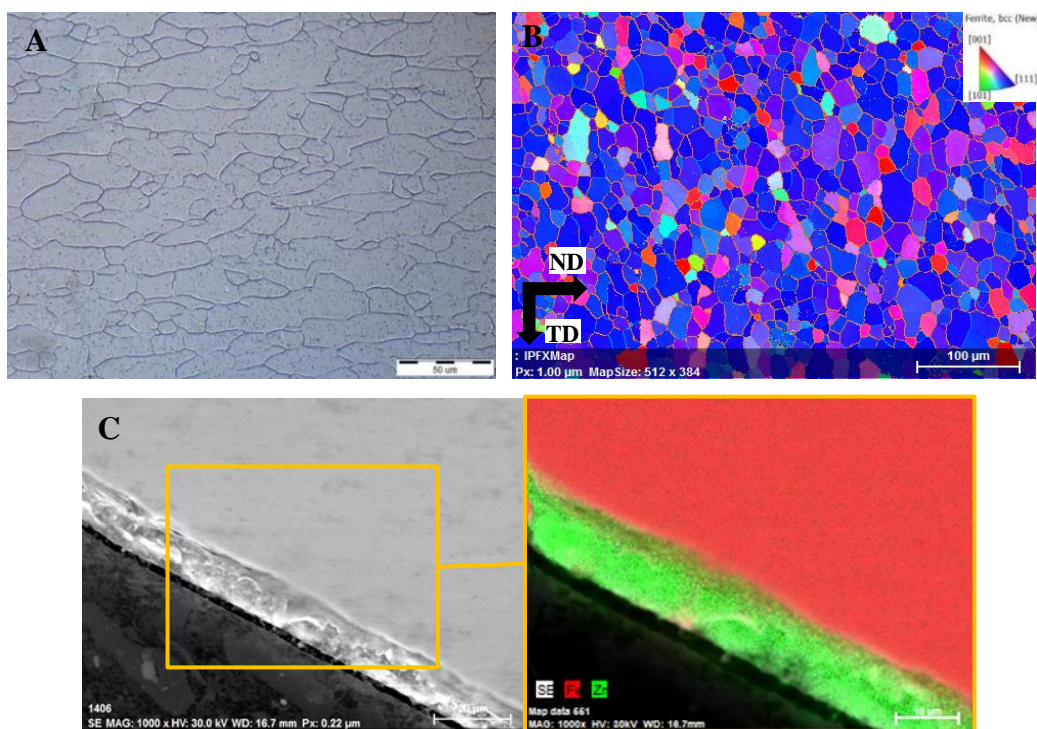
Měření Barkhausenova šumu je metodou pro nedestruktivní hodnocení stavu materiálu. V případě analyzovaného materiálu je perspektivní zejména pro hodnocení a stanovení mezního stavu plastického přetvoření. Pro možnost měření a zkoumání detektability Barkhausenova šumu na zkoumaných vzorcích byla navázána spolupráce s Univerzitou v Žilině. Prvotní měření bylo prováděno na sadě vzorků po tahové zkoušce s různou intenzitou přetvoření. Bylo prováděno správné nastavení měřícího zařízení pro dosažení maximální citlivosti měření. Analyzována byla detektabilita různých stavů přetvoření, a i vliv orientace měřící sondy vzhledem k hlavnímu směru deformace. Při vyhodnocování naměřených signálů byl hledán vhodný ukazatel pro vyjádření projevu rostoucí intenzity deformace. Navazující analýzy byly zaměřeny na měření vzorku za různých stavů deformačních přetvoření a reálně lisovaných dílů. Obdržené výsledky budou hodnoceny v rámci navazujících prací. Tabulka 3.3 shrnuje použité parametry měření MBN.

Tabulka 3.3 Parametry měření odezvy MBN

Magnetizing voltage	5 V
Magnetizing frequency	125 Hz
Sampling frequency	6.7 MHz
Magnetizing field	$\pm 4.6 \text{ kAm}^{-1}$
Frequency range of detected MBN pulses	10 ÷ 1000 kHz
Number of MBN bursts	10
Serial flat MBN bipolar sensor	S1-18-12-01

5 ANALYZOVANÝ MATERIÁL – IF OCEL (DC06)

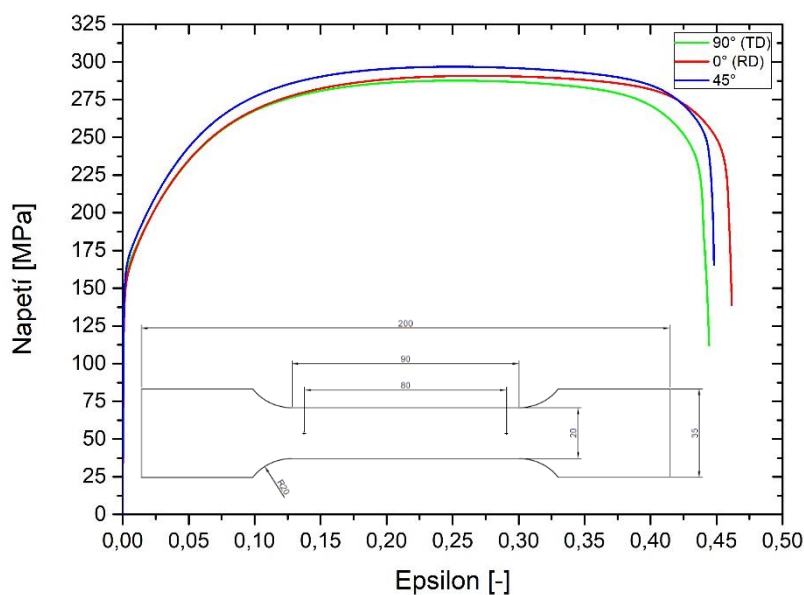
Materiál analyzovaný v této práci byl obdržen ve spolupráci s firmou Škoda Auto a.s. Mladá Boleslav. Jedná se o variantu konvenční IF oceli (třída DC06) prezentující anizotropní ocel s čistě feritickou mikrostrukturou s intrakrystalickou nerovnoměrnou distribucí jemných karbidů a elektrolyticky pozinkovanou povrchovou vrstvou o tloušťce cca 10 μm . Obecná specifikace tohoto druhu oceli byla představena v kap. 2.1. Chemické složení je uvedeno v tabulce 5.1. Převládající krystalografická textura způsobující žádanou anizotropii je v nedeformovaném stavu zobrazena na obrázku 5.1 A). Mechanické parametry byly stanoveny pomocí standardních tahových zkoušek (deformační rychlost 0.002 s^{-1}) ve třech směrech vzhledem ke směru válcování (0° , 45° , 90°), výsledky shrnuje tabulka 5.2. Mezi jednotlivými směry byly zjištěny malé rozdíly, které jsou dále diskutovány v možné vazbě na odezvu při biaxiálním zatížení viz kap. 8. Největší odlišnosti byly zjištěny u součinitele plastické anizotropie, nejnižší hodnota byla naměřena u orientace 45° , nejvyšší v případě 90° .



Obrázek 5.1 A) Mikrostruktura IF oceli, zvětšeno 500x; B) Výchozí anizotropie analyzovaného materiálu z EBSD analýzy zv. 250x (převládající podíl textury γ ($\langle 111 \rangle || \text{ND}$)); C) Energetická lokální chemická mikroanalýza povrchové vrstvy

Tabulka 5.1 Chemické složení analyzované IF oceli [hm. %]

Prvky	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ti
[hm.%]	0.0028	0.099	0.011	0.0084	0.002	0.032	0.019	0.014	0.048	0.051



Obrázek 5.2 Tahové křivky analyzované IF oceli, zatěžování ve 3 směrech vzhledem k RD

Tabulka 5.2 Mechanické vlastnosti analyzované IF oceli ze standardní tahové zkoušky

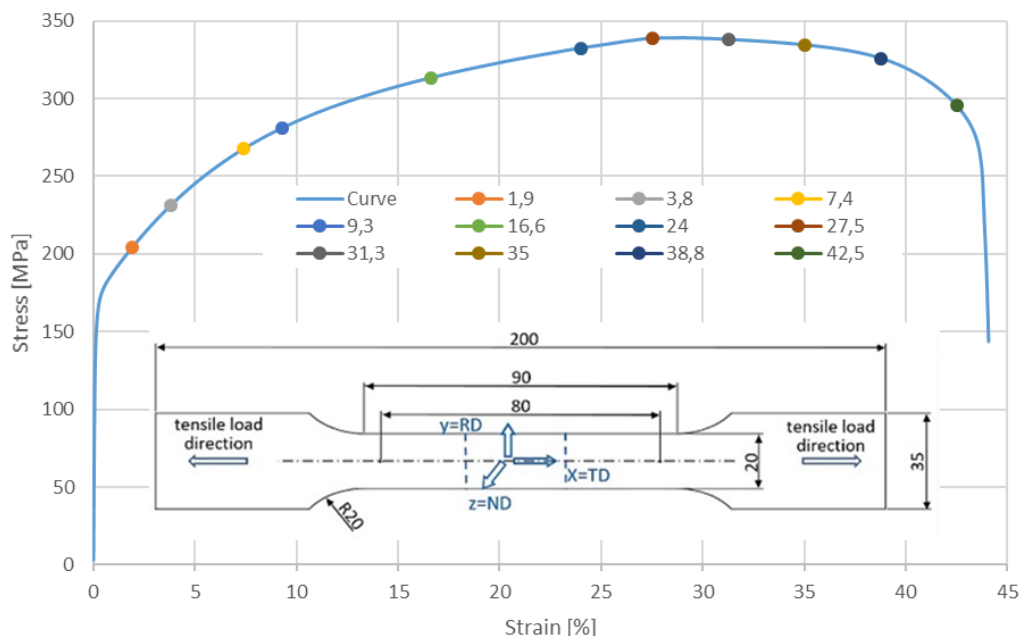
Orientace k RD	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A ₈₀ [%]	n [-]	r [-]	\bar{r} [-]	Δr [-]
90°	151	288	26,6	45,7	0,26	2,56	1,835	0,61
	159	287	24,7	42,9	0,25	2,19		
	157	286	25,3	43,3	0,25	2,29		
	160	288	24,7	44,4	0,25	2,26		
Průměr	156,8	287,3	25,3	44,1	0,25	2,33		
Sm. Odch.	4,03	0,96	0,90	1,26	0,01	0,16		
0°	158	298	26,1	45,7	0,25	1,92		
	153	288	26,1	46,1	0,25	2,02		
	153	289	27,0	45,9	0,25	1,86		
	157	287	25,8	42,7	0,25	1,99		
Průměr	155,3	290,5	26,3	45,1	0,25	1,95		
Sm. Odch.	2,63	5,07	0,52	1,61	0,00	0,07		
45°	175	295	24,3	42,3	0,23	1,62		
	163	293	24,5	42,5	0,24	1,51		
	162	293	24,6	44,7	0,24	1,48		
	165	298	25,1	44,2	0,24	1,52		
Průměr	166,3	294,8	24,6	43,4	0,24	1,53		
Sm. Odch.	5,97	2,36	0,34	1,20	0,00	0,06		

6 ANALÝZY ROZVOJE DEFORMACE U 1-OSÉHO ZATÍŽENÍ

6.1 Vliv 1-osého kvazistatického zatížení na projev deformace

Monitorování rozvoje deformace za jednoosého tahu, a to jak z pohledu makroskopického/celkového rozvoje, tak z pohledu mikrostrukturního vývoje, byla provedena za kvazistatických tahových zkoušek na 2 geometriích vzorků, v obou případech s rychlostí deformace $0,002 \text{ s}^{-1}$. **První geometrie** byla využita pro monitorování deformací s využitím digitální korelace obrazu, jejíž výsledky shrnuje kap. 6.1.1.

Druhá geometrie byla využita pro testování série standardních statických tahových zkoušek s odstupňovanou deformací, tj. stejný typ vzorku a materiálu byl podroben různým prodloužením (navazující výsledky jsou představeny v kap. 6.1.2 – 6.1.4). To bylo provedeno pro možnost monitorování mikrostrukturního projevu deformace materiálu a měření vývoje magnetické odezvy, ta vyžadovala širší geometrii pro možnost kontaktu sondy s povrchem v redukované části tahového vzorku. Pro účel monitorování mikrostrukturní deformace byly využity EBSD analýzy v kombinaci s měřením Barkhausenova šumu a měřením tvrdosti dle Vickerse.



Obrázek 6.1 Tahová křivka skutečného napětí – deformace (True stress-strain) s vyznačenými body testovaných deformací a tvar testovaných vzorků [66]

Obrázek 6.1 znázorňuje tahovou křivku skutečného napětí – deformace s vyznačenými body testovaných deformací, zobrazen je i tvar testovaných vzorků (“druhá geometrie“) navržen dle ČSN EN 10002-1. Směr namáhání vzorku byl kolmo na osu směru válcování, což odpovídá přednostnímu směru pro testování válcovaných plechů a např. doporučenému postupu kontroly dle ČSN EN 10152. Stupně testovaných deformací jsou uvedeny i v tabulce 6.1.

Tabulka 6.1 Stupně testovaných deformací

deformace %	Stadia homogenní deformace							Nehomogenní deformace			
	1.9	3.8	7.4	9.3	16.6	24.0	27.5	31.3	35.0	38.8	42.5

Po provedení tahových zkoušek byly vzorky hodnoceny v místě lokalizace deformace, tedy v místě maximálního naměřeného zúžení ve směru válcování (RD). Nejprve došlo k měření Barkhausenova šumu a následně byly rozřezány a připraveny pro EBSD analýzy. Vzorky byly nejprve připraveny plošně, tedy v rovině RD-TD, následně bylo provedeno i měření v rovině ND-TD. Výsledky viz kap. 6.1.2 – 6.1.4.

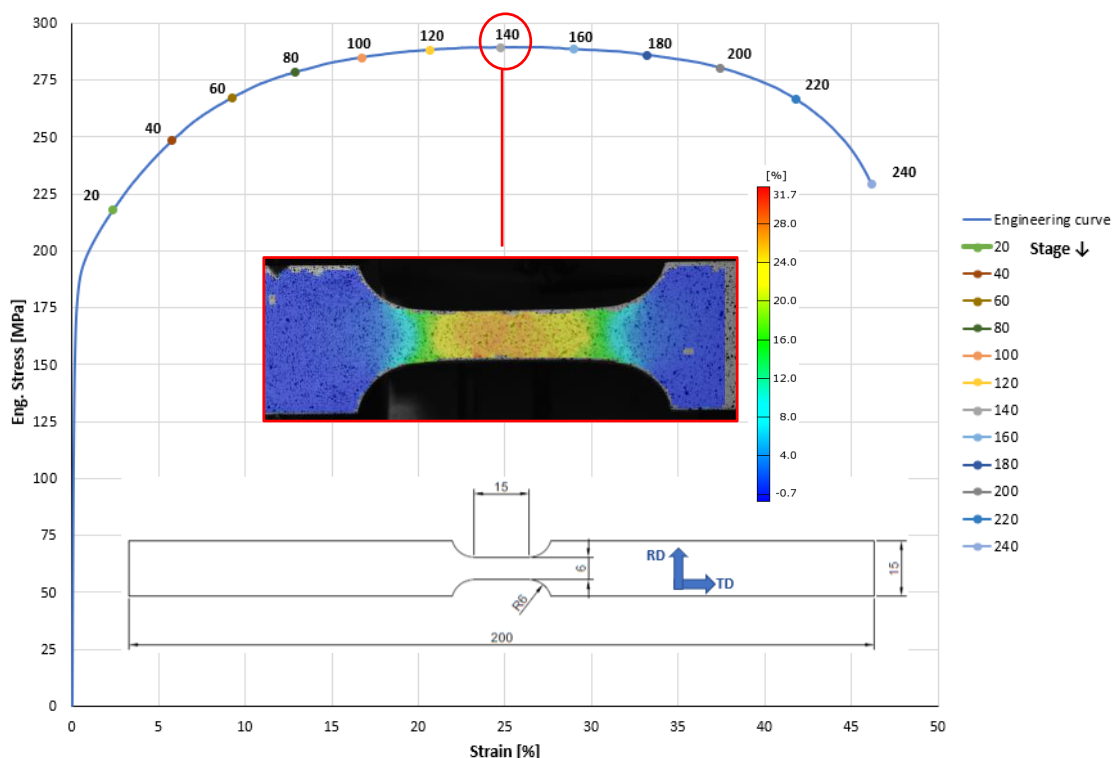
6.1.1 Sledování lokalizace deformace digitální korelací obrazu

Za účelem monitorování globálního rozvoje deformace bylo využito bezkontaktního měřicího přístroje Aramis 4M od společnosti GOM, jež umožňuje měření digitální korelace obrazu (DIC). Parametry DIC shrnuje tabulka 6.2.

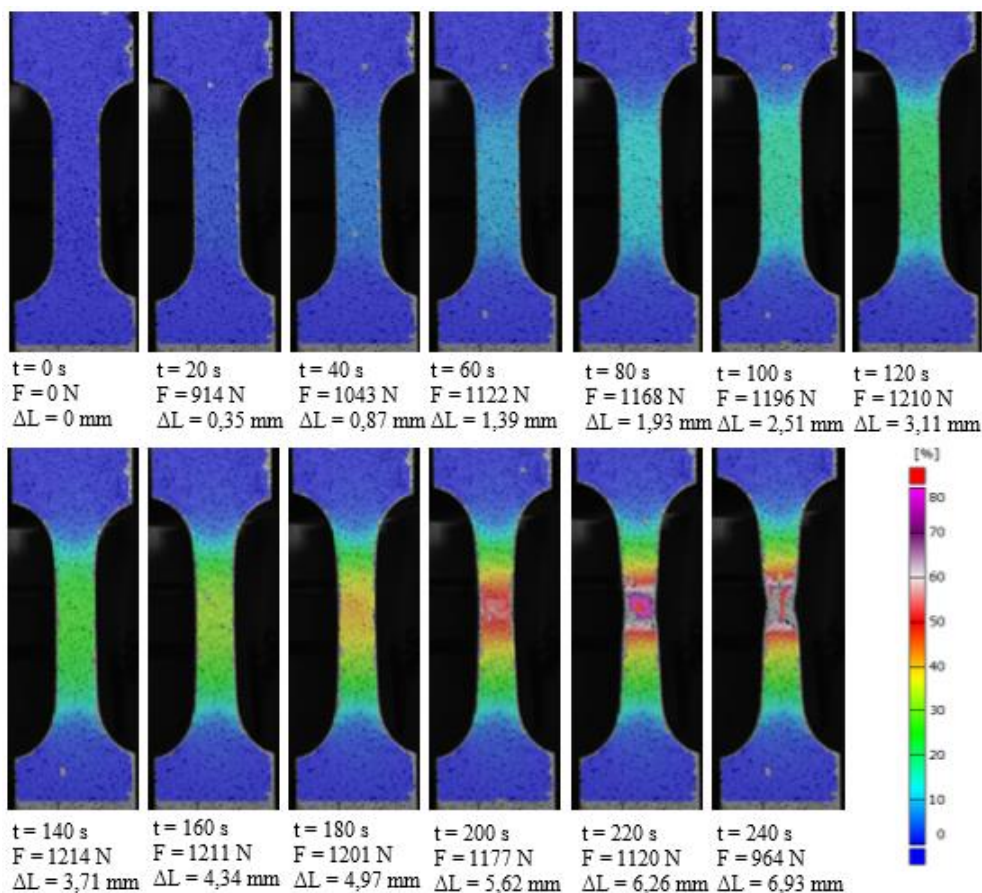
Tabulka 6.2 Parametry DIC

Frekvence snímků	1 Hz	Rychlost zatěžování	0,002 s ⁻¹
Faces field mode	Quadrangle	Faced size	15 x 15
Overlap	33 x 33 %	Faced step	10 x 10
Computation	Linear strain	Computation size	3

Geometrie vzorku s výslednou tahovou křivkou je zobrazena na obrázku 6.2. Znázorněný údaj “Stage“ je shodný s časem trvání zkoušky, tedy jsou dále zobrazeny stavy deformace ve vybraných odstupňovaných časových okamžicích (obrázek 6.3). Sledovaný rozvoj deformací koresponduje s průběhem tahové křivky. Distribuce plastické deformace je v redukované délce velmi uniformní až do okamžiku v čase cca 180 s, kdy je patrný počátek lokalizace. Pásmo nehomogenní části deformace je značně široké s počátečním pozvolným gradientem vedoucím k porušení. To znázorňuje plastickou kapacitu materiálu, umožňující deformování materiálu i za mez R_m , jež lze kontrolovaně překročit.

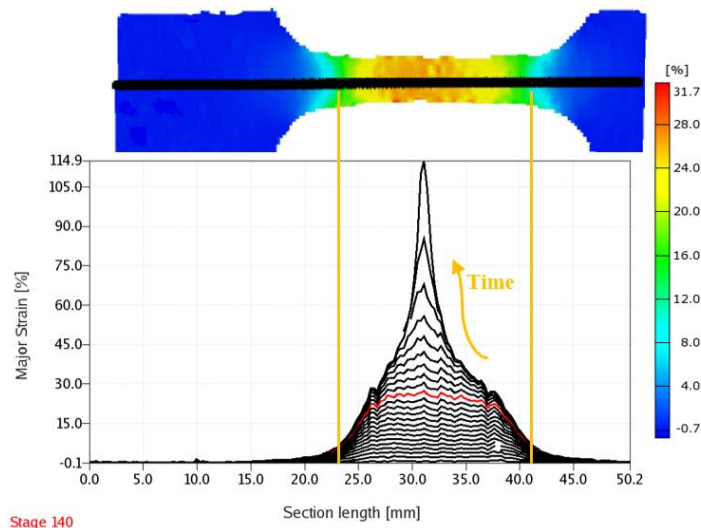


Obrázek 6.2 Tahová křivka smluvního napětí – deformace (Eng. stress-strain) s vyznačenými časovými body testovaných deformací a tvar vzorku



Obrázek 6.3 Rozvoj sledované deformace (major strain) v zobrazených časech zatěžování

Pozvolný gradient lokalizace znázorňuje i obrázek 6.4, kde jsou pomocí řezu vedeného v ose testovaného vzorku znázorněny časově odstupňované deformace po délce řezu. Červeně vyznačená křivka odpovídá okamžiku dosažení maximálního zatížení (v čase 140 s od počátku testu), tedy R_m . Časový odstup jednotlivých křivek je 10 s. Shodný trend lokalizace byl prokázán i pro jiné (větší) testované geometrie testovaného materiálu, a i v rámci jiných zdrojů testujících IF ocel [105].



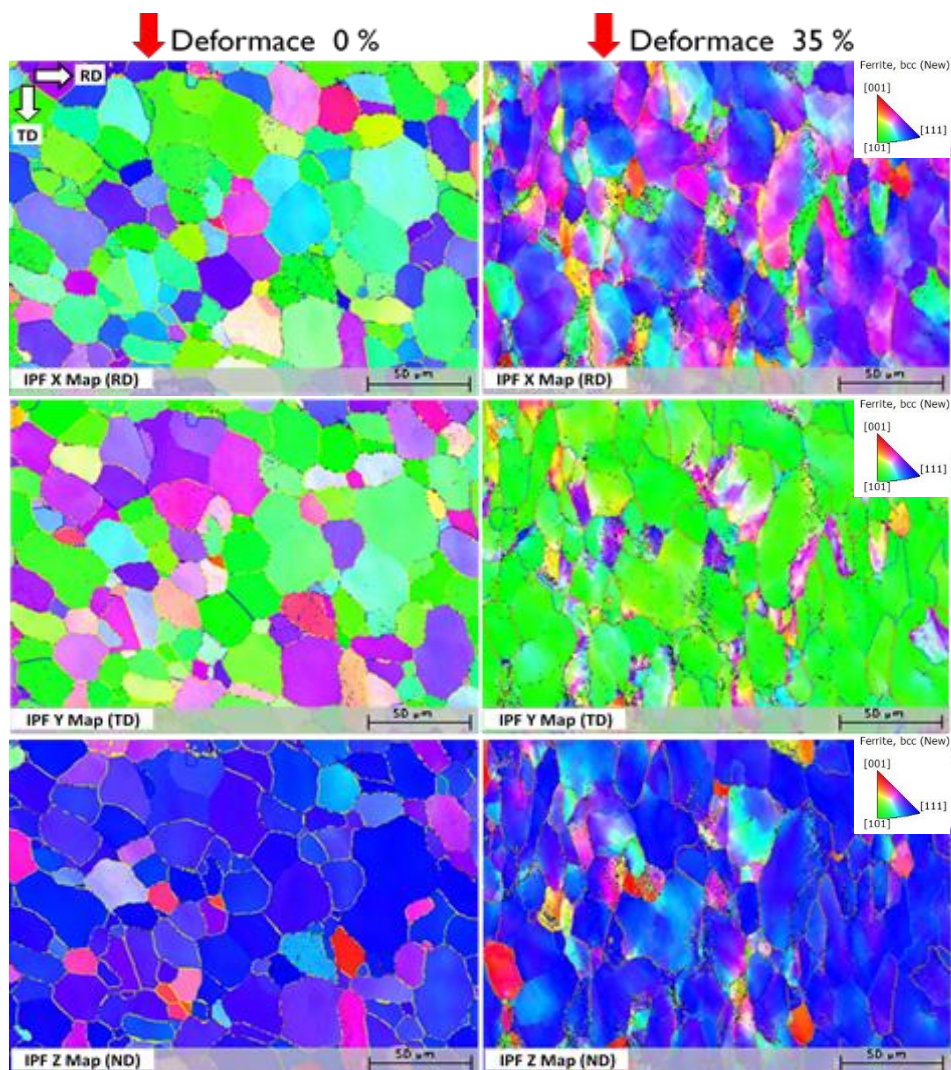
Obrázek 6.4 Trend lokalizace deformace v podélném řezu - major strain % (červeně čas 140 s, resp. poz. R_m)

6.1.2 Rozvoj deformace z mikrostrukturního pohledu (EBSD)

Pro stupně deformací uvedené na obrázku 6.1 a v tabulce 6.1, byly provedeny mikrostrukturní analýzy pomocí EBSD. Ty byly měřeny v oblastech maximální lokalizace deformace po redukované délce vzorku. Měření bylo provedeno jak v ploše vzorku (rovině RD-TD), tak v příčných řezech (rovině ND-TD). Tahové zkoušky byly tedy provedeny ve 2 odstupňovaných sadách s totožnými průběhy a pozicemi zastavení. Vzorky byly odebrány až po měření magnetické odezvy, pro kterou bylo důležité měřit vzorek v neporušeném stavu.

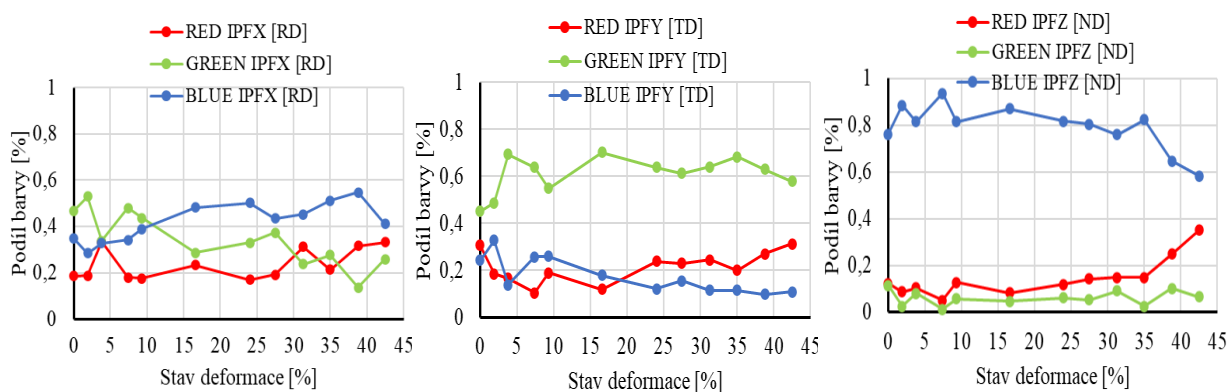
Provedené analýzy sloužily k monitorování vývoje mikrostrukturní deformace za stavu jednoosého tahu. Z provedených analýz vyplynul stupeň deformace 35 % jako kritický pro projev plastické kapacity za daného namáhání. Tento stupeň při porovnání s předchozí kapitolou koresponduje s narůstajícím projevem lokalizované deformace. Při tomto stupni deformace již dochází k značné kumulaci dislokací a dislokačních pásů v interiéru zrn, a tedy souvisejícímu nárůstu podílu malouhlových hranic zrn (zkr. LAGB). Hodnota pro malouhlové hranice zrn byla uvažována v rozmezí 5° až 15° .

Obrázek 6.5 zobrazuje mapy inverzních pólových obrazců (IPF), ty jsou zobrazeny pro všechny 3 směry v rovině RD-TD. Je zde srovnáván stupeň bez deformace se stupněm 35 % deformace. Ten odpovídá stavu pokročilé nehomogenní plastické deformace dle tahové křivky. Pro vysokou tvařitelnost daného materiálu byl potvrzen požadovaný typ textury $[111]//ND$ ve stavu bez deformace. Bylo zjištěno, že preferenční anizotropie je stabilní až do úrovně značné deformace, viz deformace 35 % (IPF Z). V této fázi nehomogenní deformace byla indukována určitá rotace směrem k $[101]$ v TD spolu s $[111]$ v RD. Tedy v souvislosti s výraznějším projevem lokalizace deformace dochází k výraznějšímu projevu záporné vedlejší/příčné deformace. Ta zapříčiňuje tendenci k rotaci krystalografické mřížky, což lze vidět i na vývoji textury (IPF X). Krom zapříčinění tendence k rotaci, má záporná vedlejší deformace pozitivní vliv na lokalizaci materiálu s pozvolným ztenčením k místu porušení. U biaxiální či rovinné deformace je tento gradient ztenčení výraznější. Ovlivněn je výskyt iniciací mikrotrhlin u lomu (více viz kap. 10). [69]



Obrázek 6.5 IPF mapy pro deformace 0 % a 35 %

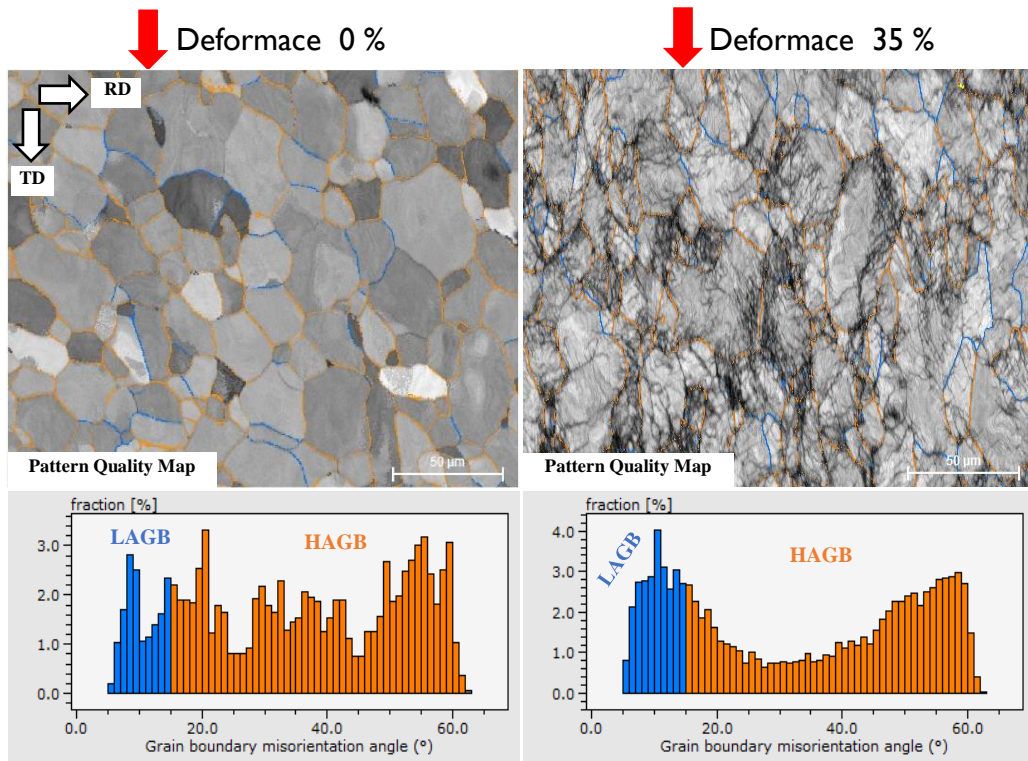
Tendence ke zmiňované rotaci směrem k [101] v TD spolu s [111] v RD a pokles preferenční anizotropie [111] v ND, byl zachycen i pomocí zmíněné metody RGB, viz gradienty v obrázku 6.6. Metoda RGB (viz kap. 4.2) slouží k vhodné kvantifikaci tendence orientace do diskutovaných rovin v závislosti na stavu deformace. Projev záporné vedlejší/příčné deformace v rámci lokalizovaného krčku tahových křivek způsobuje tuto rotaci krystalografických textur. Ta se výrazněji projevuje až od pokročilého stavu deformace, v našem případě od stavu deformace cca 35 %.



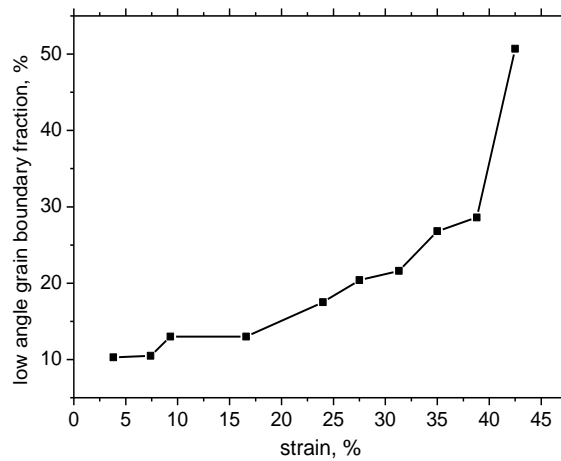
Obrázek 6.6 Výsledky RGB metody pro zachycení změny orientace textur

Obrázek 6.7 znázorňuje tzv. Quality Pattern mapy s vyznačenými podíly malouhlových (LAGB – modrá) a velkouhlových (HAGB – oranžová) hranic zrn. Při porovnání zobrazených map je patrný rozdíl stavu deformace, kdy při deformaci 35 % dochází lokálně k výrazné kumulaci dislokací. Podíl LAGB (znázorněn na histogramech níže) ukazuje vliv rostoucí deformace, resp. kumulace dislokačních pásů, na nárůst podílu malouhlových hranic zrn. To vyplývá z dislokačního mechanismu v interiéru zrn, kde probíhá pod zatížením generace dislokací o vysoké hustotě a tvorba tzv. dislokačních pásů. Efekt generace dislokací za jednoosého zatížení IF ocelí analyzovali Li a kol. [105] a Itoh a kol. [106]. Po překročení meze kluzu dochází k výrazné kumulaci dislokací tvořících “dislokační buněčnou strukturu“ a dislokační pásy [105]. Intenzita dislokací závisí na velikosti zrn a rychlosti probíhající deformace [106]. Nahromaděné dislokace lze poté monitorovat jako LAGB. Podíl LAGB je tedy vedle KAM vhodným kvantitativním parametrem pro hodnocení mikrostrukturního projevu deformace a pro stanovení stavu vyčerpání plastické kapacity materiálu. Nutno uvést, že s rozvojem a nárůstem deformace klesá detektabilita měření, ovlivňující tak kvantifikovatelnost diskutovaného procesu, tj. naměřené hodnoty jsou částečně ovlivněny poklesem detekce v rozhodujících lokalitách, kde již dochází k “rozpadu“ zrn. To je viditelné

na Quality Pattern mapách, které jsou často používány jako obrazová detekce distribuce mikrodeformace. Závislost podílu zachycených LAGB ($5-15^\circ$) na stupních deformace je zobrazena na obrázku 6.8.



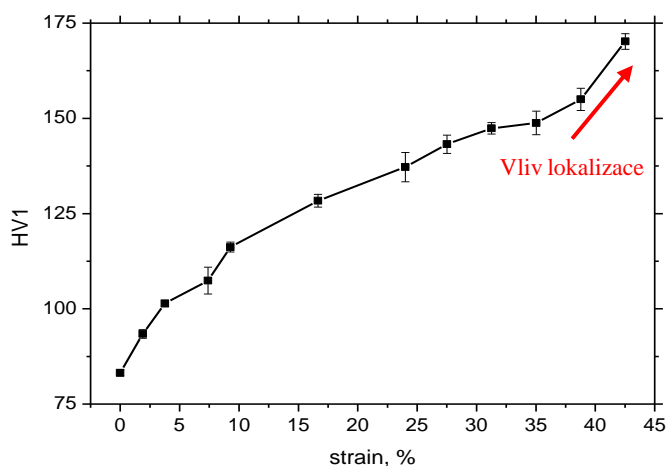
Obrázek 6.7 Pattern Quality mapy a GB histogramy pro deformace 0 % a 35 %



Obrázek 6.8 Závislost nárůstu podílu LAGB na deformaci [35]

6.1.3 Zpevnění s rozvojem deformace

Na stejných vzorcích jako pro EBSD analýzy byla plošně měřena tvrdost dle Vickerse (HV1). Plastická deformace IF oceli je řízena dislokačním skluzem. Při deformaci dochází ke kumulaci dislokací, a tedy růstu tvrdosti matrice. Pro každý stupeň deformace bylo provedeno 5 měření. Získaný gradient je zobrazen na obrázku 6.9. Z gradientu vyplývá poměrně strmý nárůst tvrdosti pro malé plastické deformace, po dosažení deformace 10 % dochází k zmírnění gradientu a od deformace cca 35 % opět ke strmému nárůstu. Ten si lze vysvětlit již přítomnou výraznou deformací a kumulací dislokačních struktur (vyšší podíl LAGB) vedoucí k “rozpadu“ zrn a vzniku buněčné struktury.



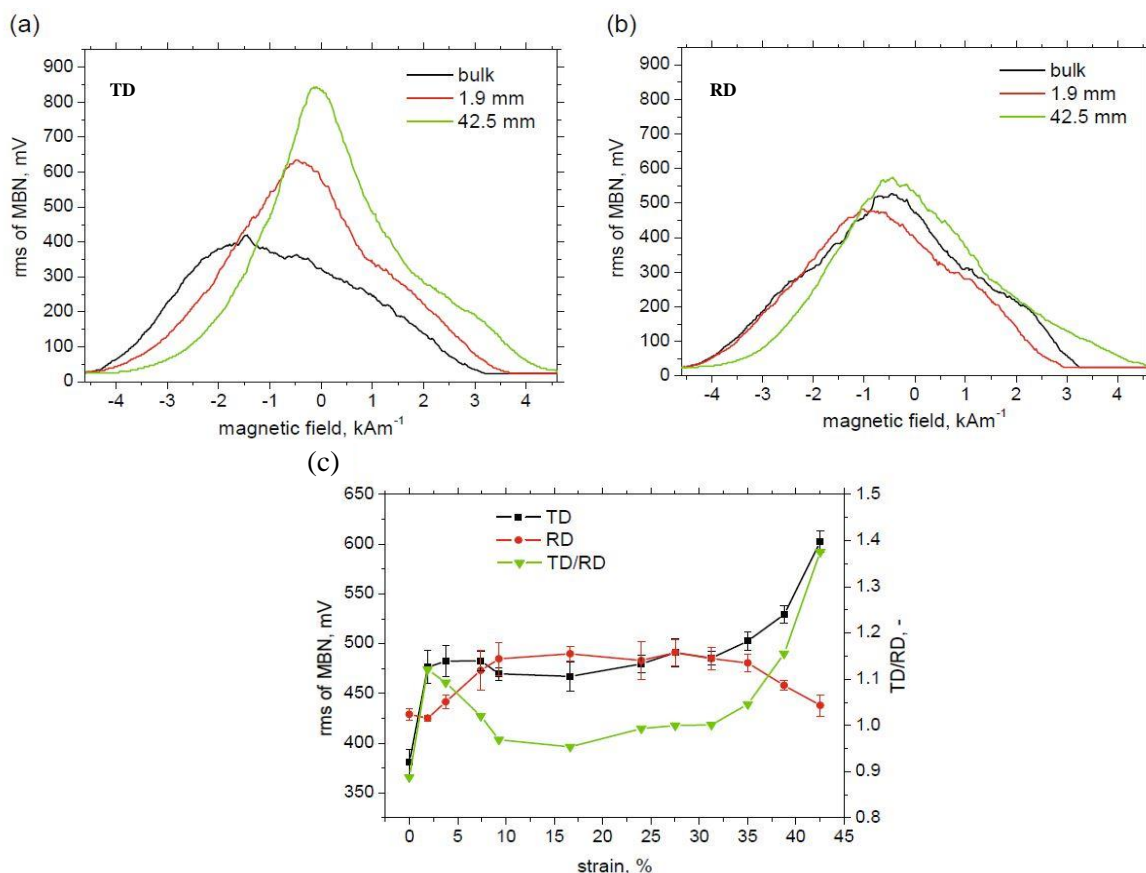
Obrázek 6.9 Gradient HV1 v závislosti na dosažené deformaci [66]

6.1.4 Nedestruktivní monitorování deformační odezvy pomocí MBN

V daných místech vzorků bylo před jejich odběrem a metalografickou přípravou provedeno měření magnetické odezvy pomocí Barkhausenova šumu. Měření bylo provedeno v obou hlavních směrech RD a TD (vzorky byly předtaženy ve směru TD). IF ocel se skládá z čistě feritické fáze. V rámci měření MBN vykazují mikrostruktury obsahující pouze jednu fázi jeden pík v obálce efektivní hodnoty (rms) měřeného signálu. To bylo potvrzeno v obou směrech měření pro všechny stupně deformací, viz obrázek 6.10 (a) a (b) zobrazující odezvu krajních hodnot deformací s nedeformovaným materiálem. Magnetickou anizotropií předmětného materiálu lze považovat za velmi nízkou, to odpovídá i mechanickým ukazatelům obdržným z tahových zkoušek ve směrech TD a RD. Při porovnání naměřených efektivních hodnot jednotlivých stupňů deformací byly obdrženy závislosti na obrázku 6.10 (c). Efektivní hodnoty naměřeného signálu (rms) jsou v obou směrech velmi podobné pro nižší a střední dosažené deformace. U vyšších deformací od stupně 35 % dochází u směru TD k výraznému

nárůstu a u směru RD k poklesu efektivní hodnoty signálu. Z tohoto důvodu se v oblasti plastické nestability zvyšuje poměr efektivních hodnot MBN TD/RD, který se v oblasti homogenních plastických deformací pohybuje kolem 1. [66] Tento pokles magnetoelastické interakce ve směru RD je předmětem dalšího výzkumu. S využitím XRD analýz byl potvrzen pokles velikosti zrn v závislosti na množství obdržené plastické deformace a tendence k rotaci textur s přibývajícím deformací do rovin $\{111\}$ v TD i RD. Zároveň při přechodu zatěžování do výraznější nehomogenní části dochází k výrazné kumulaci dislokací a tendenci k rotaci krystalografických textur do směru $[001]$ v TD. Tento směr rotace a přesunu doménových stěn zvyšuje odezvu MBN ve směru zatěžování, což vyplývá z jeho podstaty silného magnetického směru v BCC kovech, a tedy mohl vést k zachycenému nárůstu odezvy ve směru TD a výslednému poklesu ve směru RD [66].

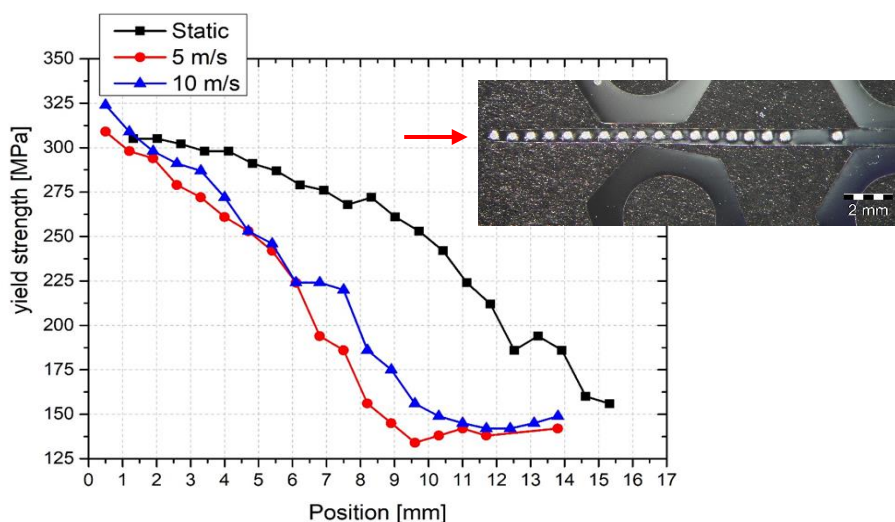
S využitím zmíněných metod bylo tedy možné nedestruktivně podchytit stav deformovaného materiálu za stavu jednoosé deformace a zachytit jeho tendence projevu výraznější nehomogenní plastické deformace vedoucí k porušení vzorku. Stanovená kritická hodnota 35 % deformace koresponduje s údaji z předem provedených analýz (EBSD + měření tvrdosti + DIC).



Obrázek 6.10 Výstupy z měření Barkhausenova šumu na tahových vzorcích [66]

6.2 Vliv zvýšených rychlostí deformací

Vliv zvýšené deformační rychlosti na zpevnění analyzovaného materiálu a distribuci plastické kapacity/deformace, byl ve výchozí sadě testován za rychlosti zatěžování 5 a 10 m/s. To při geometrii vzorku shodnou s geometrií viz. obrázek 6.2, vedlo k dosažení deformačních rychlostí cca 330 a 660 s⁻¹. Tyto rychlosti byly následně konfrontovány se statickou tahovou zkouškou (0,002 s⁻¹) v rámci indentačního měření distribuce plastické deformace. Pro měření indentace bylo využito válcového indentoru o průměru 0,3 mm. Výsledkem měření bylo obdržení tzv. indentační meze kluzu odrážející lokální stav plastické deformace/kapacity v závislosti na pozici v podélném řezu vzorku po zkoušce. Obdržené gradienty zobrazuje obrázek 6.11

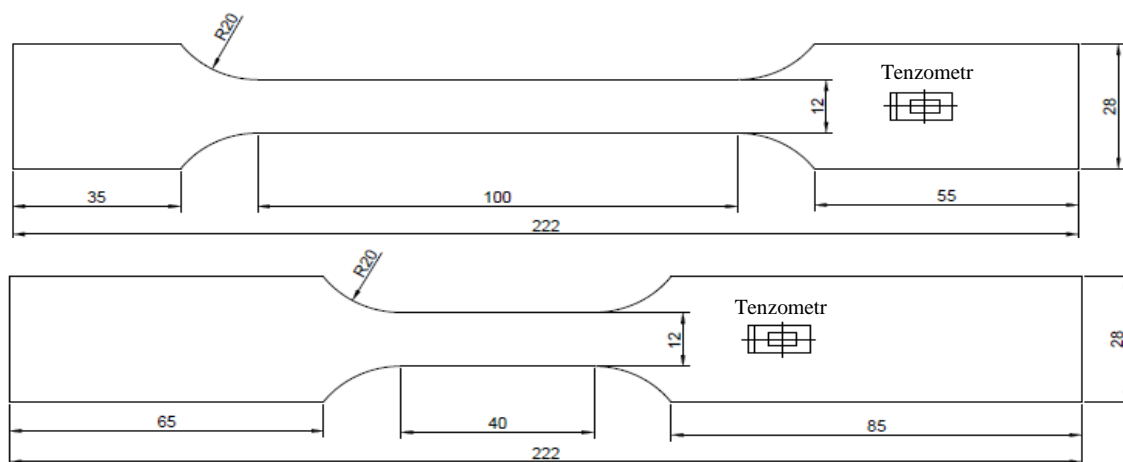


Obrázek 6.11 Vliv rychlosti deformace na zpevnění [107]

Z představených gradientů je patrné, že mez kluzu v blízkosti lomu vykazuje cca 95 % nárůst u všech variant rychlostí v porovnání s mezí kluzu nedeformovaného plechu. Dosah distribuce plastického toku odráží vliv rychlosti deformace. U dynamických zkoušek nebyl zjištěn žádný podstatný rozdíl v distribuci zpevnění. Tedy lze konstatovat předpokládané dosažení limitní rychlosti ovlivňující distribuci deformace [107].

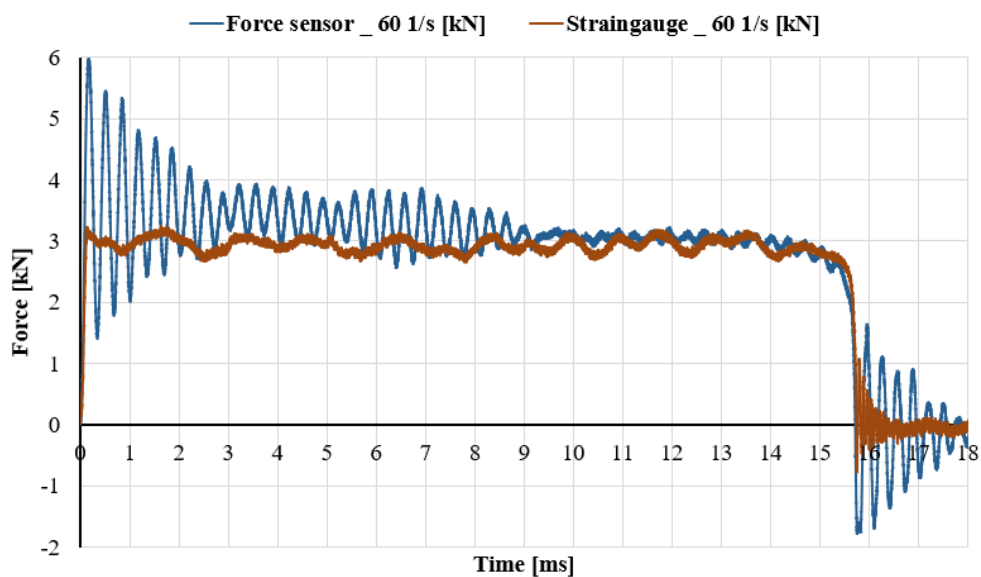
Toho bylo využito pro návrh dalšího postupu testování za zvýšených rychlostí deformací, resp. návrhu nových geometrií vzorků. Ty byly navrženy, dle normy ČSN EN ISO 26203-2, ve 2 variantách deformačních délek, kde byla po první sérii výsledků doplněna druhá geometrie pro dosažení vyšších deformačních rychlostí. Při reálně dosažených rychlostech rázu trhačím stroje (6; 11; 13,5 m/s) bylo poté dosaženo deformačních rychlostí v hodnotách 60; 110; 135; 275 a 340 s⁻¹. Pro korektní měření materiálové odezvy s eliminací parazitních frekvencí rázu, byly na vzorky aplikovány tenzometrické snímače. Pro každý vzorek byla poté před samotným

rázovým testem provedena kalibrace zatížením v oblasti elastické deformace. Geometrie vzorků i s pozicí nalepených tenzometrů je zobrazena na obrázku 6.12.

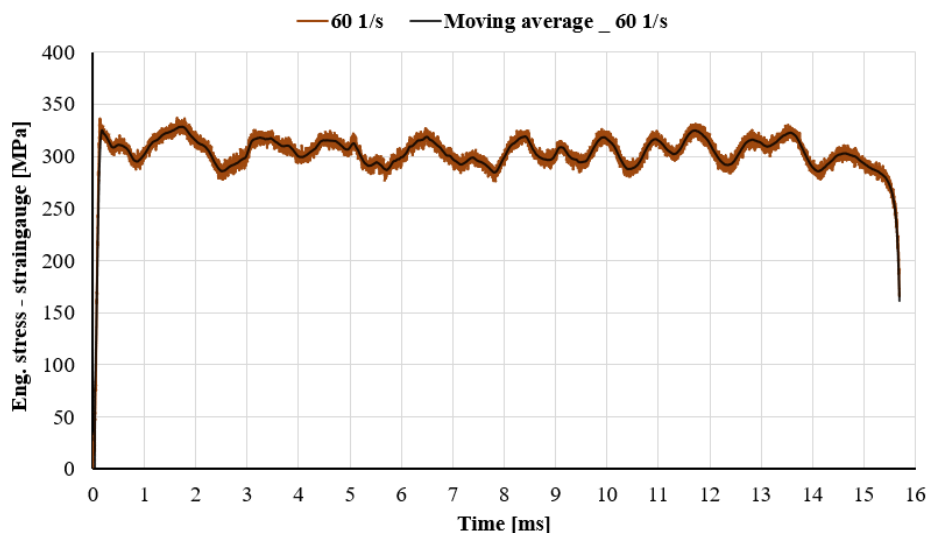


Obrázek 6.12 Geometrie testovaných vzorků s pozicí tenzometrických snímačů

Obrázek 6.13 zobrazuje reprezentativní záznam naměřených signálů síly po rázové tahové zkoušce. Rychlost rázu byla 6 m/s a odpovídala deformační rychlosti vzorku 60 s^{-1} . Z grafů je patrný značný rozdíl mezi odezvou z piezoelektrického siloměru a tenzometrického snímače na vzorku. Do odezvy siloměru se promítají i “parazitní“ frekvence rázu a ostatních členů měřicího zařízení (uchycení, volnoběžný člen, rám atp.), což značně zvyšuje maximální měřené hodnoty. V případě signálu z tenzometrického snímače je po dobu trhu patrné pouze kmitání v reakci na vnitřní útlum testovaného vzorku ve formě vln v reakci na reflektované vlny rázu. Patrný je i šum měřeného signálu, jež byl následně odstraněn s využitím klouzavého průměru, viz obrázek 6.14.



Obrázek 6.13 Ukázka měřených signálů síly ze siloměru a tenzometrického snímače



Obrázek 6.14 Využití klouzavého průměru pro redukci šumu

Vybrané tahové křivky z referenčních 3 měření pro každou rychlost zatěžování jsou zobrazeny na obrázku 6.15 A) a B). Pro možnost porovnání je ve srovnání prezentována i materiálová odezva za statické rychlosti zatěžování. Křivky jsou prezentovány ve variantě Eng. Stress – Eng. Strain A) a True Stress – True Strain B). Pro stanovení True variant bylo využito přepočtových vztahů platících mimo oblast nehomogenní plastické deformace – (4).

V oblasti do dosažení meze kluzu:

$$\sigma_{true} = \sigma_{eng} ; \varepsilon_{true} = \varepsilon_{eng}$$

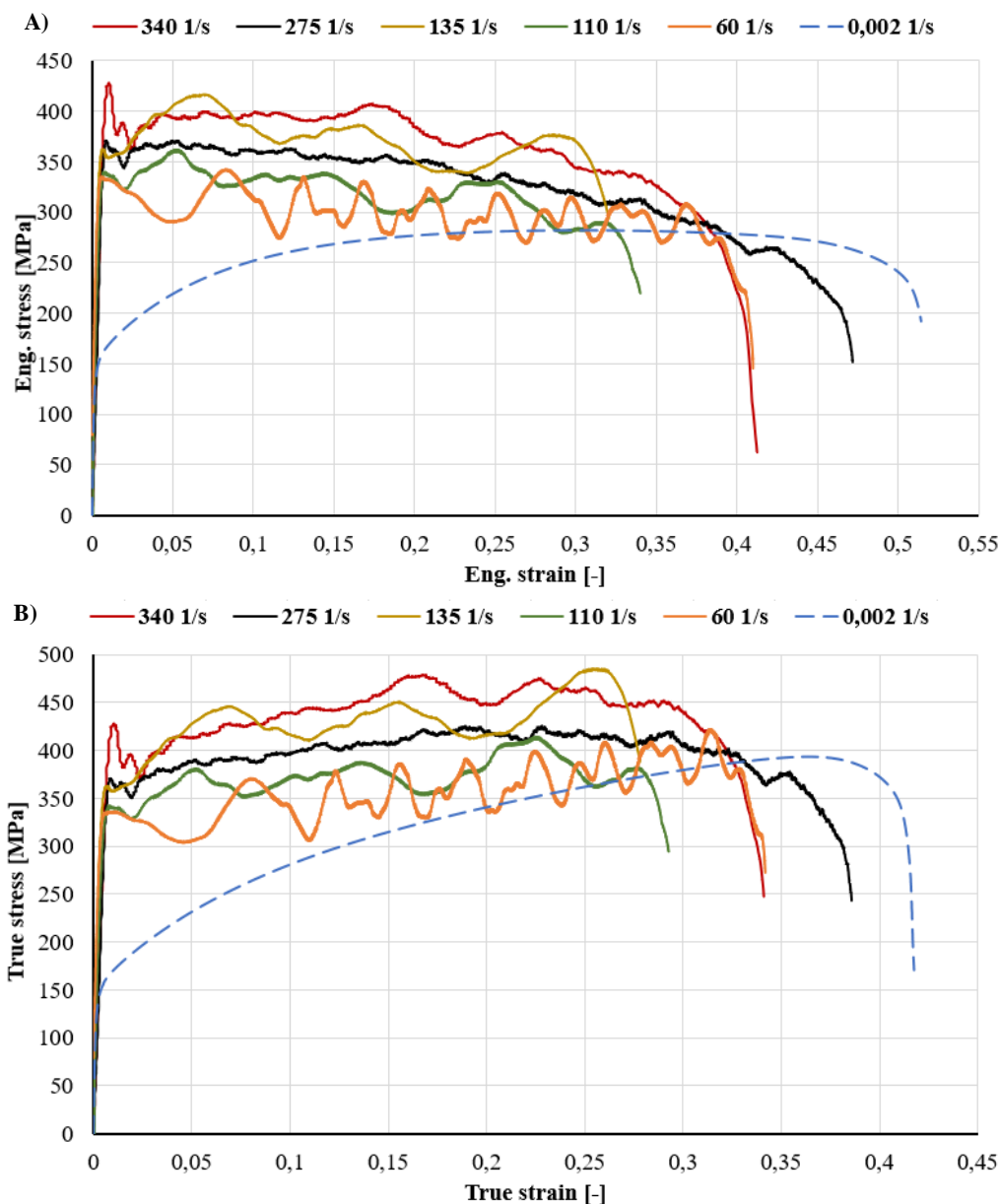
(4)

V oblasti homogenní plastické deformace:

$$\sigma_{true} = \sigma_{eng}(1 + \varepsilon_{eng}) ; \varepsilon_{true} = \ln(1 + \varepsilon_{eng})$$

Z prezentovaných výsledků je patrný značný nárůst pevnosti analyzovaného materiálu v závislosti na rychlosti deformace, resp. deformační rychlosti. To je zejména patrné na mezi kluzu, kde dochází k výraznému nárůstu – u rychlosti 340 1/s je dosaženo až cca 200 % nárůstu na mezi kluzu oproti statickému zatížení. Rozdíl nárůstu není mezi jednotlivými vysokými deformačními rychlostmi výrazný, rozdíl mezi 340 1/s a 60 1/s činí pouze cca 100 MPa. Následné zpevnění vlivem plastické deformace již není u rychlých zkoušek tak výrazné v porovnání se statickým deformačním zpevněním. Z grafů je patrný rozdíl mezi jednotlivými rozkmitanými průběhy silové odezvy. To je dáno vždy kombinací vstupní geometrie vzorku a zvolené rychlosti rázu, jež ovlivňuje dobu trvání testu, a tedy i časové okno pro průběh reflektovaných vln rázu vzorkem. Více rozkmitané průběhy jsou typické pro déle trvající

průběh testu a delší vzorky. Např. pro vzorky 60 1/s byla doba trvání testu cca 14 ms a pro vzorky 340 1/s cca 1 ms.



Obrázek 6.15 Výsledky dynamických/rázových tahových zkoušek v porovnání se statickou odezvou, ve formě: A) smluvní napětí – deformace; B) skutečné napětí - deformace (přepočít)

Za důležitou informaci lze považovat zjištění poměrně výrazného nárůstu dynamické meze kluzu za zmíněných rychlostí. Rozsah těchto deformačních rychlostí lze odhadovat za reálně dosažitelné i v případě řešení lokalizace deformace v kritických místech výlisků. Tedy toto rozmezí deformačních rychlostí může způsobit velmi výrazné lokální zpevnění materiálu vedoucí k omezení plasticity. Zbylá část tahových křivek poukazuje na pozvolný nárůst deformačního zpevnění, jež je výrazně nižší v porovnání se statickým zatěžováním a lze považovat za přirozenou reakci v návaznosti na výrazné zpevnění na mezi kluzu a omezení

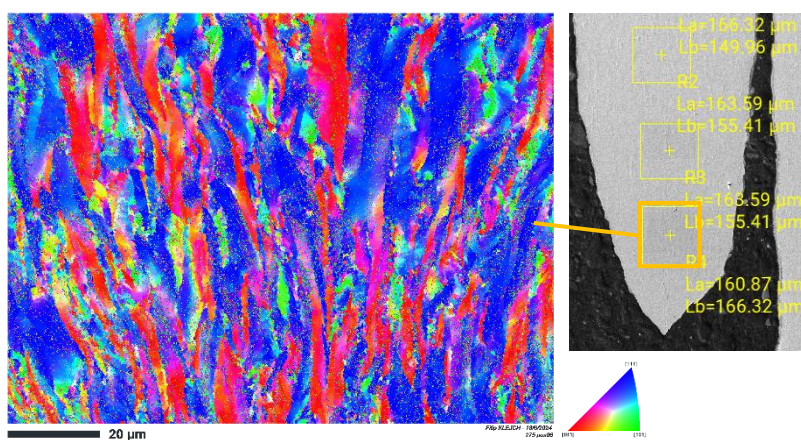
zpevňujícího mechanismu vysokou zatěžovací rychlostí. Je také vhodné upozornit na fakt, že s lokalizací deformace v průběhu testu dochází k výraznému nárůstu lokální deformační rychlosti vysoko nad úroveň rychlostí v okamžiku dosažení meze kluzu.

Dynamické testy podobných typů materiálu IF ocelí s využitím různých zkušebních metod byly provedeny v řadě experimentálních studií [73; 74; 108]. Autoři prokázali obdobnou tendenci IF oceli k výraznému zpevnění materiálu na mezi kluzu s ne příliš výraznými rozdíly směrem k vyšším deformačním rychlostem. Verleysen a kol. [73] provedla dynamické a statické tahové zkoušky IF oceli typu DC04. V porovnání se statickou odezvou bylo dosaženo cca 150 % navýšení meze kluzu za deformačních rychlostí 523; 1067; 1516 a 1969 1/s, s velmi malým rozdílem dynamických hodnot mezí kluzu u jednotlivých rychlostí. Kuroda a kol. [74] zjistil shodnou tendenci zpevnění za deformačních rychlostí 250 a 750 1/s, s velmi malým rozdílem dynamicky dosažených mezí kluzu. Značný rozdíl byl zjištěn u tažnosti testovaného typu oceli, jež byla vyšší rychlostí zatěžování a dřívější tendencí k lokalizaci difúzního krčku snížena o více než 1/3 vzhledem k tažnosti obdržené za statické zkoušky. IF-HS ocelím se věnoval Das a kol. [108], jež se zaměřil na širokou škálu deformačních rychlostí s nejvyššími v hodnotách 100; 400 a 800 1/s. Byl dosažen obdobný trend nárůstu s nižším procentuálním navýšením dynamické meze kluzu o cca 100 % vzhledem ke statické zkoušce. Rozdíl dynamické meze kluzu za rychlosti 100 1/s byl o cca 70 MPa nižší v porovnání s rychlostmi 400 a 800 1/s. To ukazuje na podstatné rozdíly deformační odezvy u jednotlivých kategorií IF ocelí (např. vlivem reálného stavu výchozích textur apod.).

Konfrontací s těmito výstupy lze prezentované výsledky považovat za upřesnění materiálové odezvy u konkrétně analyzovaného typu materiálu DC06. Analyzovaný materiál vykazuje v porovnání se zmíněnými výstupy, nejvyšší míru zpevnění na dynamické mezi kluzu (cca 200 %), při zachování trendu nízké citlivosti materiálu na změnu výše rychlosti dynamického zatížení. U parametru tažnosti došlo k mírnému snížení, nicméně daný pokles nelze považovat za významný.

6.2.1 Mikrostrukturní analýzy vybraných vzorků

Hodnocení mikrostrukturní odezvy vycházelo ze sady cca 35 EBSD analýz. Ty byly provedeny v příčných řezech referenčních vzorků jejichž tahové křivky byly znázorněny na obrázku 6.15. Měření byla provedena v pozicích blízkých lomu v odstupňovaném pořadí, viz obrázek 6.16. Pro jednoznačné definování pozice měření, byla zaznamenávána hodnota tloušťky plechu ve středu pozice měření. Pro postprocessing naměřených map bylo využito freewarového softwaru ATEX [114]. Měření byla provedena v rozsahu analýz umožňujícím dostatečné porovnání vlivu zvýšené rychlosti deformace na rotace krystalografických textur. Z tohoto důvodu byl analyzován i vzorek za kvazistatické rychlosti deformace.

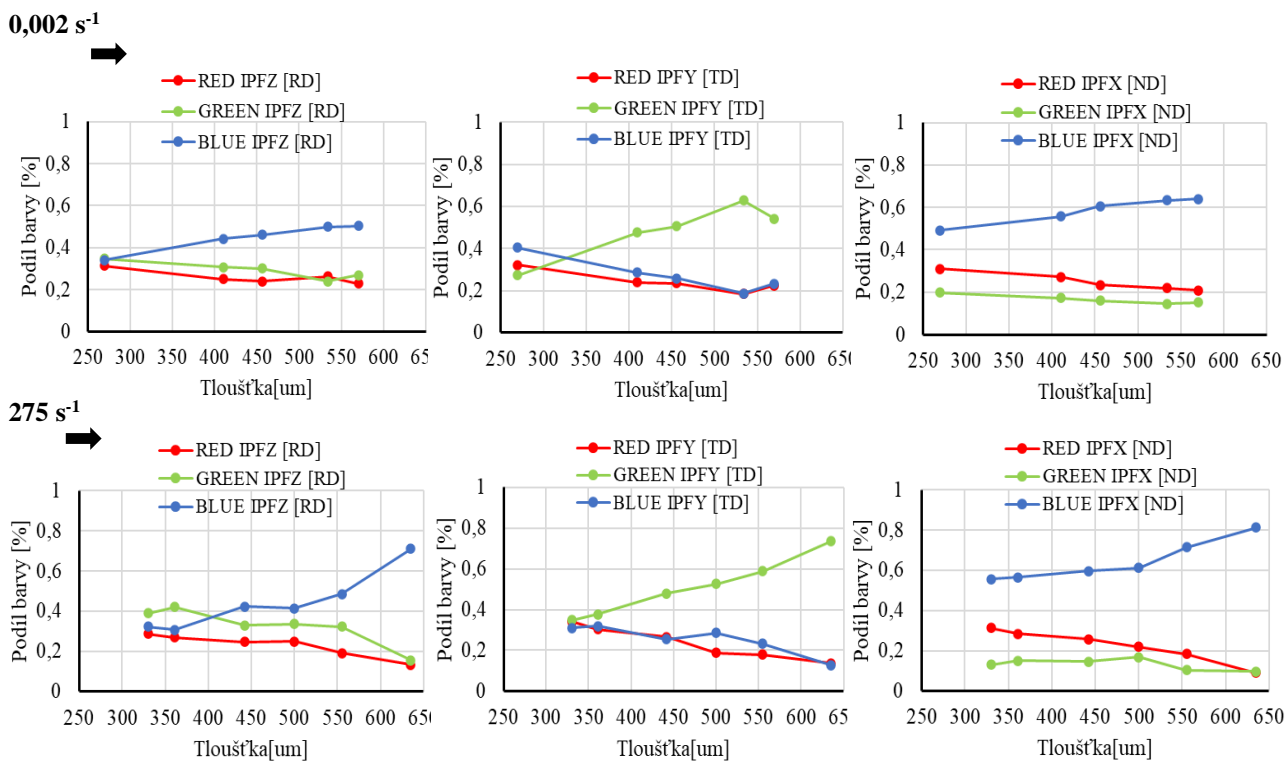


Obrázek 6.16 Ukázka pozic měření – vzorek 275 s-1

Stabilita výchozí textury byla vyhodnocena opět použitím představené metody RGB (viz kap. 4.2). Při porovnání s již uvedenými výsledky statického zatěžování, viz obrázek 6.6, lze tyto výsledky uvažovat jako navazující za hodnotu deformace 42,5 %. Uvedený přístup byl použit z důvodu hodnocení již porušených vzorků, kde tedy část měření zasahuje až do oblasti tzv difúzního krčku. Hodnocená mikrostrukturní deformace byla také ovlivněna výrazně vyšší hodnotou deformační rychlosti, než je uváděna pro jednotlivé tahové testy, a to z důvodu již proběhlé lokalizace deformace až do lomu.

RGB výsledky 2 vybraných vzorků za rychlosti 0,002 a 275 s⁻¹ jsou zobrazeny na obrázku 6.17. Gradienty jsou pozičně vztaženy k naměřeným tloušťkám v místě měření. V případě porovnání s obrázkem 6.6, jsou počáteční hodnoty RGB poměrů v pozicích maximálních měřených tlouštěk velmi podobné poslední hodnotě za deformace 42,5 %. Tedy zde již jednoznačně proběhla fáze nehomogenní deformace vedoucí k tendenci rotace směrem k [101] v TD spolu s [111] v RD a pokles preferenční anizotropie [111] v ND. Navazující výsledky v oblasti blízké lomu potvrzují pokračující trend poklesu preferenční anizotropie [111] v ND, nicméně u zbylých rotací došlo k obrácení trendu a směrem k lomu vyrovnávání rovnoměrnosti

podílu jednotlivých textur. Výsledky tedy ukazují, že s výraznou deformací vedoucí k “rozpadu“ zrn dochází ke změně orientací a potlačení předchozího vývoje rotací textur v RD a TD. Stejný trend byl zaznamenán i u ostatních měřených vzorků za zvýšených rychlostí deformací. V rámci odpovídajících si pozic tedy nebyl zaznamenán žádný výrazný rozdíl v rotaci krystalografických textur.



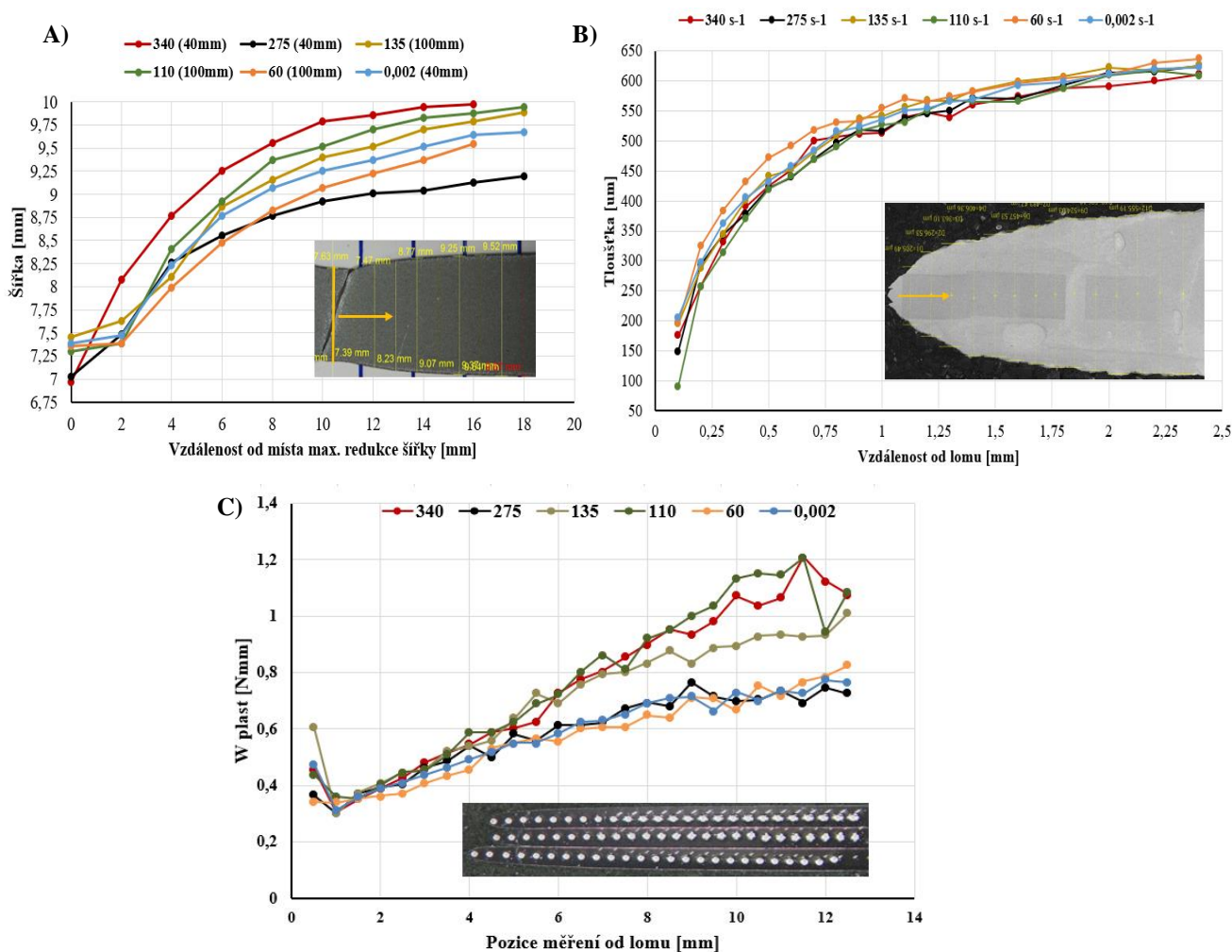
Obrázek 6.17 RGB výsledky pro 2 vybrané vzorky (0,002 a 275 s⁻¹)

6.2.2 Dosah deformačního zpevnění vlivem rychlosti deformace

Pro hodnocení dosahu deformačního zpevnění v podélných řezech testovaných vzorků byly využity indentační zkoušky pomocí válcového indentoru o průměru 0,2 mm (metoda viz kap. 4.2). Z důvodu potřeby vyšší citlivosti měření pro zachycení rozdílů jednotlivých variant testovaných deformačních rychlostí bylo v tomto případě využito kvantifikování plastické práce vykonané při vlačování indentoru do materiálu – W_{plast} . Tento parametr je získán z odečtu obsahu plochy pod plastickou částí získané zatěžující křivky. Pro zachycení lokálního stavu deformace byla měření doplněna o měření ztenčení v blízkosti místa porušení a měření změny šířky v lokalizované oblasti.

Výsledné gradienty provedených měření zobrazuje obrázek 6.18. Za daných podmínek zatěžování nebyly zjištěny podstatné rozdíly měřených hodnot ztenčení a změny šířky, tedy nebyl evidován vliv rozdílné deformační rychlosti. Naměřené rozdíly nelze považovat za

významné i z důvodu možné chyby měření optickou metodou. Gradienty obdržené z indentačních zkoušek odráží vliv dosažené deformace jednotlivých vzorků (viz obr. 6.15) - s nižší deformací je dosažen vyšší/strmější gradient plastické práce odpovídající užšímu/menšímu dosahu deformačního zpevnění. Nicméně pro bližší pochopení vlivu rychlosti a testované geometrie vzorku (příp. inerciálních účinků) na distribuci deformace a deformačního zpevnění bude v rámci navazujících prací začleněna studie těchto vlivů na nové sadě tahových vzorků různých geometrií.



Obrázek 6.18 Gradienty dosahu deformace a zpevnění, A) zúžení v šířce vzorku; B) ztenčení; C) plastická práce

6.3 Shrnutí a diskuze výsledků rozvoje deformace u 1-osého zatížení

Pro výchozí testování analyzovaného materiálu byly provedeny jednoosé tahové zkoušky, prezentující standardní testování mechanické odezvy. Zkoušky byly provedeny se začleněním odstupňovaných zkoušek, a i zkoušek za zvýšených rychlostí deformací.

U kvazistatických deformačních rychlostí byla prokázána značná plastická kapacita testovaného materiálu, a to jak z pohledu mechanické odezvy, rozvoje deformací (DIC), tak i z pohledu stálosti přednostní anizotropie oceli. Distribuce plastické deformace je v redukované délce velmi uniformní, pásmo nehomogenní části je značně široké s počátečním pozvolným gradientem vedoucím k porušení. Plastická kapacita oceli je tedy značná a umožňuje deformování materiálu i za mez pevnosti - R_m , kterou lze kontrolovaně překročit. Tento trend lokalizace byl prokázán i v rámci jiných zdrojů testujících podobný typ IF oceli [105]. Z pohledu mikrostrukturního vývoje byla zjištěna stálost preferenčního druhu textury [111]/ND zajišťující vysokou tažnost až do úrovně značné deformace cca 35 %. Na hranici této úrovně nehomogenní deformace již dochází k výraznějšímu projevu rotací krystalografických struktur vlivem záporné vedlejší deformace v lokalizovaném krčku. Zároveň již dochází k výrazné kumulaci dislokačních struktur a pásů v interiéru zrn což umožňuje vypovídající kvantifikaci výskytu hranic zrn. Podíl LAGB (maloúhlových hranic zrn) poté může sloužit jako vhodný parametr ke kvantifikování vyčerpání plastické kapacity tohoto typu materiálu. Hranice cca 35 % deformace byla potvrzena i pomocí gradientu zpevnění, gradientu LAGB či měřením Barkhausenova šumu. Pomocí měření Barkhausenova šumu byla ověřena funkčnost této nedestruktivní metody pro možnost zachycení vývoje deformace zkoumané oceli.

Pro analýzu vlivu rychlosti deformace za jednoosého tahu byla provedena řada testů za zvýšených deformačních rychlostí (60, 110, 135, 275 a 340 s^{-1}). Z výsledků rázových zkoušek byl zjištěn výrazný vliv zvýšené rychlosti deformace na hodnoty meze kluzu. V porovnání se kvazistatickou odezvou bylo dosaženo vyšší zpevnění na dynamické mezi kluzu až o cca 200 %. Zároveň rozdíl mezi jednotlivými rychlostmi v rozsahu 60–340 s^{-1} nebyl nijak výrazný (cca 100 MPa), což potvrzuje malou citlivost zkoumaného materiálu na změnu rychlosti v testovaném rozsahu dynamického zatížení. Následný průběh deformačního zpevnění za dynamickou mezi kluzu poukazuje na nižší zpevnění materiálu za plastické deformace v porovnání s kvazistatickým zatěžováním, a tedy nižší exponent deformačního zpevnění za vyšších deformačních rychlostí. To ukazuje na negativní ovlivnění schopnosti distribuce

deformace vlivem zvýšené rychlosti zatěžování. Obdobné výsledky dynamického zpevnění byly zjištěny i v rámci jiných studií zabývajících se podobnými typy materiálů [73, 74, 108]. Konfrontací s těmito výstupy lze prezentované výsledky považovat za upřesnění materiálové odezvy u konkrétně zkoumaného typu materiálu DC06. Navazující mikrostrukturní analýzy byly provedeny v odstupňovaných pozicích od místa lomu, tedy bylo provedeno měření i v oblasti tzv. difúzního krčku. V návaznosti na předchozí výsledky RGB metody u kvazistatického zatížení byly výsledky konfrontovány i s kvazistaticky testovaným vzorkem. Obdržené výsledky poukázaly na změnu trendu a změnu jednotlivých orientací z důvodu výrazné deformace a “rozpadu“ zrn v měřených pozicích. Vývoj gradientů vzorků za vyšších deformačních rychlostí lze považovat za shodný s gradienty kvazistatického vzorku. Vývoj a dosah deformačního zpevnění byl měřen pomocí indentačních metod, z výsledků vyplynula motivace pro provedení rozsáhlejší studie problematiky v rámci navazujících prací.

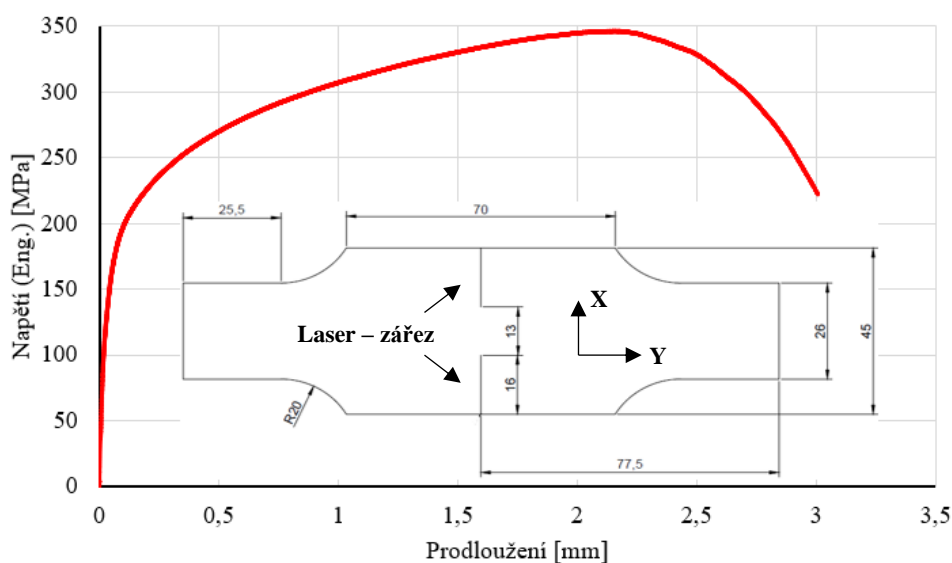
Z provedených analýz je zřejmý významný vliv vyšších deformačních rychlostí na průběh zpevnění daného typu materiálu. Tedy i v rámci případné lokalizace a tím způsobeným nárůstem lokální deformační rychlosti, dochází k ovlivnění průběhu procesu deformačního zpevnění a plasticity za stavu jednoosého zatěžování. Stav jednoosého zatěžování konvenčních geometrií tahových vzorků představuje klasický způsob hodnocení mechanické odezvy materiálu. Pro možnost hodnocení stavu deformace bližšího realitě v kritických místech výlisků, byla pozornost zaměřena i na nekonvenční geometrii umožňující projev stavu rovinné deformace, viz následující kapitola (kap. 7).

7 ROZVOJ PLASTICITY ZA STAVU ROVINNÉ DEFORMACE

Hodnocení stavu rovinné deformace bylo provedeno pro možnost konfrontace měřených vzorků s reálně lisovanými výlisky. U nich rovinná deformace většinou představuje kritický stav, jež vyplývá i ze standardního diagramu mezních přetvoření (FLD). Pro možnost hodnocení dosaženého stavu rovinné deformace, byl navržen tahový vzorek speciální geometrie zobrazené na obrázku 7.1. Geometrie vzorků vychází ze zkušeností s testováním EWF (Essential Work of Fracture) zkoušek. Pro výrobu vzorků bylo využito řezání laserem.

7.1 Rovinná deformace za kvazistatické rychlosti zatěžování

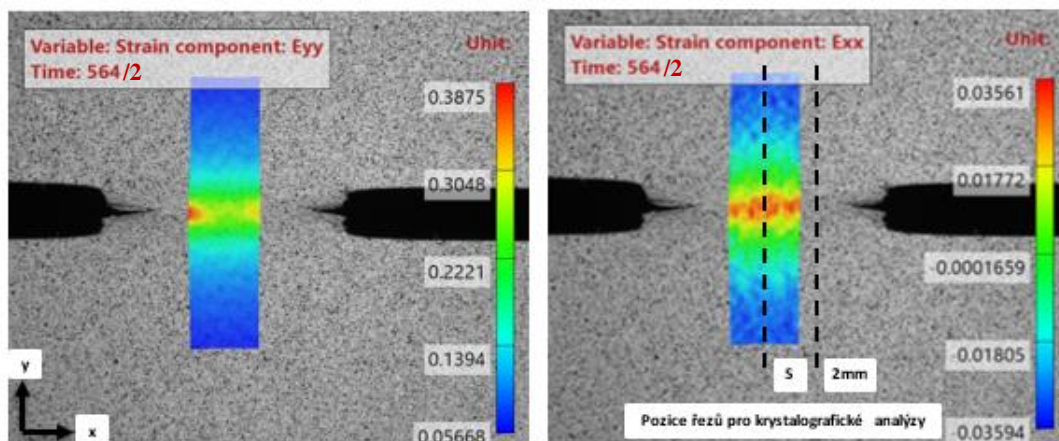
V rámci prvních analýz byly provedeny kvazistatické tahové zkoušky zmíněné geometrie ve směru rovnoběžném s TD a RD plechu. Materiálové charakteristiky v daných směrech nevykazovaly žádné rozdíly. Ukázka tahové křivky ve směru TD se vzorkem je znázorněna na obrázku 7.1. Tento vzorek byl kvazistaticky zatěžován za rychlosti posuvu příčnicku 1 mm/min, do stavu blízkého porušení, přičemž docházelo k šíření trhlin v pozici “naříznutí“ v příčném směru deformace (osa x). Následně těsně před samotným porušením došlo k zastavení zkoušky tak, aby bylo možné analyzovat pokročilý stav rovinné deformace pomocí podélných řezů. Pro monitorování deformací a potvrzení stavu rovinné deformace bylo použito měření digitální korelace obrazu (DIC). Následně byly provedeny krystalografické analýzy ve zvolených řezech.



Obrázek 7.1 Tahová křivka (smluvní napětí-deformace) a geometrie testovaného vzorku

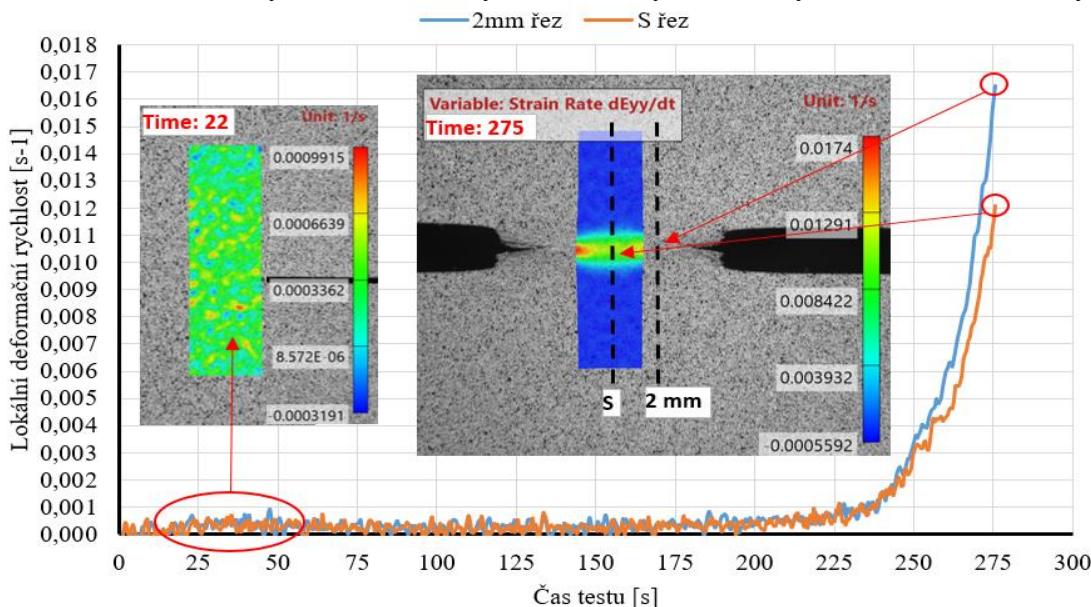
7.1.1 Rozvoj deformace s využitím digitální korelace obrazu (DIC)

Celý proces byl monitorován pomocí DIC techniky s využitím postprocessingu v programu MatchID. DIC měření bylo provedeno pro ověření podílu deformací ve směru os x a y. Výsledky v čase před zastavením zkoušky jsou uvedeny na obrázku 7.2. Maximální lokální deformace ve směru y byla dosažena v hodnotách téměř 40 %, ve směru x byla tato hodnota měřena do 4 %. To potvrzuje stav velmi blízký čisté rovinné deformaci.



Obrázek 7.2 DIC výsledky deformací v ose y a x

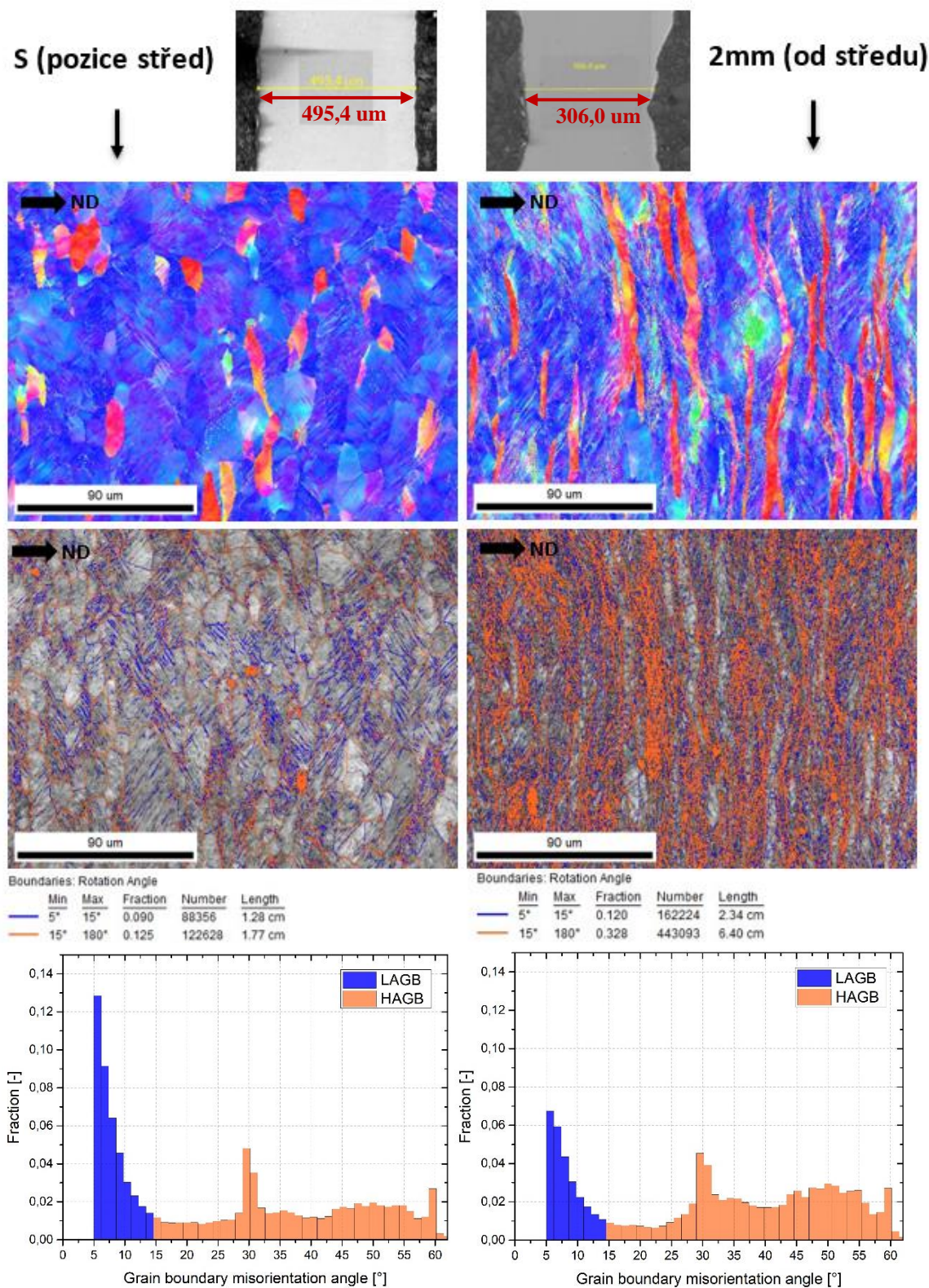
Z metody digitální korelace obrazu byly také obdrženy údaje o povrchové lokální rychlosti deformace v závislosti na čase zatěžování, resp. v závislosti na lokalizaci deformace. Nárůst maximální lokální deformační rychlosti v ose y, v obou zvolených řezech je zobrazen na obrázku 7.3. Řezy byly zvoleny ve středu vzorku (s) a 2 mm od středu blíže k šířící se trhlině (2 mm). V průběhu homogenního plastického deformování vzorku, byla z korelace a časového kroku snímků zachycena deformační rychlost v hodnotě cca $0,0005 \text{ s}^{-1}$. Ta po lokalizaci deformace, resp. po začátku šíření trhliny v čase 240 s, vystoupala k hodnotě cca $0,018 \text{ s}^{-1}$ těsně před zastavením zkoušky. Lokalizací tedy došlo ke zvýšení def. rychlosti téměř o 2 řády.



Obrázek 7.3 DIC výsledky rychlosti lokální rychlosti deformace v ose

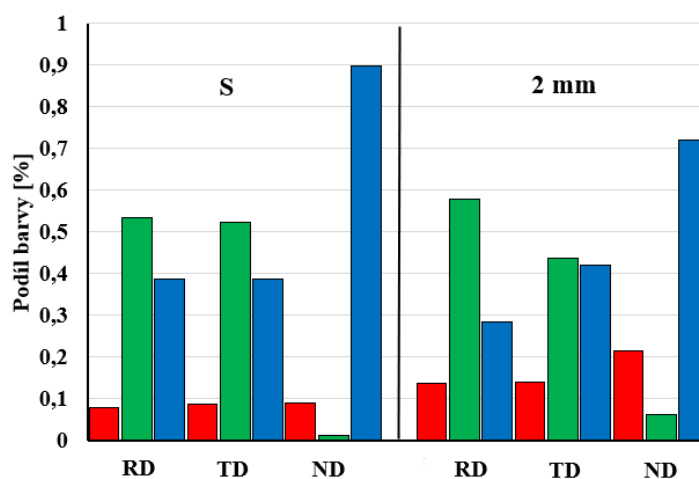
7.1.2 Rozvoj deformace z pohledu mikrostruktury (EBSD)

Ve vybraných řezech byly provedeny krystalografické analýzy s využitím EBSD a měření tloušťky. Vybrané výsledky v obou řezech shrnuje obrázek 7.4.



Obrázek 7.4 EBSD výsledky ve vybraných řezech

Ze zobrazených výsledků je patrný značný rozdíl v úrovni obdržené deformace ve stavu rovinné deformace. Odečtením z DIC řezů, znázorňuje pozice střed stupeň deformace cca 28 % ve směru osy y. U pozice 2 mm byla odečtena hodnota 33 %, tedy rozdíl deformace ve směru zatěžování není nijak výrazný. V tomto případě rovinné deformace, tedy hraje zásadní roli deformace ve směru ztenčení materiálu, kde byl odečten rozdíl tlouštěk u zkoumaných řezů cca 190 μm . To se poté velmi promítá do deformace na úrovni mikrostruktury, kde je zřejmý značný nárůst deformace zrn, ztráty přirozené anizotropie a plastické kapacity. Rozdíl stavu mikrostruktury zvolených řezů je z výsledků patrný. Řez s větším ztenčením materiálu obsahuje výrazně více deformovanou mikrostrukturu se značným rozpadem zrn. Přednostní anizotropie byla zachována. Výrazná rotace krystalografických textur zmiňována v kap. 6.1.2 pro případ jednoosého tahu, zde nebyla prokázána. A to z důvodu zajištění projevu rovinné deformace, a eliminace deformace v příčném směru. To potvrzuje i obrázek 7.5 porovnávající výsledky RGB metody (viz kap. 4.2) v obou měřených pozicích, v návaznosti na výraznou deformaci zrn je v ND patrný pokles přednostní anizotropie v řezu 2 mm s tendencí k rotaci do roviny [001].

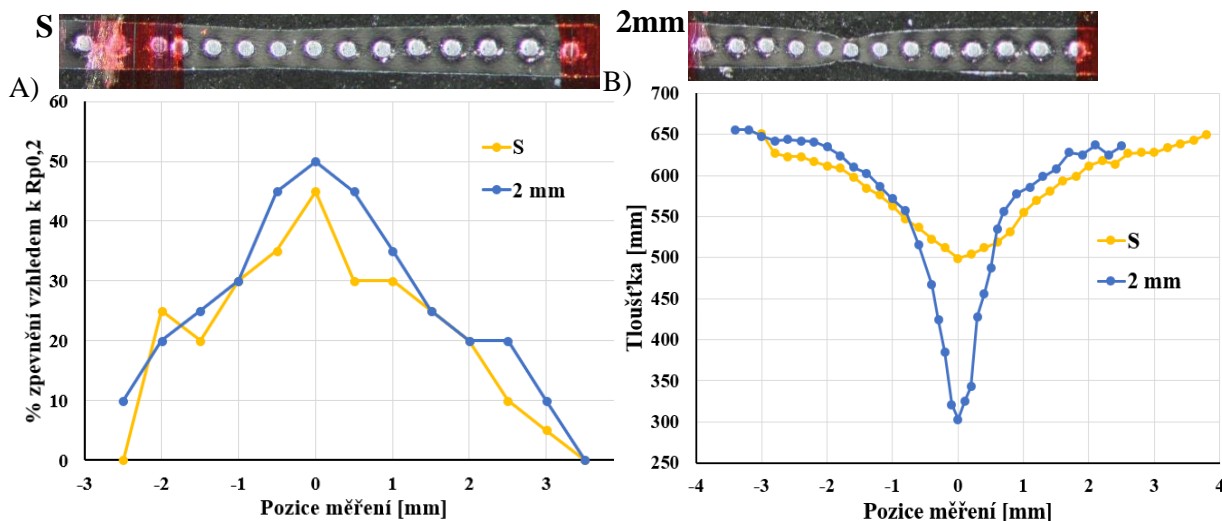


Obrázek 7.5 RGB výsledky v provedených řezech

V případě řezu S byla opět prokázána tendence nárůstu podílu malouhlových hranic zrn (LAGB 5-15°) kumulací dislokačních pásů. V pozici 2 mm již byl tento nárůst potlačen značným “rozpadem“/deformací struktury. Deformace ovlivňuje lokální kvalitu detekce, kde poté v rámci postprocesingu dochází k detekci vysokouhlových bodů misorientace. To může ovlivnit vypovídající schopnost kvantifikace měření a dochází tak k umělému nárůstu podílu HAGB.

7.1.3 Lokalizace zpevnění

V analyzovaných řezech bylo provedeno měření ztenčení a lokální plastické odezvy indentací. Analýzy byly provedeny v oblasti maxima ztenčení v řezu. Indentace byla provedena pomocí válcového indentoru o průměru 0,2 mm s max. zatížením 45 N a krokem měření 50 μm (blíže o metodě viz kap. 3.1). Gradienty jsou zobrazeny na obrázku 7.6.



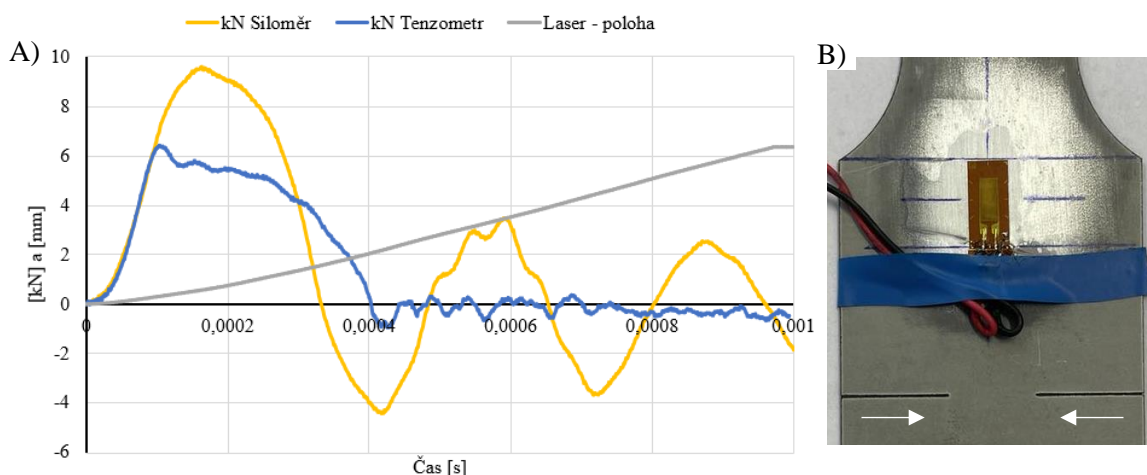
Obrázek 7.6 % zpevnění měřeno indentací (A) a gradienty tloušťky v pozicích (B)

Gradienty ztenčení potvrzují rozdíl tlouštěk kritických míst mezi pozicemi měření krystalografických analýz o hodnotě cca 200 μm . Po začátku šíření trhliny, resp. lokalizaci deformace do středu vzorku, dochází k zaškrcování v úzkém pásmu vedoucí k lomu. To je reflektováno i ve výsledcích krystalografických analýz kde dochází k výrazné deformaci zrn.

V případě indentační meze kluzu vyjádřené v procentech zpevnění vůči $R_{p0,2}$ byl zjištěn minimální rozdíl zpevnění. Tento výsledek lze spojovat s vlivem rovinné deformace, u které bylo zjištěno potlačení změn krystalografické orientace. Šíření trhliny zapříčiňuje také postupnou “ztrátu“ vnitřního napětí s postupem čela trhliny. Absence vedlejší deformace tedy ovlivňuje průběh zpevnění. K naměřenému zpevnění došlo v průběhu deformace probíhající před vznikem a šířením trhliny. Také je nutno vzít v úvahu i možný vliv výrazné redukce tloušťky na naměřenou hodnotu v místě zaškrcení (ve smyslu snížení tuhosti).

7.2 Vliv zvýšené rychlosti zatěžování

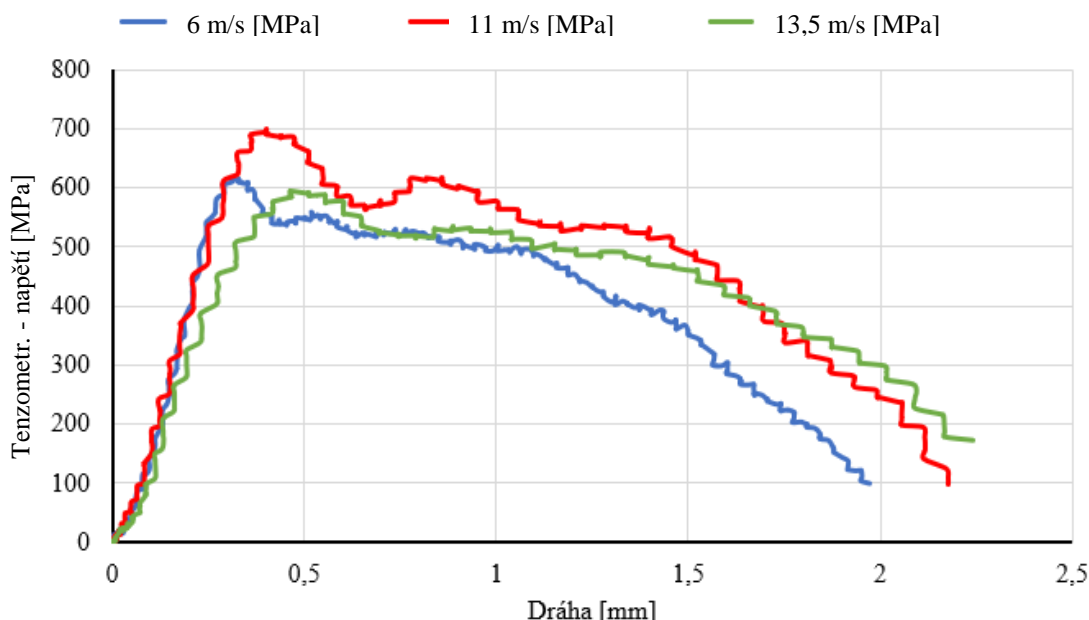
Série dynamických rázových zkoušek byla provedena s využitím elektrohydraulického systému INOVA s řídicím softwarem Inova Test Control. Dosaženy byly rychlosti rázu v hodnotách 6, 11 a 13,5 m/s. Z důvodu vysoké zatěžovací rychlosti nebylo DIC měření použito. Nicméně při úvaze analogického průběhu rychlosti deformace do lokalizace, v porovnání s výsledky statické analýzy, lze uvažovat plošné rychlosti deformace v hodnotách přibližně 180, 330 a 405 s⁻¹ stabilně až do okamžiku lokalizace po dosažení meze kluzu. V okamžiku lokalizace a šíření trhliny poté již odhadované lokální deformační rychlosti dosahují extrémně vysokých hodnot, kde dochází z důvodu rozdílné plastické deformace ke zkreslení. Nicméně po lokalizaci ve velmi malé oblasti lze očekávat deformační rychlosti v řádech tisíc s⁻¹. Pro korektní měření materiálové odezvy za velmi krátkého rázu, bylo použito tenzometrických snímačů umístěných přímo na vzorky. Rozdíl v naměřených hodnotách sil z piezoelektrického siloměru a tenzometru (bez značného vlivu parazitních frekvencí) je zobrazen na obrázku 7.7.



Obrázek 7.7 Ukázka rozdílů měřených signálů (A) Vzorek s tenzometrickým snímačem (B)

Vybrané tahové křivky z referenčních 3 měření pro každou rychlost zatěžování jsou zobrazeny na obrázku 7.8. U všech variant rychlostí bylo dosaženo vyšších hodnot zpevnění (smluvní napětí – deformace) v porovnání se statickou zkouškou. Procentuální nárůst maximální naměřené hodnoty byl pro všechny zkoušky za vysokých rychlostí deformací v rozmezí o 70-100 % vyšší vzhledem k hodnotě statického zatížení (cca 350 MPa (Eng.)). U dynamické meze kluzu oproti statickému zatížení byl zjištěn cca 200 % nárůst, tj. v úrovni jednoosých tahových zkoušek. Rozdíly v naměřené silové odezvě u jednotlivých variant rychlostí u dynamického zatížení lze považovat za nepodstatné. Trend zvyšujícího se deformačního zpevnění s nárůstem zatěžující rychlosti nebyl prokázán. To je patrné

i z vybraných prezentovaných křivek, kde lze pro rychlost zatěžování 6 m/s a 13,5 m/s odečíst téměř shodnou reakci maximálního zpevnění na mezi kluzu. Téměř shodné hodnoty byly naměřeny i pro protažení, resp. tažnost vzorků, kde byl pro vyšší rychlosti deformací zaznamenán cca třetinový pokles v porovnání se statickým zatěžováním.



Obrázek 7.8 Tahové křivky za zvýšených rychlostí zatěžování – rovinná deformace (smluvní napětí – deformace)

7.3 Shrnutí a diskuze výsledků rovinné deformace

Testy za stavu blízkému čisté rovinné deformaci, byly provedeny pro vyhodnocení vlivu typu zatěžování na vývoj deformace a zpevnění zkoumaného materiálu. Zároveň je daný stav deformace považován za kritický vzhledem k lisovacím procesům, což je patrné i z diagramů mezních přetvoření (FLD), kde představuje minimum na křivce mezní tvařitelnosti (FLC). Geometrie testovaných vzorků umožňuje projev tohoto druhu deformace za jednoosého zatěžování bez přítomnosti tření.

V rámci prvních testů bylo provedeno jednoosé zatěžování vzorků kvazistatickou rychlostí 1 mm/min s kontinuálním optickým měřením pro možnost digitální korelace obrazu (DIC). Z výsledků DIC byl potvrzen probíhající stav rovinné deformace. Zároveň byla monitorována deformační rychlost v oblasti lokalizace deformace a její vývoj. Byl zjištěn poměrně značný nárůst deformační rychlosti v hodnocených pozicích vlivem lokalizace, kde

došlo ke zvýšení až o cca 2 řády. Toto zjištění je velmi důležité pro reálný odhad vlivu lokalizace deformace na zvýšení deformační rychlosti i v rámci kritických míst lisovaných dílů. Mechanická odezva materiálu za stavu rovinné deformace ukázala na vyšší hodnoty obdržených mechanických parametrů v porovnání s konvenční tahovou zkouškou, viz. kap. 6.2. Nárůst $R_{p0,2}$ byl zjištěn v hodnotách cca 50 MPa a R_m cca 70 MPa v porovnání s klasickou tahovou zkouškou. Z mikrostrukturních analýz vyplynula shodná tendence k nárůstu podílu malouhlových hranic zrn (LAGB) s omezením tendence rotace krystalografických textur, vlivem minimalizování vedlejší deformace.

Pro zjištění vlivu zvýšených rychlostí deformace byly provedeny rázové zkoušky. Na základě předpokladu shodné deformační odezvy do okamžiku lokalizace za mezi kluzu byly zatěžovací rychlosti přepočítány po vzoru deformačních rychlostí zjištěných ze “statického” DIC. Poté byly obdrženy deformační rychlosti v hodnotách cca 180, 330 a 405 s^{-1} , které lze považovat za porovnatelné s rychlostmi 110, 135, 275 a 340 s^{-1} z jednoosých rázových zkoušek. Při porovnání bylo i u rázové odezvy dosaženo výrazně vyšších hodnot u varianty rovinné deformace, a to až o cca 200 MPa. Vliv rozdílů rázových rychlostí v testovaném rozsahu (180, 330, 405 s^{-1}) za stavu rovinné deformace nebyl podstatný, nicméně oproti statickému zatížení bylo opět dosaženo nárůstu na dynamické mezi kluzu o cca 200 %.

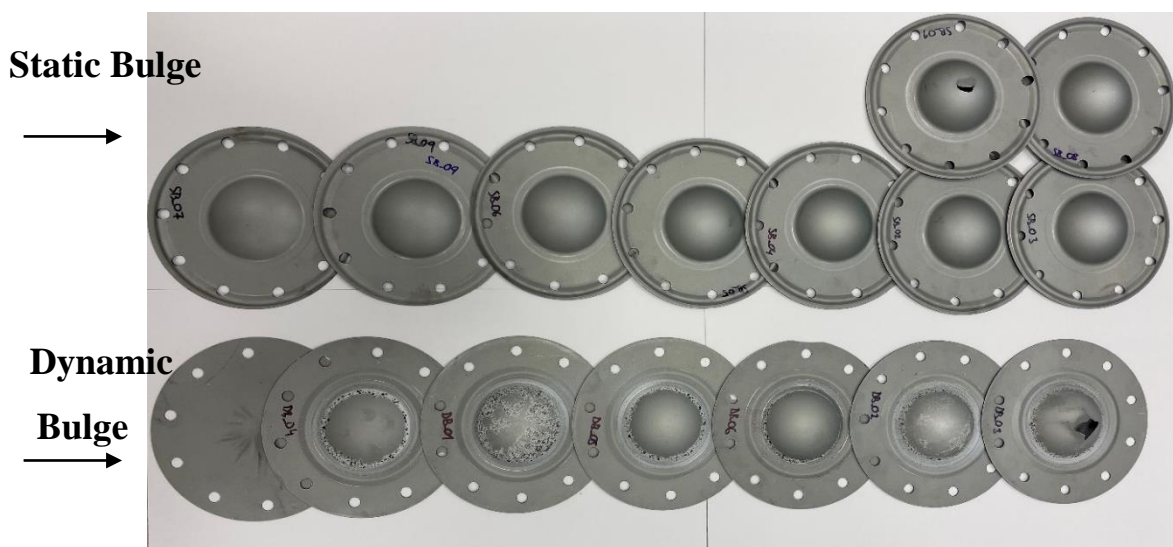
Z obdržených výsledků a komparace s tahovými zkouškami je zřejmý značný vliv typu deformace na projev mechanické odezvy zkoumaného materiálu. Za stavu rovinné deformace dochází k většímu nárůstu zpevnění, což může být umocněno lokalizací deformace vedoucí ke značnému nárůstu deformační rychlosti. Tento efekt lze předpokládat i v kritických pozicích lisovaných dílů, kde dochází k lokalizaci stavu rovinné deformace, značnému deformačnímu zpevnění a vyčerpání plasticity z důvodu tření v krajních pozicích kontaktu s lisovacími nástroji. V rámci dalšího postupu byly začleněny i testy směrem k technologickým možnostem testování materiálu za stavu víceosé deformace. Pro tuto variantu bylo využito testů vyboulením kapalinou s minimalizováním efektu tření na povrchu vzorku za různých stavů zatěžujících rychlostí, viz navazující kap. 8.

8 ANALÝZY ROZVOJE DEFORMACE U 2-OSÉHO ZATÍŽENÍ

Dalším velmi důležitým deformačním stavem pro proces lisování je stav dvouosé, resp. biaxiální deformace. Jedná se o dvouosé rovnoměrné tahové zatížení materiálu, jež umožňuje lépe podchytit vhodnost materiálu k tváření v porovnání s jednoosou tahovou zkouškou. Toho je vhodné využít zejména pro anizotropní plechy, jež mohou vykazovat jiné mechanické parametry v různých směrech deformací.

Dvouosé testy byly provedeny v rámci pracovní stáže v Belgii v laboratoři dynamických zkoušek materiálů – DYMA Lab (Univerzita Gent), pod vedením prof. Patricie Verleysen. Bylo využito biaxiálních testů vyboulením kapalinou, a to jak za stavu kvazistatického zatěžování, tak dynamických rázových zkoušek. Ve zkoušce vyboulení kapalinou je minimalizován efekt tření na rozhraní média s testovaným plechem, tedy je zkoumána čistě samotná reakce materiálu na 2-osé zatížení.

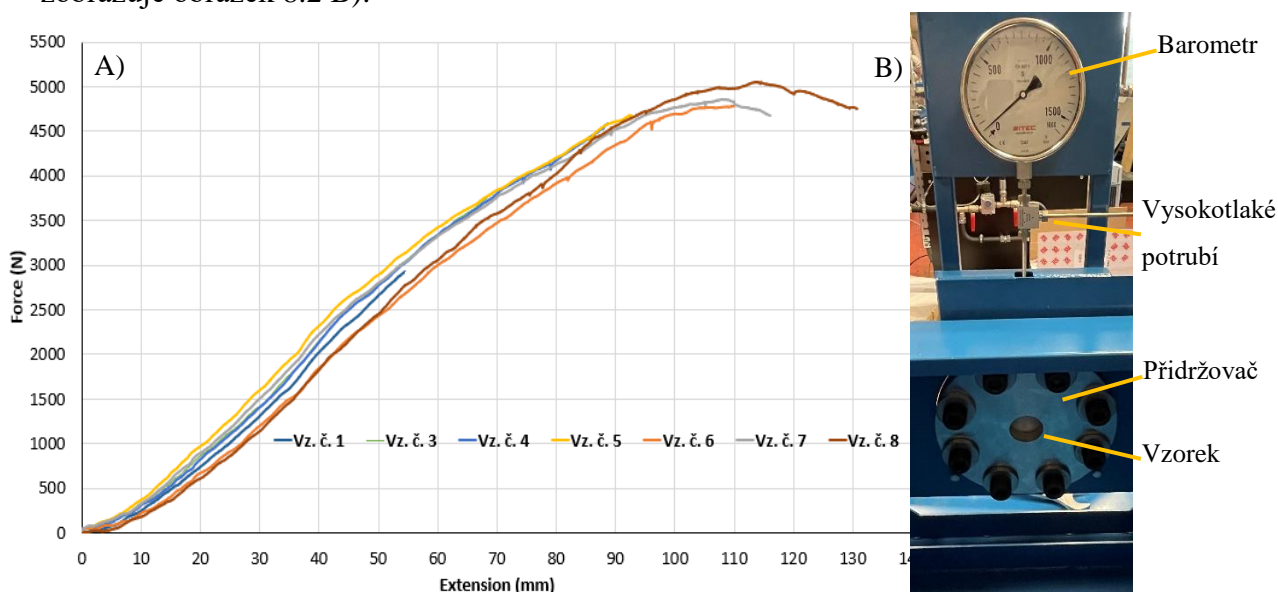
Prováděné zkoušky byly obdobně jako v případě prezentovaných jednoosých tahových zkoušek deformačně odstupňovány. Tedy jak ve stavu kvazistatického, tak dynamického zatěžování bylo dosaženo rozdílných hodnot deformací, resp. vyboulení vzorků. To bylo cílem pro možné zachycení mikrostrukturního vývoje deformace za stavu 2-osého zatěžování a různých deformačních rychlostí. Vzorky po testech jsou zobrazeny na obrázku 8.1. Pro prvotní analýzy byly zvoleny 2 vzorky téměř shodných hodnot vyboulení dosažených za různých stavů rychlostí deformací (vyboulení 18,23 mm a 18,30 mm). Na výsledky těchto analýz bude navázáno dalšími vzorky v rámci navazujících prací.



Obrázek 8.1 Vzorky po testech vyboulením kapalinou

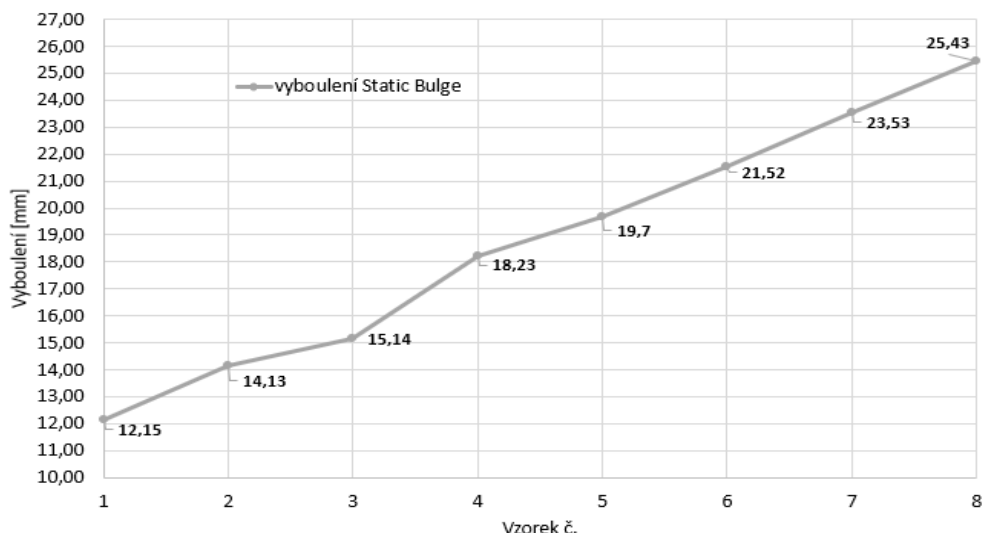
8.1 Vliv 2-osého zatížení za kvazistatické rychlosti deformace

Deformačně odstupňované kvazistatické testy vyboulením byly provedeny na nekonvenčním zařízení navrženém v laboratoři DYMA Lab. Zařízení disponuje kapalinou plnitelným, uzavíratelným, vysokotlakým okruhem mezi oblastí pro sevření vzorku a hydraulickým válcem. Hydraulický válec je stlačován externím zdrojem síly, v tomto případě tahovým strojem Instron 5569. Tím je docíleno nárůstu tlaku kapaliny v potrubí a následné deformace vzorku. Tlak je měřen snímačem na vysokotlakém potrubí. Testovací zařízení zobrazuje obrázek 8.2 B).



Obrázek 8.2 Zatěžující křivky neporušených vzorků A); Měřící zařízení B)

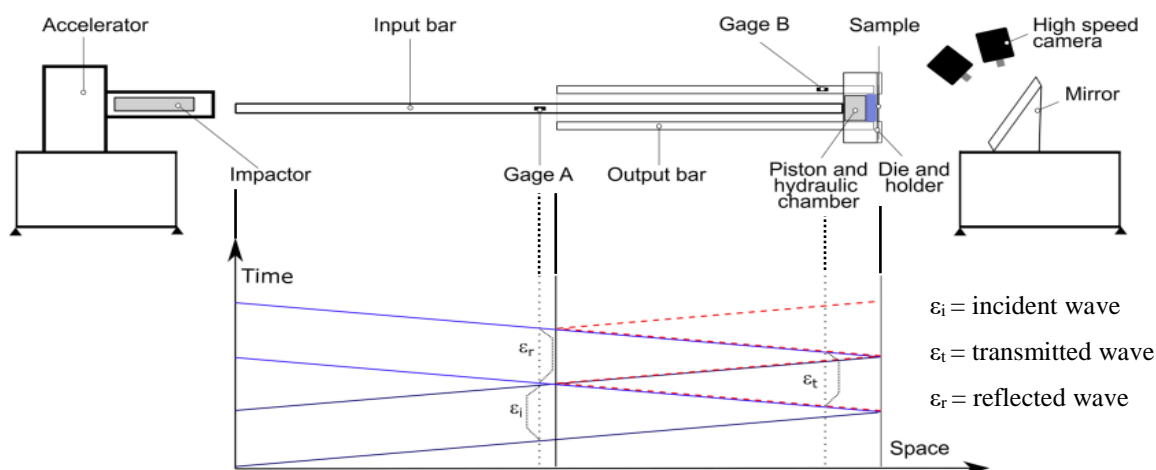
Obrázek 8.2 A) zobrazuje závislosti obdržené ze zatěžovacího tahového stroje Instron. Jedná se o závislost tlakové síly vnášené do hydraulického okruhu a stlačení hydraulického válce. Rychlost stlačování byla zvolena na 5 mm/s. Zobrazeny jsou pouze testy odstupňovaného vyboulení bez porušení vzorku. Je patrné, že trend jednotlivých zatěžujících křivek je téměř shodný, a tedy odezvu materiálu na zatížení lze považovat za homogenní a shodnou pro každý jednotlivý test. To je důležité pro možnost porovnávání vývoje deformace z mikrostrukturního hlediska. Po testech bylo provedeno měření absolutních hodnot vyboulení jednotlivých vzorků s využitím snímače polohy tahového stroje Zwick. Výsledky zobrazuje obrázek 8.3. Jednotlivé stavy vyboulení dosahují přibližně lineární trend nárůstu vedoucí k limitní deformaci vyboulení o hodnotě 25,4 mm těsně před očekávaným porušením vzorku. Principiálně byl tedy zvolen analogický postup jako v případě odstupňovaných tahových vzorků (kap. 6.1), ale za stavu dvouosé deformace. V rámci navazujících prací bude snaha o začlenění DIC měření za stejných podmínek testu.



Obrázek 8.3 Absolutní naměřené vyboulení testovaných vzorků – Static Bulge

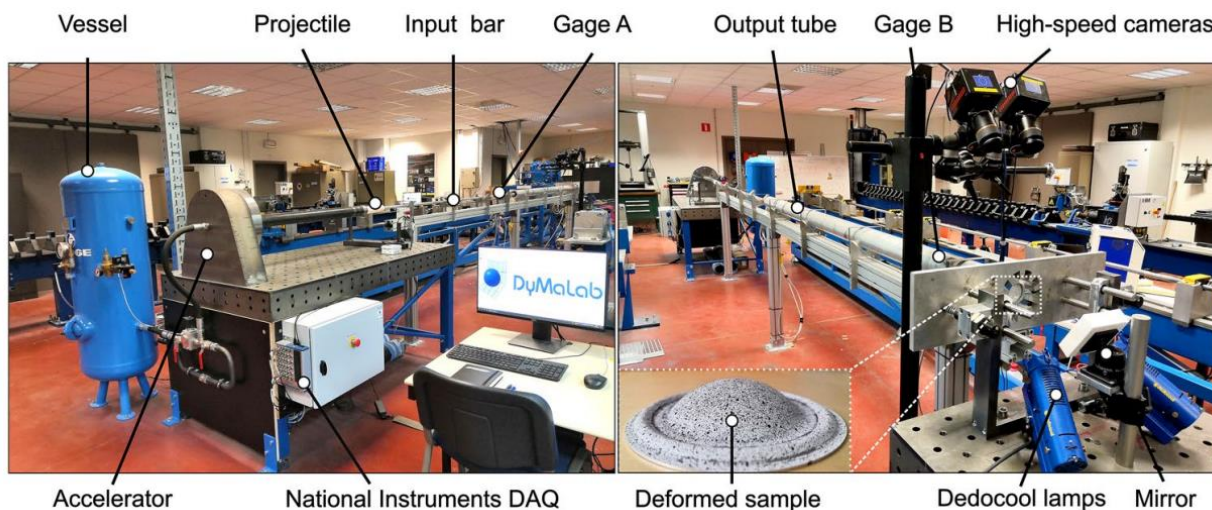
8.2 Vliv zvýšených rychlostí deformací

Pro možnost porovnání vlivu rychlosti na mikrostrukturní vývoj za stavu dvouosé deformace, byly testy vyboulením provedeny i za vysokých deformačních rychlostí. Dosažené deformační stavy byly opět odstupňovány. Zkoušky byly provedeny s využitím nekonvenčního testovacího stroje pracujícího na principu Hopkinsonova dynamického testu (SHPB), jež byl v laboratoři vyvinut a funguje na principu měření šíření deformační odezvy ve formě vln. Konkrétní informace ohledně použitého zařízení a měřící metody lze dohledat v publikacích [50] a [77]. Schématický náčrt a Lagrangeův diagram šíření vln je zobrazen na obrázku 8.4, reálná podoba testovacího zařízení je poté představena na obrázku 8.5.



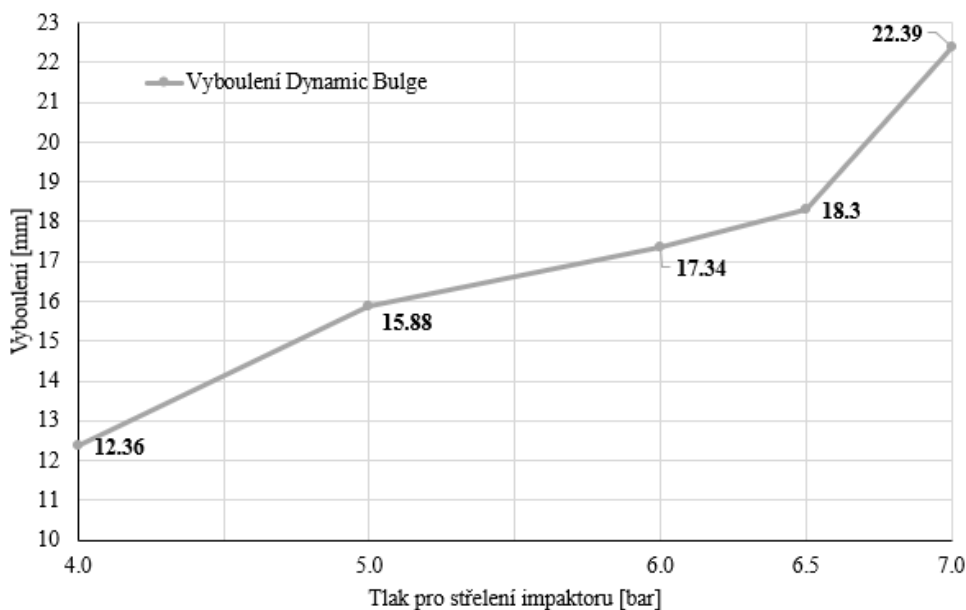
Obrázek 8.4 Schématický náčrt zkušebního zařízení a Lagrangeův diagram šíření vln v zařízení [50]

Principem metody je vstřelení impaktoru (projektil z Ertalonu) do volně ložené dlouhé tyče (vstupní tyče); impaktem vyvozená ustálená vlna prostupuje tyčí a je měřena v pozici tenzometrů A (Gage A – 1 MHz); tyč je na konci umístěna do přímého kontaktu s pístem umístěným do výstupní dlouhé tyče (resp. v tomto případě výstupní trubky); na druhé straně pístu je komora naplněna kapalinou a uzavřena měřeným vzorkem v uchycení pomocí přídržovače; při impaktu vstupní vlny (ϵ_i) s pístem dochází k jeho pohybu a stlačení kapaliny jež vyboulí měřený vzorek; vlna prostoupí vzorkem, částečně se odrazí zpět (ϵ_r) a částečně prostoupí (ϵ_t) – to je měřeno na druhé pozici tenzometrů B (Gage B – 1 MHz). Deformační proces je monitorován s využitím stereoskopických vysokorychlostních kamer Photron mini AX200, které snímají deformovaný vzorek odrazem přes zrcadlo. Měření je prováděno se stochastickým nástřikem pro následnou analýzu DIC. Použita byla frekvence snímání 30 kHz. Nasvícení vzorku bylo provedeno pomocí lamp Dedocool. Přibližný čas trvání testu je 1 ms.



Obrázek 8.5 Reálná podoba testovacího zařízení [50]

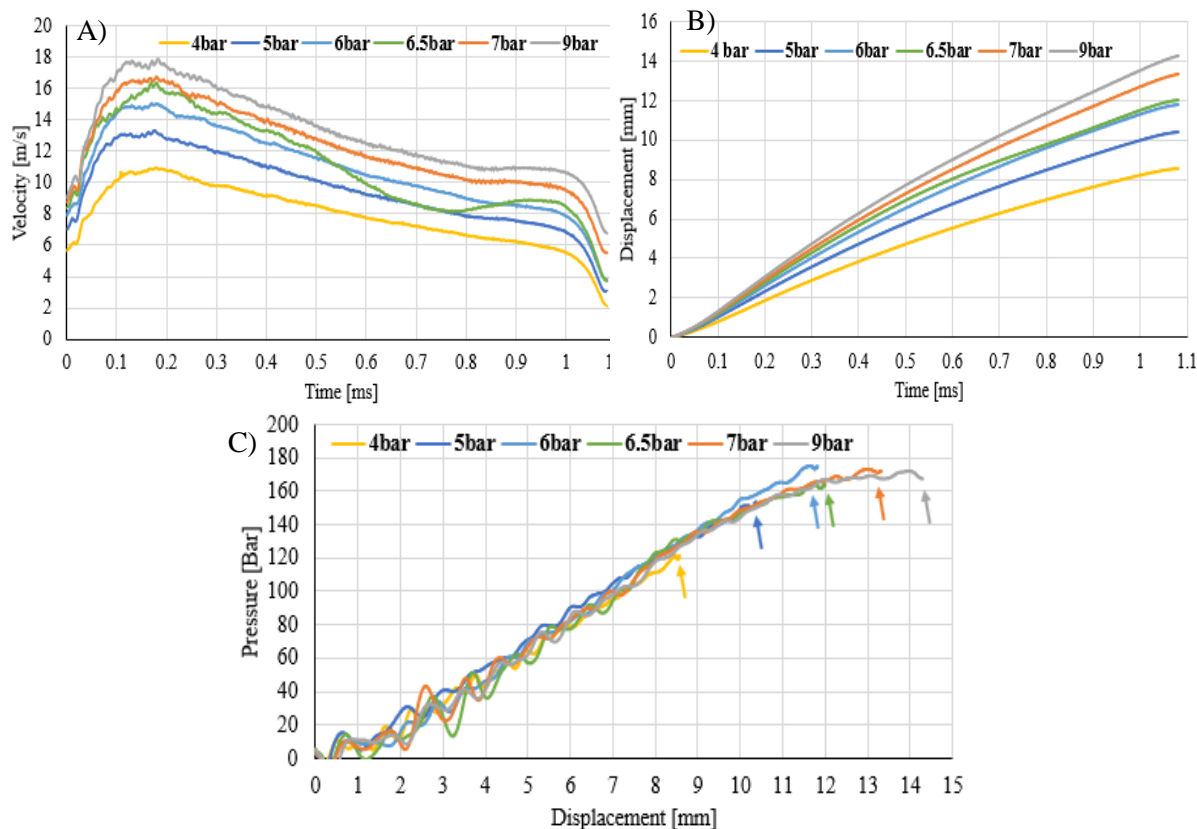
Rychlost samotného testu je ovlivněna tlakem pro urychlení impaktoru a tuhostí vzorku. Volba tlaku tedy závisí na zkušenosti obsluhy. Pro provedené testy byly zvoleny tlaky 4; 5; 6; 6,5; 7 a 9 bar, které vedly k různé deformaci vyboulení testovaných vzorků a jiným rychlostem pohybu pístu. Příklad 7 bar vedl k deformaci velmi těsně před porušením vzorku a případ 9 bar vzorek zcela porušil. Jednotlivé absolutní změřené hodnoty dosaženého vyboulení zobrazuje obrázek 8.6. Vyboulení dosahují přibližně lineární trend nárůstu vedoucí k limitní (max. dosažené) deformaci vyboulení o hodnotě 22,4 mm. Toto limitní dosažené vyboulení je v porovnání s kvazistatickým stavem testování o 3 mm nižší, což potvrzuje vliv rychlosti na lokalizaci deformace a zpevnění za daných podmínek.



Obrázek 8.6 Absolutní naměřené vyboulení testovaných vzorků – Dynamic Bulge

Odpovídající napěťové vlny (σ_i , σ_t , σ_r) jsou odvozeny vynásobením deformačních vln Youngovým modulem tyčí. Z naměřených vln lze pomocí teorie jednorozměrného šíření vln vypočítat sílu, tlak, rychlost a posunutí na rozhraní tyč (píst)/vzorek [109]. S využitím této teorie a odpovídajících vztahů uvedených v [50] a [109] byly stanoveny závislosti uvedené na obrázku 8.7 A), B), C). Graf A) zobrazuje rozsah zatěžovacích rychlostí, resp. rychlost pohybu zatěžovacího pístu/vstupní tyče v průběhu testu. Je patrný rozsah maximálních rychlostí od cca 11 m/s do 18 m/s v závislosti na zvoleném tlaku pro urychlení impaktoru. Graf B) znázorňuje relativní posun pístu v průběhu testu, a graf C) závislost tlaku na rozhraní píst/vzorek na relativním posunu pístu. Z posledního grafu je patrný shodný trend vývoje zatížení za různých zvolených tlaků, resp. rychlostí. Tedy obdobně jako u statických testů lze konstatovat velmi podobnou reakci materiálu, resp. nárůstu tlaku na zatížení i za různých zvýšených rychlostí deformací.

Pro prvotní analýzy s kvazistaticky zatěžovaným vzorkem o hodnotě vyboulení 18,23 mm byl vybrán vzorek testovaný při tlaku impaktoru 6,5 bar. Při tomto tlaku bylo v návaznosti dosaženo vyboulení 18,3 mm, maximální dosažená rychlost v průběhu deformace vybraného vzorku byla cca 16 m/s.

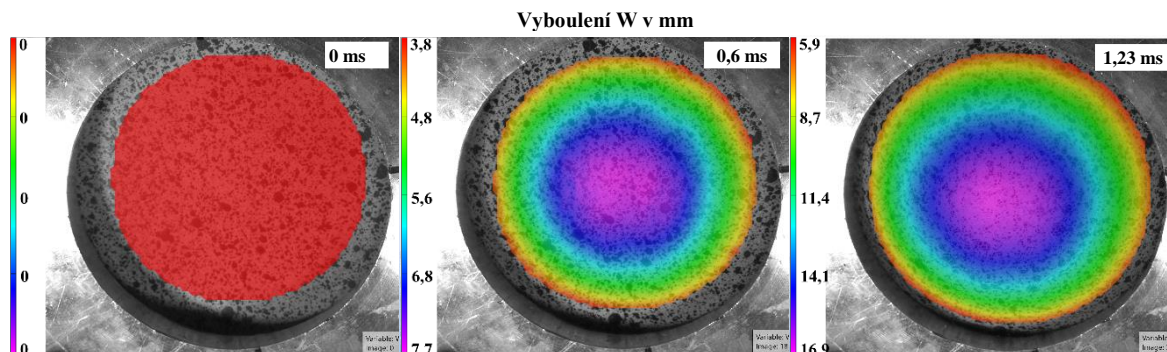


Obrázek 8.7 Informace o průběhu zatěžování na rozhraní zatěžujícího pístu a vzorku

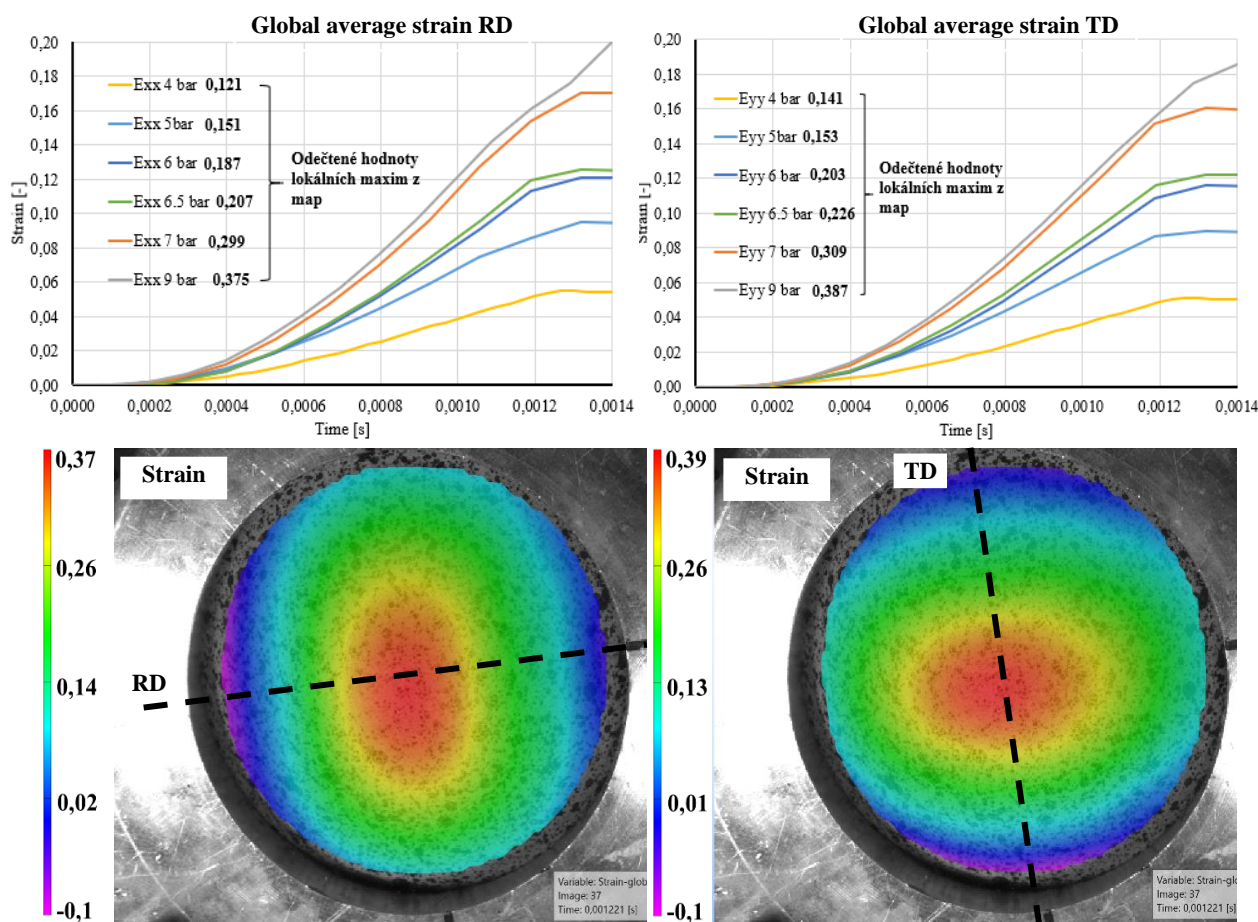
8.2.1 Sledování lokalizace deformace digitální korelací obrazu

Pro sledování povrchových deformací bylo využito již dříve zmíněné snímání stochasticky nastříkaného povrchu vzorku pomocí kamer Photron mini AX200 se zvolenou frekvencí snímání 30 kHz. Následný výpočet digitální korelace obrazu byl proveden s využitím softwaru od společnosti MatchID. V rámci DIC vyhodnocení byl kladen důraz na informace o průběhu vyboulení; o průběhu povrchových deformací ve směrech RD a TD, a také o průběhu a lokalizaci deformačních rychlostí v těchto směrech. První stav korelace byl proveden v globálním měřítku o maximálním hodnotitelném průměru cca 50 mm. Pro přesnější vyjádření průběhu deformace do lokalizace v okolí vrcholu boulení, bude nezbytné provést korelaci v užší oblasti zájmu. To bude následně provedeno v rámci budoucích prací, kde bude zaměřena pozornost na průběh deformací v okolí vrcholu vyboulení a jejich porovnání s reálně naměřeným ztenčením v provedených řezech.

Obrázek 8.8 zobrazuje celoplošné odstupňované údaje vyboulení pro test za nejvyšší rychlosti deformace. Posun mimo počáteční rovinu probíhá kvazi-symetricky vzhledem ke středu vyboulení vzorku. Hodnoty vyboulení dokazují velkou deformační kapacitu zkoumané oceli.



Obrázek 8.8 Informace o průběhu boulení vzorku



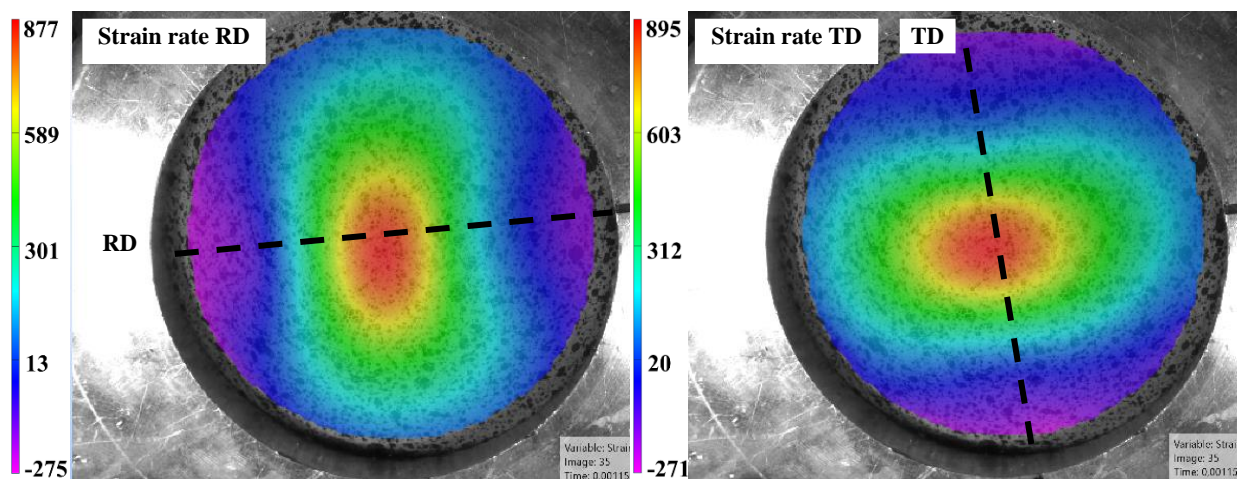
Obrázek 8.9 Povrchové deformace ve směrech RD a TD těsně před porušením

DIC deformace vzhledem ke směru RD a TD těsně před porušením vzorku jsou zobrazeny na obrázku 8.9. Největší hodnoty/ koncentrace deformace viditelně probíhají v okolí vrcholu boulení vzorku pro každou rychlost zatěžování. Rozdíly mezi oběma složkami deformací (RD/TD) lze pozorovat zejména při dosažení vyšších deformací (6,5; 7; 9 bar), a to v distribuci deformace a její hodnotě. Deformační pole během posledních fází experimentu vykazuje eliptické rozložení deformací s hlavní osou elipsy směřující kolmo ke směru zobrazeného typu deformace. Přetvoření v příčném směru TD na vrcholu vyboulení je mírně vyšší než přetvoření ve směru válcování RD. Pro experiment 9 bar začíná lom na vrcholu

vyboulení a prvotní iniciace probíhá ve směru válcování, pro experiment 7 bar je vidět lokalizace vedoucí k lomu téže ve směru RD. Rozdíly mezi deformacemi v obou směrech odráží materiálovou anizotropii, zachycenou i v rámci tahových zkoušek v daných směrech.

Uvedené grafy na obrázku 8.9 zobrazují gradient globální průměrné (myšleno průměr z celé vybrané plochy) deformace ve zvoleném směru RD/TD. Pro doplnění jsou u legendy uvedeny také maximální lokálně odečtené hodnoty v okamžiku těsně před porušením, resp. zastavením testu. Rozdíl mezi průměrnými a maximálními hodnotami je značný. Z porovnání obou směrů deformací jsou viditelné nepatrně vyšší hodnoty lokální maximální deformace ve směru TD, nicméně globální průměrné hodnoty ukazují vyšší gradienty pro případ RD. Nepatrně větší distribuce deformace tedy probíhá ve směru RD, nicméně maximum lokalizace probíhá ve směru TD. To potvrzuje předpoklad začátku šíření trhliny ve směru RD.

V návaznosti na distribuci měřených deformací dochází i k odpovídající lokalizaci deformační rychlosti. Její eliptické rozložení pro větší hodnoty deformací zobrazuje obrázek 8.10. Přiložená tabulka shrnuje maximální odečtené hodnoty lokálně dosažené deformační rychlosti na povrchu vzorku v obou hlavních směrech těsně před porušením, resp. koncem testu. Rozdíl mezi jednotlivými směry lze považovat za zanedbatelný. V případě testu 9 bar, tedy těsně před okamžikem porušení vzorku je patrná vyšší rychlost deformace ve směru TD, což odpovídá lokalizaci a zaškrcování materiálu ve směru válcování plechu.



Vz.	4 bar	5 bar	6 bar	6.5 bar	7 bar	9 bar
TD [1/s]	153	213	300	370	550	895
RD [1/s]	162	195	304	366	550	875

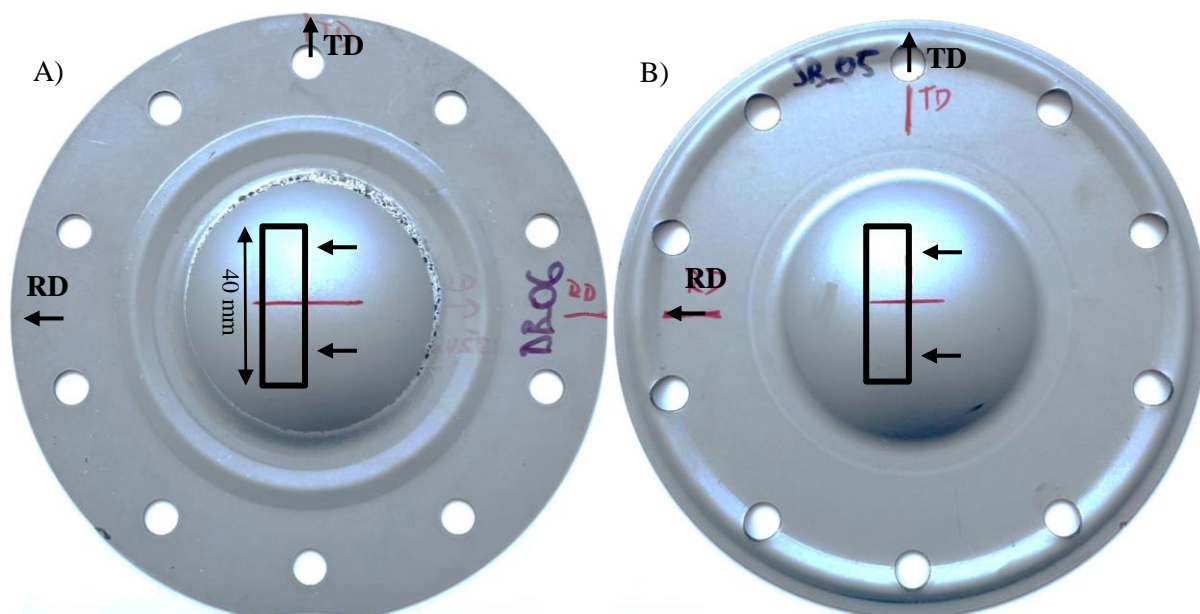
Obrázek 8.10 Povrchové deformační rychlosti ve směrech RD a TD těsně před porušením

8.3 Analýzy lokalizace deformace referenčních vzorků

V rámci navazujících testů bylo nejprve provedeno nedestruktivní měření materiálové/magnetické odezvy všech vyboulených vzorků v maximu vyboulení (měření MBN). Měření bylo provedeno ve směrech TD i RD a vykazovalo jednoznačnou závislost měřené odezvy na hodnotě plastické deformace v obou měřených kolmých směrech. Z testovaných sad za různých zatěžovacích podmínek byly následně vybrány 2 vzorky o téměř shodných hodnotách dosažených vyboulení, a to:

- vzorek deformovaný za kvazistatické rychlosti zatěžování s naměřenou hodnotou vyboulení 18,23 mm, dále označen jako SB (Static Bulge)
- vzorek deformovaný za rychlé dynamické zkoušky s max. rychlostí zatěžování cca 16 m/s, s naměřenou hodnotou vyboulení 18,3 mm, dále označen jako DB (Dynamic Bulge)

Prezentované vzorky si zcela odpovídají dosaženou hodnotou vyboulení, nicméně obrys vyboulení ukazoval u vzorku DB na výraznější lokalizaci deformace kolem vrcholu bolení. Pozice vzorků pro materiálové analýzy zobrazuje obrázek 8.11. Místa řezů byla zvolena ve směru TD v délce 40 mm.

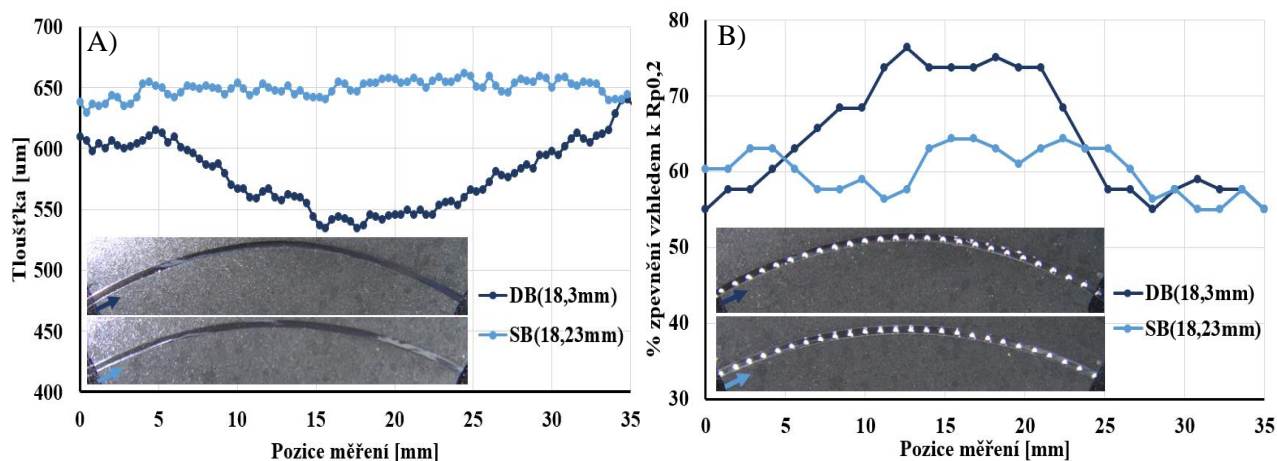


Obrázek 8.11 Vybrané “bulge vzorky“ A) DB (18,3mm); B) SB (18,23mm)

Ve vyleštěných řezech byla provedena měření v rozsahu 35 mm v okolí vrcholu bolení. Bylo provedeno měření tloušťek pomocí SEM a indentační měření dosahu deformačního

zpevnění. Obdržené gradienty zobrazuje obrázek 8.12. V rámci měření tloušťek s krokem měření 400 μm , byl prokázán odlišný trend vývoje deformace vlivem vysokých rychlostí zatěžování. Za daných podmínek dynamického zatěžování bylo dosaženo lokalizace deformace v okolí vrcholu boulení, ta je výrazněji lokalizována v šířce cca 30 mm s poklesem tloušťky oproti vzorku SB až o cca 100 μm . U vzorku SB bylo zaznamenáno rovnoměrné ztenčení o cca 150 μm v celém zkoumaném rozsahu měření. Měření tloušťek byla doplněna o indentační zkoušky válcovým indentorem o vtačovaném průměru 0,3 mm se zatížením 120 N a krokem 1400 μm , metoda viz kap. 4.1. Výsledné gradienty odrážejí vliv lokalizace deformace na zpevnění a jeho distribuci. U vzorku DB bylo oproti vzorku SB dosaženo vyššího lokálního zpevnění o cca 12 %.

Obdržené výsledky reflektují jednoznačný vliv rychlosti deformace na její průběh a lokalizaci za daných podmínek zatěžování.



Obrázek 8.12 Výsledky z provedených řezů, A) měření tloušťek; B) indentační měření

8.4 Shrnutí a diskuze výsledků 2-osého zatěžování

Pro komplexní podchycení deformačních stavů, byly doplněny testy za biaxiálního tahového zatížení, jež prezentují jednu z často používaných technologických variant testování tvařitelnosti materiálu. Využito bylo zkoušek boulením kapalinou s minimalizací působení tření na kontaktu médium-povrch vzorku. Využito bylo unikátních zařízení pro provedení zkoušek jak za kvazistatického boulení, tak rázového dynamického zatěžování s využitím principu split-hopkinsonovy metody.

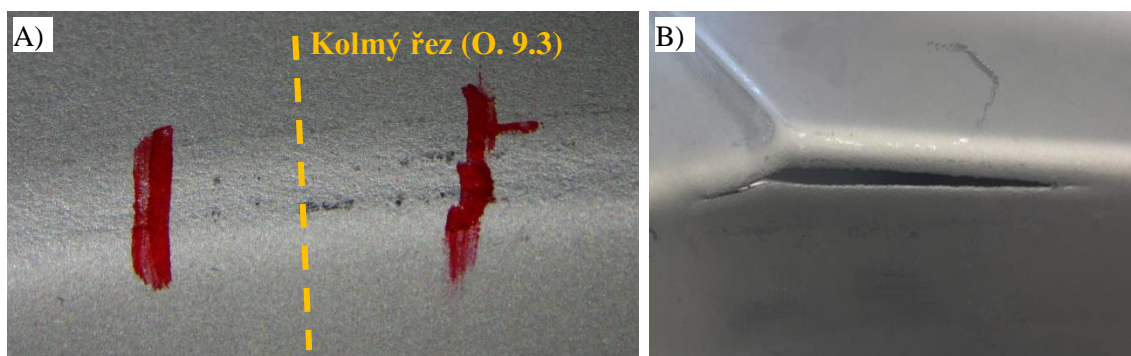
Zkoušky byly provedeny s odstupňovanou intenzitou zatěžování vedoucí k dosažení různých hodnot vyboulení testovaných vzorků. Toho bylo využito pro podchycení vlivu

biaxiálního zatěžování na vývoj lokalizace deformace a deformačního zpevnění i za vysokých deformačních rychlostí. Vliv rychlosti deformace na lokalizaci a plastickou kapacitu je zřejmý již z těchto naměřených hodnot, kde byla dosažena výrazně vyšší hodnota maximálního vyboulení v případě statického zatěžování. Toho bylo dosaženo navíc s výrazně bližším stavem deformace k porušení ve stavu maximálního vyboulení za dynamického zatěžování. Při dynamických zkouškách byl navíc měřen deformační stav pomocí DIC, ze kterých vyplynul poměrně malý vliv materiálové anizotropie ve směrech RD/TD. Nicméně byla z provedených měření potvrzena tendence k mírně vyššímu podílu deformace ve směru TD vedoucí k iniciaci finálního zaškrcení ve směru RD, a tedy iniciaci porušení v tomto směru. To bylo potvrzeno i na měřených videozáznamech pro vzorky s maximální deformací (7 a 9 bar). Tato závislost odpovídá i naměřeným hodnotám mechanických parametrů z tahových zkoušek kde byla zaznamenána mírně vyšší tažnost ve směru RD. To odpovídá prvotní lokalizaci materiálu do porušení kolmo na směr TD.

V rámci výchozích materiálových analýz byly porovnány 2 vzorky se shodnou hodnotou dosaženého vyboulení testovaných za různých rychlostí zatěžování (kvazistatika vs. dynamika). Z provedených analýz byl potvrzen vliv rychlosti zatěžování na lokalizaci deformace v okolí vrcholu boulení za daných podmínek zatěžování.

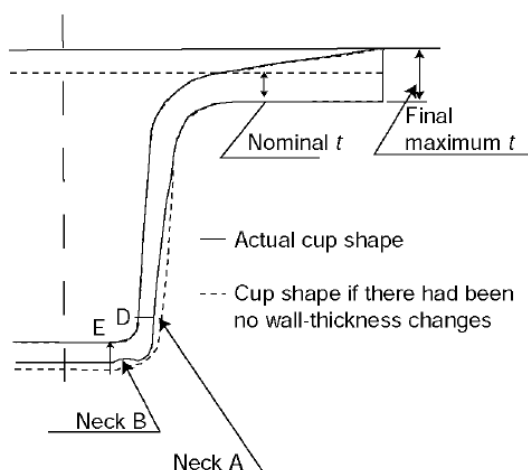
9 ANALÝZY KRITICKÝCH MÍST REÁLNÝCH VÝLISKŮ

Následující fáze experimentů byla provedena na reálně vylisovaných dílech ze stejné šarže zkoumaného materiálu. Lisované díly byly obdrženy ve spolupráci s firmou Škoda Auto a.s. Mladá Boleslav. Bylo provedeno i lisování s odstupňovanou úrovní přetvoření (variací zastavení zdvihu) na zpracovacím lisu. Prováděné analýzy byly zaměřeny na mezní stav přetvoření v kritických pozicích obdržených výlisků. Příklady těchto kritických pozic jsou uvedeny na obrázku 9.1, kde je zobrazen stav nepřipustného ztenčení tloušťky výlisku (A) a vznik trhliny v jedné z kritických pozic (B).



Obrázek 9.1 Příklady kritických pozic výlisků, přílišné ztenčení A); trhlina B)

Kritické pozice se nachází vedle rádiusu s ostřejší změnou geometrie dílu, kde dochází ke kontaktu lisovacích nástrojů s materiálem. Tato poloha odpovídá jevu, který může nastat při hlubokém tažení kulatých a obdélníkových výtažků, což prezentovali Kardes [110] a Eshel a kol., [111]. Dle těchto zdrojů je materiál na rohu razníku nejčastější oblastí porušení, protože část plechu zde má nejmenší deformační zpevnění, viz obrázek 9.2.



Obrázek 9.2 Vznik ztenčení v oblasti s nejmenším deformačním zpevněním [111]

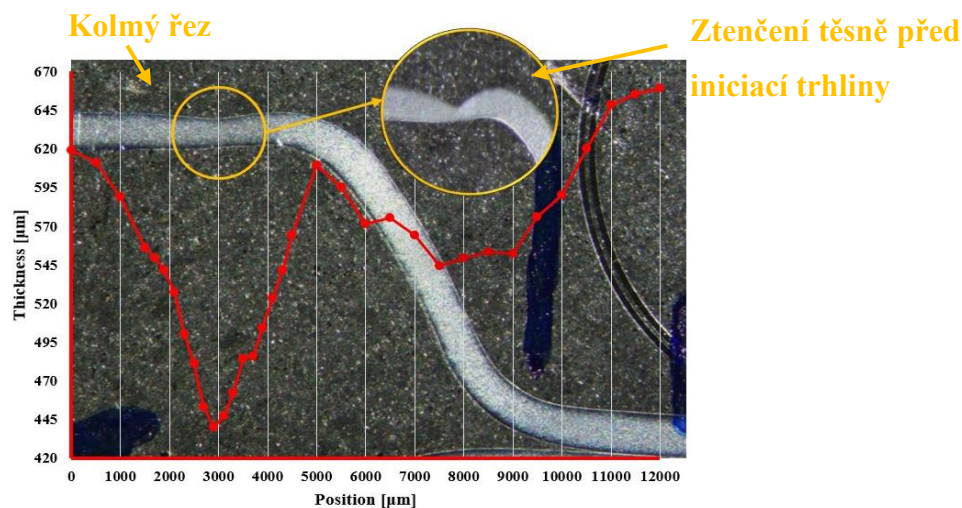
Na druhou stranu v naší situaci, jakmile se ztenčení materiálu začne lokalizovat, materiál do této polohy lokalizuje i deformační zpevnění. To může být umocněno i třením v kontaktu

s lisovacími nástroji limitujícím případnou distribuci materiálu v okolí již deformačně zpevněné oblasti. Během deformace se také zvyšuje lokální rychlost deformace, což omezuje schopnost materiálu distribuovat plastickou deformaci a může vést k propagaci trhlin a porušení. Případné tření působící ve styku s lisovacím nástrojem, způsobuje při převažujícím jednostranném kontaktu nerovnoměrné tahové namáhání. To vede ke vzniku nerovnoměrného/nehomogenního ztenčení, které je znázorněno v řezu na obrázku 9.3 a v detailu na obrázku 9.4. Obrázek 9.3 také zobrazuje gradient naměřené tloušťky a detail stavu ztenčení vedoucí k porušení vzorku.

Analyzovány byly tyto místa s kritickým ztenčením výlisků ve stavu:

- přijatelném pro další navazující výrobní procesy (ozn. OK)
- limitním (pro možné porušení v průběhu výrobních procesů)
- maximálním zachyceném stavu přetvoření vedoucím k iniciaci trhliny (dále max. ztenčení)

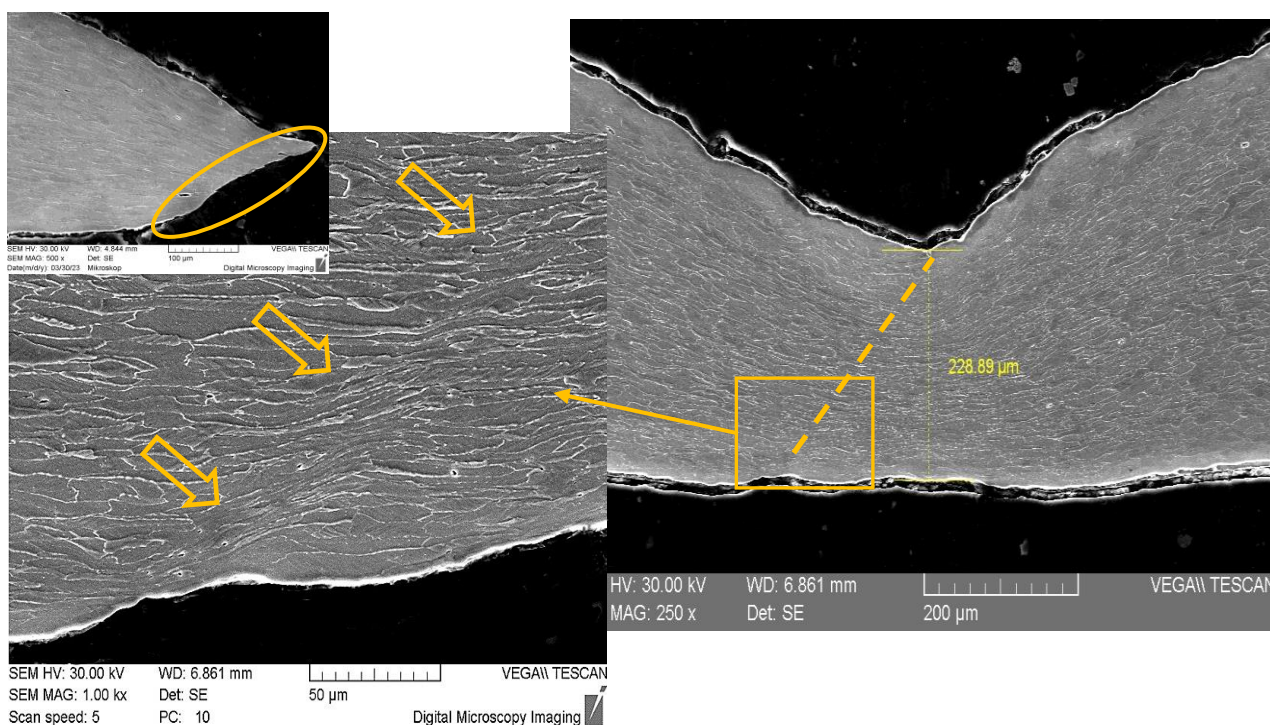
Cílem bylo v konkrétním stavu deformačního přetvoření popsat vývoj vnitřní stavby do stavu vyčerpání plasticity zkoumaného materiálu. Tedy definovat mezní stav v daném typu kritického místa výlisků.



Obrázek 9.3 Kolmý řez v pozici ztenčení s detailem těsně před porušením [112]

Rozdíl tloušťky materiálu v kritickém místě ztenčení pro přijatelné vs. nepřijatelné stavy výlisků byl zjištěn v hodnotách cca 75 μm , což představuje hodnotu cca 10 % vzhledem k počáteční tloušťce plechu. Tato hodnota tedy není nijak výrazná a je vhodné se zaměřit na rozdíl mezi výlisky z pohledu vývoje mikrostruktury. Obdržené mikrostrukturní výsledky byly vztahovány k naměřené tloušťce v místě prováděných analýz. Ty jsou představeny v kapitole 9.2.

Stav materiálu těsně před iniciací trhliny, resp. stav maximálního zachyceného ztenčení před vznikem lomu je zobrazen na obrázku 9.4. SEM obrázky zachycují stav plastického přetvoření s viditelným rozdílem orientace plastického toku. V tomto stádiu příčné deformace již dochází k viditelnému projevu deformace v rovině finálního makroskopického smyku. Viditelná je také změna plastického toku (zaškrcování) materiálu v rovině ztenčení. Ta je odlišná na vnějším vs. vnitřním povrchu výlisku, což je dáno kontaktem plechu s lisovacími nástroji a limitováním možného plastického toku materiálu z okolí místa zaškrvení. To se liší na vnitřním a vnějším povrchu což vede k typickému projevu “nehomogenního“ zaškrvení a porušení. Rozdíl blokace možného plastického toku materiálu z okolí místa ztenčení je dán intenzitou tření působícího na rozmezí daného povrchu lisovacího nástroje a povrchové vrstvy.



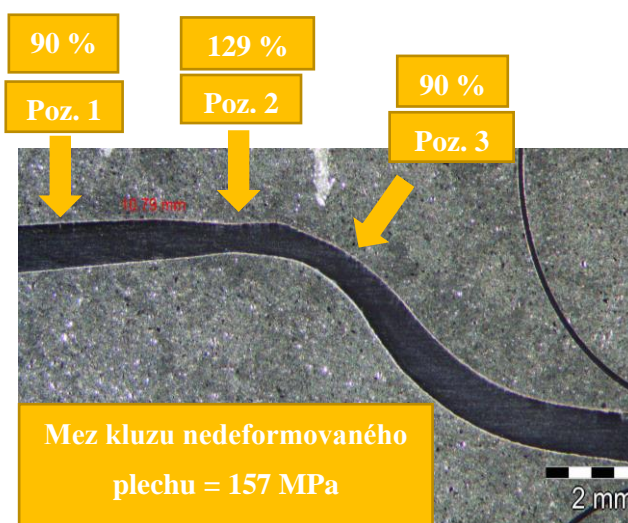
Obrázek 9.4 Kolmý řez v pozici maximálního zachyceného ztenčení před vznikem lomu a řez typickým porušením

9.1 Lokální plastická odezva

Pro kvantitativní zhodnocení stavu plastické odezvy lisovaného materiálu v oblasti kritického místa, byly provedeny indentační zkoušky. Využito bylo válcových indentorů o průměrech 0,3 a 0,2 mm, výsledky byly porovnávány s hodnotami nedeformovaného materiálu.

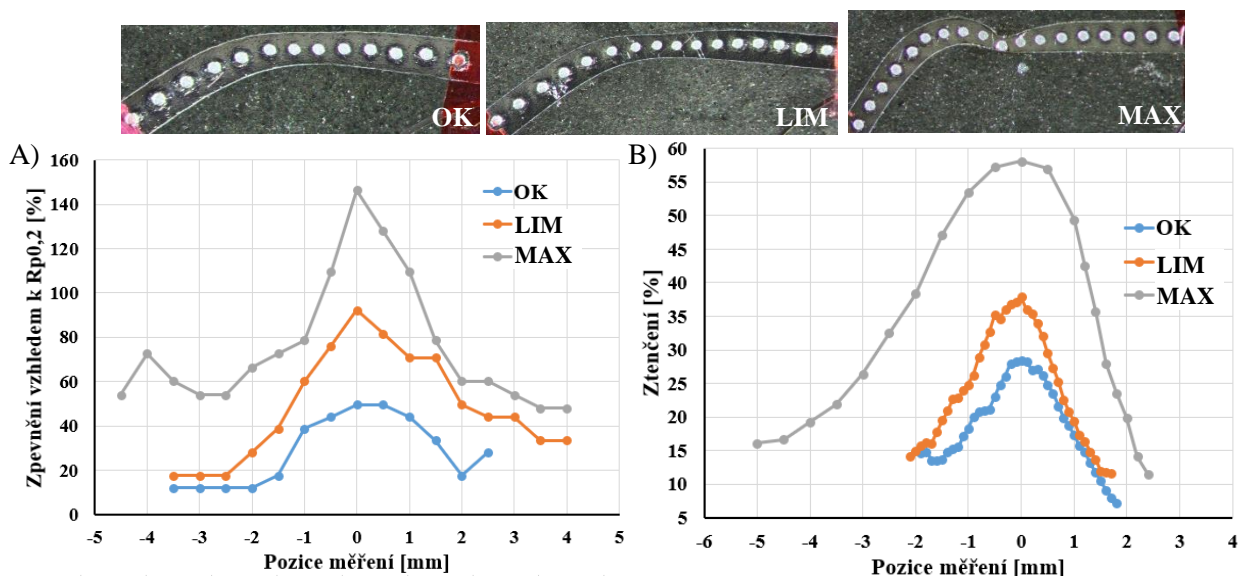
Prvotní měření na výlisku bylo provedeno ve třech liniích z vybroušeného povrchu výlisku s nepřipustným ztenčením se snahou zachycení lokálního zpevnění materiálu. Průměr

indentoru byl zvolen 0,3 mm s maximálním zatížením 120 N. Linie obsahovala 8 měření a jejich pozice z pohledu kolmého řezu jsou znázorněny na obrázku 9.5. Pozice 1 odpovídá místu blízkému místu maximální redukce tloušťky, pozice 2 je v místě maximální redukce tloušťky a pozice 3 se nachází v blízkém rádiu. Při měření nedeformovaného plechu byla naměřena průměrná mez kluzu 157 MPa. V porovnání s touto hodnotou bylo na výlisku dosaženo výrazného navýšení naměřených hodnot/zpevnění materiálu, a to v pozici maximální redukce tloušťky až o průměrných 129 %. Ve zbylých dvou pozicích až o průměrných 90 %. Výrazné navýšení naměřené meze kluzu poukazuje na výrazné zpevnění materiálu vlivem lisovacího procesu, resp. typu zatížení. Kalibrace naměřených hodnot byla provedena s využitím hodnot meze kluzu z provedených statických tahových zkoušek.



Obrázek 9.5 Pozice měření indentace na povrchu vzorku (pohled z kolmého řezu)

Následné měření již bylo zaměřeno na linie v řezu jednotlivých variant výlisků ve stavu přijatelném/limitním/max. ztenčení. Průměr indentoru byl zvolen 0,2 mm se zatížením 45 N a krokem měření 50 μm . Provedeno bylo i lokální měření tlouštěk pro znázornění lokalizace plastického toku v oblasti kritického ztenčení. Výsledné gradienty jsou zobrazeny na obrázku 9.6.



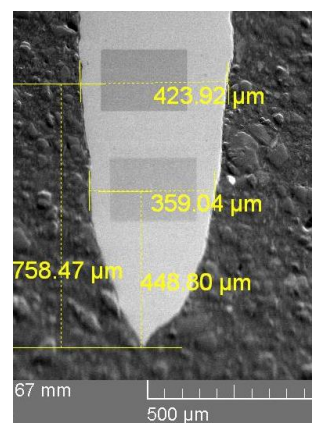
Obrázek 9.6 % zpevnění měřeno indentací (A) a % ztenčení v pozicích (B)

Z gradientů procentuálního ztenčení je patrné širší pásmo lokalizace v případě výlisku ve stavu max. ztenčení, to je dáno rozdílným místem lokalizace – tedy vlivem okolní geometrie výlisku což limituje plastický tok materiálu kritickou oblastí. Rozdíl ztenčení u výlisků v přijatelném a limitním stavu byl zjištěn v hodnotách cca 10 %. To vymezuje poměrně úzké pásmo, ve kterém dochází k výrazné změně zbytkové plasticity, resp. jejímu vyčerpání.

Rozdíl naměřeného ztenčení reflektují i výsledky měření lokální plastické odezvy. U výlisku ve stavu max. ztenčení dochází k výrazné lokalizaci zpevnění vedoucí k porušení výlisku. Toto zpevnění dle indentační meze kluzu bylo zachyceno v hodnotách o cca 150 % vyšších v porovnání s Rp0,2 materiálu. Vyšší hodnoty zpevnění v širším pásmu, doplňují širší pásmo naměřeného ztenčení. Mezi výlisky v přijatelném a limitním stavu byl naměřen výrazný nárůst zpevnění vyšší o cca 40 % u výlisku v limitním stavu. S poměrně malým rozdílem ztenčení došlo tedy k výraznému zpevnění materiálu.

9.2 Krystalografické analýzy výlisků

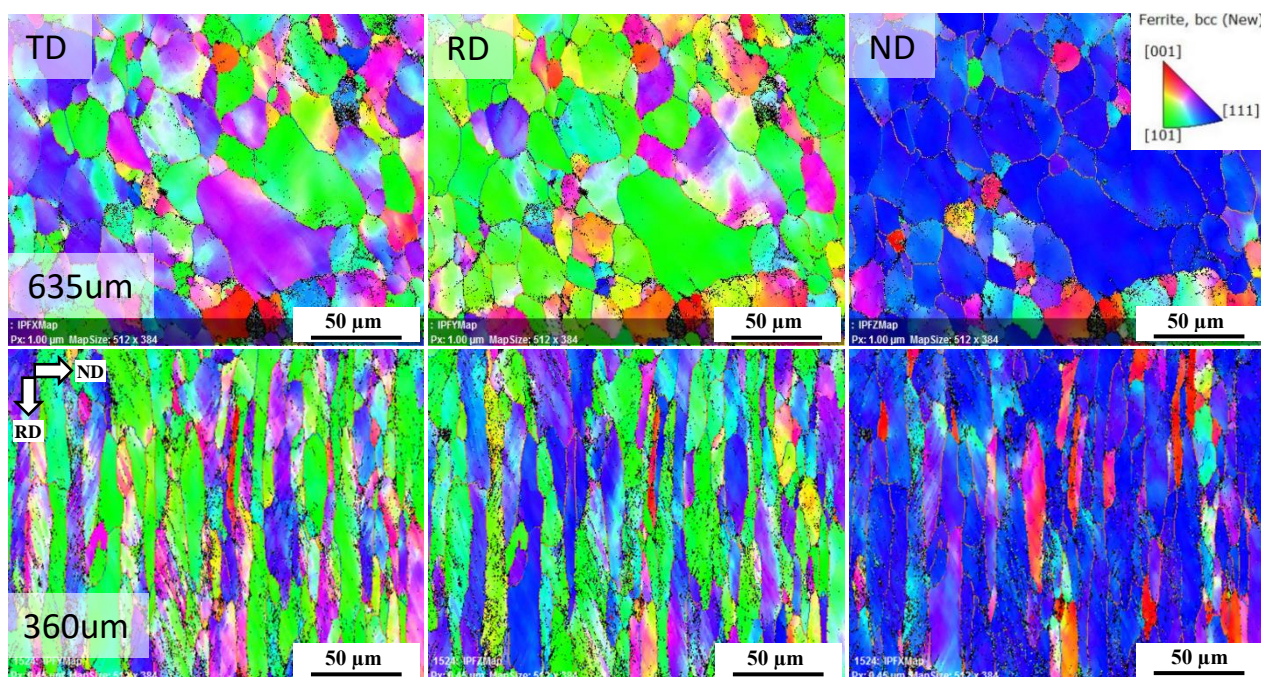
Krystalografické analýzy byly provedeny jednak pro porovnání dříve představených srovnávaných stavů lokálních ztenčení v kritických místech, tak také pro hodnocení stavu mikrostruktury v závislosti na tloušťce měření na porušeném výlisku s trhlinou.



Obrázek 9.7 Ukázka pozic analýz

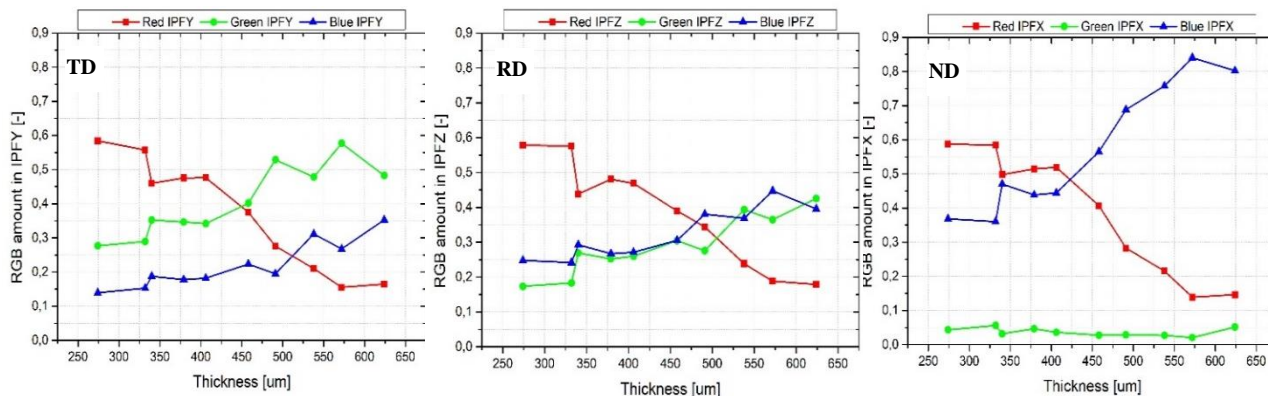
9.2.1 Výlisek s trhlinou

V případě výlisků s trhlinou byly provedeny příčné řezy pro možnost odstupňovaného měření v pozicích od místa lomu dále. V pozicích analýz byly měřeny tloušťky materiálu pro možnost budoucího porovnání s měřeními na jiných vzorcích. Ukázka pozic je uvedena na obrázku 9.7. Na základě znalosti tlouštěk bylo potom možné znázornit vývoj vnitřní stavby v závislostech. Ukázka mikrostruktury výlisku v pozici blízké lomu a ve větší vzdálenosti je zobrazena na obrázku 9.8. Zobrazení je provedeno ve formě IPF map ve všech 3 směrech. Rozdíl v deformaci mikrostruktury je patrný, hlavní deformace zrn je realizována ve směru toku lisovaného materiálu.



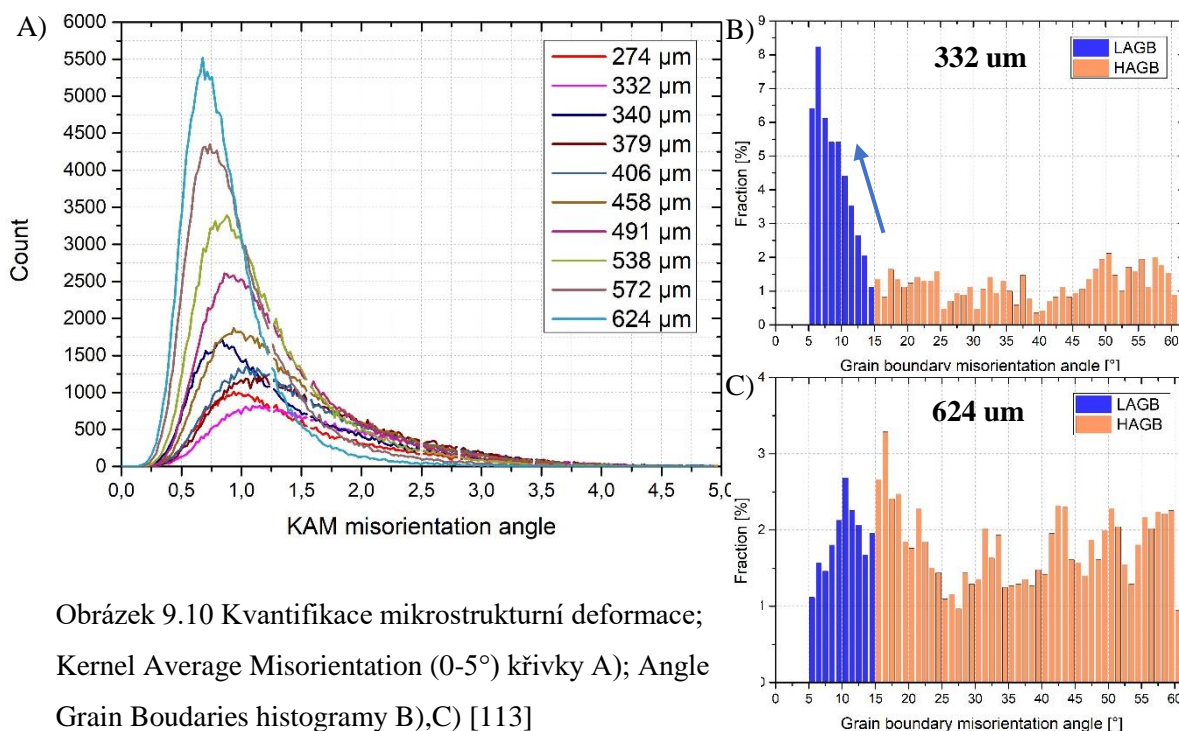
Obrázek 9.8 Inverzní pólové mapy (IPF) v pozici bez/s značným ztenčením; tloušťka 635 μm a 360 μm

S využitím těchto naměřených IPF map bylo možné provést kvantifikaci vývoje převládajících krystalografických textur (γ -vlákna vs. α -vlákna) v závislosti na deformaci/ztenčení. Na místo často používaných orientovaných distribučních funkcí (ODF) byl v tomto případě lokálních pozic použit již zmiňovaný postup hodnocení na principu hodnocení RGB složení jednotlivých pixelů map difrakční analýzy. Jednotlivé složky zastoupení v RGB potom umožňují kvantifikovat převládající orientaci v rámci celé zobrazené mapy. Pro naměřené hodnoty byla vyhodnocena celková frakce v analyzované oblasti při daném rozlišení obrazu (512×384 pixelů), gradienty byly provedeny ve všech 3 orientacích – obrázek 9.9.



Obrázek 9.9 RGB analýza odstupňovaných EBSD analýz [113]

Z naměřených výsledků je zřejmý výskyt převládající textury γ -vlákna v ND, ve zbylých směrech RD/TD má textura spíše náhodný charakter. Obrázek 9.9 ND ukazuje, že frakce γ – vlákna má tendenci zůstat přibližně stabilní během procesu tváření až do tloušťky přibližně 500 μm . Ve stejné fázi deformace následuje poměrně strmý nárůst α -vlákna s deformací na úkor γ -vlákna. S narůstající deformací tedy dochází ke ztrátě přednostní anizotropie materiálu, což značí vyčerpání plastické kapacity.



Obrázek 9.10 Kvantifikace mikrostrukturní deformace; Kernel Average Misorientation ($0-5^\circ$) křivky A); Angle Grain Boundaries histogramy B),C) [113]

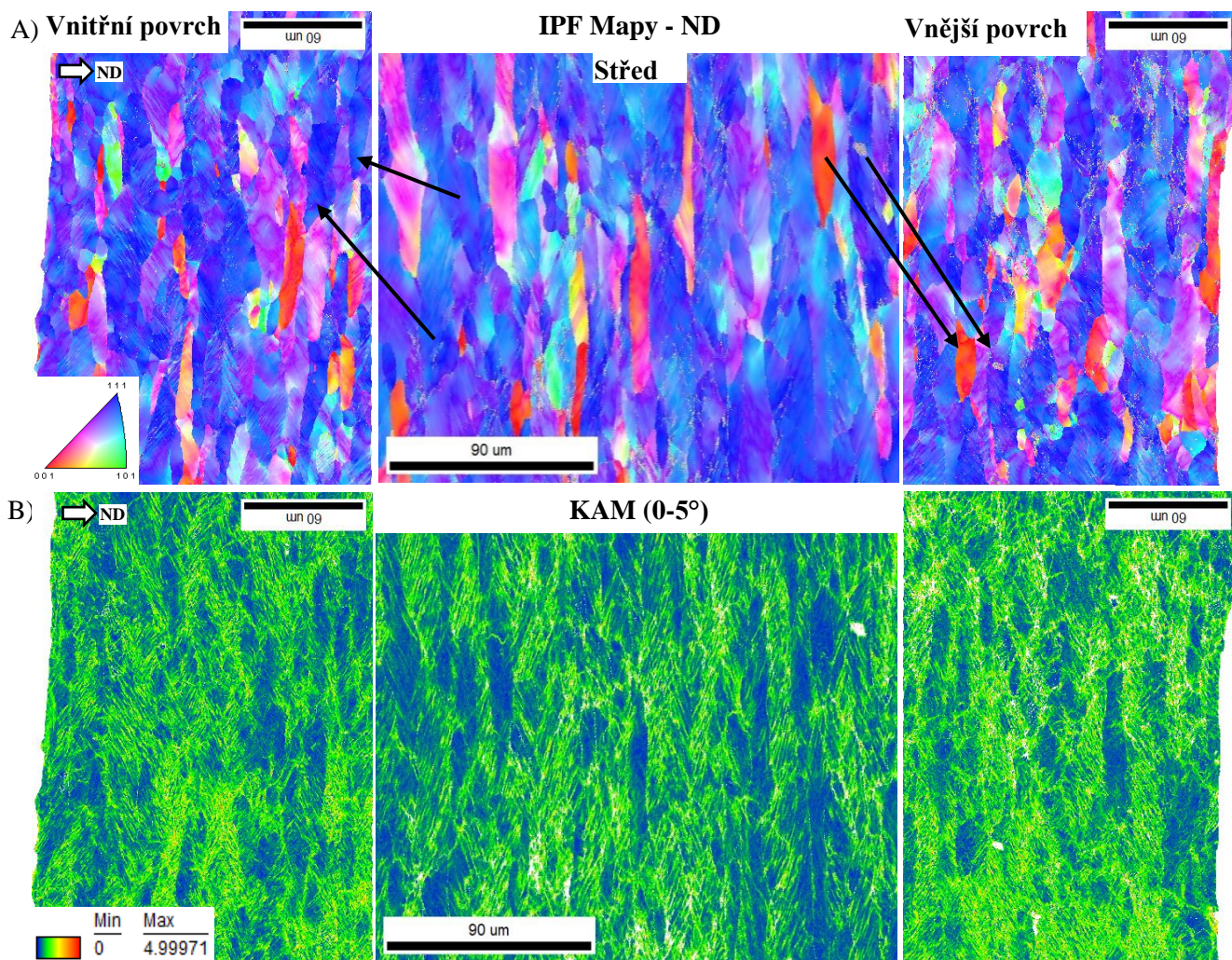
Pro možnost kvantifikace ukazatelů množství plastické deformace byly hodnoceny další parametry, a to metoda KAM (Kernel Average Misorientation) popisující lokální dezorientaci, a zobrazení podílu úhlových hranic zrn (LAGB a HAGB). Metoda KAM se zvýšenou úrovní deformace odráží heterogenitu mikrodeformace s ohledem na krystalografické změny uvnitř zrn, tedy hustotu dislokací. Vývoj plasticity kvantifikovaný dezorientací uvnitř zrn v rozsahu $0-5^\circ$ je zobrazen na obrázku 9.10 A). Počáteční stav dislokační struktury je charakterizován

dezorientací s nízkým úhlem blízkým $0,8^\circ$. Následně byl s přibývajícím deformací pozorován postupný nárůst podílu vyšší dezorientace se snížením intenzity dezorientace počátečního stavu. Trend vývoje dezorientace byl zachycen i pomocí parametru podílu malouhlových hranic zrn (LAGB; definovaných v rozmezí $5-15^\circ$). Bylo zjištěno významné zvýšení podílu LAGB se snižováním tloušťky až do porušení, což znázorňuje obrázek 9.10 s grafy pro stav mimo značnou deformaci (C)) a stav blízký porušení (B)). Důvodem je kumulace dislokací tvořící dislokační pásy s charakterem malouhlových hranic zrn. Proto je sledování LAGB vhodné pro kvantifikaci vývoje plastické deformace zkoumané oceli.

9.2.2 Výlisek ve stavu iniciace lokalizace

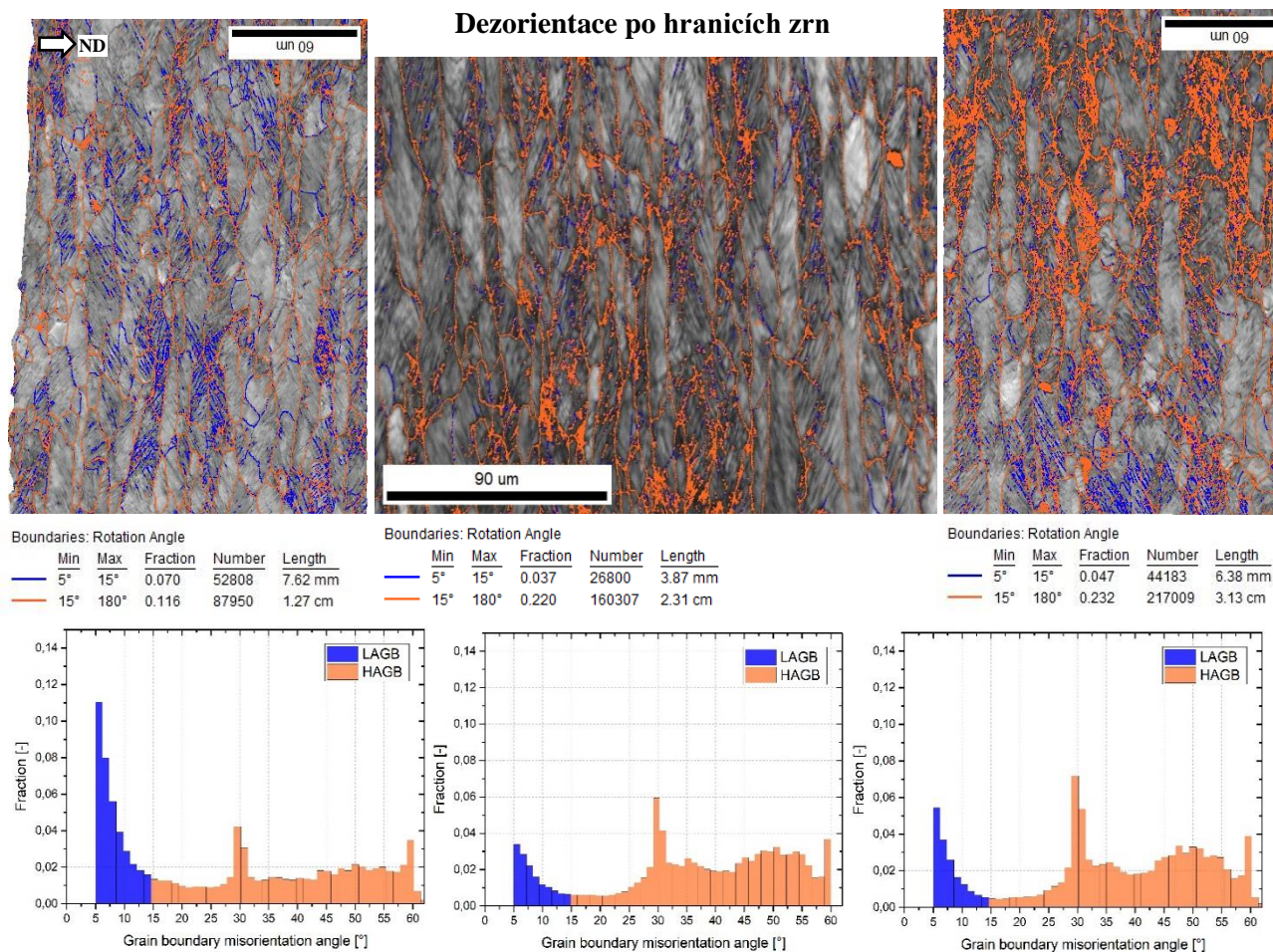
Výlisek v tzv. přijatelném stavu (ozn. OK) byl analyzován v místě naměřeného ztenčení o tloušťce $550\ \mu\text{m}$. Měření bylo doplněno i o měření okrajů pro zachycení celého průřezu. Měření v krajních polohách bylo provedeno s překrytím na středu, aby byla monitorována celá oblast průřezu - viz obrázek 9.11, (pozn. měřítko střed vs povrch není shodné). Jsou zavedeny pojmy vnitřní a vnější povrch. Vnitřní povrch je povrch s typicky menším projevem lokalizace deformace, na obrázku 9.3 je to pohled na kolmý řez zespod od osy x nahoru, resp. pohled zespod na lisovaný díl. Na vnějším povrchu dochází typicky k většímu zaškrcování materiálu a je to pohled z opačné strany, resp. pohled shora na lisovaný díl.

Analýzy povrchů byly provedeny pro možnost zachycení rozdílů projevů deformace na vnějším a vnitřním povrchu, jež vykazují jinou tendenci k lokalizaci deformace, jak již bylo popsáno dříve. Obrázek 9.11 A) zobrazuje výsledky krystalografických analýz ve formě IPF map ve směru ND, které jednoznačně zachycují zachovanou přednostní anizotropii v celém průřezu zkoumaného materiálu. Obrázek 9.11 B) doplňuje KAM mapy v celém průřezu, jež zachycují vyšší míru dezorientace na vnějším povrchu. To může být ovlivněno kvalitou detekce, jež snižuje koeficient spolehlivosti měření jednotlivých bodů v oblastech "rozpadu"/velkých deformací. Grafická kvantifikace je znázorněna v porovnání na obrázku 9.17.



Obrázek 9.11 Výsledky EBSD analýz: IPF mapy v ND A); KAM mapy (0-5°) B)

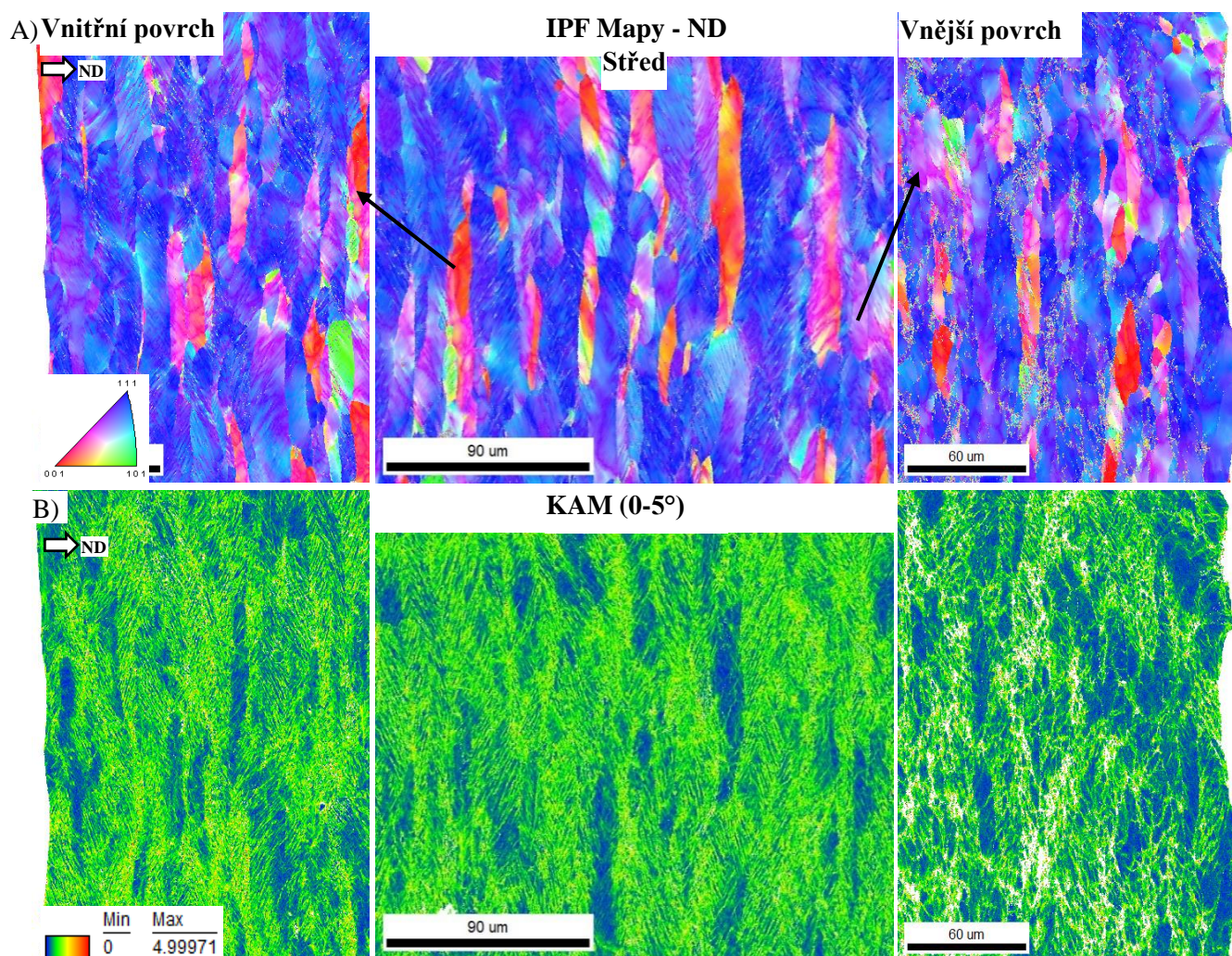
Obrázek 9.12 doplňuje získané výsledky informací o dezorientaci hranic zrn. Vnější povrch vykazuje mnohem větší úroveň deformace v porovnání s povrchem vnitřním. Trend nárůstu malouhlových hranic zrn přechází s větší kumulací deformací k “rozpadu“ samostatných zrn, jež zároveň lokálně ovlivňuje kvalitu detekce v těchto pozicích. To je patrné značným nárůstem podílu velkouhlových hranic zrn (HAGB), jež jsou detekovány v oblastech “rozpadu“ zrn, resp. v oblastech s horší kvalitou detekce. V rámci celého průřezu je jejich podíl nejnižší na vnitřním povrchu s nárůstem výskytu směrem k povrchu vnějšímu, což je ovlivněno úrovní obsažené deformace. Kvalita ~~zaostření~~ detekce tento efekt také výrazně ovlivňuje a způsobuje nárůst fiktivního podílu HAGB.



Obrázek 9.12 Výsledky EBSD analýz - GB distribuce

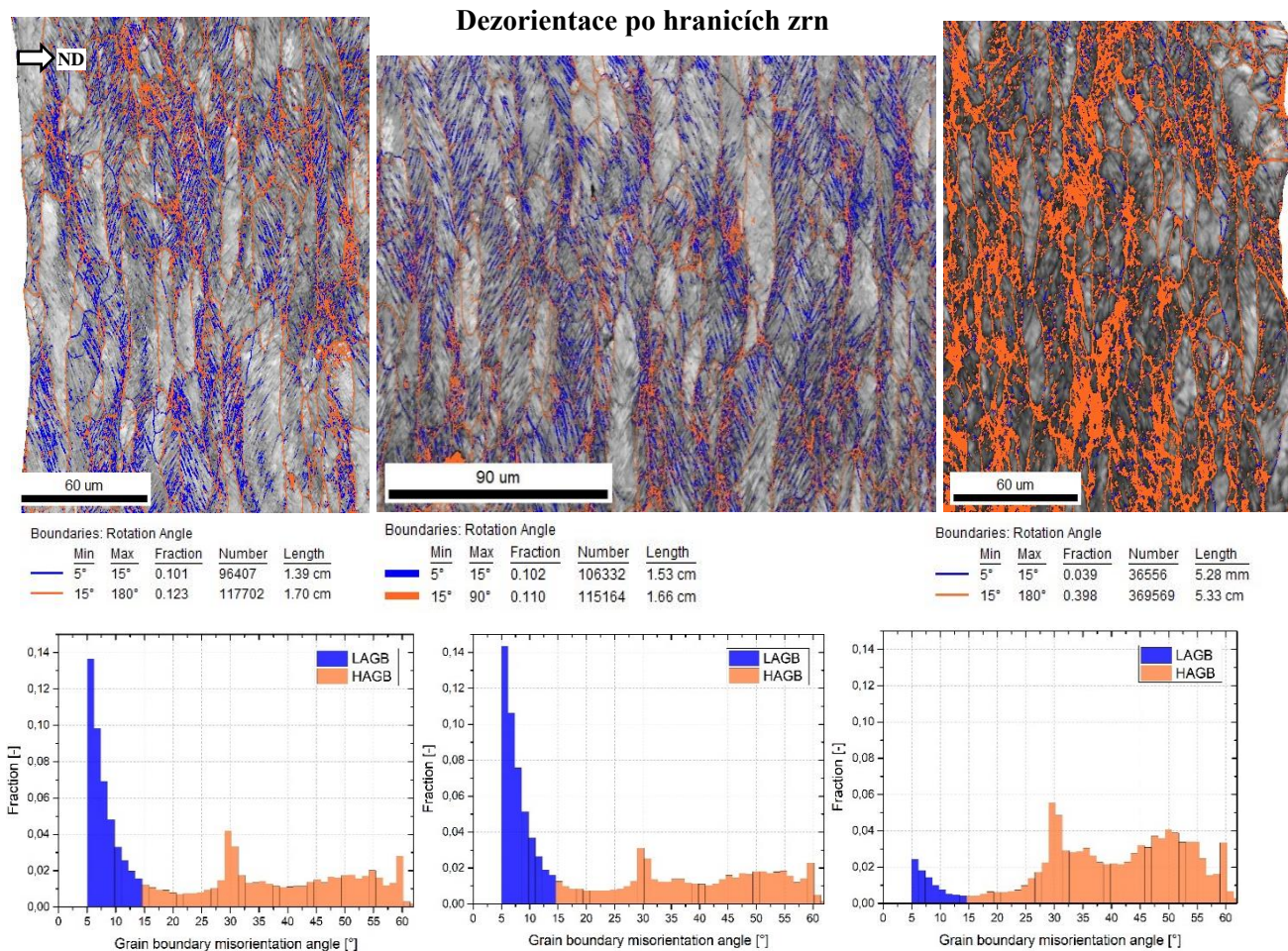
9.2.3 Výlisek v limitním stavu deformace

V případě výlisku v tzv. limitním stavu byl proveden zcela analogický postup měření jako v předchozím případě. Tloušťka v pozici měření byla o 50 μm nižší v porovnání s předchozím vzorkem, tedy 500 μm . Obrázek 9.13 A) nevykazuje žádné zásadní rozdíly ve vývoji anizotropie v porovnání s předchozím stavem výlisku. Nicméně ze zobrazení KAM map na obrázku 9.13. B) je v porovnání s předchozím stavem patrný značný nárůst míry četnosti dezorientace, což svědčí o vyšší úrovni vnesené deformace. Rozdíl vnější vs. vnitřní povrch zde ukazuje značný rozdíl v intenzitě dezorientace, to bylo nicméně ovlivněno kvalitou detekce na vnějším povrchu což efekt intenzity velmi umocňuje. Grafická kvantifikace je znázorněna v porovnání na obrázku 9.17.



Obrázek 9.13 Výsledky EBSD analýz: IPF mapy v ND A); KAM mapy (0-5°) B)

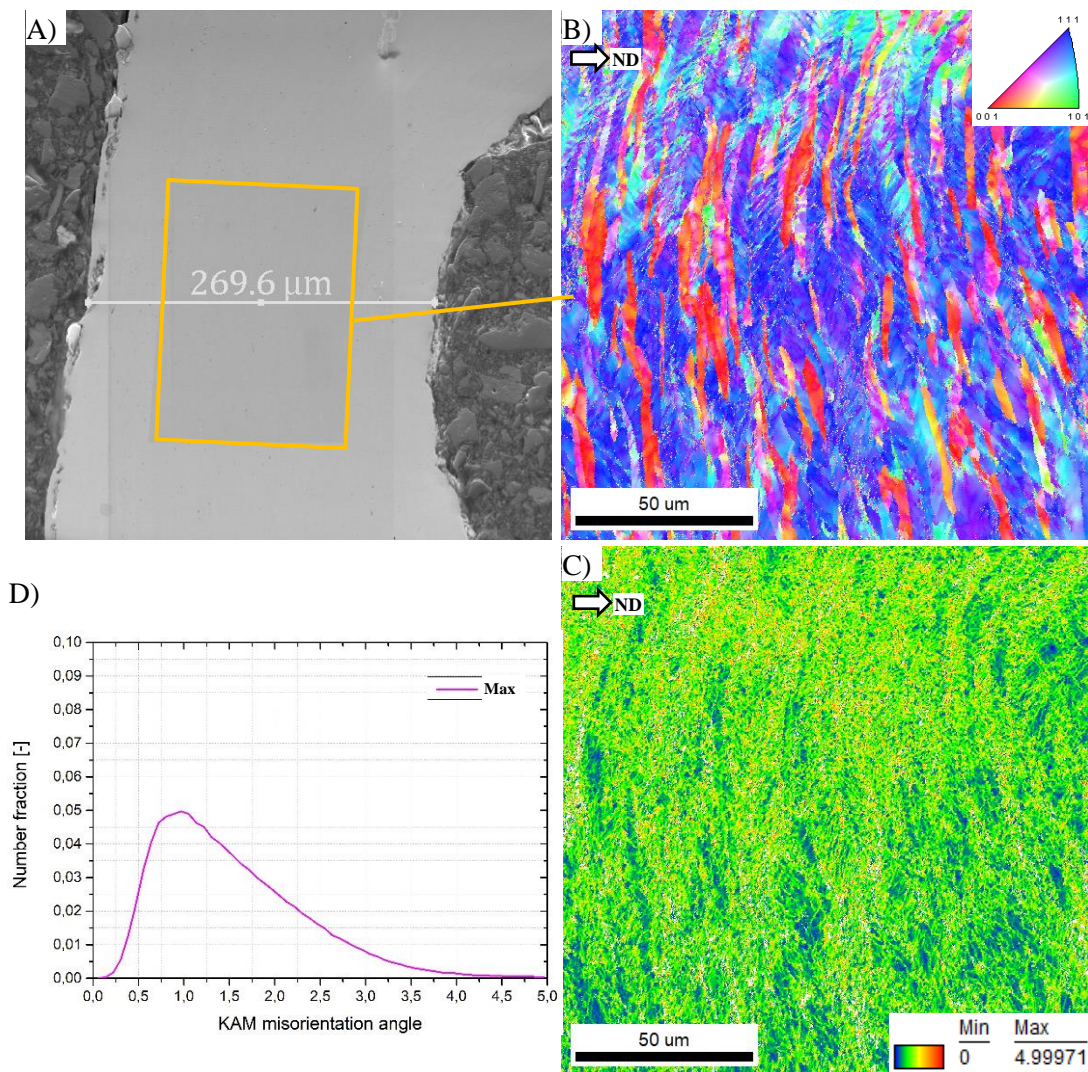
Z obdržných výsledků měření úhlových hranic (obrázek 9.14) je patrný výrazně větší podíl zastoupení maloúhlových hranic zrn v porovnání s pozicemi u výlisku v přijatelném stavu. Tím je reflektován větší podíl rovin s kumulací dislokačních pásů, a tedy větší podíl lokální plastické deformace materiálu, to je viditelné i ze zobrazených map. Větší podíl deformace je patrný opět v oblasti vnějšího povrchu průřezu. Nicméně zde nelze úplně potlačit/vyloučit vliv kvality detekce na zachycený nárůst HAGB.



Obrázek 9.14 Výsledky EBSD analýz - GB distribuce

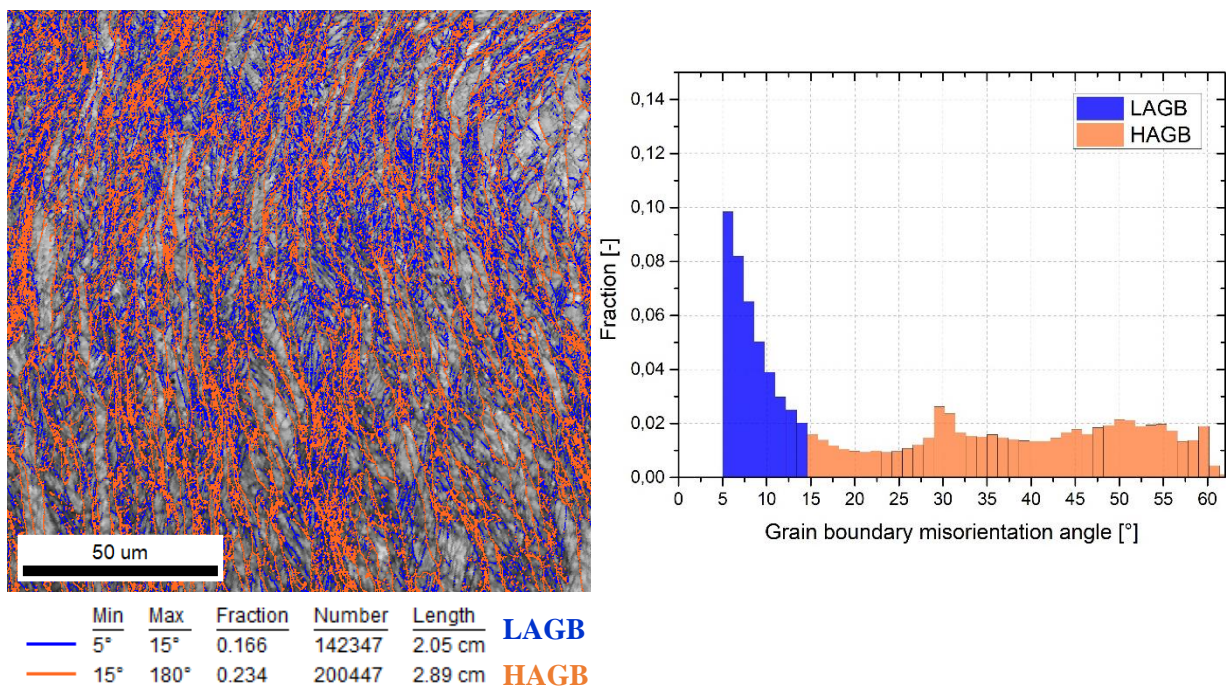
9.2.4 Výlisek ve stavu max. ztenění

Shodné parametry byly sledovány i u výlisku ve stavu max. ztenění, jež odpovídá stavu zachycenému na obrázku 9.4. Měření bylo provedeno v pozici maximálního ztenění se symetrickým odstupem od obou povrchů. Byla zachycena výrazná deformace zrn zastoupena v celém rozsahu měřené plochy, doprovázená tendencí k rotaci krystalografické orientace mimo přednostní anizotropii. Výrazné ztenění materiálu vedoucí k podélné deformaci zrn a orientaci deformace do roviny makroskopického smyku zapříčiňuje ztrátu krystalografické textury γ -vlákna reflektující vyčerpání plastické kapacity materiálu. Doplnění o mapu KAM (0-5°) potvrzuje výrazný projev kumulace dislokací do dislokačních pásů a lokálních pozic s následným předpokladem “rozpadu“ zrn specifickými vyšším stupněm zachycené dezorientace, viz obrázek 9.15. To potvrzuje i následné zobrazení kvantifikace podílu hranic zrn.



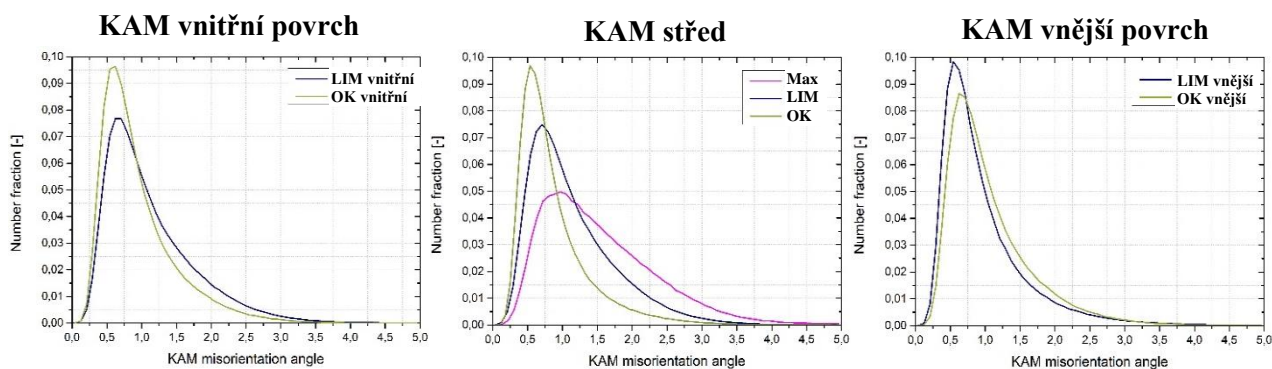
Obrázek 9.15 Pozice měření A) a výsledky EBSD analýz: IPF mapa v ND B); KAM (0-5°) C), D)

Z měření úhlových hranic zrn je opět patrný výrazně vyšší výskyt LAGB reflektujících množství utvořených dislokačních pásů v rámci jednotlivých zrn. Ze zobrazené mapy na obrázku 9.16 je patrný přirozeně nejvyšší výskyt LAGB v porovnání s předchozími stavy deformací. Výskyt HAGB je krom běžné pozice po hranicích zrn opět kumulován do oblastí s vyšší mírou nepřesnosti měření, resp. lokálním rozpadem zrn. Tyto oblasti jsou zachyceny jako HAGB v celé ploše výskytu, tedy mohou fiktivně ovlivnit podíl jejich výskytu, jak bylo již popsáno dříve.



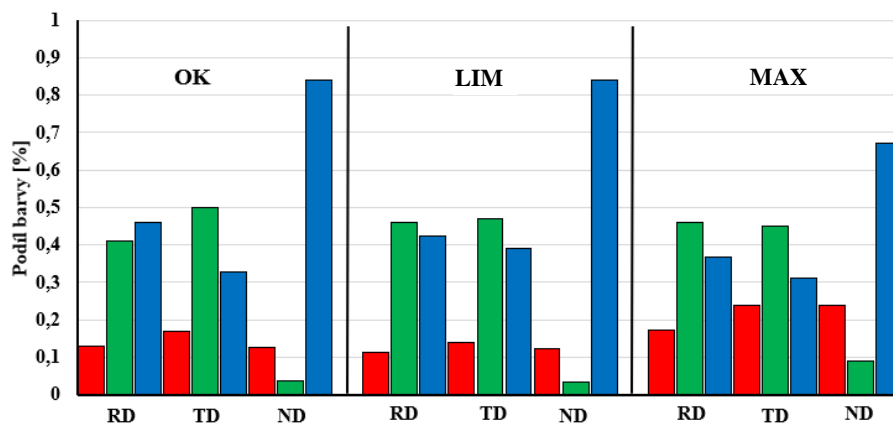
Obrázek 9.16 Výsledky EBSD analýz - GB distribuce

Obrázek 9.17 shrnuje porovnání KAM výsledků jednotlivých variant a pozic měření. S přibývajícím deformací je pozorován postupný nárůst podílu vyšší dezorientace se snížením intenzity dezorientace předchozího stavu. U vnějšího povrchu je zřejmý odlišný trend způsobený pravděpodobně sníženou detektabilitou.



Obrázek 9.17 Výsledky EBSD analýz - KAM distribuce

Z provedených RGB měření jednotlivých textur, viz obrázek 9.18, není zachycen žádný významný rozdíl mezi OK a LIM výlisky. To prezentuje nedostatečnou citlivost metody pro zachycení požadovaných rozdílů analyzované úrovně deformace. V konfrontaci s výliskem v maximálním stavu ztenčení je ale patrný pokles preferenční anizotropie γ -vlákna v ND. To je již způsobeno výraznou deformací zrn s tendencí k rotaci krystalografických textur s nárůstem α -vlákna na úkor výskytu γ -vlákna. To bylo zachyceno i v předchozích analýzách různých typů přetvoření v oblastech lokalizací vedoucích k porušení.



Obrázek 9.18 RGB srovnání prezentovaných výlisků v neporušeném stavu

9.3 Shrnutí a diskuze výsledků reálných výlisků

Analýzy kritických míst reálných výlisků byly zaměřeny na popis vzniku reálného stavu a dopadu lokalizovaného ztenčení na plastickou kapacitu výlisků. Vznik lokalizovaného ztenčení je ovlivněn řadou faktorů ve vztahu zejména na lokální geometrii lisovaného dílu a úroveň tření v kontaktu lisovacích nástrojů s lisovaným materiálem. Z toho poté vyplývá typický průběh lokalizovaného nesymetrického ztenčení s převažujícím jednostranným tahovým zatížením, a limitování projevu plastického toku mimo zúžené místo, viz obrázky 9.3 a 9.4. Pro analýzy těchto efektů byla ve spolupráci s firmou Škoda Auto a.s. Mladá Boleslav, provedena sada lisování s odstupňovanou úrovní dosaženého přetvoření. Tedy obdobně jako u předchozích analýz i zde bylo dosaženo odstupňovaných deformací, a to s tendencí k zaškrcování kritického místa. K provedení navazujících materiálových analýz byly vybrány výlisky v různých stavech přetvoření vedoucí až do stavu se vznikem trhliny.

Ty byly rozděleny do skupin tzv. přijatelného a limitního stavu přetvoření na základě informací z výroby, doplněné o stav max. zachyceného ztenčení vedoucího k porušení a stav porušeného výlisku. Jednotlivé analýzy byly pro porovnatelnost vztahovány k naměřeným hodnotám tloušťek plechů v místech prováděných měření. Rozdíl naměřených tloušťek mezi tzv. přijatelným a limitním stavem byl zjištěn v hodnotách cca 10 % vzhledem k počáteční tloušťce. To lze považovat za poměrně úzké pásmo projevu nepřijatelných změn, což vede k potvrzení požadavku nutného zavedení jiných parametrů pro porovnatelnost stavu výlisků. Rozdíl ve zpevnění byl ale naměřen v hodnotách cca 40 % a značný rozdíl byl i v podílu LAGB a distribuci KAM. Tyto parametry byly hodnoceny i u výlisku ve stavu max. ztenčení, který reprezentuje vývoj/stav deformace vedoucí k porušení. Trend v nárůstu lokálního zpevnění s poklesem tloušťky výlisku byl potvrzen, stejně tak nárůst podílu LAGB vlivem tvorby

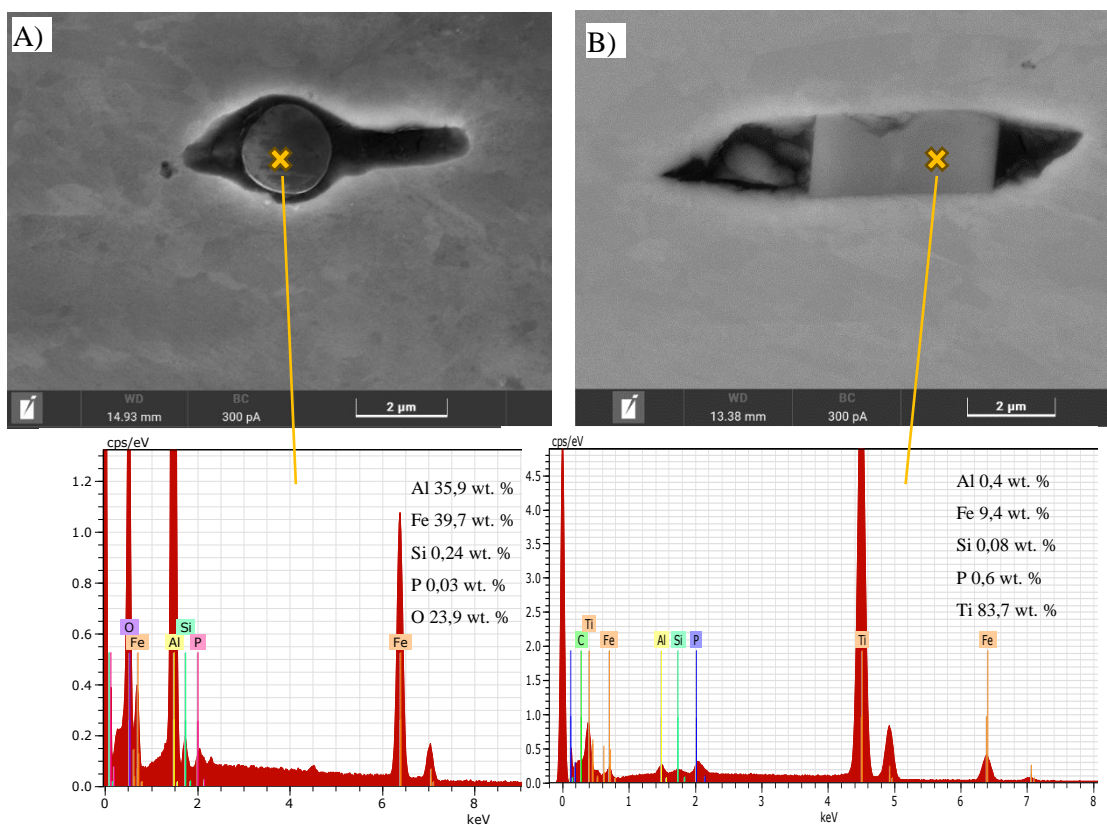
dislokačních pásů a širší pásmo distribuce KAM. Tyto parametry tak lze považovat za vhodné pro kvantifikaci stavu deformace vedoucí k porušení. Nicméně je vhodné zmínit, že krystalografické analýzy ovlivňuje kvalita detekce, která klesá s rostoucí deformací. V rámci hodnocení RGB parametrů IPF map byla zaznamenána mírná tendence k poklesu preferenční anizotropie v ND vlivem výrazné deformace vedoucí k rozpadu feritických zrn. Shodná tendence byla prokázána i u výlisku s trhlinou kdy byly analýzy odstupňovány v pozicích od místa porušení. Výrazný pokles frakce γ – vlákna s nárůstem α -vlákna byl zachycen od tloušťky výlisku cca 500 μm .

Vznik ztenčení v kritických pozicích výlisků je ovlivněn zejména třením v kontaktu plechu s lisovacími nástroji a limitováním tak možnosti plastického toku mimo oblast přednostní lokalizace. Lokální stav materiálu se mění v závislosti na tomto efektu a intenzitě “přidržení“ lokalizace do kritického místa. S tím se zvyšuje i deformační rychlost. Podchycení/kvantifikace úrovně deformace a deformačního zpevnění je možná pomocí použitých metod. Ty zohledňují vývoj mikrostrukturní deformace v reakci na předem zmíněné efekty.

10 VLIV METALURGICKÉ KVALITY NA PLASTICITU

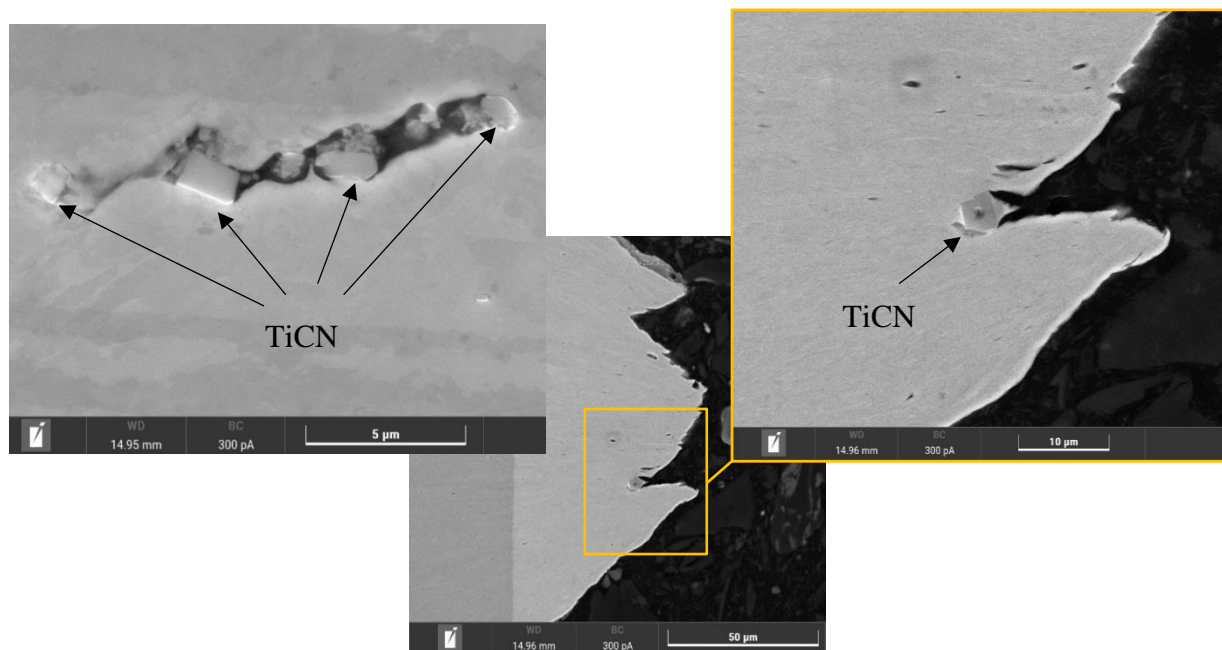
V rámci analýz plasticity daného materiálu byla zaměřena pozornost i na vliv metalurgické kvality na její limitní plastické přetvoření. Cílem bylo vymežit reálný vliv metalurgické kvality/přítomných vměstků na plastické přetvoření a ověřit možnost kvantifikace vlivu nečistot z hlediska iniciace mikrotrhlin. Možnost kvantifikace u shodného materiálu byla ověřována v rámci diplomové práce Ing. Tomáše Mejtského [97], kde byla navržena metoda hodnocení s využitím optických metod. Pozornost byla také zaměřena na možný rozdíl iniciace za různých deformačních stavů. Např. Tasan a kol. [69] uvedl důležitost stavu lokalizace deformace na iniciaci mikrotrhlin na vměstcích u podobného typu materiálu. Dle výsledků u biaxiálního a rovinného zatížení docházelo k rozvoji ostrých mikrotrhlin v menší míře než u uniaxiálního zatížení, kde byl zjištěn výrazně větší výskyt iniciací. Ten byl dosažen z důvodu působení záporné vedlejší deformace při jednoosém tahu, jež vede k dosažení větších deformací a větší hustotě iniciací směrem k porušení.

Pomocí SEM a chemických mikroanalýz s EDS mikroanalýzátozem XFlash od společnosti Bruker, byl zjištěn výskyt inkluzí ve formě karbonitridů titanu a komplexních oxidů na bázi hliníku, a to s výraznou převahou obsahu TiCN. Na těchto inkluzích poté probíhá iniciace mikrotrhlin ve finální fázi deformace vedoucí k porušení, viz obrázek 10.1.



Obrázek 10.1 Iniciace mikrotrhlin na inkluzích s chem. Analýzou A) oxid na bázi Al, B) karbonitrid titanu

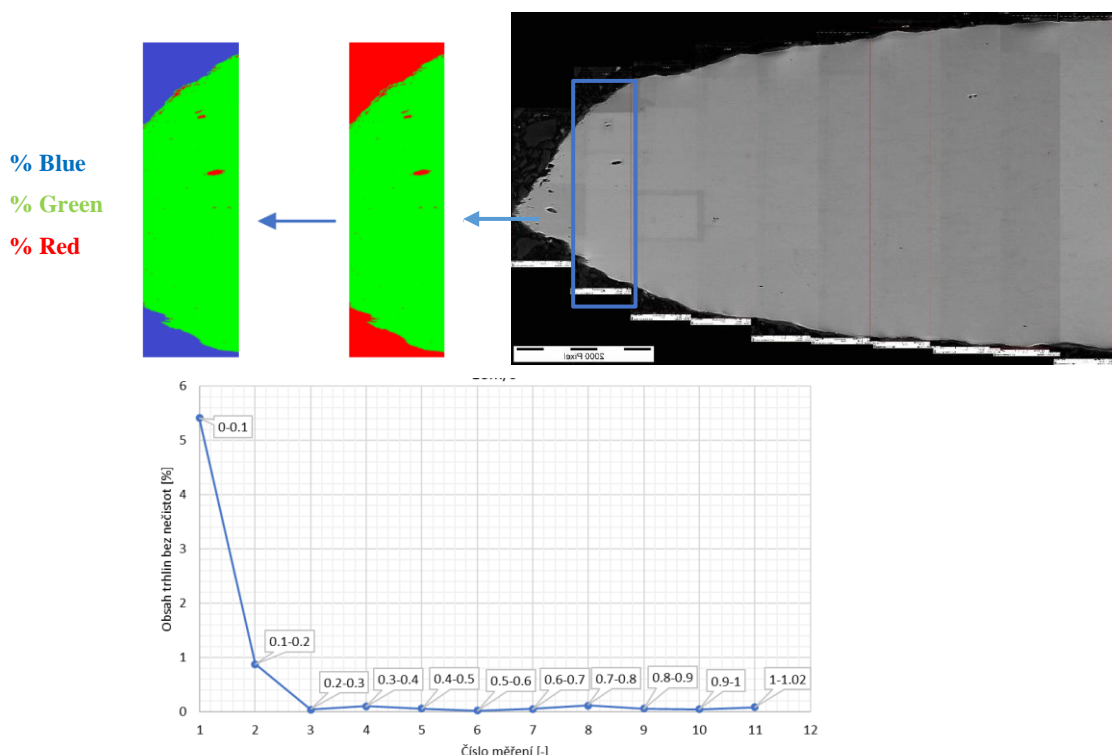
Výskyt inkluzí s iniciací mikrotrhlin byl zjištěn pouze v úzké oblasti blízko porušení s výrazně převažujícím výskytem TiCN. V případě blízkých pozic inkluzí dochází k propojení iniciovaných mikrotrhlin s tendencí rozdrobení křehkých fází ve směru deformace materiálu, jejich výskyt může také ovlivnit vzhled výsledné lomové plochy, viz obrázek 10.2. V rámci porovnání výskytu iniciací nebyl sledován výrazný rozdíl mezi zatěžováním jednoosým tahem a stavem rovinné deformace (u stavu biaxiálního zatížení nebyl zatím zkoumán stav vedoucí až do lomu, tedy v rámci zkoumaných vzorků nebyly iniciace patrné). V obou případech byl zjištěn výskyt mikrotrhlin v oblasti blízké porušení s tendencí orientace do směru zatěžování a šířkou trhlin v závislosti na propojení trhlin jednotlivých inkluzí. Z pohledu subjektivního pozorování byl sledován mírně nižší výskyt iniciací v případě vzorků rovinné deformace s nižší mírou propojení mikrotrhlin, a tedy i jejich výslednou délkou. To potvrzuje výstupy zdroje [69], nicméně při porovnání publikovaných a obdržných snímků, je patrný výrazný rozdíl v četnosti zachycených iniciací vlivem rozdílného typu zkoumané IF oceli. V [69] byl výskyt mikrotrhlin výrazně vyšší, což potvrzuje značnou závislost na chemickém složení oceli. V případě zkoumané oceli DC06 nelze výskyt iniciací na zmíněných inkluzích považovat za významný směrem k degradaci plasticity. A to z důvodu omezené oblasti výskytu pouze v blízkosti porušení, což lze již považovat za překročení limitní plastické deformace vyskytující se v praxi. Navíc nedochází k výrazné propagaci trhlin vedoucí k ovlivnění mechanické odezvy materiálu. Plastický limit pro lisování tak není u studované oceli inkluzemi podstatně ovlivněn.



Obrázek 10.2 Vliv výskytu karbonitridů v blízkosti lomu (jednoosý tahový vzorek)

Kvantifikace výskytu mikrotrhlin a nečistot byla provedena v rámci zmíněné diplomové práce [97], kde autor využil optických metod pro hodnocení výskytu nečistot a mikrotrhlin u tahových vzorků stejné šarže analyzované oceli. Pomocí SEM byla pořízena matice snímků při shodném zvětšení, jež byla následně složena k optickému hodnocení výskytu nečistot a iniciací. Následně byly nastaveny barevné limity pro možnost plošné kvantifikace výskytu jednotlivých barevných “fází“ v rámci snímku a odlišení oblasti bakelitu. Plošná kvantifikace byla prováděna ve vertikálních “řezech“ pořizovaných snímků o šířce 100 μm . Pro zachycení pouze obsahu výskytu mikrotrhlin bylo využito odseparování obsahu nečistot z měření mimo dosah výrazné plastické deformace. Ukázka metody a obdržných výsledků je zobrazena na obrázku 10.3.

Z obdržných výsledků byla stanovena hranice výskytu mikrotrhlin vlivem plastické deformace vedoucí k porušení na hodnotu cca 1,7 mm od lomu (stav deformace z jednoosé tahové zkoušky). [97] To potvrzuje výsledky zjištěné SEM pozorováním a výskyt iniciací pouze v úzkém pásmu u lomu.



Obrázek 10.3 Ukázka metody kvantifikace výskytu trhlin a výsledků [97]

Z provedených analýz lze tedy iniciace mikrotrhlin na popsanych inkluzích považovat za nepodstatné vzhledem k celkové plastické kapacitě oceli. Iniciace se projevují až v posledním stádiu lokalizované deformace vedoucí k porušení a mají zcela minoritní vliv na degradaci plasticity hodnocené oceli.

11 SHRNU TÍ A DISKUZE VÝSLEDKŮ

Problematika vzniku lokalizovaného ztenčení lisovaného materiálu v kritických místech výlisků představuje komplexní problém s množstvím ovlivňujících faktorů. Práce byla zaměřena na dva stěžejní, vzájemně provázané vlivy – stav deformace (ve smyslu poměru hlavní/vedlejší deformace) a lokálně zvýšené rychlosti deformace, které jsou spojeny s komplexními tvary reálných výlisků. Provedené analýzy mezního stavu výlisků byly zaměřeny na průběh lokalizace deformace v kritických místech a vývoj i dosah deformačního zpevnění. Pro tento účel bylo využito odstupňovaných deformačních stavů reálných výlisků vedoucích až do kritického stavu ztenčení a porušení.

Zjištěn byl zásadní vliv tření v kontaktu lisovacího nástroje s lisovaným plechem – z důvodu tření dochází k limitování plastického toku materiálu mimo oblast lokalizace i přes nástup lokálního deformačního zpevnění. To se výrazně podílí na pozici vzniku ztenčení a typickém vzhledu “nehomogenního“ zaškrcení při nerovnoměrném tahovém namáhání. Limitování plastického toku ovlivňuje i rychlost deformace. Dochází ke zvýšení rychlosti, což vede k ovlivnění reakce materiálu. Proto byl analyzován i vliv zvýšených rychlostí na reakci analyzovaného materiálu. Provedeny byly mechanické testy za vybraných napjatostně-deformačních stavů a různých zatěžovacích rychlostí monitorující vývoj odstupňované mikrostrukturní deformace. Vzorky byly následně podrobeny materiálovým analýzám, případně nedestruktivnímu měření.

Z provedených analýz a testů lze vyvodit následující stěžejní poznatky:

- Byl představen proces vzniku specifického lokalizovaného ztenčení (“namoženiny“) v kritických pozicích výlisků s podchycením deformačních projevů i z mikrosktrukturního hlediska
- Z jednoosých tahových zkoušek byla zjištěna mírná anizotropie mechanických parametrů ve směrech TD a RD (rozdíl parametru r cca 15 %). Shodný efekt byl zachycen i v případě biaxiálního testování boulením kapalinou, kde byla zachycena tendence k prvotní iniciaci porušení kolmo na směr TD.
- Krystalografické analýzy (EBSD) zachytily tendenci k rotaci krystalografických textur vlivem působení vedlejší deformace v lokalizovaném krčku za jednoosého tahu. Konkrétně byla způsobena rotace směrem k [111] v RD. Vedlejší deformace ovlivňuje i množství iniciací mikrotrhlin na vměstcích vlivem větší deformační kapacity za tohoto druhu zatěžování.

- V oblasti blízké porušení (“procesní zóně lomu“) byla u všech typů zatížení zachycena tendence k poklesu přednostní textury [111] v ND a tendence k rotaci směrem do [001]. V TD a RD byla zároveň zachycena tendence k vyrovnání podílu přednostních textur ([001], [111], [101]) vlivem značné deformace a “rozpadu“ zrn.
- Způsob zatěžování ovlivnil mechanickou odezvu materiálu. Za stavu rovinné deformace byly zachyceny vyšší hodnoty dosažených pevností v porovnání s konvenční tahovou zkouškou, a to o cca 50 MPa na $R_{p0,2}$ a cca 60 MPa na R_m . Tedy může docházet ke zkreslení reálné mechanické odezvy materiálu pro danou aplikaci při použití konvenčních tahových zkoušek.
- Rychlost deformace jednoznačně ovlivňuje mechanickou odezvu analyzovaného materiálu u všech testovaných stavů napjatostí/deformací. Za stavu jednoosého tahu i stavu rovinné deformace byl zachycen výrazný nárůst dynamické meze kluzu s nižším deformačním zpevněním za plastické deformace.

- Pro případ jednoosého tahu byl tento nárůst v rozmezí cca 120-180 % oproti kvazistatické odezvě v závislosti na rychlosti deformace;
- u rovinné deformace byl tento nárůst cca 200 %.

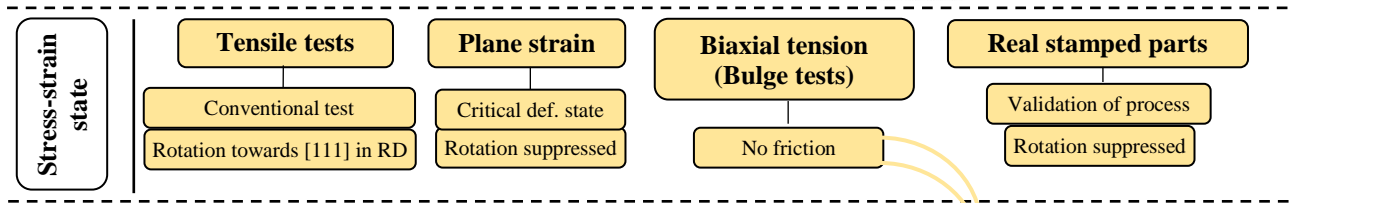
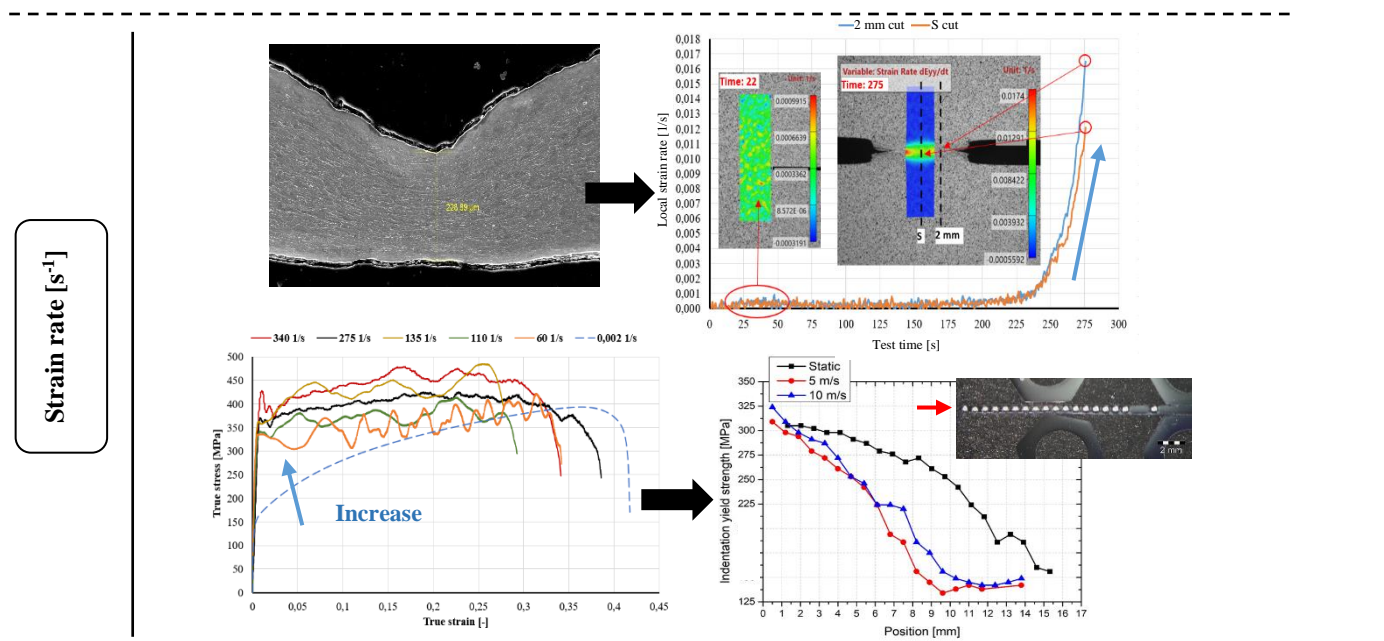
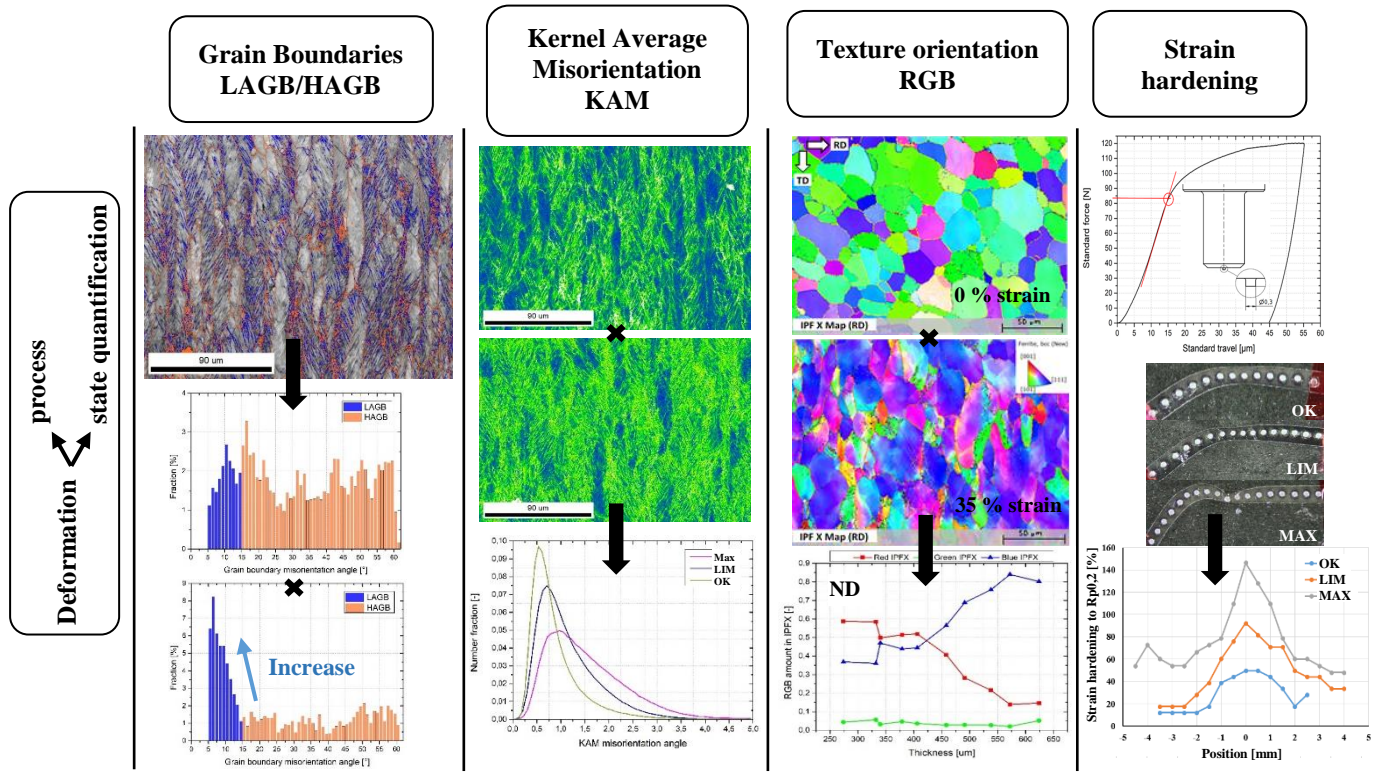
Tento efekt může negativně ovlivnit distribuci plastické deformace v kritických pozicích výlisků. U biaxiálního zatěžování byl zachycen vliv rychlosti zatěžování na lokalizaci deformace kolem vrcholu boulení.

- Rozbor stavu rovinné deformace, resp. nekonvenčních EWF vzorků, ukázal stav blízký limitnímu stavu na výliscích, tedy lze navrhnout pro zjednodušené zkoušení deformační odezvy materiálu v kritických pozicích. Byl zjištěn nárůst deformační rychlosti o 1-2 řády lokalizací deformace v úzkém pásmu. Tento stav je blízký kritickým pozicím lisovaných dílů, kde dochází k nárůstu deformační rychlosti s vlivem na plastickou kapacitu a tok materiálu.
- Byly navrženy parametry pro kvantitativní sledování degradace plasticity: podíl LAGB a KAM distribuce kvantifikují vývoj dislokačního mechanismu, tedy plastické deformace. Např. u výlisků LIM (tl. 500 μm) a OK (550 μm) byl zachycen rozdíl v porovnatelných oblastech, a to:
 - v podílu zastoupených LAGB: 0,45 (LIM) vs. 0,37 (OK) se zároveň výrazným nárůstem počtu detekovaných hranic u LIM o cca 50 %.

- V distribuci KAM byl u shodných pozic výlisků zachycen pokles maxima o cca 20 %. V porovnání výlisků OK s MAX (tl. 270 μm) byl zachycen pokles maxima až o cca 50 %.
- Zvolená nedestruktivní metoda měření Barkhausenova šumu (MBN) umožňuje monitorování vývoje plastické deformace zkoumané oceli.
- Analýzy vlivu metalurgické kvality a iniciace mikrotrhlin na vměstcích na plasticitu ukázaly u předmětné oceli na minoritní vliv z důvodu iniciace mikrotrhlin pouze v úzké oblasti okolo lomu.

V rámci provedených analýz byl monitorován vliv typu zatěžování, resp. stavu deformace a rychlosti zatěžování na mechanickou odezvu analyzovaného materiálu a vývoj mikrostrukturní deformace. Z výsledků je patrný značný vliv typu probíhající deformace i její rychlosti, tedy vše dohromady značně ovlivňuje průběh deformace v kritických místech výlisků.

Celkový přehled výstupů a zjištěných vazeb mezi jednotlivými analýzami je graficky znázorněn dále.



MBN: Capturing the level of plastic deformation using the Barkhausen noise measurement ✓

Coating: Local friction has a dominant influence on the degradation of plasticity at investigated critical positions ✓

Metall. quality: No significant effect on plasticity degradation of analyzed steel ✓

11.1 Přínos disertační práce z pohledu praxe / teorie

Přínos disertační práce pro praxi a teorii se prolíná. Většina teoretických zjištění lze považovat za přínos i pro samotnou praxi, a to z důvodu nutného podchycení probíhajících procesů v kritických místech výlisků a jednotlivých vlivů ovlivňujících průběh deformování materiálu. To je důležité i pro následnou provazbu na potenciální aplikaci nedestruktivního měření.

Z pohledu praxe lze za přínosné považovat např.:

- Podchycení jednotlivých prezentovaných zatěžujících stavů na výslednou mechanickou odezvu a distribuci deformace materiálu bez působení efektu tření;
- popis vlivu zvýšených rychlostí deformací za působení různých deformačních stavů;
- popis procesu lokalizace deformace v kritických místech výlisků se specifikací vývoje deformace z pohledu mikrostruktury;
- ověření možnosti monitorování stupně plastické deformace reálných výlisků zvolenou nedestruktivní metodou.

Z pohledu teorie lze za přínosné považovat např.:

- Popis vývoje deformace z pohledu mikrostruktury při definovaných stupních plastického přetvoření a za různých stavů napjatosti/deformace s provazbou na odstupňovaný stav deformace reálně lisovaných dílů;
- popis mechanismu vzniku lokalizované deformace v kritických místech reálně lisovaných dílů;
- monitorování vývoje mikrostrukturní deformace s pomocí zvolených krystalografických ukazatelů;
- popis vlivu rychlosti deformace na projev mechanické odezvy a dosahu zpevnění zkoumaného materiálu;
- ověření detektability deformace s rozlišením stavu deformace u testované oceli metodou měření Barkhausenova šumu.

11.2 Perspektivy pro navazující výzkum

V průběhu řešení disertační práce se ukázala řada dalších otázek ve vlivu na analyzovaný problém definující vhodné navazující práce vedoucí k upřesnění a doplnění prezentovaných výsledků s provazbou použitých metod analýz, a to:

- Vyhodnocení lokalizace deformace u dynamických zkoušek boulením v okolí vrcholu boulení vč. DIC měření na vzorcích za kvazistatických rychlostí deformací. Propojení výsledků se stavem deformace reálných výlisků ze simulací.

- Vyhodnocení měření magnetické odezvy MBN u odstupňovaných vzorků rovinné deformace a vyboulených vzorků.
- Monitorování lokalizace deformace a deformační rychlosti za zvýšených rychlostí zatěžování v jednoosém tahu pomocí DIC.
- Návrh nové geometrie vzorků pro zkoumání rovinného stavu deformace pro možné dosažení vyššího plastického přetvoření bez šíření trhliny.
- Provedení studie dosahu deformačního zpevnění a celkové mechanické odezvy na různých geometriích testovaných tahových vzorků za různých deformačních rychlostí – testování vlivu deformační délky vzorku se začleněním tenzometrického měření (možné působení inerciálních účinků působením rázu – ovlivnění průběhu deformace).

VLASTNÍ PUBLIKACE

Publikace v periodikách a mezinárodních konferencích vztahující se k tématu práce:

- [I] KLEJCH, F., SCHMIDOVÁ, E. (2024) “Limit State of Bake Hardened Stamped Interstitial-Free Steel Automotive Parts Caused by Local Thickness Reduction”, *Periodica Polytechnica Transportation Engineering*, 52(3), pp. 276–281. <https://doi.org/10.3311/PPtr.23794>
- [II] SCHMIDOVÁ, E., KLEJCH, F., SUNILKUMAR, M. R. (2023). Development of anisotropy and strain hardening in damaged stamped parts made of IF steel. *Engineering Failure Analysis*, 145, 107015. [10.1016/j.engfailanal.2022.107015](https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2022.107015)
- [III] SUNILKUMAR, M. R.; SCHMIDOVA, E.; KLEJCH, F. Microstructural Influence on Fracture Toughness of IF Steel and DP Steel. In: *Journal of Physics: Conference Series*. IOP Publishing, (2023). p. 012010. [10.1088/1742-6596/2572/1/012010](https://doi.org/10.1088/1742-6596/2572/1/012010)
- [IV] KLEJCH, F., SCHMIDOVÁ, E., MEJTSKÝ, T. (2022). Anisotropy and Hardenability of Interstitial Free Steels Under the Influence of Localized Deformation. *Applied Engineering Letters*, 7(3), 125–131. <https://doi.org/10.18485/aeletters.2022.7.3.5>
- [V] SCHMIDOVÁ, E., NESLUŠAN, M., ONDRUŠ, J., TROJAN, K., PITOŇÁK, M., KLEJCH, F. AND RAMESHA, S.K. (2021), Monitoring of Plastic Straining Degree of Components Made of Interstitial Free Steel after Uniaxial Tensile Test by the Use of Barkhausen Noise Technique. *Steel Research Int.* 2100597. <https://doi.org/10.1002/srin.202100597>
- [VI] KLEJCH, F. - SCHMIDOVÁ, E., Fatigue Strength Degradation of Thermomechanically Rolled High Strength Steels Welds, (2021) *METAL 2021 - 30th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials*, Conference Proceedings, pp. 391 – 396, DOI: <https://doi.org/10.37904/metal.2021.4141>
- [VII] KLEJCH, F. - SCHMIDOVÁ, E. - VÁGNER, J. - ZETKOVÁ, I. Capturing of Uneven Deformations of Lightened 3D Printed Parts, *Perner's Contacts*, (2020), vol. 15, no. 2, s. nestránkováno. ISSN: 1801-674X.
- [VIII] SCHMIDOVÁ, E. - HOJKA, P. - CULEK, B. - KLEJCH, F. - SCHMID, M. Dynamic Strength and Anisotropy of DMLS Manufactured Maraging Steel Komunikácie: *Communications (Scientific Letters of the University of Žilina)*, (2019), vol. 21, no. 3, s. 35-39. ISSN: 1335-4205.

Odborné zprávy vztahující se k tématu práce:

- [IX] SCHMIDOVÁ, E. - KLEJCH, F. Analýza deformačního přetvoření výlisku, (2024), Technická zpráva č.ASI 65-24
- [X] SCHMIDOVÁ, E. - KLEJCH, F. Analýzy deformačního přetvoření výlisků metodou Barkhausenova šumu, (2023), Technická zpráva č.ASI-74-23, 26 s.
- [XI] SCHMIDOVÁ, E. - KLEJCH, F. Analýzy výlisků v definovaných etapách deformace, (2023), Technická zpráva č.ASI 62-23, 24 s.

- [XII] SCHMIDOVÁ, E. - KLEJCH, F. - NESLUŠAN, M. - SUNILKUMAR, MR – MEJTSKÝ, T. Nedestruktivní měření intenzity plastického přetvoření metodou Barkhausenova šumu, (2021), Studie proveditelnosti, zpráva č. ASI-21-78-P1, 30 s.
- [XIII] SCHMI SCHMIDOVÁ, E. - SUNILKUMAR MR.- KLEJCH, F. Materiálové analýzy v souvislosti s trhlinou výlisku, (2021), Technická zpráva č. ASI-61-21, 34 s.

Další odborné výstupy:

- [XIV] SCHMIDOVÁ, E. - CULEK, B. - VÁGNER, J. - KLEJCH, F. - SUNILKUMAR MR. Experimentální testování a diagnostika vzorků s porézni strukturou, 2020, Výzkumná zpráva č. VVCD-Z-20/17 z projektu č. FV30149 MPO-TRIO, 20 s.
- [XV] SCHMIDOVÁ, E. - KLEJCH, F. Materiálové analýzy v návaznosti na únavovou zkoušku rámu speciálního vozidla na dynamickém stavu. 2020, Zpráva č. VVCD-Z-20/12. z Projektu č. TN01000026, 43 s.
- [XVI] SCHMIDOVÁ, E. - KLEJCH, F. Materiálové analýzy svařenců skeletu karoserie v návaznosti na jejich zkoušku na dynamickém stavu, 2021, Zpráva č. VVCD_NCKJB_P_20/12
- [XVII] CULEK, B. - VÁGNER, J. - KLEJCH, F. - KOHOUT, M. Static laboratory tests of steel specimens. 2021, Smluvní výzkum – Ghent University, Výzkumná zpráva č. VVCD-P-21/03., 29 s.
- [XVIII] SCHMIDOVÁ, E. - KLEJCH, F. Výchozí vyhodnocení stavu svarových spojů ve dvou variantách vyhotovení, 2021, Zpráva č. ASI 73/21
- [XIX] VNENK, P. - YURDAKUL, Ö. - ŠLAPÁK, J. - SUCHÁNEK, V. - CULEK, B. - ŘOUTIL, L. - SADÍLEK, O. - KLEJCH, F. - SHÁNĚL, Z. - SUCHÝ, K. - ŠUSTR, T. - ŠULA, M. Měřicí sestava pro diagnostiku časového vývoje napět'ových stavů v bezстыkové koleji. 2021, Funkční vzorek v rámci projektu č. TJ04000301, Univerzita Pardubice.
- [XX] VNENK, P. - YURDAKUL, Ö. - ŠLAPÁK, J. - SUCHÁNEK, V. - CULEK, B. - ŘOUTIL, L. - SADÍLEK, O. - KLEJCH, F. - SHÁNĚL, Z. - SUCHÝ, K. - ŠUSTR, T. - ŠULA, M. Metodika nedestruktivního stanovení mechanického napětí v kolejnicích bezстыkové koleje. 2022, Schválená metodika v rámci projektu č. TJ04000301, Univerzita Pardubice., 33 s.
- [XXI] SCHMIDOVÁ, E. - MELURU RAMESHA, S. - KLEJCH, F. Hodnocení lomové houževnatosti vysocepevných ocelí při rovinné napjatosti. In Promatten : sborník přednášek odborné konference. Ostrava: Institut dopravy Fakulty strojní VŠB – TU Ostrava, 2022. s. 3-9 s
- [XXII] SCHMIDOVÁ, E. - CULEK, B. - DADKHAH, A. - KLEJCH, F. Pokročilé technologie tvorby heterogenních svarových rozhraní. In Promatten : sborník přednášek odborné konference. Ostrava: Institut dopravy Fakulty strojní VŠB – TU Ostrava, 2023.

- [XXIII] KLEJCH, F. – SCHMIDOVÁ, E. – CULEK, B. – CULEK, B. Zkoušky dynamické únosnosti lepených spojů, **2022**, Technická zpráva č.VVCD-Z-21/10, 7 s.
- [XXIV] KLEJCH, F. – SCHMIDOVÁ, E. Zkoušky dynamické únosnosti bodových odporových svarů, **2023**, Technická zpráva č. VVCD-Z-23/2
- [XXV] SCHMIDOVÁ, E. - CULEK, B. - DADKHAH, A. - KLEJCH, F. Materiálové analýzy poškození kontaktních ploch celistvých kol; **2023**, Technický zpráva č. DF 68-23

POUŽITÁ LITERATURA

- [1] Evin E, Tomáš M. Influence of Friction on the Formability of Fe-Zn-Coated IF Steels for Car Body Parts. *Lubricants*. 2022; 10(11):297. <https://doi.org/10.3390/lubricants10110297>
- [2] Manikandan G, Verma RK, Biswas P. Effect of friction in stretch forming and its influence on the forming limit curve. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*. 2015;229(6):973-981. doi:10.1177/0954405414534434
- [3] Gonoring, T. B., Moreira, L. P., & Orlando, M. T. D. A. (2021). An equivalent work-hardening description of an interstitial-free steel sheet based on uniaxial tensile and hydraulic bulge tests. *Journal of Materials Research and Technology*, 13, 2138-2143. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.05.097>
- [4] FEKETE, J.R. a J.N. HALL. 1 - Design of auto body: Materials perspective. RANA, Radhakanta a Shiv Brat SINGH. *Automotive Steels* [online]. Woodhead Publishing, 2017, s. 1-18 [cit. 2021-10-13]. ISBN 9780081006382. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00001-8>
- [5] Advanced High-Strength Steel (AHSS) Definitions Today's AHSS for Automotive. *WorldAutoSteel* [online]. Brussels, Belgium, 2020 [cit. 2021-10-11]. Dostupné z: <https://www.worldautosteel.org/steel-basics/automotive-advanced-high-strength-steel-ahss-definitions/>
- [6] GHOSH, P. a R.K. RAY. 5 - Deep drawable steels. RANA, Radhakanta a Shiv Brat SINGH. *Automotive Steels* [online]. Woodhead Publishing, 2017, s. 113-143 [cit. 2021-10-13]. ISBN 9780081006382. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00005-5>
- [7] Deva, A., Pandey, P., Alam, M.S. et al. Processing of Low-Carbon Deep-Drawing Steel with High Plastic Anisotropy Using Two-Stage Batch Annealing Cycle. *J. of Materi Eng and Perform* 30, 1612–1618 (2021). <https://doi.org/10.1007/s11665-020-05438-w>
- [8] da Rocha Santos, A.P., da Mota, T.C., Segundo, H.V.G., de Almeida, L.H., Araújo, L.S. and da Cunha Rocha, A., 2018. Texture, microstructure and anisotropic properties of IF-steels with different additions of titanium, niobium and phosphorus. *Journal of Materials Research and Technology*, 7(3), pp.331-336. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.04.009>
- [9] Hoile, S., 2000. Processing and properties of mild interstitial free steels. *Materials science and technology*, 16(10), pp.1079-1093. <https://doi.org/10.1179/026708300101506902>
- [10] Song, X., Yuan, Z., Jia, J., Wang, D., Li, P. and Deng, Z., 2010. Effect of phosphorus grain boundaries segregation and precipitations on mechanical properties for Ti-IF steel after recrystallization annealing. *Journal of Materials Science & Technology*, 26(9), pp.793-797. [https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(10\)60126-0](https://doi.org/10.1016/S1005-0302(10)60126-0)
- [11] Hao, Ll., Li, L., Qiu, Cy. et al. Texture development and properties of Ti-IF steels produced by different hot-rolling processes. *J. Iron Steel Res. Int.* 26, 310–320 (2019). <https://doi.org/10.1007/s42243-018-0182-4>

- [12] Mendoza, R., Huante, J., Alanis, M., Gonzalez-Rivera, C. and Juarez-Islas, J.A., 2000. Processing of ultra low carbon steels with mechanical properties adequate for automotive applications in the as-annealed condition. *Materials Science and Engineering: A*, 276(1-2), pp.203-209.
- [13] Tsunoyama, K., 1998. Metallurgy of Ultra-Low-C Interstitial-Free Sheet Steel for Automobile Applications. *physica status solidi (a)*, 167(2), pp.427-433.
- [14] Bhattacharya D. (2011) Metallurgical Perspectives on Advanced Sheet Steels for Automotive Applications. In: Weng Y., Dong H., Gan Y. (eds) *Advanced Steels*. Springer, Berlin, Heidelberg. https://doi.org/10.1007/978-3-642-17665-4_18
- [15] GARCIA, C.I. 6 - High strength low alloyed (HSLA) steels. RANA, Radhakanta a Shiv Brat SINGH. *Automotive Steels* [online]. Woodhead Publishing, 2017, s. 145-167 [cit. 2021-10-13]. ISBN 9780081006382. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00006-7>
- [16] Dual Phase: AHSS Application Guidelines. WorldAutoSteel [online]. Brussels, Belgium, 2020 [cit. 2021-10-11]. Dostupné z: <https://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/ahss/dual-phase/>
- [17] Transformation Induced Plasticity (TRIP): AHSS Application Guidelines. WorldAutoSteel [online]. Brussels, Belgium, 2020 [cit. 2021-10-11]. Dostupné z: <https://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/ahss/transformation-induced-plasticity-trip/>
- [18] MALLICK, P.K., ed. *Advanced materials for automotive applications: an overview*. ROWE, Jason. *Advanced materials in automotive engineering* [online]. Woodhead Publishing, 2012, s. 5-27 [cit. 2021-10-20]. ISBN 978-0-85709-546-6. Dostupné z: https://www.sae.org/images/books/toc_pdfs/BELS121.pdf
- [19] 3rd Generation Steels: AHSS Application Guidelines. WorldAutoSteel [online]. Brussels, Belgium, 2020 [cit. 2021-10-11]. Dostupné z: <http://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/3rd-generation-steels/>
- [20] Kucera, V.; Cabibbo, M.; Prusa, F.; Fojt, J.; Petr-Soini, J.; Pilvousek, T.; Kolarikova, M.; Vojtech, D. Phase Composition of Al-Si Coating from the Initial State to the Hot-Stamped Condition. *Materials* 2021, 14, 1125. <https://doi.org/10.3390/ma14051125>
- [21] BILLUR, E. 12 - Hot formed steels. RANA, Radhakanta a Shiv Brat SINGH. *Automotive Steels* [online]. Woodhead Publishing, 2017, s. 387-411 [cit. 2021-10-13]. ISBN 9780081006382. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00012-2>.
- [22] GEORGES, Cedric, Thierry STUREL, Pascal DRILLET a Jean-Michel MATAIGNE. Absorption/Desorption of Diffusible Hydrogen in Aluminized Boron Steel. *ISIJ International* [online]. 2013, 53(8), 1295-1304 doi: 10.2355/isijinternational.53.1295. ISSN 0915-1559
- [23] Kurz, T., Luckeneder, G., Manzenreiter, T., Schwinghammer, H. et al., "Zinc Coated Press-Hardening Steel - Challenges and Solutions," SAE Technical Paper 2015-01-0565, 2015, <https://doi.org/10.4271/2015-01-0565>.
- [24] Workswell, *Infrared cameras and systems: Rozdělení ocelí pro automobilový průmysl* [online]. Praha [cit. 2021-10-21]. Dostupné z: <https://workswell.cz/rozdeleni-oceli-pro-automobilovy-prumysl/>

- [25] KRAUS, Václav. Povrchy a jejich úpravy. Plzeň: Západočeská univerzita, 2000. ISBN 80-708-2668-1.
- [26] Van Landschoot, N., Dane, C., Bleeker, R. et al. Zinc-Magnesium Coated Hot Dip Galvanised Steel. *ATZ Worldw* 115, 4–8 (2013). <https://doi.org/10.1007/s38311-013-0036-4>
- [27] Hosking, N.C.; Shipway, P.H.; Rudd, C.D. Corrosion resistance of zinc—Magnesium coated steel. *Corros. Sci.* 2007, 49, 3669–3695. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2007.03.032>
- [28] Ahmadi, M., Salgın, B., Kooi, B. J., & Pei, Y. (2021). Cracking behavior and formability of Zn-Al-Mg coatings: Understanding the influence of steel substrates. *Materials & Design*, 212, 110215. DOI:10.1016/j.matdes.2021.110215
- [29] Ahmadi, M., Salgın, B., Kooi, B. J., & Pei, Y. (2022). The effect of grain refinement on the deformation and cracking resistance in Zn–Al–Mg coatings. *Materials Science and Engineering: A*, 840, 142995. DOI:10.1016/j.msea.2022.142995
- [30] Solfronk, P., Sobotka, J., Kolnerová, M., & Zuzánek, L. (2015). Influence of Deformation on the Damage of Zn-Mg Based Protective Coating. In *Materials Science Forum* (Vol. 818, pp. 57–60). Trans Tech Publications, Ltd. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.818.57>
- [31] Hsu, C., Ulsoy, A.G., & Demeri, M.Y. (2002). Development of process control in sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 127, 361-368. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(02\)00321-7](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00321-7)
- [32] Omar, M.A. (2011). Stamping and Metal Forming Processes. In *The Automotive Body Manufacturing Systems and Processes*, M.A. Omar (Ed.). <https://doi.org/10.1002/9781119990888.ch2>
- [33] Lim, Y.; Venugopal, R.; Ulsoy, A.G. *Process Control for Sheet-Metal Stamping*; Springer Science and Business Media LLC: Berlin, Germany, 2014. ISBN : 978-1-4471-6283-4
- [34] DEFECTS IN AUTOMOTIVE PANELS From aesthetics to performance, we can help to ensure quality: Types of Defects - Automotive - Panels. Stemmer-Imaging [online]. [cit. 2022-01-16]. Dostupné z: <https://www.stemmer-imaging.com/en/knowledge-base/types-of-defects-automotive-panels/>
- [35] Narayanasamy, R., Padmanabhan, P. Influence of Lubrication on Springback in Air Bending Process of Interstitial Free Steel Sheet. *J. of Materi Eng and Perform* 19, 246–251 (2010). <https://doi.org/10.1007/s11665-009-9479-6>
- [36] Narayanasamy, R., & Narayanan, C. S. (2008). Forming, fracture and wrinkling limit diagram for if steel sheets of different thickness. *Materials & Design*, 29(7), 1467-1475. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2006.09.017>
- [37] C.R.M. Silva, F.J.G. Silva, R.M. Gouveia, Investigations on the edge crack defect in Dual Phase steel stamping process, *Procedia manuf* 17 (2018) 737–745.
- [38] Ji Hoon Kim, Ji Hyun Sung, Kun Piao, R.H. Wagoner. The shear fracture of dual-phase steel. *Int J Plasticity* 2011;27:1657-76
- [39] M. Torkar, F. Tehovnik, and B. Podgornik, “Failure analysis at deep drawing of low carbon steels,” *Eng. Fail. Anal.*, vol. 40, pp.1–7, 2014.

- [40] Xiao, R. A Review of Cruciform Biaxial Tensile Testing of Sheet Metals. *Exp Tech* 43, 501–520 (2019). <https://doi.org/10.1007/s40799-018-00297-6>
- [41] Narayanasamy, R., Narayanan, C.S., Padmanabhan, P. et al. Effect of mechanical and fractographic properties on hole expandability of various automobile steels during hole expansion test. *Int J Adv Manuf Technol* 47, 365–380 (2010). <https://doi.org/10.1007/s00170-009-2201-x>
- [42] Manikandan, G.; Verma K., R.; Paul, S. K. 2012. Finite Element Analysis of Hole Expansion Test for Various Cold Rolled Automotive Steels. In: Tewari, A; Narasimhan, K.; Date, P. (Ed.): IDDRG2012, Mumbai, India, 416-423.
- [43] ČSN EN ISO 12004-2 Kovové materiály - Stanovení křivek mezní tvařitelnosti pro plechy a pásy - Část 2: Stanovení křivek mezní tvařitelnosti v laboratoři. 2021
- [44] Forming Limit Curves (FLC). WorldAutoSteel - AHSS Application Guidelines [online]. [cit. 2022-01-19]. Dostupné z: <https://ahssinsights.org/forming/formability/forming-limit-curves-flc/>
- [45] Sobotka, J., Solfronk, P., Koreček, D., & Pilař, P. (2020). Influence of Testing Methodology on Position of the Forming Limit Curve. *Revue De Metallurgie-cahiers D Informations Techniques*. <https://doi.org/10.37904/metal.2020.3474>
- [46] Gupta, A.K., & Kumar, D.R. (2006). Formability of galvanized interstitial-free steel sheets. *Journal of Materials Processing Technology*, 172, 225-237. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.10.016>
- [47] Narayanasamy, R., & Narayanan, C.S. (2007). Forming limit diagram for interstitial free steels supplied by Ford India Motors. *Materials & Design*, 28, 16-35. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2005.06.021>
- [48] Vadavadagi, B.H., Bhujle, H.V. & Khatirkar, R.K. Correction to: Role of Texture and Microstructural Developments in the Forming Limit Diagrams of Family of Interstitial Free Steels. *J. of Materi Eng and Perform* 30, 8079 (2021). <https://doi.org/10.1007/s11665-021-06078-4>
- [49] Ablat, M.A., & Qattawi, A. (2017). Numerical simulation of sheet metal forming: a review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 89, 1235-1250.
- [50] Corallo, L., Mirone, G. & Verleysen, P. A Novel High-Speed Bulge Test to Identify the Large Deformation Behavior of Sheet Metals. *Exp Mech* 63, 593–607 (2023). <https://doi.org/10.1007/s11340-022-00936-5>
- [51] Ludwig, W., Schmidt, S., Lauridsen, E.M. and Poulsen, H.F. (2008), X-ray diffraction contrast tomography: a novel technique for three-dimensional grain mapping of polycrystals. I. Direct beam case. *J. Appl. Cryst.*, 41: 302-309. <https://doi.org/10.1107/S0021889808001684>
- [52] G. Johnson, A. King, M.G. Honnicke, J. Marrow, Wolfgang Ludwig. X-ray diffraction contrast tomography: A novel technique for three-dimensional grain mapping of polycrystals. II. The combined case. *Journal of Applied Crystallography*, International Union of Crystallography, 2008, 41 (2), pp.310-318. <https://doi.org/10.1107/S0021889808001726>
- [53] King, A., Herbig, M., Ludwig, W., Reischig, P., Lauridsen Mejdal, E., Marrow, T., & Buffière, J. Y. (2010). Non-destructive analysis of micro texture and grain boundary

- character from X-ray diffraction contrast tomography. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms, 268(3-4), 291-296. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2009.07.020>
- [54] Lienert, U., Li, S.F., Hefferan, C.M. et al. High-energy diffraction microscopy at the advanced photon source. JOM 63, 70–77 (2011). <https://doi.org/10.1007/s11837-011-0116-0>
- [55] Poulsen, H.F., 2004. Three-dimensional X-ray diffraction microscopy: mapping polycrystals and their dynamics (Vol. 205). Springer Science & Business Media.
- [56] Pokharel, Reeru, & Lebensohn, Ricardo A. Instantiation of crystal plasticity simulations for micromechanical modelling with direct input from microstructural data collected at light sources. United States. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.01.025>
- [57] Van Swygenhoven, Helena, & Van Petegem, Steven (2013). In-situ mechanical testing during X-ray diffraction. Materials Characterization, 47-59. doi:101016/j.matchar201212010
- [58] Sophian, A., Tian, G. & Fan, M. Pulsed Eddy Current Non-destructive Testing and Evaluation: A Review. Chin. J. Mech. Eng. 30, 500–514 (2017). <https://doi.org/10.1007/s10033-017-0122-4>
- [59] García-Martín J, Gómez-Gil J, Vázquez-Sánchez E. Non-Destructive Techniques Based on Eddy Current Testing. Sensors. 2011; 11(3):2525-2565. <https://doi.org/10.3390/s110302525>
- [60] Ghanei, S., Kashefi, M. and Mazinani, M., 2013. Eddy current nondestructive evaluation of dual phase steel. Materials & Design, 50, pp.491-496. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.03.040>
- [61] Rękas, A., Kaczmarek, T., Wieczorowski, M., Gapiński, B., Jakubowicz, M., Grochalski, K., Kucharski, D., & Marciniak-Podsadna, L. (2021). Analysis of Tool Geometry for the Stamping Process of Large-Size Car Body Components Using a 3D Optical Measurement System. Materials (Basel, Switzerland), 14(24), 7608. <https://doi.org/10.3390/ma14247608>
- [62] Dubov, A.A. A study of metal properties using the method of magnetic memory. Met Sci Heat Treat 39, 401–405 (1997). <https://doi.org/10.1007/BF02469065>
- [63] Jiles, D. (2015). Introduction to Magnetism and Magnetic Materials (3rd ed.). CRC Press. <https://doi.org/10.1201/b18948>
- [64] A. Ktena, E. Hristoforou, G.J.L Gerhardt, F.P. Missell, F.J.G. Landgraf, D.L. Rodrigues, M. Albertis-Campos, Barkhausen noise as a microstructure characterization tool, Phys. B 435 (2014) 109-112. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2013.11.019>
- [65] H. Dong, X. Liu, Y. Song, B. Wang, S. Chen, C. He, Quantitative evaluation of residual stress and surface hardness in deep drawn parts based on magnetic Barkhausen noise technology, Meas. 168 (2021) <https://doi.org/10.1016/j.measurement.2020.108473>
- [66] Schmidová, E., Neslušan, M., Ondruš, J., Trojan, K., Pitoňák, M., Klejch, F. and Ramesha, S.K. (2021), Monitoring of Plastic Straining Degree of Components Made

- of Interstitial Free Steel after Uniaxial Tensile Test by the Use of Barkhausen Noise Technique. *steel research int.* 2100597. <https://doi.org/10.1002/srin.202100597>
- [67] GUBBELS, Wade. Barkhausen Noise NDI for Heat-Treatment Defects and Case-Depth Analysis. *Industrial Heating* [online]. [cit. 2021-12-29]. Dostupné z: <https://www.industrialheating.com/articles/93722-barkhausen-noise-ndi-for-heat-treatment-defects-and-case-depth-analysis>
- [68] Chakrabarty, S., Bhargava, M., Narula, H.K. et al. Prediction of strain path and forming limit curve of AHSS by incorporating microstructure evolution. *Int J Adv Manuf Technol* 106, 5085–5098 (2020). <https://doi.org/10.1007/s00170-020-04948-0>
- [69] Tasan, C.C., Hoefnagels, J.J., Horn, T.C., & Geers, M.M. (2009). Experimental analysis of strain path dependent ductile damage mechanics and forming limits. *Mechanics of Materials*, 41, 1264-1276.
- [70] Vrettou A., H. Kitaguchi, B. Cai, T. Connolley, D. M. Collins, Mechanisms controlling ductility loss from abrupt Strain Path Changes in a low carbon steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2022, (volume 843). Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143091>
- [71] Dhara, Sisir, Basak, S., Panda, S. K., Hazra, S. K. , Shollock, Barbara A. and Dashwood, R. J. (2016) Formability analysis of pre-strained AA5754-O sheet metal using Yld96 plasticity theory : role of amount and direction of uni-axial pre-strain. *Journal of Manufacturing Processes*, 24 . pp. 270-282. <https://doi:10.1016/j.jmapro.2016.09.014>
- [72] Dhara, S., Taylor, S., Figiel, Ł., Hughes, D., Shollock, B., & Hazra, S. (2021). In-situ study of strain and texture evolution during continuous strain path change. In *ESAFORM 2021 - 24th International Conference on Material Forming* [2168] (ESAFORM 2021 - 24th International Conference on Material Forming). PoPuPS (University of LiFge Library). <https://doi.org/10.25518/esaform21.2168>
- [73] Verleysen, P.; Peirs, J.; Van Slycken, J.; Faes, K.; Duchene, L. Effect of strain rate on the forming behaviour of sheet metals. *J. Mater.Process. Technol.* 2011, 211, 1457–1464, <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.03.018>
- [74] Kuroda, M., Uenishi, A., Yoshida, H., & Igarashi, A. (2006). Ductility of interstitial-free steel under high strain rate tension: Experiments and macroscopic modeling with a physically-based consideration. *International Journal of Solids and Structures*, 43(14-15), 4465-4483. <https://doi:10.1016/j.ijsolstr.2005.06.076>
- [75] Johnson, G.R. and Cook, W.H. (1983) A Constitutive Model and Data for Metals Subjected to Large Strains, High Strain Rates, and High Temperatures. *Proceedings 7th International Symposium on Ballistics*, The Hague, 19-21 April 1983, 541-547.
- [76] Marciniak, Z., & Kuczyński, K. (1967). Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal. *International Journal of Mechanical Sciences*, 9, 609-620.
- [77] Corallo, L., & Verleysen, P. (2021). The split Hopkinson bar bulge setup: a novel dynamic biaxial test method. In *EPJ Web of Conferences* (Vol. 250, p. 01019). EDP Sciences. <https://doi.org/10.1051/epjconf/202125001019>
- [78] Liu, R., Sun, L., Wang, X., Lin, L., Zhang, L., & Lin, J. (2014). Strain rate effect on forming limit diagram for advanced high strength steels. *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*, 7(3), 583-587. doi:10.4271/2014-01-0993.

- [79] Paul, S.K.; Raj, A.; Biswas, P.; Manikandan, G.; Verma, R.K. Tensile flow behavior of ultra low carbon, low carbon and microalloyed steel sheets for auto application under low to intermediate strain rate. *Mater. Des.* 2014, 57, 211–217. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.12.047>
- [80] Oliver, S., Jones, T. B., & Fournalis, G. (2007). Dual phase versus TRIP strip steels: Comparison of dynamic properties for automotive crash performance: MST. *Materials Science and Technology*, 23(4), 423-431.
- [81] Galán, J., Verleysen, P., & Degrieck, J. (2013). Thermal effects during tensile deformation of Ti-6Al-4V at different strain rates. *Strain*, 49(4), 354-365 <https://doi.org/10.1111/str.12042>
- [82] Chandran, S., Liu, W., Lian, J., Münstermann, S., & Verleysen, P. (2022). Dynamic strain aging in DP1000: Effect of temperature and strain rate. *Materials Science and Engineering: A*, 832, 142509. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142509>
- [83] Klitschke, S., Trondl, A., Huberth, F., & Liewald, M. (2018, September). Adiabatic heating under various loading situations and strain rates for advanced high-strength steels. In *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* (Vol. 418, No. 1, p. 012123). IOP Publishing.
- [84] Rahmaan, T., Zhou, P., Butcher, C., & Worswick, M. J. (2018). Strain rate and thermal softening effects in shear testing of AA7075-T6 sheet. In *EPJ Web of Conferences* (Vol. 183, p. 02037). EDP Sciences. <https://doi.org/10.1051/epjconf/201818302037>
- [85] Lee, C. S., Yoon, J. W., Woo, S. H., & Park, L. J. (2023). Thermal softening behavior up to fracture initiation during high-rate deformation. *International Journal of Mechanical Sciences*, 251, 108321. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2023.108321>
- [86] Lankford, W.T., Snyder, S.C., Bauscher, J.A., 1950. New criteria for predicting the press performance of deep drawing sheets. *Transactions of American Society of Metals* 42, 1197–1225.
- [87] ČSN EN ISO 10113 *Kovové materiály - Plechy a pásy - Stanovení součinitele plastické anizotropie*, 2020
- [88] An Y G, Vegter H, Melzer S and Romano Triguero P 2013 Evolution of the plastic anisotropy with straining and its implication on formability for sheet metals *Journal of Materials Processing Technology* 213 1419–25, <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.02.008>
- [89] Ailinei, I. I., Galatanu, S. V., & Marsavina, L. (2022). Influence of anisotropy on the cold bending of S600MC sheet metal. *Engineering Failure Analysis*, 137, 106206. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2022.106206>
- [90] R. Hill, A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals, 27 May 1948, vol. 193, no. 133, 1948.
- [91] R. Hill, User-friendly theory of orthotropic plasticity in sheet metals, *Int. J. Mech. Sci.* 35 (1) (1993) 19–25, [https://doi.org/10.1016/0020-7403\(93\)90061-X](https://doi.org/10.1016/0020-7403(93)90061-X).
- [92] Barlat, F., & Lian, K. (1989). Plastic behavior and stretchability of sheet metals. Part I: A yield function for orthotropic sheets under plane stress conditions. *International journal of plasticity*, 5(1), 51-66.

- [93] Banabic, D., Barlat, F., Cazacu, O. et al. Advances in anisotropy of plastic behaviour and formability of sheet metals. *Int J Mater Form* 13, 749–787 (2020). <https://doi.org/10.1007/s12289-020-01580-x>
- [94] Ghosh, P., Ray, R. K., Bhattacharya, B., & Bhargava, S. (2006). Precipitation and texture formation in two cold rolled and batch annealed interstitial-free high strength steels. *Scripta Materialia*, 55(3), 271-274. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.03.043>
- [95] Takechi, H. (1994). Metallurgical aspects on interstitial free sheet steel from industrial viewpoints. *ISIJ international*, 34(1), 1-8. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.34.1>
- [96] E. Schmidová, P. Švanda, *Strukturní a fázové analýzy materiálu ve vztahu k plasticitě, Výzkumná zpráva, Univerzita Pardubice DFJP, 2011, 18 s.*
- [97] MEJTSKÝ, Tomáš. *Vliv rychlosti deformace na anizotropii IF ocelí pro automotive. Diplomová práce. (2022) Pardubice: Dopravní fakulta Jana Pernera, Univerzita pardubice*
- [98] Wright, S. I., Nowell, M. M., & Field, D. P. (2011). A review of strain analysis using electron backscatter diffraction. *Microscopy and microanalysis*, 17(3), 316-329. <https://doi.org/10.1017/S1431927611000055>
- [99] Allain-Bonasso, N., Wagner, F., Berbenni, S., & Field, D. P. (2012). A study of the heterogeneity of plastic deformation in IF steel by EBSD. *Materials Science and Engineering: A*, 548, 56-63. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.03.068>
- [100] Cruz-Gandarilla, F., Salcedo-Garrido, A., Avalos, M., Bolmaro, R., Baudin, T., Cabañas-Moreno, J.G., & Dorantes-Rosales, H. (2015). EBSD characterization of an IF steel processed by accumulative roll bonding. *IOP Conference Series. Materials Science and Engineering*, 82(1) doi: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/82/1/012077>
- [101] BOWMAN, K. *Mechanical behaviour of materials*. New Jersey, USA: John Wiley and sons., 2004. ISBN 978-0471241980.
- [102] *Electron Backscatter Diffraction*. <https://www.ebsd.com/> [online]. Oxford Instruments 2022 [cit. 2022-06-20]. Dostupné z: <https://www.ebsd.com/>
- [103] Mukhopadhyay, Anusha and Das, Souvik and Mukhopadhyay, Goutam, *Effect of Pre-Strain and Strain Rate on Deformation and Fracture Behavior of Automotive Grade Interstitial Free Steel Sheets*. <http://dx.doi.org/10.2139/ssrn.4264339>
- [104] Mihalikova, M., Girman, V., & Lišková, A. (2016). Static and dynamic tensile characteristics of S420 and if steel sheets. *Materiali in tehnologije*, 50(4), 543-546. doi:10.17222/mit.2015.125
- [105] Li, H., Gao, S., Tomota, Y., Ii, S., Tsuji, N., & Ohmura, T. (2021). Mechanical response of dislocation interaction with grain boundary in ultrafine-grained interstitial-free steel. *Acta Materialia*, 206, 116621. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116621>
- [106] Itoh, S., Nakazawa, K., Matsunaga, T., Matsukawa, Y., Satoh, Y., & Abe, H. (2014). Transition of deformation mechanism with grain refinement in interstitial-free steel. *ISIJ international*, 54(7), 1729-1734. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.1729>
- [107] *Anisotropy and Hardenability of Interstitial Free Steels Under the Influence of Localized Deformation / Filip Klejch, Eva Schmidová, Tomáš Mejtský // Applied*

- Engineering Letters : Journal of Engineering and Applied Sciences. - Vol. 7, No. 3 (2022), p. 125–131.(ISSN 2466-4677), <https://doi.org/10.18485/aeletters.2022.7.3.5>
- [108] Das, A., Biswas, P., Tarafder, S., Chakrabarti, D., & Sivaprasad, S. (2018). Effect of strengthening mechanism on strain-rate related tensile properties of low-carbon sheet steels for automotive application. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27, 3709-3722. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3405-8>
- [109] Chen W, Song B (2010) Split Hopkinson (Kolsky) Bar, testing and applications. Springer Science & Business Media, <https://doi.org/10.1007/978-1-4419-7982-7>
- [110] Kardes, N. (2012) "Deep Drawing of Round and Rectangular Cups" In: Altan, T., A. E. Tekkaya. *Sheet Metal Forming - Fundamentals*. pp. 105-127, <https://doi.org/10.31399/asm.tb.smff.t53400105>
- [111] Eshel, G., Barash, M., Johnson, W. (1986) "Rule based modeling for planning axisymmetrical deep-drawing" *Journal of mechanical working technology*, 14(1), pp. 1-115. [https://doi.org/10.1016/0378-3804\(86\)90059-8](https://doi.org/10.1016/0378-3804(86)90059-8)
- [112] Klejš, F., Schmidová, E. (2024) "Limit State of Bake Hardened Stamped Interstitial-free Steel Automotive Parts Caused by Local Thickness Reduction", *Periodica Polytechnica Transportation Engineering*, 52(3), pp. 276–281. <https://doi.org/10.3311/PPtr.23794>
- [113] Schmidová, E., Klejš, F., & Sunilkumar, M. R. (2023). Development of anisotropy and strain hardening in damaged stamped parts made of IF steel. *Engineering Failure Analysis*, 145, 107015. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2022.107015>
- [114] B. Beausir, J.-J. Funderberger, *Analysis Tools for Electron and X-ray diffraction*, ATEX - software, www.atex-software.eu, Université de Lorraine - Metz, 2017