

Univerzita Pardubice

Dopravní fakulta Jana Pernera

**Testování stavu povrchové vrstvy typu Al/Si v konstrukci
karoserií automobilů**

Filip Klejch

Bakalářská práce

2018

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

(PROJEKTU, UMĚLECKÉHO DÍLA, UMĚLECKÉHO VÝKONU)

Jméno a příjmení: **Filip Klejch**
Osobní číslo: **D15157**
Studijní program: **B3709 Dopravní technologie a spoje**
Studijní obor: **Dopravní prostředky: Silniční vozidla**
Název tématu: **Testování stavu povrchové vrstvy typu Al/Si v konstrukci karoserií automobilů**
Zadávací katedra: **Katedra dopravních prostředků a diagnostiky**

Z á s a d y p r o v y p r a c o v á n í :

1. Představení martenzitické oceli typu 22MnB5, použití v automobilovém průmyslu.
2. Příprava a vlastnosti povrchových vrstev typu AlSi, Zn, Zn-Mg; rizika v souvislosti s možným zvýšením obsahu vodíku.
3. Vliv vodíku v oceli, standardní metody testování vodíkové křehkosti.
4. Experimentální ověření možnosti indentačních zkoušek pro testování stavu povrchové vrstvy AlSi a souvisejícího vlivu vodíku.
5. Souhrnné vyhodnocení provedených srovnávacích zkoušek.

Rozsah grafických prací: **podle pokynů vedoucího práce**

Rozsah pracovní zprávy: **30 - 40 stran textu a přílohy**

Forma zpracování bakalářské práce: **tištěná**

Seznam odborné literatury:

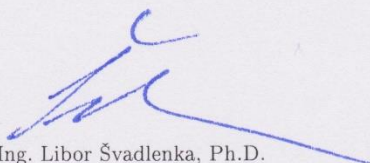
1. Kraus, V.: **Povrchy a jejich úpravy**, ZČU Plzeň, 2000, ISBN 80-7082-668-1
2. Koutský, J.- Jandoš, F.-Karel, V.: **Lomy ocelových částí**, Praha 1976, SNTL
3. **Výběr z norem**

Vedoucí bakalářské práce: **prof. Ing. Eva Schmidová, Ph.D.**

Výukové a výzkumné centrum v dopravě

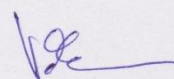
Datum zadání bakalářské práce: **19. února 2018**

Termín odevzdání bakalářské práce: **18. května 2018**



doc. Ing. Libor Švadlenka, Ph.D.
děkan

L.S.



Ing. Jakub Vágner, Ph.D.
vedoucí katedry

V Pardubicích dne 12. února 2018

Prohlašuji:

Tuto práci 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., autorský zákon, 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. 9/2012, bude práce zveřejněna v Univerzitní knihovně a prostřednictvím Digitální knihovny Univerzity Pardubice.

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

V Pardubicích dne 2. 5. 2018

Filip Klejch

PODĚKOVÁNÍ

Zde bych chtěl poděkovat všem, kteří mi poskytli pomoc a podporu při vypracování této bakalářské práce. Mé velké díky patří především paní prof. Ing. Evě Schmidové, Ph.D. za odborné vedení, cenné rady a poskytnutí studijních materiálů. Dále bych chtěl poděkovat panu Ing. Petru Hanusovi, Ph.D. za poskytnuté konzultace a pomoc při práci s indentačním strojem. V neposlední řadě bych chtěl také poděkovat mé rodině za podporu při studiu.

ANOTACE

Tato bakalářská práce pojednává o vysokopevnostní oceli 22MnB5 používané v automobilovém průmyslu, jejích povrchových úpravách a souvisejícím vlivu vodíku. V teoretické části jsou stručně popsány vysokopevné oceli používané v automobilovém průmyslu. Je zde představena ocel 22MnB5 a její povrchové vrstvy typu Al-Si, Zn, Zn-Mg. Popsán je také vliv vodíku v oceli a standardní metody hodnocení vodíkové křehkosti. V experimentální části je ověřována možnost zachycení stavu povrchové vrstvy typu Al-Si a zvýšeného obsahu vodíku v oceli pomocí indentačních zkoušek válcovým indentorem.

KLÍČOVÁ SLOVA

22MnB5, vodík, povrchová vrstva Al-Si, instrumentovaná vnikací zkouška tvrdosti, válcový indentor

TITLE

Testing of Al/Si based protective layer in the body construction of cars

ANNOTATION

This bachelor thesis deals with the martensitic high strength steel 22MnB5 used in the automotive industry, its surface treatment and the related influence of hydrogen. In the theoretical part high strength steels used in the automotive industry are briefly described. Martensitic steel of type 22MnB5 and its surface layers of type Al-Si, Zn and Zn-Mg are presented. And the effect of hydrogen in steel and the standard methods of hydrogen embrittlement evaluation are also described. In the experimental part, the possibility of capturing the condition of the Al-Si based surface layer and the increased hydrogen content in the steel by use of depth-sensing indentation method with cylindrical indenter is verified.

KEYWORDS

22MnB5, hydrogen, Al-Si surface layer, depth-sensing indentation method, cylindrical indenter

OBSAH

Seznam obrázků	9
Seznam grafů a tabulek	10
Seznam zkratk	11
Úvod	12
1 Vysokopevné oceli používané v automobilovém průmyslu	13
1.1 Rozdělení ocelí používaných v automobilovém průmyslu	13
1.2 Standardní vysokopevné oceli (HSS)	14
1.2.1 Vysokopevná ocel bez intersticií (IF-HS)	14
1.2.2 BH ocel	14
1.2.3 Vysokopevná ocel s nízkým obsahem příměsí (HSLA)	15
1.3 Pokročilé vysokopevné oceli (AHSS)	15
1.3.1 Dvoufázová ocel (DP)	15
1.3.2 Vícefázová ocel (CP)	16
1.3.3 TRIP ocel	17
1.3.4 TWIP ocel	17
1.3.5 Martenzitická ocel (MS)	18
2 Ocel 22MnB5	19
2.1 Výrobní technologie	19
2.1.1 Přímé kalení lisováním	20
2.1.2 Nepřímé kalení lisováním	21
2.1.3 Ohřev	21
2.1.4 Lisování a kalení	21
2.1.5 Speciální díly	22
2.2 Příklady použití v automobilovém průmyslu	23
3 Příprava a vlastnosti povrchových vrstev typu Al-Si, Zn, Zn-Mg	25
3.1 Povrchová vrstva typu Al-Si	26
3.1.1 Příprava	27
3.1.2 Rizika v souvislosti s možným zvýšením obsahu vodíku	28
3.2 Povrchová vrstva typu Zn	29

3.2.1	Příprava	31
3.2.2	Možné zvýšení obsahu vodíku.....	32
3.3	Povrchová vrstva typu Zn–Mg	33
4	Vliv vodíku v oceli.....	35
4.1	Princip vodíkového křehnutí.....	36
4.2	Vodíková křehkost	36
4.2.1	Vybrané případy vodíkových defektů.....	37
4.3	Vodíková koroze	38
4.4	Vodík v procesu svařování	39
4.5	Standardní metody testování vodíkové křehkosti.....	39
4.5.1	Zkouška pomalým ohybem.....	40
4.5.2	Zkouška tahem na zkušebním tělese s vrubem.....	41
5	Obdržený materiál, cíle experimentu.....	42
5.1	Vzorky pro měření	42
5.2	Cíle experimentu.....	44
6	Zkušební metoda.....	45
6.1	Válcový indentor.....	45
6.2	Hodnocené veličiny	47
6.3	Zvolené zatížení, výpočet deformační práce	48
7	Hodnocení naměřených výsledků.....	49
7.1	Vzorek 22MnB5 s BH	49
7.2	Výlisky 22MnB5.....	51
7.3	Souhrnné vyhodnocení naměřených výsledků	54
	Závěr	56
	Použitá literatura	57
	Přílohy.....	61

SEZNAM OBRÁZKŮ

<i>Obr. 1</i> -Závislost tažnosti na mezi pevnosti v tahu vybraných ocelí [4].....	14
<i>Obr. 2</i> - Schematická (vlevo) a reálná mikrostruktura DP oceli [4].....	16
<i>Obr. 3</i> – Schématická mikrostruktura CP oceli [2].....	16
<i>Obr. 4</i> – Reálná mikrostruktura CP oceli [4].....	16
<i>Obr. 5</i> – Schematická (vlevo) a reálná mikrostruktura TRIP oceli [4].....	17
<i>Obr. 6</i> - Zpevnění oceli 22MnB5 [5].....	19
<i>Obr. 7</i> - ARA diagram oceli 22MnB5 [5].....	19
<i>Obr. 8</i> - Schéma přímého a nepřímého kalení lisováním [5].....	20
<i>Obr. 9</i> - konvenční lisování (vlevo) a lisování plynem (vpravo) [5].....	22
<i>Obr. 10</i> – B - sloupek se speciálními vlastnostmi [5].....	23
<i>Obr. 11</i> - příklady dílů vyrobených z oceli 22MnB5 [5].....	23
<i>Obr. 12</i> - Oblast využití oceli 22MnB5 v moderním osobním automobilu [7].....	24
<i>Obr. 13</i> - Povrchové úpravy karoserie modelu Škoda Octavia třetí generace [8].....	25
<i>Obr. 14</i> - Povrchová vrstva Al-Si s vyznačenými přibližnými rozměry, zvětšeno 5000x....	26
<i>Obr. 15</i> – Plošné rozložení prvků v povrchové vrstvě [11].....	27
<i>Obr. 16</i> - Závislost obsahu H na času ohřevu a hodnotě rosného bodu [12].....	29
<i>Obr. 17</i> - Závislost teploty na čase se zavedeným předchlazením součásti [13].....	30
<i>Obr. 18</i> - Redukce mikrotrhlin zavedením předchlazení do procesu [13].....	31
<i>Obr. 19</i> - Rozložení zinku v povrchových vrstvách vytvořených popsány metodami....	32
<i>Obr. 20</i> - Nehomogenní struktura povrchové vrstvy Zn-Mg [17].....	33
<i>Obr. 21</i> - Test protikorozní odolnosti v solné mlze [17].....	34
<i>Obr. 22</i> – Původ vodíku v oceli [24].....	35
<i>Obr. 23</i> – Interkrystalický a štěpný lom výlisku oceli 22MnB5 [20].....	37
<i>Obr. 24</i> – Tvárný lom oceli 22MnB5 [20].....	38
<i>Obr. 25</i> – Zkušební zařízení a uchycení vzorku [27].....	40
<i>Obr. 26</i> – Zkušební těleso [28].....	41
<i>Obr. 27</i> – Výlisek oceli 22MnB5 s trhlinou.....	43
<i>Obr. 28</i> – Výlisek oceli 22MnB5 bez defektu.....	44
<i>Obr. 29</i> – Tvrdoměr Zwick ZHU 2,5.....	45
<i>Obr. 30</i> – a) Geometrie indentoru při zatížení; b)Závislost zatížení a hloubky vtisku [21]	46
<i>Obr. 31</i> – Indentační křivka – hodnocené veličiny.....	47
<i>Obr. 32</i> – Prokládání indentační křivky softwarem.....	48

SEZNAM GRAFŮ A TABULEK

<i>Graf 1</i> – Součinitel zpětné relaxace; 22MnB5 BH; 0,5; 1100N	49
<i>Graf 2</i> - Součinitel zpětné relaxace; 22MnB5 BH; 0,7; 1600N.....	50
<i>Graf 3</i> – Deformační práce; 22MnB5 BH; 0,7; 1600N	50
<i>Graf 4</i> - Součinitel zpětné relaxace; Výlisky 22MnB5; 0,5mm; 1100N	51
<i>Graf 5</i> - Deformační práce - Wcelk; Výlisky 22MnB5; 0,5mm; 1100N.....	52
<i>Graf 6</i> - Vratná elastická práce - Welast; Výlisky 22MnB5; 0,5mm; 1100N	52
<i>Graf 7</i> - Součinitel zpětné relaxace; Výlisky 22MnB5; 0,7mm; 1600N	53
<i>Graf 8</i> - Deformační práce - Wcelk; Výlisky 22MnB5; 0,7mm; 1600N.....	53
<i>Graf 9</i> - Hloubka vtisku; Výlisky 22MnB5; 0,7mm; 1600N.....	54
<i>Tab. 1</i> - Chemické složení oceli 22MnB5 [5].....	19
<i>Tab. 2</i> – Chemické složení zkoumaných výlisků	43

SEZNAM ZKRATEK

AHSS (*Advanced High Strength Steel*): Pokročilá vysokopevná ocel

BH (*Bake Hardenable*): Vysokopevná ocel zpevněná speciálním výrobním procesem

CP (*Complex Phase*): Vícefázová ocel

DP (*Dual Phase*): Dvoufázová ocel

IF (*Interstitial Free*): Bezintersticiální ocel

IF – HS (*Interstitial Free – High Strength*): Vysokopevná ocel bez intersticií

LSS (*Low Strength Steel*): Nízkopevná ocel

HSS (*High Strength Steel*): Vysokopevná ocel

HSLA (*High Strength Low Alloy*): Vysokopevná ocel s nízkým obsahem příměsí

TRIP (*Transformation Induced Plasticity*): Ocel s transformačně indukovanou plasticitou

TWIP (*Twinning Induced Plasticity*): Ocel s plasticitou indukovanou dvojčatením

MS (*Martensitic Steel*): Martenzitická ocel

LME (*Liquid Metal Embrittlement*): Zkřehnutí tekutým kovem

EG (*Electro Galvanizing*): Elektrolytické zinkování

HDG (*Hot Dip Galvanizing*): Žárové zinkování

DSI (*Depth Sensing Indentation*): Instrumentovaná vnikací zkouška

HIC (*Hydrogen Induced Cracking*): Trhliny indukované vodíkem

HSC (*Hydrogen Stress Cracking*): Zbrzděný lom vlivem vodíku

HEC (*Hydrogen Embrittlement Cracking*): Křehký lom vlivem vodíku

TOO: Tepelně ovlivněná oblast

ÚVOD

V dnešní době je obecně kladen velký důraz na ochranu životního prostředí, což ovlivňuje provoz i konstrukci motorových vozidel. Při provozu automobilu dochází mimo jiné k produkci emisí neboli látek znečišťujících ovzduší. Dovolená produkce těchto škodlivých látek je omezována legislativou a v průběhu let se stále snižuje. Výrobci automobilů se tedy musí snažit produkci škodlivých látek vhodně redukovat. Požadované redukce se dosahuje vývojem a optimalizací spalovacích motorů a jejich přidružených soustav, při snaze o zachování co nejvyššího výkonu a co možná neekonomičtějšího provozu. S tím souvisí i požadavek na snížení hmotnosti automobilu při zachování nebo dokonce zvýšení jeho bezpečnosti. Snížení hmotnosti se dosahuje především použitím nových materiálů, které umožňují nové konstrukční řešení nebo mají menší měrnou hmotnost.

Příkladem takového moderního materiálu je i ocel 22MnB5. Pomocí speciální výrobní technologie se z této oceli lisují díly, jejichž vlastnosti jsou vhodné pro použití na nosné a ochranné části karoserie. Použití těchto dílů snižuje výslednou hmotnost karoserie a zajišťuje vyšší ochranu posádky vozu.

Problémem oceli 22MnB5 je malá odolnost proti vodíkové degradaci. Vlivem nadměrného obsahu vodíku v oceli, dochází k problémům nejen při výrobních procesech (vodíková křehkost při kalení, ovlivnění svařitelnosti), ale i při samotném provozu (ztráta houževnatosti, snížení ochranné funkce). Z těchto důvodů je nutné výrobní proces optimalizovat tak, aby byl výsledný obsah vodíku v oceli co nejnižší. S optimalizací výrobního procesu souvisí i zvolená povrchová vrstva, jejíž typ a stav ovlivňuje zmiňovaný obsah vodíku v oceli, svařitelnost a protikorozní ochranu součástí. V dnešní době se u oceli 22MnB5 nejčastěji používá povrchová vrstva typu Al-Si.

Cílem této práce je: představení oceli 22MnB5 a uvedení příkladů jejího použití v automobilovém průmyslu (v první kapitole práce jsou také stručně popsány vysokopevné oceli používané v automobilovém průmyslu); představení povrchových vrstev typu Al-Si, Zn, Zn-Mg a jejich souvislost se zvýšeným obsahem vodíku v oceli; představení vlivu vodíku v oceli a standardních metod testování vodíkové křehkosti; experimentální ověření možnosti použití vybraných indentačních zkoušek pro testování stavu povrchové vrstvy Al-Si a pro testování zvýšeného obsahu vodíku v oceli.

1 Vysokopevné oceli používané v automobilovém průmyslu

1.1 Rozdělení ocelí používaných v automobilovém průmyslu

Oceli v automobilovém průmyslu lze obecně rozdělit podle několika způsobů.

a) Dělení podle metalurgie [2, 4]

- Nízkopevné oceli (LSS¹) – např. hlubokotažné oceli s nízkým obsahem uhlíku (Mild ocel); bezintersticiální oceli (IF oceli)
- Standardní vysokopevné oceli (HSS) – např. IF-HS oceli; BH oceli; HSLA oceli
- Pokročilé vysokopevné oceli (AHSS) – např. dvoufázové (DP) oceli; vícefázové (CP) oceli; TRIP oceli; TWIP oceli; MS oceli

Hlavní rozdíl mezi standardními a pokročilými vysokopevnými oceli je v jejich mikrostruktúře. Klasické oceli jsou jednofázové feritické oceli. Naproti tomu pokročilé oceli jsou oceli vícefázovými. Kromě feritu a perlitu tedy obsahují i další fáze, jako například martenzit, bainit, nebo nepřeměněný zbytkový austenit.

b) Dělení podle pevnosti [2, 4]

- Vysokopevné oceli (HSS) – jsou oceli s mezí kluzu v rozmezí od 210 do 550 MPa a pevností tahu v rozmezí od 270 do 770 MPa
- Ultra vysokopevné oceli (UHSS) – jsou oceli s mezí kluzu větší než 550 MPa a pevností tahu větší než 770 MPa
- GigaPascal oceli – takto jsou často nazývány oceli, jejichž pevnost v tahu je větší než 1000 Mpa

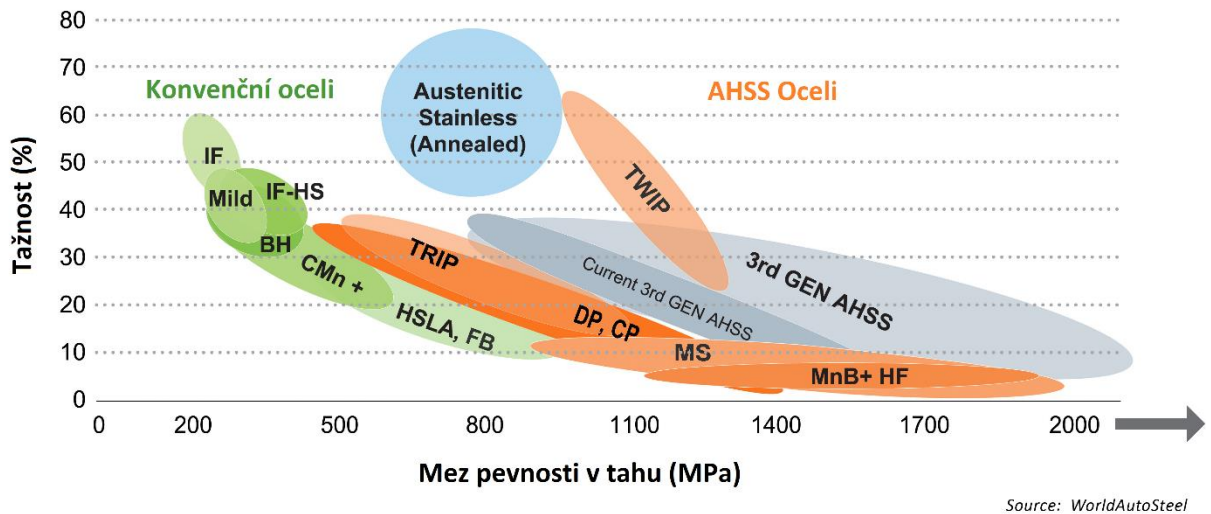
Dělení dle tohoto typu může být v některých případech zavádějící. S průběžným vývojem nových stupňů pevností pro každý typ oceli dochází k tomu, že se daná ocel dá zařadit do více kategorií (např. TRIP oceli, dvoufázové oceli).

c) Dělení podle mechanických vlastností a parametrů tváření (např. dle celkové průtažnosti, deformačního zpevnění, roztažnosti) [2, 4]

Například správná kombinace pevnosti a tažnosti je u těchto ocelí (tvářených automobilových plechů) velmi důležitá, a to zejména proto, že se tím „řídí“ spotřeba energie do lomu.

¹ Všechny zkratky jsou uvedeny a přeloženy v seznamu zkratk

Závislost tažnosti na mezi pevnosti daných ocelí zobrazuje **obr. 1**.



Obr. 1-Závislost tažnosti na mezi pevnosti v tahu vybraných ocelí [4]

Následující charakteristiky vybraných vysokopevných ocelí.

1.2 Standardní vysokopevné oceli (HSS)

1.2.1 Vysokopevná ocel bez intersticií (IF-HS)

Tyto oceli obsahují velmi malé procento uhlíku (max. 0,01 hm %). Vyznačují se nízkou mezí kluzu (260–340 MPa), vysokou tažností (30–40 %) a velkým deformačním zpevněním. Struktura je čistě feritická a vlastnosti oceli zaleží na velikosti feritického zrna. Zpevňují se pomocí fosforu a mikrolegováním pomocí titanu a niobu, které vytváří precipitáty karbidů a nitridů. [1, 2]

Pro svou vysokou tažnost a velké deformační zpevnění jsou tyto oceli používány pro hluboké tažení a výrobu tvarově složitých karosářských výlisků. [1]

1.2.2 BH ocel

Základ BH ocelí tvoří feritická mikrostruktura. Tyto oceli využívají tzv. BH (Bake Hardening) jevu. Tento jev zvyšuje mez kluzu při teplotě vypalování laku karoserie (ca 20 minut při 180 °C), kdy se vytváří precipitáty karbidů a nitridů, což blokuje pohyb dislokací. BH oceli jsou vyvinuty tak, aby pro potřebu lisování byla mez kluzu co nejnižší, ale aby při

následujícím procesu o uvedené teplotě došlo k její navýšení a zajištění dostatečné tuhosti karoserie. Konečná mez kluzu se pohybuje v rozmezí 200–300 MPa a mez pevnosti 350–450 MPa. [3]

Díky zvýšené tuhosti a odolnosti proti poškrábání se používají na viditelné díly karoserií (kapota, dveře, střecha). [1]

1.2.3 Vysokopevná ocel s nízkým obsahem příměsí (HSLA)

Tyto oceli mají nízký obsah uhlíku a dobrou plasticitu. Jedná se o nízko nebo mikrolegované oceli. Obsah legujících prvků nepřesahuje 0,1 hm. %. Nejčasteji používané legury jsou Mn (až 2 % obsahu), Cr, Mo, V, Ti. Vlivem těchto prvků a řízeným válcováním za studena dochází ke zpevnění oceli, jejíž mez kluzu se pohybuje v rozmezí 350–620 MPa. [2]

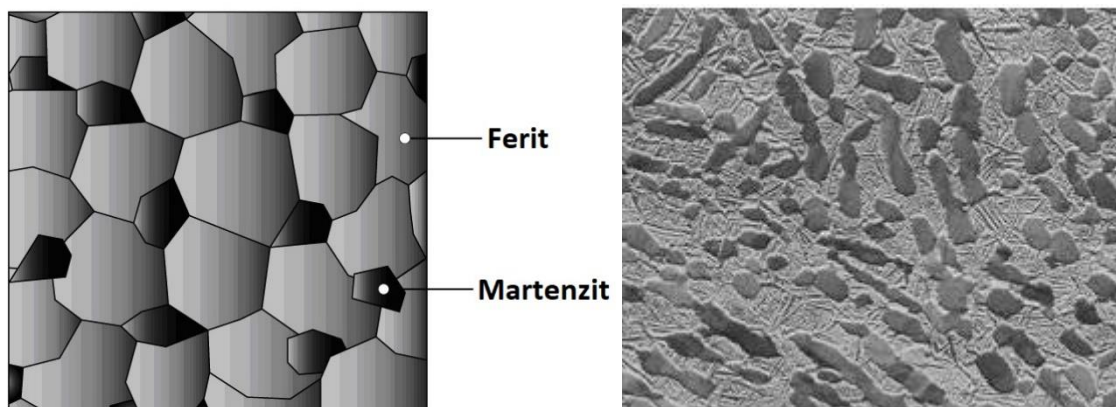
Výhodou těchto ocelí je nízká cena, která se odvozuje od cen základních uhlíkových ocelí, obrobitelnost a dobrá svařitelnost. Používají se na tvarově složitě, konstrukční a výstužné díly karoserie. [2, 4]

1.3 Pokročilé vysokopevné oceli (AHSS)

1.3.1 Dvoufázová ocel (DP)

Tyto oceli se skládají ze dvou fází. Primární fází je ferit a sekundární fází je martenzit, který je ve feritické matici rovnoměrně rozptýlen ve formě osamělých ostrůvků (martenzit tvoří 10–20 % objemu, viz. *obr. 2*). Dvoufázové oceli se vyrábějí řízeným ochlazováním z austenitické fáze (u výrobků válcovaných za tepla), nebo z feriticko – austenitické fáze (u výrobků interkriticky žíhaných a válcovaných za studena nebo za tepla). Při řízeném ochlazování se část austenitu přemění na ferit a zbytková část se přeměňuje na martenzit. Vzhledem k tomuto výrobnímu procesu může být v oceli přítomno i malé množství bainitu nebo nepřeměněného austenitu. Pro zvýšení prokalitelnosti se do oceli přidává Mn, Mo, Cr, V a Ni. [3, 4]

Z důvodů mnoha způsobů ovlivnění materiálu při výrobě se mechanické vlastnosti dvoufázových ocelí pohybují v poměrně velkých rozsazích. Mez kluzu se dá navýšit použitím BH efektu a pohybuje se v rozsahu 300–800 MPa. Mez pevnosti je v rozsahu 500–1200 MPa a tažnost je 15–35 %. Jsou dobře tvaritelné za studena. [3, 4]

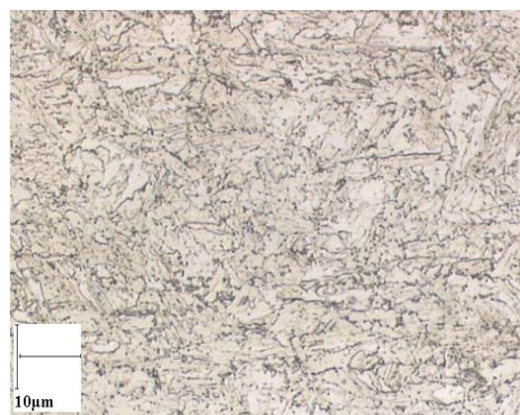
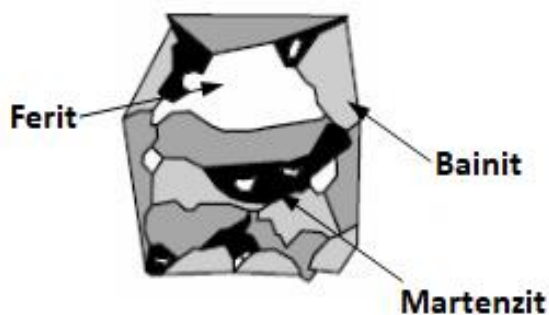


Obr. 2- Schematická (vlevo) a reálná mikrostruktura DP oceli [4]

Dvoufázové oceli se používají na vnější díly karoserie, různé výztuhy, součásti bezpečnostních klecí nebo disková kola. [4]

1.3.2 Vícefázová ocel (CP)

Mikrostruktura těchto ocelí je tvořena malým množstvím martenzitu, zbytkovým austenitem a perlitem ve feriticko–bainitické matici (viz. *obr. 3 a 4*). Extrémní zjemnění zrna vzniká pomalou rekrystalizací, nebo precipitací mikrolegujících prvků (Ti, Nb, Co). [4]



Obr. 3 – Schématická mikrostruktura CP oceli [2]

Obr. 4– Reálná mikrostruktura CP oceli [4]

V porovnání s dvoufázovými ocelmi vykazují vícefázové oceli mnohem vyšší mez kluzu (500-1000 MPa) při stejné pevnosti v tahu. Mez pevnosti se pohybuje od 800 do 1500 Mpa. Tažnost je výrazně nižší než u předešlých ocelí (8–14 %). Dalšími vlastnostmi je vysoká absorpce energie, zbytková deformační kapacita a dobrá svařitelnost. [4]

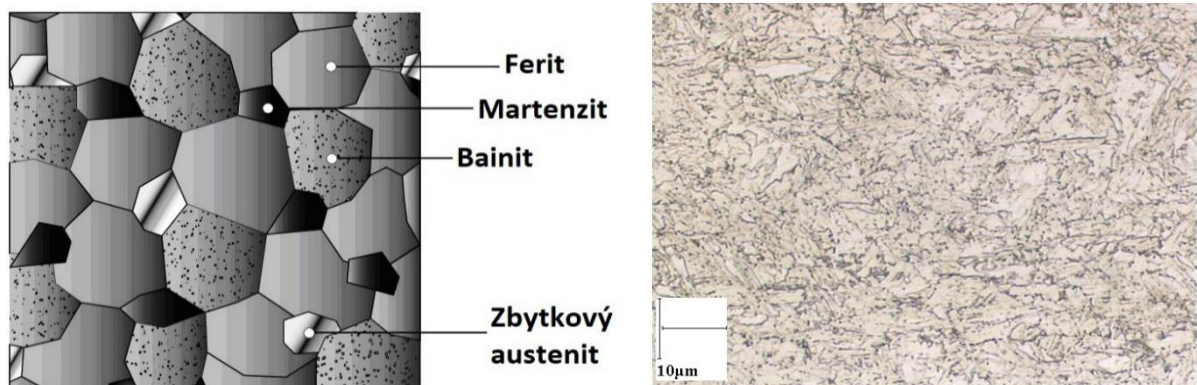
Používají se na různé výztuhy, součásti podvozku, zadní závěsy, nárazníkové nosníky.

1.3.3 TRIP ocel

Mikrostruktura TRIP ocelí je tvořena zbytkovým austenitem v základní feritické matici. Kromě minimálně 5 obj. % zbytkového austenitu jsou v různém množství přítomny i tvrdé fáze (bainit, martenzit). Množství zbytkového austenitu je ovlivňováno vyšším obsahem C a obsahem Si. Dále je přidáván i Al, který s Si potlačuje tvorbu karbidů v oblastech bainitu a urychluje přeměnu feritu na bainit. [2]

Schopností TRIP ocelí je přeměna zbytkového austenitu na tvrdou fázi při plastické deformaci. Velikost zatížení nutného pro přeměnu je upravována obsahem C. Při nižších obsahích uhlíku se zbytkový austenit začne přeměňovat již při malé deformaci, což zvyšuje rychlost vytvrzování při tváření. Při vyšších obsahích dochází k přeměně až po překročení úrovně výrobní deformace (při tváření), tedy například při nehodě (nárazu) automobilu. Mez kluzu je v rozmezí 350–750 MPa, mez pevnosti 600–1000 MPa a tažnost 20–30 %. [1, 4]

Využití těchto ocelí je podobné jako u DP ocelí, tj. různé bezpečnostní díly (výztuhy nárazníků, výztuhy B sloupků). [4]



Obr. 5 – Schematická (vlevo) a reálná mikrostruktura TRIP oceli [4]

1.3.4 TWIP ocel

Díky vysokému obsahu Mn (15–30 hm.%) jsou TWIP oceli při pokojové teplotě plně austenitické. Austenit je velmi stabilní a při zatěžování má větší tendenci k tvorbě mechanických dvojčat než k fázové přeměně na martenzit. Při dvojčatění dochází ke zjemňování mikrostruktury oceli – výsledné hranice dvojčat působí jako hranice zrn a zpevňují ocel. [2, 3]

TWIP oceli poskytují extrémně vysokou pevnost v kombinaci s velmi vysokou tažností. Mez pevnosti v tahu dosahuje až 1200 MPa, mez kluzu je v rozsahu 500–950 MPa a tažnost je až 55%. Jsou používány v deformačních zónách karoserií (části dveří, přední části vozu). [3, 4]

1.3.5 Martenzitická ocel (MS)

Mikrostruktura MS ocelí je tvořena martenzitickou maticí s malým množstvím feritu nebo bainitu. Austenit, který vzniká při válcování za tepla nebo při žhání, je téměř všechn přeměněn v martenzit. K přeměně dochází během kalení nebo v chladícím úseku kontinuální žhací linky. Pro zvýšení kalitelnosti a prokalitelnosti se do MS ocelí přidává C a v různých kombinacích Cr, Mo, V, B, Si, Mn a Ni. Z důvodu lepší tvařitelnosti bývají popouštěny. [3, 4]

Martenzitické oceli dosahují z AHSS ocelí nejvyšší mez pevnosti v tahu (až 1700 MPa). Mez kluzu je v rozmezí od 950 do 1250 MPa a tažnost 3–7 %. Používají se na bezpečnostní prvky odolné proti nárazům (součásti nárazníků, dveřní výztuhy, sloupky). [4]

Příkladem martenzitické oceli je i ocel 22MnB5 o které je detailněji pojednáno dále.

2 Ocel 22MnB5

Ocel 22MnB5 je nízkouhlíková vysokopevná martenzitická ocel, jež se řadí do kategorie tzv. mangan-bórových ocelí. Tyto manganem a bórem legované oceli jsou určeny k zušlechťování, po kterém dosahují velmi vysoké pevnosti a tvrdosti. V automobilovém průmyslu se používá výrobní technologie kalení lisováním.

Chemické složení oceli je zobrazeno v **tab. 1**. Uvedené hodnoty se mohou u různých výrobců lišit.

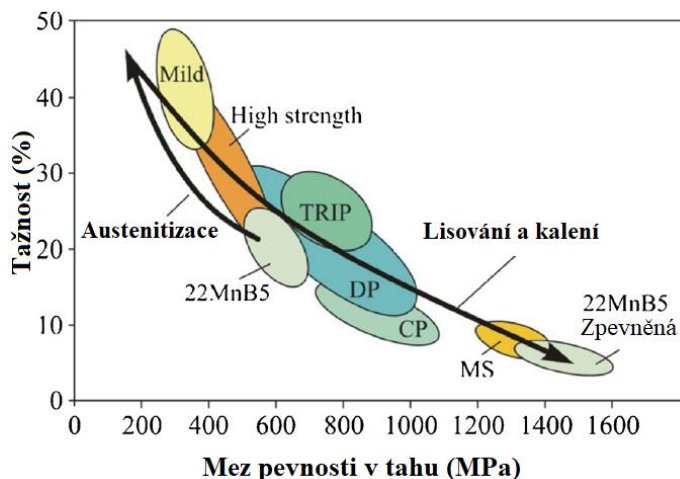
Někteří výrobci také dávají oceli obchodní názvy. S ocelí 22MnB5 se můžeme setkat například pod názvem BTR165 (společnost BENTELER), USIBOR 1500 (společnost ArcelorMittal) nebo MBW (společnost ThyssenKrupp Steel).

	Al	B	C	Cr	Mn	N	Ni	Si	Ti
Obsah (%)	0,03	0,002	0,23	0,16	1,18	0,005	0,12	0,22	0,04

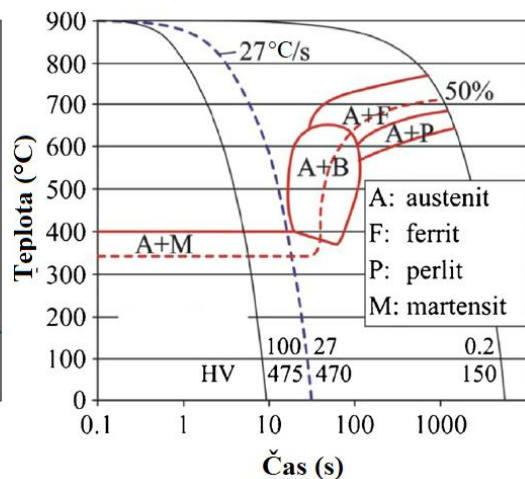
Tab. 1 - Chemické složení oceli 22MnB5 [5]

2.1 Výrobní technologie

Jak již bylo zmíněno dříve, v automobilovém průmyslu se využívá technologie kalení lisováním. Díky této technologii se dají vyrábět díly, které mají relativně nízkou hmotnost a velmi vysokou pevnost. Na začátku výrobního procesu má ocel feriticko – perlitickou strukturu s mezí kluzu 450MPa a mezí pevnosti v tahu 600MPa. Na konci (po zakalení) je struktura čistě martenzitická s mezí kluzu okolo 1000 MPa a mezí pevnosti v tahu ca 1500 MPa (**obr. 6**). [5]



Obr. 6 - Zpevnění oceli 22MnB5 [5]



Obr. 7- ARA diagram oceli 22MnB5 [5]

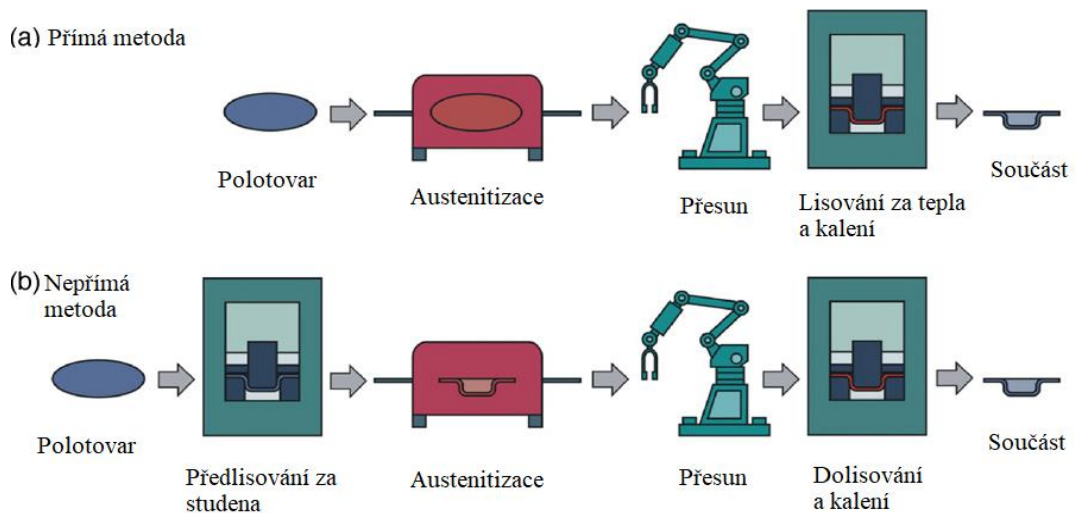
Mechanické vlastnosti oceli při kalení se mění v závislosti na obsahu C a obsažených legujících prvků. Pevnost oceli po kalení se reguluje správným obsahem C. Prvky jako Mn a Cr mají malý vliv na pevnost, ale částečně ovlivňují výslednou tvrdost. Hlavní funkce těchto prvků však spočívá v posunutí existenčních oblastí jednotlivých fází (transformačních teplot). Díky tomu je požadované fázové přeměny a výsledné tvrdosti dosaženo při technicky dosažitelných rychlostech ochlazování. Výsledná tvrdost je nejvíce ovlivňována obsahem B. Bor zpomaluje fázovou přeměnu na měkčí mikrostruktury a vede k martenzitické struktuře v celém průřezu části. [5]

V současné době se kalení lisováním používá ve dvou variantách.

2.1.1 Přímé kalení lisováním

Nejprve se musí plechový přístřih (předlisek) ohřát v peci nad teplotu A_{c3} . V praxi je tato teplota z důvodu snížení teploty během následné manipulace mezi pecí a lisem vyšší (asi 950 °C). Předlisek je v této teplotě po dobu minimálně 5 minut, aby došlo k úplné austenitizaci. Poté je co nejrychleji přesunut do chlazeného nástroje, ve kterém dojde současně k lisování a zakalení součásti. Aby byla výsledná struktura plně martenzitická, je nutno dodržet minimální ochlazovací rychlost 27 °C/s (*obr. 7*). S použitím moderních chladících nástrojů lze dosáhnout mnohem vyšší ochlazovací rychlosti. Výsledný čas kalení lisováním je poté ca. 15 sekund. Transformace na martenzit začíná na teplotě 425 °C (teplota M_s) a končí na teplotě 280 °C (teplota M_f). [5, 6]

V austenitizované oceli dochází při kontaktu se vzduchem téměř okamžitě k tvorbě okují. Pro zamezení této povrchové oxidace a oduhličení bývají polotovary přímé metody potaženy ochrannou vrstvou Al-Si. O této povrchové vrstvě je detailně pojednáno v kapitole 3.1.



Obr. 8 - Schéma přímého a nepřímého kalení lisováním [5]

2.1.2 Nepřímé kalení lisováním

Nepřímé kalení lisováním se od přímého liší zavedením předlisování za studena. Toto předlisování je zařazeno před proces ohřevu na austenitickou teplotu (*obr. 8b*). Poté dochází k ohřevu na austenitickou teplotu v peci a následně k tzv. dolisování za tepla a zakalení součástí. U nepřímé metody se místo ochranné vrstvy Al-Si zavedly povrchové vrstvy na bázi zinku (viz. kapitola 3). [5, 12]

Dále jsou popsány metody nejdůležitějších procesů technologie kalení lisováním.

2.1.3 Ohřev

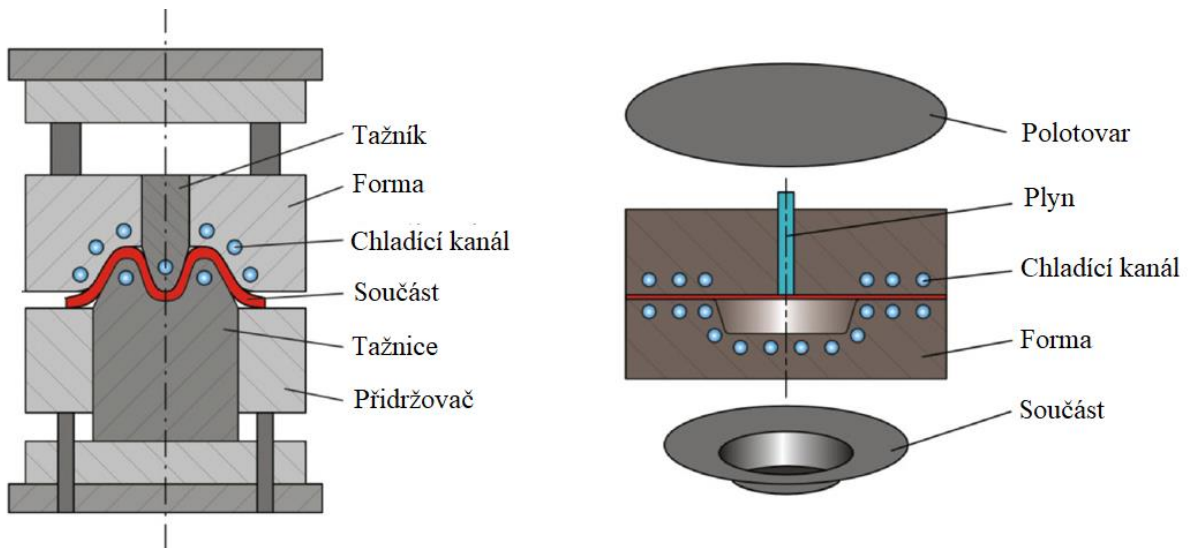
Proces ohřevu na austenitizační teplotu má velký vliv na konečné vlastnosti součásti, celkový čas a také hospodárnost technologie. Hlavními požadavky jsou homogenně ohřátý polotovár a co nejkratší čas ohřevu. V současné době probíhá ohřev v průběžných válečkových pecích, nebo tzv. beam walking pecích. Rychlejší a ekonomičtější způsoby ohřevu, jako je indukční a indukční ohřev, jsou ve vývoji. [5]

Aktuálně používané pece (linky) dosahují poměrně velkých rozměrů. Délka těchto pecí se pohybuje v rozsahu 30-40 metrů. Ohřev se uskutečňuje plyným topným systémem, nebo elektricky (pomocí topných spirál). Čas ohřevu záleží na rozměrech polotovaru a pohybuje se okolo 5 minut. [5]

2.1.4 Lisování a kalení

Proces lisování musí být ukončen před začátkem transformace na martenzit. Tohoto předpokladu se dosahuje co nejrychlejší možnou manipulací polotovaru z pece do formy a rychlým zavřením lisovacího nástroje. Moderními lisami lze dosáhnout uzavíracích časů od 1 do 2 vteřin. Po lisování je polotovár kalen ve stejném, uzavřeném nástroji. Nástroj je chlazen pomocí vodních kanálek, které jsou vhodně rozmístěny okolo obrysu lisované součásti. Jak již bylo řečeno dříve, pro plně martenzitickou přeměnu je nutné dosáhnout ochlazovací rychlosti minimálně 27 °C/s. Tato rychlost je závislá na přenosu tepla ze součásti na lisovací nástroj, tepelné vodivosti nástroje a přenosu tepla z nástroje na chladicí kapalinu. Bezchybným povrchem lisovacího nástroje, vhodným materiálem formy a vhodným rozmístěním a velikostí vodních kanálek lze této rychlosti bez problému dosáhnout. [5, 6]

Lisování probíhá za použití obvyklé metody pomocí tažníku a tažnice, nebo pomocí horkého natlakovaného plynu (*obr. 9*). Jako plyn se využívá dusík nebo vzduch, který tvaruje součást pod tlakem až 600 barů. Výhodou lisování pomocí plynu je jemnější tvarování součástí. [5]

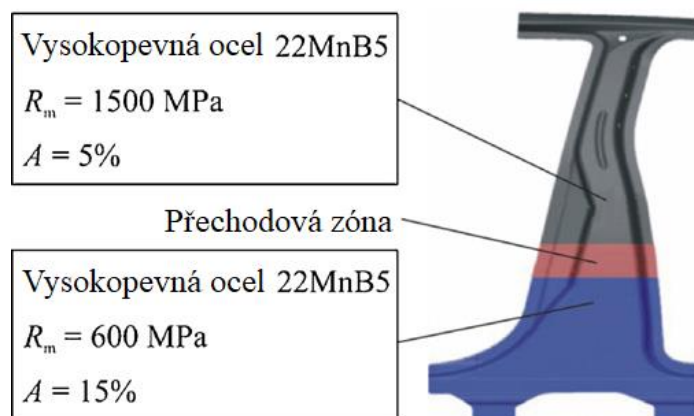


Obr. 9 - konvenční lisování (vlevo) a lisování plynem (vpravo) [5]

Po vyjmutí zakalené součásti z lisovací formy následují navazující procesy jako ořezání (nejčastěji pomocí laseru) a spojování (lepení nebo v případě bezpečnostních dílů svařování).

2.1.5 Speciální díly

Výsledná martenzitická struktura je charakteristická vysokou pevností a nízkou tažností (ca 5%). U některých součástí určených do deformačních zón automobilů je však z důvodu lepší absorpce energie vhodné zavést oblasti s menší pevností a zvýšenou tažností (např. B – sloupek, *obr. 10*). Dosažení takovýchto vlastností je možné dvěma způsoby. Buďto snížením ochlazovací rychlosti při kalení v dané oblasti pod 27 °C/s. Nebo snížením teploty ohřevu v dané oblasti pod austenitizační teplotu. Zbytek součásti je vyroben za běžných, výše popsaných podmínek a má martenzitickou mikrostrukturu. [5]



Obr. 10 – B - sloupek se speciálními vlastnostmi [5]

2.2 Příklady použití v automobilovém průmyslu

Kombinace vysoké pevnosti, tvrdosti a nízké hmotnosti činí z oceli 22MnB5 ideální variantu pro výrobu nosných částí vozu a součástí spojených s ochrannou funkcí posádky či motoru. Do tohoto spektra se řadí především A, B sloupky, boční výztuhy prahů a dveří, nárazníky, díly rámu, příčnky pro podvozek a střechu, podélné a příčné nosníky, nebo tunely. Tloušťka plechu těchto součástí se pohybuje od 1 do 2,5 mm. [5, 6] Některé díly jsou zobrazeny na **obr. 11** (s = tloušťka součásti).



Obr. 11 - příklady dílů vyrobených z oceli 22MnB5 [5]

Ocel 22MnB5 a její technologie kalení lisováním jsou relativně nové. V automobilovém průmyslu se začala objevovat ve větší míře až v posledních letech. Její využití je velmi výhodné a využívá se stále více a více. Oblast využití oceli 22MnB5 v moderním osobním automobilu zobrazuje *obr. 12* (červeně označené součásti).



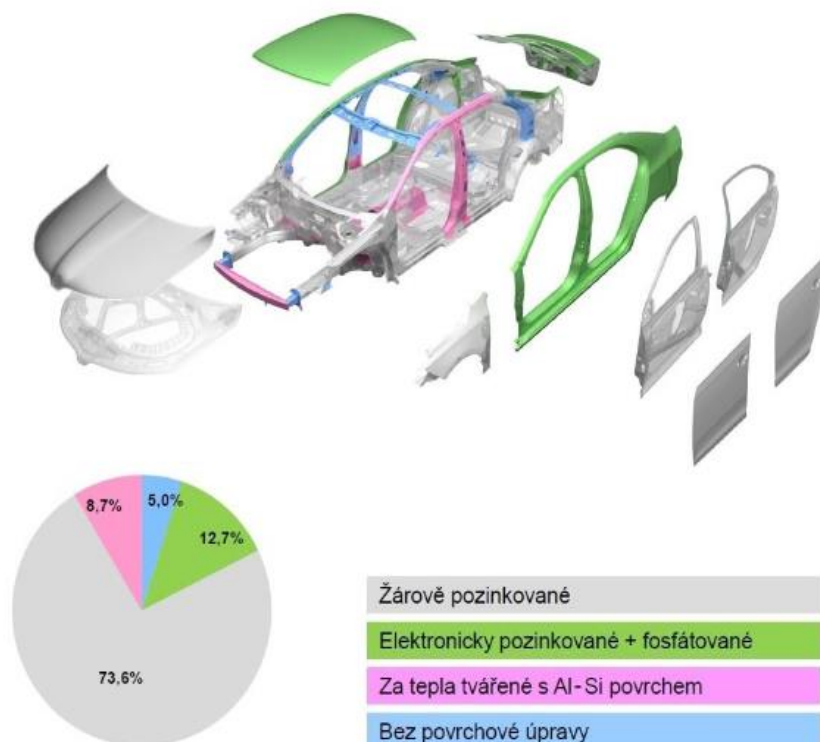
Obr. 12 - Oblast využití oceli 22MnB5 v moderním osobním automobilu [7]

U vozu Škoda Octavia třetí generace je za tepla tvářená ocel 22MnB5 využita přibližně v jedné čtvrtině karoserie vozu. Tímto výrazně větším použitím oproti dřívějšímu modelu se dosáhlo úspory na hmotnosti ca 102 Kg. [8]

3 Příprava a vlastnosti povrchových vrstev typu Al-Si, Zn, Zn-Mg

Obecně jsou konstrukční materiály, z nichž jsou výrobky vyrobeny, namáhány nejen mechanicky, ale často i agresivním prostředím, vysokými teplotami nebo vzájemnou interakcí těchto činitelů. Působením těchto činitelů může docházet k povrchové degradaci materiálu (opotřebení, koroze) a k následnému porušení nebo znehodnocení materiálu, popř. celého výrobku. Pomocí vhodných povrchových úprav materiálů, předcházíme povrchovým degradacím a zvyšujeme použitelnost, životnost, spolehlivost a kvalitu výrobků. Povrchové úpravy ovlivňují nejen funkčnost výrobků, ale i jejich vzhled. [10]

V konstrukci automobilů se při výrobě karoserie používají plechy s různými povrchovými úpravami (povrchové vrstvy, povlaky). Pouze ca 5 % veškerých karosářských plechů není povrchově upraveno. Hlavní funkcí těchto povrchových úprav je zabraňovat korozi a tím zvyšovat životnost karoserie. Dané povlaky musí mít vhodné vlastnosti pro operace prováděné při výrobě (ohřev, tváření, svařování). Nejčastěji se používají povrchové úpravy na bázi zinku, a pro součásti tvářené za tepla povrchová vrstva typu Al-Si (*Obr. 13*). [8]



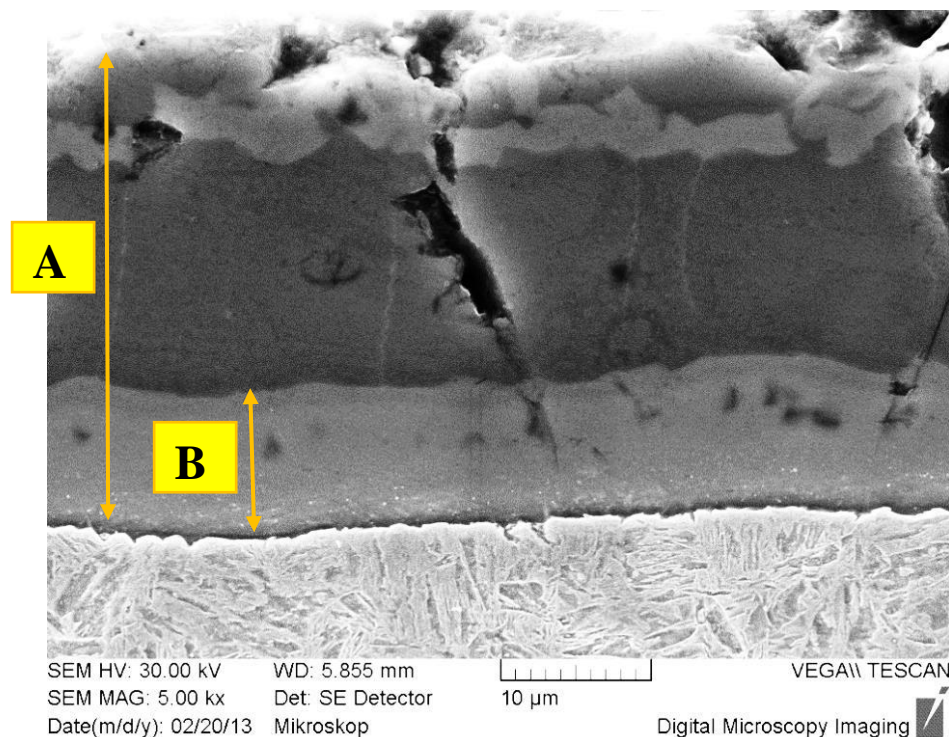
Obr. 13- Povrchové úpravy karoserie modelu Škoda Octavia třetí generace [8]

Dále jsou blíže popsány povrchové vrstvy, jež se mimo jiné používají i na ocel 22MnB5.

3.1 Povrchová vrstva typu Al-Si

Tato povrchová vrstva se v automobilovém průmyslu používá na karosářské části tvářené za tepla. Příkladem je tedy i ocel 22MnB5. Úlohou povrchové vrstvy Al-Si je chránit termomechanicky zpracovávanou součást (plech) před tvorbou okují při výrobním procesu, a i proti korozi ve finálním použití součásti. Výhodou Al-Si vrstvy oproti ostatním, je vyšší oxidační odolnost při vysokých teplotách. Al zajišťuje hlavně ochranu proti oxidaci za vysokých teplot → tvoří oxidy Al_2O_3 a fáze typu Q_xAl_y , kde Q představuje nikl, kobalt nebo kombinaci těchto prvků. Si zvyšuje protikorozi odolnost. [5, 9]

Použitím Al-Si vrstvy dochází ke zjednodušení výrobního procesu, k úspoře času i výrobních nákladů. Povrchová vrstva Al-Si je aplikována již na základní materiál určený k metodě kalení lisováním. Používá se výhradně při přímé metodě a během této metody mění svou strukturu a vlastnosti (viz. dále). [8]

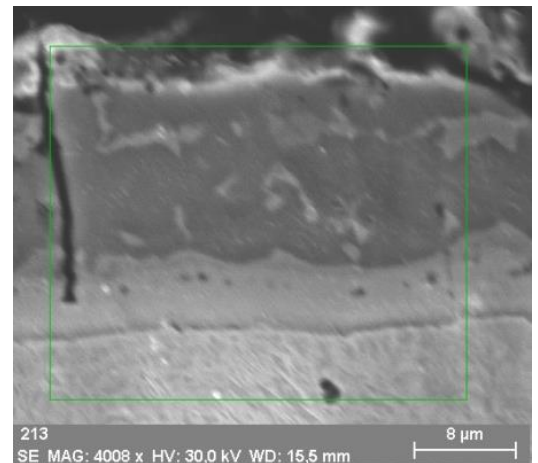
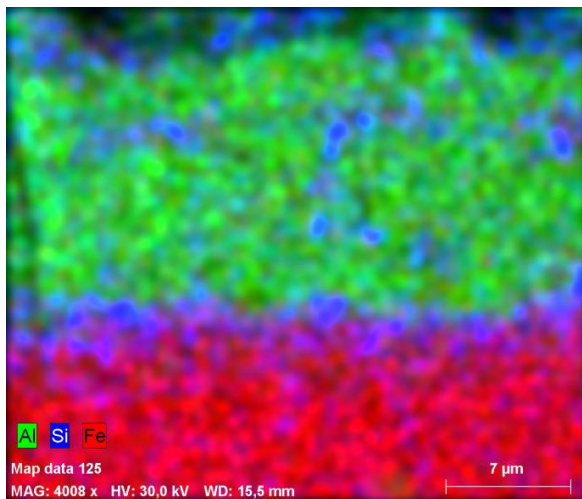


Obr. 14- Povrchová vrstva Al-Si s vyznačenými přibližnými rozměry, zvětšeno 5000x [11]

Na **obr. 14** je zobrazen mikroskopický snímek povrchové vrstvy. Vyznačený rozměr A udává celkovou tloušťku vrstvy, která je přibližně 40 µm. Rozměr B udává tloušťku difúzní vrstvy mezi základním materiálem (martenzit) a přidaným materiálem (Al-Si). Rozměr B je přibližně 10 µm. [11]

Při vysokých (austenitizačních) teplotách během procesu kalení lisováním se původní struktura povrchové vrstvy změní. Před ohřevem má vrstva velmi malou tvrdost. Během ohřevu dochází k difuzi prvků (Fe) ze základního materiálu do povrchové vrstvy, vznikají intermetalické fáze (Fe-Al-Si) a vrstva je vytvrzována. [8] Na **obr. 15** je zobrazeno plošné rozložení jednotlivých prvků (Fe-Al-Si) v povrchové vrstvě výrobku po kalení lisováním. [11]

Tloušťka povrchové úpravy se pohybuje v rozmezí 30–40 μm a obsah Al je 90 %. Při aplikaci povrchové vrstvy se využívá difuze, proto povrchová vrstva obsahuje i difuzní vrstvu mezi základním a přidaným materiálem (**obr. 14**). Dovolená tloušťka difuzní vrstvy je 16 μm . Složení (intermetalické fáze Fe-Al-Si) a tloušťka difuzní i celkové povrchové vrstvy ovlivňují svařitelnost oceli. Je zde riziko vzniku křehkých intermetalických fází a zmenšení průměru bodového svaru \rightarrow ovlivnění výsledné pevnosti svaru. [8, 11]



213_SEDate:22.3.2013 17:39:10Image size:512x 512Mag:4008, 202216xHV:30,0kV

Obr. 15 – Plošné rozložení prvků v povrchové vrstvě [11]

3.1.1 Příprava

Jedná se o tzv. difuzní bariéru dosaženou chemicko-tepelným zpracováním dané součásti. Tyto difuzní vrstvy vznikají termodifuzním sycením povrchu součásti prvky, které tvoří oxidy a zvyšují odolnost proti korozi, oxidaci a žáru (tzv. termodifuzní pokovování). Nejčastějšími prvky jsou Al, Si, Cr, Ni, Pt, Zn, v tomto případě pouze Al a Si. Při žhání dané součásti v ochranné atmosféře dochází k termodifuznímu sycení povrchu danými prvky, tvoří se ochranné a stabilní oxidy (ochranná vrstva). Při dostatečně vysoké teplotě ve styku s povrchem kovu (nutnost správné žhací teploty) a správném aktivním prostředí (plynné, kapalně, sytké), dochází k uvolnění příslušných prvků v atomárním stavu. Následně dochází k adsorbci prvků do povrchu kovu a k difuzi ve směru koncentračního spádu. [9, 10]

Základní metody výroby difuzních Al-Si vrstev jsou:

- „Slurry“ metoda (metoda suspenze) – Používaná metoda u oceli 22MnB5. Ochranná vrstva vzniká nástřikem Al-Si suspenze na očištěnou a odmaštěnou součást. Následuje difuzní žíhání v ochranné atmosféře, při kterém dochází k oxidaci suspenze a vzniku difuzní vrstvy na povrchu materiálu. [9]
- „Pack process“ metoda – Daná součást se umístí do práškové směsi složené z Al-Si základu a halogenidového aktivátoru (1 % NaF nebo NH₄Cl). Následně dochází k ohřevu směsi v inertní atmosféře a ke vzniku vysoce aktivních hliníkových plynů. Tyto plyny reagují na povrchu součásti a tvoří intermetalické vrstvy. [9]
- „Hot dip“ metoda – Používaná metoda u oceli 22MnB5. Během tohoto procesu dochází k ponoření součásti do specifické lázně. Tato lázeň je složena z 88 hm% Al, 9 hm% Si, 3 hm% Fe a její teplota je ca 675 °C. Během ponoření dochází k natavení základního materiálu na povrchu a ke vzniku fází (intermetalických sloučenin). Dále dochází k pozvolnému ochlazování lázně na teplotu ca 575 °C, při které je růst fází a tvorba povrchové vrstvy dokončena. Výsledné složení povrchové vrstvy je vícefázové. Kromě Al a Si obsahuje také ternární intermetalickou sloučeninu o chemickém složení $Al_{4-9}Fe_{1-4}Si_{1-4}$. [12]

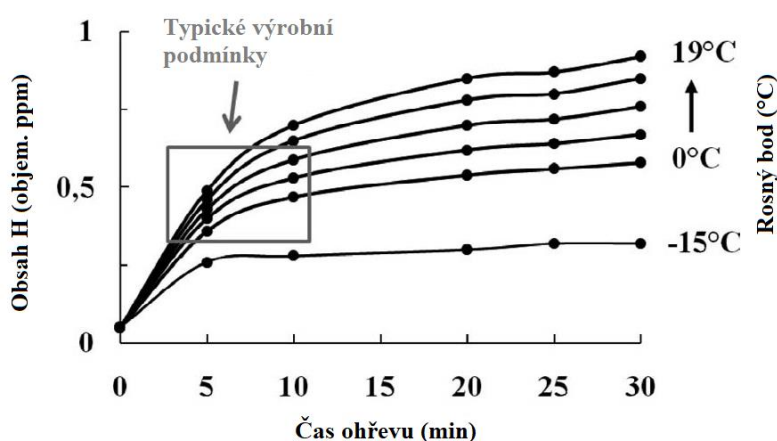
3.1.2 Rizika v souvislosti s možným zvýšením obsahu vodíku

Vodík je nežádoucím prvkem v oceli. Způsobuje degradaci oceli (tzv. vodíkovou křehkost a vodíkovou korozi). Zvýšený obsah vodíku u oceli 22MnB5, která se používá na deformační prvky automobilů, může mít velmi neblahé následky a může docházet k poruchám ve výrobním procesu – při kalení (viz. testované výlisky) a svařování. Z těchto důvodů je nutné řídit výrobní proces tak, aby výsledný obsah vodíku v oceli byl co nejmenší. Více o vlivu vodíku v oceli je uvedeno v kapitole 4. [12]

Jak již bylo zmíněno dříve, ve výrobním procesu kalení lisováním, dochází při ohřevu součásti na austenitizační teplotu ke změnám v povrchové vrstvě Al-Si. Kromě toho dochází i k difuzi vodíku do žíhaného materiálu. I když v ochranné atmosféře pece není samotný vodík, je tam obsažena vodní pára, která se adsorbuje na povrchu materiálu. Molekuly adsorbované vodní páry dosáhnou rovnováhy s adsorbovaným kyslíkem a vodíkem na povrchu oceli (dochází k disociaci). Kyslík vyprodukovaný disociací způsobuje povrchovou oxidaci, zatímco většina atomů vodíku se rekombinuje do plynné molekuly H₂ a uniká do atmosféry v peci. Povrchová vrstva Al-Si při tomto jevu podporuje oxidaci a zlepšuje průběh reakce.

Část adsorbovaného vodíku se při vysokých teplotách austenitizace rozpustí do austenitizovaného materiálu. [12]

Výsledný obsah vodíku závisí na několika parametrech při ohřevu. Prvním parametrem je velikost rosného bodu v atmosféře pece, který ovlivňuje množství vodíku, jež je schopné vstoupit do oceli. Dalším parametrem, kterým je obsah vodíku výrazněji ovlivňován je čas ohřevu. Dále je ovlivňován také žhací teplotou, ta ale v porovnání s předchozími parametry nemá tak výrazný vliv. Na *obr. 16* jsou zobrazeny závislosti obsahu vodíku v materiálu na hodnotě rosného bodu a času ohřevu. [12]



Obr. 16 - Závislost obsahu H na času ohřevu a hodnotě rosného bodu [12]

Po ochlazení součásti (po zakalení v uzavřeném nástroji) má vodík obsažený v materiálu tendenci desorbovat. V tom mu ale při pokojové teplotě zabraňuje difuzní bariéra ve formě Al-Si vrstvy. K zamezení problémů při dalších výrobních postupech (např. svařování) je vhodné součást tzv. odvodíkovat. K účinnému odvodíkování součásti je nutné součást ohřívat po určitou dobu, např. na 175 °C po dobu 30 minut. Do běžných výrobních procesů ale není odvodíkování zavedeno. [12]

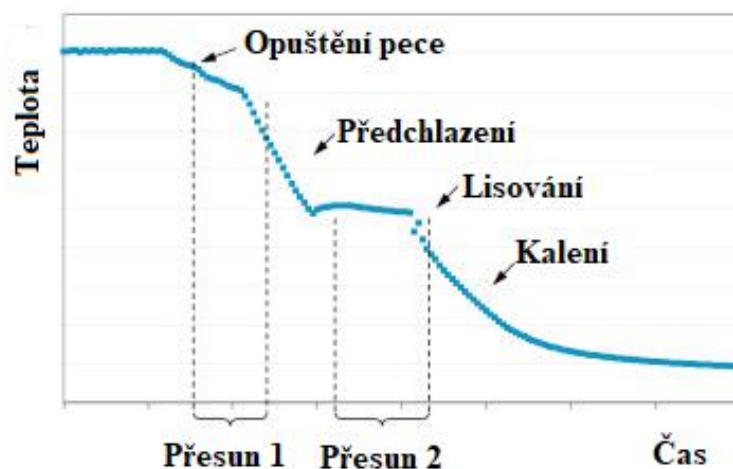
3.2 Povrchová vrstva typu Zn

Povrchové vrstvy na bázi zinku jsou nejpoužívanější protikorozi ochranou karoserií automobilů (viz. *obr. 13*). Ve většině případů se používají pro plechy tvářené za studena. Hlavními výhodami povrchových vrstev na bázi Zn oproti vrstvám typu Al-Si je tzv. katodická ochrana proti korozi a výsledný kovový vzhled součásti. Výhoda katodické ochrany byla hlavní motivací výzkumu použití vrstev typu Zn u ocelí zpracovávaných metodou kalení lisováním. Při katodické ochraně je povrchová vrstva takzvanou obětovanou anodou, která podléhá korozi

místo základního materiálu. Tento efekt je funkční i na místech, které nejsou povrchovou vrstvou dokonale chráněny (např. poškrábaný povrch). [13, 14]

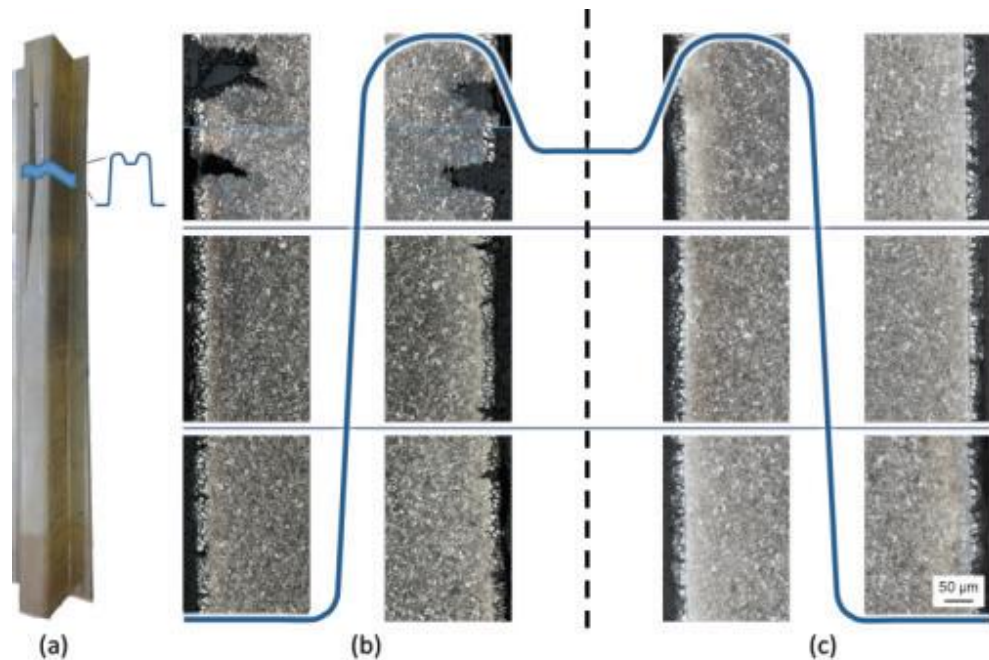
Podobně jako povrchová vrstva Al-Si, mění i povrchové vrstvy na bázi zinku své vlastnosti během ohřevu. Při ohřevu se vrstva postupně obohacuje prvkem Fe ze základního materiálu. Roste i její tloušťka, která se v závislosti na teplotě a času může zvětšit i na více než dvojnásobek své původní hodnoty. Vzniká křehká intermetalická Zn-Fe fáze, která obsahuje ca 75 hm% Zn a tuhý roztok α – Fe s ca 42 hm% zinku. Intermetalická fáze vzniká především na hranicích zrn v horní části povrchu a zajišťuje požadovanou katodickou ochranu. Obsah této intermetalické fáze v povrchu závisí na času ohřevu a parametrech původní vrstvy. U tenkých původních vrstev, nebo při delších časech ohřevu dochází k pohlcování intermetalické fáze tuhým roztokem. Problémem těchto tekutých Zn fází je vznik tzv. LME jevu (Liquid Metal Embrittlement), neboli křehkosti tekutými kovy. Působením tekuté fáze na povrchu dochází ke snížení tažnosti součásti, dochází ke vzniku povrchových mikrotrhlin, a i ke křehkému lomu součásti. [13]

Z důvodu LME není použití Zn vrstev u přímé metody kalení lisováním výhodné → při lisování dochází ke vzniku mikrotrhlin na povrchu součásti. Možným řešením problému je zavedení upraveného procesu přímého kalení lisováním od společnosti Voestalpine Stahl. Do běžné přímé metody je v tomto procesu zavedeno předchlazení součásti před lisováním. Toto předchlazení zajistí ochlazení součásti na takovou teplotu, při které již nejsou na povrchu tekuté Zn fáze. Tato teplota ale musí být vyšší než teplota M_s (start martenzitické přeměny). Na *obr. 17* je znázorněna závislost teploty na čase se zavedeným předchlazením. [13]



Obr. 17 - Závislost teploty na čase se zavedeným předchlazením součásti [13]

Na **obr. 18** je uveden příklad za tepla lisovaného profilu (a). Na část (b) byla použita běžná metoda přímého kalení lisováním. Z obrázku je patrný vznik mikrotrhlin. Na část (c) byla použita metoda přímého kalení lisováním se zavedeným předchlazením. Vznik mikrotrhlin byl eliminován. [13]



Obr. 18 - Redukce mikrotrhlin zavedením předchlazení do procesu [13]

Běžným, hlavním způsobem výroby pozinkovaných součástí metodou kalení lisováním je ale stále metoda nepřímá. Nepřímá metoda odděluje proces lisování a tekuté Zn fáze. Jak již bylo popsáno v kapitole 2, deformace probíhá za studena. Poté dochází k ohřevu → vznik tekutých fází → kalení bez předcházející deformace za tepla. [13]

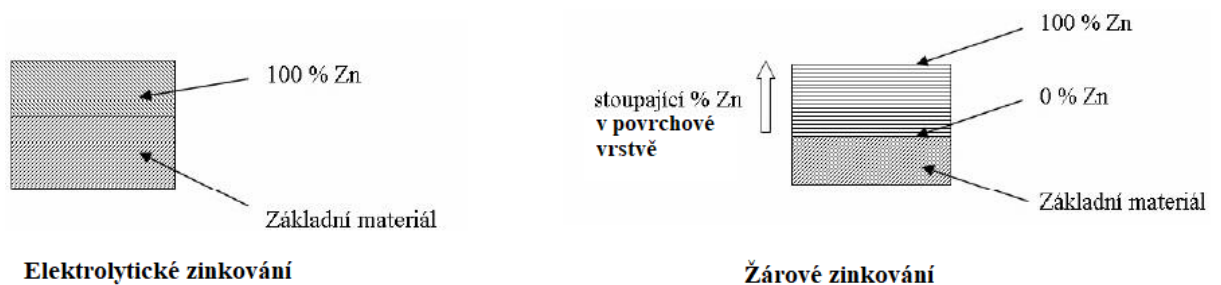
3.2.1 Příprava

Pro přípravu ochranných vrstev na bázi zinku se v automobilovém průmyslu používají dvě hlavní metody. Metoda elektrolytického zinkování (EG – Electro Galvanized) a metoda žárového zinkování (HDG – Hot Dip Galvanized). Větší oblast využití mají povrchy žárově pozinkované (viz **obr. 13**). [14]

- Elektrolytické zinkování (nazývá se taky galvanické zinkování) – Očistěná, odmaštěná součást se umístí do elektrolytu (roztok zinečnaté soli) a zapojí se ke zdroji stejnosměrného proudu jako katoda. Jako anoda se zapojí plát čistého zinku, který se při elektrolytickém ději rozpouští, plave ke katodě a vylučuje se na povrchu součásti. Tato metoda zajišťuje vysokou chemickou čistotu povrchové vrstvy a rovnoměrnou tloušťku povrchu (odchylka $\pm 0,1 \mu\text{m}$).

Dosahuje se tedy velmi čisté a tím pádem i tvárné (houževnaté) Zn vrstvy. Tato vrstva odolává značným přetvořením → používá se jako povrchová vrstva hlubokotažných ocelí. Pro zvýšení životnosti a snížení tření při tváření se elektrolyticky zinkované povrchy fosfátují. [10, 14]

- **Žárové zinkování** – Nejpoužívanější metoda, používá se i u oceli 22MnB5. Mořením v kyselině chlorovodíkové nebo kyselině sírové se součást očistí a odmastí. Očištěná, odmaštěná součást se ponoří do lázně roztaveného zinku, jež má teplotu ca 450 °C. Před ponořením se na součást nanese tavidlo (chlorid zinečnatý – ZnCl₂ nebo chlorid amonný – NH₄Cl). Tavidlo rozpouští oxidy na povrchu oceli a zabraňuje jejich vzniku při následném noření. Aplikace tavidla se provádí dvěma způsoby, suchým a mokřým způsobem. U suchého způsobu se tavidlo nanáší ponořením součásti do roztoku tavidla, následuje usušení a ponoření do roztoku zinku. U mokřého způsobu se využívá rozdělené lázně tavidla se zinkem – na půlce lázně je na povrchu tavidlo, přes které se součást do lázně ponořuje. Vytažení součásti probíhá na půlce, kde tavidlo není obsaženo. Při ponoru součásti dochází k reakcím mezi zinkovou lázní a ocelovou součástí. Vznikají různé intermetalické fáze. Obsah zinku se směrem k povrchu vrstvy zvětšuje. Výsledná vrstva je velmi hladká, proto je v některých případech do procesu zařazeno jemné otryskání povrchu z důvodu lepšího ulpění maziva při lisování. Povrch poskytuje velmi dobrou protikorozní ochranu a je vhodný pro hluboké tažení. [10, 14]



Obr. 19 - Rozložení zinku v povrchových vrstvách vytvořených výše popsanými metodami [14]

Na **obr. 19** je zobrazen rozdíl v rozložení zinku v povrchových vrstvách vytvořených výše popsanými metodami.

3.2.2 Možné zvýšení obsahu vodíku

U metod žárového i elektrolytického zinkování dochází k difundování vodíku do základního materiálu. U žárové metody dochází k navodíkování hlavně při procesu moření v kyselině. Při odstraňování nečistot vzniká chemická reakce a vodík se vyvazuje z mořicích kyselin. Následně vniká do oceli a zachytává se ve vadách krystalové mřížky, kde se shlukuje

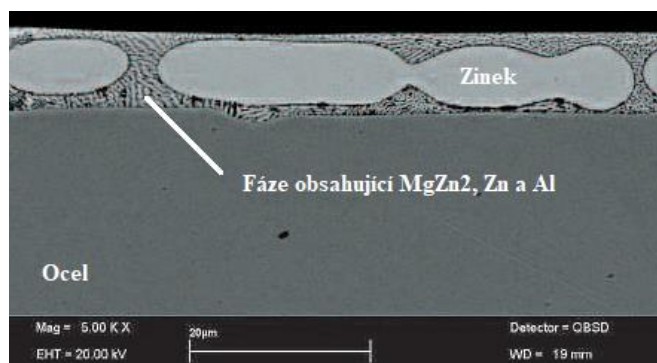
(rekombinuje). V daných místech vzniká tlak, který způsobuje křehnutí materiálu (vodíkovou křehkost). U metody elektrolytického zinkování dochází k navodíkování při elektrolytickém odmašťování, i při samotném galvanickém zinkování. Během odmašťování dochází k elektrolytickému rozkladu vody na kyslík na anodě a vodík na katodě → katoda je základním materiálem, vodík do něj může difundovat. Podobně při samotné operaci elektrolytického zinkování může docházet k vylučování vodíku a zinku na základním materiálu současně. [10, 15]

Snížení výsledného obsahu vodíku se dá dosáhnout odvodíkováním. Za vyšších teplot je zinková vrstva (bariéra) pro vodík prostupnější a vodík může desorbovat. Pro odvodíkování je tedy vhodné použít temperování (např. na teplotě ca 230 °C po dobu 1-2 hodin). Při temperování může ale docházet ke změnám ve složení povrchové vrstvy, proto je nutné čas a teplotu temperování vhodně zvolit. [15]

3.3 Povrchová vrstva typu Zn–Mg

Jedná se o vylepšenou variantu klasického zinkového povlaku. Vylepšení se dosahuje přidáním legujících prvků Mg a Al, které výrazně zlepšují odolnost proti korozi v atmosférickém a solném prostředí. Obsah těchto prvků v povrchové vrstvě může být až 8 %, zpravidla 1–3 % Al, 1–4 % Mg a zbytek Zn. Tento typ povrchové vrstvy je relativně nový, první představení vrstvy proběhlo v roce 2007. Povrchová vrstva Zn-Mg je díky svým vlastnostem velmi populární a postupně nahrazuje běžné zinkové povlaky. V praxi se s povrchovou vrstvou typu Zn-Mg můžeme setkat pod různými obchodními názvy, např.: MagiZinc (spol. TATA Steel), Corrender (spol. Voestalpine Stahl), Magnelis (spol. ArcelorMittal), ZM EcoProtect (spol. ThyssenKrupp Steel). [16, 17]

Na *obr. 20* je zobrazena typická nehomogenní struktura povrchové vrstvy typu Zn-Mg. Vrstva je složena z primární Zn fáze, která je obklopena fázemi obsahujícími Mg, Zn a Al. Když je povrch vystaven působení korozního prostředí, vytvoří se na povrchu oxidová vrstva (bariéra), která výrazně snižuje rychlost koroze. [17]



Obr. 20 - Nehomogenní struktura povrchové vrstvy Zn-Mg [17]

Jak již bylo zmíněno, přidání prvků Mg a Al výrazně zvyšuje protikorozi odolnost vrstvy. Při zachování stejné tloušťky vrstvy typu Zn-Mg jako vrstvy Zn, dosáhneme mnohem delší životnosti součásti. Na **obr. 21** je zobrazen test protikorozi odolnosti povrchové vrstvy MagiZinc a běžné Zn vrstvy v solné mlze, test proběhl dle normy ČSN EN 13523–8. Díky této větší poskytované ochraně, je pro zachování stejných protikorozi vlastností, jako má povrchová vrstva typu Zn, možno povrchovou vrstvu Zn-Mg ztenčit (až o ca 1/3 původní tloušťky). Tímto ztenčením povrchové vrstvy se šetří prostředí, zdroje i náklady na výrobu. Ztenčení také znamená snížení hmotnosti výsledné součásti. U automobilů se dosahuje úspory v jednotkách kilogramů. Oproti standardním zinkovým vrstvám dosahují hořčíkem legované vrstvy větší tvrdosti, z toho důvodu nedochází při lisování k výraznému otěru zinkového povrchu. Na druhou stranu je ale vrstva křehčí, což snižuje tvařitelnost složitějších dílů. Výhodou tenkých Zn-Mg vrstev je také lepší svařitelnost karosářských dílů. [16, 17, 18]



Obr. 21 - Test protikorozi odolnosti v solné mlze [17]

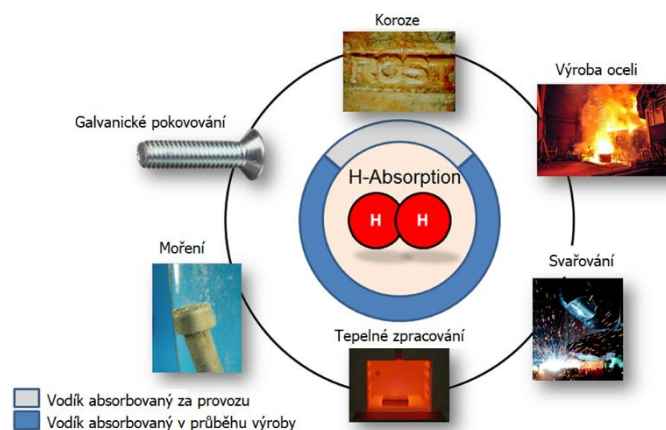
Příprava povrchových vrstev typu Zn-Mg probíhá obdobně jako vrstev typu Zn. Standardně se využívá metoda žárového zinkování v lázni obsahující zinek a příslušné prvky. [16]

4 Vliv vodíku v oceli

Přítomnost nadměrného obsahu vodíku v oceli způsobuje její degradaci. Tato degradace se projevuje snížením mechanických vlastností oceli – snížení tažnosti, plasticity, houževnatosti. Dochází ke vzniku např. tzv. vodíkové křehkosti, zbrzděných lomů součástí, vzniku tzv. studených trhlin při svařování, nebo tzv. vodíkové koroze. [2, 23]

Odolnost oceli proti vodíkové degradaci je ovlivňována pevností oceli a její mikrostrukturou. Odolnost oceli proti vodíkové degradaci klesá s rostoucí mezí pevnosti v tahu. Oceli s mezí pevnosti v tahu (R_m) nižší než 700 MPa se řadí mezi oceli velmi odolné proti vzniku vodíkové křehkosti. Naproti tomu, u ocelí s R_m vyšší než 1200 MPa je již odolnost proti vzniku vodíkové křehkosti velmi malá. U těchto vysokopevných ocelí způsobuje nadměrná přítomnost vodíku výrazné snížení mechanických vlastností – může dojít ke vzniku křehkého lomu součásti i pod zatížením mnohem nižším, než je mez kluzu daného materiálu. S pevností souvisí i mikrostruktura oceli. Za nejméně odolné oceli se považují martenzitické nepopuštěné oceli, dále se odolnost zvyšuje následovně: bainitické nepopuštěné oceli → feritickoperlitické oceli → bainitické a martenzitické popuštěné oceli. Nepopuštěné zakalené oceli obsahují vysoké vnitřní pnutí, což v kombinaci se zvýšeným obsahem vodíku, vede ke vzniku křehkých lomů. [19, 23]

Vodík je nejlehčím a nejjednodušším prvkem. Jádro atomu vodíku obsahuje pouze jeden proton a obal jeden elektron. Ve svém přirozeném stavu se jedná o dvouatomový plyn – H_2 . Molekulární vodík je ale příliš veliký k tomu, aby jednoduše pronikl povrchem oceli. Dochází tedy k disociaci a do oceli vniká v atomární formě. K disociaci a difuzi atomárního vodíku do oceli může docházet při samotné výrobě oceli i při různých následných operacích, nebo korozi (**obr. 22**). Typickými operacemi, při kterých dochází k difuzi vodíku do oceli, jsou: galvanické pokovování, moření, tepelné zpracování a svařování. [23, 24]



Obr. 22 – Původ vodíku v oceli [24]

4.1 Princip vodíkového křehnutí

Samostatný atom vodíku je velmi reaktivní, nestabilní a pohyblivý. Atom H je mnohem menší než atom Fe, proto se vodík rozpuštěný v oceli intersticiálně pohybuje. K tomu, aby mohl působit v oceli problémy, využívá jejich defektů (vady krystalické mřížky, vměstky, dutiny). Tyto defekty působí jako oblasti se zvýšenou koncentrací vodíku a nazývají se tzv. vodíkovými pastmi. Dle typu poruchy krystalické mřížky dochází, za přítomnosti vodíku, ke snížení nebo zvýšení vnitřního napětí mřížky. Pokud se jedná o poruchu bodovou (vakance), přítomnost vodíku může napětí způsobené poruchou snížit tím, že atom vodíku vyplní volné místo v krystalické mřížce. Pokud je porucha čárová (dislokace), dochází k vytvoření řetězce atomů vodíku podél poruchy. Tento řetězec jednotlivých atomů vodíku nedokáže pohyb dislokace zcela zastavit, ale dokáže napětí potřebné k pohybu dislokace zvýšit. Pokud v tomto řetězci navíc dojde k rekombinaci dvou sousedních atomů vodíku, a tedy vzniku molekulárního vodíku, tak se napětí potřebné pro pohyb dislokace mnohonásobně zvýší a dochází k blokování pohybu dislokace v daném bodě. Při zatěžování materiálu přirozeně dochází k pohybu dislokací. Pokud je tento pohyb blokován, tak dochází ke snižování tažnosti a houževnatosti materiálu, a tím pádem k jeho křehnutí. Rozhraní, jako hranice zrn a fází, jsou považovány za dislokační pole. V tomto dislokačním poli dochází k hromadění rozpuštěného vodíku, jeho rekombinaci, a tedy ke křehnutí rozhraní. K obdobným procesům dochází i v okolí inkluzí (vměstků). [23]

4.2 Vodíková křehkost

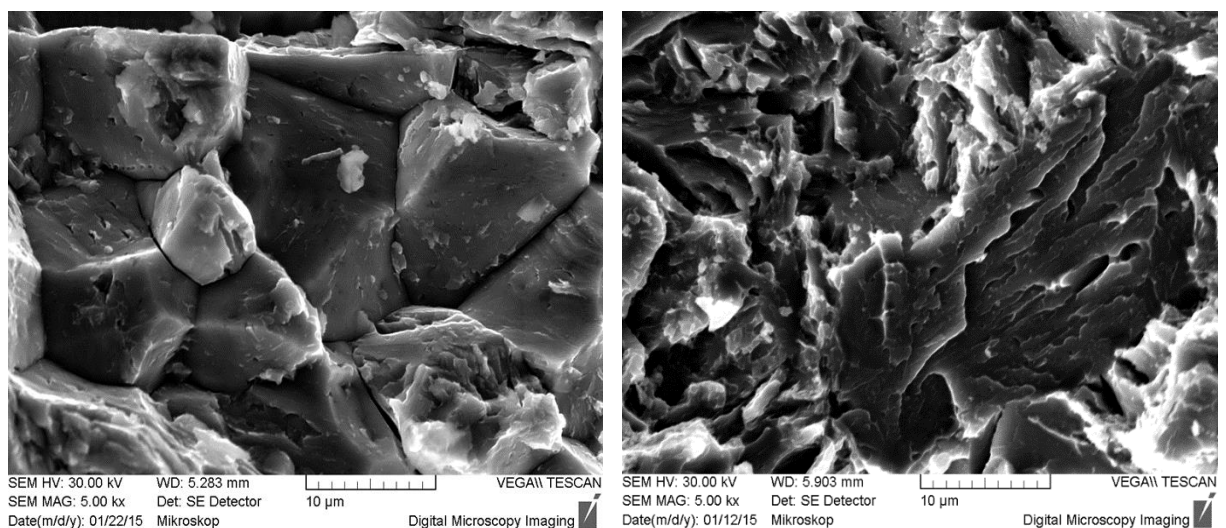
V souvislosti s přítomností vodíku v materiálu se často setkáváme s pojmem vodíková křehkost. Pojem vodíková křehkost lze obecně chápat jako termín používaný pro degradaci materiálu vlivem nepříznivého působení vodíku za nízkých teplot. Tento pojem velmi dobře vystihuje změnu mechanických vlastností za přítomnosti vodíku (ztráta tažnosti, houževnatosti, vznik křehkých lomů). Principiálně se většinou jedná o zkřehnutí materiálu tak, jak je popsáno v kapitole 4.1., nebo vznikem vnitřních trhlin a dutin. [19]

Nízké teploty jsou myšleny do 200 °C, nad 200 °C se již jedná o degradaci vysokoteplotní (vodíková koroze). Za nízkých teplot může vlivem vodíku docházet k již zmiňovanému křehnutí materiálu, vzniku vnitřních trhlin a dutin, vzniku vodíkových puchýřů, nebo zbrzděných a křehkých lomů. Tyto defekty vznikají z důvodu snahy atomárního vodíku o rekombinaci na vodík molekulární. Molekulární vodík zvyšuje vnitřní napětí a z oceli již

nelze odstranit. Dále jsou stručně popsány vybrané případy defektů způsobovaných nadměrnou přítomností vodíku v oceli. [23]

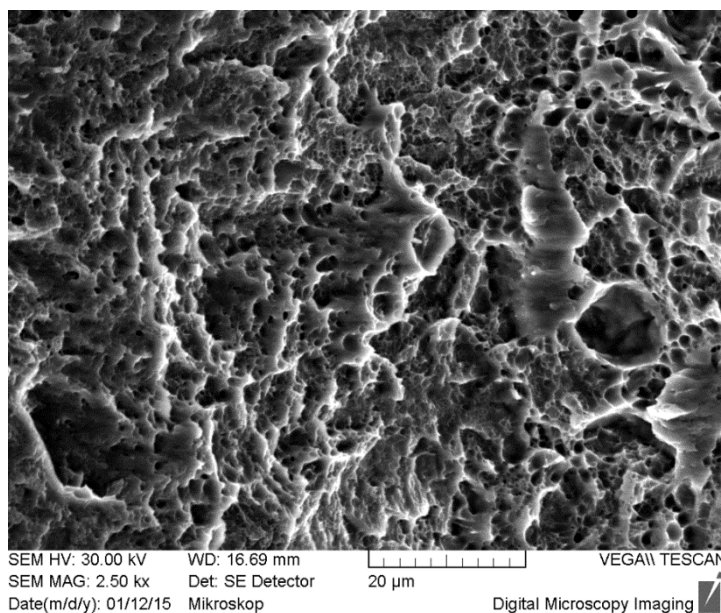
4.2.1 Vybrané případy vodíkových defektů

- Vodíkové puchýře – Vodíkovými puchýři jsou myšleny trhliny uvnitř materiálu, které nejčastěji vznikají v okolí nekovových vměstků v nízkopevných ocelích. Tyto trhliny se mohou šířit pomocí procesu vodíkového praskání HIC (Hydrogen – Induced – Cracking). K šíření těchto trhlín není většinou potřeba vnějšího zatížení. K šíření dochází vlivem rekombinace atomárního vodíku na molekulární. [23]
- Zbrzděné lomy – Ke vzniku tzv. zbrzděného lomu – HSC (Hydrogen – Stress – Cracking) dochází vlivem vodíku pod nižším zatížením, než je mez kluzu dané oceli. K lomu dochází až po uplynutí nějakého času, proto může být vodík v oceli obsažen i z více zdrojů (např. navodíkování při výrobě a při korozi za provozu). Vodík se v oceli usazuje ve vodíkových pastech, ve kterých rekombinuje. Dochází ke vzniku vnitřních trhlín (dutin) a jejich růstu vlivem zvětšujícího se napětí → ztráta mechanických vlastností a lom součásti. [23, 24]
- Křehký lom při tahovém napětí – V extrémním případě ztráty tažnosti dochází u náchylných (vysokopevných) ocelí, z důvodu aplikovaného nebo zbytkového tahového napětí, ke křehkému lomu. Lom mívá charakter transkrystalického štěpného, popř. interkrystalického porušení. Dolom bývá tvárného charakteru. V anglosaské literatuře se můžeme setkat s označením – HEC (Hydrogen – Embrittlement – Cracking). Na **obr. 23** je zobrazen interkrystalický (vlevo) a štěpný lom (vpravo) výlisku oceli 22MnB5. Na **obr. 24**



Obr. 23 – Interkrystalický a štěpný lom výlisku oceli 22MnB5 [20]

je zobrazen tvárný (houževnatý) lom, který je pro daný typ oceli přirozený (když se neprojevuje vodíková křehkost). [19, 23]



Obr. 24 – Tvárný lom oceli 22MnB5 [20]

4.3 Vodíková koroze

Vodíková koroze je pojem, který se týká vodíkové degradace materiálu za vysokých teplot (řádově vyšších než 200 °C). Tato degradace spočívá v povrchovém oduhličování materiálu a vzniku chemické reakce vodíku s uhlíkem. Obecně stoupá rozpustnost vodíku v železe s rostoucí teplotou. I tak je ale rozpustnost vodíku i uhlíku v železe α poměrně malá. Pokud jsou ale tyto prvky přítomny společně, může za vhodných teplotních podmínek dojít k jejich reakci za vzniku methanu (1). $4H$ v závorce představuje vodík v atomární formě. [23]



Tato reakce probíhá na hranicích zrn, kde methan způsobuje vznik vnitřních tlaků, vytváří trhliny, porušuje ocel a dochází k oduhličování. K projevům této vodíkové degradace dochází především v chemickém a petrochemickém průmyslu, kde za vysokých teplot a tlaků dochází k dlouhodobému kontaktu materiálu s vodíkem (řádově roky). Časem při stálé dodávce rozpuštěného vodíku do oceli, dochází ke stále většímu nárůstu methanu uvnitř oceli. Tvorba methanu spotřebovává více a více uhlíku, a tím dochází k oduhličování oceli. Vzniklá molekula methanu je poměrně veliká, v krystalické mřížce kovu je nehybná, a způsobuje velký vnitřní tlak. V důsledku vnitřního tlaku dochází v materiálu ke vzniku trhlin, dutin a ztrátě mechanických vlastností. [23]

4.4 Vodík v procesu svařování

Kvalita svarového spoje je přítomností vodíku také znehodnocována. Vodík způsobuje vznik napětí ve svarovém materiálu, vznik tzv. studených trhlin a křehnutí svarového spoje. Během svařování může dojít k navodíkování materiálu několika způsoby. Vodík může do svarového kovu disociovat z nečistot obsažených v přídavných svařovacích materiálech, z okolní vlhkosti, ze zvlhlých elektrod a zvlhlého tavidla. Anebo z neupraveného povrchu svařovaného materiálu – přítomnost rzi, mastnoty, barvy a dalších nečistot může také způsobit zvýšený obsah vodíku ve svarovém kovu. [2, 23, 24]

Ke vzniku tzv. trhlin za studena dochází při tuhnutí svarového kovu pod teplotou ca 300 °C. Při tuhnutí svarového kovu se snižuje jeho teplota a s ní i rozpustnost vodíku v něm. Dochází k difuzi vodíku ze svarového kovu do okolní TOO. V této oblasti vyhledává vodík místa se strukturní heterogenitou jako jsou vměstky, dutiny apod. V těchto oblastech se vodík koncentruje, rekombinuje a vytváří studené trhliny. Tvorba studených trhlin probíhá po dobu několika hodin po skončení svařovacího procesu. Z tohoto důvodu se ve většině případů nedestruktivní zkoušky svarů provádějí minimálně po 72 hodinách po svařovacím procesu – po této době se již trhliny předpokládají za rozvinuté. [2, 23]

4.5 Standardní metody testování vodíkové křehkosti

Na přítomnost nadměrného množství vodíku v oceli se většinou přijde až po destrukci (lomu) součásti. Proto je většina standardních metod pro testování vodíkové křehkosti destruktivní. Někdy je vodíková příčina lomu viditelná pouhým okem, např. v případě výskytu tzv. rybích ok. Rybí oka jsou místa, od kterých se odvíjí šíření trhlin a jsou ohraničené bílými skvrnami. Většinou je ale nutné provést fraktografickou analýzu lomové plochy za použití mikroskopu. Pomocí fraktografické analýzy se prozkoumá charakter lomu a učiní se závěr s ohledem na vodíkovou křehkost.

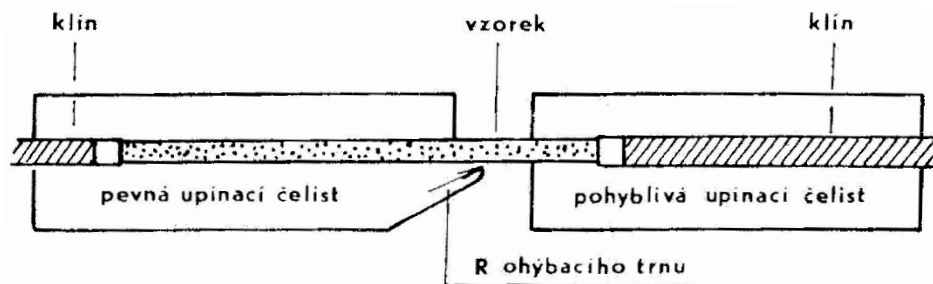
Mezi standardní metody testování vodíkové křehkosti patří např. zkouška dle ČSN EN 10229, která hodnotí odolnost ocelových výrobků proti vzniku trhlin indukovaných vodíkem (HIC). Zkouška vystavuje definovaná zkušební tělesa působení daného korozního prostředí po dobu 96 hodin. Následně se ze zkušební tělesa odeberou vzorky, ze kterých se udělá výbrus. Poté se výbrusy opticky zkoumají a hodnotí se vznik trhlin z důvodu přítomnosti vodíku. Zkušební postup je definován v normě. [25] Další metodou je testování dle ČSN ISO 15330. Tato norma stanovuje zátěžovou zkoušku spojovacích součástí (šrouby, matice, podložky),

kteře jsou namáhány tahem. Zkouška probíhá za pokojové teploty a doba trvání zkoušky musí být minimálně 48 hodin. Vyhodnocuje se vznik trhlin nebo porušení po zkoušce. Součást je v pořádku, pokud na ni nejsou viditelné trhliny a porušení bez použití dodatečných zvětšovacíh přístrojů. Definice zkoušených součástí a zkušební postup je uveden v normě. [26] Dalšími standardními metodami jsou zkoušky dle norem ČSN EN 2831 a ČSN EN 2832. Tyto zkoušky jsou podrobněji popsány dále.

4.5.1 Zkouška pomalým ohybem

Specifikace této zkoušky je uvedena v normě ČSN EN 2831. Zkouška slouží ke stanovení vodíkové křehkosti oceli při použití elektrolytických a chemických povrchových úprav nebo k ověření obnovy houževnatosti po odvodíkování součásti. Vzorek, jehož definované rozměry jsou: délka 180–200 mm, šířka 15–20 mm a tloušťka 1,8–4 mm, podstupuje zkoušku pomalým ohybem na definovaném zkušebním zařízení. Při provádění zkoušky se sleduje úhel vychýlení pohyblivé čelisti zařízení a oblast vzorku, kde dochází k největší deformaci ohybem. Rychlost ohybu se určí vzhledem k rozměrům a materiálu vzorku. Úhel, při kterém se vyskytne první trhlina v ohýbané oblasti, se následně přepočítává na houževnatost. Tyto úhly a přepočtená houževnatost jsou poté porovnávány s hodnotami referenčních vzorků. [27]

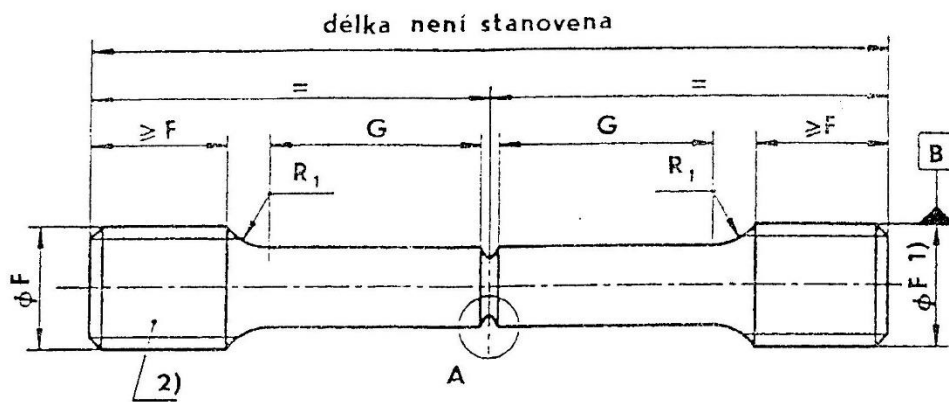
Na *obr. 25* je znázorněno zkušební zařízení a uchycení zkoušeného vzorku. Zařízení je vybaveno pevnou a pohyblivou upínací čelistí, ohýbacím trnem o daném poloměru, přístrojem pro měření úhlu pohyblivé čelisti a optickým přístrojem pro zachycení vzniku trhliny. [27]



Obr. 25 – Zkušební zařízení a uchycení vzorku [27]

4.5.2 Zkouška tahem na zkušební tělese s vrubem

Specifikace této zkoušky je uvedena v normě ČSN EN 2832. Zkouška opět slouží ke stanovení vodíkové křehkosti oceli při použití elektrolytických a chemických povrchových úprav. Zkouška je prováděna na tělese s vrubem. Definované rozměry tělesa a vrubu jsou uvedeny v tabulce 1 v normě. Zkušebními zařízeními jsou veškeré stroje určené pro zkoušku tahem. Zkušební těleso je zatěžováno po dobu 200 hodin na zkušební zařízení a zkouška probíhá při pokojové teplotě. Zvolené zatížení musí odpovídat $75 \pm 2 \%$ pevnosti v tahu zkoušeného tělesa. Těleso je v pořádku, pokud do 200 hodin nedojde k lomu. Zkušební těleso je zobrazeno na *obr. 26*. [28]



Obr. 26 – Zkušební těleso [28]

5 Obdržený materiál, cíle experimentu

Obdrženým materiálem je ocel 22MnB5 s povrchovou vrstvou Al-Si, aplikovanou metodou „Hot-Dip“. Jak již bylo popsáno v kapitole 2, tato za tepla tvářená vysokopevná ocel tvoří u novodobých automobilů nosné části vozu a součásti spojené s ochrannou funkcí posádky a motoru. Výsledná struktura součástí je plně martenzitická, tedy: pevná, tuhá, tvrdá a s nízkou tažností (ca 5%). U některých součástí se z důvodu zajištění lepší absorpce energie při nárazu zavádí oblasti s menší pevností a zvýšenou tažností (viz. 2.1.5).

Problémem plně martenzitické struktury je náchylnost na přítomnost vodíku v oceli. Oceli s martenzitickou nepopuštěnou strukturou jsou považovány za nejméně odolné oceli proti vodíkové křehkosti. Důvodem je možný vysoký obsah vodíku a vysoké vnitřní pnutí. Obecně také platí – čím větší pevnost materiálu, tím menší odolnost proti vodíkové křehkosti. [19] Při zvýšeném obsahu vodíku v oceli 22MnB5, může docházet ke vzniku mikrotrhlin a tím pádem ke snížení dynamické odolnosti materiálu. Tyto mikrotrhliny působí jako účinný koncentrátor napětí a mohou vést ke změně tvárného lomu na štěpný. [2]

Z důvodu zvýšeného obsahu vodíku v oceli, dochází při výrobní technologii kalení lisováním ke vzniku prasklin (trhlin) při procesu kalení a k ovlivňování výsledné pevnosti svarů (vznik studených trhlin).

5.1 Vzorky pro měření

Prvním vzorkem je ocel 22MnB5 s povrchovou vrstvou Al-Si zpevněná BH efektem. Hodnota meze kluzu by měla být ca 1250 MPa. Tento vzorek již byl použit na jiný experiment, při kterém byl experimentálně navodíkován a podstoupil zkoušku ohybem v klimatické komoře. Vzorek stejného typu bez vodíku, který by sloužil k porovnání výsledků bohužel nebyl k dispozici. I přesto bylo ale měření provedeno, dle předpokladu mohl vodík obsažený v oceli způsobit výraznější odlišnosti v jednotlivých měřeních.

Dále byly zkoumány fragmenty za tepla tvářených výlisků oceli 22MnB5 dodaných přímo z výroby. Jeden výlisek s trhlinou způsobenou zvýšeným obsahem vodíku při výrobě. Vliv vodíku na vznik trhliny byl prokázán fraktograficky (viz. **obr. 23**). A druhý výlisek bez známek jakéhokoliv defektu. Druhý výlisek sloužil jako referenční materiál (etalon).



Obr. 27 – Výlisek oceli 22MnB5 s trhlinou

Na **obr. 27** je zobrazen výlisek z výroby s trhlinou způsobenou zvýšeným obsahem vodíku při kalení (fraktograficky dokázáno). Vpravo je zobrazen detail trhliny z obou stran. Dále je na obrázku znázorněno místo odběru vzorku pro indentační zkoušky. Výběr místa odběru je limitován geometrií výlisku – vzorek musí být co nejvíce rovinný. Místo odběru je také vzdáleno od místa trhliny – v místě trhliny se již nepředpokládá zvýšený obsah vodíku. V **tab. 2** je zobrazeno chemické složení zkoumaných výlisků (hm. %).

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu
Obsah (hm.%)	0,23	1,18	0,26	0,016	0,002	0,21	0,07	0,1
		Mo	V	Al	Ti	B	O	N
		0,02	<0,01	0,038	0,027	0,003	0,0015	0,0042

Tab. 2 – Chemické složení zkoumaných výlisků

Na **obr. 28** je zobrazen výlisek bez defektu. Tento výlisek sloužil jako referenční materiál (etalon) k porovnávání naměřených hodnot. Pozice odběru vzorku není označena, protože daný výlisek sloužil jako porovnávací etalon již při jiných zkouškách a byl částečně rozřezán. Bylo tedy využito již dříve nařezaných vzorků, z kterých byl vybrán vzorek nejvíce rovinný.



Obr. 28 – Výlisek oceli 22MnB5 bez defektu

5.2 Cíle experimentu

Prvním cílem experimentu bylo ověření možnosti použití vybraných indentačních zkoušek pro testování stavu povrchové vrstvy Al-Si. Stavem povrchové vrstvy je myšlena hlavně tloušťka celkové a difúzní části povrchové vrstvy. Nedokonalá tloušťka těchto vrstev může nepříznivě ovlivnit výrobní proces, zejména pak svařitelnost součásti (viz. 3.1).

Druhým cílem bylo ověření možnosti použití vybraných indentačních zkoušek pro testování zvýšeného obsahu vodíku v oceli. Vodík v oceli je velmi těžce zachytitelný prvek. Většinou se na jeho přítomnost přijde až po destrukci součásti za použití fraktografie. Rovněž chemické analýzy často vedou k nejednoznačným výsledkům.

6 Zkušební metoda

Pro měření požadovaných veličin byla použita tzv. Instrumentovaná vnikací zkouška tvrdosti (metoda DSI – Depth Sensing Indentation). Výhodou této metody oproti běžným zkouškám tvrdosti je schopnost měřícího přístroje zaznamenávat okamžitou změnu hloubky vtisku vtačovaného indentoru do zkoumaného materiálu. Tato změna hloubky je zaznamenávána v závislosti na plynulém nárůstu a poklesu zatížení během celého procesu měření. Výstupem měření je indentační křivka v souřadnicích zatížení (N) – hloubka vtisku (μm). Měřící přístroj bývá napojen přímo na PC, kde se průběhy zkoušek zaznamenávají a zároveň vyhodnocují. [21]

Při experimentu byl využit tvrdoměr firmy Zwick – ZHU 2,5 (*obr. 29*).



Obr. 29 – Tvrdoměr Zwick ZHU 2,5

6.1 Válcový indentor

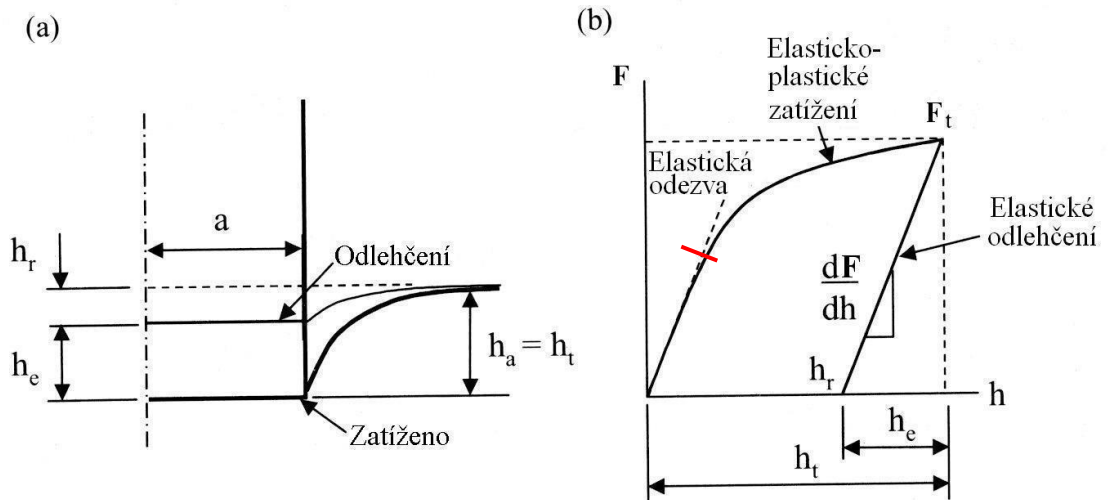
Konvenční indentory pro zkoušku podle Vickerse či Brinella již byly pro hodnocení povrchové vrstvy a zvýšeného obsahu vodíku vyzkoušeny. Výsledky těchto metod nebyly uspokojivé. Ukázalo se, že pomocí těchto metod nelze zkoumané problémy vhodně zachytit. Z tohoto důvodu bylo pro měření v této práci použito nekonvenčních válcových indentorů o průměrech 0,5 a 0,7 mm. Sada válcových indentorů ze slinutého karbidu byla vyrobena k příležitosti disertační práce Ing. Petra Hanuse, Ph.D. [22]

U válcového indentoru se v současné době vychází z předpokladu, že odezva materiálu při zátěži je elasticko-plastická. A na rozdíl od zatížení, je při odlehčení předpokládána pouze odezva elastická. Průběh síly v závislosti na hloubce vtisku při odlehčení lze vyjádřit vztahem:

$$F = 2aE^*h \quad (2)$$

Kde a je poloměr kontaktu indentoru s materiálem, v případě válcového indentoru tedy poloměr indentoru; E^* je tzv. redukovaný modul jež kombinuje modul indentoru a zkoumaného

materiálu; h je hloubka vtisku a F je síla. Derivací výrazu podle h se získá směrnice odlehčovací přímky (*obr. 30 (b)*). [21, 22]



Obr. 30 – a) Znázornění geometrie indentoru a povrchu vzorku při zatížení a odlehčení; b) Zatížení v závislosti na hloubce vtisku [21]

Na *obr. 30 (a)* je znázorněna geometrie indentoru a povrchu vzorku při zatížení a odlehčení. h_r – hloubka zbytkového vtisku; h_t – hloubka měřená od povrchu při maximálním zatížení F_t ; h_e – hloubka, která odpovídá elastickému posuvu indentoru během odlehčování. [21]

Ze záznamu indentační zkoušky lze získat i hodnota meze kluzu zkoumaného materiálu. Na *obr. 28 (b)* je červeně zobrazeno místo, kde se nachází tzv. indentační mez kluzu R_i (N). Pro získání meze kluzu, odpovídající mezi kluzu z tahové zkoušky, je nutné hodnotu indentační meze kluzu přepočítat pomocí daného koeficientu. Daný koeficient vychází ze základních hypotéz chování materiálu při vtláčování tělesa dle Henckyho. Tělesem je válcový indentor a vychází se z hypotézy odezvy materiálu na základě skluzových čar. Při jednoosém namáhání a použití válcového indentoru, lze pomocí skluzových čar, určit směr toku plastické deformace. [22] Hodnota koeficientu je 2,57, přepočtový vztah:

$$\frac{F}{S} = 2,57R_s \quad (3)$$

Kde F je síla při dosažení indentační meze kluzu; S je obsah plochy podstavy vtláčovaného válce a R_s je skutečná mez kluzu.

6.2 Hodnocené veličiny

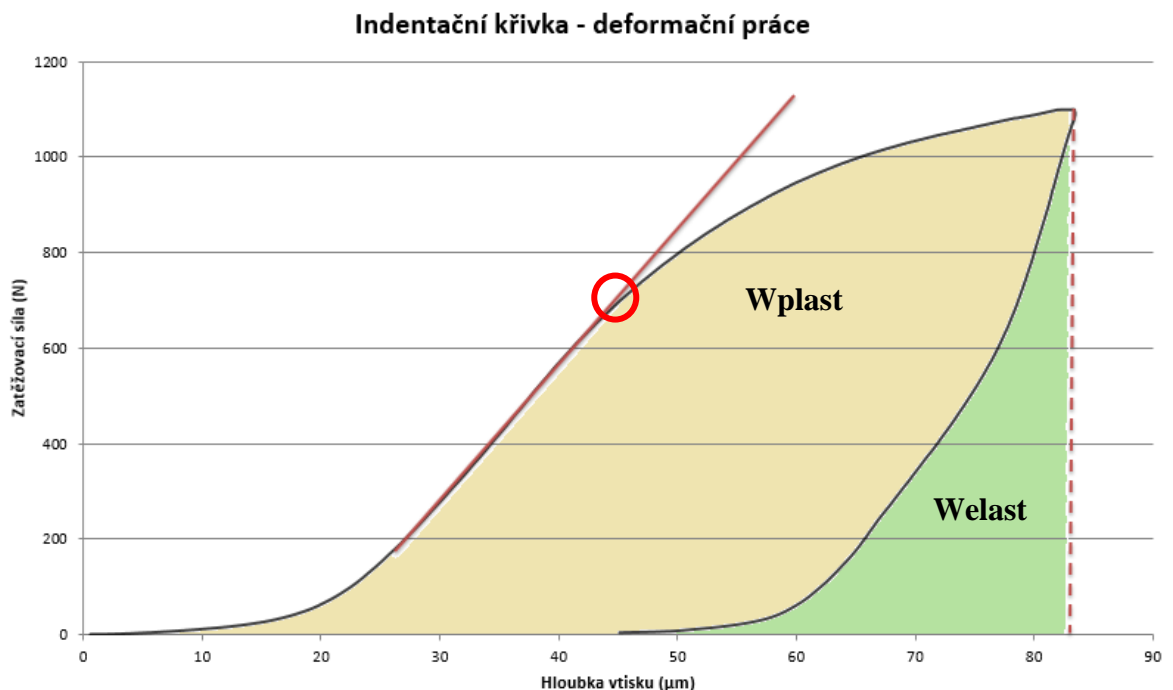
Hodnocené (měřené) veličiny jsou zobrazeny na **obr. 31**. Na obrázku je indentační křivka vzniklá při použití válcového indentoru s průměrem 0,5 mm, maximální zatížení bylo 1100 N.

Hlavní měřenou veličinou byla tzv. deformační práce (W_{celk}) spotřebovaná během vtlačování indentoru. Tato práce je dána obsahem plochy pod zatěžovací křivkou. Plocha, jenž je znázorněna mezi zatěžovací a odlehčovací křivkou, udává tzv. nevratnou plastickou práci (W_{plast}). A zeleně vyznačená plocha pod odlehčovací křivkou udává tzv. vratnou elastickou práci (W_{elast}). Hodnocený byl i tzv. součinitel zpětné relaxace η . Tento součinitel je dán vztahem (5). Platí:

$$W_{Celk} = W_{Plast} + W_{Elast} \quad (4)$$

$$\eta = \frac{W_{Elast}}{W_{Celk}} * 100 \quad (5)$$

Další měřenou veličinou byla hloubka vtisku. Její odečet je na obrázku znázorněn červenou čárkovanou kolmicí. Při odečtu hloubky vtisku bylo u některých indentačních křivek nutno odfiltrovat chybný náběh při počátku zatěžování. Poslední měřenou veličinou byla již zmiňovaná indentační mez kluzu, která byla následně přepočítána na skutečnou mez kluzu. Na obrázku je místo odečtu indentační meze kluzu znázorněno červeným kruhem. V tomto místě dochází ke změně dosud lineárního průběhu zatížení (červená přímka).

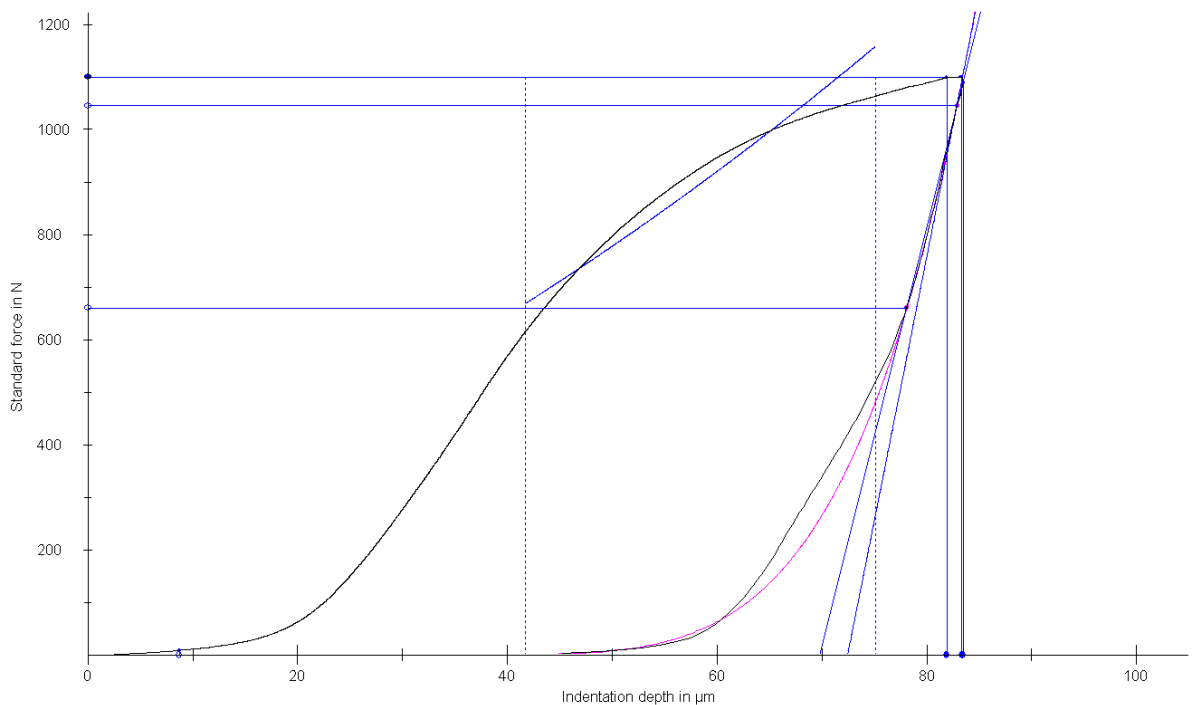


Obr. 31 – Indentační křivka – hodnocené veličiny

6.3 Zvolené zatížení, výpočet deformační práce

K indentaci byly použity dva indentory o průměrech 0,5 a 0,7 mm. K těmto indentorům bylo nutno zvolit správnou hodnotu zatížení, při které bude vykreslena optimální indentační křivka. Zatížení bylo voleno postupným přidáváním zátěže a sledováním průběhu indentační křivky. Požadavkem na indentační křivku bylo dosažení zlomu lineární části zatěžovací křivky a dostatečně dlouhé pokračování zátěže pro lepší odečet deformační práce. Zvolené zatížení pro indentor o průměru 0,5 mm bylo 1100 N a pro indentor o průměru 0,7 mm 1600 N.

Do určité výše hodnoty zatížení dokáže použitý indentační stroj a jeho software provádět výpočty W_{celk} , W_{plast} , W_{elast} a η samostatně (**obr. 32**). Pro variantu zatížení 1100 N byly provedeny výpočty přístrojem. Pro zatížení 1600 N to použitý přístroj neumožňuje, proto byly naměřené indentační křivky přepočítány v programu Grapher 12.



Obr. 32 – Prokládání indentační křivky softwarem

7 Hodnocení naměřených výsledků

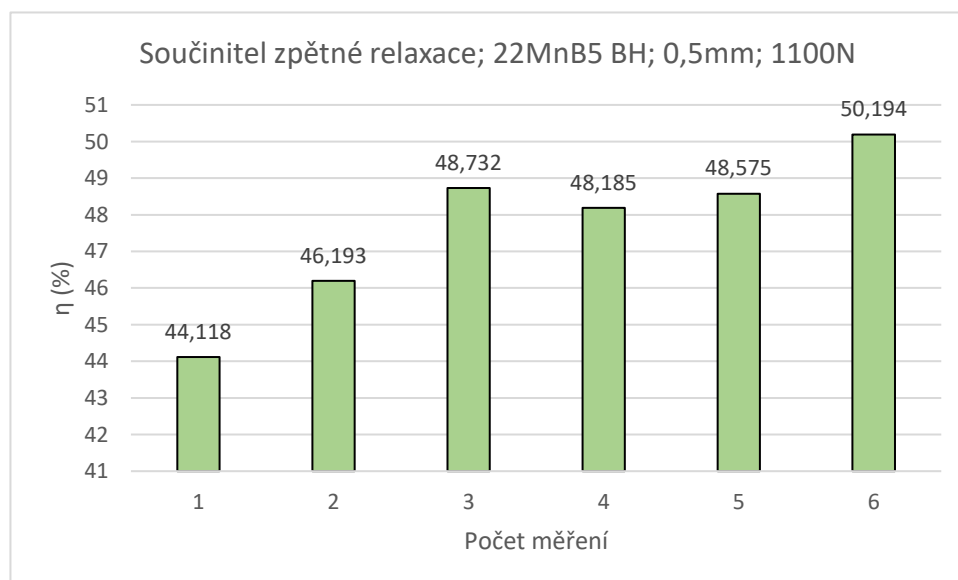
Každý vzorek byl měřen šestkrát oběma indentory. Celkem bylo tedy provedeno 36 měření k vyhodnocení. Veškeré naměřené a vypočtené hodnoty jsou uvedeny v tabulkách v příloze A. V příloze B jsou zobrazeny indentační křivky všech měření.

Zde jsou uvedena pouze naměřená data, která vykazují odlišné hodnoty oproti srovnávacímu vzorku, nebo mají výrazný rozptyl.

7.1 Vzorek 22MnB5 s BH

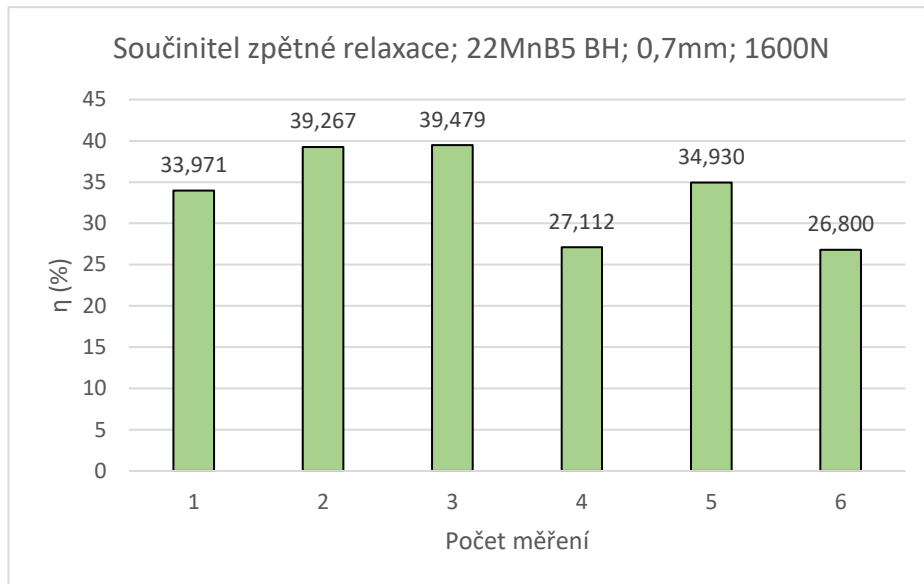
Tento vzorek byl experimentálně navodíkován. Stejný vzorek bez vodíku k porovnání výsledků bohužel nebyl k dispozici. Proto se v naměřených hodnotách zkoumaly pouze hodnoty s výraznějším rozptylem.

U hodnot naměřených indentorem o průměru 0,5 mm, byl výraznější rozptyl pouze u součinitele zpětné relaxace (η) – *graf 1*. Součinitel zpětné relaxace závisí na deformační práci a vratné elastické práci, u těchto hodnot ale už tak výrazný rozptyl nebyl. Hodnoty se sešly takovým způsobem, že při výpočtu η vznikly zdánlivě rozptýlenější výsledky. Spíše než vlivu vodíku by se tyto rozdíly daly přičíst rozdílům mikrostruktury vzorku. Průměrná hodnota měření je 47,666 a rozptyl je 4,676. Hloubka vtisku se pohybovala okolo 65 μm .



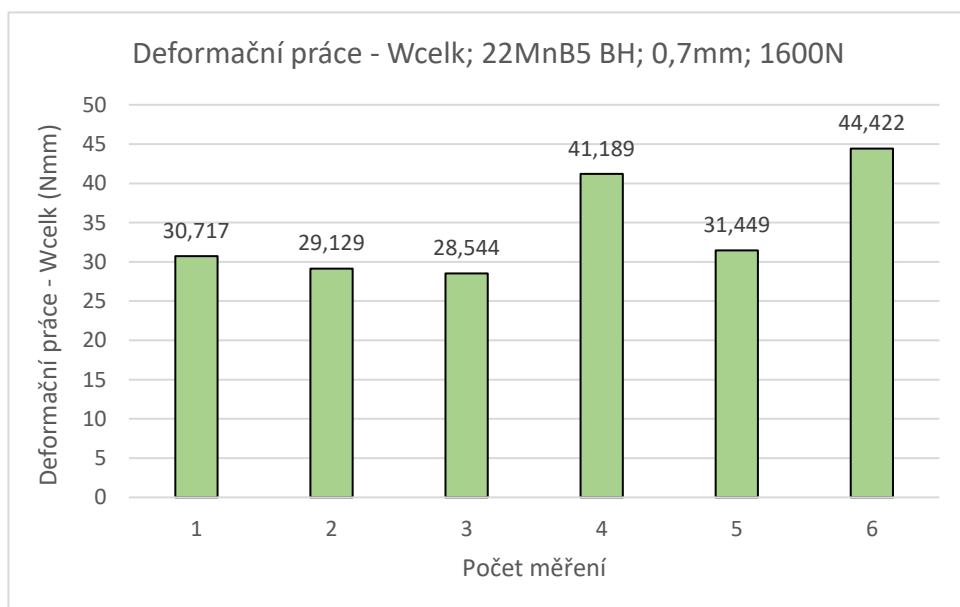
Graf 1 – Součinitel zpětné relaxace; 22MnB5 BH; 0,5; 1100N

Při měření indentorem o průměru 0,7 mm, byl opět naměřen výraznější rozptyl u hodnot součinitele zpětné relaxace (η) – **graf 2**. Průměrná hodnota η je 33,593 a rozptyl 31,385. Hloubka vtisku se pohybovala okolo 40 μm a hodnota skutečné meze kluzu okolo 1300 MPa.



Graf 2 - Součinitel zpětné relaxace; 22MnB5 BH; 0,7; 1600N

Na **grafu 3** je vidět, že hodnoty deformační práce 4. a 6. měření jsou vyšší než u měření ostatních. Tyto hodnoty se promítly i do hodnot η . Průměrná hodnota deformační práce je 34,242 Nmm a rozptyl 46,146. Je možné, že rozdíly hodnot jsou mimo odlišností v mikrostruktuře materiálu způsobeny i vlivem přítomného vodíku.

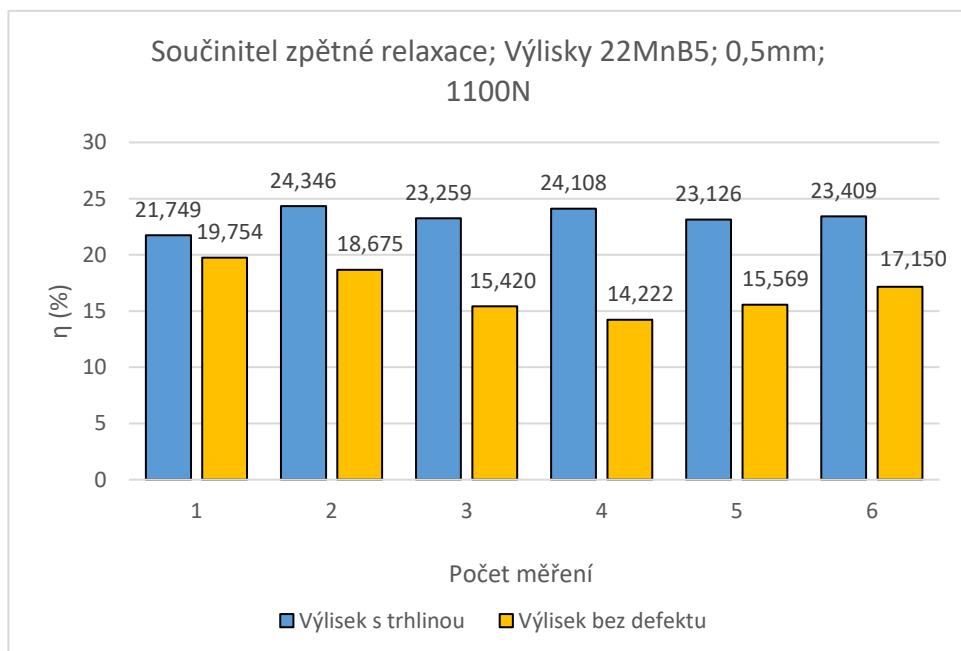


Graf 3 – Deformační práce; 22MnB5 BH; 0,7; 1600N

7.2 Výlisky 22MnB5

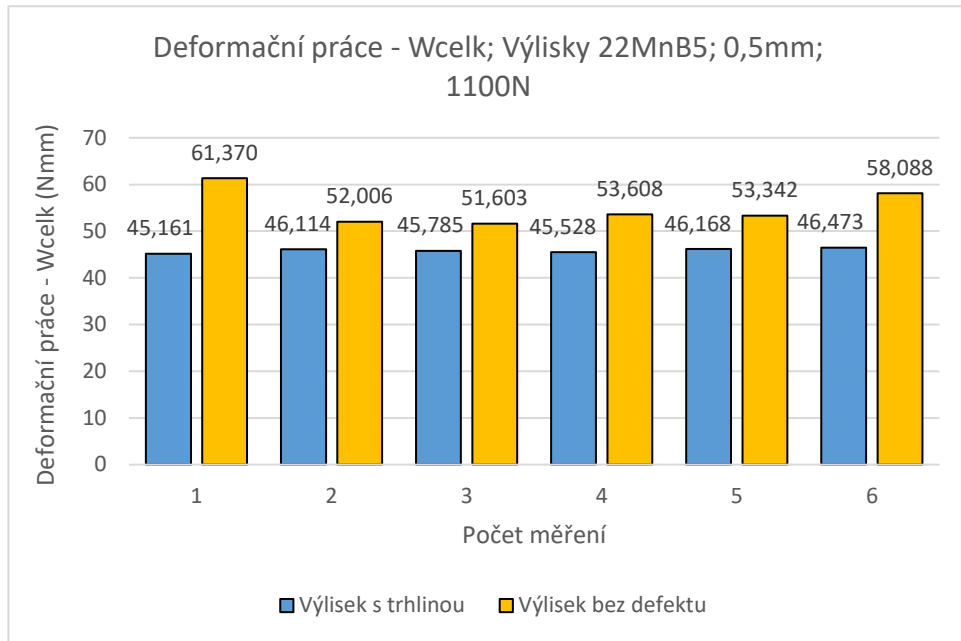
Jeden výlisek byl výlisek s trhlinou způsobenou zvýšeným obsahem vodíku při výrobě (fraktograficky prokázáno), a druhý byl bez defektu (viz. 4.1). U těchto vzorků se vyhodnocoval pouze výraznější rozdíl naměřených hodnot mezi jednotlivými vzorky.

Při měření indentorem o průměru 0,5 mm, byl výraznější rozdíl zachycen součinitelem zpětné relaxace (η) – **graf 4**. Z grafu je patrné, že u výlisku s trhlinou je rozptyl nižší než u výlisku bez defektu. Číselně – průměrná hodnota η výlisku s trhlinou 23,333 a rozptyl 0,838. Průměrná hodnota η výlisku bez defektu 16,798 a rozptyl 4,486. Podobné hodnoty vykazuje i deformační práce a vratná elastická práce, ze kterých součinitel η vychází (**graf 5**, **graf 6**). Hloubka vtisku obou vzorků byla podobná, pohybovala se okolo 78 μm .



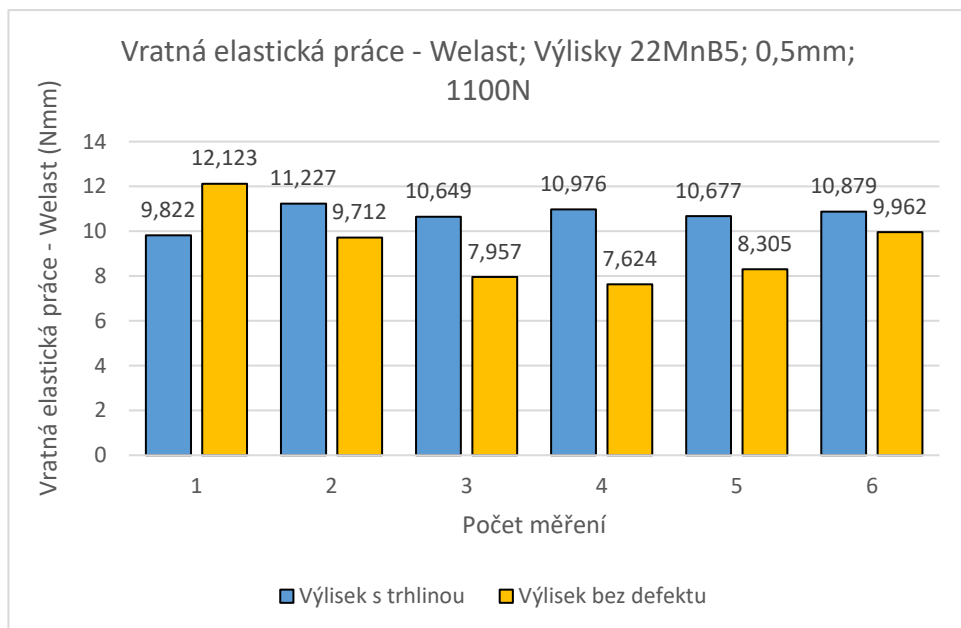
Graf 4 - Součinitel zpětné relaxace; Výlisky 22MnB5; 0,5mm; 1100N

Průměrná hodnota deformační práce výlisku s trhlinou je 45,872 Nmm a rozptyl 0,228. Průměrná hodnota deformační práce výlisku bez defektu je 55,003 Nmm a rozptyl 15,061. Hodnoty deformační práce výlisku bez defektu jsou v celém rozsahu měření vyšší než u výlisku s trhlinou. Jejich rozptyl je také vyšší. Rozdíl mezi materiály je z měření patrný, potvrzuje se předpokládaný pokles plasticity u vzorku s vodíkovým vlivem (zvýšené vnitřní napětí).



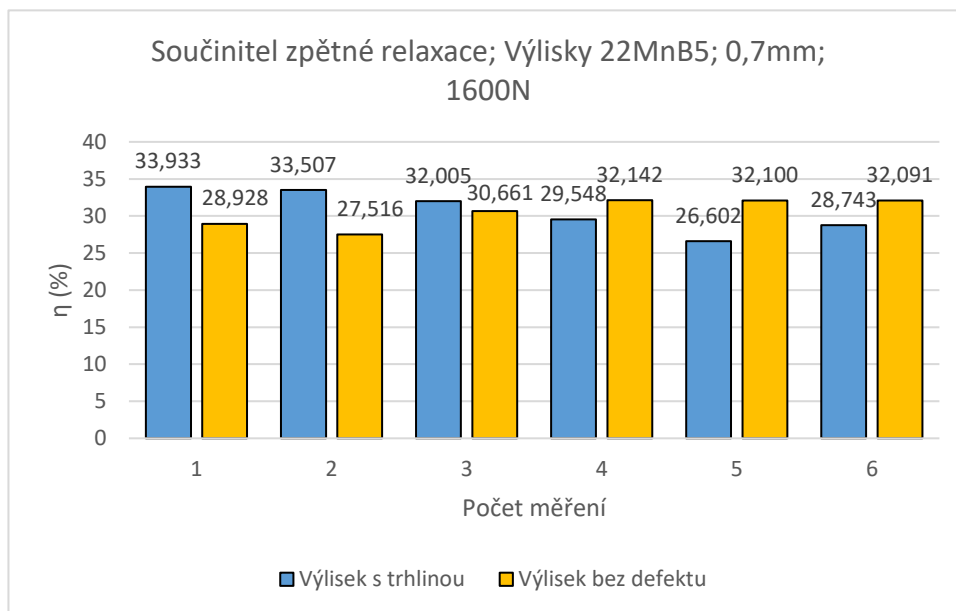
Graf 5 - Deformační práce - Wcelk; Výlisky 22MnB5; 0,5mm; 1100N

Průměrná hodnota vratné elastické práce výlisku s trhlinou je 10,705 a rozptyl 0,232. Průměrná hodnota vratné elastické práce výlisku bez defektu je 9,281 a rozptyl 2,836.



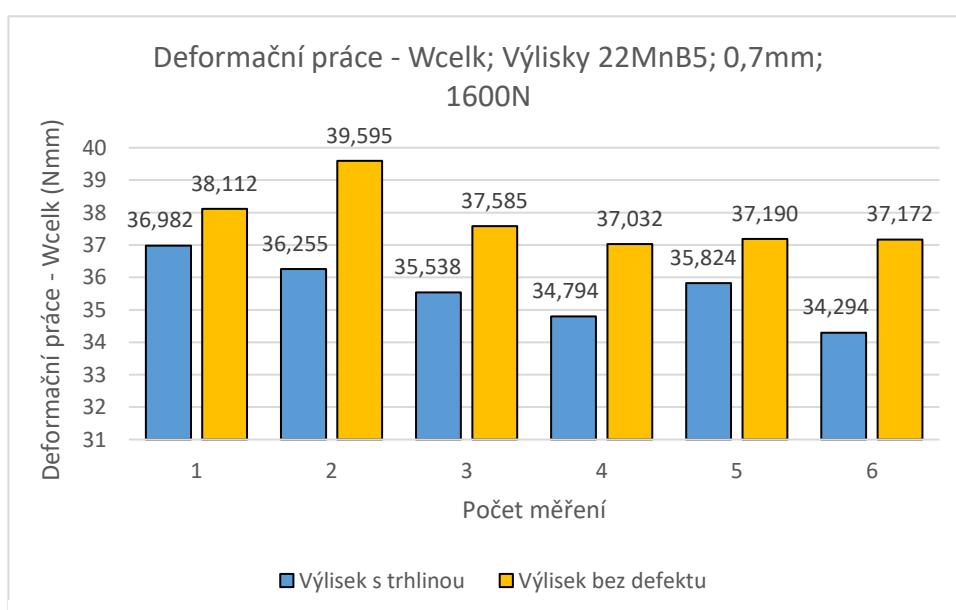
Graf 6 - Vratná elastická práce - Welast; Výlisky 22MnB5; 0,5mm; 1100N

Při měření indentorem o průměru 0,7 mm se už výrazný rozdíl naměřených hodnot neprojevil. U součinitele zpětné relaxace jsou hodnoty poměrně podobné, jejich rozptyl se také moc neliší (**graf 7**). Průměrná hodnota η výlisku s trhlinou je 30,723 a rozptyl 8,396. Průměrná hodnota η výlisku bez defektu je 30,573 a rozptyl 3,832.



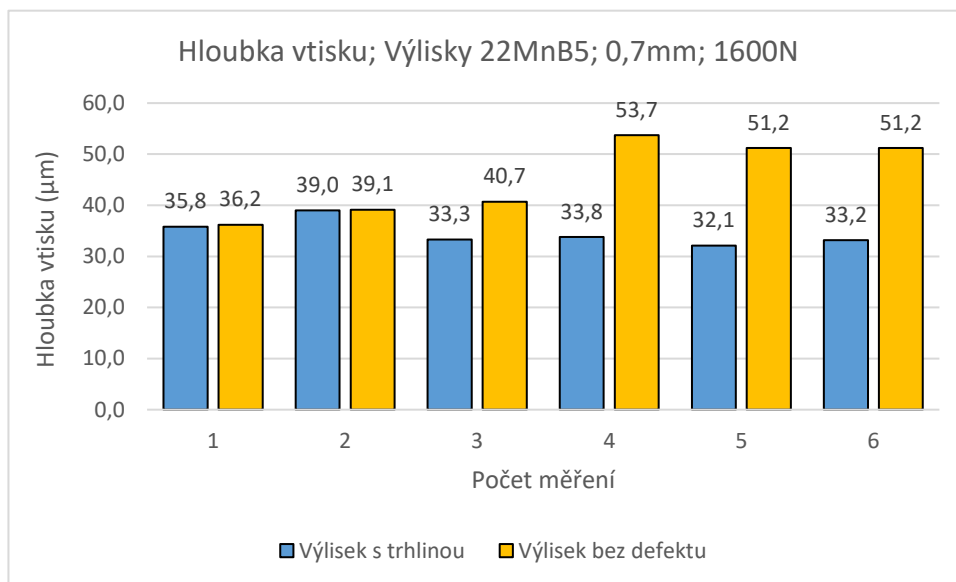
Graf 7 - Součinitel zpětné relaxace; Výlisky 22MnB5; 0,7mm; 1600N

U hodnot deformační práce (**graf 8**) jsou rozdíly znatelné obdobně jako u **grafu 5**. V porovnání s grafem 5 jsou ale rozdíly naměřených hodnot menší a výlisek s trhlinou má větší rozptyl. Průměrná hodnota deformační práce výlisku s trhlinou je 35,615 Nmm a rozptyl 0,949. Průměrná hodnota deformační práce výlisku bez defektu je 37,781 Nmm a rozptyl 0,944.



Graf 8 - Deformační práce - Wcelk; Výlisky 22MnB5; 0,7mm; 1600N

Naměřené hodnoty vratné elastické práce jsou velmi podobné, proto ani nejsou zobrazeny do grafu. Skutečná mez kluzu se také moc neliší, hodnoty se pohybují okolo 1080 MPa. Poslední hodnotou vykazující rozdíl je hloubka vtisku – **graf 9**. Hloubka vtisku u výlisku bez defektu dosahuje vyšších hodnot. Průměrná hodnota hloubky vtisku výlisku s trhlinou je 34,5 μm a rozptyl 6,263. Průměrná hodnota hloubky vtisku výlisku bez defektu je 45,4 μm a rozptyl 56,515.



Graf 9 - Hloubka vtisku; Výlisky 22MnB5; 0,7mm; 1600N

7.3 Souhrnné vyhodnocení naměřených výsledků

Nejprve k testování stavu povrchové vrstvy Al-Si. V naměřených hodnotách není možné stav povrchové vrstvy zjistit. Zachycení tloušťky celkové a difúzní části povrchové vrstvy bylo dle předpokladu možné v průběžích indentačních křivek (příloha B). Nicméně v průběžích indentačních křivek nic nenasvědčuje možnosti, touto metodou indentace, tloušťku povrchové vrstvy zachytit. Veškeré záchvěvy a křivosti indentačních křivek při náběhu zatížení, byly přičteny nerovnostem měřených vzorků a odfiltrovány z výsledků. Pro možnost zachycení povrchové vrstvy by byl pravděpodobně potřeba tvrdoměr s větší citlivostí.

Při testování zvýšeného obsahu vodíku byl zkoumán experimentálně navodíkováný vzorek bez možnosti porovnání výsledků se vzorkem bez vodíku. A poté dva výlisky stejného typu, kde jeden byl s trhlinou způsobenou zvýšeným obsahem vodíku při výrobě (fraktograficky prokázáno; viz. obr. 23), a druhý bez defektu. U experimentálně navodíkováného vzorku byly zkoumány pouze hodnoty s větším rozptylem. Hodnoty s větším rozptylem byly naměřeny u součinitele zpětné relaxace (η), a to jak v případě indentoru

o průměru 0,5 mm, tak v případě indentoru o průměru 0,7 mm. Při měření s indentorem o průměru 0,7 mm byly naměřeny rozdílné hodnoty i u deformační práce W_{celk} . Je velmi těžké říci, zda do naměřených odlišností promlouvá zvýšený obsah vodíku v oceli, nebo pouze odlišnost mikrostruktury vzorku. Pravděpodobné je oboje. Pro jednoznačné určení by bylo nutné provést metalografickou analýzu.

U zbylých dvou vzorků (výlisků stejného typu), bylo porovnáváno několik parametrů, vyjadřujících elasticko-plastickou odezvu obou výlisků. U vzorku s trhlinou (vliv vodíku) byl celkově zjištěn pokles plasticity a zvýšení elastické odezvy. Rozdílné hodnoty byly opět patrné u součinitele zpětné relaxace (η) a deformační práce W_{celk} . Výraznější rozdíl hodnot byl naměřen indentorem o průměru 0,5 mm, což svědčí o podstatné lokalizaci efektu. Výlisek bez defektu vykazoval nižší hodnoty součinitele η a vyšší hodnoty W_{celk} , dále také vykazoval větší rozptyl. Indentorem o průměru 0,7 mm byl naměřen rozdíl v hloubce vtisku u obou výlisků. U výlisku bez defektu byla hodnota hloubky vtisku vyšší. Rozptyl veškerých naměřených hodnot byl u vzorku se zvýšeným obsahem vodíku nižší než u vzorku bez defektu, což by se z důvodu vlivu vodíku dalo očekávat zcela opačně. Rozdíl mezi měřenými materiály je ale z předložených výsledků zřejmý. Otázkou je, zda odlišnosti naměřených výsledků způsobuje pouze odlišnost v mikrostruktuře a rozměrech vzorku (různá tloušťka vzorku, místo odběru atp.) nebo i vliv obsaženého vodíku. Tyto parametry od sebe nelze zcela oddělit. Z tohoto důvodu nemohu bezpochyby tvrdit, že je přítomnost vodíku v oceli, zvolenou metodou, zachytitelná. Pro bližší určení by bylo nutné provést metalografickou analýzu.

Pro případný další postup testování bych doporučil dva zcela shodné, rovinné vzorky, z nichž jeden bude experimentálně navodíkován. Hodnotící metodu bych volil pomocí válcového indentoru o průměru 0,5 mm a zatížení 1100 N. Indentor o průměru 0,5 mm bych volil z důvodu lepší lokalizace efektu (měření indentorem o průměru 0,5 mm vykazuje výraznější rozdíly mezi měřenými materiály – vyšší citlivost) a z důvodu ulehčení práce s daty (odpadá nutnost přepočtu).

ZÁVĚR

Veškeré předem stanovené cíle bakalářské práce byly vypracovány. V teoretické části byl vypracován stručný přehled vysokopevných ocelí používaných v automobilovém průmyslu. Podrobněji byla popsána ocel 22MnB5, a to především používaná výrobní technologie oceli a její uplatnění v automobilovém průmyslu. Dále byla podrobně popsána příprava a vlastnosti vybraných povrchových vrstev používaných u oceli 22MnB5. U těchto povrchových vrstev byla také popsána možnost zvýšení obsahu vodíku v oceli z důvodu použití jednotlivých vrstev. Vliv vodíku v oceli byl také představen v samostatné kapitole (kap. 4.). V této kapitole byl shrnut princip vodíkového křehnutí s důrazem na vliv u vysokopevných ocelí, a také byly představeny vybrané standardní metody testování vodíkové křehkosti.

V experimentální části bakalářské práce byla ověřována možnost použití válcového indentoru pro testování stavu povrchové vrstvy Al-Si a s ní spojeného zvýšeného obsahu vodíku v oceli 22MnB5. Z provedených měření vyplývá, že uvažovaná metodika pro hodnocení stavu povrchové vrstvy je omezena citlivostí přístroje.

Ohledně vlivu vodíku, ukázaly měření podstatný rozdíl zejména elastické odezvy materiálu, u kterého byl vliv vodíku prokázán fraktograficky. Otázkou zůstává, do jaké míry se v naměřených hodnotách projevuje i strukturní rozdíl obou vzorků. Pro bližší určení je nutné použít metalografickou analýzu. Podrobněji jsou naměřené výsledky popsány v souhrnném vyhodnocení.

Jako výsledek bakalářské práce byla nastavena metodika pro případné další měření, tj. optimální parametry zatížení/průměr indentoru, které zabezpečují dostatečnou citlivost pro tato měření a zároveň jsou dostatečné zaznamenávat lokální rozdíly měřených veličin.

POUŽITÁ LITERATURA

- [1] ArcelorMittal. *Extract from the product catalogue*; [online]. 2017 [cit. 2018-04-21]. Dostupné z: <http://automotive.arcelormittal.com/saturnus/sheets/ArcelorMittal%20Automotive%20product%20offer%20EN.pdf>
- [2] LICHOROBIEC, Vojtěch. Vliv vodíku na pevnost a svařitelnost vysokopevných martenzitických ocelí pro automobilové aplikace [online]. Pardubice, 2010 [cit. 2017-11-01]. Dostupné z: https://dk.upce.cz/bitstream/handle/10195/37122/LichorobiecV_Vodikvysokopevneoceli_ES_2010.pdf.pdf?sequence=1&isAllowed=y. Bakalářská práce.
- [3] MACHEK, Václav a Jaromír SODOMKA. Speciální kovové materiály. V Praze: České vysoké učení technické, 2010. ISBN 978-80-01-04212-0.
- [4] WorldAutoSteel: Steel Basics [online databáze]. 2009- [cit. 2017-11-01]. Dostupné z: <http://www.worldautosteel.org/steel-basics/>
- [5] KARBASIAN, H. a A.E. TEKKAYA. A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2010, 210(15), 2103-2118 [cit. 2017-11-14]. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.07.019. ISSN 09240136. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S092401361000213X>
- [6] Inovativní technologie v automobilovém průmyslu. In: *MM Spektrum* [online databáze]. Praha, 2007 [cit. 2017-11-16]. Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/inovativni-technologie-v-automobilovem-prumyslu.html>
- [7] Applications of 22MnB5 material in cars [car picture]. In: ArcelorMittal, *Formed for safety: Usibor 1500 applications*, ArcelorMittal [online]. Luxembourg, 2017 [cit. 2017-11-18]. Dostupné z: <https://germany.arcelormittal.com/Innovation/Steel-solutions/Cars/>
- [8] VOTAVA, Pavel. Odporové svařování martenzitických ocelí s variantním tepelným zpracováním [online]. Praha, 2015 [cit. 2018-02-21]. Dostupné z: <https://dspace.cvut.cz/bitstream/handle/10467/63565/F2-DP-2015-Votava-Pavel-DP%20Pavel%20Votava.pdf?sequence=-1>. Diplomová práce. ČVUT.

- [9] SMÉKALOVÁ, Jana. Mechanismy únavového poškození niklové superslitiny inconel 713lc za teploty 800 °c [online]. Brno, 2009 [cit. 2018-02-25]. Dostupné z: <https://dspace.vutbr.cz/handle/11012/14361>, Diplomová práce. VUT.
- [10] KRAUS, Václav. Povrchy a jejich úpravy. Plzeň: Západočeská univerzita, 2000. ISBN 80-708-2668-1.
- [11] SCHMIDOVÁ, Eva a Petr HANUS. Weldability of Al-Si Coated High Strength Martensitic Steel. Periodica Polytechnica Transportation Engineering [online]. 2013, 41(2), 127- [cit. 2018-02-24]. DOI: 10.3311/PPtr.7113. ISSN 0303-7800. Dostupné z: <https://pp.bme.hu/tr/article/view/7113>
- [12] 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 [cit. 2018-03-04]. DOI: 10.2355/isijinternational.53.1295. ISSN 0915-1559.
- [13] KURZ, Thomas, Gerald LUCKENEDER, Thomas MANZENREITER, Harald SCHWINGHAMMER a Andreas SOMMER. Zinc Coated Press-Hardening Steel-Challenges and Solutions [online]. 2015-04-14, - [cit. 2018-03-05]. DOI: 10.4271/2015-01-0565. Dostupné z: <http://papers.sae.org/2015-01-0565/>
- [14] KOLNEROVÁ, M. Speciální technologie. *Technická univerzita v Liberci, Fakulta strojní: Katedra strojírenské technologie – Oddělení tváření kovů a plastů* [online]. [cit. 2018-04-20]. Dostupné z: <http://www.ksp.tul.cz/cz/kpt/obsah/vyuka/spt.htm>
- [15] HORÁK, Karel. Tepelná a mechanická odolnost zinkového povlaku [online]. Brno, 2008 [cit. 2018-03-08]. Dostupné z: <https://dspace.vutbr.cz/handle/11012/7078>. Diplomová práce. VUT.
- [16] Lehké konstrukce automobilů - Specifické povlaky hlubokotazných ocelí [online]. 2016, 2016(12) [cit. 2018-03-10]. Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/lehke-konstrukce-automobilu-specificke-povlaky-hlubokotaznych-oceli.html>

- [17] MagiZinc the innovative metallic coating for pre-finished steel [online]. 1. IJmuiden, The Netherlands: Tata Steel, 2012 [cit. 2018-03-10]. Dostupné z: https://www.tatasteelconstruction.com/en_GB/services-and-downloads/Download-zone/SAB-downloads/SAB-brochures-and-colorcards/SAB-Brochures-and-Colorcards
- [18] Povlaky Zn–Mg chrání karoserie automobilů. Hutnické listy [online]. 2014 [cit. 2018-03-10]. ISSN 0018-8069. Dostupné z: <https://www.hutnickelisty.cz/povlaky-zn-mg-chrani-karoserie-automobilu-zink-magnesium-beschichtungen-schazen-autokarosserie/>
- [19] ŠINDELKA, Václav. Vodíková křehkost spojovacích šroubů [online]. Brno, 2011 [cit. 2018-03-20]. Dostupné z: https://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=42434. Bakalářská práce. VUT.
- [20] SCHMIDOVÁ, Eva, Bohumil CULEK a Přemysl HOJKA. *The Strain-Rate Sensitivity of Martensitic High Strength Steels: METAL... international conference on metallurgy and materials : conference proceedings : ..* Ostrava: Tanger, 2012-. ISBN 978-80-87294-73-4.v
- [21] DUŠEK, Jiří. Tvrdost, mikrotvrdost, nanotvrdost – čisté kovy měřené metodou DSI [online]. Brno, 2008 [cit. 2018-03-21]. Dostupné z: https://is.muni.cz/th/40981/prif_d/. Disertace. Masarykova Univerzita.
- [22] HANUS, Petr. Hodnocení vlivu strukturní heterogenity na pevnost svarových spojů vysokopevnostních ocelí [online]. Pardubice, 2016 [cit. 2018-03-21]. Dostupné z: <https://dk.upce.cz/handle/10195/63957>. Disertace. Univerzita Pardubice.
- [23] ĆWIEK, Jánusz. Hydrogen degradation of high-strength steels, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 37/2 (2009) 193-212. [cit. 2018-04-01]. Dostupné z: http://jamm.acmsse.h2.pl/papers_vol37_2/3722.pdf
- [24] POHL, Michael. Failure Analysis to Clarify Unambiguous Hydrogen Fracturing in Steels. *Metallography, Microstructure, and Analysis* [online]. 2017, 6(4), 282-288 [cit. 2018-04-01]. DOI: 10.1007/s13632-017-0355-8. ISSN 2192-9262. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s13632-017-0355-8>

- [25] ČSN EN 10229. *Hodnocení odolnosti ocelových výrobků vzniku trhlin indukovaných vodíkem (HIC)*. Praha: Český normalizační institut, 2000.
- [26] ČSN ISO 15330. *Spojovací součásti - Zátěžová zkouška pro zjištění vodíkové křehkosti - Metoda rovnoběžné opěrné plochy*. Praha: Český normalizační institut, 2000.
- [27] ČSN EN 2831. *Letectví a kosmonautika. Vodíková křehkost ocelí. Zkouška pomalým ohybem*. Praha: Český normalizační institut, 1996.
- [28] ČSN EN 2832. *Letectví a kosmonautika. Vodíková křehkost ocelí. Zkouška tahem na zkušebním tělese s vrubem*. Praha: Český normalizační institut, 1996.

PŘÍLOHY

Příloha A – Naměřené hodnoty indentačních zkoušek	62
Příloha B – Naměřené indentační křivky	64

PŘÍLOHA A – Naměřené hodnoty indentačních zkoušek

A _(0,5)	Experimentálně navodíkováná ocel 22MnB5 s BH									
	Vypočteno přístrojem			Vypočteno v programu Grapher 12			Ri (N)	Rs (Mpa)	Hloubka vtisku (μm)	η - Poměr $W_{Elast} / W_{Celk} * 100$ [%]
	W_{Celk} [Nmm]	W_{Elast} [Nmm]	W_{Plast} [Nmm]	W_{Celk} [Nmm]	W_{Elast} [Nmm]	W_{Plast} [Nmm]				
Měření č. 1	25,391	11,202	14,189	30,392	12,009	18,383	790	1566	66,0	44,118
Měření č. 2	25,456	11,759	13,697	29,838	12,046	17,792	763	1512	66,3	46,193
Měření č. 3	26,108	12,723	13,385	30,313	13,288	17,025	760	1506	65,6	48,732
Měření č. 4	25,983	12,520	13,463	32,014	13,043	18,971	787	1560	63,7	48,185
Měření č. 5	26,217	12,735	13,482	30,496	13,224	17,272	774	1534	64,0	48,575
Měření č. 6	27,027	13,566	13,461	32,471	14,066	18,405	785	1556	64,9	50,194
Průměr	26,030	12,418	13,613	30,921	12,946	17,975	777	1539	65,1	47,666
Rozptyl	0,355	0,687	0,091	1,120	0,629	0,555	165,100	648,367	1,142	4,676

Obr. 1 a – Experimentálně navodíkováná ocel 22MnB5 s BH, 0,5 mm

B _(0,5)	Výlisek oceli 22MnB5 s trhlinou									
	Vypočteno přístrojem			Vypočteno v programu Grapher 12			Ri (N)	Rs (Mpa)	Hloubka vtisku (μm)	η - Poměr $W_{Elast} / W_{Celk} * 100$ [%]
	W_{Celk} [Nmm]	W_{Elast} [Nmm]	W_{Plast} [Nmm]	W_{Celk} [Nmm]	W_{Elast} [Nmm]	W_{Plast} [Nmm]				
Měření č. 1	45,161	9,822	35,339	47,637	11,019	36,618	820	1625	77,3	21,749
Měření č. 2	46,114	11,227	34,887	49,582	11,404	38,178	830	1645	77,5	24,346
Měření č. 3	45,785	10,649	35,136	49,055	11,009	38,046	804	1593	78,2	23,259
Měření č. 4	45,528	10,976	34,552	47,727	12,399	35,328	810	1605	80,0	24,108
Měření č. 5	46,168	10,677	35,491	48,699	11,791	36,908	818	1621	80,5	23,126
Měření č. 6	46,473	10,879	35,594	49,028	11,925	37,103	813	1611	79,6	23,409
Průměr	45,872	10,705	35,167	48,621	11,591	37,030	816	1617	78,9	23,333
Rozptyl	0,228	0,232	0,155	0,610	0,301	1,087	80,967	317,966	1,851	0,838

Obr. 2 a – Výlisek oceli 22MnB5 s trhlinou; 0,5 mm

C _(0,5)	Výlisek oceli 22MnB5 bez defektu									
	Vypočteno přístrojem			Vypočteno v programu Grapher 12			Ri (N)	Rs (Mpa)	Hloubka vtisku (μm)	η - Poměr $W_{Elast} / W_{Celk} * 100$ [%]
	W_{Celk} [Nmm]	W_{Elast} [Nmm]	W_{Plast} [Nmm]	W_{Celk} [Nmm]	W_{Elast} [Nmm]	W_{Plast} [Nmm]				
Měření č. 1	61,370	12,123	49,247	66,758	13,752	53,006	790	1566	90,3	19,754
Měření č. 2	52,006	9,712	42,294	54,390	10,726	43,664	724	1435	77,3	18,675
Měření č. 3	51,603	7,957	43,646	54,111	9,190	44,921	719	1425	72,0	15,420
Měření č. 4	53,608	7,624	45,984	55,371	9,149	46,222	680	1348	73,2	14,222
Měření č. 5	53,342	8,305	45,037	55,337	9,834	45,503	672	1332	74,2	15,569
Měření č. 6	58,088	9,962	48,126	60,085	11,358	48,727	712	1411	78,8	17,150
Průměr	55,003	9,281	45,722	57,675	10,668	47,007	716	1419	77,6	16,798
Rozptyl	15,061	2,836	6,961	24,515	3,036	11,470	1759,367	6909,241	45,019	4,486

Obr. 3 a – Výlisek oceli 22MnB5 bez defektu, 0,5 mm

Poznámka: Hodnoty Ri a Rs jsou u měření indentorem o průměru 0,5 mm vyšší, než by se očekávaly. Důvodem je vada indentoru.

A _(0,7)	Experimentálně navodíkováná ocel 22MnB5 s BH									
	Vypočteno přístrojem			Vypočteno v programu Grapher 12			Ri (N)	Rs (MPa)	Hloubka vtisku (μm)	η - Poměr W_{Elast} / W_{Celk} *100 [%]
	W_{Celk} [Nmm]	W_{Elast} [Nmm]	W_{Plast} [Nmm]	W_{Celk} [Nmm]	W_{Elast} [Nmm]	W_{Plast} [Nmm]				
Měření č. 1	16,064	X	X	30,717	10,435	20,282	1311	1326	38,9	33,971
Měření č. 2	16,107			29,129	11,438	17,691	1306	1320	40,0	39,267
Měření č. 3	16,257			28,544	11,269	17,275	1279	1293	38,5	39,479
Měření č. 4	16,375			41,189	11,167	30,022	1256	1270	39,2	27,112
Měření č. 5	16,133			31,449	10,985	20,464	1309	1323	38,8	34,930
Měření č. 6	15,966			44,422	11,905	32,517	1304	1318	40,8	26,800
Průměr	16,150			34,242	11,200	23,042	1294	1308	39,4	33,593
Rozptyl	0,021			46,146	0,238	42,930	485,367	496,171	0,755	31,385

Obr. 4 a – Experimentálně navodíkováná ocel 22MnB5 s BH, 0,7 mm

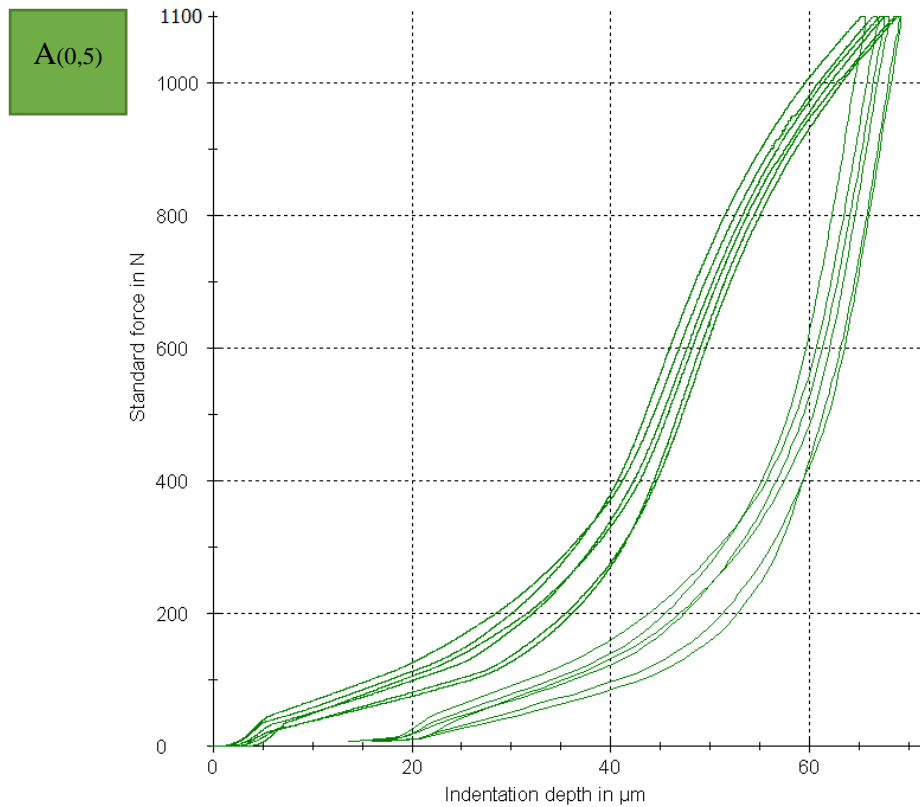
B _(0,7)	Výlisek oceli 22MnB5 s trhlinou									
	Vypočteno přístrojem			Vypočteno v programu Grapher 12			Ri (N)	Rs (MPa)	Hloubka vtisku (μm)	η - Poměr W_{Elast} / W_{Celk} *100 [%]
	W_{Celk} [Nmm]	W_{Elast} [Nmm]	W_{Plast} [Nmm]	W_{Celk} [Nmm]	W_{Elast} [Nmm]	W_{Plast} [Nmm]				
Měření č. 1	26,367	X	X	36,982	12,549	24,433	1093	1105	35,8	33,933
Měření č. 2	25,391			36,255	12,148	24,107	1056	1068	39,0	33,507
Měření č. 3	24,428			35,538	11,374	24,164	1113	1125	33,3	32,005
Měření č. 4	23,379			34,794	10,281	24,513	1061	1073	33,8	29,548
Měření č. 5	22,238			35,824	9,530	26,294	1040	1052	32,1	26,602
Měření č. 6	22,919			34,294	9,857	24,437	1083	1095	33,2	28,743
Průměr	24,120			35,615	10,957	24,658	1074	1086	34,5	30,723
Rozptyl	2,459			0,949	1,566	0,669	722,267	738,345	6,263	8,396

Obr. 5 a – Výlisek oceli 22MnB5 s trhlinou; 0,7 mm

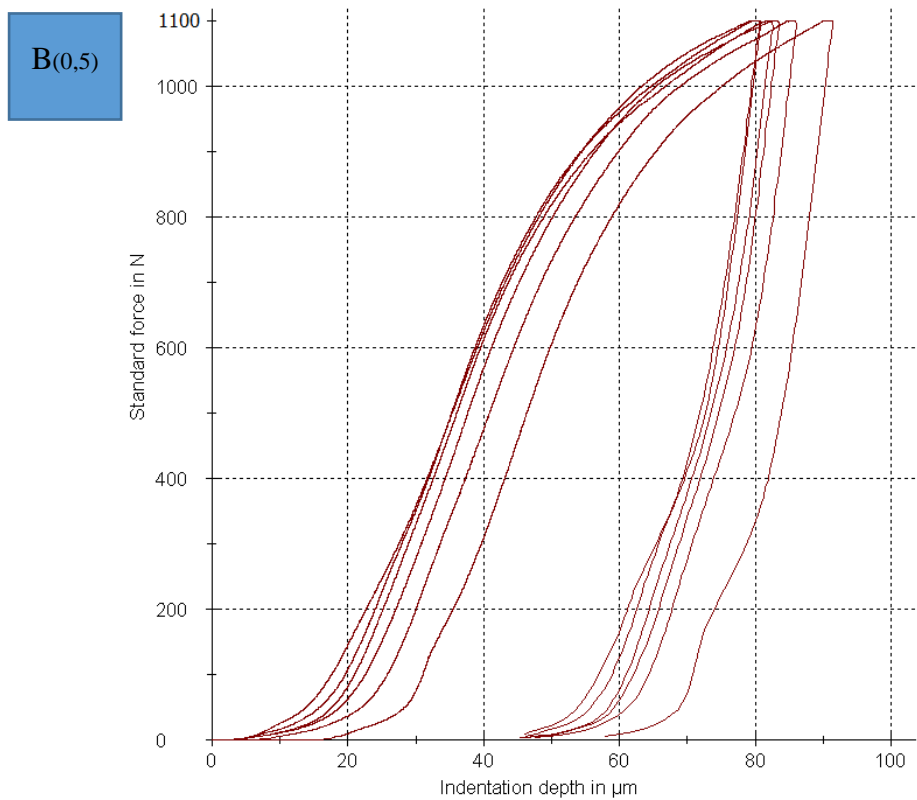
C _(0,7)	Výlisek oceli 22MnB5 bez defektu									
	Vypočteno přístrojem			Vypočteno v programu Grapher 12			Ri (N)	Rs (MPa)	Hloubka vtisku (μm)	η - Poměr W_{Elast} / W_{Celk} *100 [%]
	W_{Celk} [Nmm]	W_{Elast} [Nmm]	W_{Plast} [Nmm]	W_{Celk} [Nmm]	W_{Elast} [Nmm]	W_{Plast} [Nmm]				
Měření č. 1	24,984	X	X	38,112	11,025	27,087	1080	1092	36,2	28,928
Měření č. 2	25,077			39,595	10,895	28,700	1059	1071	39,1	27,516
Měření č. 3	25,238			37,585	11,524	26,061	1085	1097	40,7	30,661
Měření č. 4	25,932			37,032	11,903	25,129	1068	1080	53,7	32,142
Měření č. 5	26,066			37,190	11,938	25,252	1043	1055	51,2	32,100
Měření č. 6	25,422			37,172	11,929	25,243	1057	1069	51,2	32,091
Průměr	25,453			37,781	11,536	26,245	1065	1077	45,4	30,573
Rozptyl	0,203			0,944	0,225	2,001	243,467	248,886	56,515	3,832

Obr. 6 a – Výlisek oceli 22MnB5 bez defektu, 0,7 mm

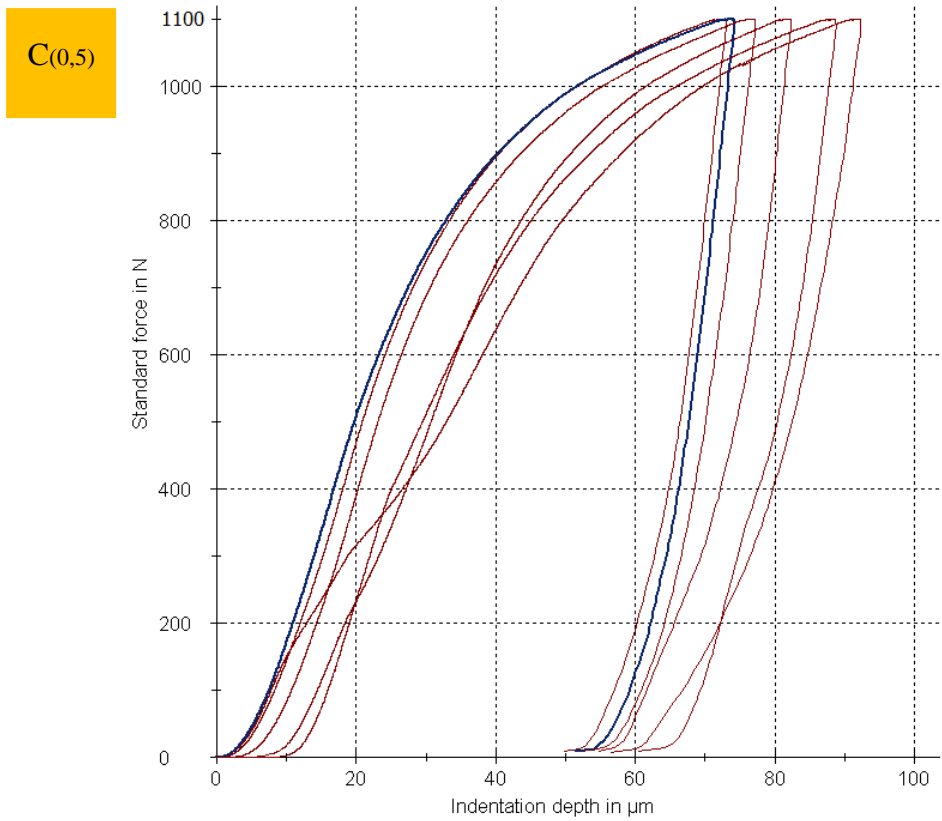
PŘÍLOHA B – Naměřené indentační křivky



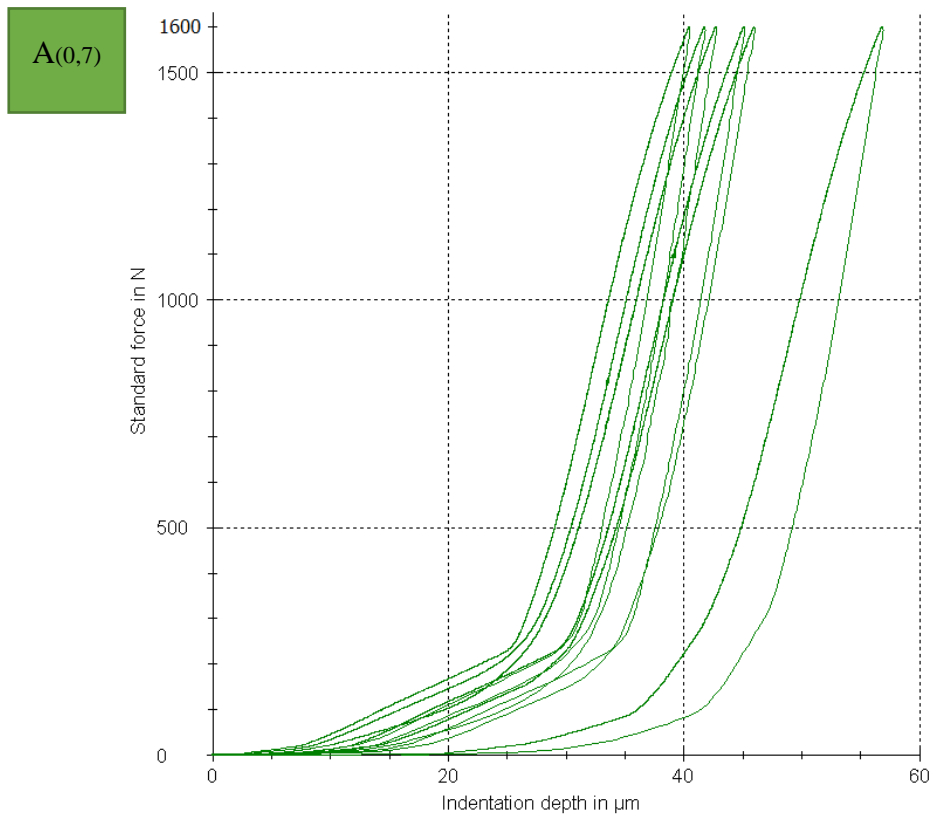
Obr. 1 b – Indentační křivky experimentálně navodíkované oceli 22MnB5 s BH, 0,5 mm, 1100N



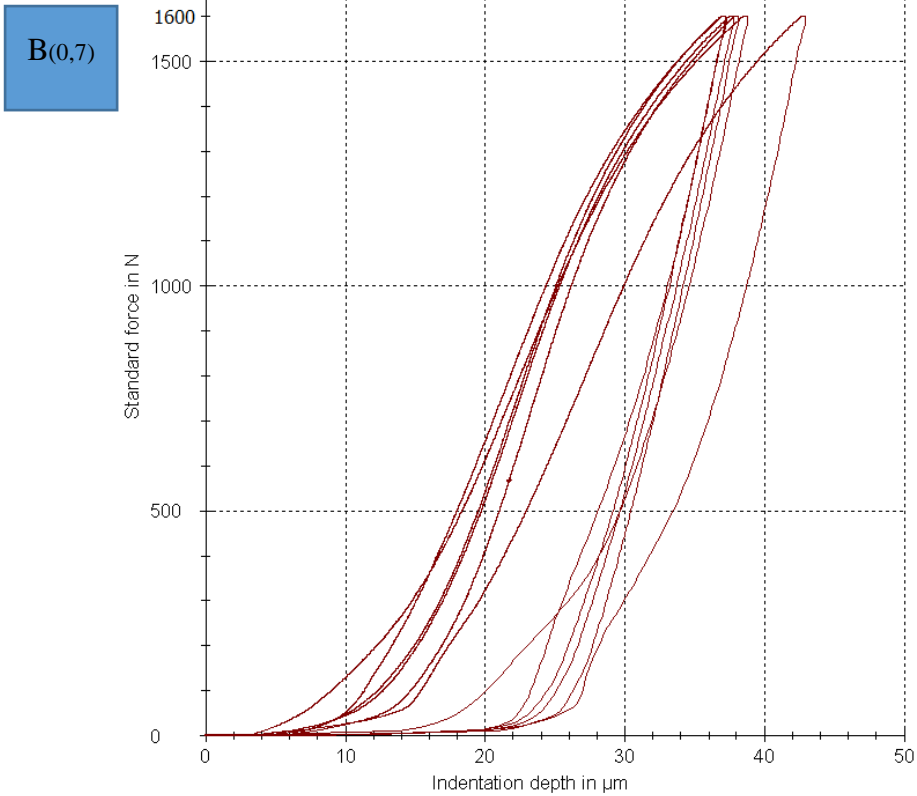
Obr. 2 b – Indentační křivky výlisku oceli 22MnB5 s trhlinou, 0,5 mm, 1100N



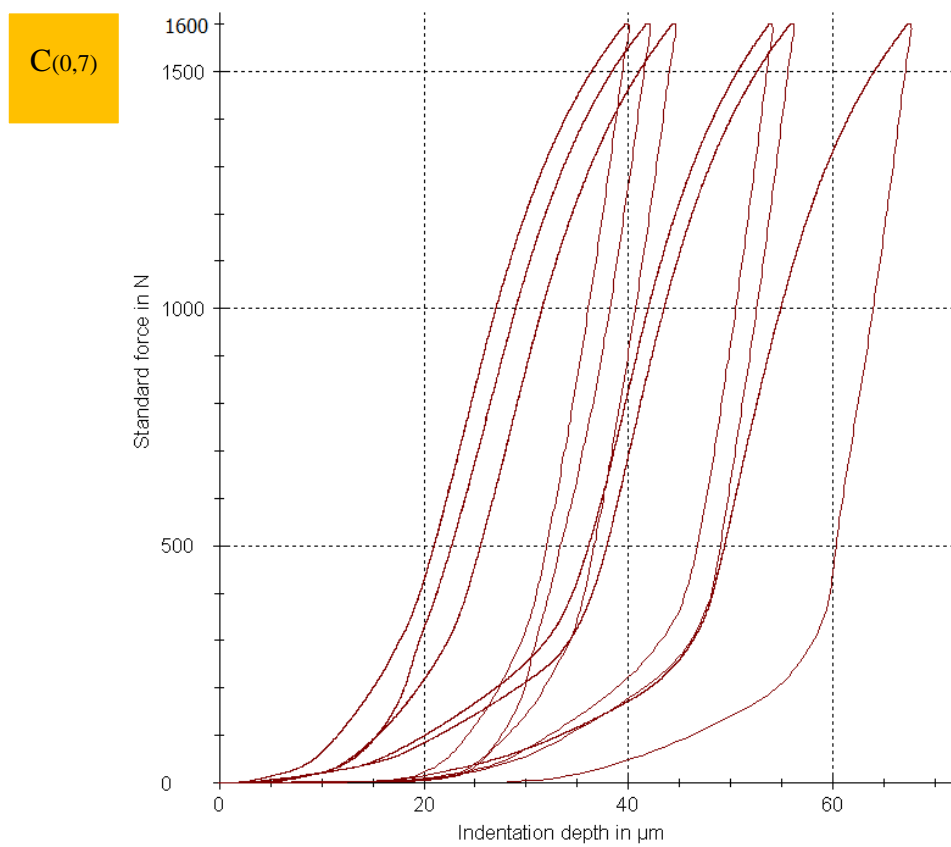
Obr. 3 b – Indentační křivky výlisku oceli 22MnB5 bez defektu, 0,5 mm, 1100N



Obr. 4 b – Indentační křivky experimentálně navodíkované oceli 22MnB5 s BH, 0,7 mm, 1600N



Obr. 5 b – Indentační křivky výlisku oceli 22MnB5 s trhlinou, 0,7 mm, 1600N



Obr. 6 b – Indentační křivky výlisku oceli 22MnB5 bez defektu, 0,6 mm, 1600N