

UNIVERZITA PARDUBICE
DOPRAVNÍ FAKULTA JANA PERNERA

DISERTAČNÍ PRÁCE

2016

ING. PETR HANUS

Univerzita Pardubice
Dopravní fakulta Jana Pernera

**HODNOCENÍ VLIVU STRUKTURNÍ HETEROGENITY
NA PEVNOST SVAROVÝCH SPOJŮ
VYSOKOPEVNOSTNÍCH OCELÍ**

Ing. Petr Hanus

Školitel: prof. Ing. Eva Schmidová, Ph.D.

Disertační práce

2016

Prohlášení:

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.

Souhlasím s prezenčním zpřístupněním své práce v Univerzitní knihovně.

V Pardubicích dne 1. 1. 2016

Ing. Petr Hanus

Poděkování:

V následujícím odstavci bych rád vyjádřil své poděkování lidem, kteří mi pomohli při vzniku této práce, ať radou, pomocí při provádění a vyhodnocování experimentů nebo psychickou podporou a tolerancí.

V první řadě patří mé díky prof. Ing. Evě Schmidové, Ph.D a prof. Ing. Bohumilu Culkovi, CSc za jejich odborné vedení a připomínky k práci.

Dále děkuji Ing. Michalu Konečnému, Ph.D a jeho ženě Alence za cenné rady a připomínky.

ANOTACE

Práce je zaměřena na hodnocení mechanických vlastností lokálních heterogenních oblastí v materiálu, vznikajících při svařování.

Dosavadní způsoby testování svarových spojů (ať za podmínek statických nebo dynamických) nevypovídají o charakteristických vlastnostech materiálu při jednoosém zatěžování. Realizace takovýchto testů neumožňuje vyšetřování hodnot kritického pásma s možnou predikcí statické, respektive dynamické pevnosti svařované konstrukce pro určení charakteristických konstant pro numerické výpočty, či pro optimalizaci technologie svařování.

Na základě teoretického studia a provedených experimentů v dané problematice byla navržena a ověřena testovací metodika vyhodnocující mechanické vlastnosti úzkých pásem tepelně ovlivněných oblastí svarových spojů. Vše v kombinaci přímého měření statických parametrů tepelně ovlivněných vrstev vzorků materiálu indentací válcovým indentorem s dynamickými tahovými zkouškami. V návaznosti k navržené metodice byly stanoveny postupy přípravy zkušebních vzorků pro realizaci experimentů.

Souhrn navržených postupů umožňuje vyšetřování kritického pásma reálného svaru s možnou predikcí statické i dynamické pevnosti při jednoosém namáhání v oblasti deformačních rychlostí, působících při crashových situacích v provozu vozidel.

KLÍČOVÁ SLOVA

Vysokopevnostní oceli, bodové odporové svary, vysoké deformační rychlosti, simulace teplotního ovlivnění, dynamické zkoušky, indentační zkoušky, válcový indentor.

TITLE

The evaluation of the influence of structural heterogeneity on the strength of welded joints of high-strength steels.

ANNOTATION

This work is focused on the assessment of mechanical properties of the local heterogeneous areas in material which originate during welding.

The existing testing methods of welded joints (no matter if under static or dynamic conditions) do not provide characteristic properties of material during uniaxial loading. The implementation of the testing methods does not enable any examination of values of the critical zone with a possible prediction of the static and dynamic strength of a welded construction, which could be used for determining characteristic invariables in the field of numerical calculations for the optimalization of welding technology.

Based on the theoretical studies of the given problems, a testing methodology was designed and verified, which assesses the mechanical properties of narrow, heat affected areas of welded joints, with the help of the combination of the direct measurement of the static properties by the cylindrical indenter indentation and the dynamic tensile test of simulated, heat affected layers. In connection to the suggested methodology, techniques of preparation of the testing samples for the given applications were determined.

The aggregate of the suggested methodologies enables examination of the critical zone of a real weld with the possible prediction of the static and dynamic strength of the uniaxial loading in the field of deformational speeds working during car-crash situations.

KEYWORDS

High-strength steels, spot resistance welds, high deformational speeds, simulation of heat influence, dynamic tests, indentation tests, cylindrical indenter.

OBSAH

Úvod.....	15
1. Současný stav řešené problematiky	16
1.1 Indentační metody	16
1.1.1 Hodnocení lokálních mechanických vlastností indentačními zkouškami	17
1.1.2 Hodnocení statické pevnosti z pohledu kontaktní mechaniky	18
1.1.3 Analytické metody zpracování indentačních dat	20
1.1.4 Parametry z indentační zkoušky tvrdosti DSI.....	23
1.2 Problematika dynamického testování svarových spojů	26
2. Cíle práce	30
3. Charakteristika studovaných ocelí	32
3.1 Ocel S355	33
3.2 Ocel DOMEX 700MC	34
3.3 Martenzitické ocele	35
3.4 Feriticko-martenzitické ocele (DP oceli)	36
4. Metody Hodnocení svařitelnosti	38
4.1 Svařitelnost uhlíkových ocelí	38
4.2 Svařitelnost vysokopevnostních a termomechanicky zpracovaných ocelí	39
4.3 Svařitelnost nízkolegovaných ocelí	40
4.4 Metody testování bodových svarů	41
5. Analýzy výchozího stavu aplikovaných materiálů a simulace tepelně ovlivněné oblasti	42
5.1 Rozbory výchozího stavu analyzovaných ocelí	42
5.2 Návrh tepelného zatížení	43
5.2.1 Simulace bodových svarů	43
5.2.2 Simulace tepelného zatížení pro metody s přídavným materiálem	45
5.3 Vyhodnocení vlivu ohřevu na konstrukční ocel S355	45

5.3.1	Mechanické vlastnosti základního a tepelně ovlivněného materiálu.....	46
5.3.2	Hodnocení mikrostruktury	47
5.4	Vyhodnocení vlivu ohřevu na ocel DOMEX 700MC	48
5.4.1	Mechanické vlastnosti základního a tepelně ovlivněného materiálu.....	49
5.4.2	Hodnocení mikrostruktury	54
5.5	Vysokopevnostní dvoufázová ocel DP680	56
5.5.1	Mechanické vlastnosti.....	56
5.5.2	Hodnocení mikrostruktury	58
5.6	Vysokopevnostní ocel 22MnB5.....	60
5.6.1	Mechanické vlastnosti.....	60
5.6.2	Hodnocení mikrostruktury	62
6.	Hodnocení meze kluzu pomocí indentační metody.....	65
6.1	Indentační nástroj a charakteristická křivka.....	66
7.	Statické zkoušení pomocí metodiky založené na indentaci.....	68
7.1	Ověření navržené metodiky na oceli S355	68
7.2	Vysokopevnostní materiály.....	70
8.	Dynamické tahové zkoušky	75
8.1	Vývoj upínacího zařízení pro testování plochých vzorků.....	75
8.2	Výsledky dynamických zkoušek.....	79
8.2.1	Dynamické tahové zkoušky vysokopevnostní ocele 22MnB5	79
	Fraktografie lomových ploch po dynamické zkoušce.....	82
	Souhrnné vyhodnocení vlivu deformační rychlosti na pevnost.....	84
8.2.2	Dynamické tahové zkoušky vysokopevnostní dvoufázové ocele.....	84
	Fraktografie lomových ploch po dynamické zkoušce.....	87
	Souhrnné vyhodnocení vlivu deformační rychlosti na pevnost.....	88
8.2.3	Dynamické tahové zkoušky vysokopevnostní ocele DOMEX 700MC.....	89
	Fraktografie lomových ploch po dynamické zkoušce.....	90
	Souhrnné vyhodnocení vlivu deformační rychlosti na pevnost.....	92

8.2.4	Dynamické tahové zkoušky konstrukční ocele S355.....	92
	Fraktografie lomových ploch po dynamické zkoušce.....	93
	Souhrnné vyhodnocení vlivu deformační rychlosti na pevnost.....	94
9.	Souhrnné vyhodnocení, diskuse výsledků provedených experimentů	95
9.1	Statické metody.....	95
9.2	Dynamické tahové zkoušky	96
9.2.1	Vyhodnocení dynamických zkoušek základních materiálů.....	97
9.2.2	Vyhodnocení dynamických zkoušek tepelně ovlivněných materiálů.....	101
10.	Souhrnný návrh nové metodiky hodnocení lokálních změn mechanických vlastností svarových spojů	102
11.	Závěr	104
12.	použitá literatura	107
	příloha 1	113

SEZNAM TABULEK

Tabulka 1: Chemické složení analyzované ocele S355 (hm.%).....	45
Tabulka 2: Mechanické vlastnosti základního materiálu ocele S355.....	46
Tabulka 3: Mechanické vlastnosti tepelně ovlivněného materiálu ocele S355	47
Tabulka 4: Srovnání hodnot tvrdosti ocele S355.....	47
Tabulka 5: Chemické složení testované ocele DOMEX 700MC (hm.%)	48
Tabulka 6: Mechanické vlastnosti základního materiálu ocele DOMEX 700MC	49
Tabulka 7: Mechanické vlastnosti tepelně ovlivněného materiálu ocele DOMEX 700MC.....	49
Tabulka 8: Hodnoty naměřených tvrdostí ocele DOMEK 700MC	50
Tabulka 9: Chemické složení ocele DP680 (hm.%).....	56
Tabulka 10: Mechanické vlastnosti základního materiálu DP680 ocele	57
Tabulka 11: Mechanické vlastnosti tepelně ovlivněného materiálu DP680 ocele	57
Tabulka 12: Hodnoty naměřených tvrdostí ocele DP680.....	57
Tabulka 13: Chemické složení ocele 22MnB5 (hm.%).....	60
Tabulka 14: Mechanické vlastnosti základního materiálu ocele 22MnB5	61
Tabulka 15: Mechanické vlastnosti tepelně ovlivněného materiálu ocele 22MnB5	61
Tabulka 16: Hodnoty tvrdostí ocele 22MnB5	61
Tabulka 17: Porovnání hodnot mezi kluzu získaných pomocí indentační metody s hodnotami mezi kluzu získaných z tahové zkoušky	69
Tabulka 18: Porovnání hodnot mezi kluzu získaných pomocí indentační metody s hodnotami mezi kluzu získaných z tahové zkoušky pro ocel DOMEX 700MC	71
Tabulka 19: Porovnání hodnot mezi kluzu získaných pomocí indentační metody s hodnotami mezi kluzu získaných z tahové zkoušky pro DP680 ocel.....	71
Tabulka 20: Porovnání hodnot mezi kluzu získaných pomocí indentační metody s hodnotami mezi kluzu získaných z tahové zkoušky pro 22MnB5 ocel.....	72
Tabulka 21: Výsledky dynamické zkoušky oceli 22MnB5 pro 540 s^{-1}	80

Tabulka 22: Výsledky dynamické zkoušky oceli 22MnB5 pro 1000 s ⁻¹	80
Tabulka 23: Průměrné hodnoty meze pevnosti v závislosti na zatěžující rychlosti	84
Tabulka 24: Výsledky dynamické zkoušky ocele DP680 pro 540 s ⁻¹	85
Tabulka 25: Výsledky dynamické zkoušky ocele DP680 pro 1000 s ⁻¹	85
Tabulka 26: Průměrné hodnoty meze pevnosti v závislosti na zatěžující rychlosti	88
Tabulka 27: Výsledky dynamické zkoušky ocele DOMEX 700MC pro 540 s ⁻¹	89
Tabulka 28: Průměrné hodnoty meze pevnosti v závislosti na zatěžující rychlost	92
Tabulka 29: Výsledky dynamické zkoušky ocele S355 pro 540 s ⁻¹	93
Tabulka 30: Průměrné hodnoty meze pevnosti v závislosti na zatěžující rychlost	94
Tabulka 31: Průměrné hodnoty meze kluzu (Rs mez kluzu „skutečná“, Ri mez kluzu indentační)	96
Tabulka 32: Hodnoty zpevnění vztažené ke kvazistatické zkoušce	98
Tabulka 33: Hodnoty zpevnění vztažené k kvazistatickému testování	101

SEZNAM OBRÁZKŮ

Obr.1: Schematické zobrazení modelu expandující dutiny [22].....	17
Obr.2: Schéma kontaktu mezi ideálně tuhým indentorem a rovinným povrchem vzorku s modulem E [20].	18
Obr.3: Elasticko-plastická odezva nízkouhlíkové oceli na indentaci, $E/Y = 550$	19
Obr.4: Charakteristika válcového indentoru.....	21
Obr.5: Charakteristika kuželového indentoru.....	23
Obr.6: Schéma zatěžování a odlehčování [38].	23
Obr.7: Indentační křivka – deformační práce [33].	25
Obr.8: Vzorek pro standardní dynamické tahové zkoušky na kyvadlovém kladivu firmy Zwick [65].....	27
Obr.9: Diagram anizotermního rozpadu austenitu ocelí S355N, S355+N a S355M včetně stanovení doby ochlazování [46].	33
Obr.10: Schéma řízeného válcování [48].	34
Obr.11: ARA diagram 22MnB5 ocele [53].	35
Obr.12: Závislost meze pevnost a meze kluzu na objemovém podílu martenzitu v DP oceli [57].....	37
Obr.13: Schématický ARA diagram plynulého ochlazování dvoufázové FM oceli typu „as rolled“ [57].....	37
Obr.14: Závislost svarového spoje na obsahu uhlíku oceli a na procentu martenzitu.....	38
Obr.15: Křivky ochlazování (modrá křivka nucené chlazení, žlutá křivka přirozené chladnutí).	44
Obr.16: Tvar vzorku pro statické zkoušky.....	46
Obr.17: Typická feriticko-perlitická struktura základního materiálu ocele S355.	48
Obr.18: Mikrostruktura tepelně ovlivněné ocele S355.....	48

Obr.19: Záznam neovlivněného základního materiálu ocele DOMEX 700MC z tahové zkoušky, přepočítaný na skutečné napětí.....	51
Obr.20: Vyhodnocení tahové zkoušky ocele DOMEK 700MC pomocí vytvořeného makra pro tepelně neovlivněný materiál.....	51
Obr.21: Chování vzorku neovlivněného materiálu ocele DOMEK 700MC v plastické oblasti.....	52
Obr.22: Záznam tepelně ovlivněného materiálu ocele DOMEK 700MC z tahové zkoušky přepočítaný na skutečné napětí.....	52
Obr.23: Vyhodnocení tahové zkoušky ocele DOMEK 700MC pomocí vytvořeného makra pro tepelně ovlivněný materiál.....	53
Obr.24: Chování ocele DOMEK 700MC v plastické oblasti materiálu vzorku ovlivněného.....	53
Obr.25: Základní materiál ocele DOMEX 700MC.....	54
Obr.26: Tepelně ovlivněný materiál DOMEX 700MC.....	55
Obr.27: Vliv nečistot na charakter lomové plochy po statické tahové zkoušce oceli DOMEX 700MC.....	55
Obr.28: Profil z materiálu DP680 ocelí a tvar vzorku.....	56
Obr.29: Mikrostruktura základního materiálu DP680 ocele.....	58
Obr.30: Přejímové pásmo reálného svaru u DP680 ocele.....	59
Obr.31: Mikrostruktura vzniklá simulací tepelného zatížení DP680 ocele.....	60
Obr.32: Profil z materiálu 22MnB5 ocelí a tvar vzorku.....	60
Obr.33: Mikrostruktura základního materiálu ocele 22MnB5.....	62
Obr.34: Přejímové pásmo reálného svaru u ocele 22MnB5.....	63
Obr.35: Mikrostruktura vzniklá simulací tepelného zatížení ocele 22MnB5.....	64
Obr. 36: Výkres indentačního nástroje.....	66
Obr.37: Křivka charakteristická pro aplikaci válcového indentoru.....	67
Obr.38: Přepočítané indentační křivky pro ocel S355 [68].....	68

Obr.39: Chování materiálu při vtlačování válcového indentoru v plastické oblasti materiálu S355 [68].	69
Obr.40: Srovnání mezí kluzu (R_i) představených materiálů ve výchozí i tepelně ovlivněné podobě.	72
Obr.41: Přepočítané indentační křivky pro základní materiál ocele 22MnB5 .	73
Obr.42: Chování materiálu při vtlačování válcového indentoru v plastické oblasti základního materiálu ocele 22MnB5.	73
Obr.43: Přepočítané indentační křivky pro tepelně ovlivněný materiál ocele 22MnB5.	74
Obr.44: Chování materiálu při vtlačování válcového indentoru v plastické oblasti tepelně ovlivněné ocele 22MnB5.	74
Obr.45: Záznam zkoušky z první vývojové verze upínacího zařízení.	76
Obr.46: Sestava upínacího zařízení: 1-utahovací šroub, 2-kuželová kleština, 3-vzorek, 4-hlavní matice.	76
Obr.47: podsestava kyvadlového kladiva pro dynamické zkoušky plochých vzorků.	77
Obr.48: Finální tvar zkušební vzorku.	77
Obr.49: Záznam z dynamické zkoušky ocele 22MnB5 při deformační rychlosti $1000s^{-1}$ pro základní materiál i pro tepelně ovlivněný materiál (vz(z)-neovlivněný, vz(o)-ovlivněný).	81
Obr.50: Relativní celková spotřebovaná energie do lomu pro jednotlivé režimy testování ocele 22MnB5	81
Obr.51: Tvárný lom oceli 22MnB5 ve výchozím stavu (rychlost zatěžování $1000s^{-1}$)	82
Obr.52: Detail lomové plochy martenzitické oceli ve výchozím stavu (rychlost zatěžování $1000s^{-1}$)	82
Obr.53: Tvárný lom martenzitické oceli po tepelném zatížení (rychlost zatěžování $1000s^{-1}$).	82
Obr.54: Detail lomové plochy martenzitické oceli po tepelném zatížení (rychlost zatěžování $1000s^{-1}$).	83

Obr.55: Vliv nečistot na charakter lomu martenzitické oceli po tepelném zatížení (rychlost zatěžování $1000s^{-1}$).	83
Obr. 56: Průměrné hodnoty dynamického napětí pro různé rychlosti deformace.	84
Obr.57: Záznam z dynamické zkoušky DP ocele při deformační rychlosti $1000 s^{-1}$ pro základní materiál i pro tepelně ovlivněný (vz(z)-neovlivněný, vz(o)-ovlivněný).	86
Obr.58: Relativní celková spotřebovaná energie do lomu pro jednotlivé režimy testování ocele DP680.	86
Obr.59: Tvárný lom oceli DP680 ve výchozím stavu (rychlost zatěžování $1000s^{-1}$).	87
Obr.60: Tvárný lom oceli DP680 po tepelném zatížení (rychlost zatěžování $1000s^{-1}$).	87
Obr.61: Zanedbatelný vliv nečistot na charakter lomu oceli DP680.	88
Obr.62: Průměrné hodnoty meze pevnosti oceli DP680 pro různé rychlosti deformace.	89
Obr.63: Záznam z dynamické zkoušky DOMEX 700MC při deformačních rychlostech $540 s^{-1}$ a $1000 s^{-1}$ (modrá- $1000s^{-1}$, zelená – $540s^{-1}$).	90
Obr.64: Tvárný lom oceli DOMEX 700MC ve výchozím stavu (rychl.zatěžování $0,003s^{-1}$).	91
Obr. 65: Vliv nečistot na charakter lomu oceli DOMEX 700MC ve výchozím stavu (rychlost zatěžování $1000s^{-1}$).	91
Obr.66: Průměrné hodnoty napětí pro různé rychlosti deformace.	92
Obr.67: Statický lom oceli S355 (rychlost zatěžování $0,003s^{-1}$).	93
Obr.68: Vliv sulfidů na dynamický lom oceli S355 (rychlost zatěžování $1000s^{-1}$).	94
Obr.69: Průměrné hodnoty napětí pro různé rychlosti deformace.	94
Obr.70: Dynamická pevnost zkoumaných materiálů v závislosti na rychlosti deformace.	98
Obr.71: Energie do lomu na plochu.	99
Obr.72: Změna tažnosti při maximální síle v závislosti na rychlosti deformace.	99
Obr.73: Porovnání průběhu dynamické zkoušky ocele 22MnB5, kyvadlové kladivo vs. hydr. válec.	100
Obr.74: Dynamická pevnost zkoumaných materiálů v závislosti na rychlosti deformace.	101

SEZNAM ZKRATEK

A_{c1}	Transformační teplota	°C
A_{c3}	Transformační teplota	°C
A_p	Průmět kontaktní plochy vnikajícího tělesa ve vzdálenosti h od hrotu	mm ²
A_s	Plocha povrchu vnikajícího tělesa ve vzdálenosti h od hrotu	mm ²
C	Faktor omezení	-
DP	Dvoufázové oceli	-
DSI	Instrumentovaná vnikací zkouška	-
E	Youngův modul	MPa
E^*	Komplexní modul	MPa
$\dot{\epsilon}$	Rychlost deformace	s ⁻¹
E_c	Celková spotřebovaná energie do lomu	J
E_{c^*}	Celková spotřebovaná energie do lomu na plochu	J
F	Zatížení	N
FM	Feriticko-martenzitické oceli	-
G_{int}	Mezifázová energie	J.m ⁻²
h	Hloubka vtisku při aplikaci zkušebního zatížení	Mm
P_{max}	Maximální kontaktní tlak	Nmm ⁻²
h_c	Hloubka kontaktu vnikajícího tělesa se zkušebním tělesem při F_{max}	mm
H_{IT}	Vtisková tvrdost	Nmm ⁻²
η_{IT}	Poměr $W_{elast.}/W_{total}$	%
HM	Tvrdost podle Martense	Nmm ⁻²
h_{max}	Maximální hloubka vtisku při F_{max}	mm
h_p	Trvalá hloubka vtisku po odlehčení zkušebního zatížení	mm
h_{rp}	Hloubka zbytkového vtisku válcového indentoru	mm
h_t	Maximální hloubka vtisku při maximálním zatížení	mm
HV	Tvrdost podle Vickerse	Nmm ⁻²
K	Součinitel pevnosti	MPa
m	Konstanta, která charakterizuje geometrii indentoru	-
M_f	Teplota martenzit - finish	°C
M_s	Teplota martenzit - start	°C
n	Exponent deformačního zpevnění	
Re	Mez kluzu	MPa
Ri	Mez kluzu indentační	MPa
R_m	Mez pevnosti	MPa

$R_{p0,2}$	Smluvní mez kluzu	MPa
R_s	Mez kluzu skutečná	MPa
t	Čas	s
TOO	Tepelně ovlivněná oblast	-
v_{ok}	Ochlazovací rychlost	Ks^{-1}
W_{elast}	Pružná zpětná deformační práce vnikacího procesu	Nm
W_{total}	Celková mechanická práce vnikacího procesu	Nm
Y	Deformační napětí materiálu na mezi kluzu	MPa
α	Ferit	
γ	Austenit	
ε	Skutečná deformace ve zkušební tyči za působení zatížení F	%
k	délka vzorku	m

ÚVOD

Úkolem konstruktérů moderních karoserií dnešních osobních automobilů je dosáhnout minimální celkové hmotnosti, příznivě ovlivňující spotřebu pohonných hmot, tvorbu emisních plynů a jízdních vlastností automobilu. Zároveň ale musí být v konstrukcích karoserií přednostně sledována nejzávažnější otázka - pasivní bezpečnost posádky.

Tyto protichůdné požadavky lze dosáhnout použitím vysokopevnostních materiálů, obzvláště pro aplikaci bezpečnostních prvků karosérie automobilu.

V práci představené skupiny vysokopevnostních ocelí přinášejí specifické kombinace mechanických parametrů, schopnosti dynamického zpevnění a tvárného mechanismu lomu, přitom si zachovávají vysokou energetickou náročnost do porušení a to v širokém intervalu provozních teplot i při zvyšování rychlosti deformace. Svařování je dnes obecně nejčastěji používanou technologií při montáži karoserie vozu. To klade vysoké nároky na poznání chování těchto materiálů při svařování, včetně vzniku možných degradačních procesů, ovlivňujících mechanické vlastnosti základního materiálu těchto ocelí. Problematické je především vyhodnocení vzniklých lokálních heterogenit, které ovlivňují mechanické vlastnosti v parametrech, potřebných pro predikci chování svařované konstrukce v oblasti velkých plastických deformací. Vzhledem k uvažované aplikaci vysokopevnostních ocelí na bezpečnostní prvky autokaroserií, jsou fázové změny, vyvolané svařováním v dosahu tepelně ovlivněné zóny, jedním z rozhodujících vlivů na dynamickou pevnost a lomové chování těchto ocelí. Tato problematika má navíc u svarových spojů vysokopevnostních ocelí řadu specifík z hlediska svařitelnosti těchto materiálů a souvislosti s celkovým uspořádáním těchto spojů [1, 2].

Smyslem předložené práce bylo navrhnout a ověřit metodiku hodnocení lokálních strukturních heterogenit svarových spojů, se zaměřením na pásma degradace výchozích mechanických parametrů dvou aktuálně používaných typů vysokopevnostních ocelí – martenzitické oceli 22MnB5 a dvoufázové oceli DP680. Dále experimentálně vyhodnotit vliv rychlosti deformace na dynamickou pevnost kritických vrstev svarového spoje těchto ocelí.

1. SOUČASNÝ STAV ŘEŠENÉ PROBLEMATIKY

Vysokopevnostní ocele v konstrukci karosérie automobilu přispívají ke zlepšení pasivní bezpečnosti, bez potřeby zvyšování hmotnosti. Martenzitická ocel 22MnB5 a dvoufázová ocel DP680 patří ve skupině tzv. ultra vysokopevných ocelí mezi ocele s největším zastoupením v konstrukcích karoserií. Výchozí vysoká pevnost u obou ocelí, spojená s přítomností nízkouhlíkového martenzitu, je dána kombinací termomechanických účinků a řízených fázových změn při výrobě výlisků. S tím je ale spojena řada problémů projevujících se nejen při odporovém svařování [3-8]. Problematice vlivu svařování na statickou a zejména dynamickou pevnost vysokopevných ocelí a vzniku typické struktury temperovaného martenzitu v tepelně ovlivněných zónách svarových spojů se věnuje řada publikací [3 - 5, 7, 9, 10, 11].

1.1 Indentační metody

Vhodnou metodu pro hodnocení lokálních změn mechanických vlastností v subvrstvách TOO nabízí instrumentovaná vnikací zkouška (DSI). V kontrastu se standardními metodami měření tvrdosti, založenými na evidenci plastické deformace použitím různých vnikacích těles, instrumentované metody pracují s průběžným záznamem zatěžující síly a dráhy indentoru. To umožňuje sledování jak plastické, tak elastické odezvy materiálu v průběhu zatěžování a vyhodnocení řady materiálových statických parametrů v relativně malých objemech materiálů (podrobněji viz kapitola 1.1.4.) Základní popis je uveden v normě ISO 14577-1 (2002).

Přímé využití této normalizované metody pro vyhodnocení mechanických vlastností je popsáno v [12]. Publikace je zaměřena na vyhodnocení elasticko-plastických vlastností kombinovaných vrstev materiálů, používaných pro 3D tiskárny. Úpravou metody s použitím kulového indentoru o průměru 1 μ m lze dojít k vyhodnocení meze kluzu a deformačního zpevnění zkoumaného materiálu. Podstata vyhodnocení měnících se mechanických vlastností je založena na derivaci multi-aplikační indentační křivky „zatížení – hloubka“.

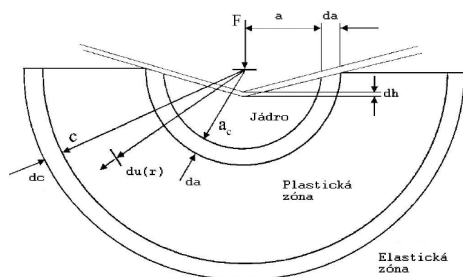
Zajímavé řešení problému vyhodnocení napětí do meze kluzu je popsáno v [13], publikace je částečně věnována aplikaci kulového indentoru. Cílem publikace [14] je vyhodnocení napětí do meze kluzu pomocí Berkovičova indentoru. Experiment se opírá

o teoretické znalosti modelu „expandující dutina“ [15, 16, 17], tj. opírá se o numerickou simulaci zatížení.

Odlišný přístup k dané problematice je popsán v [18], v níž je použito trojrozměrné rentgenové tomografie. Experiment je podpořen MKP analýzou. Podobný přístup hodnocení s použitím trojrozměrného pole je popsán v [19].

1.1.1 Hodnocení lokálních mechanických vlastností indentačními zkouškami

Teoretické práce, pojednávající o tvrdosti můžeme obecně rozdělit dle charakteristik indentoru a odezvy materiálu zkoumaného vzorku. V literatuře lze najít práce, zavádějící různé poloempirické modely, popisující experimentálně pozorované jevy, které nastávají při hodnotách indentační deformace za podmínek úplné plasticity nebo se podmínkám úplné plasticity blíží. Modely různě popisují odezvu materiálu pomocí skluzových čar, elastického přemístění materiálu a radiálních tlaků. Pro kuželové indenty je obvykle pozorován značný nárůst plastického tečení a protože elastické deformace jsou zanedbatelné ve srovnání s deformacemi plastickými, lze tak vzorek pokládat za čistě plastický. V případě kulových indentorů je odezva materiálu elasticko-plastická a plastické tečení je obvykle popisováno s vlivem okolního materiálu v elastickém stavu. Samuels a Mulhearn [16] uvádějí v případě kulových indentorů, že plastická deformace za podmínek úplné plasticity se jeví jako výsledek tlaku. Později Marsh [20] porovnal plastickou deformaci v okolí indentoru s deformacemi, které nastanou během radiální expanze sférické dutiny, vystavené vnitřnímu tlaku. Ovšem nejakceptovanější model navrhl Johnson [15], který expandující dutinu nahradil nestlačitelným polokulovým jádrem materiálu, vystaveného vnitřnímu tlaku. Zde je tlak jádra přímo spojen s průměrným kontaktním tlakem. Model se proto nazývá „expandující dutina“ – viz obr.1.



Obr.1: Schematické zobrazení modelu expandující dutiny [15].

Kontaktní plocha mezi indentorem a vzorkem tvoří hydrostatické polokulové jádro o poloměru a_c . Jádro je kompletně obklopeno plastickou zónou o poloměru c , která je omezena oblastí elastické deformace. Výsledkem přírůstku hloubky průniku (dh) indentoru je rozšíření jádra o d_a a objem vytlačený indentorem je přizpůsoben radiálním přesunem částic $du(r)$ na hranici jádra. Konečným důsledkem je radiální rozšíření plastické zóny o dc [15].

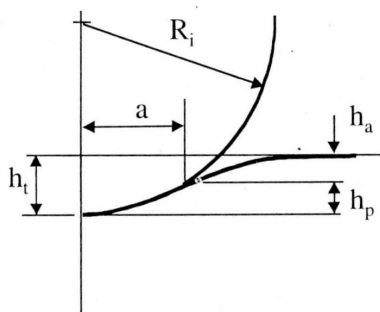
V určitém okamžiku ovšem začne volný povrch značně ovlivňovat tvar plastické zóny. Když již není plastická oblast omezena elastickým materiálem (elastické vyčerpání) pak objem materiálu, který je vytlačený indentorem vytéká nad povrch okolo indentoru (pile-up). Materiál začíná přebírat charakteristiky ryze plastické pevné látky, protože elastické deformace jsou značně menší, než plastické tečení. Model prokázal dobrou shodu s pozorovanými experimenty zejména u materiálů s vysokým poměrem E/Y (kovy) [15, 16, 21].

1.1.2 Hodnocení statické pevnosti z pohledu kontaktní mechaniky

První teoretickou prací, zabývající se stykem dvou těles, předložil roku 1882 Heinrich Hertz. Hertz určil [15, 16, 21] souvislost mezi poloměrem kruhového kontaktu a [mm], zatížením působící síly F [N] na indentor, poloměrem indentoru R [mm] a elastickými vlastnostmi zúčastněných materiálů vztahem:

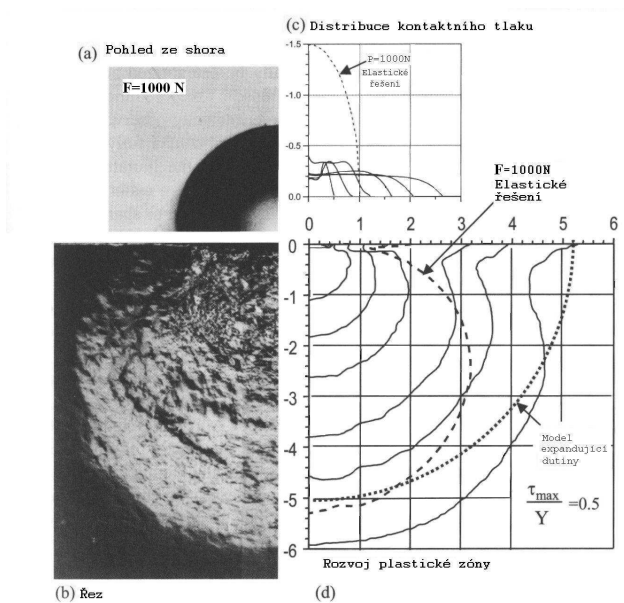
$$a = \frac{3}{4} \cdot \frac{F \cdot R}{E^*}, \quad (1)$$

Celková hloubka průniku je h_t ; h_a označuje hloubku od volného povrchu vzorku ke kruhovému kontaktu; h_p je vzdálenost ode dna kontaktu ke kruhovému kontaktu [16]



Obr.2: Schéma kontaktu mezi ideálně tuhým indentorem a rovinným povrchem vzorku s modulem E [16].

V současné době je možné pomocí metody konečných prvků (MKP) s jistou mírou úspěchu zobrazit rozvoj plastické zóny (uvnitř které je smykové napětí konstantní) – a porovnat výsledek s výsledkem experimentu - viz obr. 3(d) porovnání u nízkouhlíkové oceli. Autoři Mesarovic a Fleck vypočetli úplný elastický a elasticko-plastický kontakt pro kulový indentor, který zahrnuje elasticitu, deformační zpevnění a meziplošné tření.



Obr.3: Elasticko-plastická odezva nízkouhlíkové oceli na indentaci, $E/Y = 550$.

- (a) výsledek při zatížení $F = 1000\text{ N}$ a poloměru indentoru $3,18\text{ mm}$, zobrazující zbytkový vtisk v povrchu,
- (b) řez, zobrazující nahromaděnou podpovrchovou deformaci pod místem indexace,
- (c) výsledky metody konečných prvků distribuce kontaktního tlaku,
- (d) výsledky metody konečných prvků zobrazující rozvoj plastické zóny vyjádřené jako vrstevnice maximálního skluzového napětí při $\tau_{max}/Y = 0,5$ [16].

Výsledky v (c) a (d) platí pro indentační deformace $a/R = 0,04; 0,06; 0,08; 0,11; 0,14; 0,18$. Vzdálenosti jsou vyneseny v násobcích kontaktního poloměru ($a = 0,218\text{ mm}$) při elastickém případě $F = 1000\text{ N}$ [16].

Je nutné poznamenat, že zatím neexistuje teorie, která by přesně popisovala proces indentace do elasticko-plastického materiálu. Analytická řešení vedou ke složitým

nelineárním rovnicím. Jejich řešení vyžaduje množství materiálových parametrů, které jsou nejčastěji určovány za pomoci metody konečných prvků. Problémem při vyhodnocování naměřených hodnot je přesné určení velikosti plastické a elastické složky hloubky vtisku [23]. Mezi nejnovější práce, které se problematikou získání materiálových charakteristik z plastické deformace zabývají, patří [24, 25].

1.1.3 Analytické metody zpracování indentačních dat

Základem matematických analýz naměřených mikro- a nanoindentačních dat jsou Herzovy rovnice, tj. předpokladem je pouze existence elastického kontaktu. Na počátku šedesátých let minulého století Sneddon z Herzových rovnic odvodil obecný vztah mezi hloubkou elastického průniku h a zatížením F pro indentory ve tvaru rotačních těles [15, 21]:

$$F = \alpha h^m, \quad (2)$$

F - zatížení působící na indenter [N]

α - konstanta, která charakterizuje materiálové konstanty vzorku a indentoru (Youngův modul, Poissonův poměr)

m - konstanta, která charakterizuje geometrii indentoru (pro válcový indenter $m = 1$, pro rotační paraboloid $m = 1,5$ a pro kužel $m = 2$)

Metoda DSI má svůj původ na počátku sedmdesátých let minulého století. První základní elementy analýzy byly položeny pracovníky v Bajkovově ústavu metalurgie v Moskvě (Bulychev a Alekin). Základní předpoklady jejich přístupu jsou:

- deformace, které nastávají v průběhu odlehčování jsou čistě elastické,
- poddajnost resp. tuhost během indentace soustavy vzorku a hrotu lze vyjádřit jako pružiny spojené v sérii,
- kontakt lze modelovat jako styk dokonale tuhého indentoru přesně definovaného tvaru a homogenní izotropní elastické poloviny, přičemž platí:

$$S = \frac{dF}{dh} = \frac{2\sqrt{A}}{\sqrt{\pi}} E^*, \quad (3)$$

kde S je kontaktní tuhost a A kontaktní plocha, (vztah poprvé prezentoval Sneddon).

I když ruští vědci měli k dispozici veškeré zmíněné prvky pro uskutečnění analýzy naměřených dat, neznali způsob, jak propojit naměřená $F-h$ data s kontaktní plochou.

První kompletní analýzu provedli Doerner a Nix. Doerner a Nix předpokládali, že jestliže změna kontaktní plochy je malá během odlehčení lze indenter pokládat za válec (vtlačovaná část je podstava válce) [26, 27]. Je proto vhodné nejdříve provést analýzu pro případ válcového indentoru neboť snadněji ilustruje problematiku odezvy materiálu a tvoří základ pro daleko komplikovanější pyramidové indentory.

1.1.3.1 Válcový indenter

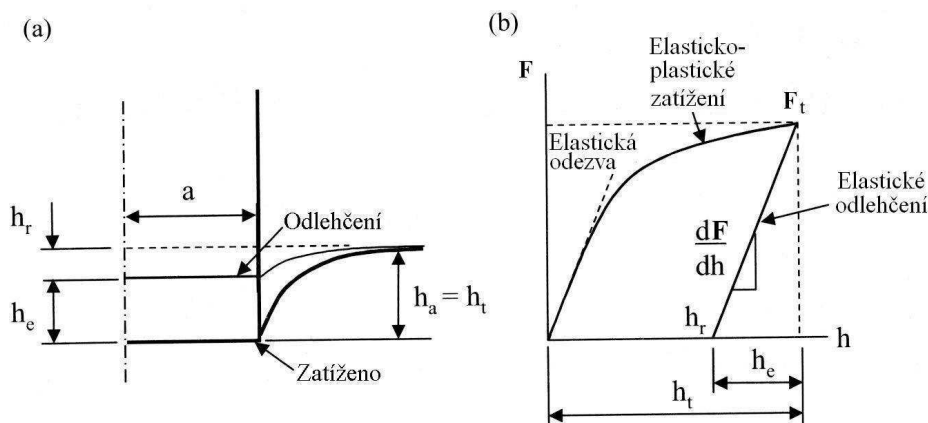
U současné době se u válcového indentoru vychází z předpokladu, že odezva materiálu při zatěžování je elasticko-plastická, jak je zobrazeno na obr.4. Dále se předpokládá, že odezva materiálu při odlehčování je čistě elastická [15, 16, 23, 28].

Obr.4 znázorňuje stav při úplném zatížení silou F_t , tj. elasticko-plastický kontakt a při úplném odlehčení elastickou odezvu. Pro průběh síly F [N] v závislosti na hloubce při odlehčování platí:

$$F = 2aE^*h, \quad (4)$$

Derivací dF/dh za předpokladu, že h je rovno posuvu už při $r = 0$, získáme výraz pro sklon odlehčovací křivky:

$$\frac{dF}{dh} = 2E^*a \quad (5)$$



Obr.4: Charakteristika válcového indentoru.

(a) schématické znázornění geometrie povrchu válcového indentoru a vzorku při maximálním zatížení a úplném odlehčení.

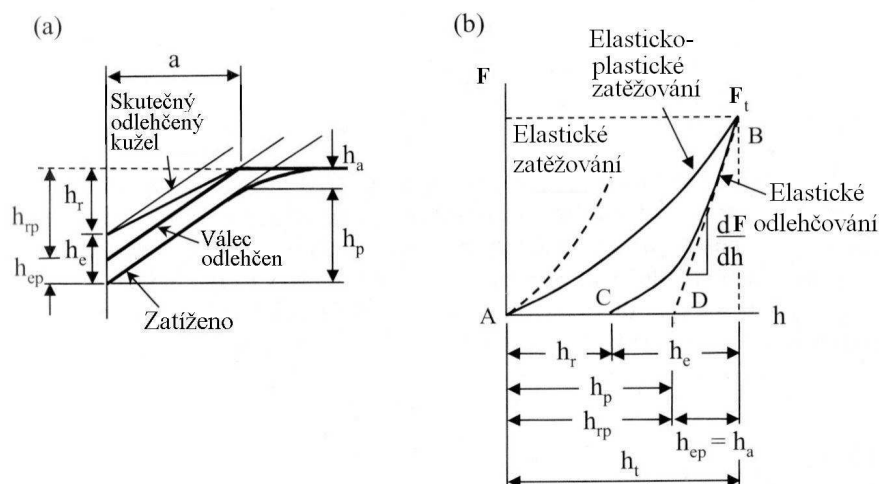
(b) zatížení v závislosti na hloubce pro elasticko-plastické zatížení, po němž následuje elastické odlehčení. h_r – hloubka zbytkového vtisku; h_t – je hloubka měřená od původního povrchu při maximálním zatížení F_t ; h_e – hloubka odpovídající elastickému posuvu indentoru během odlehčování; h_a – vzdálenost od kraje kontaktu k původnímu povrchu, zde pro případ válcového indentoru je rovna h_t [16, 29].

Je zřejmé, že situace v případě válcového indentoru je jednoduchá, protože velikost kontaktní plochy je úměrná poloměru podstavy indentoru. Určení kontaktní plochy u indentorů se složitější geometrií je daleko obtížnější.

1.1.3.2 Kuželový indentor – aproximace na válec

Z pohledu současného stavu indentačních metod je charakteristika kuželového indentoru oproti válcovému indentoru odlišná a neumožňuje přímé vyhodnocení meze kluzu. Z obr. 5(b) je zřejmé, že při odlehčení urazí indentor dráhu h_e , která se mění lineárně s působícím zatížením F . Doerner a Nix zjistili při měřeních provedených Berkovičovým indentorem na různých materiálech, že počáteční část (přibližně 1/3) křivky odlehčení má lineární průběh [26, 27]. Využili rovnic použitých u válcového indentoru na určení kontaktní plochy a aplikovali je na kuželový indentor, přičemž předpokládali, že skutečná geometrie indentoru má na konečný výsledek malý vliv.

U kuželového indentoru, stejně jako u válcového indentoru, je odezva materiálu při jeho zatěžování elasticko-plastická a zcela elastická při snižování zatížení. Geometrie odezvy povrchu pro jednotlivé sekvence je zobrazena na obr.5(a).



Obr.5: Charakteristika kuželového indentoru

(a) Schématické znázornění geometrie indentoru a povrchu vzorku při maximálním zatížení a odlehčení kuželového indentoru,

(b) křivky poddajnosti pro elasticko-plastické zatížení a elastické odlehčení.

h_r - hloubka zbytkového vtisku kužele;

h_{rp} - hloubka zbytkového vtisku válcového indentoru;

h_t - maximální hloubka vtisku při maximálním zatížení F_t ;

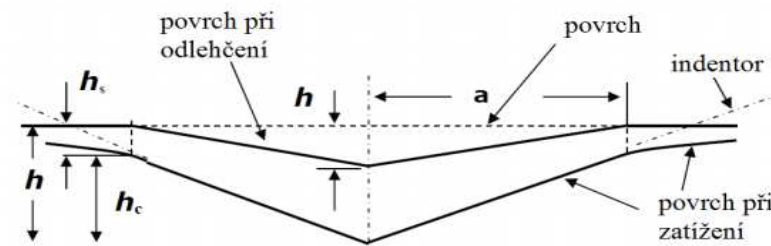
h_e - elastické zotavení materiálu pro použitý kužel;

h_{ep} - elastický posuv válcového indentoru;

h_a - vzdálenost od volného povrchu vzorku k okraji kruhového kontaktu při plném zatížení [16, 26, 29, 30, 68].

1.1.4 Parametry z indentační zkoušky tvrdosti DSI

Dosud používané instrumentované indentační metody (DSI) (schéma na obr.6) se využívají k odvození řady materiálových parametrů



Obr.6: Schéma zatěžování a odlehčování [35].

Martensova tvrdost

Tvrdost podle Martense zahrnuje plastickou a pružnou deformaci, je definována jako zatěžující síla P podělená plochou povrchu vnikacího tělesa $A_s(h)$ ve vzdálenosti h od hrotu a je vyjádřena v N/mm^2 [33, 34], tedy:

$$HM = \frac{P}{A_s(h)}, [\text{MPa}] \quad (6)$$

Plocha povrchu A_s se určí pro vnikací těleso:

1) podle Vickerse [38]:

$$A_s(h) = \frac{4 \cdot \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)}{\cos^2\left(\frac{\alpha}{2}\right)} h^2 \quad (7)$$

podle Berkoviče [31]:

$$A_s(h) = \frac{3 \cdot \sqrt{3} \cdot \tan \alpha}{\cos \alpha} \cdot h^2 \quad (8)$$

Vtisková tvrdost H_{IT}

Vtisková tvrdost je mírou resistance k trvalé deformaci nebo poškození

$$H_{IT} = \frac{P_{\max}}{A_p} [\text{MPa}], \quad (9)$$

kde:

A_p - průmět kontaktní plochy vnikacího tělesa

Vtiskový modul

Další materiálové veličiny, které se získávají z indentačních zkoušek metodou DSI, jsou vtiskový neboli indentační modul E_{IT} , redukovaný modul E_r a komplexní modul E^* .

V ideálním případě má vtiskový modul přesně stejný význam jako elastický (Youngův) modul. Obecně se vtiskový modul určí ze směrnice tečny sloužící k výpočtu vtiskové tvrdosti H_{IT} , přičemž pro indentační vtiskový modul platí [31, 32]:

$$E_{IT} = E \cdot (1 - \nu_s^2), \quad (10)$$

kde:

ν_s - Poissonův poměr zkušební tělesa a volí se pro kovové materiály 0,2 až 0,4
a pro polymerní materiály 0,3 až 0,4

E^* - komplexní modul.

$$E_{IT} = \frac{1}{\frac{1}{\frac{1}{Er} - \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}}}, \quad (11)$$

kde:

E_i - modul vnikacího tělesa

E_r - redukovaný modul vtiskového kontaktu

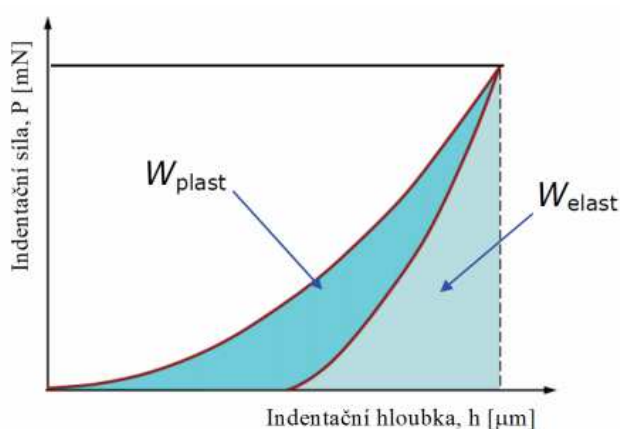
ν_i - Poissonův poměr vnikacího tělesa (u diamantu 0,07)

Deformační práce

V současné době se při zkouškách DSI vyhodnocuje také deformační práce W_{total} spotřebovaná v průběhu indentačního cyklu jako plocha pod zatěžovací křivkou. Plocha mezi zatěžovací a odlehčovací křivkou udává nevratnou plastickou práci W_{plast} a plocha pod odlehčovací křivkou zase vratnou elastickou práci W_{elast} . Vyhodnocuje se i součinitel zpětné relaxace η_{IT} jako podíl elastické práce W_{elast} a celkové práce W_{total} [31, 32] (viz obr.7).

$$W_{total} = W_{plast} + W_{elast} \quad (12)$$

$$\eta_{IT} = \frac{W_{elast}}{W_{total}} \cdot 100 \quad (13)$$



Obr.7: Indentační křivka – deformační práce [31].

Lomová houževnatost

Současný stav indentačních zkoušek umožňuje také stanovit lomovou houževnatost jako míru práce potřebné k rozdělení materiálu. Měření této veličiny pomocí indentoru lze popsat ale pouze tehdy, pokud dojde při vrypu indentoru k delaminaci materiálu. Z průběhu zatěžovací křivky lze určit, kdy nastala změna rozhraní. Z této informace se pak určuje deformační práce a z ní a poloměru delaminované oblasti se určí mezifázová energii G_{int} [33].

$$G_{int} = \frac{\Delta W_{fr}}{\pi c^2} \text{ [J.m}^{-2} \text{]}, \quad (14)$$

Vlastní lomová houževnatost K_{int} je dána vztahem:

$$K_{int} = \sqrt{G_{int} \cdot E_{int}} \quad (15)$$

1.2 Problematika dynamického testování svarových spojů

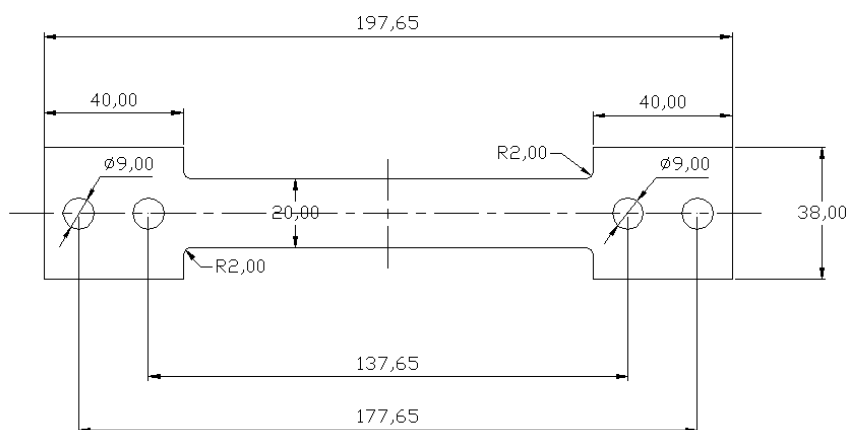
Současný stav v této problematice je velmi neuspokojivý. V převážné míře se totiž jedná o testování plochých materiálových vzorků (bodové svary plechů karoserií) při dynamických tahových zkouškách na kyvadlových rázových kladivech. Bohužel ale žádné z těchto zkušebních zařízení od renomovaných výrobců:

- **GALDABINI**, Via Giovanni XXIII, 183, 21010 Cardano al Campo (VA), ITALY
- **Tinius Olsen** Testing Machine Company, 1065 Easton Road, Horsham, PA 19044, USA
- **IBERTEST** C/ Ramon, y Cajal, 18-20. Pol. Ind, Gitesa I Daganzo de Arriba, Madrid 28814, SPAIN
- **INSTRON**, 825 University Ave, Norwood, MA 02062-2643, USA
- **MTS**, 14000 Technology Drive, Eden Prairie, MN USA 55344, USA
- **WPM Werkstoffprüfsysteme** Leipzig GmbH, Gewerbegebiet Wachau, Nordstraße 15, 04416 Markkleeberg, GERMANY
- **Labortech** s.r.o, Rolnická 130a, 747 05 Opava, ČESKÁ REPUBLIKA
- **Zwick GmbH & Co. KG**, August-Nagel-Str. 11, D-89079 Ulm, GERMANY

nemá instrumentaci zkoušky, tj. záznam síly, případně deformace v průběhu destrukce plochého zkušební vzorku, ale má pouze záznam energie spotřebované na přetržení vzorku.

Např. kyvadlové kladivo od firmy Zwick má instrumentovanou zkoušku pouze pro vzorky kruhového průřezu, ale ploché vzorky tvaru – viz obr.8 testuje pouze se záznamem

spotřebované energie a navíc u bodového svarového spoje neřeší základní fyzikální problém, který spočívá v tom, že při tahové zkoušce tohoto spoje vzniká víceosá napjatost a spoj jako takový je namáhán především smykem. Tento způsob sice nejlépe simuluje zatížení reálných spojů v dané aplikaci, ovšem neumožňuje zjištění čistě tahových materiálových charakteristik. Proto se daná zkouška jeví jako nedostatečná pro získávání dynamických hodnot pevností v tahu deformovaného kritického pásma spoje.



Obr.8: Vzorek pro standardní dynamické tahové zkoušky na kyvadlovém kladivu firmy Zwick [62].

Z pohledu pasivní bezpečnosti karoserií jsou přitom pro návrh konstrukcí karoserií (numerické výpočtové simulace MKP) rozhodující dva parametry:

- zmíněná dynamická pevnost,
- energie absorbovaná do lomu, při dané rychlosti zatěžování.

Vzhledem k deformačním rychlostem odpovídajícím skutečné srážce vozidla zde ovšem do popředí vstupuje problematika reakce materiálu při dynamických podmínkách.

Výpočtovou predikci chování materiálu nutno opřít o poznání reálných parametrů dynamického zpevnění v oblasti makroplastických deformací. Z toho vyplývá potřeba exaktní experimentální metody, která by umožnila rovněž zohlednit vliv strukturní heterogenity ve svarem ovlivněných oblastech.

Provádění rychlých tahových zkoušek skutečných svarových spojů je ovšem vzhledem k rozměrům a velikostem zkušebních vzorků a tvarové heterogenity značně komplikované.

S přihlédnutím ke zvětšujícím se nárokům na aplikované ocele nejen v automobilovém průmyslu, dochází rovněž ke zvyšování testovacích rychlostí deformace (až $\dot{\epsilon}=12,5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$) a zkoumání vlivu vysoké rychlosti deformace na testovaný materiál.

Dynamické zkoušky, provedené pomocí metody Hopkinsonovy tyče, jsou popsány v [10, 34, 35, 36, 37, 38]. Publikace [10] je zaměřena na vyhodnocení pevnosti, tažnosti a absorpce energie martenzitických ocelí ve stříhu. Výsledky prokazují významný rozdíl při statickém zatěžování ($\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) a dynamickém zatěžování ($\dot{\epsilon} = 1000 \text{ s}^{-1}$).

Vliv zbytkového austenitu na kvazistatické a dynamické zatěžování s ohledem na martenzitickou strukturu se věnuje [10, 39]. Výsledky prokázaly vliv zbytkového austenitu v martenzitické matici na snížení pevnosti při dynamickém zatěžování, avšak při nárůstu absorbované energie. Podobný přístup k vyhodnocení je popsán v [34]. Experimentální část této publikace popisuje vliv struktury oceli TRIP na dynamické chování materiálu. Všechny zkoumané modifikace oceli TRIP vykazují zpevňující trend se vzrůstající rychlosti deformace, která je až $\dot{\epsilon} = 1400 \text{ s}^{-1}$. Zajímavý experiment popisuje [35, 37]. Zaměřuje se na dvoufázové ocele DP700 a DP500 a jejich vzájemné porovnání při rychlostech deformace $\dot{\epsilon}$ od $0,001 \text{ s}^{-1}$ do 3200 s^{-1} . Při rychlosti deformace 1000 s^{-1} obě zkoumané ocele vykazují největší zpevnění. Po překročení této hodnoty rychlosti deformace je trend klesající. Vliv rychlosti ochlazování při výrobě martenzitických ocelí na výslednou strukturu a zároveň na mechanické vlastnosti je hodnocen v [36]. Publikace uvádí zpevnění martenzitické oceli při rychlosti deformace 960 s^{-1} až na hodnotu 3441 MPa. Experiment je doplněn o fraktografii lomových ploch. Část studie [38] popisuje klasické konstrukční ocele S235 a DC04 jako variantu pro výrobu tenkých plechů, kde u rychlosti deformace 995 s^{-1} vykazuje zpevnění až na 220 %. U varianty DC04 je tato hodnota 170 %.

Publikace [40] se zabývá dynamickými zkouškami s porovnáním záznamů získaných servo-hydraulickým zařízením a použitím Hopkinsonovy tyče. Záznamy získané pomocí Hopkinsonovy tyče jednoznačně vykazují vyšší hodnoty dynamické meze pevnosti (až dvojnásobek oproti servo-hydraulickému zařízení). Část práce je věnována vyhodnocení

absorbované energie do lomu a Youngově modulu v dynamickém režimu testování, který je $206 \times 10^3 \text{MPa}$.

Návrhem matematického modelu pro výpočty dynamických parametrů při zatěžování různými rychlostmi vysokopevnostních ocelí se zabývají práce [41, 42].

Práce [60] se věnuje komplexnímu řešení dynamické pevnosti martenzitických ocelí. Popisuje a porovnává výsledky získané zatěžováním různými rychlostmi deformace i s ohledem na tepelné zatížení zkoumané martenzitické ocele. Publikace se také zabývá vývojem zařízení pro instrumentované dynamické zkoušky, ale bez možnosti záznamu deformace.

Řešení disertační práce se opírá o dvě klíčové metody hodnocení:

- Měření mechanických parametrů lokálních vrstev tepelně ovlivněných oblastí (TOO) indentačními zkouškami,
- dynamické tahové zkoušky tepelně ovlivněných vrstev se zaměřením na vliv rychlosti deformace.

Následně jsou uvedeny stávající přístupy, trendy a omezení uvedených metod hodnocení mechanických vlastností, i s ohledem na možnosti při hodnocení kritických vrstev svarových spojů.

Na základě poznání současného stavu řešení si obě metody hodnocení vyžádaly vlastní návrh pro úpravu, resp. rozšíření stávajícího přístupu.

2. CÍLE PRÁCE

Cíle práce vycházejí ze současného stavu poznatků o vlivu svařování na lokální změny mechanických vlastností u ocelí se zvýšenou pevností, rovněž z poznání současných možností evidence tohoto vlivu. Zásadní vliv na pevnost svarového spoje u vysokopevných ocelí spočívá v působení některého z procesů odpevnění, popř. v jejich kombinaci (zhrubnutí zrna, popuštění zákalných struktur apod.). Tento vliv je výrazně ovlivněn lokalizací plastické deformace, která je výraznější v případě dynamického zatížení. Při rychlostech deformace blízkým podmínkám crashových zkoušek je pro predikci pevnosti svarového spoje nutno co nejpřesněji zjistit nejenom rozdíly kvazistatické pevnosti v tepelně ovlivněné zóně svarového spoje (standardně hodnoceného kupř. měřením rozdílů tvrdosti), důležité je zjištění tendence deformačního zpevnění při přesně stanovených podmínkách zatěžování.

Hlavním cílem práce byl návrh a experimentální ověření postupu hodnocení strukturně heterogenních oblastí svarových spojů z hlediska vlivu na finální pevnost svarů.

Návrh vychází z hodnocení strukturních změn heterogenních oblastí svarových spojů, tj. tepelně ovlivněných oblastí a rovněž z charakteristik svarového kovu. Práce je zaměřena na vysokopevnostní ocele, používané v konstrukci vozidel pro bezpečnostní prvky. Analýzy standardních konstrukčních ocelí slouží v práci především jako ověření navrhované metodiky hodnocení heterogenit v tepelně ovlivněné zóně a také pro srovnání chování těchto ocelí s vysokopevnými materiály za odpovídajících podmínek zatěžování. Záměrem bylo definovat údaje, sloužící při rozhodování o aplikaci zaručeně svařitelných materiálů se zvýšenou pevností jako variantní řešení svařované konstrukce za obecnějších podmínek, tj. tyto výsledky se neomezují pouze na aplikaci v bezpečnostních prvcích karoserií (kupř. aplikace oceli typu DOMEX 700MC).

Součástí práce je studium dalších vlivů, které mohou negativně ovlivnit výslednou pevnost spojů, kupř. výchozí snížené kvality materiálu, vliv nekvalitního provedení spoje. Důvodem byla nutnost tyto efekty vyloučit z finálně získaných informací o dosažitelné pevnosti spojů.

Cílem práce bylo zároveň získání hodnot dynamické pevnosti ovlivněných oblastí svarových spojů studovaných variant ocelí při definovaných podmínkách zatěžování.

Pro splnění uvedeného záměru práce byly realizovány následující experimenty a analýzy:

- strukturní a fázové analýzy heterogenních oblastí svarových spojů zkoumaných ocelí,
- hodnocení lokálních změn pevnosti standardními metodami,
- hodnocení lokálních změn pevnosti použitím indentační metody,
- simulace degradačních procesů vyskytujících se u svarových spojů,
- měření dynamické pevnosti s použitím instrumentovaného kladiva.

V návaznosti na cíle práce jsou dále stručně představeny materiály, které byly zařazeny do experimentálních analýz. Rovněž je v následující kapitole zařazeno stručné porovnání problematiky svažitelnosti ocelí, u kterých je dosahováno zvýšené pevnosti zjemněním zrna a termomechanickým zpracováním ve srovnání se svažitelností standardních uhlíkových ocelí.

3. CHARAKTERISTIKA STUDOVANÝCH OCELÍ

Pro experimentální práce byla zvolena sada ocelí, prezentujících aktuální varianty materiálů, typických zvýšenou mezí kluzu při zaručené svařitelnosti pro aplikaci v dopravním průmyslu. Přitom u jednotlivých materiálů je zvýšení pevnosti dosahováno různými způsoby.

Ocel S355 je představitel svařitelné ocele se zvýšenou mezí kluzu, která je dosažena zjemněním zrna.

Ocel DOMEX 700MC je představitelem moderní vysokopevnostní ocele. Aplikace této oceli je vhodná pro podvozky, jeřáby, zemní stroje a bezpečnostní prvky moderních drážních vozidel, jejíž výhodné mechanické vlastnosti jsou dosaženy pomocí precipitačního zpevnění.

Pro výrobu vzorků pro experimenty byly použity obě zmíněné ocele ve formě plochého profilu tloušťky 10 mm.

Materiály AHSS (DP680 a 22MnB5) byly dodány jako konkrétní konstrukční prvky z karosérie automobilu, viz kap. 6.5 a 6.6. Specifické vlastnosti těchto ocelí jsou dosahovány při výrobě. Ocel DP je vyráběna válcováním za tepla s výslednou feriticko-martenzitickou strukturou, u nízkoteplotní martenzitické oceli 22MnB5 je požadovaná pevnost dosažena technologií kalení lisováním.

Z důvodů různorodého sortimentu polotovarů je popis odběrů vzorků i s výkresy uveden samostatně v experimentální části práce (kap. 6).

Reálné svarové spoje obsahují řadu negativních vlivů, které jsou dány jak technologií svařování, tak vlastním procesem svařování. Hodnoty statické i dynamické pevnosti tepelně ovlivněné oblasti jsou při testování reálných svarových spojů zkresleny stříhovou složkou zatížení i samotnou geometrií svaru, a to zejména u bodového svařování. U technologií s přídavným materiálem (111, 135) jsou negativa zejména v nerovnoměrném rozložení tepelně ovlivněné oblasti, v reálné geometrii svaru, a ve vlivu přídavného materiálu.

Pro eliminaci těchto vlivů byla navržena simulace tepelně ovlivněné oblasti s cílem dosáhnout jak strukturně, tak geometricky homogenní vzorky pro statické i dynamické zkoušky. Nutno uvést, že návrh tepelného zatížení klade větší důraz na opakovatelnost

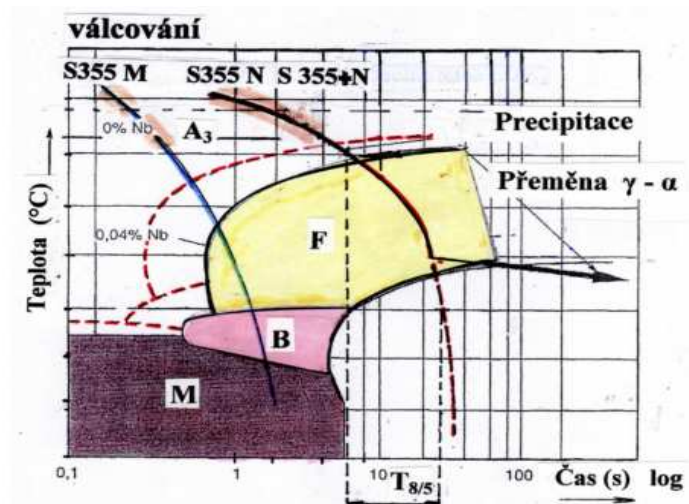
procesu, než na simulaci reálného svaru jako takového. Důvodem je porovnatelnost výsledků v rámci tetované sady ocelí a ověřitelnost navržené metodiky.

3.1 Ocel S355

Mechanické vlastnosti nelegovaných konstrukčních uhlíkových ocelí jsou určovány především obsahem uhlíku a manganu, kdy zpevnění je dáno především substitučním a intersticiálním mechanismem. Typická struktura je feriticko-perlitická. Ocel je pro dané použití v praxi většinou normalizačně žíhaná nebo normalizačně válcovaná. Obecně se používá pro svařované ocelové konstrukce pracující i za snížených teplot. Vykazuje zaručenou minimální hodnotu nárazové práce při teplotě do -20°C a typické mechanické vlastnosti jsou $R_{eH} = 355 \text{ MPa}$ a $R_m = 470\text{-}630 \text{ MPa}$. Ocel S355 se vyrábí ve třech jakostech:

- za tepla válcované výrobky z nelegované oceli, svařitelné jemnozrné (N),
- za tepla normalizačně válcované nebo po válcování normalizačně žíhané konstrukční oceli (+N),
- termomechanicky válcované oceli pro svařované konstrukce (M).

Sortiment a výrobní technologie jsou zobrazeny na obr.9.

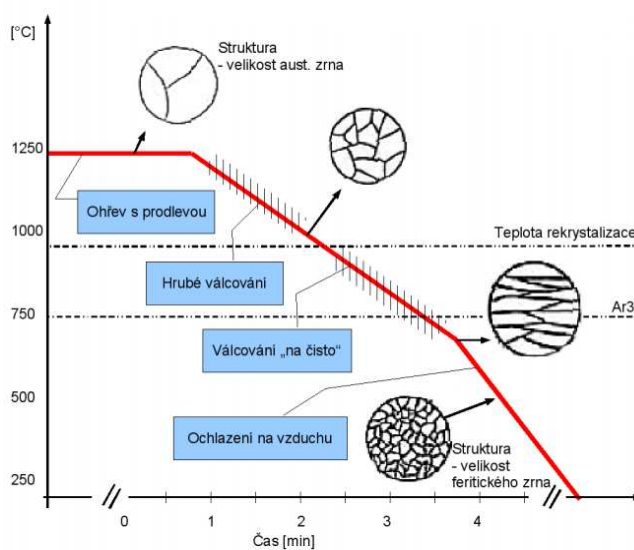


Obr.9: Diagram anizotermního rozpadu austenitu ocelí S355N, S355+N a S355M včetně stanovení doby ochlazování [43].

3.2 Ocel DOMEX 700MC

Produkty DOMEX představují řadu moderních vysokopevnostních ocelí společnosti SSAB vyvinutých tak, aby poskytovaly firmám v těžkém dopravním průmyslu možnost použít ocel o nižší hmotnosti, ovšem s vyšší pevností. Použití těchto ocelí spojuje ekologické výhody v podobě vyššího užitečného zatížení a delší životnosti než u tradičních ocelí. To umožňuje snížení nákladů při výrobě atraktivnějších produktů.

Dosažení požadovaných vysokých hodnot meze kluzu je podmíněno tzv. řízeným tvářením. Jeho cílem je dosažení jemnější struktury austenitického zrna, z něhož pak také transformuje jemnější ferit. Jemná struktura zajišťuje nejen vyšší mez kluzu a lepší precipitační zpevnění, ale i pomalejší hrubnutí struktury v okamžiku sekundární rekrytalizace. Řízené válcování je založeno na principu klasického tvářením v oblasti austenitu při teplotě okolo 1000°C a následném tvářením při nižších teplotách (okolo 800°C). Tato technologie řízeného válcování se používá nejen u vanadových mikrolegovaných ocelí, ale i u dalších skupin [44]. Na obr.10 je zobrazeno schéma řízeného válcování. Garantované mechanické vlastnosti jsou $R_e = 700\text{MPa}$, $R_m = 750\text{-}950\text{MPa}$ [45].



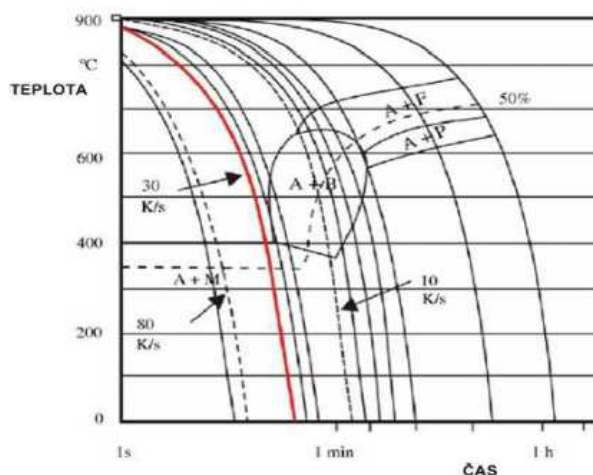
Obr.10: Schéma řízeného válcování [45].

3.3 Martenzitické ocele

Mikrostruktura martenzitických ocelí je tvořena martenzitickou maticí s malým množstvím feritu nebo bainitu. V rámci skupiny vícefázových ocelí vykazují nejvyšší úroveň pevnosti v tahu, až 1700 MPa [43]. K sortimentu dílů patří především A a B sloupky, boční výztuhy ve dveřích a prazích, díly rámu, uchycení nárazníku, příčníky pro podvozek a střechu, podélné i příčné nosníky [44]. Pro tento účel byl vyvinut materiál s označením 22MnB5, který je spojen s novou výrobní technologií kalení lisováním. Tato nová technologie dovoluje vyrábět komplexní díly bez většího zpětného odpružení.

K tomuto procesu dochází v uzavřeném studeném nástroji. Nejprve se v peci ohřívá plechový přístřih až do úplné austenitizace. Následně se plně austenitizovaný polotovar vloží do nástroje v hlubokotažném lisu. Zavřením nástroje dojde k tvarování dílu a poté v uzavřeném nástroji k jeho zušlechtní. Podmínkou pro úplnou přeměnu martenzitu je nutné, aby byla struktura dílu ochlazená dostatečně rychle tak, aby byla překročena kritická ochlazovací rychlost v_{ok} . Zde jsou teploty martenzitické transformace (hodnoty M_s , M_f) zásadně odvislé od obsahu uhlíku v materiálu. To platí především pro ocele s obsahem uhlíku od 0,2 do 0,4 %. V tomto rozsahu se snižují hodnoty M_f s rostoucím obsahem uhlíku.

Pro ocel 22MnB5 je kritická rychlost ochlazení $v_{ok} > 27 \text{ }^\circ\text{C/s}$, počáteční martenzitická teplota M_s je cca $390 \text{ }^\circ\text{C}$, konečná martenzitická teplota M_f cca $190 \text{ }^\circ\text{C}$ a teplota A_{c3} cca $800 \text{ }^\circ\text{C}$ (viz obr.11) [48, 49].



Obr.11: ARA diagram 22MnB5 ocele [50].

3.4 Feriticko-martenzitické ocele (DP oceli)

Dvoufázové feriticko martenzitické ocele (DP oceli) tvoří skupinu vysoce pevných ocelí pro tvářeni za studena. Jedná se v podstatě o nízkouhlíkové materiály (max. 0,13 % C) na bázi Mn – Si, popř. obsahují molybden, chrom nebo vanad. Feritická matrice je zpevněna především substitučně manganem a křemíkem, výjimečně precipitačně. Dvoufázové ocele mají charakteristickou mikrostrukturu tvořenou disperzí tvrdé fáze ve feritické matrici.

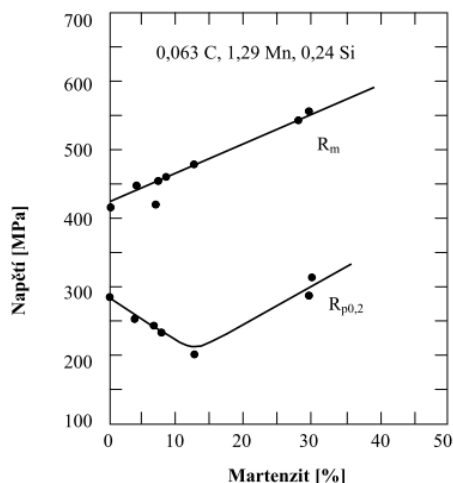
Tvrdou, sekundární fází, je obvykle martenzit, ale mohou být přítomné i jiné produkty nízkoteplotní transformace a zbytkový austenit. Struktura DP ocelí obsahuje 75 – 90 % polygonálního feritu a 10 – 25 % martenzitu homogenně dispergovaného ve formě ostrůvků ve feritické matrici. Ostrůvky martenzitu mohou obsahovat jistý podíl zbytkového austenitu, jenž se aktivně podílí na výhodné kombinaci pevnostně plastických charakteristik [51]. Nositelem plastických vlastností materiálu je „měkká“ feritická matrice. Rozhodujícím parametrem určujícím pevnostní hladinu materiálu je objemový podíl martenzitu.

Vzhledem k tomu, že se dvoufázové FM ocele používají především v automobilovém průmyslu, jsou na ně s ohledem na jejich další zpracování a použití při výrobě automobilů kladeny zvláštní požadavky týkající se jejich vlastností.

Dvoufázové FM ocele vykazují tyto specifické vlastnosti [52, 53]:

- plynulou závislost napětí – deformace bez výrazné meze kluzu,
- nízkou hodnotu meze kluzu a vysokou hodnotu meze pevnosti,
- vysokou hodnotu homogenního a celkového prodloužení,
- vysokou hodnotu koeficientu deformačního zpevnění,
- odolnost proti stárnutí při pokojových teplotách.

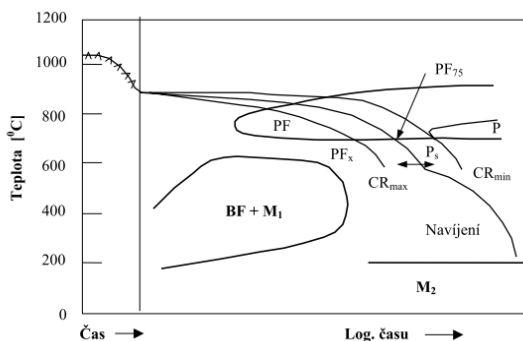
Jak již bylo uvedeno, objemový podíl martenzitu je rozhodujícím parametrem, který určuje pevnostní hladinu materiálu (viz obr.12) [54].



Obr.12: Závislost meze pevnost a meze kluzu na objemovém podílu martenzitu v DP oceli [54].

Existují dvě základní metody výroby dvoufázových FM ocelí:

- metoda interkritického žihání za tepla nebo za studena válcovaných pásů v dvoufázové $\alpha + \gamma$ oblasti, které může být:
 - kontinuální žihání (v kontinuálních žihacích pecích),
 - stacionární žihání (v poklopových pecích),
- metoda „as rolled“ – přímá výroba pásů s FM strukturou v procesu válcování za tepla, kde ARA diagram je na obr.13.



Obr.13: Schématický ARA diagram plynulého ochlazování dvoufázové FM oceli typu „as rolled“ [54].

4. METODY HODNOCENÍ SVAŘITELNOSTI

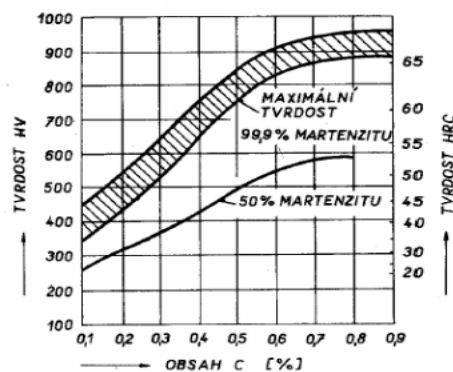
Svařitelnost jako komplexní charakteristika se hodnotí podle normy ČSN 05 1309 pomocí dvou skupin ukazatelů [55]:

- ukazatele celistvosti svarových spojů:
 - odolnost proti praskavosti za studena (zkouší se dle normy ČSN 05 1142),
 - odolnost proti praskavosti za tepla (ČSN 05 1143),
 - odolnost proti žíhací praskavosti (ČSN 05 1144),
 - odolnost proti lamelární praskavosti (ČSN 051314),
- ukazatele mechanických vlastností svarových spojů:
 - pevnost v tahu svarového spoje (zkouší se podle ČSN 05 1121),
 - tvrdost svarového spoje (ČSN EN 1043-1,2),
 - vrubová houževnatost (rázová práce) tepelně ovlivněné oblasti (TOO) svarového spoje (ČSN 05 1125).

4.1 Svařitelnost uhlíkových ocelí

Základní vlastnosti uhlíkových ocelí jsou dány obsahem uhlíku, který u těchto ocelí může být v rozmezí od velmi nízkého procenta až do obsahu 1,7 hmotnostních %. Se zvyšujícím se obsahem uhlíku se zvyšuje mez pevnosti, mez kluzu a tvrdost, ale jejich plastické vlastnosti se snižují.

Při svařování těchto ocelí nastává problém, pokud obsah uhlíku dosáhne přibližně 0,25 hm. % C a při jeho dalším překročení může dojít ke vzniku nežádoucích struktur, zejména většího obsahu martenzitu. Tvrdost v místě svarového spoje bývá obvykle nejvyšší v TOO, protože tato oblast chladne nejrychleji. Závislost tvrdosti martenzitu na obsahu uhlíku je vidět na obr.14, ze kterého je patrné, že tvrdost ovlivňuje nejen množství uhlíku, ale zároveň procentuální množství martenzitu ve výsledné struktuře [56, 57].



Obr.14: Závislost svarového spoje na obsahu uhlíku oceli a na procentu martenzitu [57].

U ocelí s obsahem uhlíku menším než 0,25 hm. % C není nutné zajišťovat zvláštní podmínky při svařování. Zatímco v případě svařování uhlíkové oceli s $C > 0,25$ hm. %, které jsou podmíněně svařitelné, je nutné zajistit speciální podmínky např. přehřev či dohřev.

4.2 Svařitelnost vysokopevnostních a termomechanicky zpracovaných ocelí

Svařitelnost vysokopevnostních materiálů má svá specifika, která jsou spojena s fázovými přeměnami a procesem zpevnění při výrobě. Materiály, které jsou předmětem studia, obsahují martenzitickou složku, která zvyšuje jejich citlivost na difúzní procesy při svařování. Typickou technologií pro spojování těchto plechů je bodové svařování.

Vzhledem k zatěžování materiálu svařováním, lze jako jeden z nejvýraznějších degradačních vlivů označit odpevnění při teplotách těsně pod teplotou počátku austenitizace (A_{c1} , cca 700 °C). Při těchto teplotách se ve svarové lázni uplatňují následující degradační procesy:

- zhrubnutí struktury, získané po termomechanickém zpracování,
- popouštěcí procesy.

Termomechanické zpracování ocele je konvenční způsob výroby polotovarů (plechů, pásů, tyčí, profilů), který se začal průmyslově používat na základě hlubších teoretických poznatků z teorie dislokací. Při tomto způsobu výroby polotovarů se materiál zpevňuje nejen mechanismem substitučního, intersticiálního a precipitačního zpevnění, ale významnou roli hraje zejména příspěvek dislokačního zpevnění.

Termomechanického zpracování se dosahuje řízenou kombinací tváření materiálu s jeho fázovými a strukturními změnami. Termomechanicky lze zpracovat téměř všechny polymorfnní oceli. Největší význam však má u nízkolegovaných až středně legovaných ocelí.

V důsledku teplotního cyklu při svařování se zruší účinek termomechanického zpracování v tepelně ovlivněné oblasti. Dojde k poklesu meze pevnosti, meze kluzu a tvrdosti v pásmu částečné překrystalizace tepelně ovlivněné oblasti charakterizované teplotami A_{c1} až A_{c3} . Snížení je zejména patrné v oblasti kolem teploty A_{c1} . Dále dojde ke snížení hodnot rázové houževnatosti v pásmu přehřátí tepelně ovlivněné oblasti.

Svarový spoj má v důsledku těchto změn nižší hodnotu meze pevnosti než základní termomechanicky zpracovaný materiál. Aby toto snížení pevnosti při svařování termomechanicky zpracovaných ocelí bylo co nejmenší, limitujeme vždy tepelný příkon, tedy množství tepla vnesené do svarového spoje na jednotku jeho délky. Čím je tato hodnota menší, tím užší je i tepelně ovlivněná oblast svaru a tím menší je i snížení meze pevnosti svarového spoje ve srovnání se základním materiálem.

Konstrukčním řešením je preference přeplátovaných svarových spojů, u nichž není tepelně ovlivněná oblast tak nepříznivě orientována vzhledem ke směru namáhání jako u tupých svarových spojů [58].

4.3 Svařitelnost nízkolegovaných ocelí

Nízkolegované ocele mají vyšší mez kluzu a vyšší pevnost za normálních i zvýšených teplot než nízkouhlíkové ocele.

Hlavními legujícími prvky jsou Cr, Mo, V. Moderní nízkolegované oceli mohou být dolegovány Nb, Ti a N. Celkový součet hlavních legujících prvků nepřekračuje zpravidla 5%.

Vysoké hodnoty mechanických vlastností jsou zajištěny:

- zpevněním tuhého roztoku,
- precipitačním zpevněním,
- dislokačním zpevněním,
- jemnozrnnou strukturou.

Prvky jako C, Mn, Cr, Mo a Ni snižují v ARA diagramu kritickou rychlost pro dosažení martenzitu. Proto se s jejich rostoucím obsahem zvyšuje sklon k zakalení jak ve svarovém kovu, tak i v tepelně ovlivněné oblasti. S rostoucím podílem martenzitu nebo spodního bainitu se zvyšuje rovněž náchylnost ke vzniku studených, vodíkem indukovaných trhlin ve svarovém kovu.

Svarové spoje nízkolegovaných ocelí se po svaření obvykle pouze popouštějí. Účelem je snížit zbytková napětí a zlepšit strukturu svarového spoje nepříznivě ovlivněnou působením teplotního cyklu při svařování a stabilizovat rozměry svařence. V průběhu popouštění se rozpadá martenzit na feriticko-karbidickou mikrostrukturu. Ve svarovém kovu se tepelně

ovlivněná oblast svarového spoje obnovuje optimální dispersí vytvrzujících fází. Dosahuje se tak optimálního poměru mezi pevnostními a plastickými vlastnostmi svarového spoje. Teplota popouštění se volí dostatečně vysoká, aby vytvrzující fáze vyprecipitovaly převážně v průběhu popouštění a nedocházelo k jejich precipitaci při pracovních teplotách za provozu zařízení, tedy k takzvanému sekundárnímu vytvrzování. Sekundární vytvrzování způsobuje zvýšení tvrdosti a snížení plastických vlastností svarového spoje [58].

4.4 Metody testování bodových svarů

Pro testování jakosti bodových svarů existuje několik vhodných metod zkoušení, které lze rozdělit na metody destruktivní a nedestruktivní. Mezi destruktivní metody zkoušení patří např. zkouška sekáčem, tahová zkouška stříhem, zkouška vrcholového tahu na trhacím stroji a metalografická zkouška. Z nedestruktivních metod zkoušení lze pro testování jakosti svarových bodů použít pohledovou zkoušku či zkoušku ultrazvukovou.

Klíčová norma pro VW koncern je VW 011 05 „Odporové bodové svařování – konstrukce, výpočty, zajištění procesu pro nepovrstvené a povrstvené plechy“ [59] a související zkušební předpis PV 6702 „Bodové svarové spoje – pevnostní zkoušky ocelových materiálů“.

Z výše uvedeného plyne, že dosavadní metody testování bodových svarů neřeší vyhodnocování mechanických parametrů při jednoosém zatížení svarového spoje, které by bylo možné použít pro výpočtovou predikci pevnosti heterogenních vrstev materiálů ve fázi navrhování karosérie automobilu.

5. ANALÝZY VÝCHOZÍHO STAVU APLIKOVANÝCH MATERIÁLŮ A SIMULACE TEPELNĚ OVLIVNĚNÉ OBLASTI

Před vlastním procesem simulace tepelně ovlivněné oblasti byly vyhodnoceny všechny analyzované materiály z hlediska parametrů, které ovlivňují jak svařitelnost, tak i výsledné změny mechanických vlastností po svařování. Jedná se především o výchozí mikrostrukturu, případnou chemickou nebo strukturní heterogenitu a metalurgickou čistotu.

U martenzitické a dvoufázové ocele byl následně proveden rozbor degradačního procesu vlivem svařování se zaměřením na zónu maximálního poklesu výchozí pevnosti materiálů.

5.1 Rozbory výchozího stavu analyzovaných ocelí

Při vyšetřování základního materiálu byla pozornost zaměřena především na:

- mechanické vlastnosti základního materiálu,
- strukturní a chemickou homogenitu základního materiálu,
- metalurgickou jakost (výskyt nečistot).

Při hodnocení pevnosti standardní metodou v souladu s ČSN ISO 10275 (Stanovení exponentu deformačního zpevnění tahem) byly získány závislosti mezi skutečným napětím a skutečnou deformací. Individuálně pro každý vzorek se vypočítal exponent deformačního zpevnění dle vztahu:

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n , \quad (16)$$

kde:

σ - skutečné napětí ve zkušební tyči za působení zatížení F [MPa]

K - součinitel pevnosti [MPa]

ε - skutečná deformace ve zkušební tyči za působení zatížení F [%]

n ... exponent deformačního zpevnění [-]

Pro posouzení statické pevnosti zkušebních vzorků základního materiálu byl použit trhací stroj ZD 10/90. Rychlost posuvu byla nastavena na 5 mm/min, což představuje hodnotu rychlosti deformace cca 0,003 s⁻¹. Vzhledem k vysokému počtu naměřených dat (5 sérií po pěti měřeních) bylo pro finální vyhodnocení použito makro vytvořené v aplikaci Microsoft Excel 2010. Proces hodnocení meze kluzu je založen na metodě nejmenších

čtverců. Toto makro průměruje data ze všech měřených vzorků a také detekuje mez kluzu. Tento přístup zjišťování meze kluzu je odlišný oproti zjišťování smluvní meze kluzu R_p , proto byla zavedena symbolika R_s pro mez kluzu „skutečnou“. Součástí makra je hodnocení mechanických vlastností v plastické oblasti materiálu. Konkrétní zobrazení záznamů, jak přepočítaných tahových zkoušek na skutečné, tak záznamů z použitého makra jsou zobrazeny u oceli DOMEX 700MC (viz kap. 6.4).

Při metalografickém vyšetřování byl využit optický mikroskop NEOPHOT 32 a rastrovací elektronový mikroskop TESCAN VEGA 5130SB. Výsledky hodnocení jsou uvedeny ve srovnání se stavem po simulovaném tepelném vlivu svařováním v následujících kapitolách.

5.2 Návrh tepelného zatížení

Reálné svarové spoje obsahují řadu negativních vlivů, které jsou dány jak technologií svařování, tak vlastním vyhotovením svarového spoje. To u reálných svarových spojů může podstatně ovlivnit výsledky zkoušek, jak už bylo řečeno v kap. 3. Proto bylo nutné navrhnout vhodné simulace tepelného zatížení pro jednotlivé metody technologie svařování.

5.2.1 Simulace bodových svarů

U vysokopevných ocelí 22MnB5 a DP680 bylo studium zaměřeno na rozhodující degradační vliv používané technologie svařování. Provedena byla proto simulace na kritickou teplotu, tj. 707 °C, kdy dochází k poklesu pevnosti důsledkem popouštěcích procesů v blízkosti austenitizační teploty. Výsledná struktura popuštěného martenzitu je ukázána na obr.35.

Pro zjištění optimálního tepelného namáhání byly provedeny experimenty:

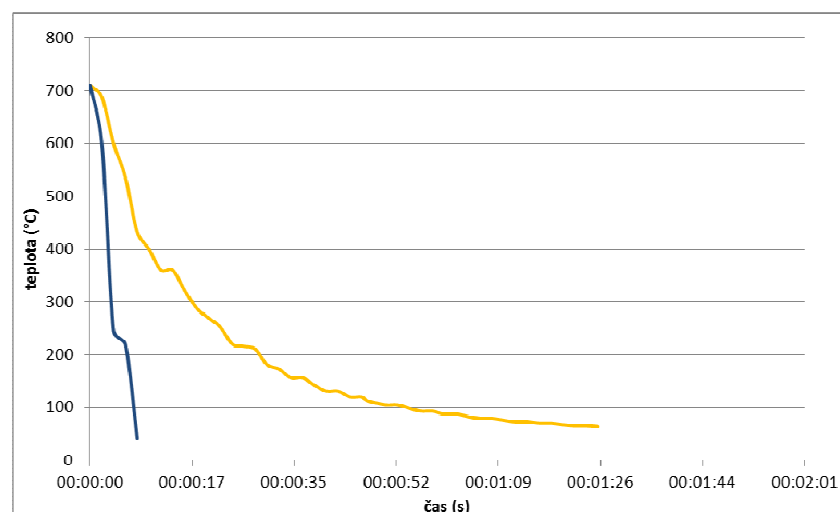
- 1) Odporový ohřev s následným chlazením vzduchem. Ohřev vzorku byl zajištěn procházejícím elektrickým proudem po stanovenou dobu. V místě nejmenšího průřezu (zkušební oblast vzorku) pak dochází k největší koncentraci tepla. Chlazení bylo zajištěno prouděním náporového vzduchu (4 MPa) o teplotě 20 °C. Tato metoda ohřevu se jeví jako optimální s přihlédnutím na průběh teplotního zatěžování i snadnou opakovatelnost experimentu.

- 2) Ohřev v peci.
- 3) Ohřev bodovým svarem dle parametrů používaných v praxi. Zkušební vzorek v tomto případě byl vytvořen přeplátováním základního zkušební vzorku plechem o délce 6 mm stejného základního materiálu. Takto vytvořený vzorek nejlépe simuluje reálný svar, vnáší ovšem do spoje možné diskutované vlivy strukturních heterogenit a dává prostor projevu technologických imperfekcí.
- 4) Odporový ohřev s následným přirozeným chladnutím na vzduchu.

Na základě měření tvrdosti a metalografie byla zvolena optimální metoda simulace, založena na odporovém ohřevu s následným ochlazením proudem tlakového vzduchu. Tento typ svarů je typický pro spojování materiálů ocelí 22MnB5 a DP680.

Metoda prošla řadou modifikací, které jsou podrobněji popsány v [60]. Vycházela z poznatků, že kritická rychlost chlazení daného materiálu pro získání struktury, jež byla pozorována v pásmu teplotního ovlivnění skutečného svaru, je dle lit. [60] a současně dle ARA diagramu určena hodnotou ochlazení 27 až 30 °C/s, viz obr.11.

Obr.15 prezentuje rychlost finálního nuceného ochlazování (tlakem vzduchu) ve srovnání s přirozenou rychlostí chladnutí.



Obr.15: Křivky ochlazování (modrá křivka nucené chlazení, žlutá křivka přirozené chladnutí).

Z těchto křivek byla určena hodnota rychlosti chlazení:

- nuceného 42,7°C/s,
- přirozeného 6,8°C/s.

5.2.2 Simulace tepelného zatížení pro metody s přídavným materiálem

Tepelná zátěž byla volena s ohledem na svařecí technologie v praxi. Ocele DOMEX 700MC a S355 se svařují s přídavným materiálem nejčastěji metodami (111, 135). Pro technologie je charakteristické nerovnoměrné teplotní rozložení a opakovatelnost procesu je obtížná. Dalšími nevýhodami mohou být vady spojené s nedokonalostí svařovacího procesu či přípravy vzorků.

Z těchto důvodů bylo simulační tepelné ovlivnění realizováno ohřevem vzorků v peci. Zvolená teplota byla 1000 °C po dobu 20 min. s následným přirozeným chladnutím na vzduchu. Tato zátěž byla provedena na vzorcích z ocelí DOMEX 700MC a S355, zvolených jako referenční materiály pro testovanou metodu hodnocení pevnosti. Simulovaný teplotní vliv představoval subvrstvu tepelně ovlivněné zóny mimo oblasti maxima degradačního vlivu svařování u uvedených ocelí. Provedená simulace sloužila primárně k ověření navrhovaného způsobu hodnocení vyvolaných změn pevnosti indentační zkouškou a zároveň, aby byla reálně kontrolovatelná standardním měřením tvrdosti.

5.3 Vyhodnocení vlivu ohřevu na konstrukční ocel S355

Jak již bylo zmíněno v kap. 3.1, mechanické vlastnosti této oceli jsou dány především obsahem uhlíku a manganu.

Chemické složení analyzovaného materiálu S355 je uvedeno v tabulce 1.

Tabulka 1: Chemické složení analyzované ocele S355 (hm.%)

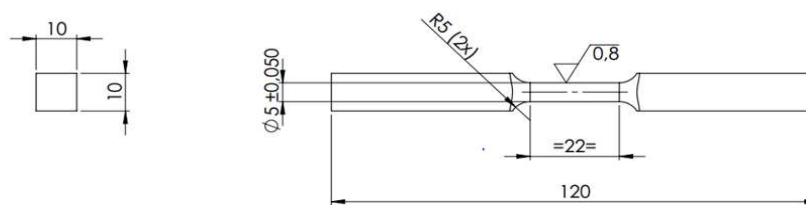
ocel S355	C	Mn	Si	P	S
	0,06	1,82	0,27	0,012	0,003

5.3.1 Mechanické vlastnosti základního a tepelně ovlivněného materiálu

Tvar vzorku pro mechanické statické zkoušky byl uzpůsoben tak, aby testovaná délka odpovídala normě pro zkoušky kovových materiálů tahem ČSN EN 10002, EN 10002:90 a zároveň byl vhodný pro další zkoušky, jako je tepelné zatížení nebo měření mechanických vlastností pomocí indentační metody – viz obr.16. Získané mechanické vlastnosti testované oceli jsou uvedeny v tabulkách 2, 3.

Označení vzorků: Série SN – tepelně neovlivněné, série SO – po tepelné zátěži, série SR – originální svarový spoj.

Vzorky série SR sloužily k posouzení simulace tepelného zatížení, tj. měření tvrdosti a metalografie (podrobněji v kap. 6.1). Porovnání průměrných hodnot tvrdostí sérií vzorků bylo uskutečněno metodou dle Vickerse HV10 a je uvedeno v tabulce 4.



Obr.16: Tvar vzorku pro statické zkoušky

Tabulka 2: Mechanické vlastnosti základního materiálu ocele S355

vzorek	mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]	mez pevnosti R_m [MPa]	mez kluzu R_s [MPa]	exponent def. zpevnění n
SN1	353	535	340	0,030
SN2	335	506		0,033
SN3	328	467		0,031
SN4	330	463		0,030
SN5	355	584		0,031
průměr	340	511		0,031
Směrodatná odchylka	11,5	45		

Tabulka 3: Mechanické vlastnosti tepelně ovlivněného materiálu ocele S355

vzorek	mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]	mez pevnosti R_m [MPa]	mez kluzu R_s MPa	exponent def. zpevnění n
SO1	357	650	356	0,038
SO2	356	675		0,041
SO3	364	630		0,043
SO4	348	635		0,039
SO5	350	590		0,042
průměr	355	636		0,041
Směrodatná odchylka	5,7	30,6		

Tabulka 4: Srovnání hodnot tvrdosti ocele S355

série	HV10	série	HV10	série	HV10
SN1	162	SO1	182	SR1	173
SN2	160	SO2	182	SR2	178
SN3	162	SO3	184	SR3	193
SN4	163	SO4	182	SR4	182
SN5	160	SO5	184	SR5	180
průměr	161		183		181
Směrodatná odchylka	1,3		1		6,6

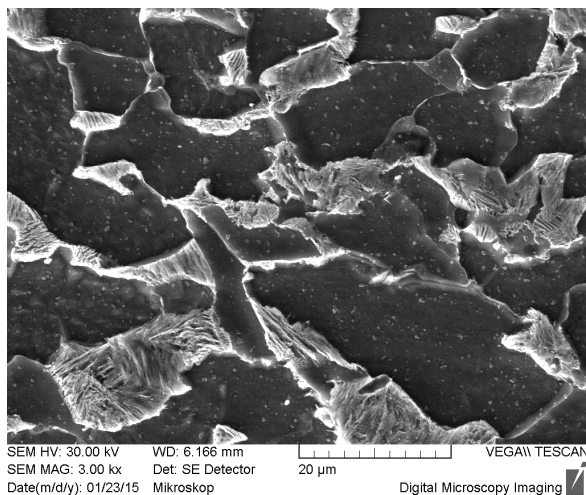
V tabulce 2 a tabulce 3 jsou uvedeny hodnoty mechanických vlastností ocele S355.

Na základě porovnání hodnot meze kluzu $R_{p0,2}$ a R_s , lze usuzovat na správnost zvoleného postupu ohřevu, to platí i pro další prezentované ocele. Série vzorků SO (po tepelné zátěži) vykazuje vyšší hodnoty mechanických parametrů, než materiál, který neprošel tepelnou zátěží (série SN), což i koresponduje s naměřenou tvrdostí v tabulce 4. Zřejmý rozptyl jednotlivých hodnot tvrdostí pro sérií vzorků SR (originální svarový spoj) ukazuje na obtížnost opakovatelnosti stejného procesu svařování, na rozdíl od sérií vzorků SO.

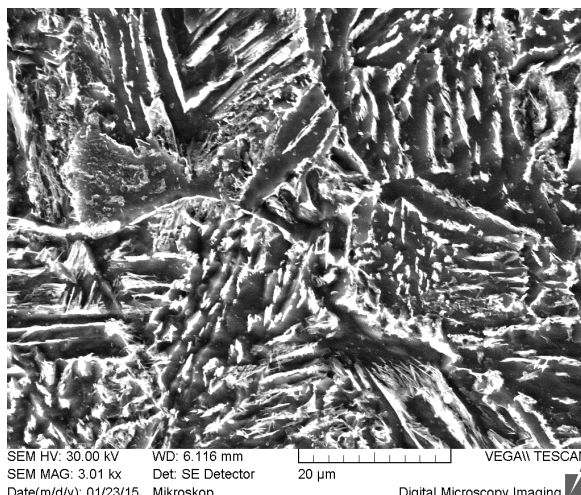
5.3.2 Hodnocení mikrostruktury

Typická feriticko-perlitická struktura základního materiálu je zobrazena na obr.17. V žádné z hodnocených oblastí nedošlo ke změně módu lomu vlivem vyskytujících se vměstků, z toho lze vyvodit, že v daném případě tyto nečistoty neměly zásadní vliv na

statickou nebo dynamickou pevnost materiálu. Na obr.18 je znázorněna struktura ocele S355 po simulovaném tepelném zatížení.



Obr.17: Typická feriticko-perlitická struktura základního materiálu ocele



Obr.18: Mikrostruktura tepelně ovlivněné ocele S355.

Na rozdíl od ocelí DOMEX 700MC a 22MnB5, nedošlo u této oceli k žádnému podstatnému procesu odpevnění. Vyvolána byla převážně perlitická struktura, místy byla pozorována bainitická transformace. Fázový rozdíl ve srovnání s výchozí mikrostrukturou vedl ke zvýšení tvrdosti. V hodnotách tvrdosti (viz tabulka 4) toto zpevnění přibližně odpovídalo zvýšení tvrdosti u svarového spoje, kde stejné změny struktury potlačily i vliv lokálního zhrubnutí zrna.

5.4 Vyhodnocení vlivu ohřevu na ocel DOMEX 700MC

Dosažení výchozích vysokých hodnot meze kluzu je u dané oceli podmíněno tzv. řízeným tvářením, u použitého ohřevu byl proto předpoklad poklesu pevnosti ztrátou výchozího deformačního zpevnění. Tvar vzorku i proces testování byl stejný jako u ocele S355. Chemické složení analyzovaného materiálu DOMEX 700MC je uvedeno v tabulce 5.

Tabulka 5: Chemické složení testované ocele DOMEX 700MC (hm.%)

	C	Mn	Si	P	S
DOMEX 700MC	0,13	1,23	0,21	0,02	0,024
	V	Al	Ti	B	
	0,05	0,026	0,01	0,0005	

5.4.1 Mechanické vlastnosti základního a tepelně ovlivněného materiálu

Získané mechanické vlastnosti testované oceli jsou uvedeny v tabulce 6 a 7.

Označení vzorků:

- Série DN – tepelně neovlivněné, série DO – po tepelné zátěži, série DR – originální svarový spoj.

Podobně jako u ocele S355 vzorky série DR sloužily pouze pro porovnání správnosti simulace tepelného zatížení, tj. vyhodnocení na základě měření tvrdosti a metalografie. Porovnání průměrných hodnot tvrdostí sérií vzorků bylo uskutečněno metodou dle Vickerse HV10, které je v tabulce 8.

Tabulka 6: Mechanické vlastnosti základního materiálu ocele DOMEX 700MC

vzorek	mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]	mez pevnosti R_m [MPa]	mez kluzu R_s MPa	exponent def. zpevnění n
DN1	630	710	628	0,041
DN2	625	685		0,040
DN3	628	690		0,042
DN4	635	730		0,040
DN5	630	712		0,041
průměr	630	705		0,041
Směrodatná odchylka	7,3	16,2		

Tabulka 7: Mechanické vlastnosti tepelně ovlivněného materiálu ocele DOMEX 700MC

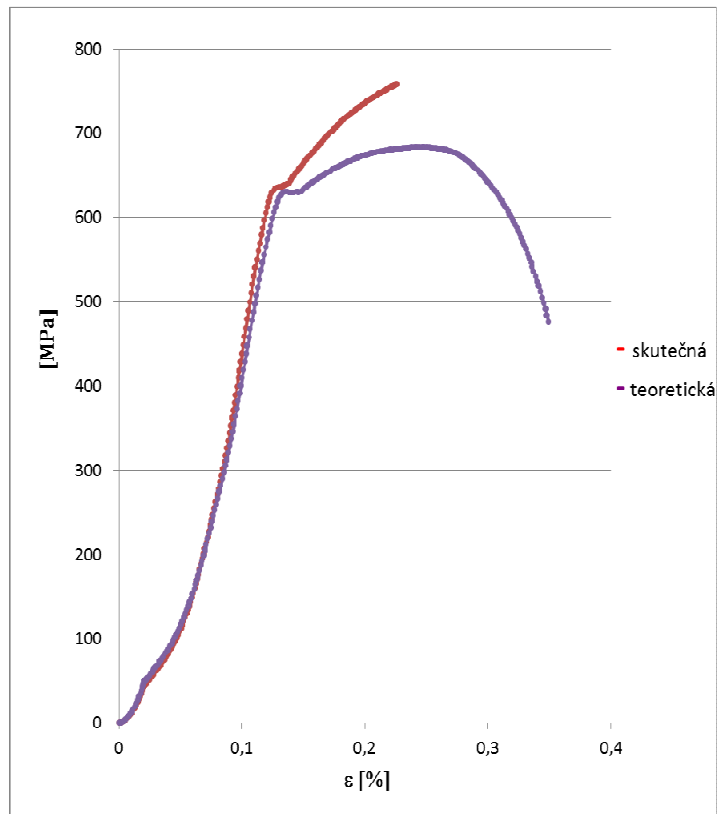
vzorek	mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]	mez pevnosti R_m [MPa]	mez kluzu R_s MPa	exponent def. zpevnění n
DO1	252	420	252	0,066
DO2	250	410		0,061
DO3	259	425		0,059
DO4	249	410		0,063
DO5	261	428		0,065
průměr	254	419		0,063
Směrodatná odchylka	4,9	7,5		

Tabulka 8: Hodnoty naměřených tvrdostí ocele DOMEK 700MC

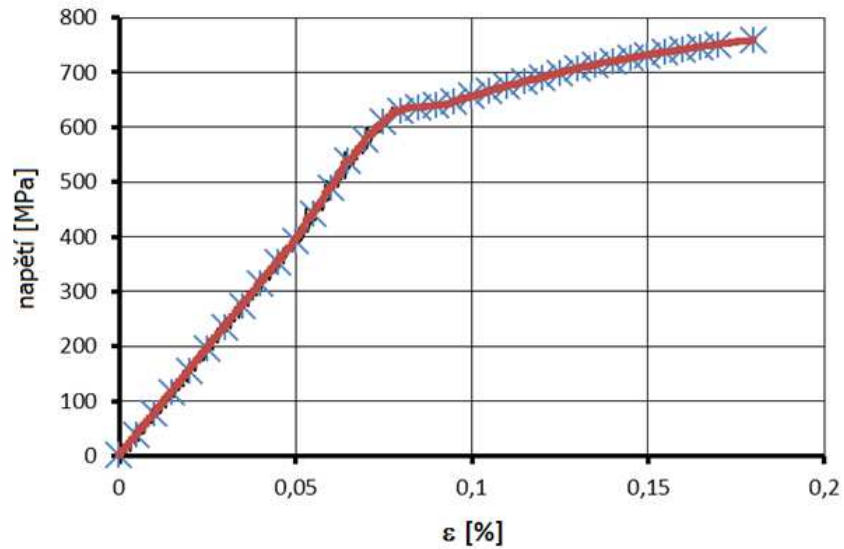
série	HV10	série	HV10	série	HV10
DN1	273	DO1	179	DR1	230
DN2	268	DO2	180	DR2	240
DN3	270	DO3	178	DR3	255
DN4	265	DO4	182	DR4	262
DN5	268	DO5	176	DR5	258
průměr	269		179		249
Směrodatná odchylna	2,6		2		12,1

U této oceli vlivem tepelného zatížení dochází k poklesu mechanických parametrů, což koresponduje i s naměřenými tvrdostmi viz tabulka 8. Podobně jako u ocele S355, série vzorků DR (originální svarový spoj) vykazuje vyšší rozptyl z hodnot naměřených tvrdostí, poukazující na obtížnost opakovatelnosti procesu svařování. K vyššímu odpevnění dochází u vzorků, které prošly simulací tepelného zatížení DO oproti originálním svarovým spojům (série DR).

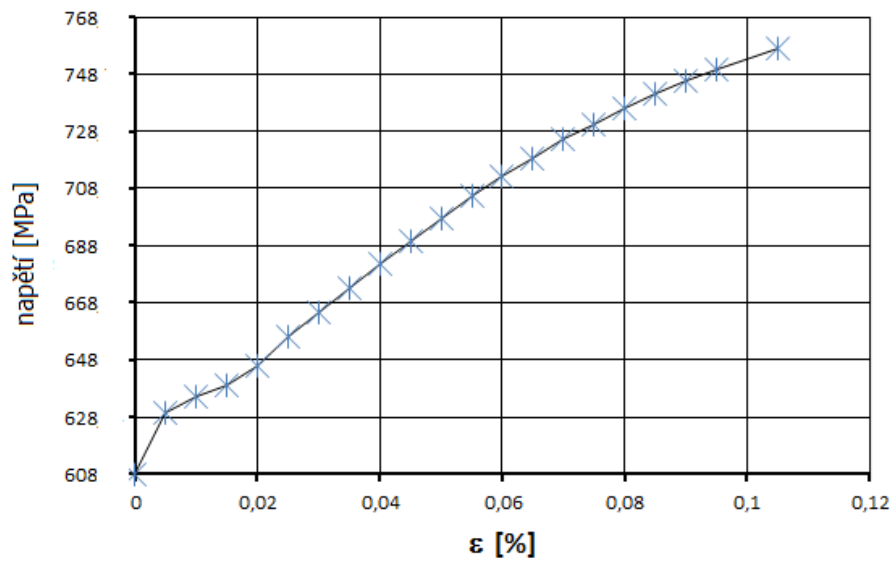
Jednotlivé kroky hodnocení, uvedené v kap. 6.1, jsou u tohoto materiálu prezentovány na obr.19, ve kterém je záznam z tahové zkoušky přepočítán pomocí vztahu (16) na skutečnou hodnotu napětí. Jednotlivé sady hodnocených dat obsahovaly pět měření. Jak už bylo řečeno v předchozí kapitole, součástí programu je vyhodnocení plastického chování zkoumaného materiálu. Tahová zkouška pro ocel DOMEK 700MC s neovlivněnou strukturou je na obr.25, s ovlivněnou strukturou pak na obr.26. Na obr.21 je zobrazeno chování materiálu neovlivněného vzorku v plastické oblasti. Na obr. 24 je zobrazeno chování materiálu tepelně ovlivněného vzorku v plastické oblasti.



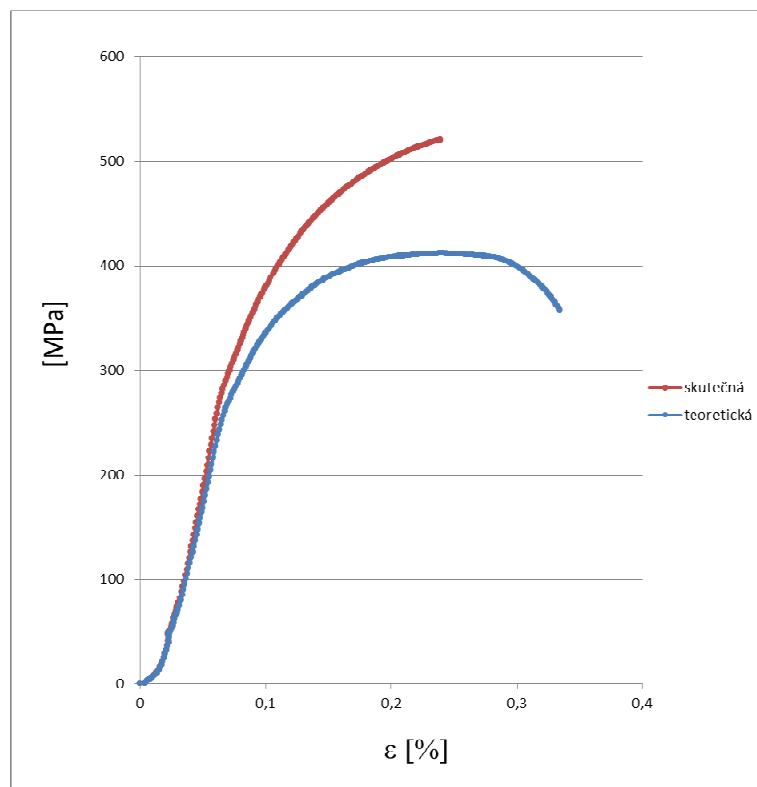
Obr.19: Záznam neovlivněného základního materiálu ocele DOMEX 700MC z tahové zkoušky, přepočítaný na skutečné napětí.



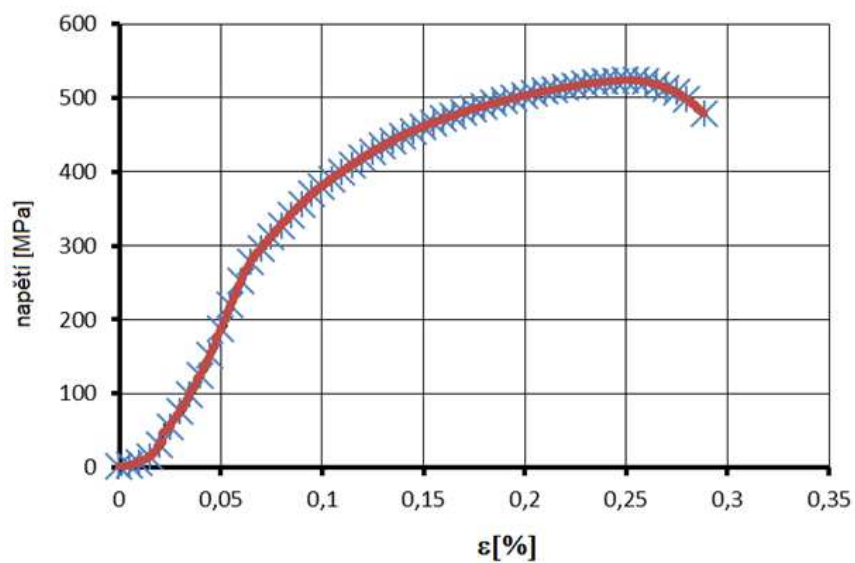
Obr.20: Vyhodnocení tahové zkoušky ocele DOMEX 700MC pomocí vytvořeného makra pro teplotně neovlivněný materiál.



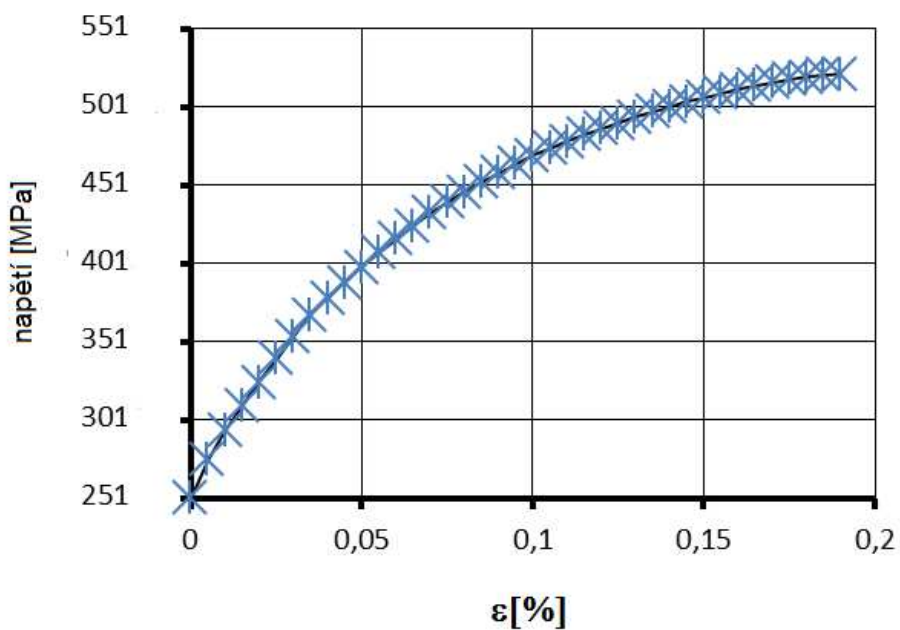
Obr.21: Chování vzorku neovlivněného materiálu ocele DOMEX 700MC v plastické oblasti.



Obr.22: Záznam tepelně ovlivněného materiálu ocele DOMEX 700MC z tahové zkoušky přepočítaný na skutečné napětí.



Obr.23: Vyhodnocení tahové zkoušky ocele DOMEX 700MC pomocí vytvořeného makra pro tepelně ovlivněný materiál.

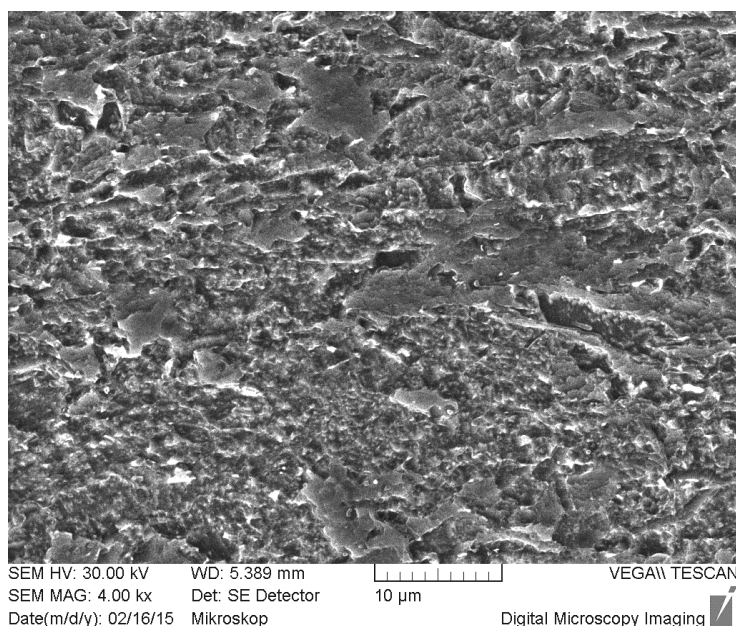


Obr.24: Chování ocele DOMEX 700MC v plastické oblasti materiálu vzorku ovlivněného.

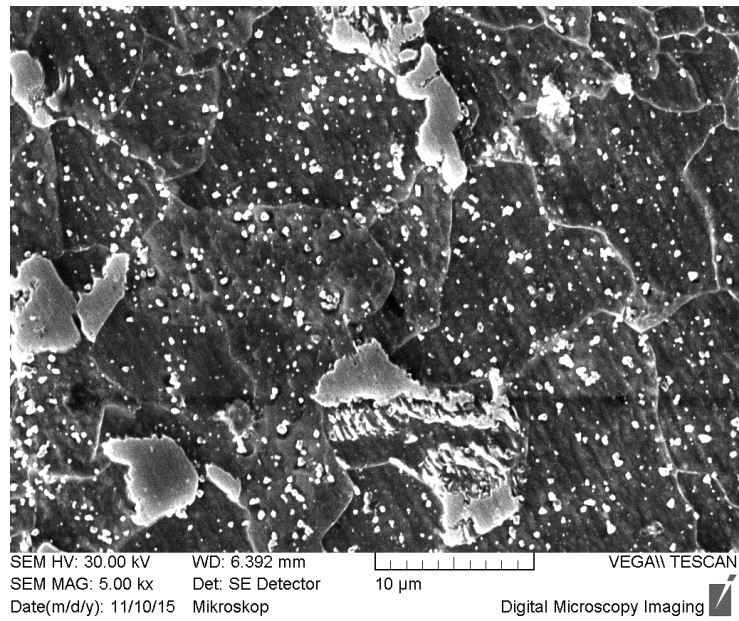
5.4.2 Hodnocení mikrostruktury

V základním materiálu byla pozorována typická struktura po technologii válcování za studena - viz obr.25. Převažovala struktura acikulárního feritu a jemná distribuce karbidů. Na obr.26 je zobrazena struktura tepelně ovlivněného materiálu. Pozorována byla heterogenní struktura, s převahou rovnoosého feritu a minoritním podílem velice jemné perlitické struktury. Vlivem ohřevu došlo k rekrystalizaci a zhrubnutí karbidů. Všechny tyto efekty pak lze spojovat se snížením hodnoty pevnosti – viz výsledky statické tahové zkoušky (tabulka 7).

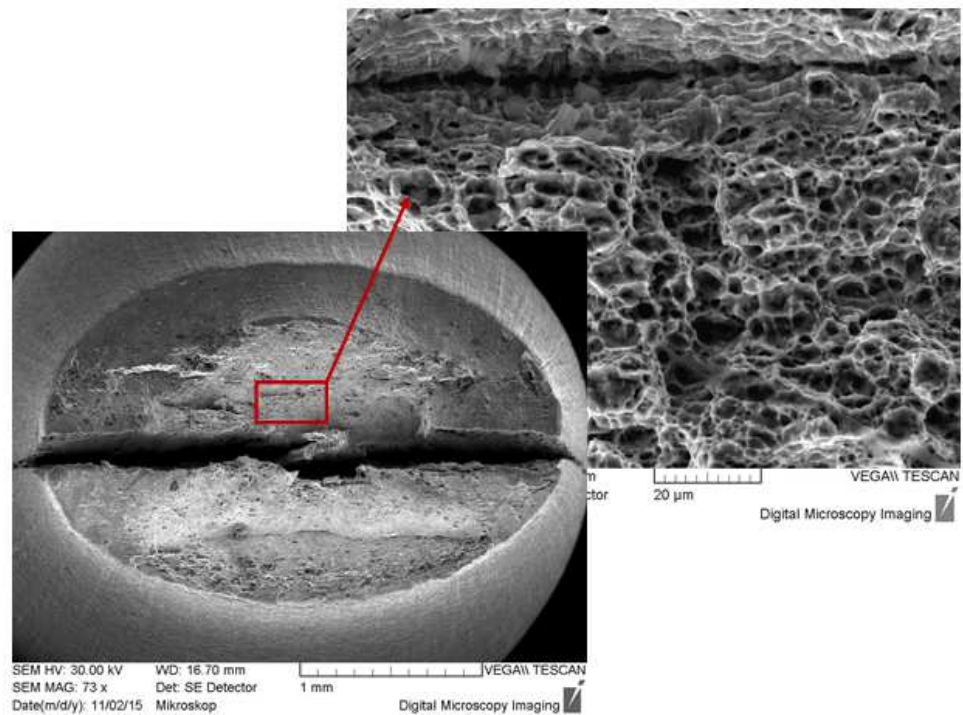
Ocel dále vykazovala podstatný výskyt vměstků, jejichž identifikace byla provedena chemickými mikroanalýzami - viz Příloha1 (obr.P1, obr.P2). Převažovaly vměstky typu TiN, resp. TiCN, většinou v kombinaci s komplexními oxidy (na bázi Al, Mg, Nb), méně se vyskytovaly silikáty. Uvedené typy vměstků byly pozorovány rovněž při fraktografickém hodnocení lomových ploch. Výskyt nečistot uvedeného typu byl velice nerovnoměrný, jednalo se o shluky formou řádků, místy vedoucí až k výchozím nespojitostem na rozhraní s tvářenou maticí. Vzorky, kde byl fraktograficky zjištěn podstatný vliv na charakter lomové plochy, byly proto vyloučeny z dalšího hodnocení (viz kupř. obr.27).



Obr.25: Základní materiál ocele DOMEX 700MC.



Obr.26: Tepelně ovlivněný materiál DOMEX 700MC.



Obr.27: Vliv nečistot na charakter lomové plochy po statické tahové zkoušce oceli DOMEX 700MC.

5.5 Vysokopevnostní dvoufázová ocel DP680

Zpevňujícím efektem u tohoto typu ocele je podíl martenzitu, resp. oblastí s martenziticko-austenitickou strukturou (M-A komponent). Feritická matrice je zpevněna především substitučně manganem a křemíkem, výjimečně precipitačně. Konkrétní chemické složení testované ocele je v tabulce 9.

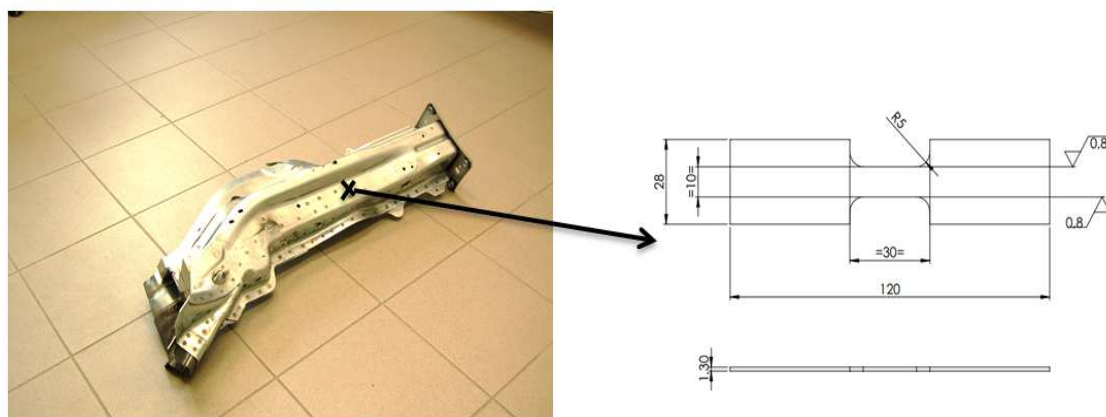
Tabulka 9: Chemické složení ocele DP680 (hm.%)

ocel	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ti
DP680	0,16	1,98	0,21	0,02	0,02	0,21	0,01	0,01	0,01	0,02

5.5.1 Mechanické vlastnosti

Místa odběru vzorků byla volena vzhledem k rozměrům experimentálních vzorků určených pro kvazistatické i dynamické namáhání tak, aby byly efektivně využity všechny rovinné plochy dodaného polotovaru. Profil, z kterého byly vzorky odebrány, je zobrazen na obr.28.

Při odběru vzorků byla registrována rozdílná tloušťka plechu, daná technologií výroby daného profilu.



Obr.28: Profil z materiálu DP680 ocelí a tvar vzorku.

Tabulka 10: Mechanické vlastnosti základního materiálu DP680 ocele

vzorek	mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]	mez pevnosti [MPa]	mez kluzu R_s MPa	exponent def. zp. n
DPN1	667	734	665	0,061
DPN2	665	732		0,059
DPN3	670	742		0,062
DPN4	660	728		0,060
DPN5	666	734		0,062
průměr	666	734		0,061
Směrodatná odchylka	7,3	4,5		

Tabulka 11: Mechanické vlastnosti tepelně ovlivněného materiálu DP680 ocele

vzorek	mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]	mez pevnosti [MPa]	mez kluzu R_s MPa	exponent def. zp. n
DPO1	540	675	540	0,055
DPO2	532	670		0,054
DPO3	525	742		0,064
DPO4	533	728		0,060
DPO5	538	734		0,062
průměr	534	710		0,059
Směrodatná odchylka	5,2	30,8		

Tabulka 12: Hodnoty naměřených tvrdostí ocele DP680

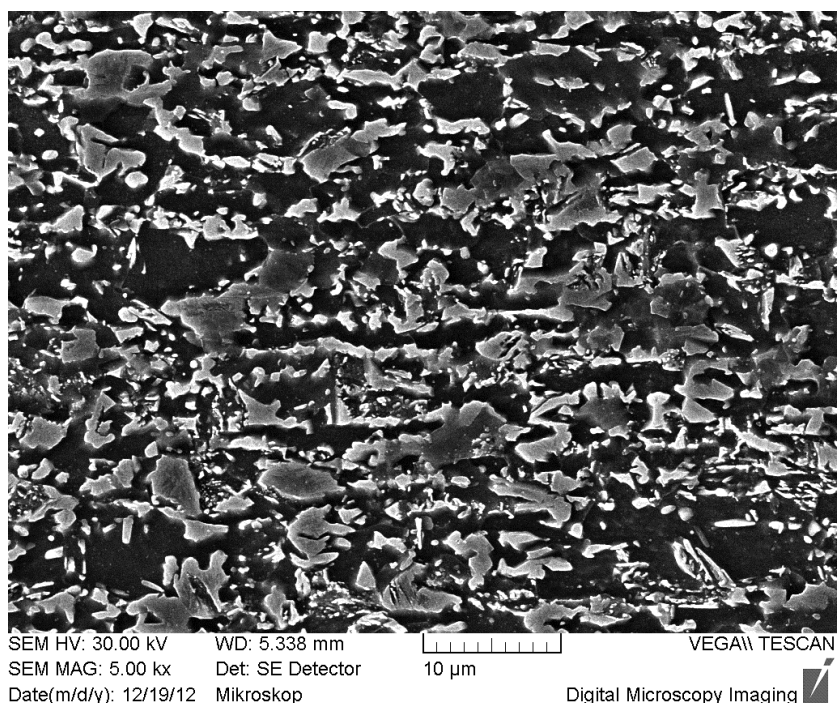
série	HV 0,7	série	HV 0,7	série	HV 0,7
DPN1	225	DPO1	218	DPR1	227
DPN2	228	DPO2	217	DPR2	221
DPN3	230	DPO3	216	DPR3	199
DPN4	235	DPO4	220	DPR4	235
DPN5	228	DPO5	213	DPR5	221
průměr	229		217		221
Směrodatná odchylka	3,3		2,3		12

U ocele DP680 dochází vlivem tepelné zátěže k mírnému poklesu pevnosti, viz tabulka 11. Opět se u sérií vzorků DPR (originální svar) projevuje vyšší rozptyl hodnot z měření tvrdostí, viz tabulka 12, oproti sérií DPO (simulovaná tepelná zátěž). Pokles hodnot pevnosti i tvrdosti u sérií DPO byl vyšší, než u degradované oblasti originálního svaru.

5.5.2 Hodnocení mikrostruktury

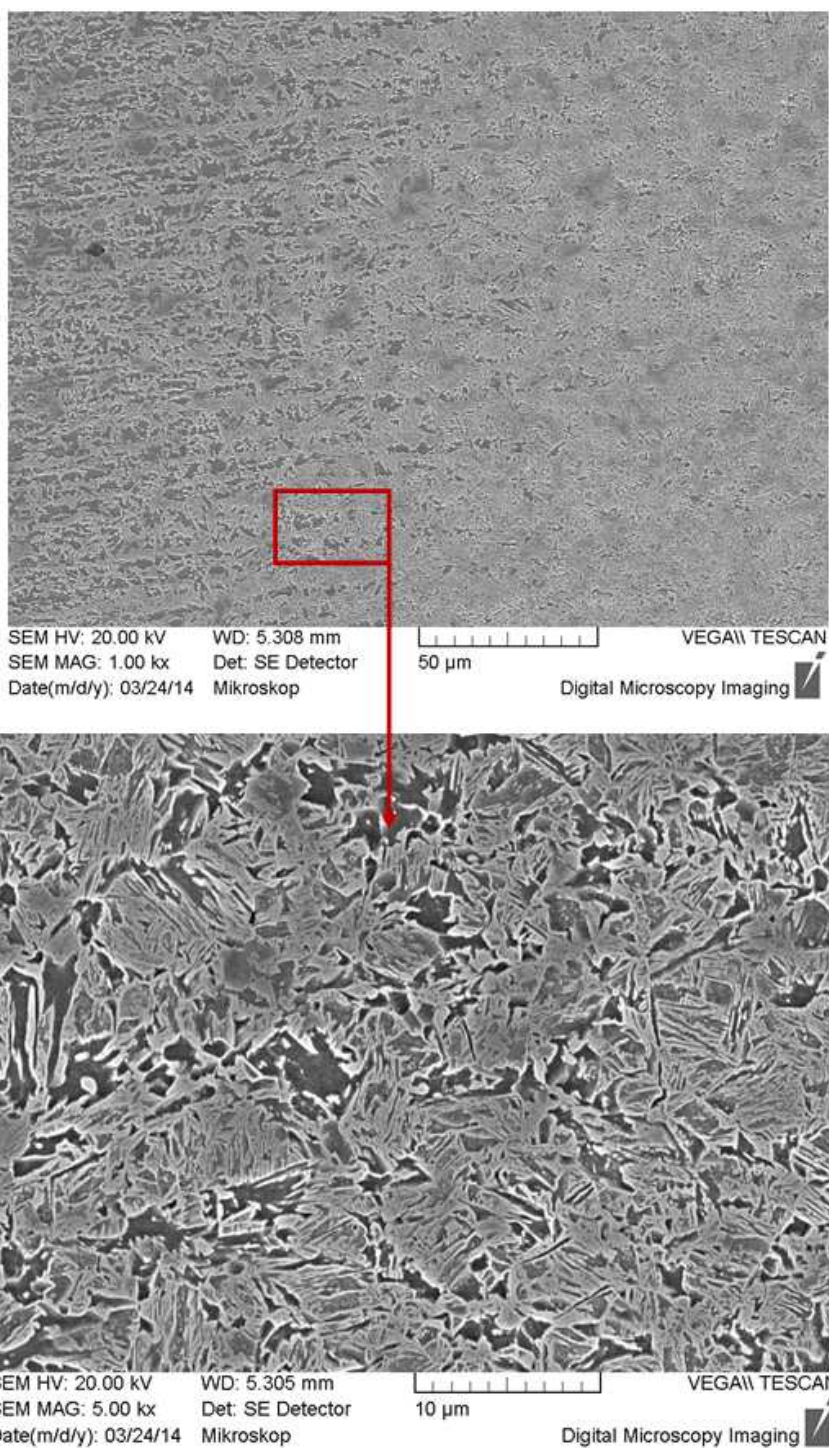
Na obr.29 je zobrazena charakteristická výchozí mikrostruktura testované oceli. Pozorována byla částečně řádkovitá struktura ve směru válcování; jedná se o vliv výchozí heterogenity v obsahu zejména uhlíku.

Na obr.30 je ukázáno přechodové pásmo reálného svaru se zdůrazněnou tepelně ovlivněnou oblastí v pásmu na rozhraní austenitizace. V této oblasti je zřejmý vliv rozpadu výchozích M-A komponent a vznik směsné nehomogenní struktury s podílem acikulárního feritu. Tento efekt zapříčinil pokles hodnot pevnosti i tvrdosti s čímž korespondují i hodnoty obsažené v tabulce 12.

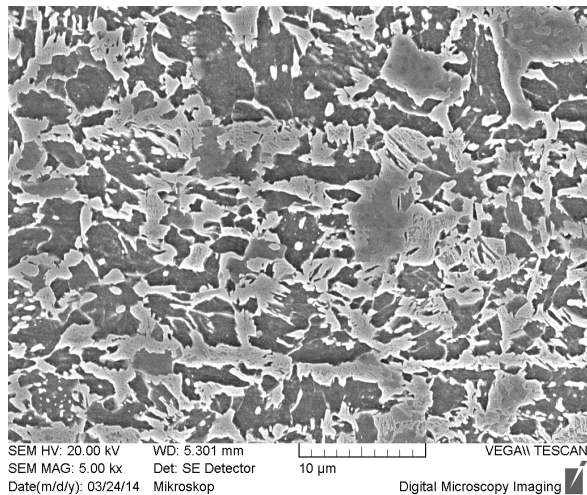


Obr.29: Mikrostruktura základního materiálu DP680 ocele.

Obr.31 ilustruje vliv tepelného zatížení na sledovaný materiál. Podobně jako u bodového svařování došlo vlivem vybrané metody simulace tepelného zatížení k degradaci základního materiálu. Rozpad M-A komponent a patrný výskyt hrubších karbidů zapříčinil též pokles mechanických vlastností oproti základnímu materiálu.



Obr.30: Přečtové pásmo reálného svaru u DP680 ocele.



Obr.31: Mikrostruktura vzniklá simulací tepelného zatížení DP680 ocele.

5.6 Vysokopevnostní ocel 22MnB5

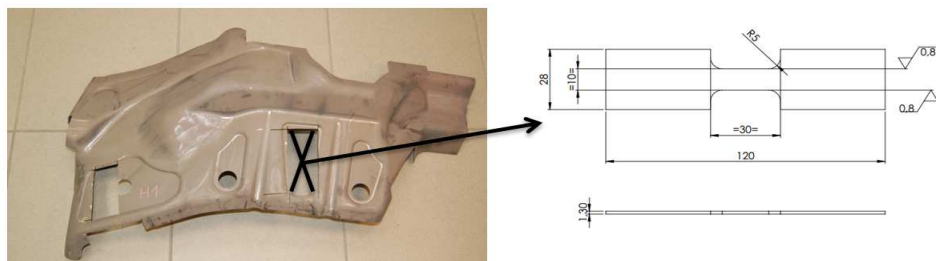
Mikrostruktura tohoto typu ocelí je tvořena martenzitickou matricí s malým množstvím feritu nebo bainitu, dynamické lomové chování je ovlivněno zejména podílem a rozložením zbytkového austenitu. Chemické složení analyzovaného materiálu 22MnB5 uvádí tabulka 13.

Tabulka 13: Chemické složení ocele 22MnB5 (hm.%)

Ocel	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	B
22MnB5	0,25	1,25	0,25	0,02	0,002	0,19	0,01	0,02	0,043	0,04	0,0035

5.6.1 Mechanické vlastnosti

Místa odběru vzorků byla volena podobně jako u ocele DP680, viz obr.32.



Obr.32: Profil z materiálu 22MnB5 ocelí a tvar vzorku.

Tabulka 14: Mechanické vlastnosti základního materiálu ocele 22MnB5

vzorek	mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]	mez pevnosti [MPa]	mez kluzu R_s MPa	exponent def. zpevnění n
MNN1	1227	1350	1228	0,113
MNN2	1250	1375		0,114
MNN3	1225	1350		0,114
MNN4	1250	1380		0,105
MNN5	1220	1345		0,114
průměr	1234	1360		0,112
Směrodatná odchylka	12,9	14,5		

Tabulka 15: Mechanické vlastnosti tepelně ovlivněného materiálu ocele 22MnB5

vzorek	mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]	mez pevnosti [MPa]	mez kluzu R_s MPa	exponent. def. zpevnění n
MNO1	780	1040	739	0,074
MNO2	735	853		0,071
MNO3	745	860		0,071
MNO4	732	890		0,072
MNO5	735	867		0,071
průměr	745	902		0,072
Směrodatná odchylka	17,9	70,1		

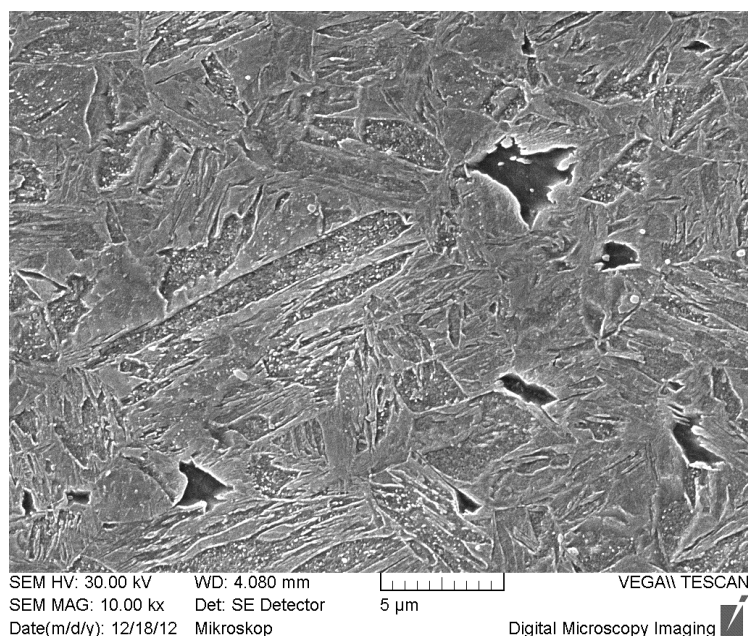
Tabulka 16: Hodnoty tvrdostí ocele 22MnB5

série	HV 0,7	série	HV 0,7	série	HV 0,7
MNN1	522	MNO1	235	MNR1	316
MNN2	515	MNO2	230	MNR2	322
MNN3	523	MNO3	242	MNR3	298
MNN4	512	MNO4	238	MNR4	302
MNN5	510	MNO5	235	MNR5	310
průměr	516		236		310
Směrodatná odchylka	5,2		3,9		8,8

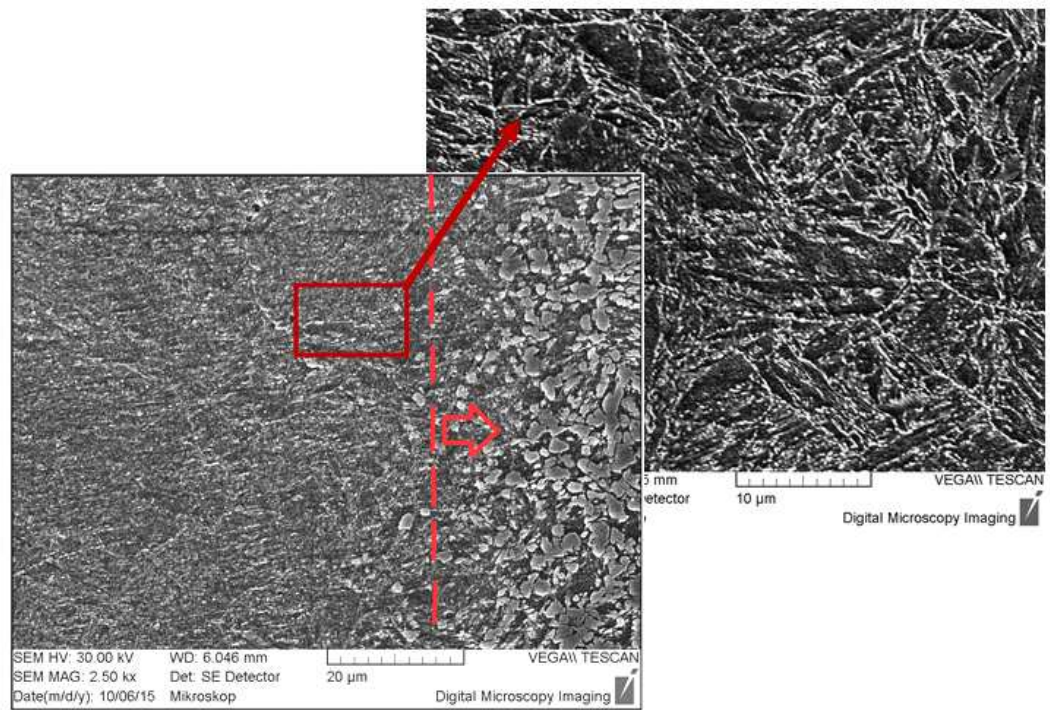
Charakteristické pro tento typ ocelí je velká ztráta pevnosti, která je zapříčiněna působením tepelné zátěže, jak ukazují tabulky 14 a 15. Tuto skutečnost potvrzují i hodnoty z měření tvrdostí, viz tabulka 16.

5.6.2 Hodnocení mikrostruktury

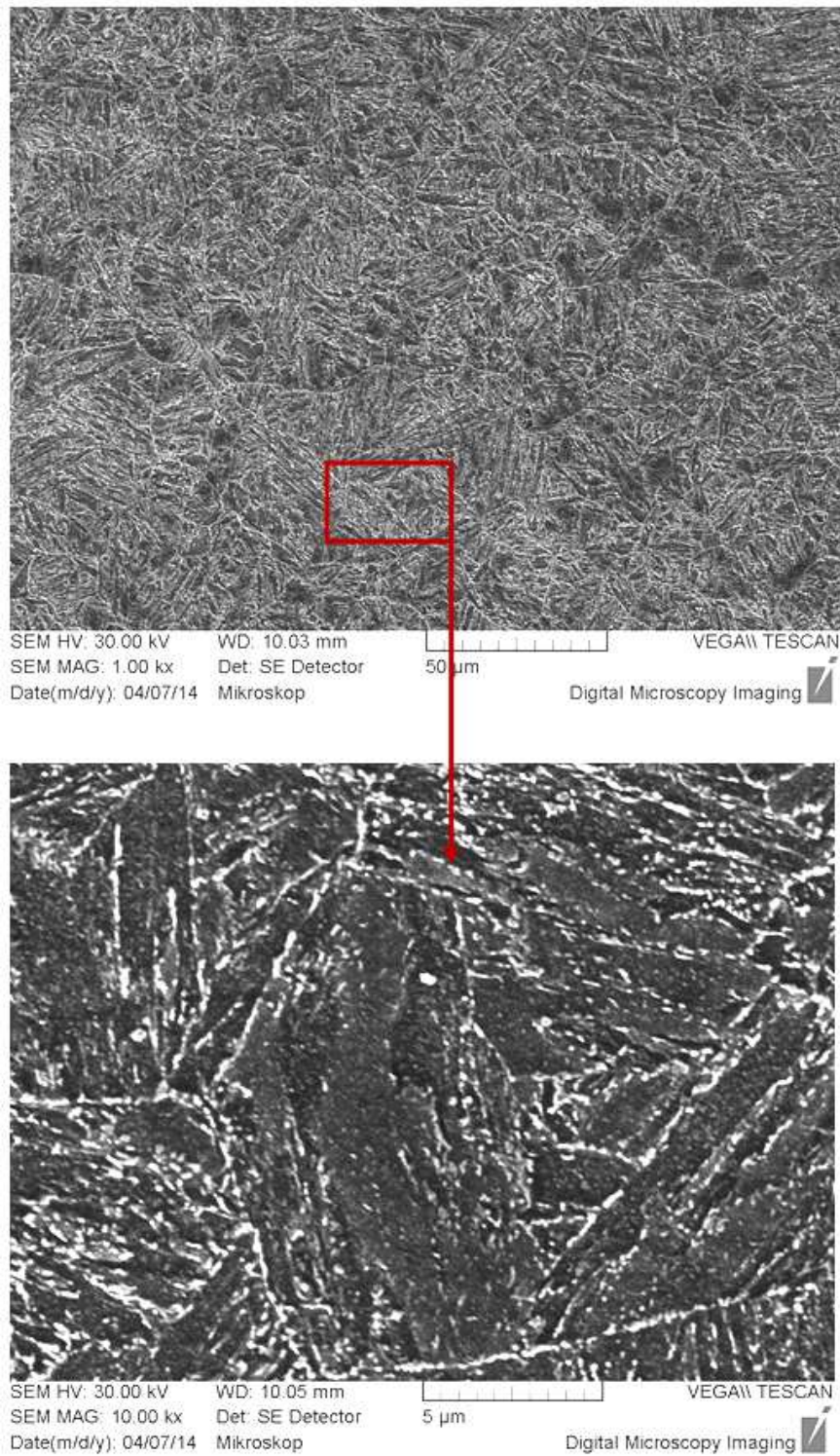
Typická výchozí struktura tepelně neovlivněné oceli je prezentována na obr.33. V závislosti na dosažené rychlosti ochlazování v různých částech lisovaných profilů se v materiálu vyskytuje různý podíl feritické fáze spolu s rozdílnou precipitací karbidů. Pro materiál byla typická vysoká metalurgická kvalita s velice nízkým výskytem nečistot. Ojedinele byla pozorována přítomnost typických nitridů (karbonitridy titanu TiCN), popř. sulfidů (sulfid manganatý MnS) či oxidů na bázi Ca, Al a výjimečně Ti (Viz obr.P3 - Příloha1). Podrobněji se problematikou ocele 22MnB5 zabývá práce [63]. Na obr.34 je zobrazeno přechodové pásmo bodového svarového spoje s typickou strukturou na přechodu do pásma austenitizace. Ve vyznačeném detailu tohoto pásma je dokumentována struktura s výrazně popuštěnou strukturou, pozorována byla značná precipitace karbidů, částečně po hranicích zrn. Dále pak na obr.35 je dokumentována mikrostruktura materiálu po experimentálním tepelném zatížení, simulujícím pásmo kritického poklesu pevnosti. Lze konstatovat, že experimentální ohřev vedl ke stejnému typu strukturní změny jako u reálného svarového spoje. V simulované tepelně ovlivněné oblasti je patrný větší výskyt karbidů, který způsobil větší pokles mechanických vlastností - viz tabulky 14 a 15.



Obr.33: Mikrostruktura základního materiálu ocele 22MnB5.



Obr.34: Přechodové pásmo reálného svaru u ocele 22MnB5.



Obr.35: Mikrostruktura vzniklá simulací tepelného zatížení ocele 22MnB5.

6. HODNOCENÍ MEZE KLUZU POMOCÍ INDENTAČNÍ METODY

Výhodné mechanické vlastnosti testovaných materiálů jsou spojeny s jejich specifickou výrobou, jak je podrobněji popsáno v kap. 3. Tyto vlastnosti mohou následkem tepelného zatížení svařováním degradovat. Dosud neexistuje přesně popsatelná metodika, jak tato lokální degradovaná pásma hodnotit.

Velikosti tepelně ovlivněných oblastí zkoumaných materiálů se obecně pohybují v intervalech 0,2-0,7mm, v řešeném případě byly od 0,2 mm do 0,5 mm. Na základě těchto rozměrů bylo zapotřebí navrhnout vhodný indentační nástroj, který by zároveň dosahoval dostatečně vysokou tuhost ve vzpěru.

Jak již bylo řečeno v kap. 2.2., experimenty ukazují, že průměrný tlak mezi indentorem a vzorkem je přímo úměrný mezi kluzu nebo deformačnímu napětí v tlaku [22].

Analytická řešení popisující indentační proces vedou ke složitým nelineárním rovnicím s množstvím parametrů, které zohledňují chování materiálu za pomoci metody konečných prvků (MKP). Problémem při vyhodnocování naměřených hodnot je přesné určení velikosti plastické a elastické složky hloubky vtisku [23]. Experiment, který je popsán v této práci vychází ze základních hypotéz o chování materiálů při aplikaci zkušební tělesa podle Henckyho. Metodika je založena na aplikaci válcového indentoru a vychází z hypotézy odezvy materiálu pomocí skluzových čar [61]. Vychází z analýzy rovinné deformace v jednoduchém případě jednoosého namáhání, která umožňuje určit směr toku plastické deformace v případě aplikace válcového indentoru.

Výsledné řešení předpokládá, že tlak p (MPa) pro dosažení tlaku do meze kluzu je dán výrazem:

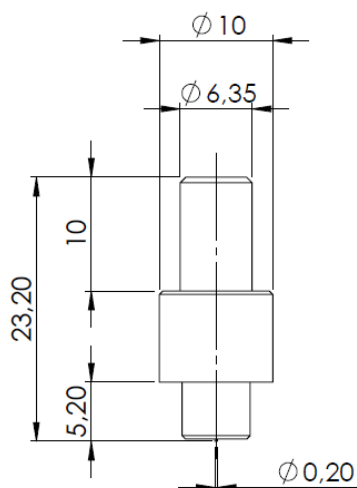
$$\frac{p}{2k} = 1 + \frac{\pi}{2} = 2,57, \quad (17)$$

kde k je parametr zohledňující orientaci maximálních smykových napětí.

Při provedeném experimentu bylo využito zkušební zařízení - univerzální tvrdoměr ZHU 2,5 od firmy Zwick s instrumentovaným záznamem.

6.1 Indentační nástroj a charakteristická křivka

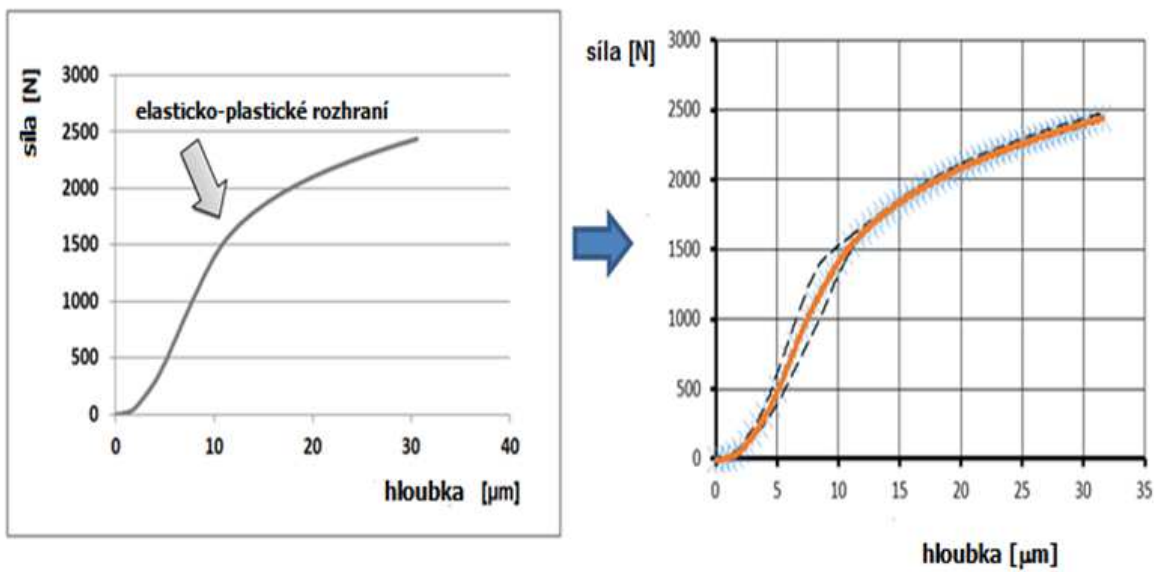
Výroba nástroje byla uskutečněna ve dvou fázích, z důvodu složité výrobní technologie. První zkušební nástroj, na kterém byla ověřena správnost metodiky měl funkční část nástroje průměru 1,3mm a finálně byla zhotovena sada indentorů od 0,2 mm do 1,3mm. Materiál pro výrobu indentoru byl volen ze slinutého karbidu. Výkres zkušebního nástroje je znázorněn na obr.36.



Obr. 36: Výkres indentačního nástroje

Vzhledem k vysokému počtu naměřených dat (5 sérií po pěti měřeních) bylo opět použito makro vytvořené v aplikaci Microsoft Excel 2010. Systém vyhodnocování dat byl obdobný jako u dat ze statické zkoušky. Proces hodnocení elasticko-plastického chování je založen na metodě nejmenších čtverců. Sledovanou skutečností je pak studium materiálů v jejich plastické části s možností implementace získaných dat do matematických modelů.

Charakteristická křivka pro aplikaci zvoleného nástroje s následným vyhodnocením průměrné křivky z naměřených dat je na obr.37.



Obr.37: Křivka charakteristická pro aplikaci válcového indentoru

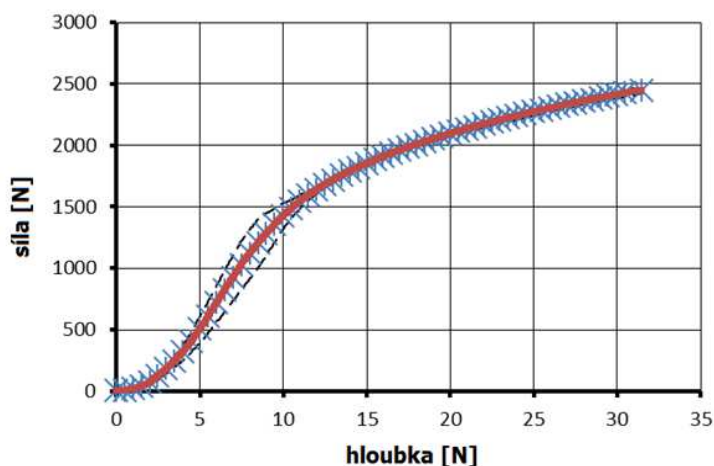
7. STATICKÉ ZKOUŠENÍ POMOCÍ METODIKY ZALOŽENÉ NA INDENTACI

Výše navržená metodika byla aplikovaná jak na základní materiál, tak i do míst s předpokládaným největším odpevněním (tepelně ovlivněné zóny).

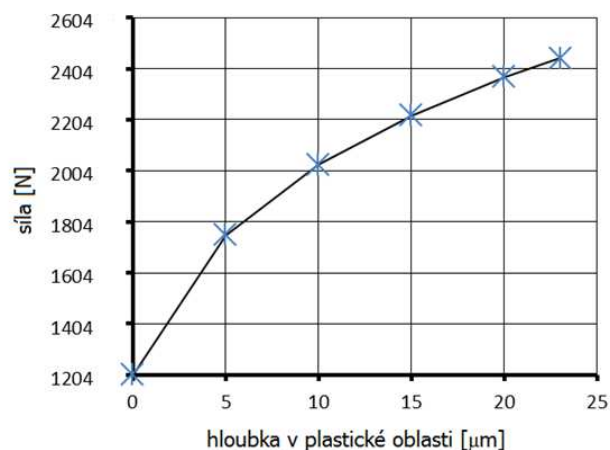
7.1 Ověření navržené metodiky na oceli S355

Jak už bylo zmíněno v předchozí kapitole, správnost metodiky byla ověřována indentačním nástrojem o velikosti funkční části průměru 1,3mm. Pro testování byla volena konstrukční ocel S355. Přepočtový koeficient mezi silou do meze kluzu získanou z tahové zkoušky a silou získanou pomocí indentační zkoušky byl použit koeficient 2,57, který vychází z Henckeho hypotéz o chování materiálu při vtlačování válcového nástroje do materiálu.

Bylo provedeno pět sérií měření, každá série obsahovala pět měření. Získané hodnoty mezi kluzu přepočtené na základě Henckeho koeficientu byly srovnány s hodnotami mezi kluzu získanými pomocí tahové zkoušky. Takto získaný parametr byl označen jako „indentační mez kluzu“ a označen R_i . Reprezentativní záznam je zobrazen na obr.38. Série tepelně neovlivněných vzorků je označena SN. Série tepelně ovlivněných vzorků je označena SO. Porovnávány byly výsledky mezi skutečnou mezí kluzu R_s a indentační mezí kluzu R_i viz tabulka 17.



Obr.38: Přepočítané indentační křivky pro ocel S355 [65].



Obr.39: Chování materiálu při vtlačování válcového indentoru v plastické oblasti materiálu S355 [65].

Tabulka 17: Porovnání hodnot mezí kluzu získaných pomocí indentační metody s hodnotami mezí kluzu získaných z tahové zkoušky pro ocel S355 [66]

série	mez kluzu Ri [MPa]	mez kluzu Rs MPa	odchylka [%]
SN1	345	340	1,5
SN2	342		0,6
SN3	338		0,6
SN4	343		0,9
SN5	342		0,6
průměr	342		0,6
Směrodatná odchylka	2,3		
série	mez kluzu Ri [MPa]	mez kluzu Rs MPa	odchylka [%]
SO1	362	356	1,6
SO2	365		2,5
SO3	358		0,6
SO4	353		0,8
SO5	352		1,1
průměr	358		0,2
Směrodatná odchylka	5		

Průměry hodnot odchylek měření, jak bez tepelného zatížení, tak s tepelným zatížením jsou do 1 %. Výsledky experimentů potvrzují správnost zvolené metody pro vyhodnocování mechanických vlastností meze kluzu za statických podmínek.

Z důvodů silových limitů zkušebního stroje (max. 2,5 kN) a také velikosti tepelně ovlivněných zón, vznikajících při svařování, bylo nutno upravit funkční část indentačního nástroje na minimální možný průměr, což je 0,2 mm.

7.2 Vysokopevnostní materiály

Testování pomocí indentační metody bylo provedeno u vybraných materiálů o vyšší pevnosti, využívajících se v automobilové a drážní dopravě:

- DOMEX 700MC,
- ocel 22MnB5,
- DP680.

Charakteristické indentační křivky jak pro základní materiál, tak pro materiál v tepelně ovlivněné zóně vzorku z oceli 22MnB5, jsou zobrazeny na obr.41 a obr.43.

Hodnoty mezí kluzu z indentační metody pro zkoumané materiály porovnané s výsledky z tahové zkoušky jsou obsaženy v tabulkách 18, 19 a 20.

Byla provedena série pěti měření, při kterých každá série obsahovala pět měření.

Značení sérií zkoušek:

- DOMEX700MC: Neovlivněná DN, ovlivněná DO.
- DP680: Neovlivněná – DPN, ovlivněná – DOP.
- Ocel 22MnB5: Neovlivněná – MNN, vlivněná – MNO.

Tabulka 18: Porovnání hodnot mezí kluzu získaných pomocí indentační metody s hodnotami mezí kluzu získaných z tahové zkoušky pro ocel DOMEX 700MC [66]

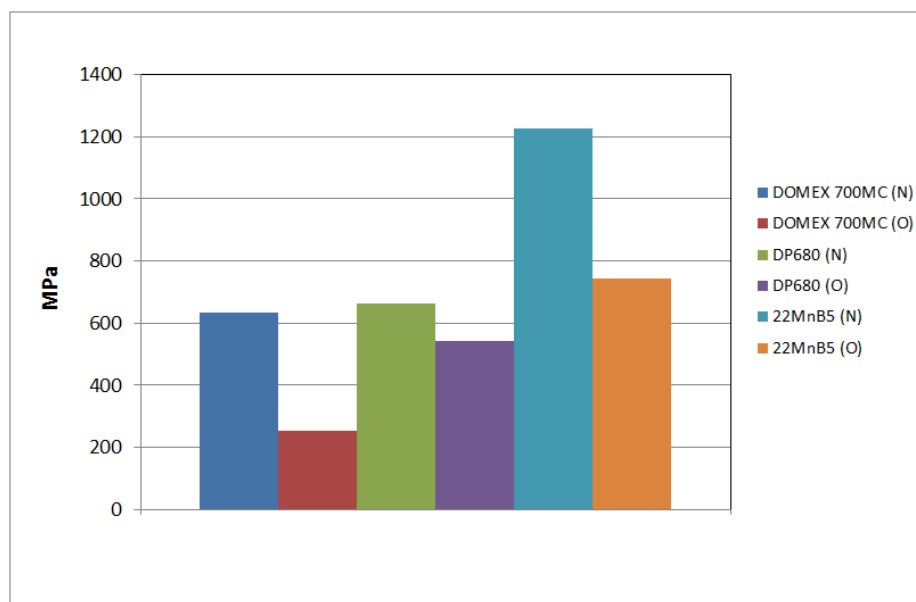
série	mez kluzu Ri [MPa]	mez kluzu Rs MPa	odchylka [%]
DN1	637	628	1,4
DN2	635		1,1
DN3	632		0,6
DN4	635		1,1
DN5	637		1,4
průměr	635		1,1
série	mez kluzu Ri [MPa]	mez kluzu Rs MPa	odchylka [%]
DO1	258	252	2,4
DO2	250		0,8
DO3	258		2,4
DO4	253		0,4
DO5	258		2,4
průměr	255		1,2

Tabulka 19: Porovnání hodnot mezí kluzu získaných pomocí indentační metody s hodnotami mezí kluzu získaných z tahové zkoušky pro DP680 ocel

série	mez kluzu Ri [MPa]	mez kluzu Rs MPa	odchylka [%]
DPN1	672	665	1,0
DPN2	666		0,2
DPN3	668		0,5
DPN4	654		1,7
DPN5	665		0,0
průměr	665		0,0
série	mez kluzu Ri [MPa]	mez kluzu Rs MPa	odchylka [%]
DPO1	534	540	1,1
DPO2	554		2,6
DPO3	535		0,9
DPO4	538		0,4
DPO5	542		0,4
průměr	541		0,2

Tabulka 20: Porovnání hodnot mezí kluzu získaných pomocí indentační metody s hodnotami mezí kluzu získaných z tahové zkoušky pro 22MnB5 ocel

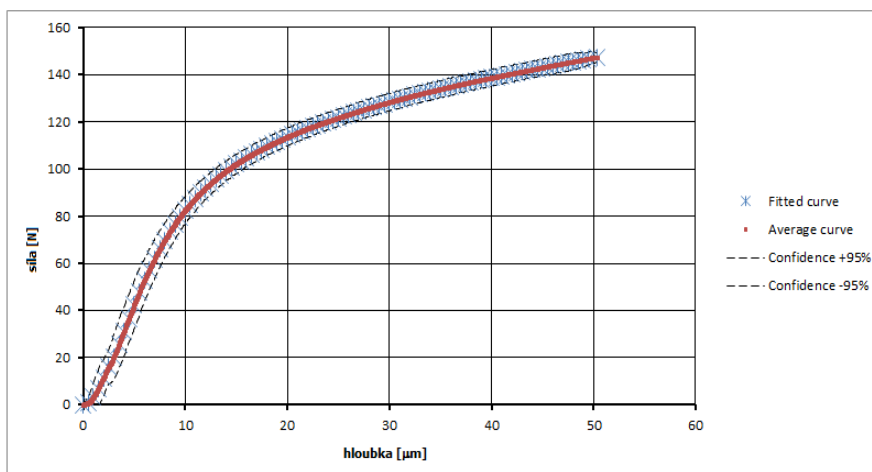
série	mez kluzu Ri [MPa]	mez kluzu Rs MPa	odchylka [%]
MNN1	1228	1228	0,0
MNN2	1198		2,5
MNN3	1232		0,3
MNN4	1244		1,3
MNN5	1225		0,2
průměr	1225		0,2
série	mez kluzu Ri [MPa]	mez kluzu Rs MPa	odchylka [%]
MNO1	742	739	0,4
MNO2	745		0,8
MNO3	735		0,5
MNO4	755		2,1
MNO5	732		0,4
průměr	742		0,4



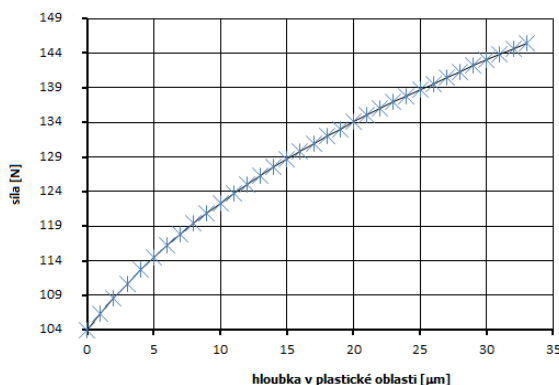
Obr.40: Srovnání mezí kluzu (Ri) představených materiálů ve výchozí i tepelně ovlivněné podobě.

Podobně jako u ověřování zvolené metodiky na oceli S355, průměry hodnot odchylek mezi R_s (mez kluzu skutečná) a R_i (mez kluzu indentační) jsou u představených materiálů do 1,5 %. Rovněž byla potvrzena platnost použitého poměru indentačního vs. tahového elastického limitu podle Henckyho.

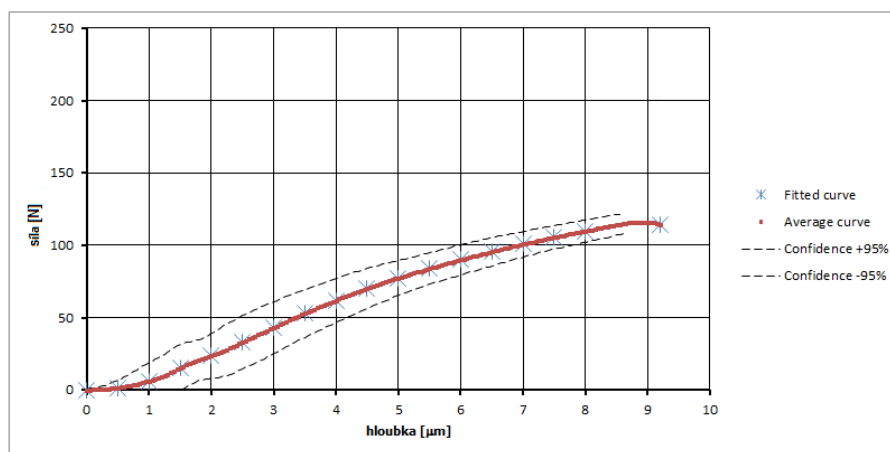
Na obr.40 jsou zobrazeny hodnoty R_i pro jednotlivé materiály jak ve výchozí podobě, tak v podobě po tepelném zatížení. Nejvyšší naměřené hodnoty vykazuje ocel 22MnB5 ve výchozím stavu. Po tepelném zatížení její mechanické vlastnosti dosahují hodnot oceli DP680 ve výchozím stavu. Jak je patrné z obr.40, tak ocel DOMEX 700MC po tepelné zátěži projevuje nejnižší hodnoty mechanických parametrů ze všech prezentujících ocelí.



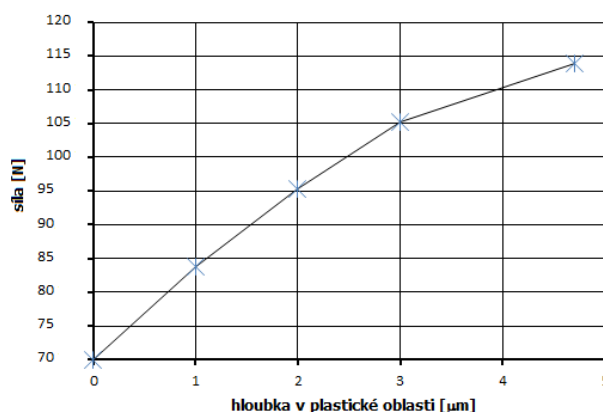
Obr.41: Přepočítané indentační křivky pro základní materiál ocele 22MnB5 .



Obr42: Chování materiálu při vlačování válcového indentoru v plastické oblasti základního materiálu ocele 22MnB5.



Obr.43: Přepočítané indentační křivky pro tepelně ovlivněný materiál ocele 22MnB5.



Obr.44: Chování materiálu při vlačování válcového indentoru v plastické oblasti tepelně ovlivněné ocele 22MnB5.

Na obr. 39, 42 a 44 jsou charakteristické křivky pro chování v plastické oblasti zkoumané konkrétní ocele. Jako jeden z nejdůležitějších řídicích parametrů pro matematickou predikci tohoto chování materiálu slouží exponent deformačního zpevnění.

Z porovnání chování výchozího a tepelně ovlivněného materiálu ocele 22MnB5 v plastické oblasti (obr.42 vs. obr.44) je patrná ztráta plastických vlastností pro tepelně ovlivněný materiál.

U bodových svarových spojů vysokopevnostních ocelí 22MnB5 a DP680, kde se tepelně ovlivněná oblast pohybuje v rozmezí intervalu $\langle 0,2; 0,57 \rangle$ mm, navržená metoda představuje možnost přímého hodnocení meze kluzu v kritických oblastech svarových spojů.

8. DYNAMICKÉ TAHOVÉ ZKOUŠKY

8.1 Vývoj upínacího zařízení pro testování plochých vzorků

V laboratořích Výukového a výzkumného centra Dopravní fakulty Jana Pernera bylo v rámci této práce vyvinuto upínací zařízení, které umožňuje vyhodnocení pevnosti materiálů s obdélníkovým průřezem při různých rychlostech deformace. Testovací zařízení prošlo v průběhu vývoje mnoha modifikacemi, než bylo docíleno požadované kvality záznamu (např. obr.49.)

Vývoj testovacího zařízení byl prováděn souběžně s materiálovými analýzami pro vyloučení materiálových vad, ovlivňujících kvalitu záznamů.

Základní požadavky, kladené na upínací zařízení:

Rozměrové požadavky

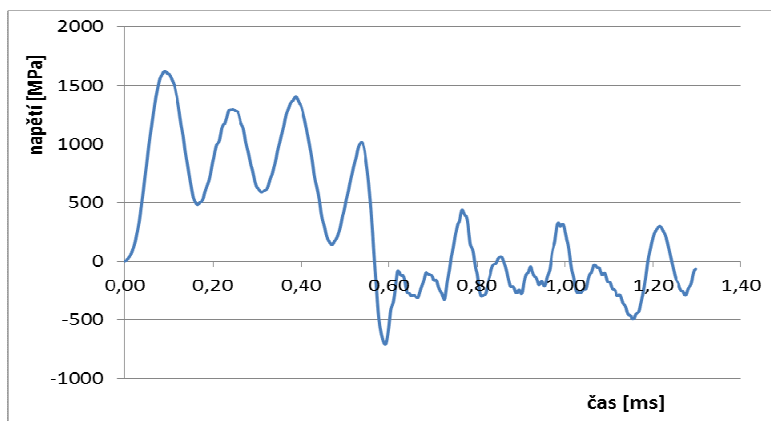
Zařízení pro upínání vzorků s plochým průřezem je zkonstruováno pro kyvadlové rázové kladivo ZWICK RKP450 od firmy Zwick, které umožňuje standardně instrumentovanou dynamickou tahovou zkoušku pouze pro vzorky kruhového průřezu. Hlavní sestava upínacího zařízení je zobrazena na obr.46.

Vzorek je upnutý v těsné blízkosti měrného členu. Obr.47 schématicky znázorňuje podsestavu kyvadlového kladiva. Protože rozměr zatěžované části vzorku ovlivňuje výslednou deformační rychlost, byl pro všechny dynamické zkoušky použit jednotný tvar i rozměr vzorků. Upínací zařízení bylo navrženo pro vzorky s minimálními rozměry i s ohledem na omezené možnosti odběru materiálu z reálných, tvarově členitých lisovaných profilů karoserií a také vzhledem k rozměru svarových čoček (typický průměr 5mm) –viz obr.48.

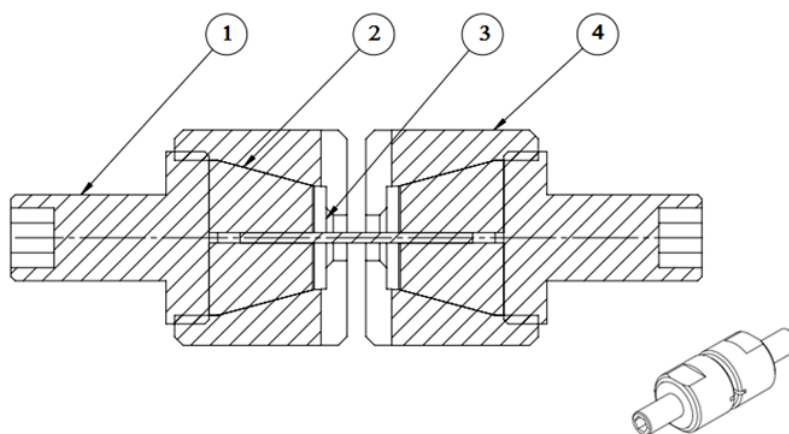
Tuhost upnutí

Pro potřebu co nejpřesnějšího měření průběhu deformace je nutno zajistit co možná nejtuzší upnutí zkoušeného vzorku, jež současně jednoznačně vymezuje jeho polohu v upínacích čelistech a současně zabraňuje prokluzu vzorku, který by způsobil zkreslení zaznamenaného signálu.

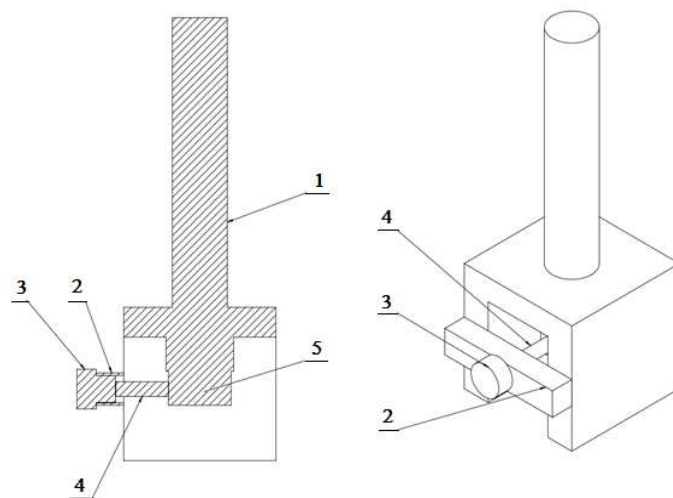
S vývojem upevňovacího zařízení byl také vyvinut tvar testovaných vzorků tak, aby byl splněn požadavek maximálně tuhého upevnění, vyvíjení lomu, aby náleželo požadované oblastí (tj. bez nežádoucího vrubového účinku osazení v místě upnutí do čelisti) a současně aby jeho rozměry vyhovovaly podmínkám rychlosti deformace. Výsledný tvar zkušební vzorku zobrazuje obr.48.



Obr.45: Záznam zkoušky z první vývojové verze upínacího zařízení.

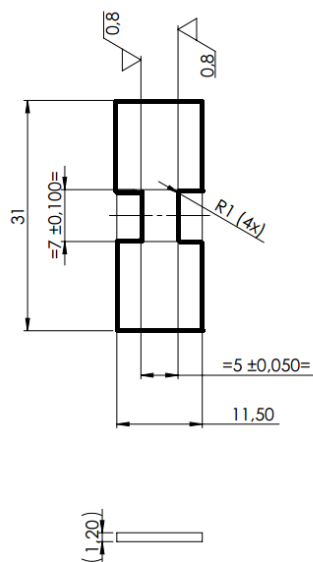


Obr.46: Sestava upínacího zařízení: 1-utahovací šroub, 2-kuželová kleština, 3-vzorek, 4-hlavní matice.



Obr.47: Podsestava kyvadlového kladiva pro dynamické zkoušky plochých vzorků.

Beran kladiva (pozice 1) je spojen s měřícím členem (pozice 5). Přímo do měřícího členu je upevněn jeden konec vzorku (pozice 4). Druhý konec vzorku je upevněn do matice (pozice 3), která přes opěru (pozice 2) předepíná vzorek (pozice 4). Tento způsob testování umožňuje získat instrumentovaný záznam, tj. záznam síly v závislosti na čase a zároveň deformace v čase.



Obr.48: Finální tvar zkušební vzorku.

POZNÁMKA.

Pro konstrukci zkušební vzorku, ve vztahu k dosahované deformační rychlosti $d\varepsilon/dt$ v oblasti jeho deformované části, vycházíme z relativního pohybu mezi částicemi deformovaného prostředí. Je třeba připomenout, že rychlost těchto relativních pohybů není totožná s rychlostí silového působení.

Matematické vyjádření deformační rychlosti je pak založeno na vyjádření lineární poměrné deformace ε mezi částicemi vzdálenými o l , tedy $\varepsilon = \frac{dl}{l}$.

Aby uvedená změna vzdálenosti l nastala, musí mezi uvažovanými částicemi existovat jistá relativní rychlost dv .

Vztáhneme-li tuto elementární rychlost k délce l , vyjádříme např. veličinu w , která vyjadřuje rychlost deformace při náhlé změně dl . Platí:

$$w = \frac{dv}{l}, \quad (18)$$

$$\text{protože pro relativní rychlost platí, že } v = \frac{dl}{dt} \quad (19)$$

lze psát:

$$w = d\left(\frac{dl}{dt}\right) \cdot \frac{1}{l} = \frac{d}{dt}\left(\frac{dl}{l}\right) = \frac{d\varepsilon}{dt} = \dot{\varepsilon} \quad (20)$$

Deformační rychlost w je dána derivací poměrné deformace ε podle času t .

Uvažujeme-li reálnou tahovou zkoušku, při níž má zkušební vzorek deformovanou délku k , lze psát:

$$w = \dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{\frac{dk}{k}}{\frac{dt}{k}} = \frac{1}{k} \left(\frac{dk}{dt} \right),$$

(21)

kde $\left(\frac{dk}{dt}\right)$ je rychlost v_n čelistí zkušebního stroje.

Potom lze deformační rychlost vyjádřit jako:

$$w = \dot{\varepsilon} = \frac{\frac{dk}{dt}}{k} = \frac{v_n}{k} \quad (22)$$

Deformovanou délku k vzorku potom stanovíme ze vztahu (22) pro zvolenou deformační rychlost w a danou rychlost v_n .

8.2 Výsledky dynamických zkoušek

Použití navrženého upínacího zařízení umožnilo provedení zkoušek při 1-osém zatížení tahem, bez podílu stříhové složky, jako je tomu u standardních zkoušek bodových svarů. Tepelná zátěž, vedoucí k degradaci struktury, odpovídající kritické vrstvě svarem ovlivněné oblasti zkoušených materiálů, byla aplikovaná dle popisu v kap. 6.2.

Dynamické zkoušky dvou vysokopevnostních ocelí, které byly předmětem analýz degradačních procesů (tj. 22MnB5 a DP680), byly testovány ve dvou variantách – ve výchozím stavu vs. po simulaci tepelné degradace vlivem svarového spoje.

U ocelí DOMEX 700MC a S355 bylo provedeno vyhodnocení dynamické pevnosti pouze ve výchozím stavu, tj. bez tepelného ovlivnění. Tepelné ovlivnění, aplikované při statických indentačních zkouškách nepředstavovalo kritickou degradaci svarového spoje. Mechanismus limitní degradace je u těchto ocelí odlišný, tj. probíhá při rozdílných teplotách. Tyto procesy nebyly předmětem práce.

Dynamické zkoušky byly provedeny v rozsahu po 3 ks vzorků pro testované stavy materiálů (výchozí nebo tepelně degradovaný) a různé testovací rychlosti. Grafické zpracování záznamů ze zkoušek pro přehlednost obsahuje pouze vybrané záznamy, prezentující srovnávané varianty stavů materiálů. Ve vybraných případech jsou navíc prezentovány záznamy, vykazující konkrétní efekt zkoušky, diskutovaný v kapitole 9.

Fraktografické vyhodnocení bylo u vysokopevných ocelí 22MnB5 a DP680 zaměřeno na vliv silumovaného ohřevu při vysokých rychlostech deformace, u ocelí Domex700MC a S355 pouze na vliv zvýšené rychlosti deformace. V případech pozorovaného vlivu nečistot na morfologii lomové plochy byla provedena jejich identifikace chemickými mikroanalýzami (konkrétní výsledky mikroanalýz jsou uvedeny v Příloze 1).

8.2.1 Dynamické tahové zkoušky vysokopevnostní ocele 22MnB5

Pro dynamické zkoušky bylo použito kyvadlové kladivo RKP450 firmy Zwick a vyvinuté upínací zařízení pro ploché vzorky. Testování probíhalo při dvou zatěžujících rychlostech, 540 s^{-1} a 1000 s^{-1} .

Označení vzorků:

- vz(z) – základní materiál,
- vz(o) – tepelně ovlivněný materiál.

Z důvodu proměnlivé tloušťky testovaných vzorků u ocelí 22MnB5 a DP680, zapříčiněné výrobní technologií (nerovnoměrným průřezem reálných profilů po lisování), byl zaveden parametr „relativní spotřebované energie do lomu“ (E_c^*), vztažený na výchozí průřez testovaného vzorku.

U provedených dynamických zkoušek byly tedy hodnoceny následující parametry:

- R_m - dynamická mez pevnosti [MPa],
- E_c - celková spotřebovaná energie do lomu [J],
- E_c^* - relativní celková spotřebovaná energie do lomu [Jmm^{-2}].

Výsledné hodnoty z dynamické zkoušky *při rychlosti 540 s⁻¹* základního a tepelně ovlivněného materiálu jsou uvedeny v tabulce 21.

Tabulka 21: Výsledky dynamické zkoušky oceli 22MnB5 pro 540 s⁻¹ [63]

Stav materiálu		R_m [MPa]	E_c [J]	E_c^* [Jmm^{-2}]
Základní materiál	vz4 (z)	1962	7,50	1,25
	vz5 (z)	1869	7,00	1,17
	vz6 (z)	1958	7,40	1,23
	průměr	1930	7,30	1,22
Tepelně ovlivněný materiál	vz4(o)	1432	2,30	0,38
	vz5 (o)	1370	2,20	0,37
	vz6 (o)	1395	2,25	0,38
	průměr	1399	2,25	0,38

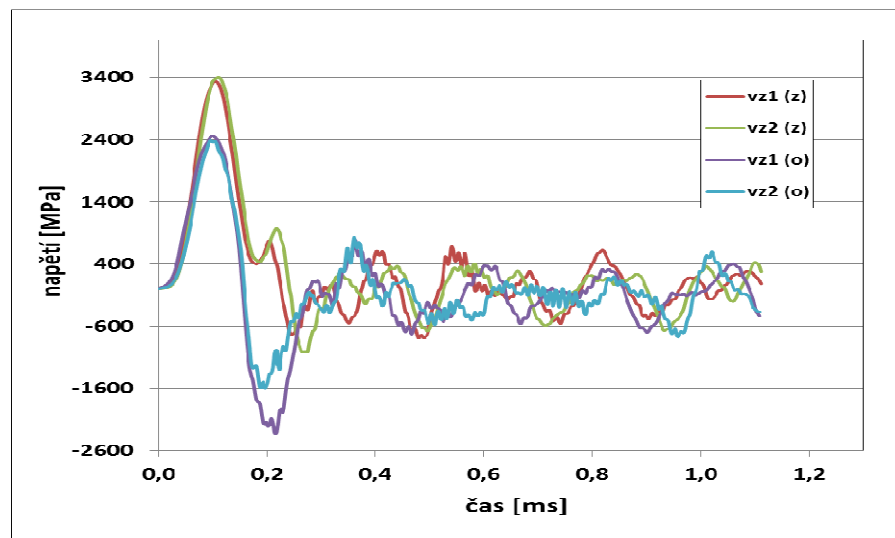
Záznamy z dynamické zkoušky *při rychlosti 1000 s⁻¹* pro základní materiál i pro materiál tepelně ovlivněný jsou zobrazeny na obr.49. Výsledné hodnoty pak v tabulce 22.

Tabulka 22: Výsledky dynamické zkoušky oceli 22MnB5 pro 1000 s⁻¹ [63]

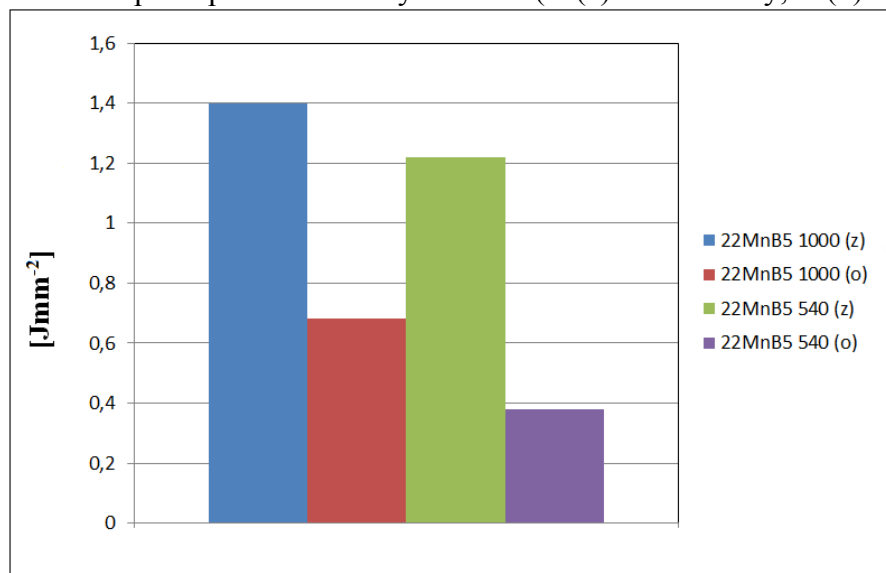
Stav materiálu		R_m [MPa]	E_c [J]	E_c^* [Jmm^{-2}]
Základní materiál	vz1 (z)	3387	8,40	1,40
	vz2 (z)	3337	8,20	1,37
	vz3 (z)	3400	8,50	1,42
	průměr	3375	8,37	1,40
Tepelně ovlivněný materiál	vz1 (o)	2455	4,20	0,70
	vz2 (o)	2370	4,00	0,67
	vz3 (o)	2405	4,10	0,68
	průměr	2410	4,10	0,68

Typický pro ocel 22MnB5 je nárůst dynamické pevnosti při zvyšující se rychlosti deformace, jak je zobrazeno na obr.49. Při rychlé tahové zkoušce vysokopevnostních materiálů se více projeví parazitní jevy (kupř. nesouosost při výrobě vzorků) viz obr.49, kde je patrná sekundární amplituda.

Hodnoty energie spotřebované na plochu (E_c^*) jsou zobrazeny na obr.50. Výsledky ukazují na ztrátu plastických vlastností materiálu při tepelné zátěži u obou testovaných rychlostí deformace.



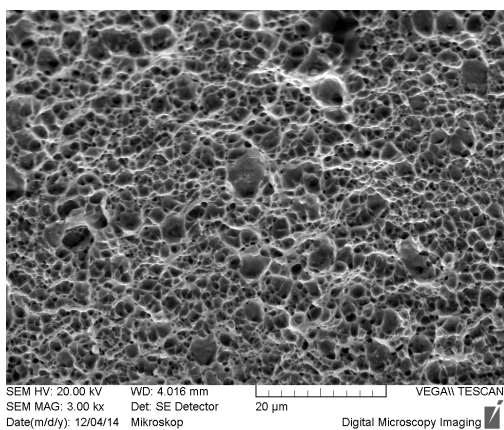
Obr.49: Záznam z dynamické zkoušky ocele 22MnB5 při deformační rychlosti $1000s^{-1}$ pro základní materiál i pro tepelně ovlivněný materiál (vz(z)-neovlivněný, vz(o)-ovlivněný).



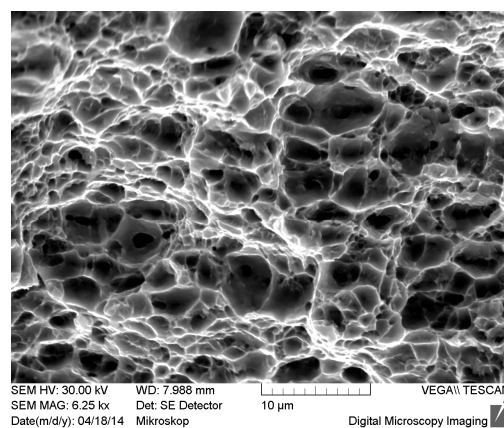
Obr.50: Relativní celková spotřebovaná energie do lomu pro jednotlivé režimy testování ocele 22MnB5

Fraktografie lomových ploch po dynamické zkoušce

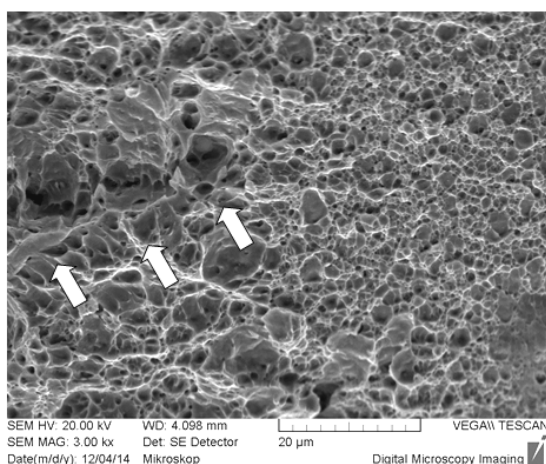
U všech testovaných rychlostí zatěžování byl zachován tvárný lom. Změny morfologie lomových ploch byly pozorovány u tepelně zatížených vzorků. Simulace tepelného ovlivnění při svařování vedla k lomu s podstatně omezenou hloubkou mikroskopických důlků, tvořících lomovou plochu (srovnání morfologie lomových ploch před vs. po tepelném zatížení - viz obr.51 až obr.55). Jako další vliv tepelného zatížení byla pozorována zvýšená citlivost materiálu k výskytu vměstků (vyznačeno šipkami na obr.53). U vzorků po tepelném zatížení byl výraznější podíl rovinné části lomu a potlačen podíl makroskopické stříhové části lomu – viz obr.55. Celkově se tyto vlivy odrazily na výrazné redukci spotřebované energie do lomu u materiálu po simulaci tepelného vlivu svařování.



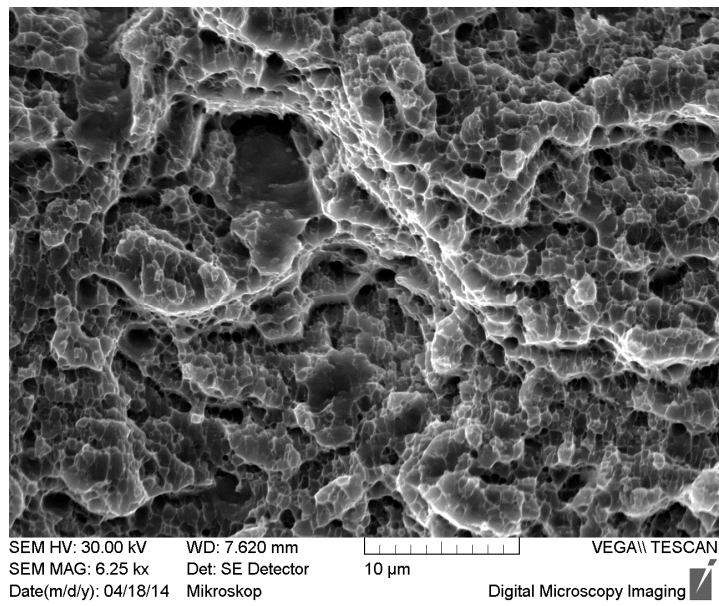
Obr.52: Tvárný lom oceli 22MnB5 ve výchozím stavu (rychlost zatěžování 1000s^{-1})



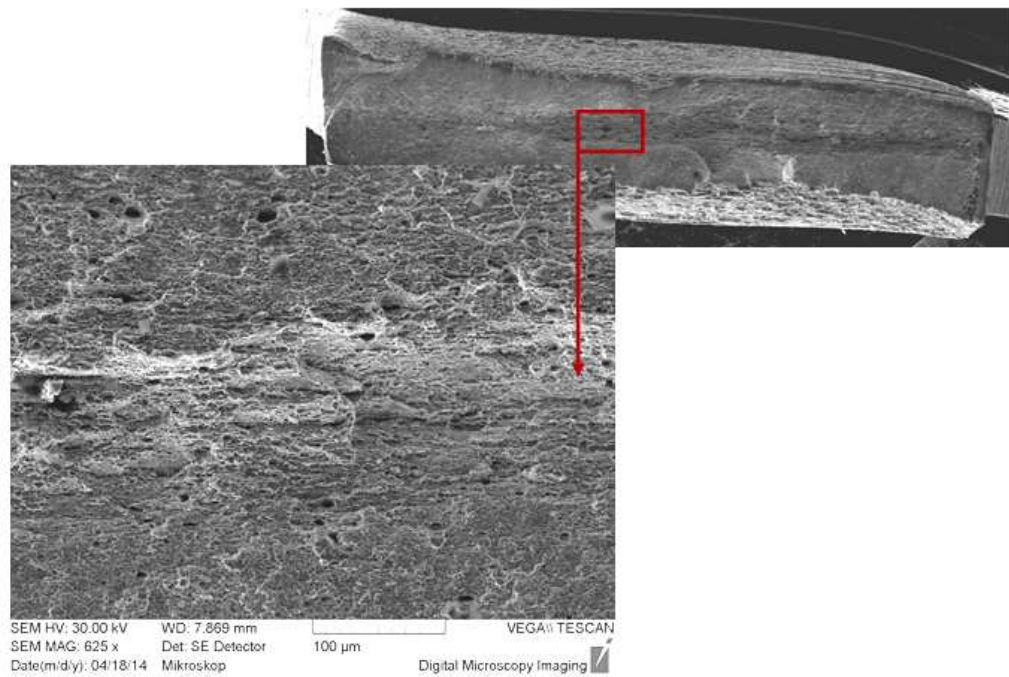
Obr.51: Detail lomové plochy martenzitické oceli z obr. 51



Obr.53: Tvárný lom martenzitické oceli po tepelném zatížení (rychlost zatěžování 1000s^{-1}).



Obr.54: Detail lomové plochy martenzitické oceli po tepelném zatížení (rychlost zatěžování 1000s^{-1}).



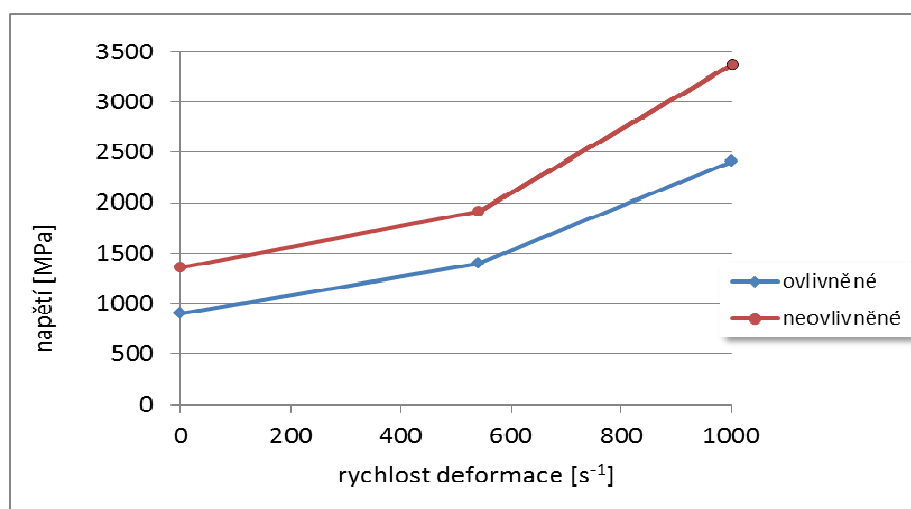
Obr.55: Vliv nečistot na charakter lomu martenzitické oceli po tepelném zatížení (rychlost zatěžování 1000s^{-1}).

Souhrnné vyhodnocení vlivu deformační rychlosti na pevnost

Z naměřených hodnot (tabulka 23) jak za podmínek kvazistatických, tak dynamických a z následného porovnání vyplývá, jak už bylo řečeno výše, že vlivem zvyšující se deformační rychlosti hodnoty meze kluzu vzrůstají a klesají plastické vlastnosti zkoumané oceli. Tato skutečnost koresponduje i s fraktografií lomových ploch a naměřenou energií do lomu na plochu. Obr.56 vypovídá o obdobném zpevňujícím trendu ocele se základní i ovlivněnou mikrostrukturou.

Tabulka 23: Průměrné hodnoty meze pevnosti v závislosti na zatěžující rychlosti

Deformační rychlost [s^{-1}]	Ovlivněný materiál Rm [MPa]	Základní materiál Rm [MPa]
0,003	902	1360
540	1401	2413
1000	1906	3375



Obr. 56: Průměrné hodnoty dynamického napětí pro různé rychlosti deformace.

8.2.2 Dynamické tahové zkoušky vysokopevnostní dvoufázové ocele

Dynamické testování bylo uskutečněno za stejných podmínek jako u ocele 22MnB5.

Označení vzorků:

- vz(z) – základní materiál,
- vz(o) – ovlivněný materiál.

Výsledné hodnoty z dynamické zkoušky ocele DP680 *při rychlosti 540 s⁻¹* základního a tepelně ovlivněného materiálu jsou uvedeny v tabulce 24.

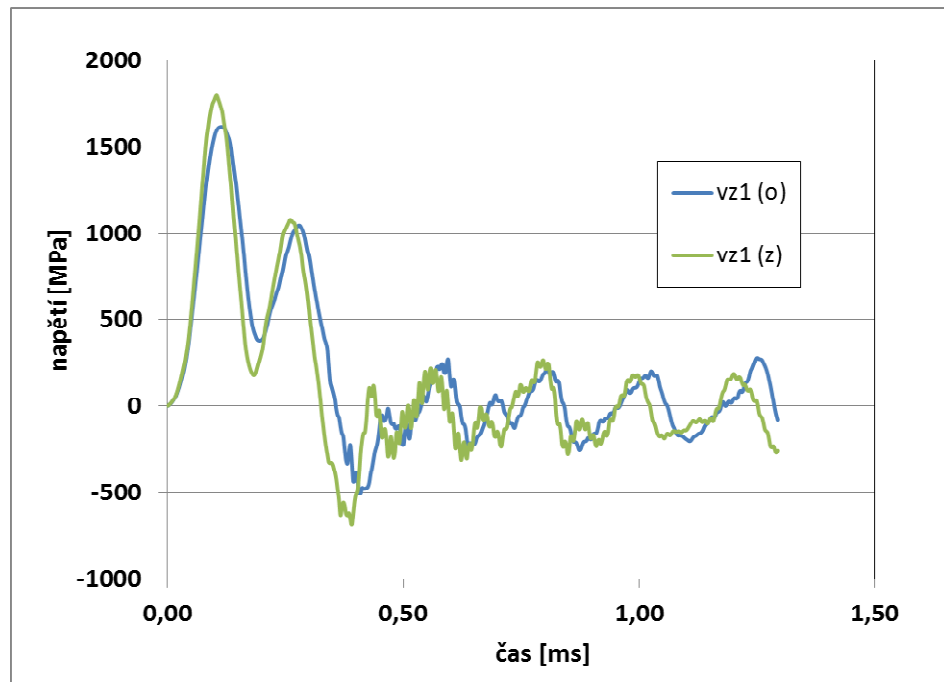
Tabulka 24: Výsledky dynamické zkoušky ocele DP680 pro 540 s⁻¹ [64]

Stav materiálu		Rm [MPa]	Ec [J]	Ec* [Jmm ⁻²]
Základní materiál	vz4 (z)	1086	10,00	1,00
	vz5 (z)	1122	11,00	1,10
	vz6 (z)	1110	11,00	1,10
	průměr	1106	10,67	1,07
Tepelně ovlivněný materiál	vz4 (o)	976	7,00	0,70
	vz5 (o)	1001	7,10	0,71
	vz6 (o)	1000	7,10	0,71
	průměr	992	7,1	0,71

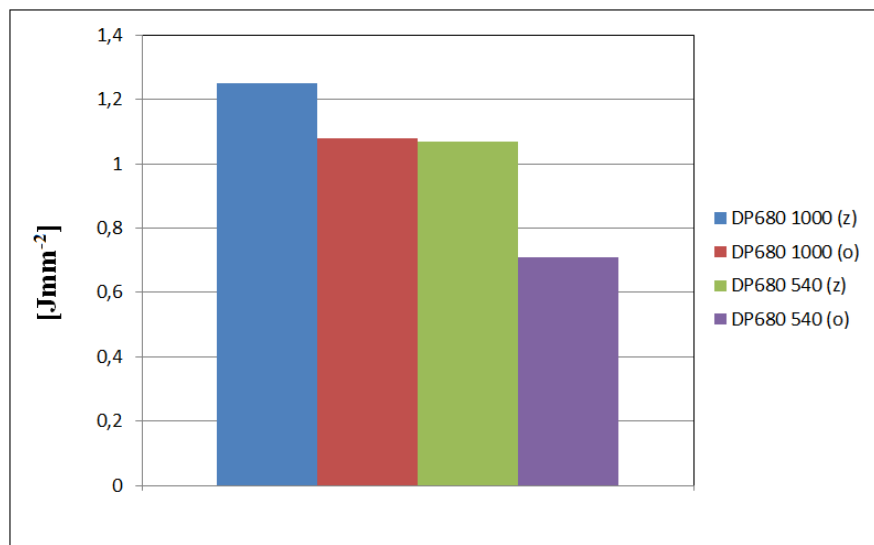
Záznamy z dynamické zkoušky *při rychlosti zatěžování 1000 s⁻¹* pro základní materiál i pro materiál tepelně ovlivněný jsou zobrazeny na obr.57. Výsledné hodnoty pak v tabulce 25.

Tabulka 25: Výsledky dynamické zkoušky ocele DP680 pro 1000 s⁻¹ [64]

Stav materiálu		Rm [MPa]	Ec [J]	Ec* [Jmm ⁻²]
Základní materiál	vz1 (z)	1716	11,90	1,19
	vz2 (z)	1800	12,80	1,28
	vz3 (z)	1800	12,80	1,28
	průměr	1772	12,50	1,25
Tepelně ovlivněný materiál	vz1 (o)	1615	11,00	1,10
	vz2 (o)	1590	10,50	1,05
	vz3 (o)	1610	10,90	1,09
	průměr	1605	10,8	1,08



Obr.57: Záznam z dynamické zkoušky DP ocele při deformační rychlosti 1000 s^{-1} pro základní materiál i pro tepelně ovlivněný (vz(z)-neovlivněný, vz(o)-ovlivněný).



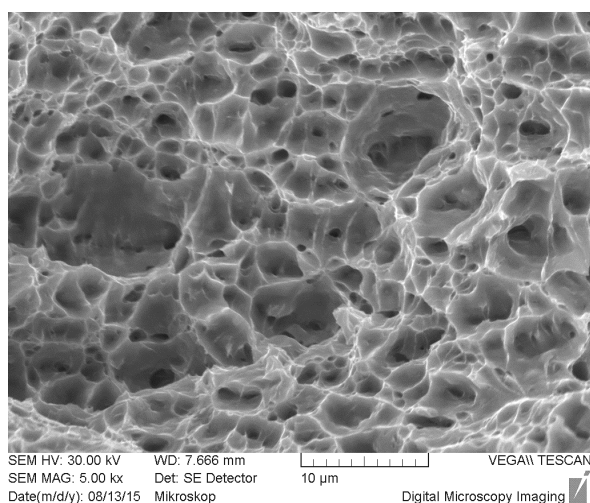
Obr.58: Relativní celková spotřebovaná energie do lomu pro jednotlivé režimy testování ocele DP680.

Z obr.57 je patrné, že u této oceli nedochází k tak výraznému rozdílu dynamických pevností mezi neovlivněným a tepelně ovlivněným materiálem, jako je to např. u oceli 22MnB5. Z pohledu spotřebované energie na plochu, viz obr.58, je patrné, že

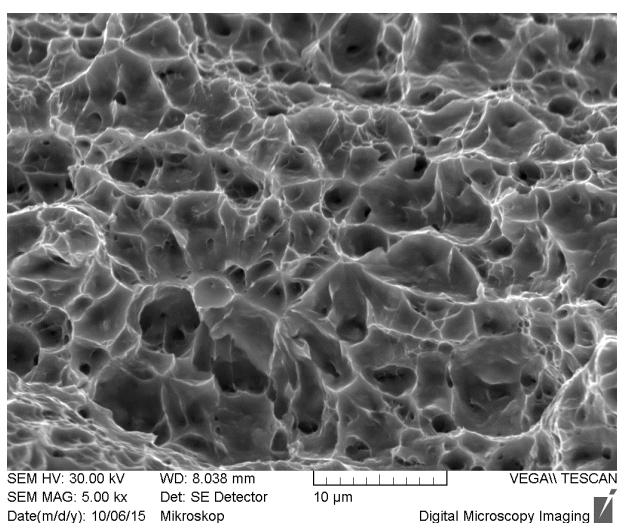
nejnižší naměřené hodnoty byly naměřeny pro tepelně ovlivněné vzorky, které byly testovány rychlostí 540 s^{-1} .

Fraktografie lomových ploch po dynamické zkoušce

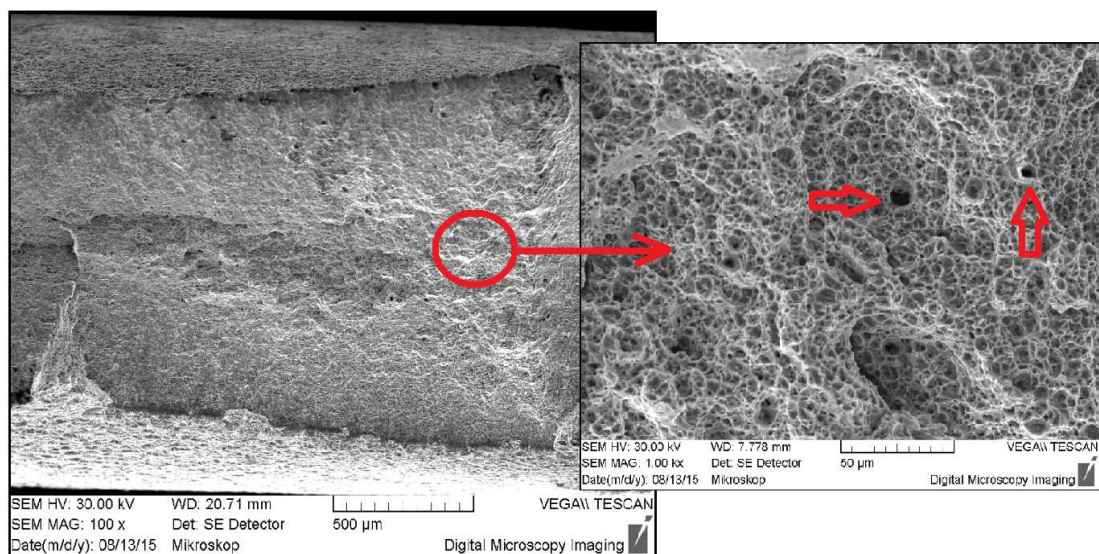
U všech vzorků při všech testovaných rychlostech byl zjištěn tvárný mód lomu. U této oceli nedošlo vlivem tepelného zatížení k pozorovatelné změně charakteru lomu – viz srovnání morfologie lomové plochy bez vs. po tepelném vlivu (obr.59, obr.60). Lokální vliv nečistot na lomové chování byl ve srovnání kupř. s ocelí Domex700MC v zanedbatelné míře – viz obr.61.



Obr.59: Tvárný lom oceli DP680 ve výchozím stavu (rychlost zatěžování 1000 s^{-1}).



Obr.60: Tvárný lom oceli DP680 po tepelném zatížení (rychlost zatěžování 1000 s^{-1}).



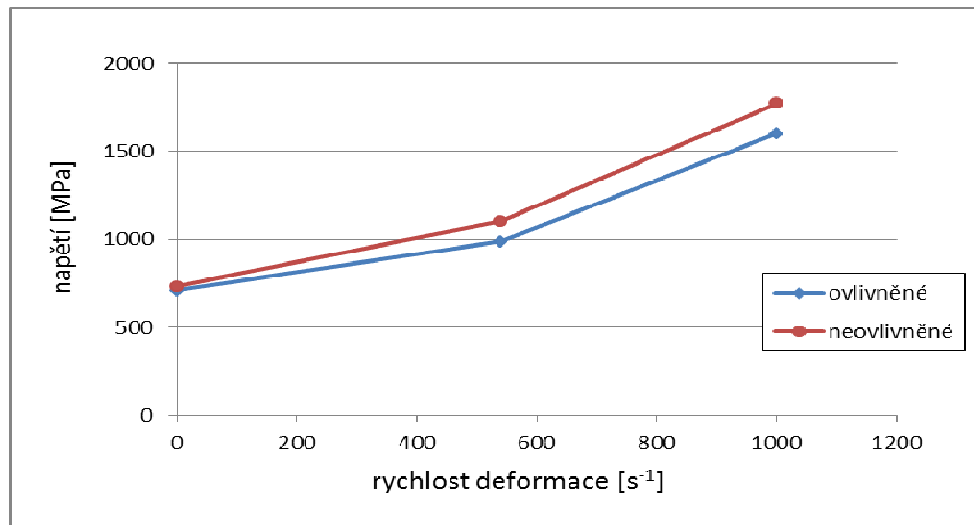
Obr.61: Zanedbatelný vliv nečistot na charakter lomu oceli DP680.

Souhrnné vyhodnocení vlivu deformační rychlosti na pevnost

I u této ocele platí, že vlivem zvyšující se deformační rychlosti hodnoty meze kluzu vzrůstají a tažnost klesá viz kap. 9.2.1. Na obr.62 jsou zobrazeny jednotlivé hodnoty dynamické pevnosti pro neovlivněný a tepelně ovlivněný materiál. Graficky je znázorněn trend zpevnění, charakteristický pro tento typ ocele, který poukazuje na zvyšující se rozdíly hodnot pevností mezi materiálem neovlivněným a ovlivněným v závislosti na testované rychlosti.

Tabulka 26: Průměrné hodnoty meze pevnosti v závislosti na zatěžující rychlosti

Deformační rychlost [s^{-1}]	Ovlivněný materiál Rm [MPa]	Základní materiál Rm [MPa]
0,003	710	734
540	988	1104
1000	1602	1772



Obr.62: Průměrné hodnoty meze pevnosti oceli DP680 pro různé rychlosti deformace.

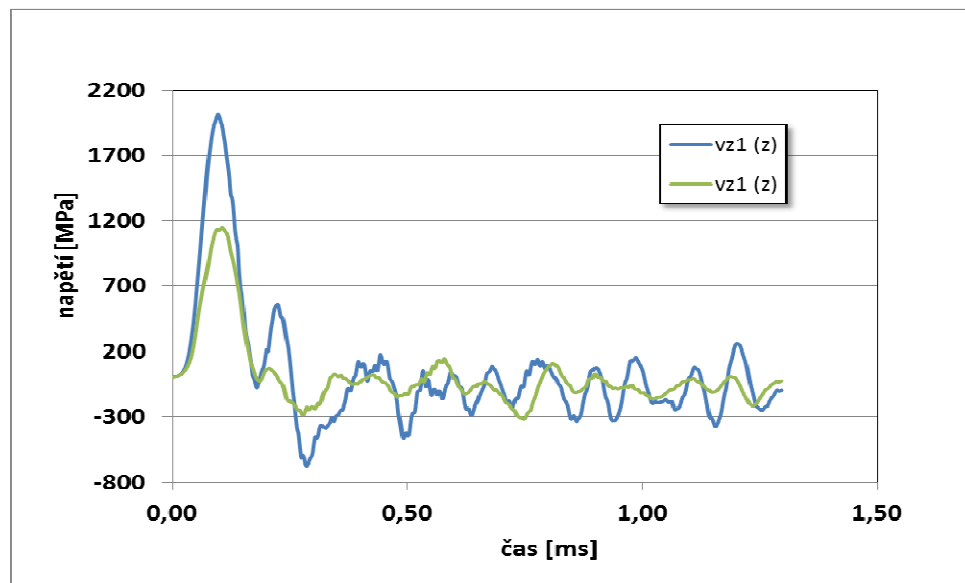
8.2.3 Dynamické tahové zkoušky vysokopevnostní ocele DOMEX 700MC

Dynamické testování bylo uskutečněno za stejných podmínek jako u ocele 22MnB5, výsledky dynamických zkoušek pro rychlosti 540 s⁻¹ a 1000 s⁻¹ jsou uvedeny v tabulce 27.

U ocele DOMEX 700MC nebyly vzorky pro dynamické zkoušky tepelně ovlivněny. Záznamy získané z dynamických zkoušek při daných rychlostech testování jsou porovnány v obr.63.

Tabulka 27: Výsledky dynamické zkoušky ocele DOMEX 700MC pro 540 s⁻¹

rychlost deformace/vzorek	Rm [MPa]	Ec [J]	Ec* [Jmm ⁻²]
540 s ⁻¹	vz4	1181	2,30
	vz5	1151	2,20
	vz6	1175	2,30
	průměr	1169	2,27
1000 s ⁻¹	vz1	2012	5,10
	vz2	1783	4,70
	vz3	1911	5,00
	průměr	1902	4,93

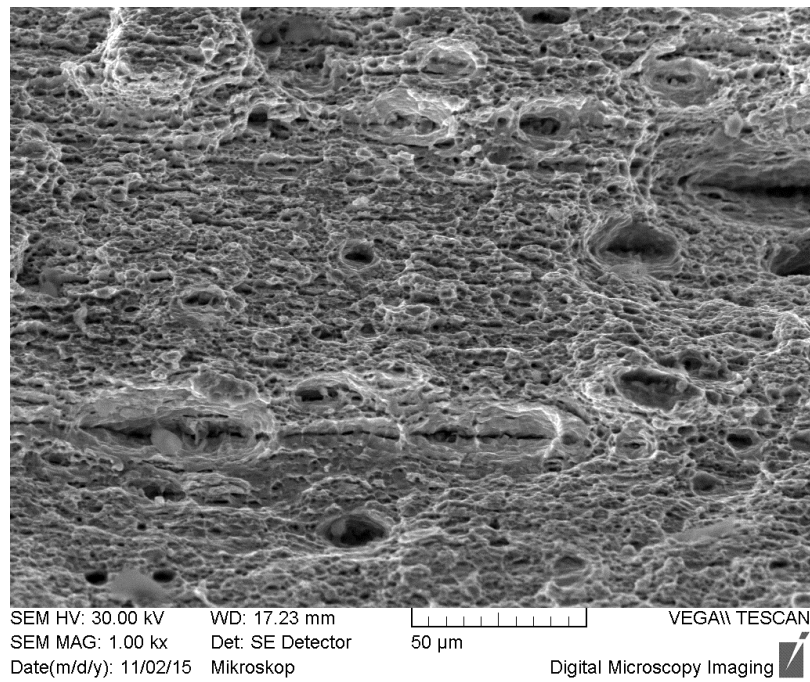


Obr.63: Záznam z dynamické zkoušky DOMEX 700MC při deformačních rychlostech 540 s^{-1} a 1000 s^{-1} (modrá- 1000s^{-1} , zelená – 540s^{-1}).

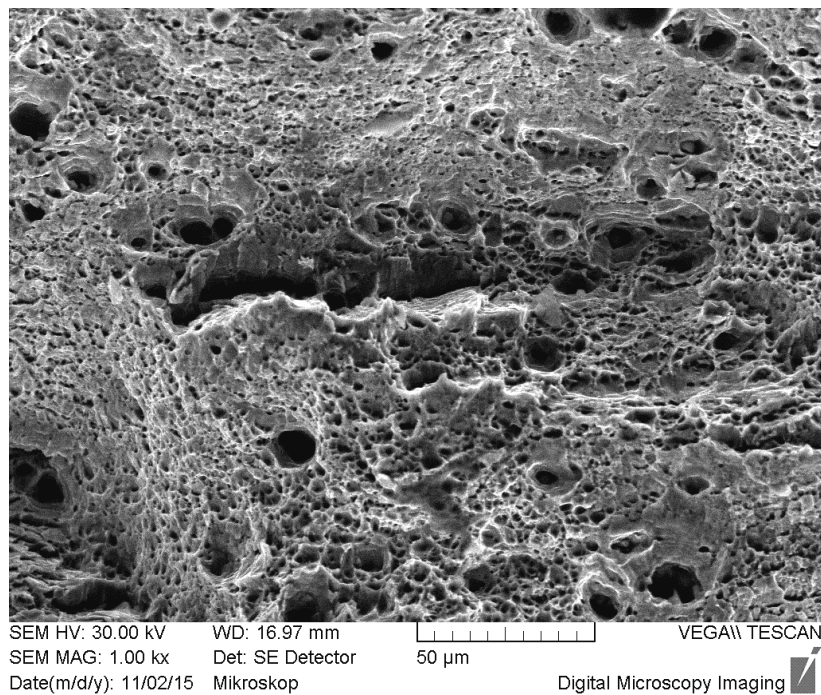
Tento typ ocele vykazuje velkou citlivost na rychlost deformace – viz obr.63 a tabulka 27. V sortimentu testovaných rychlostí (540 s^{-1} až 1000 s^{-1}) jsou hodnoty energie do plochy E_c^* a dynamické pevnosti R_m téměř dvojnásobné ve prospěch vyšší rychlosti deformace.

Fraktografie lomových ploch po dynamické zkoušce

Rovněž u tohoto materiálu nevedlo zvýšení rychlosti deformace ke změně mechanismu lomu, u maximální testovací rychlosti byl zachován tvárný lom (obr.64, obr. 65). Vliv nečistot byl u této oceli významný; jak bylo uvedeno u výsledků statických zkoušek, některé vzorky bylo nutné vyloučit z finálního hodnocení. Vliv těchto nečistot byl celkově výraznější u dynamického zatížení, jejich výskyt lze tedy spojovat se zvýšeným rozptylem hodnot dynamické pevnosti.



Obr.64: Tvárný lom oceli DOMEX 700MC ve výchozím stavu (rychl.zatěžování $0,003s^{-1}$).



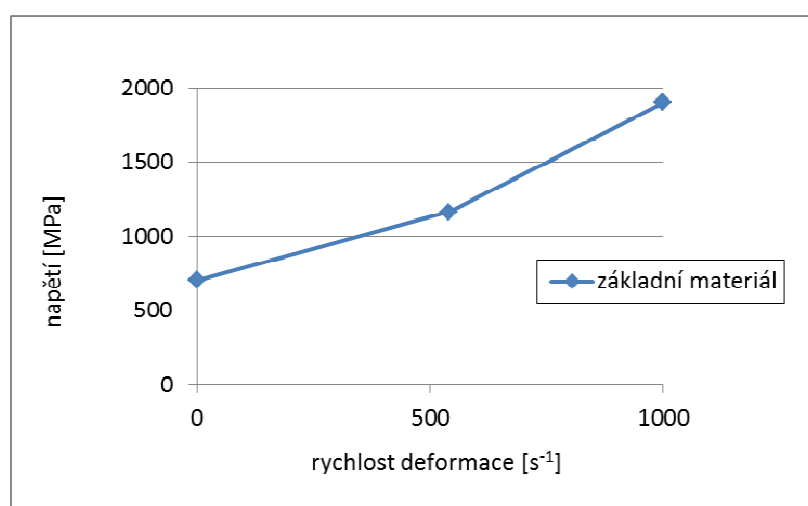
Obr.65: Vliv nečistot na charakter lomu oceli DOMEX 700MC ve výchozím stavu (rychlost zatěžování $1000s^{-1}$).

Souhrnné vyhodnocení vlivu deformační rychlosti na pevnost

Obr.66 zobrazuje hodnoty meze pevnosti a trend zpevnění v závislosti na testované rychlosti deformace. Z pohledu fraktografie si tato ocel zachovává tvárný mód lomu i při vysokých rychlostech deformace.

Tabulka 28: Průměrné hodnoty meze pevnosti v závislosti na zatěžující rychlosti

Deformační rychlost [s^{-1}]	Základní materiál Rm [MPa]
0,003	705
540	1166
1000	1772



Obr.66: Průměrné hodnoty napětí pro různé rychlosti deformace

8.2.4 Dynamické tahové zkoušky konstrukční ocele S355

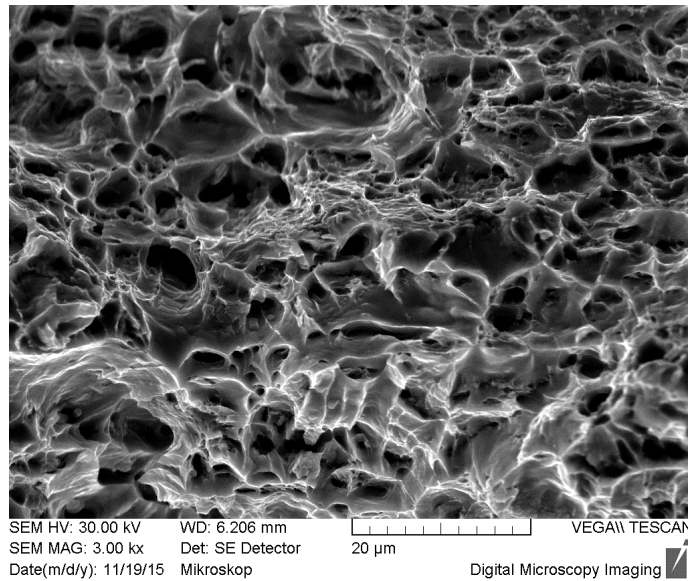
Výsledky dynamických zkoušek pro rychlosti $540 s^{-1}$ a $1000 s^{-1}$ jsou uvedeny v tabulce. 29. Z výsledků hodnot obsažených je ve srovnání s předchozími materiály patrný podstatně menší rozdíl hodnot spotřebované energie na plochu E_{c^*} ; rovněž hodnot dynamické pevnosti v intervalu zatěžování $540 s^{-1} - 100 s^{-1}$.

Tabulka 29: Výsledky dynamické zkoušky ocele S355 pro 540 s^{-1} a 1000 s^{-1}

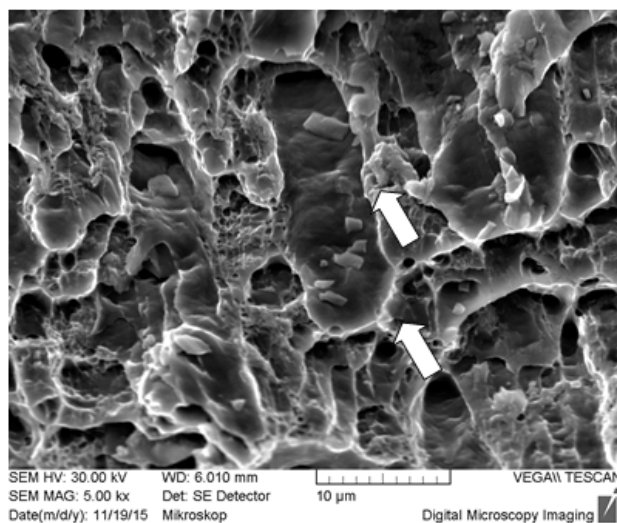
rychlost deformace/vzorek	Rm [Mpa]	Ec [J]	Ec* [Jmm ⁻²]
540 s^{-1}	vz4	962	4,10
	vz5	869	4,00
	vz6	955	4,10
	průměr	929	4,07
1000 s^{-1}	vz1	1020	4,40
	vz2	1100	4,60
	vz3	950	3,80
	průměr	1023	4,27

Fraktografie lomových ploch po dynamické zkoušce

Při dynamických zkouškách u obou rychlostí zatěžování byl zjištěn výlučně tvárný mód lomu (obr.68). Na lomových plochách z dynamických zkoušek byl pozorován vliv nečistot; jednalo se o shluky sulfidů manganu (viz obr.68, identifikace viz Obr.P4 v Příloze 1).



Obr.67: Statický lom oceli S355 (rychlost deformace $0,003 \text{ s}^{-1}$).



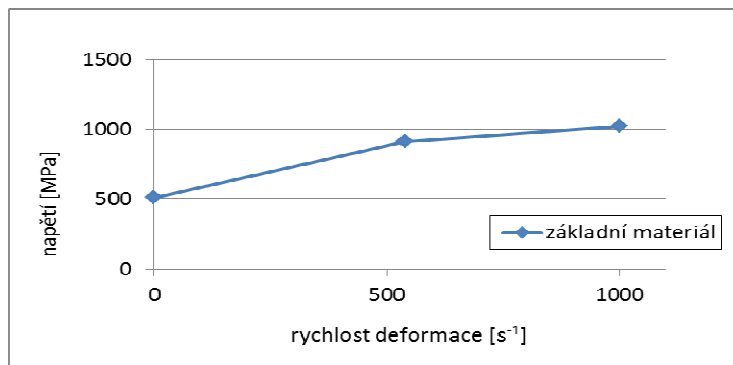
Obr.68: Vliv sulfidů na dynamický lom oceli S355 (rychlost zatěžování 1000s^{-1}).

Souhrnné vyhodnocení vlivu deformační rychlosti na pevnost

Z obr.69 je patrné, že nejvyšší rozdíly hodnot jak už energií či pevnosti se projevují v intervalu $0,003\text{ s}^{-1}$ až 540 s^{-1} . Po překročení této rychlosti deformace se mechanické vlastnosti stávají méně citlivé na zvyšující se testovací rychlost, což odlišuje tuto ocel od skupiny představených ocelí spadajících do skupiny AHSS.

Tabulka 30: Průměrné hodnoty meze pevnosti v závislosti na zatěžující rychlost

Deformační rychlost [s^{-1}]	Základní materiál R_m [MPa]
0,003	511
540	916
1000	1023



Obr.69: Průměrné hodnoty napětí pro různé rychlosti deformace

9. SOUHRNNÉ VYHODNOCENÍ, DISKUSE VÝSLEDKŮ PROVEDENÝCH EXPERIMENTŮ

Analýzy degračního procesu vlivem svařování vycházely ze strukturního rozboru tepelně ovlivněných zón u celé hodnocené sady materiálů, tj.:

- u oceli ocel S355, prezentující standardně používaný materiál se zvýšenou mezí kluzu,
- následně u testovaných variant vysokopevných materiálů, prezentujících různé mechanismy výchozího zpevnění (DOMEX 700MC, DP680 a 22MnB5).

Na základě strukturního rozboru vlivu konkrétní aplikované technologie svařování byl pro každou variantu testovaného materiálu identifikován rozhodující degrační mechanismus. Odpovídající teplotní pásmo bylo následně simulováno odporovým ohřevem pro oceli DP680, 22MnB5 a ohřevem v peci pro ocel DOMEX 700MC. Ověření provedené simulace tepelného vlivu svařování bylo provedeno opět strukturním rozbohem, fraktografickým rozbohem a vyhodnocením změn tvrdosti ve srovnání s neovlivněným základním materiálem.

9.1 Statické metody

Finální vyhodnocení vlivu svařování na statickou pevnost vycházelo ze standardní tahové zkoušky, doplněné o měření meze kluzu navrženou indentační metodou. Výsledky tak zároveň sloužily k validaci navrženého způsobu přímého hodnocení lokálních mechanických vlastností tepelně ovlivněných vrstev u reálných svarových spojů.

V tabulce 31 jsou uvedeny výsledné hodnoty meze kluzu; jednotlivé metody měření jsou popsány v kap. 6 a 7.

Tabulka 31: Průměrné hodnoty meze kluzu (R_s mez kluzu „skutečná“, R_i mez kluzu indentační)

série vzorků	R_i [MPa]	R_s [MPa]	odchylka [%]
S355 – neovliv.	342	340	0,6
S355 – ovliv.	358	356	0,2
DOMEX – neovliv.	635	628	1,1
DOMEX – ovliv.	255	252	1,2
DP680 – neovliv.	665	665	0,0
DP680 – ovliv.	541	540	0,2
22MnB5 – neovliv.	1225	1228	0,2
22MnB5 – ovliv.	742	739	0,4

Ze srovnání výsledků získaných zvoleným postupem indentace a měřením standardní tahovou zkouškou (kdy maximální průměry odchylek výsledků těchto dvou způsobů hodnocení jsou do 1,2 %), lze usuzovat na správnost navržené metodiky indentační zkoušky. Tudíž ji lze brát jako možný způsob vyhodnocování meze kluzu přímou cestou. Navržený a takto ověřený způsob hodnocení meze elasticity představuje možnost přímé evidence všech reálných materiálově-technologických vlivů, uplatňujících se v dané vrstvě, které není možno hodnotit standardní tahovou zkouškou. Významným lokálním vlivem, rozhodujícím o pevnosti celého spoje, je kupř. lokální metalurgická kvalita materiálu, dále stav napjatosti v dané subvrstvě.

9.2 Dynamické tahové zkoušky

Vyhodnocení vlivu svařování na dynamickou pevnost testované sady ocelí vycházelo ze srovnávacích zkoušek výchozího neovlivněného materiálu a materiálu po experimentálním tepelném zpracování. Tento přístup umožnil provedení dynamických zkoušek při 1-osém zatížení v obou srovnávaných stavech materiálů, tj. rovněž ve strukturním stavu, který odpovídá subvrstvě s degradačním vlivem svařování, který je rozhodující z hlediska dynamické odezvy celého svarového spoje.

9.2.1 Vyhodnocení dynamických zkoušek základních materiálů

V tabulce 32 jsou uvedeny hodnoty zpevnění neovlivněných materiálů pro jednotlivé sady zkoumaných ocelí. Nejvýraznější trend zpevnění do rychlosti deformace 540 s^{-1} vykazuje konstrukční ocel S355. U této oceli byla zjištěna hodnota zpevnění na 180 % původní hodnoty. Verleysen v [38] popisuje dynamické chování materiálu S235 se zpevněním více jak na 200 %, což koresponduje s výsledky získanými pro ocel S355.

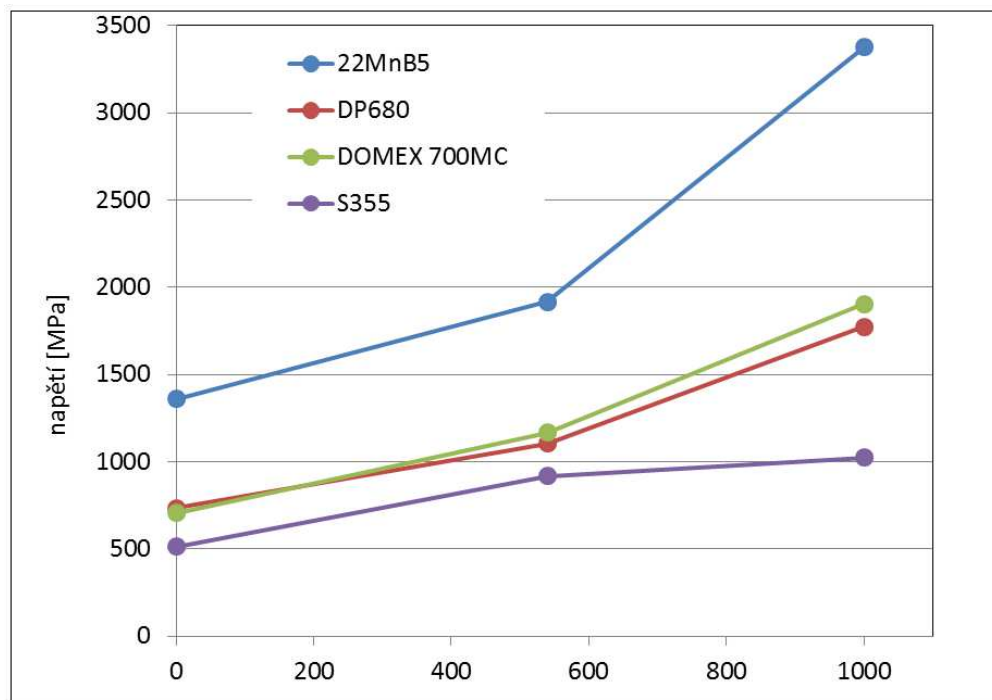
Vlivem heterogenity základního materiálu se u ocele DOMEX 700MC projevují vyšší hodnoty z měření tvrdostí ve srovnání s ocelí DP680, přičemž výsledky z tahové zkoušky hovoří opačně (705 MPa pro DOMEX 700MC; 734 MPa pro DP680). Dynamické zkoušky obou ocelí ukazují, že celkově výraznější trend zpevnění vykazuje ocel DOMEX 700MC (na 270 % -vztaženo ke kvazistatické pevnosti).

Hodnoty pro dosažení dynamické meze pevnosti martenzitické ocele při rychlosti testování 960 s^{-1} , uvedené v publikaci [36] jsou srovnatelné s výsledky získanými pro ocel 22MnB5, testovanou rychlostí 1000 s^{-1} . Oproti všem dosaženým výsledkům hovoří publikace [10], kde dochází při zvyšující se rychlosti deformace k trendu odpevnění. Další experimentální práce [35, 37] ukazují zpevňující trend zkoumaných ocelí DP700 a DP500. Výsledky měření, provedených v této práci ukazují na zpevňující trend pro všechny testované oceli (obr.70).

Proměnlivá tloušťka testovaných vzorků ocelí 22MnB5 a DP680 vedla k zavedení parametru energie do lomu na plochu, který udává hodnotu spotřebované energie na mm^2 . Obr.71 zobrazuje spotřebovanou energii do lomu na plochu pro materiály 22MnB5 a DP680. Hodnoty ukazují, že při zvyšující se rychlosti deformace roste i spotřebovaná energie na plochu. Oproti tomu obr.72 zobrazuje úbytek tažnosti při maximální síle s rostoucí rychlostí deformace, což koresponduje i s fraktografií lomových ploch.

Součástí struktury obou typů ocelí je zbytkový austenit. Při zvyšující se rychlosti deformace, může docházet k transformaci zbytkového austenitu na martenzit [51], což zřejmě vede ke zvýšení hodnot energie do lomu na plochu viz obr.71 a zároveň ke snížení plasticity, což koresponduje s obr.72.

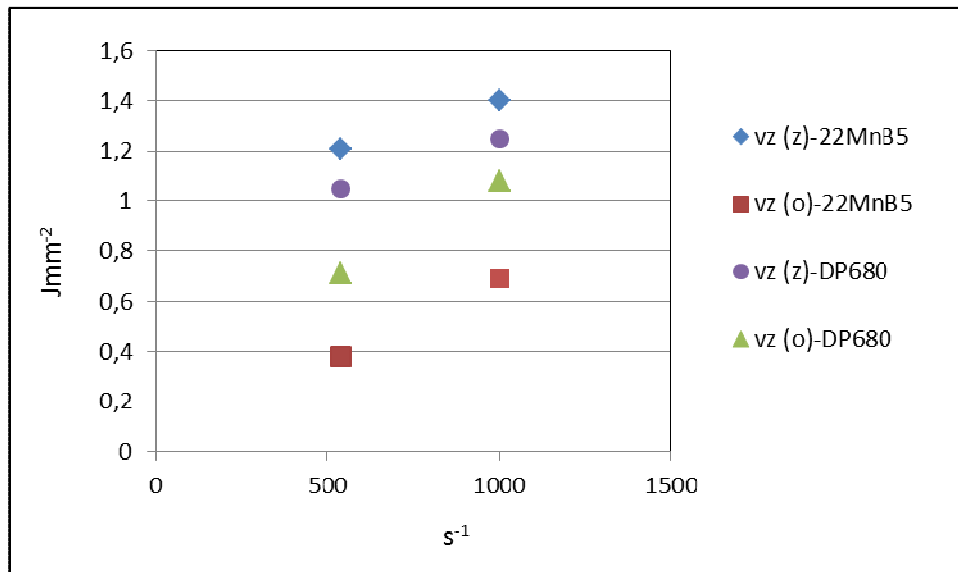
Na obr.73 je porovnání průběhu dynamické zkoušky pro materiál 22MnB5 různými testovacími zařízeními. K hlubšímu porovnání a validaci výsledků dynamických zkoušek byly provedeny testy i na „rychlém“ hydraulickém válci. Záznam z hydraulického válce vykazuje posunutí jak v časové ose, tak v ose maximálního napětí, což může být zapříčiněno nižší tuhosti celé měřicí soustavy hydraulického válce.



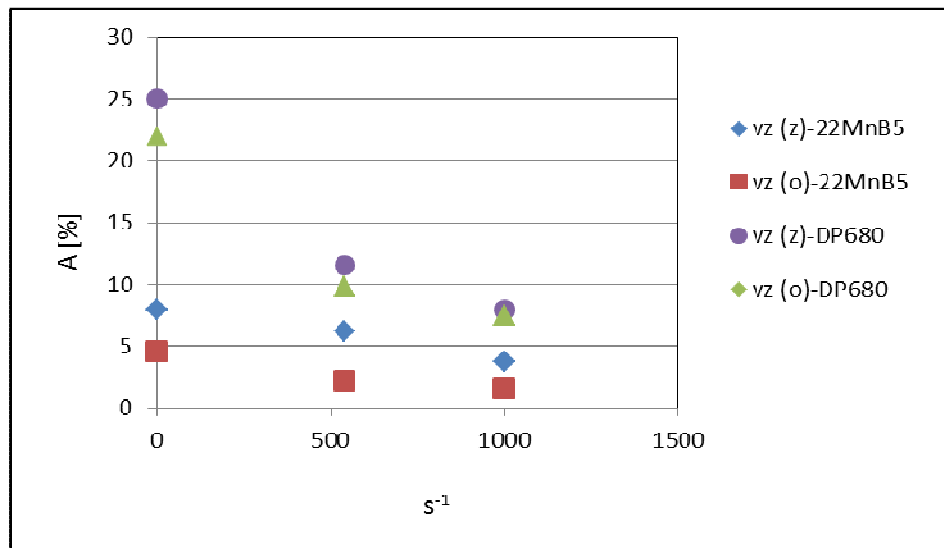
Obr.70: Dynamická pevnost zkoumaných materiálů v závislosti na rychlosti deformace.

Tabulka 32: Hodnoty zpevnění vztahované ke kvazistatické zkoušce

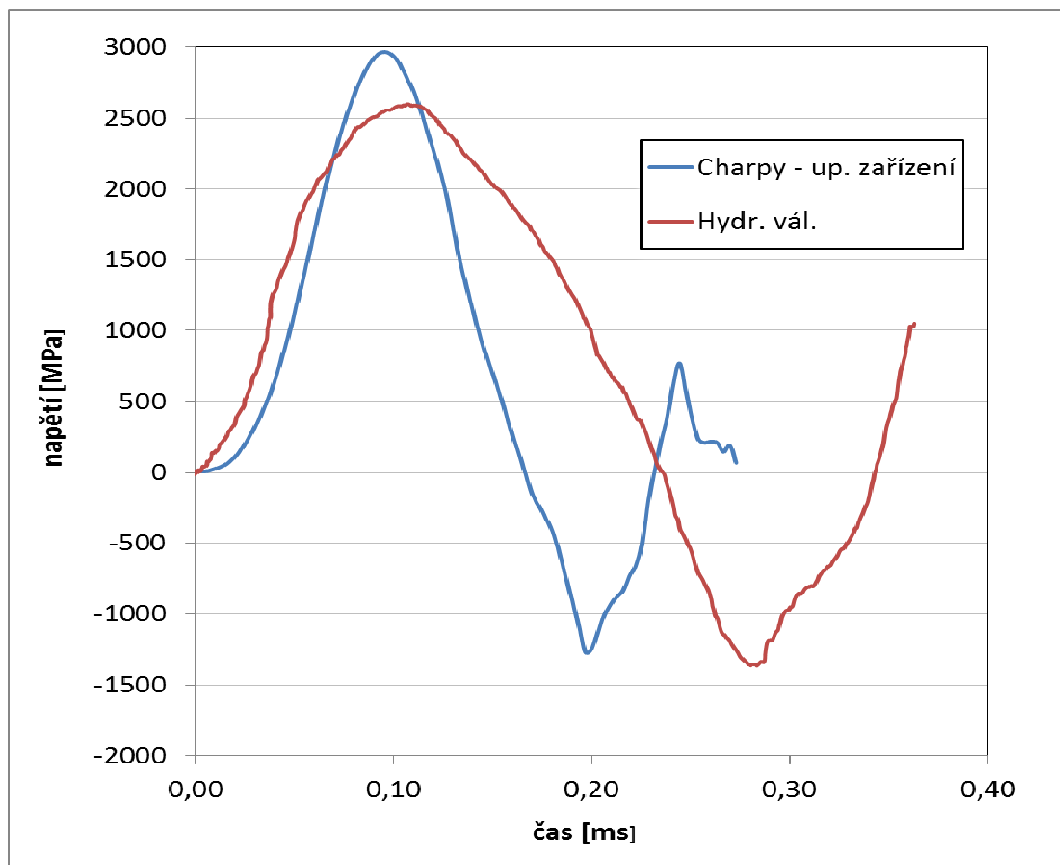
Ocel	Deformační rychlosti [s ⁻¹]		
	0,003	540	1000
22MnB5	100%	140%	250%
DP	100%	150%	240%
DOMEX 700MC	100%	170%	270%
S355	100%	180%	200%



Obr.71: Energie do lomu na plochu.



Obr.72: Změna tažnosti při maximální síle v závislosti na rychlosti deformace.

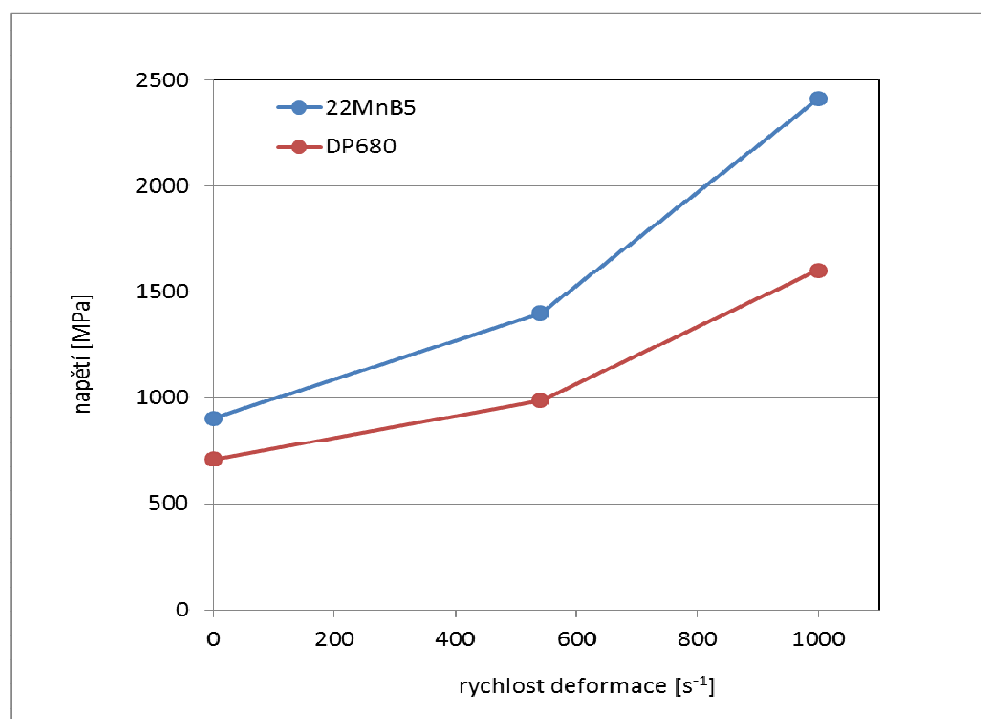


Obr.73: Porovnání průběhu dynamické zkoušky ocele 22MnB5, kyvadlové kladivo vs. hydr. válec.

9.2.2 Vyhodnocení dynamických zkoušek tepelně ovlivněných materiálů

Obdobně jako u testování základního materiálu ve zvoleném režimu bylo zjištěno dynamické zpevnění ovlivněného materiálu se zvyšující se hodnotou rychlosti deformace.

V tabulce 33 jsou uvedeny hodnoty nárůstu dynamické pevnosti vztažené k výsledkům kvazistatické zkoušky.



Obr.74: Dynamická pevnost zkoumaných materiálů v závislosti na rychlosti deformace

Tabulka 33: Hodnoty zpevnění vztažené ke kvazistatickému testování

	Deformační rychlosti [s^{-1}]		
	0,003	540	1000
Ocel			
22MnB5	100%	160%	270%
DP	100%	140%	230%

10. SOUHRNNÝ NÁVRH NOVÉ METODIKY HODNOCENÍ LOKÁLNÍCH ZMĚN MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ SVAROVÝCH SPOJŮ

Na základě provedených analýz vybrané sady ocelí a experimentů pro validaci výsledků zkoušek, vyplývá souhrnný návrh následujícího postupu pro hodnocení vlivu svařování:

1. Materiálové analýzy reálného (referenčního) svarového spoje.

Jako výchozí rozbor je nutné měření mikrotvrlosti v linii kolmo na svarové rozhraní napříč celou tepelně ovlivněnou vrstvou materiálu. Toto měření indikuje pásmo kritické změny mechanických vlastností svařovaného materiálu v závislosti na jeho typu. Na rozdíl od testované sady ocelí, kde byl rozhodující pokles tvrdosti (u jemnozrnné oceli v pásmu přehřátí podél fúzní zóny, u termomechanicky zpracovaných ocelí v pásmu na rozhraní austenitizace) se může jednat naopak o nežádoucí zvýšení tvrdosti kupř. martenzitickou transformací u ocelí s vyšším obsahem uhlíku.

Následuje provedení strukturního rozboru pro identifikaci procesu degradace výchozí mikrostruktury oceli v pásmu zjištěného maximálního poklesu/navýšení tvrdosti. Podle potřeby lze rozbor doplnit o fraktografii lomových ploch po statické zkoušce celistvého svaru. To umožní přímé hodnocení vlivu strukturních, resp. fázových změn na změny pevnosti, resp. tažnosti kritické vrstvy.

2. Simulace kritické vrstvy tepelně ovlivněné zóny.

Z provedených experimentů vyplývá, že tuto simulaci lze provést odporovým ohřevem a řízeným ochlazováním vzorků, jejichž tvar a rozměry umožňují následné dynamické tahové zkoušky. Pro každý aplikovaný režim nutno poříditi záznam tepelného cyklu pro možnost opakování, popř. upřesnění postupu.

Správnost provedené simulace je nutno ověřit zkouškou tvrdosti a strukturním rozbohem takto ovlivněného materiálu ve srovnání s charakteristikou identifikovaného kritického pásma tepelně ovlivněné oblasti reálného svarového spoje.

3. Provedení dynamických zkoušek neovlivněného materiálu i materiálu, u něhož je simulováno kritické pásmo pro požadovanou rychlost deformace, popř. v definovaném rozsahu rychlostí deformace.

Vyhodnocení vlivu vyšší rychlosti deformace na hodnocené parametry pevnosti, resp. plasticity kritického pásma svarového spoje.

Porovnání meze kluzu a exponentu statického a dynamického zpevnění u simulovaného pásma se základním materiálem.

4. Provedení indentační zkoušky kritického pásma reálného svaru

Základem je vyhodnocení meze kluzu použitím válcového indentoru s průměrem funkční části nástroje zvoleným podle typu oceli, resp. spoje. Výsledkem je zjištění poklesu meze kluzu v daném místě měření u konkrétního svarového spoje. Toto měření eviduje i vliv reálného provedení svarového spoje.

Na základě zjištěné tendence dynamického zpevnění (z poměru vybraných parametrů statické vs. dynamické odezvy simulovaného pásma) lze usuzovat na dynamickou pevnost konkrétní části spoje.

Výsledkem uvedeného postupu zkoušek jsou získané základní parametry elasticko-plastického chování materiálu (i) pod vlivem zvyšující se rychlosti deformace a (ii) degradačním vlivem svarového cyklu.

Navržená metodika má obecné použití, tj. i pro materiály mimo testovaný sortiment ocelí. Metoda instrumentovaného měření umožňuje vyhodnocení řady dalších parametrů, které mají své uplatnění v závislosti na typu a aplikaci použitého materiálu, resp. svarového spoje (kupř. vyhodnocení vtiskového modulu u odtavených vrstev ocelí s výrazně odlišným chemickým složením u heterogenních svarových spojů apod.)

11. ZÁVĚR

Práce se zaměřila na problém testování svarových spojů plechů karoserií automobilů. Orientuje se na hodnocení lokálních heterogenních vlastností materiálů, vznikajících při svařování. Těžištěm práce byl experimentální výzkum dynamického chování svarem ovlivněných oblastí při rychlostech deformace charakteristických pro crash testy. Dosavadní způsoby testování svarových spojů (ať za podmínek statických nebo dynamických) nevypovídají o charakteristických vlastnostech materiálu při jednoosém zatěžování. Stávající metody zkoušení svarových spojů jsou realizovány za podmínek výrazného vlivu imperfekcí svařováním. Zatížením celého svarového spoje dále dochází k ovlivnění měřených hodnot nerovnoměrným přerozdělením plasticity. Tyto zkoušky neumožňují přímé měření pevnosti kritického pásma pro možnou predikci statické ani dynamické pevnosti svařované konstrukce, či pro optimalizaci technologie svařování.

Podstatou disertační práce byl návrh, ověření a realizace nového postupu zkoušení mechanických vlastností úzkých pásem tepelně ovlivněných oblastí svarových spojů v kombinaci:

- přímého měření statických vlastností indentací válcovým indentorem,
- dynamických tahových zkoušek simulovaných tepelně ovlivněných vrstev na kyvadlovém rázovém kladivu.

Pro indentační i dynamické zkoušky byly vyhotoveny nutné nové přípravky, resp. nástroje; v návaznosti na navrženou metodiku byly popsány postupy přípravy zkušebních vzorků pro dané aplikace.

Indentační statické i rázové tahové zkoušky byly provedeny na sadě ocelí, prezentujících konstrukční oceli až po ocele vysokopevnostní; v souladu s cíli práce byl důraz kladen zejména na oceli DP680 a martenzitickou ocel 22MnB5. Experimenty, provedené na oceli S355 a DOMEX 700MC sloužily především pro ověření navrhované metodiky indentačních zkoušek lokálních vrstev svarových spojů. Validace výsledků byla provedena porovnáním s tahovou zkouškou; maximální rozdíl mezi měřenými hodnotami maximálního tahového napětí byl 1,2%. Pro validaci dynamických tahových zkoušek použitím nové upínací kleštiny bylo provedeno srovnání s měřením provedeným na

elektrohydraulickém válci pro ocel 22MnB5 při rychlosti deformace 1000s^{-1} se srovnatelným výsledkem.

Provedené testy umožnily měření hodnot dynamické pevností v tahu a schopnosti absorpce energie do lomu v tahu při měnících se rychlostech deformace.

Vyhodnocením výsledků měřených hodnot základního materiálu a simulovaného svarového spoje byl pozorován vliv svařování na schopnost dynamického zpevnění materiálů. Pro vysokopevnostní materiály vykazovaly hodnoty dynamické pevnosti neovlivněného materiálu při rychlostech 1000s^{-1} nárůst na 270% vůči kvazistatickým hodnotám pro ocel 22MnB5 a na hodnotu 230% pro ocel DP680. Pro tepelně ovlivněný materiál tyto hodnoty narůstaly na 250% pro ocel 22MnB5 a 240% pro ocel DP680. Nutno uvést, že hodnoty dynamické pevnosti byly odvozeny z naměřených maximálních hodnot zatěžující síly do lomu, bez jakékoliv úpravy záznamů ze zkoušek.

Absorbovaná deformační energie do lomu neovlivněného materiálu vůči ovlivněnému materiálu ocele 22MnB5 vykazovala nižší hodnoty až o 50% pro rychlost deformace 1000s^{-1} . Ocel DP 680 pak o 25% nižší hodnoty pro stejné rychlosti deformace. Po provedených experimentech byl základní materiál podroben fraktografickému pozorování pro zjištění vlivu rychlosti deformace na mód lomu. Výsledky prokázaly zachování tvárného módu lomu napříč testovaným spektrem rychlostí u všech testovaných materiálů.

Vědecko-technický přínos disertační práce

Byla vytvořena a ověřena metodika hodnocení statických a dynamických parametrů lokálních vrstev tepelně ovlivněných oblastí svarových spojů.

Instrumentované indentační zkoušky s použitím vytvořené sady válcových indentorů, umožňují vyhodnocování elasticko-plastického chování materiálu úzkých vrstev, kde dochází k rozhodující degradaci výchozích parametrů svařovaného materiálu. Pro dynamické zkoušky svarových spojů bylo vyvinuto upínací zařízení pro ploché vzorky, které bylo aplikováno do instrumentovaného kyvadlového kladiva ZWICK RKP450. Jeho aplikace umožnila testování svarových spojů v čistě tahové, jednoosé oblasti namáhání, při deformačních rychlostech až 1000 s^{-1} (odpovídajících reálným hodnotám zatěžování při crash testech). Pro nahrazení vlivu

účinku svařování, jež není za standardních podmínek možno testovat při namáhání jednoosým tahem, byla navržena metodika simulace teplotního ovlivnění.

Upínací zařízení, umožňující dynamické tahové zkoušky s plnou instrumentací je předmětem patentového řízení.

Uplatnění výsledků v praxi

Navržená metodika umožňuje vyšetřování statické i dynamické pevnosti kritického pásma reálného svaru při jednoosém namáhání, a to v rozsahu deformačních rychlostí působících při crashových situacích v provozu vozidel.

Práce rovněž přináší konkrétní informace o důležitých parametrech dynamické odezvy dvou aktuálně používaných vysokopevných materiálů 22MnB5 a DP680 - v hodnotách dynamické meze kluzu, tažnosti, deformačního zpevnění, i energetické náročnosti destrukce v závislosti na rychlosti deformace; tyto parametry byly sledovány jak pro výchozí stav materiálů, tak po degradaci vlivem svařování. Tyto parametry umožňují zohlednit degradační vliv svařování v návrhu svařovaných konstrukčních celků.

Cíle budoucího výzkumu

Metodika zkoušení má své uplatnění nejen při zjišťování statických a dynamických parametrů ocelí, používaných pro stavbu karosérií automobilů a obecně dopravních prostředků, ale i pro vysocelegované austenitické oceli, používané např. v jaderném průmyslu. Pro tuto aplikaci práce otevírá prostor pro navazující výzkum stavu strukturně heterogenních svarových spojů.

12. POUŽITÁ LITERATURA

- [1] KUNCIPÁL, J., et al: Teorie svařování. Vydal SNTL - Nakladatelství technické literatury, Praha 1986. 04-211-86.
- [2] TICHÝ, J.: Svařování v automobilovém průmyslu - 2. část. Časopis Svět svaru, Ostrava, 2006, s. 14-15.
- [3] XU, W., WESTERBAAN, D., NAYAK, SS., CHEN, GOODWIN, F., ZHOU, Y.: Tensile and fatigue properties of fiber laser welded high strength low alloy and DP980 dual-phase steel joints. *Mats Des* 2013;43:373–83.
- [4] FARABI, N., CHEN, DL., ZHOU, Y.: Tensile properties and work hardening behavior of laser-welded dual-phase steel joints. *J Mats Eng Perf* 2012;21:222–30.
- [5] XIA, M., SREENIVASAN, N., LAWSON, S., ZHOU, Y., TIAN, Z.: A comparative study of formability of diode laser welds in DP980 and HSLA steels. *J Eng Technol* 2007;129:446–52.
- [6] FARABI, N., CHEN, DL., Li, J., ZHOU, Y., DONG, SJ.: Microstructure and mechanical properties of laser welded DP600 steel joints. *Mater Sci Eng A* 2010;527:1215–22.
- [7] FARABI, N., CHEN, DL., ZHOU, Y.: Microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar DP600/DP980 dual-phase steel joints. *J Alloys Comp* 2011;509:982–9.
- [8] QUINTO, L., COSTA, A., MIRANDA, R., YAPP, D., KUMAR, V., KONG, CJ.: Welding with high power fiber lasers – a preliminary study. *Mats Des* 2007;28:1231–7.
- [9] PARKES, D., XU, W., WESTERBAAN, D., NAYAK, SS., CHEN, DL., GOODWIN, F., et al.: Microstructure and fatigue properties of fiber laser welded dissimilar joints between high strength low alloy and dual phase steels. *Mats Des* 2013;51:665–75.
- [10] WANG, W., LI, M.: Experimental study on high strain rate behavior of high strength 600–1000MPa dual phase steels and 1200MPa fully martensitic steels. 2013, vol. 57, issue 3.
- [11] SONG, R., DAI, Q., HIWATASHI, S., YOSHIDA, H.: Dynamic Deformation Behavior of Dual Phase Ferritic-Martensitic Steel at Strain Rates From 10–4 to 2000 s–1. 2013, vol. 57, issue 3.
- [12] SONG, W., KIM, S., KIM, Y., KWON, D.: Use of Spherical Instrumented Indentation to Evaluate the Tensile Properties of 3D Combined Structures. *Journal of Electronic Materials* [online]. 2015, 44(3): 831-835 [cit. 2015-08-24]. DOI: 10.1007/s11664-014-3593-4.
- [13] MASAMI, I., JUNHO, CH., SETSUO, N., TATSUYA, M.: Evaluation of elastoplastic properties of DLC coating on SKD61 steel by optical indentation microscopy. *Surface and Coatings*

- Technology*[online]. 2009, 2015-11-16, 203(17-18): 2571-2574 [cit. 2015-11-16]. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2009.02.050. ISSN 02578972.
- [14] CLAUSNER, A., RICHTER, F.: Determination of yield stress from nano-indentation experiments. *European Journal of Mechanics - A/Solids* [online]. 2015, 2015-11-16, 51: 11-20 [cit. 2015-11-16]. DOI: 10.1016/j.euromechsol.2014.11.008. ISSN 09977538.
- [15] JOHNSON, K.L.: Contact Mechanics. Cambridge University Press, Nith printing 2003 Cambridge. 448 p. ISBN 0 521 34796 3.
- [16] FISCHER-CRIPPS, A. C.: Nanoindentation. Springer-Verlag New York, LLC, Second edition 2004 New York. 260 p. ISBN 0 387 22045 3.
- [17] MC CANN, M. M.: Nanoindentation of Gold Single Crystals. Blacksburg, 2004, Virginia.
- [18] MOSTAFAVI, M., COLLINS, B., CAI, R., BRADLEY, ATWOOD, C., REINHARD, X., JIANG, M., GALANO, et al.: Yield behavior beneath hardness indentations in ductile metals, measured by three-dimensional computed X-ray tomography and digital volume correlation. *Acta Materialia* [online]. 2015, 2015-11-16, 82: 468-482 [cit. 2015-11-16]. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.08.046. ISSN 13596454.
- [19] HONG, T., OOI, J.Y., SHAW, B.A.: A numerical study of the residual stress pattern from single shot impacting on a metallic component. *Advances in Engineering Software* [online]. 2008, 2015-11-16, 39(9): 743-756 [cit. 2015-11-16]. DOI: 10.1016/j.advengsoft.2007.10.002. ISSN 09659978.
- [20] EKRAMI, A.: High temperature mechanical properties of dual phase steels. *Mater Lett* 2005;59:2070–4.
- [21] MCCANN, M. M.: Nanoindentation of Gold Single Crystals. Blacksburg, Virginia, 2004. 146 p. Doctor of Philosophy Materials Science and Engineering at Virginia Polytechnic Institute and State University.
- [22] TABOR, D.: The Hardness of Metals. Clarendon Press. Oxford, 1951. p. 175.
- [23] BLÁHOVÁ, O.: Nanoindentační měření povrchových vrstev. Plzeň, 2007. 112 s. Habilitační práce na strojní fakultě Západočeské univerzity v Plzni.
- [24] QIAN, X., CAO, Y.: Dependence of the representative strain on the hardening functions of metaloid materials in indentation. *Acta Materialia Inc.* 57 (2007) p. 57-60.

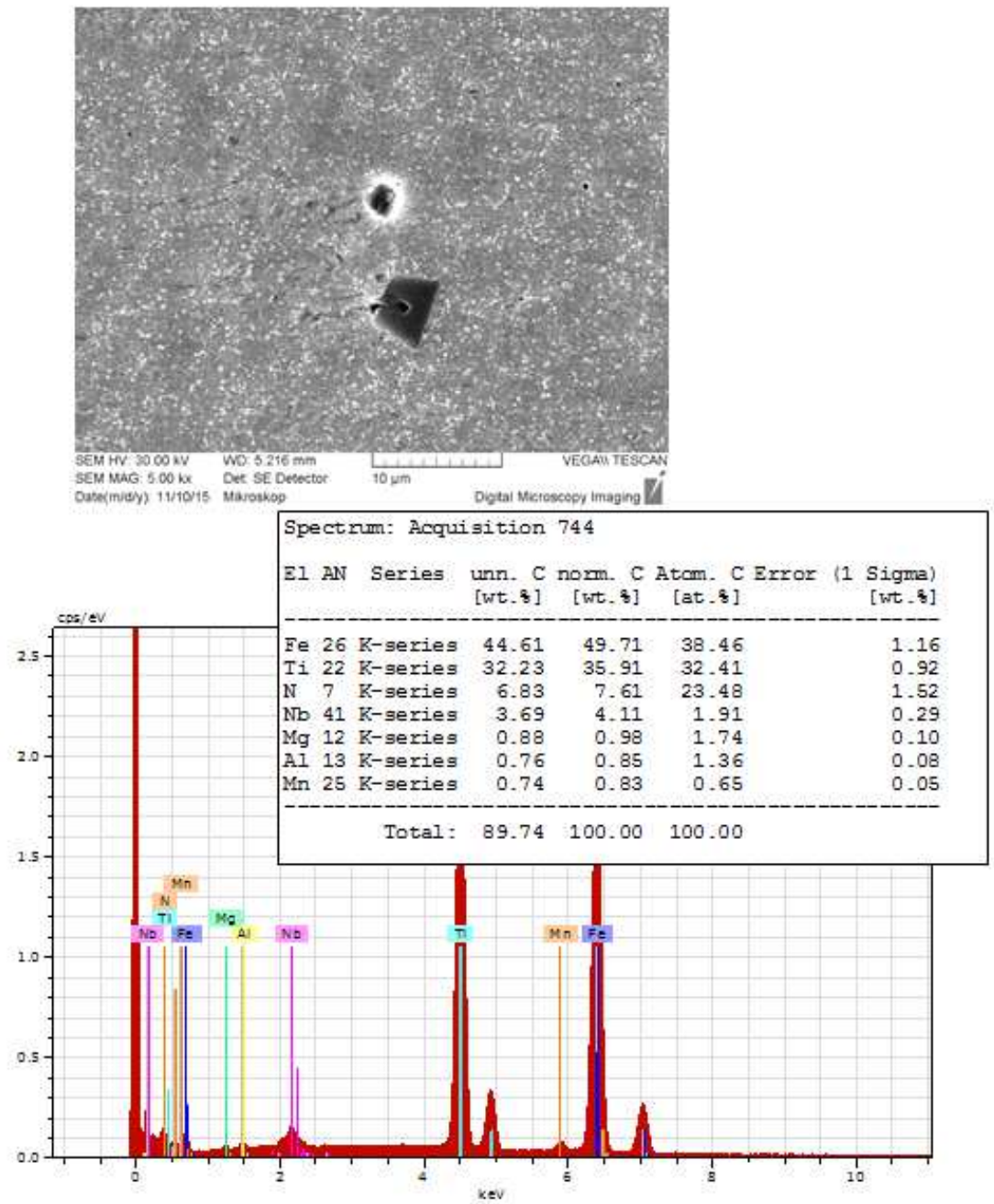
- [25] YAN, J., KARLSSON, A.M., CHEN, X.: Determining plastic properties of a material with residual stress by using conical indentation. *International Journal of Solids and Structures* 44 (2007) p. 3720-3737.
- [26] Everything you ever wanted to know about nanoindentation. [online] 2003-16-06; Dostupnost: <<http://www.nanoindentation.cornell.edu>>.
- [27] DOERNER, M.F., NIX, W.D.: A method for interpreting the data from depthsensing indentation instruments. *J. Mater. Res.* 1 (1986) p. 601-609.
- [28] FISCHER-CRIPPS, A.C.: WinUMIS 2.0 User instruction manual. 2000.
- [29] FISCHER-CRIPPS, A.C.: *Introduction to Contact Mechanics*. Springer-Verlag, New York, 2000, 245 s. ISBN 0-387-98914-5.
- [30] FISCHER-CRIPPS, A.C.: A review of analysis methods for sub-micron indentation testing. *Vacuum* 58 (2000) p. 569-585.
- [31] Indentation Software manual. CSM Instrument, <http://www.csm-instruments.com>, Peseux, Switzerland. 117s.
- [32] CSN EN ISO 14577-1 *Kovové materiály - Instrumentovaná vnikací zkouška stanovení tvrdosti a materiálových parametrů - Část 1: Zkušební metoda*, Říjen 2002. 31s.
- [33] NOVOTNÝ, T.: *Plazmochemická depozice nanostrukturovaných diamantupodobných tenkých vrstev*, Bakalářská práce, Přírodovědecká fakulta Masarykovy univerzity, 2010.
- [34] VAN SLYCKEN, J., P., VERLEYSSEN, J., DEGRIECK, J., BOUQUEREL: Dynamic response of aluminium containing TRIP steel and its constituent phases. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2007, 2015-11-16, 460-461: 516-524 [cit. 2015-11-16]. DOI: 10.1016/j.msea.2007.01.075. ISSN 09215093.
- [35] QIN, J., CHEN, R., WEN, X., LIN, Y., LIANG, M.: Mechanical behaviour of dual-phase high-strength steel under high strain rate tensile loading. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2013, 2015-11-16, 586: 62-70 [cit. 2015-11-16]. DOI: 10.1016/j.msea.2013.07.091. ISSN 09215093.
- [36] BARDELCHIK, A., SALISBURY, Ch., WINKLER, S.: Effect of cooling rate on the high strain rate properties of boron steel. *International Journal of Impact Engineering* [online]. 2010, 2015-11-16, 37(6): 694-702 [cit. 2015-11-16]. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2009.05.009. ISSN 0734743x.
- [37] KHAN, A., BAIG, M., CHOI, S., YANG, S., SUN, T.: Quasi-static and dynamic responses of advanced high strength steels: Experiments and modeling. *International Journal of Plasticity*[online]. 2012, 2015-11-16, 30-31: 1-17 [cit. 2015-11-16]. DOI: 10.1016/j.ijplas.2011.08.004. ISSN 07496419.

- [38] VERLEYSSEN, P., PEIRS, J., VAN SLYCKEN, J., FAES, K., DUCHENE, L.: Effect of strain rate on the forming behaviour of sheet metals. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2011, 2015-11-16, 211(8): 1457-1464 [cit. 2015-11-16]. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2011.03.018. ISSN 09240136.
- [39] SONG, R., DAI, Q., HIWATASHI, S., YOSHIDA, S.: Dynamic Deformation Behavior of Dual Phase Ferritic-Martensitic Steel at Strain Rates From 10^{-4} to 2000 s^{-1} . 2013, vol. 57, issue 3.
- [40] LIU, C.-J., ZHU, Y.-X., JIANG, M.-F.: Physical modelling of slag splashing in converter. *Ironmaking & Steelmaking* [online]. 2003, 2015-11-16, 30(1): 36-42 [cit. 2015-11-16]. DOI: 10.1179/030192303225009489. ISSN 0301-9233.
- [41] KIM, J., KIM, D., HAN, H.: Strain rate dependent tensile behavior of advanced high strength steels: Experiment and constitutive modeling. *Materials Science and Engineering: A*. 2013, vol. 559, issue 3, s. 299-299. DOI: 10.2172/841358.
- [42] ROTH, Ch., MOHRE, D.: Effect of strain rate on ductile fracture initiation in advanced high strength steel sheets: Experiments and modeling. *International Journal of Plasticity*. 2014, vol. 56, issue 3, s. 19-44. DOI: 10.1016/j.ijplas.2014.01.003.
- [43] Svařování jemnozrnných ocelí S355 N v ochranných plynech dráty OK AristoRod 12. *Konstrukce* [online]. Ostrava: KONSTRUKCE Media, s.r.o., 2012/2, 2.12.2011 [cit. 2015-11-16]. Dostupné z: <http://www.konstrukce.cz/clanek/svarovani-jemnozrnnych-oceli-s355-n-v-ochrannych-plynech-draty-ok-aristorod-12/>.
- [44] KŘÍŽ, A.: Zkoušky mikrolegovaných ocelí DOMEX 700MC. VCKV. Slovenská Republika, 2006.
- [45] DOMEX. *SSAB* [online]. Sweden: SSAB, 2011, 2011-03-02 [cit. 2015-11-16]. Dostupné z: http://www1.ssab.com/Global/DOMEX/Datasheets/pl/421_Domex%20700%20MC.pdf.
- [46] BOGAR, R.: Svařování oceli Usibor 1500 vláknovým YBYAG laserem. Brno 2013. 74 str. Diplomová práce, VUT v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojní technologie, RNDr. Libor Mrňa, Ph.D.
- [47] KUZIAK, R., KAWALLA, R., WAENGLER, S.: Advanced high strength steels for automotive industry: New Requirements of the Automotive Industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2008, vol. 8, issue 2, s. 825-834. DOI: 10.1002/9781118792148.ch102.
- [48] KARBASIAN, H., KLIMMEK, Ch., BROSIUS, A., TEKKAYA, A. E.: Identification of thermo-mechanical interaction during hot stamping by means of design of experiments for numerical process design. In: *Numisheet*, Interlaken, Switzerland, pp. 575–579.

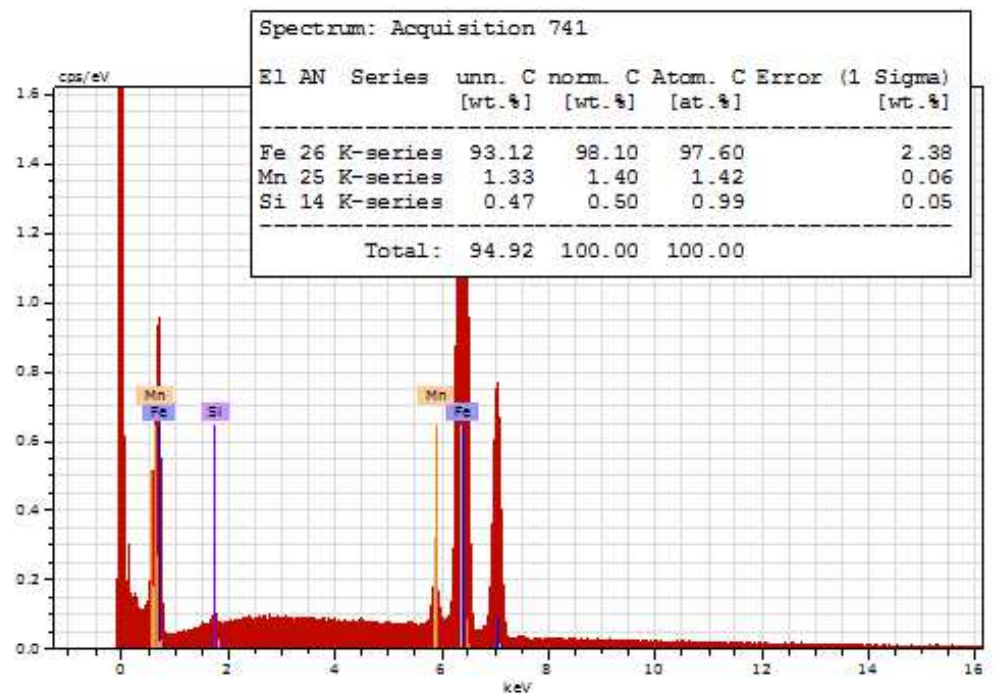
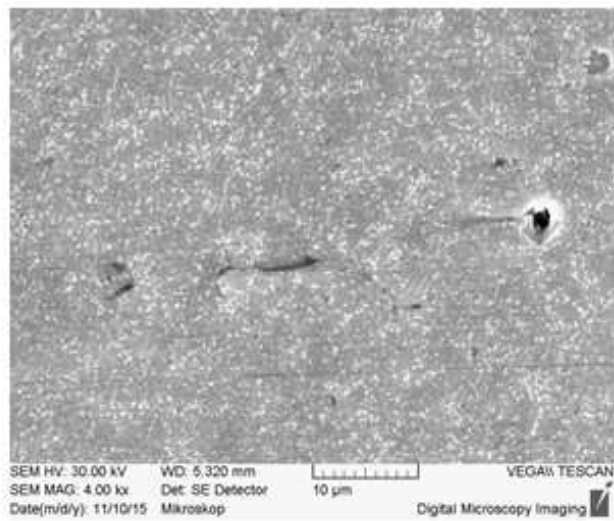
- [49] BATES, B. L., WANG, Y. Q., ZHANG, Y., PINT, B. A.: Formation and oxidation performance of low-temperature pack aluminide coatings on ferritic–martensitic steels: New Requirements of the Automotive Industry. *Surface and Coatings Technology*. 2009, vol. 204, 6-7, s. 766-770. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2009.09.063.
- [50] KARBASIAN, H., TEKKAYA, A. E.: A review on hot stamping: Its historical development as a simulated crash test of industrial materials and presentation of new “ductile/brittle” transition diagrams. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010, vol. 210, issue 15, s. 2103-2118. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.07.019.
- [51] FURUKAWA, T., et al: Structure and properties of dual phase steels, TMS –AIME, New Orleans, La., February 1979, 281 – 303.
- [52] RIGSBEE, J.M, et al: Structure and properties of dual phase steels, TMS –AIME, New Orleans, La., February 1979, 304 – 329.
- [53] KATO, T. et al: Fundamentals of dual – phase steels, TMS – AIME, Chicago, IL, February 1981, 199 – 220.
- [54] SPERLE, J-O.: Steel TMS, Vol. 22, No. 3, 1998, 413-426.
- [55] PILOUS, V. a kolektiv: Vysokopevné mikrolegované jemnozrnné oceli a jejich svařitelnost, Vodní stavby a.s., Plzeň, 1999
- [56] [HLAVATÝ, I.: Svařitelnost uhlíkových ocelí, *Materiály a jejich svařitelnost: Učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. Druhé vydání. Ostrava: ZERROS, 2001. Kapitola 9, s. 115-122. ISBN 80-857771-85-3.
- [57] [MOHYLA, P.: Svařitelnost uhlíkových, mikro a nízkolegovaných ocelí pro tlaková zařízení [online]. 2008, poslední revize 19.4.2009.
- [58] KOUKAL, J., ZMYDLENÝ, T.: Svařování I. 1. vyd. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2005, 133 s. ISBN 978-80-248-0870-3.
- [59] OZTURK, F., TOROS, S., KILIC, S.: Tensile and spring-back behaviour of DP600 advanced high strength steel at warm temperatures. *J Iron Steel Res* 2009;16:41–6.
- [60] KONEČNÝ, M.: *Dynamická pevnost svarů martenzitických ocelí bezpečnostních prvků automobilů* [online]. Pardubice, 2015, 2015-11-16 [cit. 2015-11-16]. Dostupné z: <http://hdl.handle.net/10195/59897>. Univerzita Pardubice.
- [61] BOWMAN, Keith, J.: Mechanical behavior of materials. Hoboken, NJ: John Wiley, 2004, xi, 334 p. ISBN 0471241989.

- [62] Zwick/Roell [online]. Zwick [cit. 2015-11-29]. Dostupné z: <http://www.zwick.cz/cs.html>
- [63] HANUS, P., KONEČNÝ, M., SCHMIDOVÁ, E., HOJKA, P., *Effect of heat stress on the static and dynamic behaviour of high-strength steel*. In Conference Semdok. Žilina, 2015.
- [64] HANUS, P., SCHMIDOVÁ, E., HOJKA, P.: The research of dynamic strength of dual-phase high strength steel, Technologické fórum, Kouty, ČR, 2015.
- [65] HANUS, P., SCHMIDOVÁ, E. SCHMID, M.: *The possibility of evaluating the yield strength through indentation*, Mezinárodní konference Metal 2015, Brno, - v tisku
- [66] HANUS, P., SCHMIDOVÁ, E.: The possibilities of evaluating the yield strength in the heat affected zones of a weld through indentation, Mezinárodní konference LMP 2015, Liberec, - v tisku
- [67] CSN EN ISO 26203-1 Kovové materiály – Metoda zkoušení tahem při vysokých rychlostech deformace- Část 1: Systémy typu pružné tyče, Červenec 2010.
- [68] MENČÍK, J, ELSNER, M.: Indentation size effects in ductile and brittle materials, Local Mechanical Properties 2012, Levoča, ISBN 13:978-3-03785-876-9.

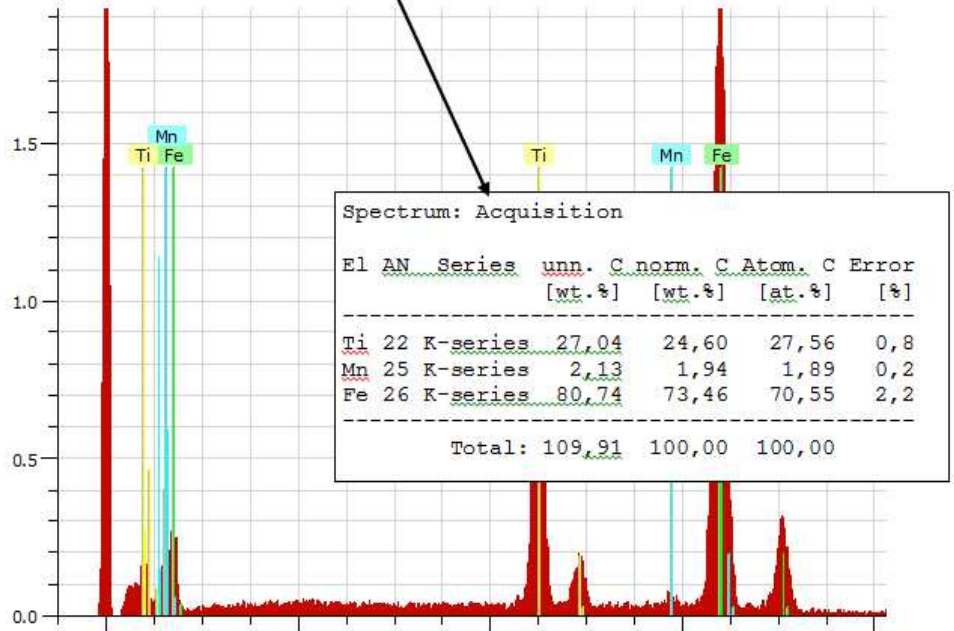
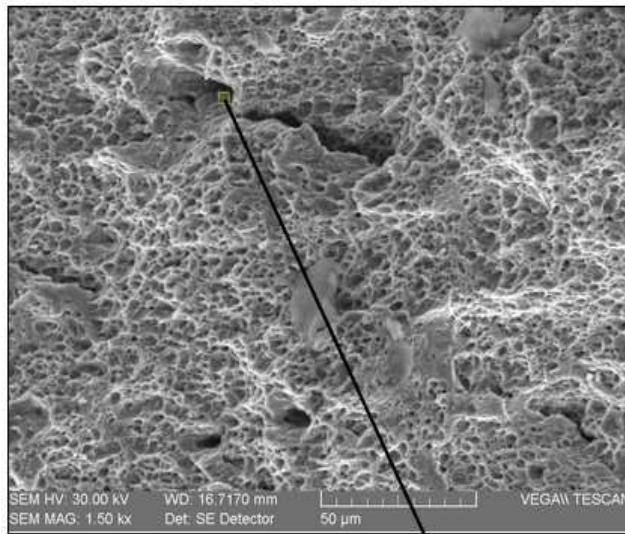
PŘÍLOHA 1



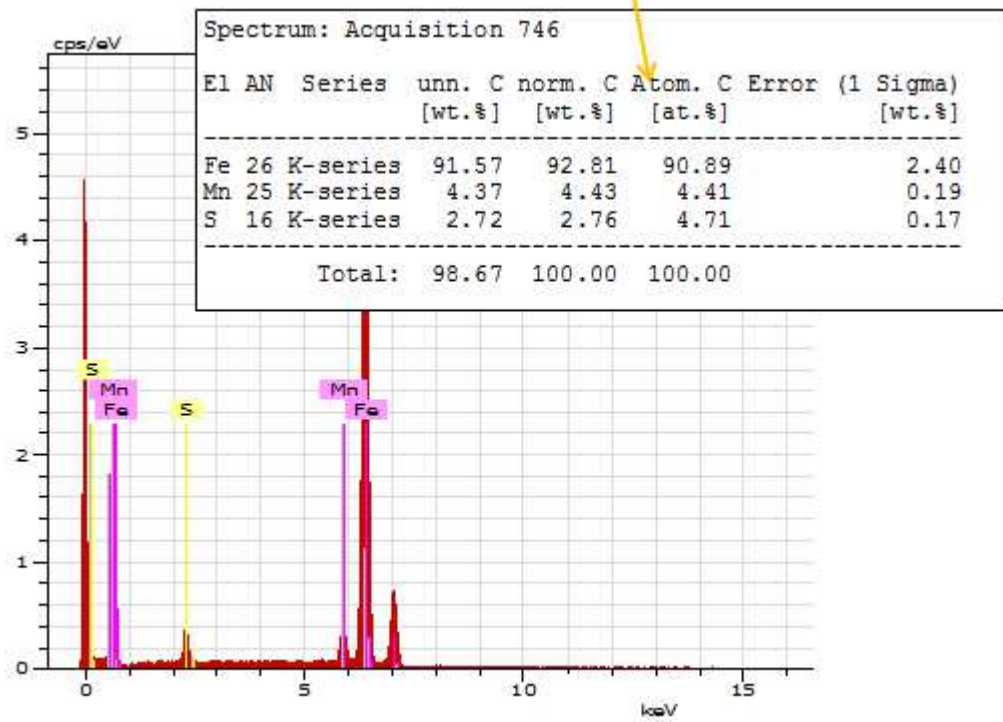
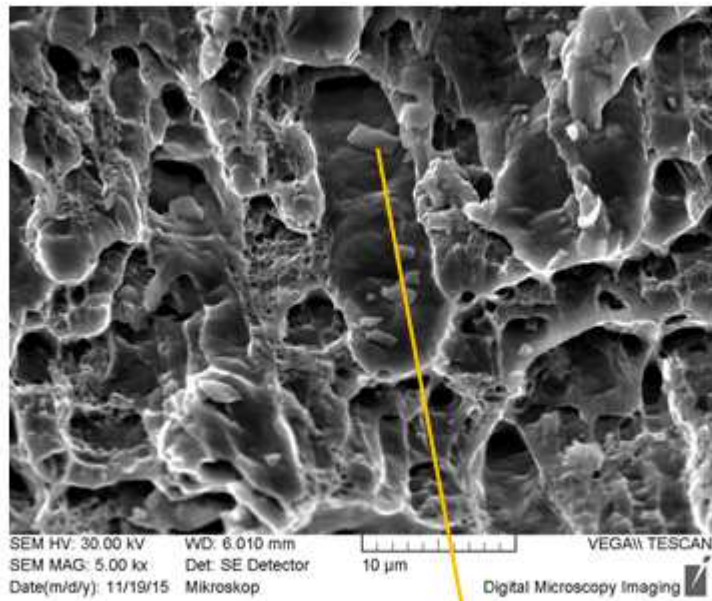
Obr. P1: Identifikace nečistot u oceli Domex 700MC - výskyt TiN



Obr. P2: Identifikace nečistot u oceli DOMEX 700MC - výskyt silikátů



Obr. P3: Vliv nečistot na charakter lomu po statické zkoušce oceli 22MnB5



Obr. P4: Vliv nečistot na charakter lomu po dynamické zkoušce oceli S355