

UNIVERZITA PARDUBICE

NÁZEV FAKULTY

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

2010

Vojtěch Lichorobiec

**Univerzita Pardubice
Dopravní fakulta Jana Pernera**

**Vliv vodíku na pevnost a svařitelnost vysokopevných
martenzitických ocelí pro automobilové aplikace**

Vojtěch Lichorobiec

Bakalářská práce

2010

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

(PROJEKTU, UMĚLECKÉHO DÍLA, UMĚLECKÉHO VÝKONU)

Jméno a příjmení: **Vojtěch LICHOROBIEC**
Studijní program: **B3709 Dopravní technologie a spoje**
Studijní obor: **Dopravní prostředky-Silniční vozidla**
Název tématu: **Vliv vodíku na pevnost a svařitelnost vysokopevných martenzitických ocelí pro automobilové aplikace**
Zadávací katedra: **Katedra dopravních prostředků a diagnostiky**

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

1. Rozbor aktuálního sortimentu vysokopevných ocelí pro automobilové aplikace.
2. Představení martenzitických vysokopevných ocelí, technologie výroby, aplikace.
3. Teoretický rozbor vlivu metalurgické jakosti na svařitelnost martenzitických ocelí.
4. Posouzení působení vodíku u předmětného typu oceli.
5. Experimentální vyhodnocení pevnostních změn v dosahu teplotního pole svařování.
6. Testování vlivu vodíku na statické parametry martenzitické oceli.
7. Souhrnné posouzení experimentálně zjištěných pevnostních změn.

Rozsah grafických prací:

Rozsah pracovní zprávy:

Forma zpracování bakalářské práce: **tištěná**

Seznam odborné literatury:

1. Hrivňák, I.: Teoria zvariteľnosti kovov a zliatin, Veda, 1988, ISBN 80-224-0016-5
2. Mitura, K.-Landová, S: Vměstky v oceli, SNTL, Praha 1986
3. Ahmed, N.: New Developments in Advanced Welding, Woodhead Publ. Ltd., Cambridge, England, 2005, ISBN 1-85573-970-4
4. Ptáček, L. a kol.: Nauka o materiálu I.-II. CERM, s.r.o. Brno 1999, ISBN 80-7204-193-2

Vedoucí bakalářské práce:

doc. Ing. Eva Schmidová, Ph.D.

Katedra mechaniky, materiálů a částí strojů

Datum zadání bakalářské práce: **26. února 2010**

Termín odevzdání bakalářské práce: **31. května 2010**



prof. Ing. Bohumil Culek, CSc.

děkan

L.S.



doc. Ing. Miroslav Tesař, CSc.

vedoucí katedry

dne

Prohlašuji:

Tuto práci jsem vypracoval samostatně. Veškeré literární prameny a informace, které jsem v práci využil, jsou uvedeny v seznamu použité literatury.

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

Souhlasím s prezenčním zpřístupněním své práce v Univerzitní knihovně Univerzity Pardubice.

V Pardubicích dne 24. 5. 2010

Vojtěch Lichorobiec

Chtěl bych poděkovat všem, kteří mi pomohli s tvorbou této práce. Mé velké díky patří pí doc. Ing. Evě Schmidtové, Ph.D. a Ing. Pavlovi Švandovi, Ph.D. za jejich pomoc, ochotu a cenné rady.

ANOTACE

Tato práce je věnována posouzením vlivu vodíku na pevnost a svařitelnost vysokopevných martenzitických ocelí. Teoretická část práce se zabývá rozdělení ocelí podle různých hledisek, stručnou charakteristikou jednotlivých druhů vysokopevných ocelí a prvků, které mají vliv na jejich jakost. V experimentální části je popsán vliv vodíku na pevnost a svařitelnost martenzitické oceli USIBOR a také vliv svařovacího cyklu na pevnost tohoto materiálu.

KLÍČOVÁ SLOVA

svařitelnost, vysokopevné oceli, vodík, mikrotvrdość, pevnost

TITLE

Hydrogen effect on strength and weldability of high strength martensitic steels for automotive applications.

ANNOTATION

This work is dedicated to examination of hydrogen effect on strength and weldability of high strength martensitic steels. The theoretical part concerns with classification of steels according to different options, short characteristic of various steel types and elements that have influenced their quality. In the experimental part is described hydrogen effect on strength and weldability of martensitic steel USIBOR and also the welding cycle effect on material strength.

KEYWORDS

weldability, high strength steels, hydrogen, micro hardness, strength

Obsah

Úvod, cíle práce.....	9
1 Vysokopevné oceli používané v automobilovém průmyslu	10
1.1 Rozdělení vysokopevných ocelí	11
1.2 Standardní HSS oceli (High Strength Steel).....	11
1.2.1 HS-IF ocel (High Strength Interstitial-Free).....	11
1.2.2 BH ocel (Bake Hardenable).....	11
1.2.3 HSLA ocel (High Strength Low Alloy).....	12
1.3 AHSS oceli (Advanced High Strength Steel)	12
1.3.1 DP ocel (Dual Phase).....	12
1.3.2 CP ocel (Complex Phase)	13
1.3.3 TRIP ocel (Transformation-Induced Plasticity).....	13
1.3.4 TWIP ocel (Twinning-Induced Plasticity).....	14
1.3.5 MS ocel (Martensitic steel).....	14
2 Martenzitické vysokopevné oceli	15
2.1 Ocel 22MnB5	15
2.2 Technologie výroby	17
2.2.1 Výrobní technologie kalení lisováním	17
2.2.2 Fáze lisování za tepla.....	18
3 Vliv metalurgické jakosti na mikrostrukturu a svařitelnost martenzitických ocelí.....	20
3.1 Vliv prvků na ocel	20
3.1.1 Prvky doprovodné.....	20
3.1.2 Prvky legující.....	21
3.2 Vliv prvků na vlastnosti svaru	21
3.2.1 Vliv dusíku	22
3.2.2 Vliv kyslíku	22
3.2.3 Vliv vodíku	23
4 Posouzení působení vodíku u předmětného typu oceli	24
4.1 Místa odběru a geometrie vzorků	24
4.2 Testování vlivu vodíku na statické parametry martenzitické oceli.....	26
4.2.1 Rozbor chemického složení.....	26
4.2.2 Statické mechanické parametry	26
4.2.3 Fraktografické a metalografické analýzy	27
4.2.4 Chemické mikroanalýzy	29
4.2.5 Vyhodnocení působení vodíku u předmětného typu oceli	31

5	Experimentální vyhodnocení pevnostních změn v dosahu teplotního pole svařování	32
5.1	Teplem ovlivněná oblast (TOO).....	32
5.1.1	Vliv zhrubnutí zrna	33
5.1.2	Vliv vodíku	33
5.1.3	Vliv martenzitické struktury	34
5.2	Místa odběru vzorků.....	34
5.3	Testování pevnostních změn	35
5.4	Relativní pokles meze pevnosti	38
5.5	Vyhodnocení pevnostních změn.....	40
6	Souhrnné posouzení experimentálně zjištěných pevnostních změn.....	41
6.1	Vliv vodíku.....	41
6.2	Vliv svařovacího cyklu.....	41
	Seznam použité literatury	43
	Seznam použitého značení	45
	Seznam obrázků a tabulek.....	46
	Seznam příloh	47

Úvod, cíle práce

Dnešní doba klade na všechny výrobky nemalé nároky. Ne jinak je tomu i v automobilovém průmyslu. Nároky na výkon, bezpečnost a komfort současných automobilů jsou enormní. Snaha o zlepšování těchto vlastností však naráží na další požadavek na moderní automobil a to na jeho spotřebu a s ní těsně související emise výfukových plynů.

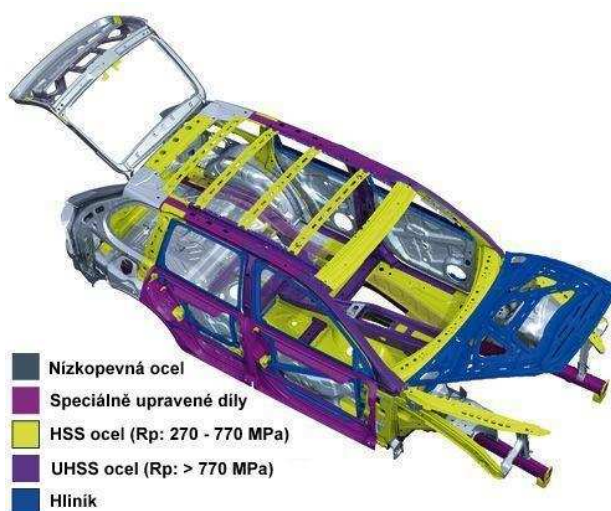
Automobiloví konstruktéři mají hned několik možností jak snížit spotřebu paliva, přičemž největší důraz je kladen na pohonné ústrojí a redukci váhy vozidla. Zatímco prvního se dosahuje zvyšováním efektivnosti spalovacích motorů, využíváním nových poznatků o hybridních technologiích a dnes velmi diskutovaným „downsizingem“, v druhém případě se ukazuje jako výhodné postupnému nahrazování konvenčních nízkopevných ocelí ocelmi vysokopevnými, hliníkem a jeho slitinami. Při snížení hmotnosti vozidla o 10 % klesne jeho spotřeba o 30 %.

Zmíněný trend je výhodný hned v několika směrech. Použití vysokopevných ocelí vede ke zvýšení pasivní bezpečnosti vozidla a snížení provozních nákladů automobilu. V neposlední řadě je integrace těchto ocelí do karoserie automobilu výhodná i pro jeho výrobce, a to snížením výrobních nákladů díky zmenšení množství použitého materiálu při stejných nebo lepších pevnostních a bezpečnostních vlastnostech.

Použití vysokopevných martenzitických ocelí má však několik úskalí, které spočívají v nárocích na jejich výrobu a svařování. Záměrem této práce experimentální studium problematiky vlivu vodíku na pevnost a svařitelnost vysokopevných martenzitických ocelí a vyhodnocení pevnostních změn v teplotně ovlivněné oblasti.

1 Vysokopevné oceli používané v automobilovém průmyslu

Automobilové oceli se dají rozdělit podle mnoha hledisek. V praxi se však nejvíce používají tyto tři metody klasifikace.



Obr. 1: Příklad použití vysokopevných ocelí [16]

První metodou klasifikace je dělení ocelí podle metalurgie. Tato klasifikace rozděluje oceli na tři třídy a to na nízkopevné oceli (např.: IF¹, MILD oceli), standardní HSS oceli (např.: HS – IF, BH, CMn a HSLA oceli) a oceli AHSS (např.: DP,CP, TRIP, TWIP a MS oceli). Rozdělení ocelí podle metalurgie je vyobrazeno na obr. 2.

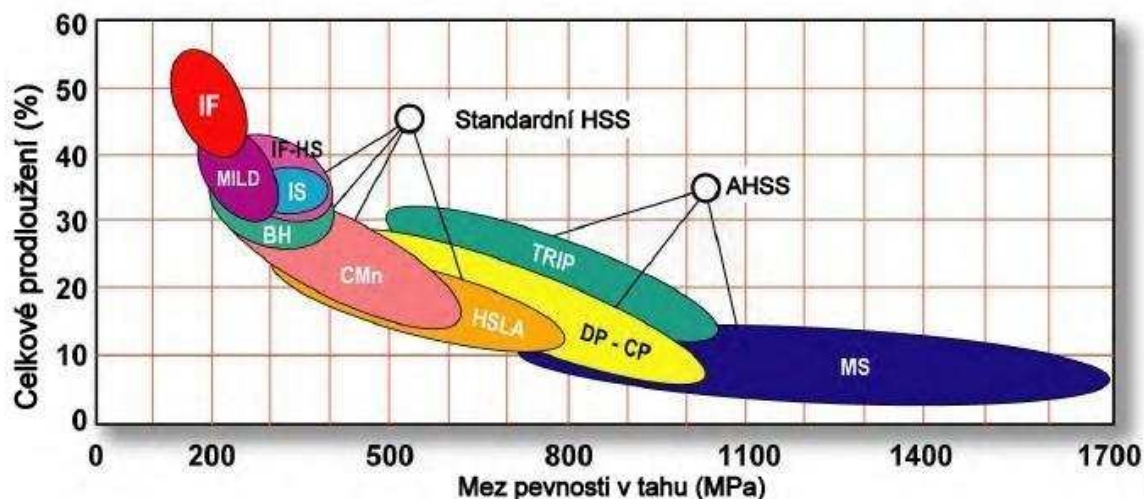
Druhá metoda rozděluje oceli podle jejich pevnosti na dvě kategorie a to na oceli HSS s mezí kluzu v rozmezí 210 – 550 MPa a pevností v tahu 270 – 770 MPa a oceli UHSS s mezí kluzu větší než 550 MPa a pevností v tahu větší než 770 MPa (obr. 1). Tyto rozsahy naznačují změny v tvářitelnosti při přechodu z jedné kategorie do druhé. Nicméně z údajů vyplývá, že změny vlastností jsou spojitě napříč celou škálou pevnosti oceli. Navíc mnoho typů oceli má širokou škálu stupňů pokrývajících dva či více rozsahů pevnosti.

Třetí metoda klasifikace ocelí je založena na posuzování mechanických vlastností ocelí a jejich parametry tváření jako je například celková průtažnost, zpevnění a roztažnost materiálu [6].

¹ Kvůli nedostatku kvalitních českých ekvivalentů v označování materiálů bude v dalším textu převážně použito originálního anglického pojmenování (české ekvivalenty viz str. 45 – Seznam použitého značení).

1.1 Rozdělení vysokopevných ocelí

Hlavní rozdíl mezi standardními HSS oceli a AHSS oceli je v jejich mikrostruktuře. Standardní HSS jsou jedno fázové feritické oceli. AHSS jsou především více fázové oceli, tedy obsahují jiné fáze než je ferit a perlit, například martenzit, bainit, anebo zbytkový austenit v množstvích, která postačují pro výborné mechanické vlastnosti.



Obr. 2: Rozdělení ocelí podle metalurgie [6]

1.2 Standardní HSS oceli (High Strength Steel)

1.2.1 HS-IF ocel (High Strength Interstitial-Free)

Tyto oceli obsahují velmi nízké množství uhlíku. Vyznačují se nízkou mezí kluzu a vysokým deformačním zpevněním. Některé druhy HS – IF ocelí jsou pro zvýšení pevnosti posíleny zjemněním zrna, precipitáty karbidů nebo nitridů, popřípadě kombinací prvků pro pevné roztoky (např.: fosfor). Vyšší pevnostní třídy HS – IF ocelí jsou hojně používány.

1.2.2 BH ocel (Bake Hardenable)

Základ tvoří feritická mikrostruktura. Zpevněna je většinou tuhým roztokem. Zvláštností tohoto typu oceli je, že chemické složení a postup zpracování je navržen tak, aby byl uhlík ve fázi výroby oceli udržen v roztoku a následně mu bylo dovoleno opustit fázi při vytvrzování (Bake hardening) v peci. Tím je docíleno zvýšení meze kluzu.

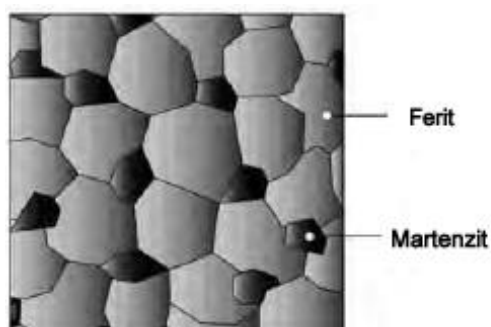
1.2.3 HSLA ocel (High Strength Low Alloy)

HSLA oceli jsou nízko nebo mikrolegované oceli. Obsah legur se pohybuje v rozmezí 0,01 – 0,1 %. Nejčastější legovací prvky jsou Mn (až 2% obsahu), Cr, Ni, Mo, V, Ti a další. Mez kluzu těchto ocelí se pohybuje v rozmezí 345 – 620 MPa a je dosažena kombinací zjemnění zrna při řízeném válcování a precipitačním zpevněním vlivem legujících prvků (Ti, V, Ni). Výhodou HSLA ocelí je jejich nízká cena, velmi dobrá svařitelnost a obrobitelnost.

1.3 AHSS oceli (Advanced High Strength Steel)

1.3.1 DP ocel (Dual Phase)

Dvoufázové oceli se skládají ze základní, jemnozrné feritické matrice a z tvrdé martenzitické fáze v podobě rozptýlených ostůvků (viz obr. 3). Tato kombinace propůjčuje materiálu velkou tvrdost, odolnost proti únavě a houževnatost při zachování dobré tvářitelnosti a svařitelnosti. DP oceli se vyrábějí řízeným zchlazováním z austenitické fáze nebo z dvoufázové feritické a austenitické fáze, kdy se část austenitu přeměňuje na ferit a při náhlém zchlazení se zbytkový austenit přeměňuje na martenzit.



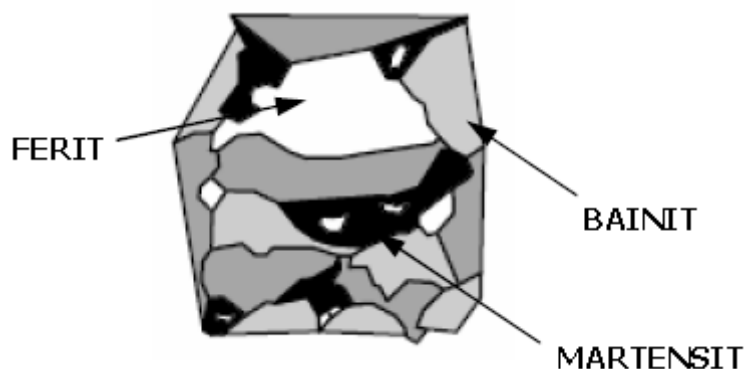
Obr. 3: Mikrostruktura DP oceli [6]

Celkový obsah martenzitu v DP ocelích se pohybuje v rozmezí 5-20%, kdy s rostoucím podílem martenzitické fáze roste pevnost oceli. Mez pevnosti je přibližně 470 – 1200 MPa. Pro zvýšení prokalitelnosti se do DP ocelí přidává mangan, chrom, molybden, vanad a nikl a to buď zvlášť a nebo v kombinaci. Dalšími vlastnostmi DP ocelí jsou dobrá tvářitelnost za studena, vysoký koeficient deformačního zpevnění, vysoká kapacita pohlcení nárazové energie. Proto jsou tyto oceli velmi používány v automobilovém průmyslu.

1.3.2 CP ocel (Complex Phase)

Mikrostruktura komplexně fázových ocelí obsahuje malé množství martenzitu, zbytkového austenitu a perlitu ve feriticko – bainitické matrici (viz obr. 4). Pomalou rekrytalizací lze dosáhnout extrémního zjemnění zrna. Téhož efektu lze dosáhnout i precipitací mikrolegujících prvků jako je třeba Ti nebo Co. Mez pevnosti CP oceli se pohybuje v rozmezí 800 – 1000 MPa.

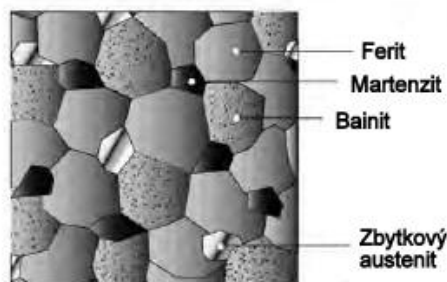
CP oceli se vyznačují vysokou absorpcí energie a zbytkovou deformační kapacitou. Ve srovnání s DP ocelí má výrazně vyšší mez kluzu při zachování stejné meze pevnosti v tahu.



Obr. 4: Mikrostruktura CP oceli [8]

1.3.3 TRIP ocel (Transformation-Induced Plasticity)

Mikrostruktura TRIP ocelí je tvořena alespoň 5 % zbytkového austenitu a různým množstvím martenzitu a bainitu (v některých publikacích se uvádí 5 – 15 %) v základní feritické matrici (viz obr. 5). Množství zbytkového austenitu v materiálu ovlivňuje vyšší obsah křemíku a uhlíku. Křemík má ale nežádoucí vliv na požadovanou kvalitu povrchu oceli. Křemík a hliník se používají pro potlačení tvorby karbidů v oblasti bainitu a zároveň urychlují změnu feritu na bainit.



Obr. 5: Mikrostruktura TRIP oceli [6]

Ocel TRIP má velmi dobrou průtažnost a velké deformační zpevnění, které na rozdíl od DP oceli má na začátku stupeň zpevnění menší, ale neustále se zvyšuje a to i v době, kdy stupeň zpevnění DP oceli klesá. Mez kluzu se pohybuje v rozmezí 400 – 800 MPa a mez pevnosti v rozmezí 500 – 1050 MPa.

1.3.4 TWIP ocel (Twinning-Induced Plasticity)

Mikrostruktura TWIP ocelí při pokojové teplotě je plně austenitická a to díky vysokému obsahu manganu (17 – 24%). U tohoto typu oceli se uplatňuje princip deformace dvojčatěním.

TWIP ocelí kombinují extrémně vysokou pevnost s velmi vysokou průtažností. Mez pevnosti v tahu je vyšší než 1000 MPa. Celkové prodloužení dosahuje až 50%.

1.3.5 MS ocel (Martensitic steel)

Mikrostruktura MS oceli je tvořena martenziticou maticí s malým množstvím feritu nebo bainitu (obr. 6). V rámci skupiny vícefázových ocelí, MS oceli vykazují nejvyšší úroveň pevnosti v tahu. Mez pevnosti v tahu dosahuje hodnoty až 1700 MPa. Martenzitické oceli jsou často vystavovány temperování pro zvýšení tvárnosti, a proto mohou poskytnou odpovídající tvárnost při zachování vysoké pevnosti.

Přidáním uhlíku do MS ocelí se zvyšuje jejich prokalitelnost a posiluje martenzit. Pro zvýšení prokalitelnosti se do MS ocelí, mimo uhlíku, přidává mangan, křemík, bór, chrom, molybden, vanad a nikl a to buď zvlášť a nebo v kombinaci.



Obr. 6: Mikrostruktura MS oceli [8]

2 Martenzitické vysokopevné oceli

2.1 Ocel 22MnB5

Ocel 22MnB5 patří do kategorie produktů vhodných pro kalení a popouštění. Nabízí vynikající vlastnosti pro tvarování za tepla a vysokou pevnost po tepelném zpracování – kalení lisováním. Tato vlastnost materiálu je dána přidavkem malého množství bóru. Proto se tyto oceli často hovorově označují jako „bórové oceli“.

Díky kombinaci tvárnosti a popustitelnosti se tento typ oceli velmi často používá v automobilovém průmyslu pro výrobu nosných částí vozu (příčné a podélné nosníky, uchycení nárazníku, komponenty podvozku atd.) a dílů spojených s ochranou posádky vozu (A a B sloupek, boční výztuhy dveří a prahů atd.)

Chemické složení oceli 22MnB5 je zobrazeno v tab. 1. Uvedené údaje jsou platné pro ocel vyráběnou firmou Salzgitter Flachstahl a je tedy zřejmé, že pro stejnou ocel jiného výrobce se uvedené údaje mohou odlišovat.

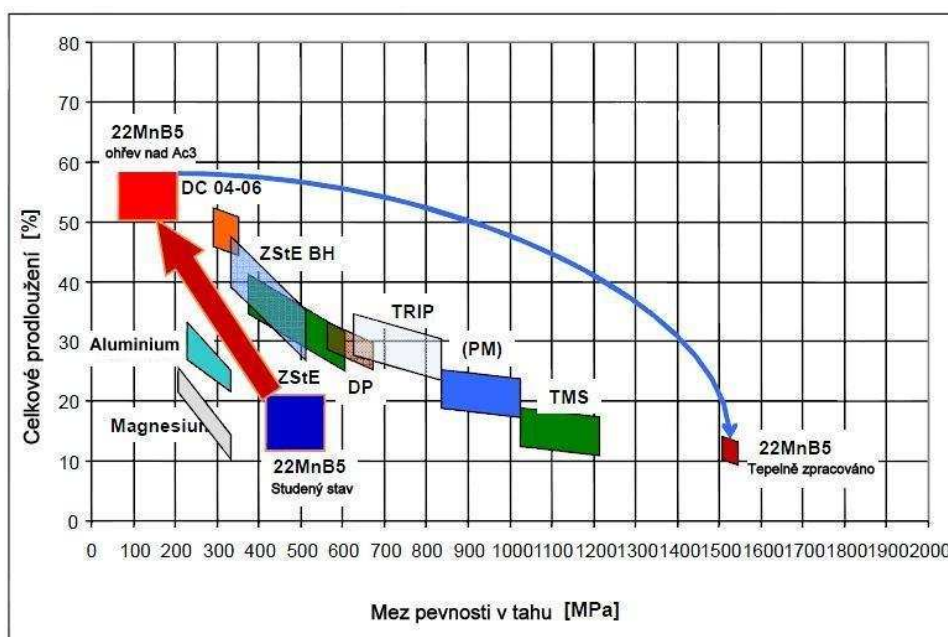
Tab. 1: Chemické složení oceli 22MnB5 [12]

	min.	max.
C	0,19%	0,25%
Si		0,40%
Mn	1,10%	1,40%
P		0,025%
S		0,015%
Al		0,08%
N		0,01%
Cr		0,30%
B	0,0008%	0,0050%

Někteří výrobci také používají různé povrchové úpravy oceli, kvůli omezení tvorby okují ve fázi výroby. Mezi nejčastěji používané povrchové vrstvy jsou Al – Si (Arcelor Mittal), X - Tec (NANO – X) a Zn (Voest Alpin). Na přítomnosti nebo nepřítomnosti povrchové vrstvy záleží následující způsob zpracování.

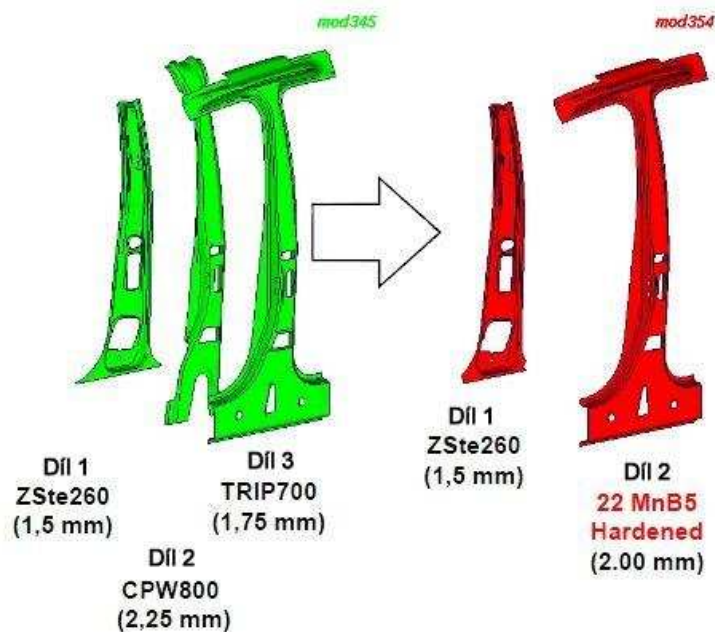
Mez pevnosti před tepelným zpracováním (kalení lisováním) se pohybuje v rozmezí 500 – 750 MPa a mez kluzu je větší než 350 MPa. Mikrostruktura je feriticko –

perlitická. Mez pevnosti po kalení lisováním se pohybuje až na hranici 1700 MPa a výsledná mikrostruktura je čistě martenzitická (obr.7).



Obr. 7: Vývoj pevnosti oceli 22 MnB5 [13]

Tato vysoká pevnost umožňuje vyrobit jeden komplexní díl a nahradit jím sestavu složenou z více kusů, při zachování stejné pevnosti. Zároveň dojde ke snížení hmotnosti dílu (oproti sestavě), snížení výrobních a logistických nákladů a zvýší se i rozměrová stabilita dílčích sestav (viz obr. 8).



Obr. 8: Zmenšování počtu dílů u B sloupku [13]

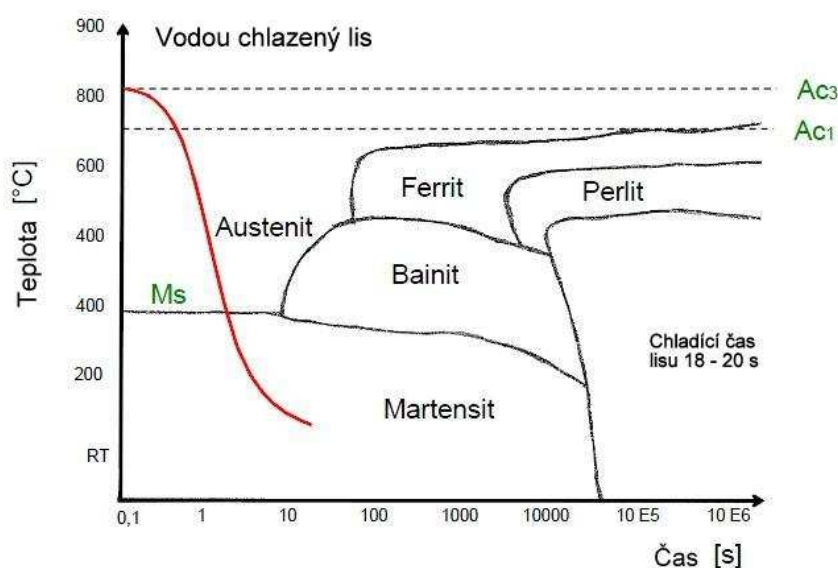
2.2 Technologie výroby

2.2.1 Výrobní technologie kalení lisováním

Tato nová technologie spojuje výhodu tvarování za tepla, která dovoluje vyrábět komplexní hlubokotažné díly bez většího zpětného odpružení materiálu již známou metodou zvýšení pevnosti ocelových materiálů pomocí martenzitických kalení. Při kalení se, za pomoci teploty nad A_{c3} , změni stávající feritická struktura na kompletní austenitickou strukturu. Následně se při kalení pomocí prudkého snížení teploty na teplotu M_s přemění austenit na martenzit [10].

Při technologii kalení lisováním se před kalením tvaruje austenitická struktura a teprve tvarování za tepla se zakalí. K tomuto vytvrzujícímu procesu dochází v uzavřeném studeném nástroji při kontaktu studeného povrchu nástroje s horkým povrchem tvarovaného dílu. Proto se nejprve v peci ohřívá plechový přístřih až do úplné austenitizace. Následně se plně austenitizovaný polotovar vloží do nástroje v hlubokotažném lisu, zavřením nástroje dojde nejprve ke tvarování dílu a poté při uzavřeném nástroji k jeho zušlechtnění. Podmínkou pro úplnou přeměnu martenzitu je přitom nutné, aby byla struktura dílu ochlazená tak rychle, aby byla překročena kritická rychlost ochlazování v_k [10].

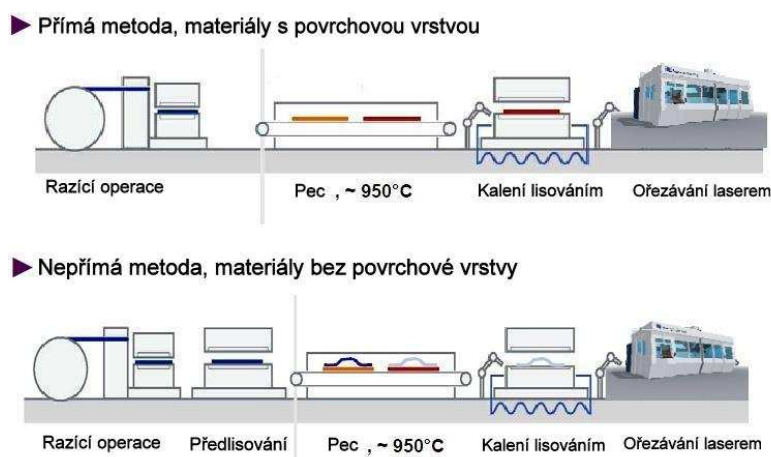
Pro ocel 22MnB5 kritická ochlazovací rychlost $v_k > -27 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. V případě, že míra ochlazení je moc nízká, může dojít k tvorbě feritu, bainitu nebo perlitu ve struktuře dílu. Tyto součásti struktury snižují pevnost a tuhost dílu (viz obr. 9).



Obr. 9: ARA diagram pro ocel 22MnB5 [13]

2.2.2 Fáze lisování za tepla

Průběh technologie výroby lisováním za tepla je závislá (jak již bylo zmíněno dříve) na přítomnosti povrchové vrstvy. Dvěmi základními metodami jsou metoda přímá (pro oceli bez povrchové úpravy) a nepřímá (pro oceli s povrchovou úpravou). Nepřímá metoda se od metody přímé liší pouze zařazením předlisování součásti před jejím vlastním ohřevem. Na obr. 10 jsou zobrazeny technologie zpracování oceli 22MnB5.



Obr. 10: Technologie zpracování [13]

Rozhodujícími parametry pro lisování za tepla jsou čas a teplota. Výroba dílu je rozčleněna do několika kroků. V prvním kroku se u lisovaného polotovaru se v celém jeho objemu přemění feritická struktura na strukturu austenitickou. Toho je dosaženo ohřevem dílu v peci nad jeho teplotu A_{c3} (u oceli 22MnB5 je tato teplota zhruba 850 °C), po dobu zhruba 4 až 7 minut.

Druhý krok spočívá ve vyjmutí ohřátého polotovaru (předlisovaný díl u nepřímé metody a tabule plechu u metody přímé) z pece a jeho následné vložení do lisovacího nástroje. Samotný transport dílu probíhá na volném vzduchu a jeho doba se pohybuje v průměru mezi 2,5 až 7 s. V této době dojde k ochlazení dílu, kdy výše tepelné ztráty je závislá na tloušťce dílu. Například tepelná ztráta pro materiál o tloušťce 1,5 mm je přibližně 20 °Cs⁻¹ a 10 °Cs⁻¹ pro materiál tloušťky 2,5 mm. Tuto teplotní ztrátu je nutné kompenzovat, aby bylo zajištěno, že polotovar má při zahájení lisování austenitizační teplotu. Proto v prvním kroku dochází k ohřevu dílu na teplotu zhruba o 100 °C nad jeho austenitizační teplotu [10].

V posledním kroku dochází ke konečnému tváření materiálu s jeho následným zakalením ve speciálním lisovacím přístroji. Pro zachování maximální možné plastické tvarovatelnosti materiálu jsou nutné co nejmenší uzavírací časy lisu a z toho plynoucí velmi malé teplotní ztráty. V dnešní době se uzavírací časy lisů pohybují okolo 1 až 2 sekund.

Zatímco při tváření jsou žádoucí co nejmenší teplotní ztráty, tak při zakalení materiálu, po uzavření lisu, naopak požadujeme co nejvyšší tepelnou výměnu mezi lisovacím nástrojem a materiálem. Tímto je při překročení kritické ochlazovací rychlosti v_k docíleno vytvoření požadované martenzitické struktury. Jak již bylo zmíněno dříve, kritická ochlazovací rychlost pro ocel 22MnB5 je $27 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$, kdy dnešní moderní vodou chlazené lisovací nástroje jsou schopny vyvinout chladicí účinek až $100 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$. Celkový chladicí výkon dosahuje až 100 kW.

3 Vliv metalurgické jakosti na mikrostrukturu a svařitelnost martenzitických ocelí

3.1 Vliv prvků na ocel

Prvky se dají obecně rozdělit do dvou kategorií a to na prvky doprovodné, které se do oceli dostávají v průběhu její výroby a na prvky legující, které jsou úmyslně přidávány do oceli, za účelem zlepšení jejích vlastností.

3.1.1 Prvky doprovodné

Síra

V oceli se vyskytuje ve formě sulfidů. V austenitu tvoří nízkotavitelné eutektikum a vylučuje se buď v mezidendritických prostorech, a nebo na hranicích zrn. Toto vede ke křehkosti oceli za vysokých teplot. Dále zhoršuje tvárnost, houževnatost, svařitelnost a korozní odolnost. Běžný obsah síry v oceli se pohybuje od 0,035 % do 0,6 %, v závislosti na druhu oceli.

Fosfor

Fosfor snižuje rozpustnost uhlíku v oceli a je tedy zdrojem chemických heterogenit. Stejně jako síra zhoršuje houževnatost, tím pádem zvyšuje přechodovou teplotu a zhoršuje svařitelnost. V ocelích se jeho koncentrace pohybuje do 0,04 %.

Dusík

Do oceli vstupuje z okolního prostředí při výrobě a vytváří nitridy železa. Způsobuje pokles houževnatosti, tvárnosti za studena. Obsah dusíku v oceli je běžně 0,002 až 0,006 %. U austenitických ocelí však jeho obsah dosahuje až okolo 0,25% a to kvůli stabilizaci austenitu.

Kyslík

Tvoří oxidační vměstky, snižuje houževnatost, zvyšuje tranzitní teplotu a oxidační vměstky vytváří krystalizační zárodky.

Vodík

Vodík se v oceli vyskytuje ve dvou formách – v molekulární formě způsobuje vnitřní napětí v oceli. V rozpuštěné formě způsobuje snížení plasticity a snížení houževnatosti. Do oceli přechází z okolního prostředí jak při výrobě tak i při následném zpracování.

3.1.2 Prvky legující

Legující prvky lze členit několika způsoby. První způsob je rozdělení podle vlivu na polymorfni přeměnu oceli, a tedy na prvky austenitotvorné (např.: Ni, Mn, Co, C, N) a feritotvorné (např.: Al, Cr, Si, Mo, Ti, V, W). Další rozdělení je podle afinity k uhlíku na karbidotvorné (např.: Cr, Mo, V, W, Ti) a nekarbidotvorné (např.: Ni, Si). Karbidotvorné prvky lze ještě rozdělit podle jejich míry afinity na silně karbidotvorné (např.: Mo, V, W), mírně karbidotvorné (např.: Mn) a karbidotvorné (Cr).

Všechny výše uvedené legující prvky jednoznačně zlepšují prokalitelnost oceli. Mezi další pozitivní účinky na vlastnosti oceli lze zařadit zvýšení korozní odolnosti (např.: Cr, Mn, Mo), zvýšení odolnosti proti opotřebení (např.: Cr, Mn, W), zvýšení žárovečnosti (např.: V, W, Mn), zvýšení pevnosti (Cr, Ni, Mn, Si) a mnohé další.

Karbidotvorné prvky rovněž zpomalují hrubnutí zrna austenitu a výrazně zpomalují proces austenitizace, přičemž platí, že čím stabilnější karbidy jsou v oceli přítomny, tím je proces austenitizace pomalejší. Legující prvky rovněž snižují teploty konce (M_f) a začátku (M_s) martenzitické přeměny a zvyšují množství austenitu [2].

Je třeba zdůraznit, že zvýšení prokalitelnosti, snížení teplot M_s a M_f a rovněž zvýšení množství zbytkového austenitu způsobuje pouze ta část legujících prvků, která je před kalením rozpuštěna v austenitu. Prvky vázané ve stabilních nerozpuštěných karbidech na uvedené přeměny vliv nemají [2].

3.2 Vliv prvků na vlastnosti svaru

Proces svařování má na mikrostrukturu základního materiálu zásadní vliv. Při svařování mohou v zásadě nastat dva procesy, které ovlivňují jakost materiálu.

K prvnímu procesu dochází při krystalizaci svarové lázně na svarový kov. Při tomto procesu se uplatňuje vliv doprovodných a legujících prvků a opět dochází

k podobným negativním mechanismům jako při výrobě ocelí, tedy například k vylučování prvků do mezidendritických prostor (segregace), nebo na hranicích zrn.

Druhý proces ovlivnění jakosti nastupuje v případě přestupu plynů do svarové lázně z okolního prostředí. Tedy dusíku, kyslíku a vodíku. Tento proces má za následek vznik heterogenit, inkluzí atd.. Míra ovlivnění svarového kovu plyny záleží na množství vzduchu, který měl ke svarové lázni přístup.

3.2.1 Vliv dusíku

Ovlivnění jakosti svarového kovu dusíkem je největší, díky jeho vysokému obsahu ve vzduchu (78 %). Dusík je příčinou vzniku dvou hlavních vad materiálu a to pórovitosti a přítomnosti nitridů.

Ke vzniku pórovitosti dochází tehdy, pokud se v kovu nasycený dusík nedokáže v daném časovém úseku, při poklesu teploty kovu, samovolně uvolnit. Příčinou tohoto jevu je obvykle nadměrný obsah dusíku ve svarovém kovu, nebo příliš rychlý průběh chladnutí materiálu.

Nitrid železa Fe_4N vzniká při teplotách od 500 do 800 °C, kdy se atomární dusík začíná slučovat se železem. Při zhruba 250 °C dochází k precipitaci nitridů ve formě destiček, nebo jehlicovitých útvarů v místech dislokačních smyček, dislokací, popřípadě jiných mřížkových poruch. Tento proces se nazývá stárnutí oceli a vede ke snížení vrubové houževnatosti a tvárnosti materiálu za studena.

3.2.2 Vliv kyslíku

Atomární nebo molekulový kyslík působí na svarový materiál oxidačně, tedy vytváří oxidy. Se železem vytváří kyslík tři typy oxidů a to oxid železnatý (FeO), oxid železitý (Fe_2O_3) a oxid železnato-železitý (Fe_3O_4). Nejvíce atomárního kyslíku obsahuje oxid železnatý, který se jako jediný dokáže rozpouštět ve svarové lázni a jeho přítomnost je tedy nejvíce nežádoucí. Rozpustnost oxidu je přímo úměrná teplotě.

Remanentní kyslík zhoršuje mechanické vlastnosti svarového kovu. Nepříznivý účinek kyslíku ve svarovém kovu se projevuje precipitačními procesy oxidů železa v důsledku rozdílné rozpustnosti kyslíku v železe. Jeho rozpustnost se výrazně snižuje při krystalizaci svarové lázně.

Kvůli velmi nepříznivému vlivu kyslíku se při svařování používají obaly elektrod a tavidla s dezoxidačními vlastnostmi. Tyto obaly a tavidla obsahují sloučeniny prvků, které reagují s oxidy železa a vytváří oxidy jiné, již nerozpustné v železe. Mezi tyto sloučeniny patří FeSi (ferosilicium), FeTi (ferotinan) a další.

3.2.3 Vliv vodíku

Vodík má jasně negativní vliv na kvalitu svarového spoje. Způsobuje nárůst napětí uvnitř svarového materiálu, čímž způsobuje vznik trhlin za studena, popřípadě jeho praskání. Mechanismus vzniku trhlin je způsoben rozpustností vodíku v železe. Ta je totiž závislá na teplotě a to tak, že se při klesající teplotě zmenšuje. Ve fázi tuhnutí svarového kovu se snižuje rozpustnost vodíku a ten se z kovu uvolňuje a přechází do míst ve svarovém kovu, které vykazují známky heterogenity jako jsou dutiny, vměstky, mezery atd.. Uzavřený vodík poté zvyšuje vnitřní napětí ve svaru a může dojít ke vzniku již zmíněných trhlin.

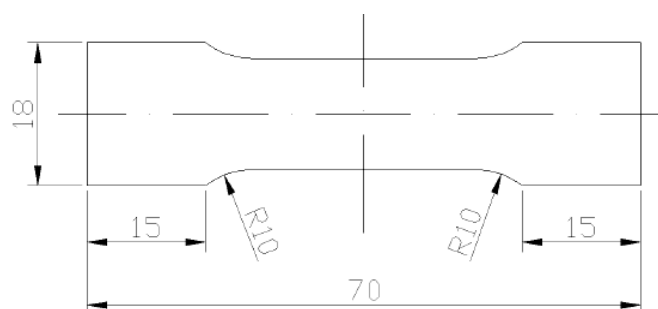
Přenos vodíku do svarové lázně a tím do svarového kovu může probíhat několika způsoby. Mezi nejčastější zdroje patří okolní prostředí, povrchová vrstva, znečištění povrchu svařovaného materiálu a v neposlední řadě i zvlhlé obaly elektrod popřípadě zvlhlé tavidlo.

4 Posouzení působení vodíku u předmětného typu oceli

K zjištění působení vodíku u oceli 22MnB5, konkrétně materiálu USIBOR 1500 firmy Arcelor Mittal, byl použit profil B sloupku z vozu Škoda Superb II.

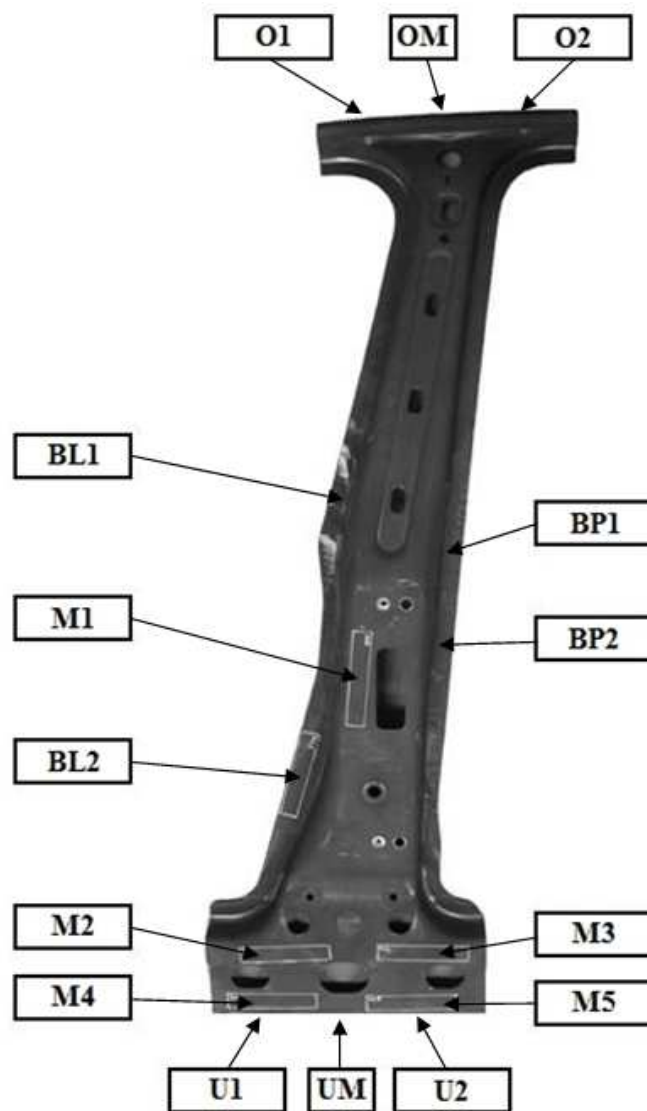
4.1 Místa odběru a geometrie vzorků

Na B sloupku bylo odebráno celkem 15 vzorků a to tak, aby byla zachována co největší rovinnost těchto vzorků. Geometrie vzorku je zobrazena na obr. 11.



Obr. 11: Geometrie vzorku [3]

Systém značení vzorků byl použit s ohledem na již zavedený systém komunikace mezi Dopravní fakultou Jana Pernera a Škodou Mladá Boleslav. Místa odběru a označení vzorků jsou vyobrazeny na obr. 12. Na vzorcích byly provedeny statické tahové zkoušky, analýzy a mikroanalýzy chemického složení, metalografický rozbor a fraktografie lomových ploch po tahové zkoušce.



Obr. 12: Místa odběru a označení vzorků

Vzorky pod označením U, O, M, BL a BP byly určeny pro statickou zkoušku, vzorek OM byl určen pro metalografické hodnocení a vzorek UM pro analýzu chemického složení.

Pro jednotlivé rozbory byly použity přístroje:

- rastrovací elektronový mikroskop TESCAN VEGA 5130SB,
- mikroanalyzátor EDX Bruker Quantanax 200,
- světelný mikroskop Neophot 32.

4.2 Testování vlivu vodíku na statické parametry martenzitické oceli

4.2.1 Rozbor chemického složení

Pro chemickou analýzu dodaného výlisku byl použit, jak již bylo zmíněno výše, vzorek UM. Výsledky analýzy jsou vyobrazeny v tab. 2. Obsah vodíku, kyslíku a dusíku ve vzorku je vyobrazen v tab.3.

Tab. 2: Chemické složení [3]

hm.% vzorek	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Ti	B
UM	0,24	1,21	0,26	0,014	0,001	0,18	0,02	0,01	<0,01	<0,01	0,03	0,03	0,0028

Tab. 3: Obsah plynů v oceli [3]

O ₂	N ₂	H ₂ (ppm)
0,0026	0,0031	3,3

Porovnáním tab. 1 (viz kapitola 2.1.) a tab. 2 lze říct, že chemické složení nevykazuje odchylky jednak od údajů udávaných firmou Salzgitter Flachstahl a také od výsledků dřívějších analýz chemického složení tohoto materiálu v rámci spolupráce mezi DFJP a Škodou Mladá Boleslav [3].

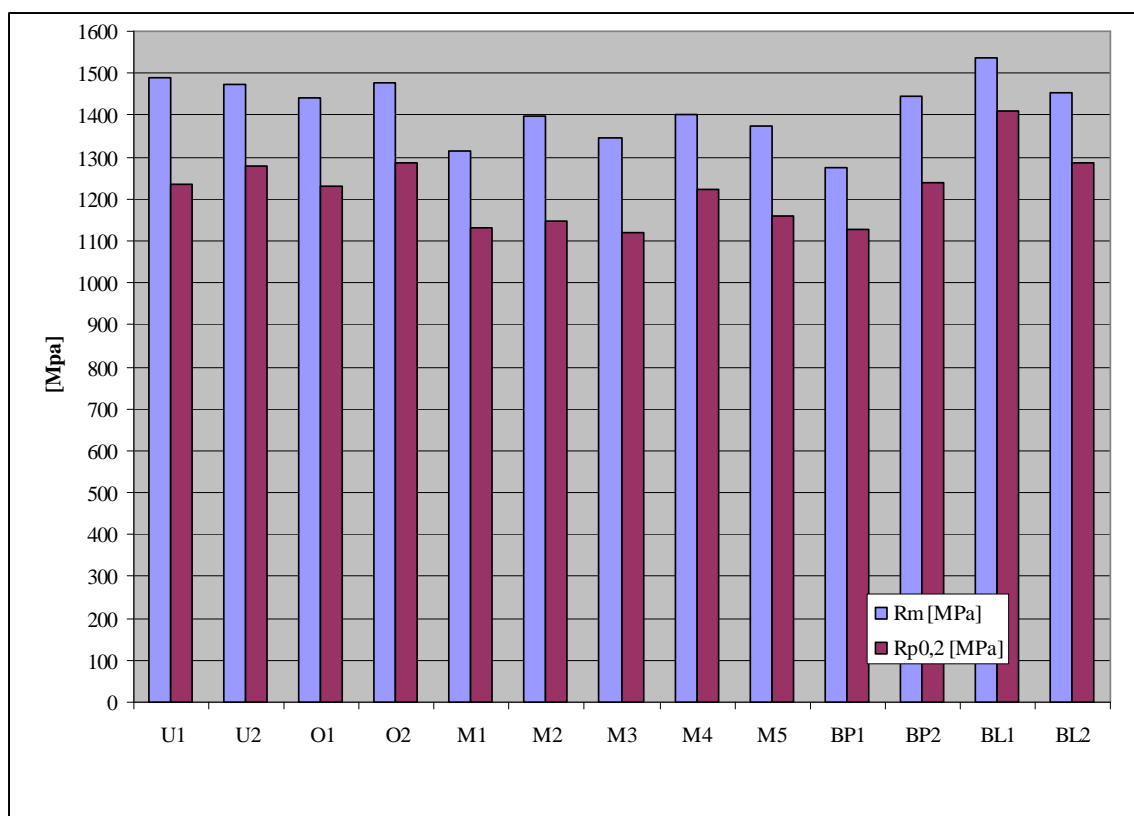
4.2.2 Statické mechanické parametry

Pro analýzu statických mechanických parametrů dodaného výlisku byly použity, jak již bylo zmíněno výše, vzorky U, O, M, BL a BP

Přehled výsledků statické zkoušky, konkrétně parametrů pevnosti a plasticity jsou vyobrazeny v tab. 4 a na obr. 13.

Tab. 4: Pevnost a pružnost materiálu [3]

	Vzorek												
	U1	U2	O1	O2	M1	M2	M3	M4	M5	BP1	BP2	BL1	BL2
R_{p0,2} [MPa]	1236	1277	1230	1286	1133	1149	1119	1223	1159	1127	1240	1410	1288
R_m [MPa]	1489	1474	1442	1476	1313	1398	1345	1402	1375	1273	1445	1537	1454
Ag [%]	3,8	3,4	3,9	3,8	4,4	3,4	3,2	3,3	3,6	2,3	3,9	3,3	3,5



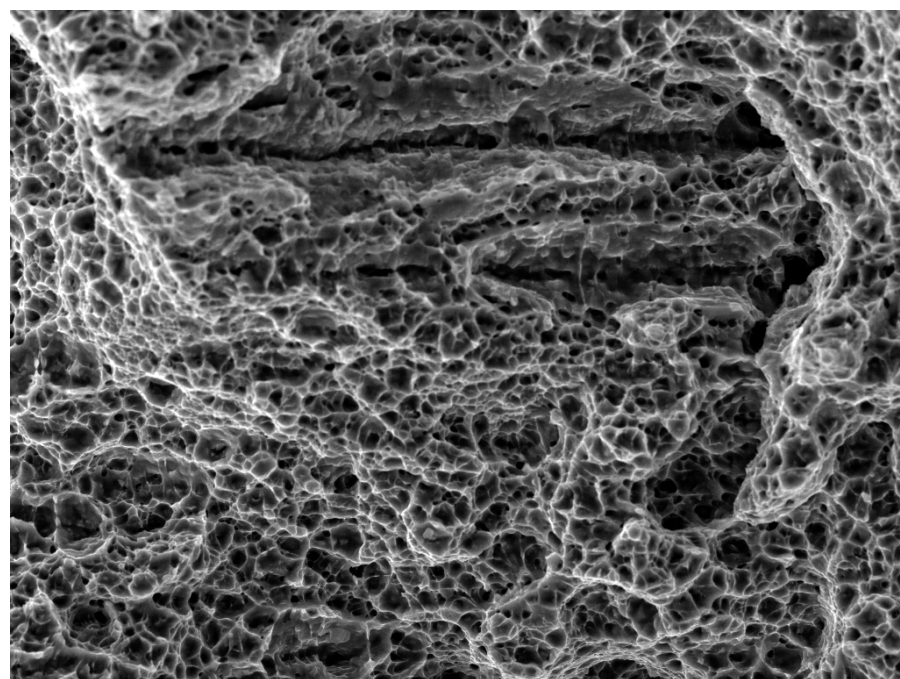
Obr. 13: Mez pevnosti a kluzu materiálu [3]



Ve výsledcích statické analýzy se projevila značná heterogenita pevnosti materiálu v závislosti na poloze vzorku na profilu. Vzorky na čelní straně profilu (vzorky M) vykazovaly nižší pevnost, než vzorky odebrané v jiných částech profilu. Rozdíl statické pevnosti v obou testovaných parametrech ($R_{p0,2}$, R_m) dosahoval cca 100MPa. Plasticita (A_g) u všech testovaných vzorků vykazuje jen minimální rozdíly.

4.2.3 Fraktografické a metalografické analýzy

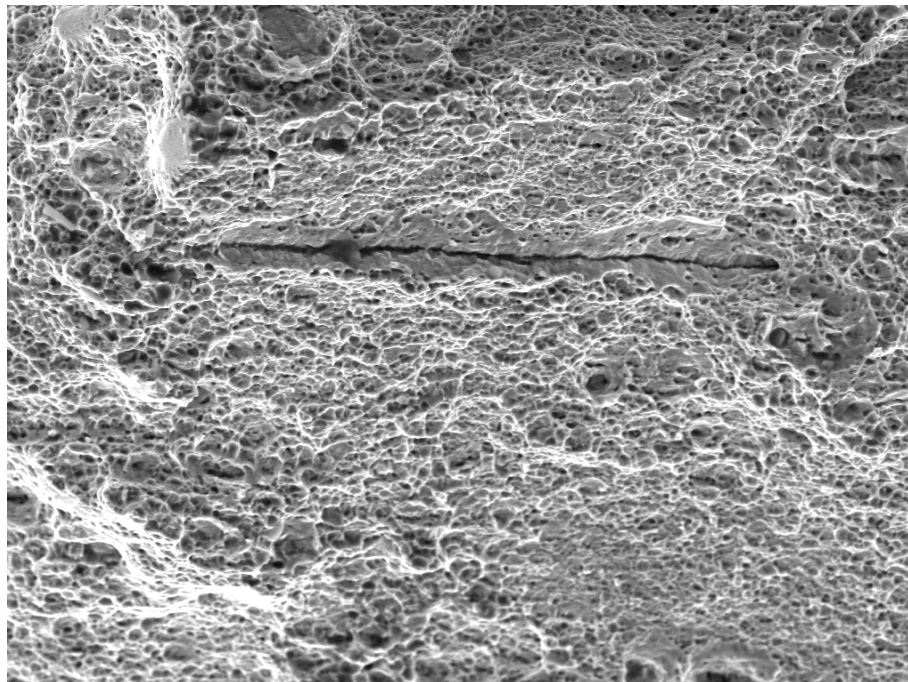
Strukturní rozbor a vyhodnocení lomového chování bylo provedeno na následujících vzorcích: U2, M1 (průměrná dosažená pevnost), BL1 (maximální pevnost) a BP1 (minimální pevnost).



U všech hodnocených vzorků byl zjištěn výskyt mikrotrhlin, převážně orientovaných ve směru válcování plechu. Na obr. 14 a 15 jsou zobrazeny souběžné (paralelní) mikrotrhliny u vzorku BP1, respektive trhlinka v rovinné části lomu u vzorku M1.



SEM HV: 30.00 kV WD: 9.1598 mm  VEGA\\ TESCAN
SEM MAG: 2.00 kx Det: SE Detector 20 μ m
Date(m/d/y): 11/17/09 Mikroskop Digital Microscopy Imaging 

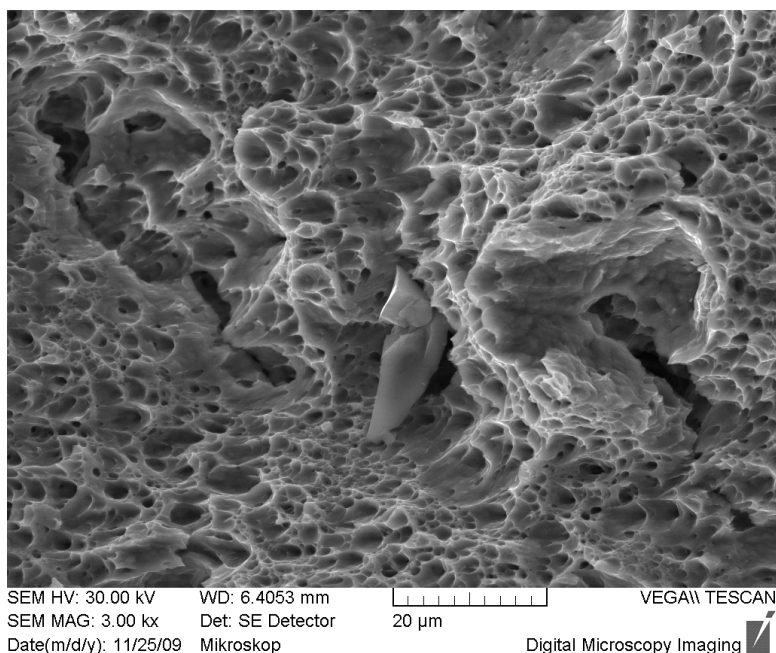
Obr. 14: Souběžné trhliny na vzorku BP1 (zvětšeno 2000x) [3]



SEM HV: 30.00 kV WD: 16.9360 mm  VEGA\\ TESCAN
SEM MAG: 1.00 kx Det: SE Detector 50 μ m
Date(m/d/y): 11/17/09 Mikroskop Digital Microscopy Imaging 

Obr. 15: Trhlina v rovinné části lomu (zvětšeno 1000x) [3]

Tyto mikrotrhliny jsou zdrojem nepravidelností v morfologii lomových ploch. U žádného hodnoceného vzorku ale nedošlo ke změně mechanismu lomu, materiál zachovává tvárný mód lomu. V interiéru některých mikrotrhlin byly pozorovány vměstky (viz obr. 16). Tyto vměstky byly identifikovány chemickou mikroanalýzou (viz dále).

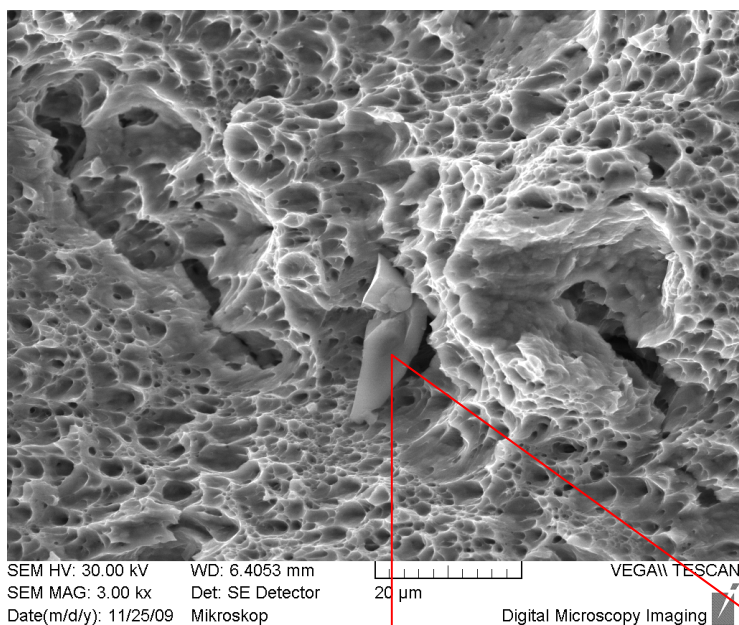


Obr. 16: Vměstek v interiéru trhliny (zvětšeno 3000x) [3]

4.2.4 Chemické mikroanalýzy

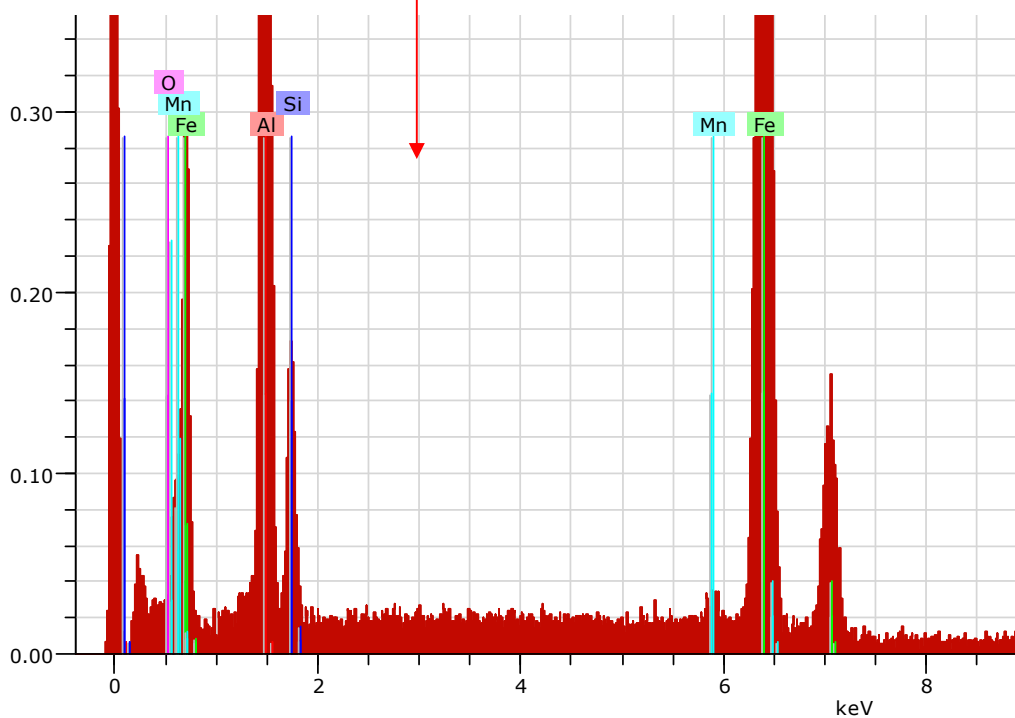
Při chemické mikroanalýze byly zkoumány jak typické vměstky (výbrus vzorku OM), tak i vměstky pozorované v interiéru trhlin.

Jako typické vměstky byly zjištěny nitridy (karbonitrid titanu), nízký výskyt sulfidů (převážně MnS) a také komplexní oxidy na bázi Ca, Al a v malém množství i Ti. V oblasti přímých mikrotrhlin byl zjištěn výskyt komplexních oxidů s obsahem Ca. Na obr. 17 je vyobrazena mikroanalýza vměstku (obr. 16) pozorovaného v interiéru trhliny.



Spectrum: Acquisition

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
O	8	K-series	3,29	3,43	7,62	1,0
Al	13	K-series	38,30	40,00	52,62	2,0
Si	14	K-series	5,79	6,05	7,64	0,3
Mn	25	K-series	0,95	1,00	0,64	0,1
Fe	26	K-series	47,41	49,52	31,47	1,3
Total:			95,73	100,00	100,00	



Obr. 17: Mikroanalýza vmeřtku [3]

4.2.5 Vyhodnocení působení vodíku u předmětného typu oceli

Na citlivost konkrétního typu oceli na obsah vodíku má velký vliv obsah zbytkového austenitu. Důvodem je jednak podstatně vyšší rozpustnost vodíku v austenitu a také vysoká plasticita této fáze. U zkoumaného typu oceli byl zjištěn poměrně vysoký rozptyl podílu zbytkového austenitu, což může mít vliv na tendenci k tvorbě vodíkových trhlin.

U celé sady vzorků byl zjištěn výskyt defektních částí lomových ploch, konkrétně výskyt mikrotrhlin v okolí vměstků. Na základě orientace těchto trhlin a identifikace vyskytujících se vměstků lze efekt spojovat s působením vodíku.

Požadavek na minimum zbytkového vodíku u toho typu oceli je důležitý hlavně z hlediska jejího použití, a to na B sloupcích, tedy na částech podílejících se na pasivní ochraně posádky automobilu. B sloupky jsou primárně navrhovány pro odolnost vůči dynamickému zatížení. A právě vliv vodíku, tedy vznik mikrotrhlin iniciovaných vodíkem, vede ke snížení jak dynamické odolnosti materiálu, ale také k lokálnímu poklesu maximální spotřebované nárazové energie.

Celý princip negativního působení vodíku na daný typ oceli spočívá v tvorbě již zmíněných mikrotrhlin, které působí jako velice účinný koncentrátor napětí. Jedná se totiž o mikrotrhliny s velice „ostrým“ ukončením. Tímto se zvyšuje riziko změny lomového mechanismu. Jak bylo potvrzeno, tyto oceli se vyznačují vynikající schopností zachování výlučné tvárného lomu, a to i při vyšších rychlostech zatížení. Právě výrazná koncentrace napětí na hrotu vodíkových mikrotrhlin by mohla lokálně vést ke změně tvárného lomu na lom štěpný a tedy ke snížení již zmíněných parametrů (dynamická pevnost a spotřebovaná nárazová energie).

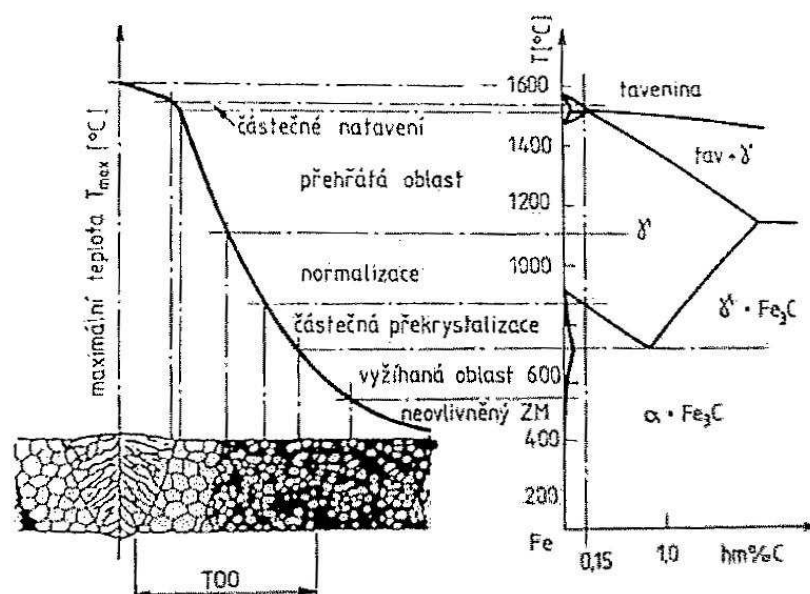
5 Experimentální vyhodnocení pevnostních změn v dosahu teplotního pole svařování

Při procesu svařování dochází krátkodobě k intenzivnímu místnímu ohřevu materiálu na vysoké teploty. Vneseným teplem se natavuje malý objem kovu a v důsledku tepelné vodivosti materiálu se ohřívá i okolní oblast základního materiálu. Vysoké teploty a jejich změny v základním materiálu způsobují jednak fázové přeměny (tavení základního materiálu, jeho tuhnutí a změny v tuhém stavu), fyzikálně chemické reakce, změny struktury v oblasti svarového spoje a také změny objemu, které ve svarovém spoji způsobují vnitřní napětí a deformace.

Míra a rozsah uvedených změn závisí zejména na svařovaném základním materiálu a technologii svařování. Rozložení teploty ve svařované součásti závisí zejména na zdroji tepla, rychlosti svařování, tvaru a druhu svařovaného materiálu.

5.1 Teplem ovlivněná oblast (TOO)

Tepelně ovlivněná oblast je ta část svarového spoje, ve které dochází ke změnám mikrostruktury vlivem působení zdroje tepla od svařování. Zde dochází k výrazným strukturálním změnám, které mají vliv na vlastnosti svarových spojů. Při svařování legovaných ocelí s polymorfní přeměnou $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ lze TOO rozdělit na charakteristická pásma (viz. obr. 18) [15].



Obr. 18: Charakteristická pásma [15]

Na pevnostní změny v dosahu teplotního pole mají největší podíl tyto procesy:

- zhrubnutí zrna,
- přítomnost vodíku,
- přítomnost martenzitické fáze.

Spolupůsobení těchto procesů tvoří podmínky pro vznik vad v tepelně ovlivněné oblasti, konkrétně tzv. trhlin za studena. Toto riziko je významné zejména u nízko a středně legovaných ocelí s obsahem uhlíku nad cca 0,2%. U materiálu, který byl studován v rámci této práce je situace specifická tím, že zatímco riziko vzniku studených trhlin není podstatné, zvýšená citlivost martenzitické struktury na působení vodíků jako riziko zůstává.

5.1.1 Vliv zhrubnutí zrna

Při použití většiny svařovacích technologií dochází v průběhu svařování k růstu zrn. Míra tohoto růstu závisí na chemickém složení a použité technologii svařování, tedy na množství teplotního ovlivnění materiálu. Například technologie elektrostruskového svařování má za následek největší zhrubnutí zrna ze všech používaných technologií. Naopak metodou svařování elektrickým obloukem s obalenou elektrodou je dosaženo nejmenšího zhrubnutí zrna.

Zhrublé zrno v TOO má na chování materiálu negativní vlastnosti v podobě výrazného zhoršení plasticity a zvýšené náchylnosti k praskání svarového spoje, také brzdí kinematiku rozpadu austenitu vlivem vylučování feritu v jeho štěpných rovinách.

5.1.2 Vliv vodíku

Jak bylo uvedeno (viz kap. 4) martenzitické oceli jsou velmi náchylné na přítomnost vodíku. Vliv vodíku na svarový spoj se projevuje vznikem studených trhlin, vznikajících při nízkých teplotách (okolo 200 °C). Jejich výskyt je nejčastější v podhousenkové oblasti, ale je možný i v oblastech kořene, v ukončení svaru a nebo ve svarovém kovu. Mechanismy prostupu vodíku do oceli jsou popsány v předchozích kapitolách (viz kapitola 2.3). Z výsledků předchozích zkoušek (viz kapitola 4) byla

prokázána přítomnost vodíku u předmětného typu oceli, avšak riziko vzniku studených trhlin u předmětného typu oceli není podstatné. Studené trhliny nemusí vycházet na povrch svaru a mohou tedy být uzavřené.

5.1.3 Vliv martenzitické struktury

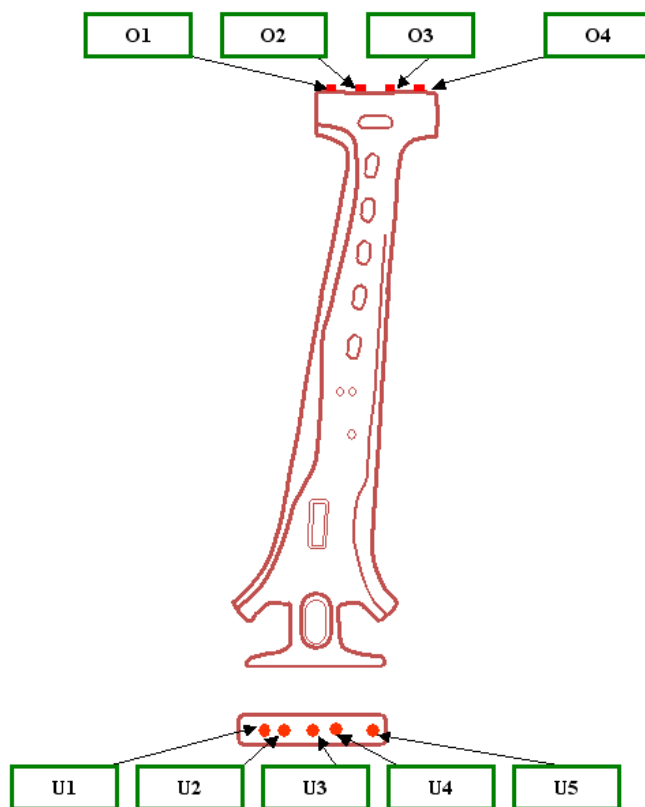
Při svařování se v TOO se uplatňují dva typy strukturních změn. První je zhrubnutí austenitických zrn, jehož vliv na TOO je popsán výše. Druhý typ je změna na martenzitickou, popřípadě martenziticko - bainitickou mikrostrukturu, které vedou k výraznému zpevnění základního materiálu. O tom který ze způsobů strukturních změn se u dané oceli projeví, rozhoduje nejenom chemické složení oceli, ale také podle použitého tepelného výkonu svařování a tedy doby chladnutí svarového kovu. Pokud se uplatňují oba procesy, tak platí, že transformační zpevnění převyšuje případné změkčení materiálu způsobené zhrubnutím zrn.

U martenzitických ocelí se efekt zvýšení tvrdosti vlivem tvorby martenzitické struktury neprojevuje, respektive se projevuje naopak. Vlivem teplotního cyklu nedojde ke tvorbě tvrdší fáze, nýbrž teplotní cyklus se zde projevuje jako popouštěcí mechanismus vedoucí ke snížení tvrdosti. Sice se může vytvořit martenzitická fáze, ale ta již není tak vysoce nauhličená, a proto nedosahuje původní tvrdosti. Zbytkový uhlík se pak vyloučí ve formě karbidů, popřípadě karbonitridů.

5.2 Místa odběru vzorků

K vyhodnocení pevnostních změn v dosahu teplotního pole svařování u oceli 22MnB5, konkrétně materiálu USIBOR 1500 firmy Arcelor Mittal, byl použit profil B sloupku z vozu Škoda Superb II.

Pro účely vyhodnocení změn mikrotvrdosti byly použity pouze vzorky O1, O2, O3 a U3. Všechna místa odběru a značení vzorků je vyobrazeno na obr. 19.



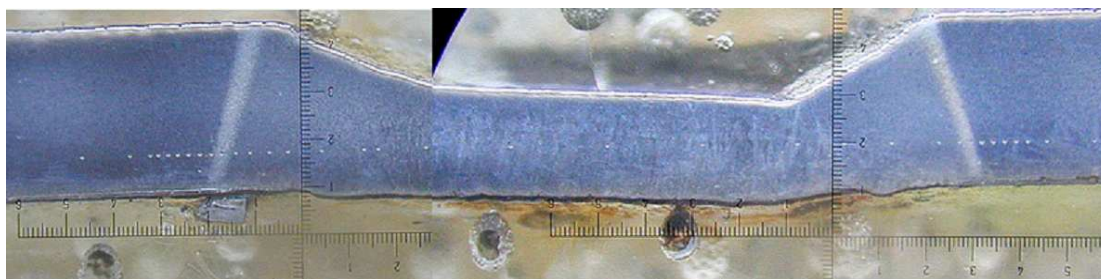
Obr. 19: Místa odběru a značení vzorků [4]

Pro rozbor pevnostních změn materiálu byl použit mikrotvrdoměr ZWICK ROELL ZHV10. Pro měření byly zvoleny následující parametry:

- metoda zkoušení mikrotvrdosti dle Vickerse,
- variabilní krokování,
- zátěž 0,5 kg.

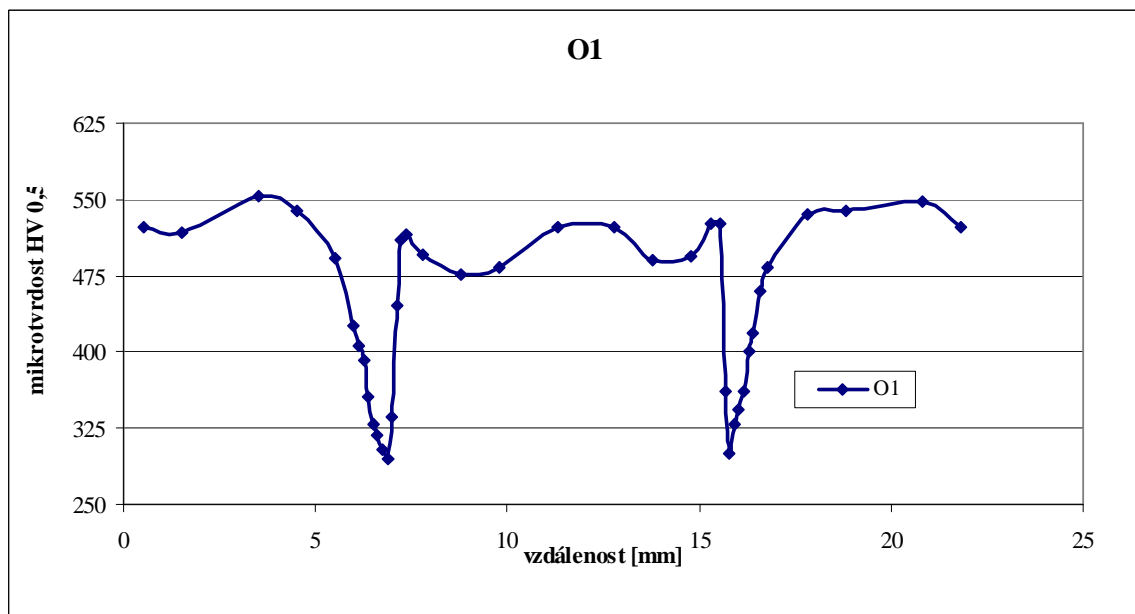
5.3 Testování pevnostních změn

Na obr. 20 je zobrazen vzorek O2 po zkoušce mikrotvrdosti.

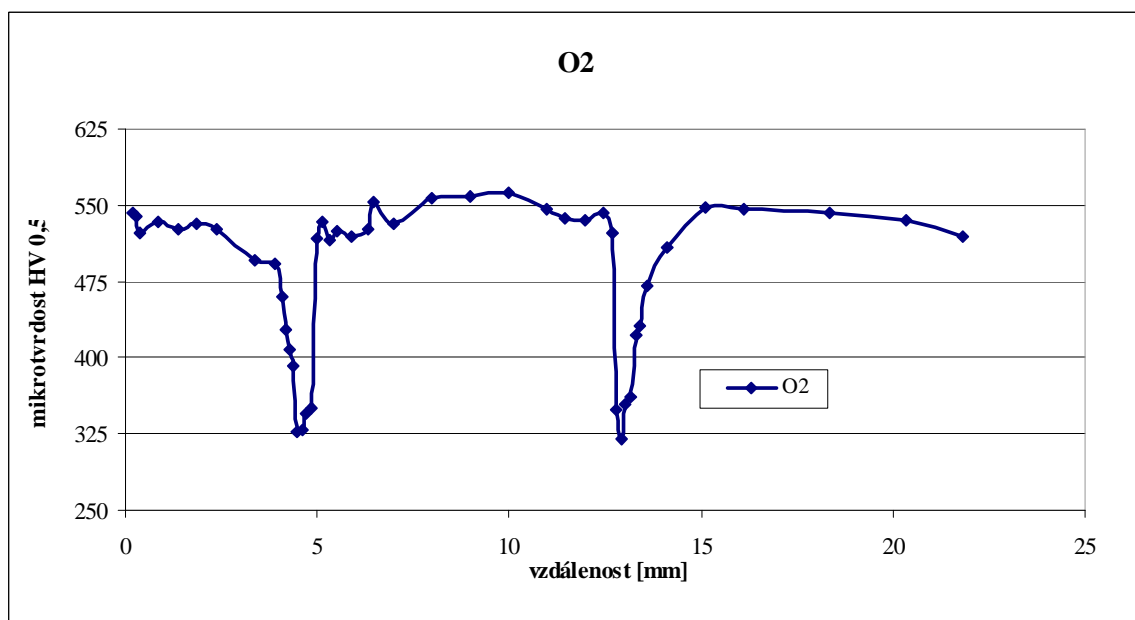


Obr. 20: Vzorek O2 po provedení zkoušky

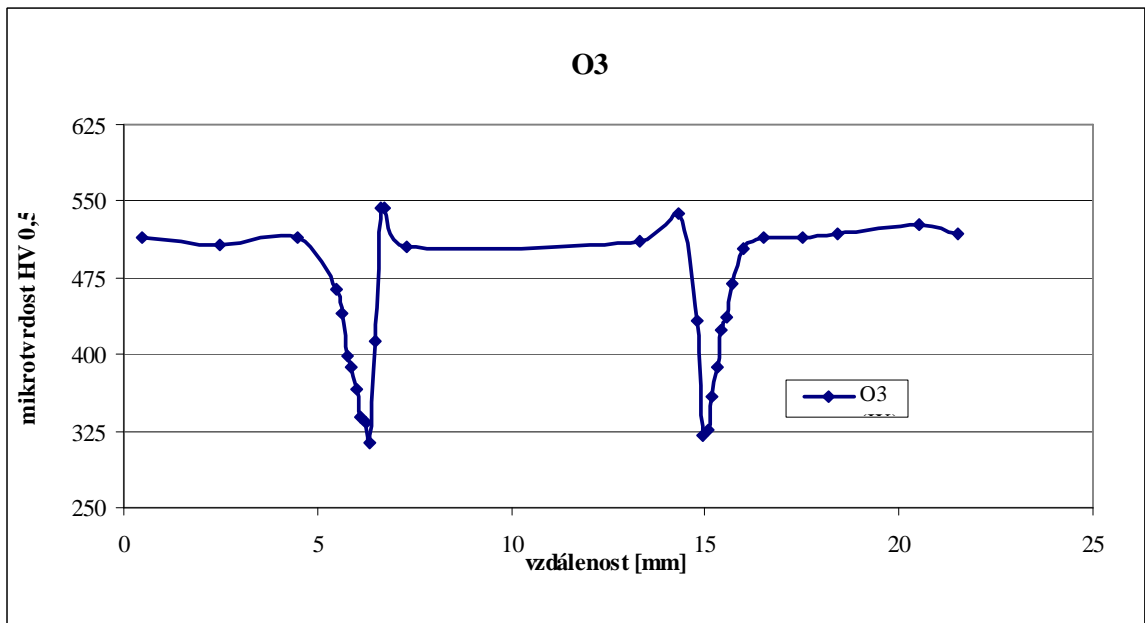
Výsledky měření jsou vyobrazeny na obr. 21 až 24. Jednotlivé protokoly měření jsou přiloženy v příloze č.1.



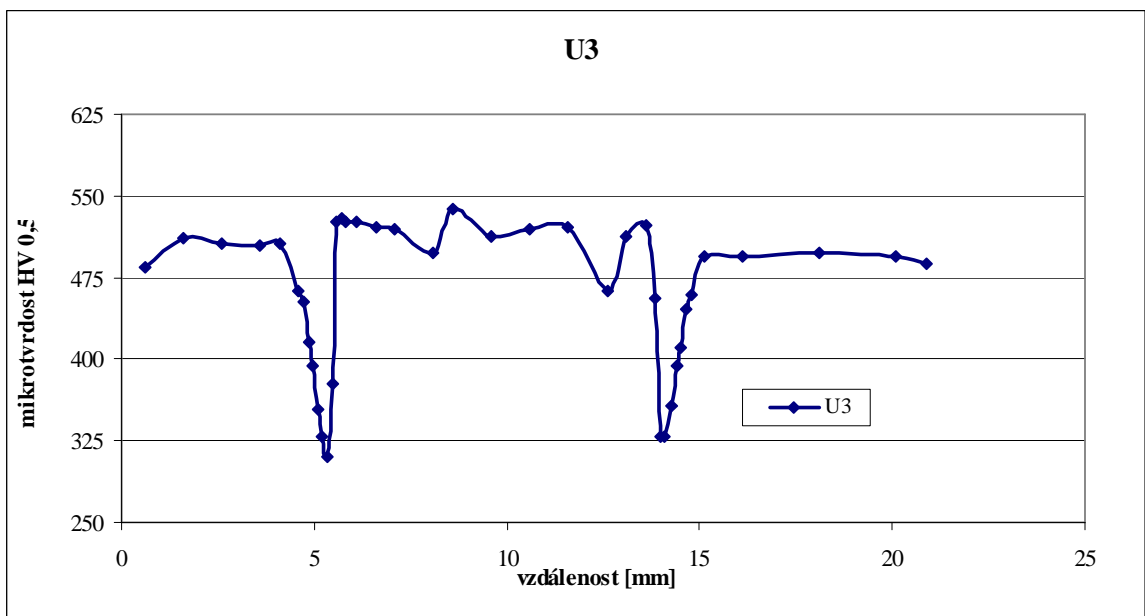
Obr. 21: Průběh mikrotvrdosti vzorku O1



Obr. 22: Průběh mikrotvrdosti vzorku O2

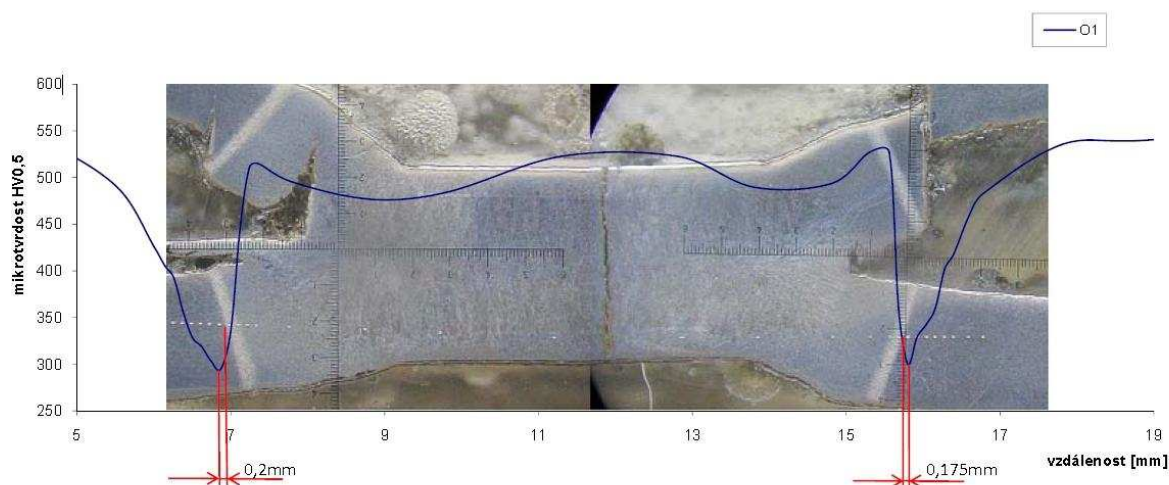


Obr. 23: Průběh mikrotvrdosti vzorku O3



Obr. 24: Průběh mikrotvrdosti vzorku U3

Na obr. 25 je zobrazen průběh mikrotvrlosti na vzorku O1. Na tomto obrázku je vyznačena vzdálenost největšího poklesu mikrotvrlosti vzorku od jeho TOO. Na obou stranách se tato vzdálenost pohybuje zhruba stejně a to okolo 0,2 mm.



Obr. 25: Průběh mikrotvrlosti vzorku O1

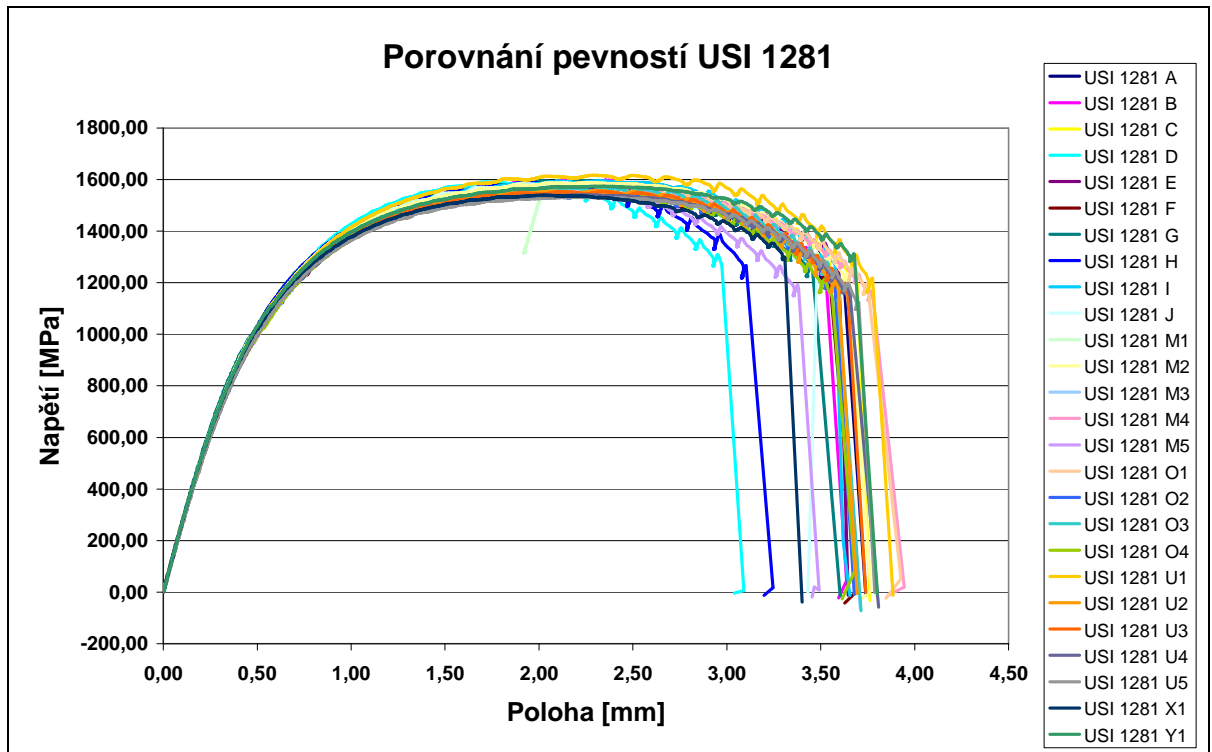
5.4 Relativní pokles meze pevnosti

Pro účely poukázání vlivu mikrotvrlosti na průběh lomového chování materiálu byla zavedena veličina „relativní pokles meze pevnosti“, která udává relativní pokles meze pevnosti v závislosti na poklesu mikrotvrlosti napříč zkoumaným vzorkem. Přesná metodika pro určení takového poklesu není, proto bylo uvažováno, že závislost je přímo úměrná.

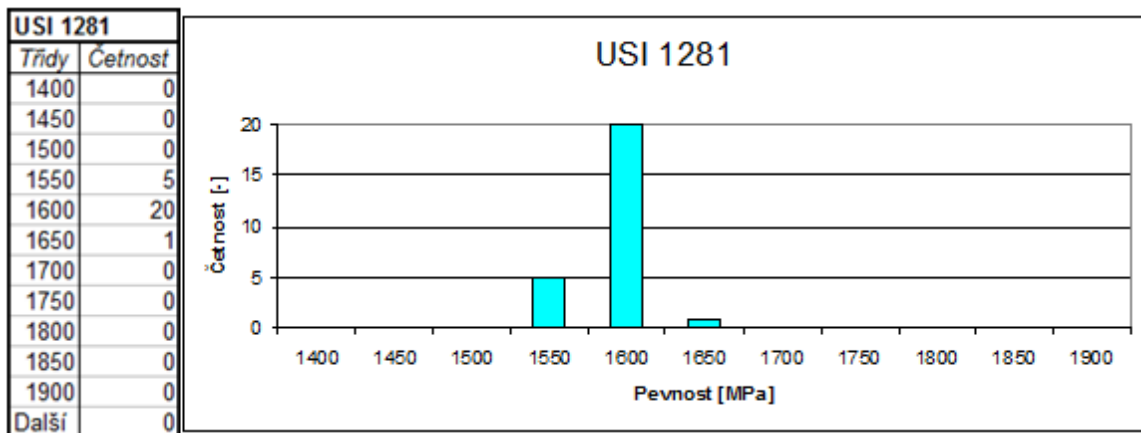
Pro výpočet průměrné meze pevnosti v tahu materiálu byla použita data za statické zkoušky ocelových vzorků provedené Ing. Bohumilem Culkem, Ph.D. na elektrohydraulickém standu Dopravní fakulty Jana Pernera [5]. Konkrétně byla vybrána sada vzorků USI 1281. Porovnání pevností a histogram pevností podle tříd je zobrazen na obr. 26, respektive 27. Meze pevnosti jednotlivých vzorků jsou zobrazeny v tab. 5.

Tab. 5: Meze pevnosti jednotlivých vzorků [5]

	USI 1281												
Vzorek	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	M1	M2	M3
Mez pevnosti [MPa]	1569	1599	1592	1593	1563	1556	1598	1593	1596	1588	1588	1589	1558
Vzorek	M4	M5	O1	O2	O3	O4	U1	U2	U3	U4	U5	X1	Y1
Mez pevnosti [MPa]	1562	1557	1570	1543	1569	1547	1617	1557	1554	1541	1531	1540	1574



Obr. 26: Meze pevnosti jednotlivých vzorků [5]

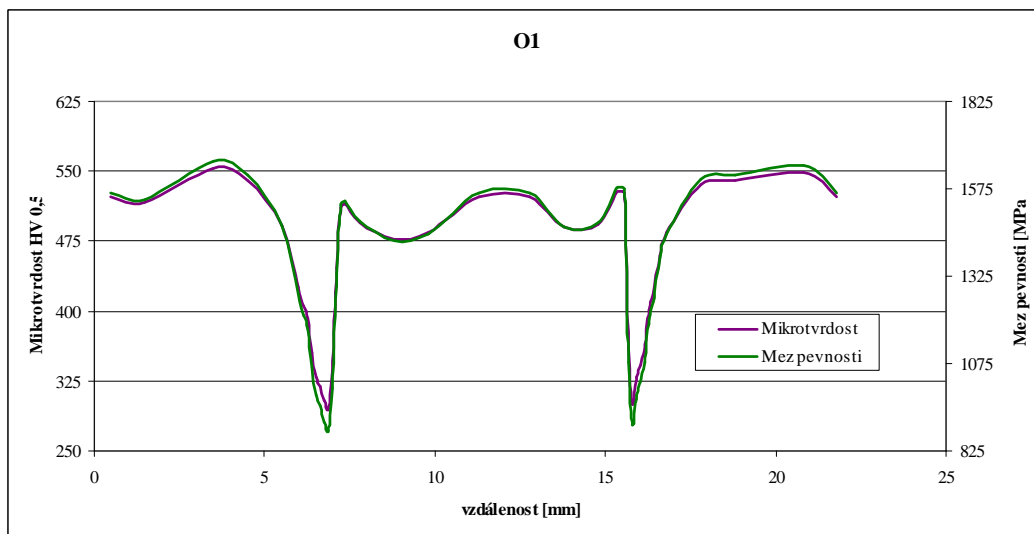


Obr. 27: Histogram pevnosti podle tříd [5]

Z tab. 5 byla vypočítána průměrná hodnota meze pevnosti a to **1571 MPa**. Tato hodnota byla naměřena na základním materiálu, tedy bez působení svařovacího cyklu, to znamená, že tuto hodnotu můžeme považovat za hodnotu meze pevnosti v tahu základního neovlivněného materiálu.

Pro účely zobrazení relativního poklesu meze pevnosti byl vybrán vzorek O1. Jako střední hodnota mikrotvrlosti byla zvolena hodnota $HV_{0,5} = 525,3$, která odpovídá

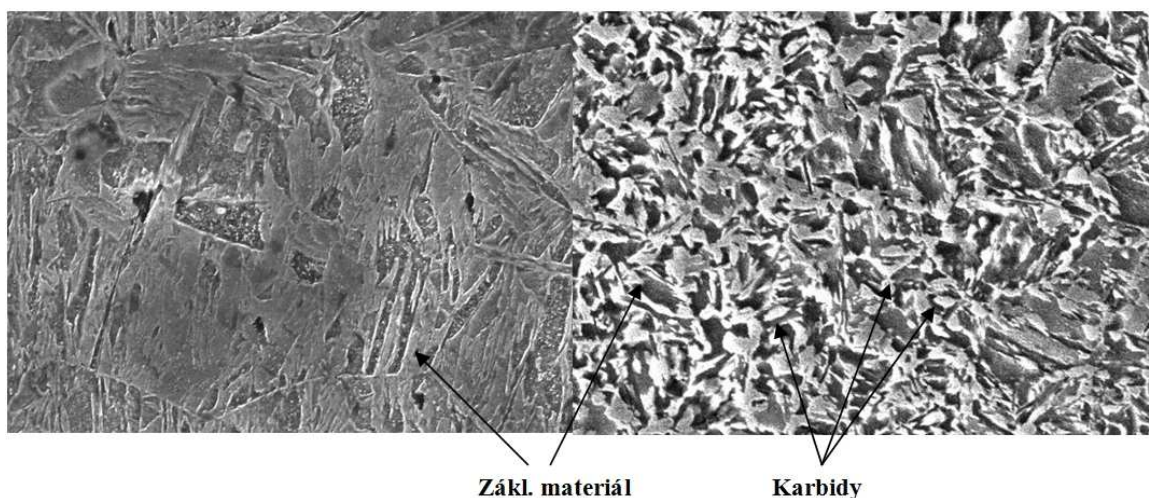
průměru mikrotvrdomosti základního, tepelně neovlivněného, materiálu vzorku. Na obr. 28. je vyobrazen průběh pevnosti a mikrotvrdomosti vzorku O1.



Obr. 28: Relativní pokles meze pevnosti

5.5 Vyhodnocení pevnostních změn

Na obr. 21 až 24 jsou jasně patrné propady mikrotvrdomosti v tepelně ovlivněné oblasti, způsobené oduhličením martenzitické matrice a vyloučením karbidů, kde platí, že čím více karbidů se vyloučí, tím je pokles mikrotvrdomosti větší. Z obr. 28 je patrný pokles meze pevnosti materiálu v teplotně ovlivněné oblasti a to až o 44% oproti původním parametrům. Tato hodnota je pouze teoretická a v praxi nejde ověřit.



Obr. 29: Základní struktura mimo TOO vs. struktura TOO

Na obr. 29 lze vidět změny martenzitické mikrostruktury v teplotně ovlivněné oblasti (obrázek vlevo) oproti základnímu materiálu (obrázek vpravo). Na obrázku vlevo je jasně patrná přítomnost karbidů (bílé „skvrny“).

6 Souhrnné posouzení experimentálně zjištěných pevnostních změn

Na experimentální část této práce byly kladeny dva základní požadavky a to:

- posouzení vlivu vodíku na pevnost a svařitelnost martenzitických ocelí, v tomto případě u konkrétní oceli USIBOR 1500P,
- posouzení vlivu svařovacího cyklu na pevnost výše zmíněné oceli.

6.1 Vliv vodíku

V této části práce byla nejprve provedena řada zkoušek s cílem odhalit přítomnost vodíku v oceli. Pomocí faktografické analýzy byly u celé sady vzorků zjištěny defektní části lomových ploch, konkrétně mikrotrhliny. Uvnitř některých těchto trhlin byly nalezeny vměstky, které svým chemickým složením poukazují na přítomnost vodíku v oceli.

Dalším důkazem o možné přítomnosti vodíku v oceli byly výsledky metalografického rozboru oceli, které prokázaly poměrně vysoký rozptýl podílu zbytkové austenitické fáze, což je jedna z možných příčin tvorby vodíkových trhlin.

Přítomnost vodíku jak ve svaru, tak i v základním materiálu má hned několik negativních vlivů na pevnostní charakteristiku oceli. Mikrotrhliny vyvolané přítomností vodíku mají za následek změnu lomového chování materiálu, kdy podporuje změnu z tvárného na štěpný. Dalšími negativy jsou snížení jednak dynamické pevnosti materiálu a také množství spotřebované nárazové energie, což je při aplikaci tohoto materiálu v bezpečnostních prvcích automobilu velmi nebezpečné.

6.2 Vliv svařovacího cyklu

Měření pevnostních změn materiálu se opírá o dvě stěžní zkoušky: měření mikrotvrdosti a metalografický rozbor vzorků. Vyhodnocením získaných údajů o průběhu mikrotvrdosti podél celého vzorku, byly zjištěny zásadní propady této veličiny v oblasti teplotního ovlivnění zkoumaného materiálu. Jako příčina bylo jasně prokázáno popuštění martenzitické fáze spojené s vyloučením karbidů. Souvislost změny mikrotvrdosti

s působením vodíku nebyla u těchto vzorků zjištěna. Tvrdost a pevnost v teplotně ovlivněné oblasti dosahuje až 44% poklesu oproti parametrům základního materiálu.

Zkoušky potvrdily vynikající vlastnosti materiálu a jeho vhodnost pro použití v automobilovém průmyslu. Pomocí statických lomových zkoušek bylo potvrzeno tvárné lomové chování materiálu a jeho zachování i při vyšší koncentraci vodíku v materiálu. Jako největší problém se ukázalo lokální snížení metalurgické jakosti a heterogenita materiálu. Tyto vady lze považovat za výrobní, cesta k jejich nápravě vede přes úpravu výrobního cyklu tak, aby se těmto vadám předešlo.

Při svařování martenzitických ocelí dochází, na rozdíl od ostatních typů, k odpevnění materiálu. Tato skutečnost má negativní dopad na jakost svarového spoje. Zde se nabízí hned několik možností, jak tomuto jevu předcházet. Jeden ze způsobů je upravit svařovací cyklus tak, aby tepelná energie dodaná do svaru byla co nejmenší, čímž dojde k co nejmenšímu odpevnění materiálu. Další variantou je nahrazení svařování lepením. Tato dnes progresivně se rozvíjející se metoda zaručuje vysokou jakost spoje, nedochází zde totiž k teplotnímu ovlivnění spoje. Spolu s novou metodou však přicházejí i nezodpovězené otázky. Těmi jsou jednak mechanické vlastnosti tohoto spoje, tedy jeho statická, dynamická a únavová odolnost a také konečná cena lepeného spoje.

Seznam použité literatury

- [1] HRIVŇÁK, I. *Teoria zvaritelnosti kovov a Zlatin*. Veda, 1988. ISBN 80-224-0016-5.
- [2] VOJĚCH, D. *Kovové materiály*. 1. vyd. Vysoká škola chemicko-technologická v Praze, Praha 2006. ISBN 80-7080-600-1
- [3] SCHMIDOVÁ, E.; ŠVANDA, P.; SVATOŇ, J.; LICHOROBIEC, V. *Svařování vysokopevných materiálů*. Pardubice, 2009. Technická zpráva. KMMČS ASI 73/09/C. Univerzita Pardubice
- [4] SCHMIDOVÁ, E.; ŠVANDA, P.; CULEK, B.; VÁGNER, J.; KONEČNÝ, M.; HYLSKÝ, J.; LICHOROBIEC, V. *Svařování vysokopevných materiálů*. Pardubice, 2009. Technická zpráva. KMMČS ASI 73/09. Univerzita Pardubice
- [5] CULEK, B. *Statické zkoušky ocelových vzorků*. Pardubice, 2008. Technická zpráva. VCKV-P-12/08-1. Univerzita Pardubice
- [6] AHSS Application Guidelines [online databáze]. WorldAutoSteel, 2009 - [cit. 2010-15-2]. Dostupná z WWW: <<http://www.worldautosteel.org>>
- [7] Current Status of Advanced High Strength Steel for Auto-making and its Development in Baosteel [online databáze]. Baosteel research institute, Shangai – [cit. 2010-15-2]. Dostupná z WWW: <http://www.baosteel.com/english_n/e07technical_n/021702e.pdf>
- [8] Trendy ve vývoji plechů pro automobilový průmysl [online databáze]. Technická univerzita v Liberci, Katedra strojírenské technologie, Liberec, 2008 – [cit. 2010-15-2]. Dostupná z WWW: <http://www.ksp.tul.cz/cz/kpt/obsah/vyuka/stud_materialy/spt/pevnostni%20plechy.pdf>
- [9] ArcelorMittal Sestao - Dual Phase Steel [online databáze]. ArcelorMittal, England – [cit. 2010-15-2]. Dostupná z WWW: <<http://www.arcelormittal.com/sestao/pdf/EN%20-%20DUAL%20PHASE.pdf>>
- [10] Inovativní technologie v automobilovém průmyslu [online databáze]. MM průmyslové spektrum, Praha, 2007 - [cit. 2010-15-2]. Dostupná z WWW: <<http://www.mmspektrum.com/clanek/inovativni-technologie-v-automobilovem-prumyslu>>
- [11] Literature Review of Hot Press Forming [online databáze]. Pohang University of Science and Technology, Korea, 2008 - [cit. 2010-15-2]. Dostupná z WWW: <http://mdl.webteem.co.kr/jdboard/jdform/prens/20080922031752_11219_15.pdf>

- [12] Boronally alloyed quenched and tempered steel 22MnB5 [online databáze]. Saltzgitter Flachstahl, Germany, 2007 - [cit. 2010-15-2]. Dostupná z WWW: <http://www.saltzgitter-flachstahl.de/MediaDatenBank/downloadcenter_en/Hot_rolled_products_Steel_grades/Quenched_and_tempered_steels/Boronally_ alloyed_ quenched_ and_ tempered_ steel_ 22MnB5>
- [13] The Hotforming Process and Laser Technology [online databáze]. TRUMPF, ALAW Laser, 2009 - [cit. 2010-15-2]. Dostupná z WWW: <http://www.alawlaser.org/PDF/2009_presentations/automotive_track/Session%203/1%20-%20Klaus%20Loeffler.pdf>
- [14] PTÁČEK, L. a kol. *Nauka o materiálu I.-II.* CERM, s.r.o. Brno 1999, ISBN 80-7204-193-2
- [15] Kolektiv autorů. *Materiály a jejich svařitelnost.* ZEROSS – Svářečské nakladatelství, Ostrava 1999, ISBN 80-85771-63-2
- [16] *FRANCE-METALLURGIE : Selon une étude de l'AISI : l'utilisation des aciers dit AHSS de type dual phase a réduit le poids des voitures de 4 % entre 2007 et 2009 (US)* [online]. May 20, 2009 - [cit. 2010-15-2]. Dostupná z WWW: <<http://aciers.free.fr/index.php/2009/05/20/selon-une-etude-de-laisi-lutilisation-des-aciers-dit-ahss-de-type-dual-phase-a-reduit-le-poids-des-voitures-de-4-entre-2007-et-2009-us>>
- [17] MACHEK, V.; SODOMKA, J.. *Nauka o materiálu – 1. část: :Struktury kovových materiálů.* Vydavatelství ČVUT. Praha 2006, ISBN 80-01-03379-1

Seznam použitého značení

HSS (*High Strength Steel*): Vysokopevné oceli

AHSS (*Advanced High Strength Steel*): Pokročilé vysokopevné oceli

UHSS (*Ultra High Strength Steel*): Ultra vysokopevné oceli

IF (*Interstitial Free*): Nízkouhlíková, nízkopevná ocel bez intersticiálního zpevnění

MILD: Běžná nízkopevná uhlíková ocel

HS - IF (*High Strength Intestinal Free*): Nízkouhlíková výše pevná ocel bez intersticiálního zpevnění

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

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

DP (*Dual Phase*): Dvoufázová ocel

CP (*Complex Phase*): Vícefázová ocel

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

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

MS (*Martensitic steel*): Martenzitická ocel

Seznam obrázků a tabulek

Obr. 1: Příklad použití vysokopevných ocelí	10
Obr. 2: Rozdělení ocelí podle metalurgie.....	11
Obr. 3: Mikrostruktura DP oceli.....	12
Obr. 4: Mikrostruktura CP oceli.....	13
Obr. 5: Mikrostruktura TRIP oceli	14
Obr. 6: Mikrostruktura MS oceli	14
Obr. 7: Vývoj pevnosti oceli 22 MnB5	16
Obr. 8: Zmenšování počtu dílů u B sloupk.....	16
Obr. 9: ARA diagram pro ocel 22MnB5	17
Obr. 10: Technologie zpracování	18
Obr. 11: Geometrie vzorku.....	24
Obr. 12: Místa odběru a označení vzorků.....	25
Obr. 13: Mez pevnosti a kluzu materiálu	27
Obr. 14: Souběžné trhliny na vzorku BP1 (zvětšeno 2000x)	28
Obr. 15: Trhlina v rovinné části lomu (zvětšeno 1000x).....	28
Obr. 16: Vměstek v interiéru trhliny (zvětšeno 3000x).....	29
Obr. 17: Mikroanalýza vměstku	30
Obr. 18: Charakteristická pásma	32
Obr. 19: Místa odběru a značení vzorků.....	35
Obr. 20: Vzorek O2 po provedení zkoušky	35
Obr. 21: Průběh mikrotvrdosti vzorku O1	36
Obr. 22: Průběh mikrotvrdosti vzorku O2.....	36
Obr. 23: Průběh mikrotvrdosti vzorku O3.....	37
Obr. 24: Průběh mikrotvrdosti vzorku U3.....	37
Obr. 25: Průběh mikrotvrdosti vzorku O1	38
Obr. 26: Meze pevnosti jednotlivých vzorků	39
Obr. 27: Histogram pevnosti podle tříd.....	39
Obr. 28: Relativní pokles meze pevnosti.....	40
Obr. 29: Základní struktura mimo TOO vs. struktura TOO	40
Tab. 1: Chemické složení oceli 22MnB5	15
Tab. 2: Chemické složení	26
Tab. 3: Obsah plynů v oceli.....	26
Tab. 4: Pevnost a pružnost materiálu.....	26
Tab. 5: Meze pevnosti jednotlivých vzorků	38

Seznam příloh

Příloha 1: Protokoly měření

Měření mikrotvrdosti HV 0,5

Univerzita Pardubice

DFJP- KMMČS

Měřil: Vojtěch Lichorobiec

Vzorek:

Parametry měření:

Datum vyhotovení: 11.4.2009

zařízení ZWICK ROELL ZHV10

USI-O1-M

variabilní krokování zátěž 0,5 kg

Vzdálenost	Relativní vzdálenost [mm]	úhlopříčka [μm]	mikrotvrdost HV0,5
5,7	0,5	42,11	522,768308
6,7	1,5	42,3575	516,6769594
8,7	3,5	40,955	552,669978
9,7	4,5	41,45	539,5487173
10,7	5,5	43,43	491,4734655
11,2	6	46,6475	426,0131328
11,34	6,14	47,8025	405,6752513
11,46	6,26	48,6275	392,0268826
11,58	6,38	51,0375	355,8778419
11,7	6,5	53,1	328,7688723
11,82	6,62	53,925	318,7861367
11,94	6,74	55,245	303,7342579
12,07	6,87	56,07	294,8618744
12,2	7	52,5225	336,0384359
12,32	7,12	45,575	446,2994786
12,44	7,24	42,605	510,6914593
12,56	7,36	42,44	514,6701536
13	7,8	43,265	495,2292845
14	8,8	44,09	476,8694892
15	9,8	43,76	484,088881
16,5	11,3	42,11	522,768308
18	12,8	42,11	522,768308
19	13,8	43,5125	489,6115582
20	14,8	43,3475	493,3460139
20,5	15,3	41,945	526,8892486
20,76	15,56	41,945	526,8892486
20,88	15,68	50,7075	360,5249585
21	15,8	55,575	300,1378667
21,12	15,92	53,1	328,7688723
21,24	16,04	52,0275	342,4631274
21,36	16,16	50,7075	360,5249585
21,48	16,28	48,05	401,5068418
21,6	16,4	47,06	418,5775084
21,8	16,6	44,915	459,5120728
22	16,8	43,76	484,088881
23	17,8	41,615	535,2786681
24	18,8	41,45	539,5487173
26	20,8	41,12	548,2435389
27	21,8	42,11	522,768308

Měření mikrotvrdosti HV 0,5

Univerzita Pardubice

DFJP- KMMČS

Měřil: Vojtěch Lichorobiec

Vzorek:

Parametry měření:

Datum vyhotovení:

zařízení

USI O2

variabilní krokování

11.4.2009

ZWICK ROELL ZHV10

zátěž 0,5 kg

Vzdálenost	Relativní vzdálenost [mm]	úhlopříčka [μm]	mikrotvrdost HV0,5
13,85	0,175	41,3675	541,702928
13,95	0,275	41,45	539,5487173
14,05	0,375	42,11	522,768308
14,55	0,875	41,6975	533,1626274
15,05	1,375	41,945	526,8892486
15,55	1,875	41,78	531,0591095
16,05	2,375	41,945	526,8892486
17,05	3,375	43,265	495,2292845
17,55	3,875	43,43	491,4734655
17,75	4,075	44,915	459,5120728
17,85	4,175	46,565	427,5240194
17,95	4,275	47,6375	408,4903586
18,05	4,375	48,6275	392,0268826
18,15	4,475	53,1825	327,74965
18,27	4,595	53,0175	329,7928563
18,39	4,715	51,78	345,744788
18,5	4,825	51,45	350,1942218
18,65	4,975	42,3575	516,6769594
18,8	5,125	41,6975	533,1626274
19	5,325	42,44	514,6701536
19,2	5,525	42,0275	524,8227112
19,55	5,875	42,275	518,6955255
20	6,325	41,945	526,8892486
20,15	6,475	40,955	552,669978
20,65	6,975	41,78	531,0591095
21,65	7,975	40,79	557,150242
22,65	8,975	40,7075	559,4108315
23,65	9,975	40,625	561,6852071
24,65	10,975	41,2025	546,0502346
25,15	11,475	41,5325	537,4073312
25,65	11,975	41,615	535,2786681
26,15	12,475	41,3675	541,702928
26,36	12,685	42,11	522,768308
26,48	12,805	51,615	347,9588371
26,6	12,925	53,76	320,7459742
26,72	13,045	51,12	354,7301021
26,84	13,165	50,625	361,7009602
26,96	13,285	46,8125	423,0152887
27,08	13,405	46,4	430,5700059
27,28	13,605	44,42	469,8103993
27,78	14,105	42,6875	508,719391
28,78	15,105	41,12	548,2435389
29,78	16,105	41,2025	546,0502346
32	18,325	41,3675	541,702928
34	20,325	41,615	535,2786681
35,5	21,825	42,275	518,6955255

Měření mikrotvrdoti HV 0,5

Univerzita Pardubice
 DFJP- KMMČS
 Měřil: Vojtěch Lichorobiec
 Vzorek:
 Parametry měření:

Datum vyhotovení: 11.4.2009
 zařízení ZWICK ROELL ZHV10
 USI O3
 variabilní krokování zátěž 0,5 kg

Vzdálenost	Relativní vzdálenost [mm]	úhlopříčka [μm]	mikrotvrdot HV0,5
5	0,5	42,44	514,6701536
7	2,5	42,77	506,7587236
9	4,5	42,44	514,6701536
10	5,5	44,75	462,9069005
10,14	5,64	45,905	439,9058635
10,26	5,76	48,215	398,7634933
10,38	5,88	48,875	388,0665354
10,5	6	50,295	366,4629803
10,62	6,12	52,275	339,2279682
10,74	6,24	52,77	332,8936767
10,86	6,36	54,42	313,0132049
11	6,5	47,39	412,768281
11,12	6,62	41,285	543,8700659
11,24	6,74	41,285	543,8700659
11,8	7,3	42,8525	504,8093694
17,8	13,3	42,605	510,6914593
18,8	14,3	41,5325	537,4073312
19,3	14,8	46,235	433,6486615
19,43	14,93	53,76	320,7459742
19,56	15,06	53,265	326,73516
19,68	15,18	50,79	359,3546827
19,8	15,3	48,875	388,0665354
19,92	15,42	46,73	424,5102413
20,04	15,54	46,07	436,7604549
20,2	15,7	44,42	469,8103993
20,5	16	42,935	502,8712415
21	16,5	42,44	514,6701536
22	17,5	42,44	514,6701536
22,9	18,4	42,275	518,6955255
25	20,5	41,945	526,8892486
26	21,5	42,275	518,6955255

Měření mikrotvrdomosti HV 0,5

Univerzita Pardubice

DFJP- KMMČS

Měřil: Vojtěch Lichorobiec

Vzorek:

Parametry měření:

Datum vyhotovení:

zařízení

USI U3

variabilní krokování

11.4.2009

ZWICK ROELL ZHV10

zátěž 0,5 kg

Vzdálenost	Relativní vzdálenost [mm]	úhlopříčka [μm]	mikrotvrdomost HV0,5
6,5	0,6	43,76	484,088881
7,5	1,6	42,605	510,6914593
8,5	2,6	42,77	506,7587236
9,5	3,6	42,8525	504,8093694
10	4,1	42,77	506,7587236
10,5	4,6	44,75	462,9069005
10,63	4,73	45,245	452,8335012
10,75	4,85	47,225	415,6576721
10,88	4,98	48,4625	394,7008904
11	5,1	51,2025	353,5879056
11,12	5,22	53,1	328,7688723
11,24	5,34	54,6675	310,1853676
11,36	5,46	49,535	377,7942985
11,48	5,58	41,945	526,8892486
11,6	5,7	41,8625	528,9680157
11,72	5,82	41,945	526,8892486
12	6,1	41,945	526,8892486
12,5	6,6	42,1925	520,7259441
13	7,1	42,275	518,6955255
14	8,1	43,1825	497,1233594
14,5	8,6	41,5325	537,4073312
15,5	9,6	42,5225	512,675017
16,5	10,6	42,275	518,6955255
17,5	11,6	42,1925	520,7259441
18,5	12,6	44,75	462,9069005
19	13,1	42,5225	512,675017
19,5	13,6	42,11	522,768308
19,76	13,86	45,08	456,1544536
19,88	13,98	53,1	328,7688723
20	14,1	53,1	328,7688723
20,18	14,28	50,955	357,0311611
20,3	14,4	48,4625	394,7008904
20,42	14,52	47,4725	411,3348704
20,54	14,64	45,575	446,2994786
20,7	14,8	44,915	459,5120728
21	15,1	43,265	495,2292845
22	16,1	43,265	495,2292845
24	18,1	43,1825	497,1233594
26	20,1	43,265	495,2292845
26,8	20,9	43,595	487,7602113