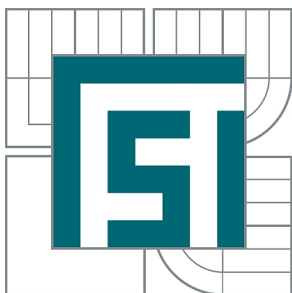


VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ
FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

VLIV POVLAKOVÁNÍ NA LOMOVÉ CHOVÁNÍ LEDEBURITICKÉ OCELI

THE INFLUENCE OF COATINGS ON FRACTURE BEHAVIOUR OF LEDEBURITIC STEEL

DIPLOMOVÁ PRÁCE
MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

Bc. MARTIN ŠAFÁŘ

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

Ing. HYNEK HADRABA, Ph.D.

BRNO 2010

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství

Akademický rok: 2009/2010

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

student(ka): Bc. Martin Šafář

který/která studuje v **magisterském navazujícím studijním programu**

obor: **Materiálové inženýrství (3911T011)**

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

Vliv povlakování na lomové chování ledeburitické oceli

v anglickém jazyce:

The influence of coatings on fracture behaviour of ledeburitic steel

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Prášková metalurgie rychle ztuhlých částic se stala rozhodujícím směrem ve vývoji a použití vysokolegovaných ocelí ledeburitického typu. Tvrdost těchto ocelí dosahuje hodnot v rozmezí 700 až 800 HV. Vlastnosti jsou dále optimalizovány modifikací povrchu, nejčastěji prostřednictvím duplexního povlakování. Bylo nicméně zjištěno, že tvrdé povlaky vedou u některých materiálů k předčasným lomům, resp. zvýšenému výskytu nestabilního porušení před dosažením předpokládané životnosti materiálu. Při analýze příčin byla navíc zjištěna absence jednotné metodiky hodnocení odolnosti vůči lomu této skupiny materiálů. Práce bude zaměřena na systematickou analýzu vlivu povlaku a metodický vývoj postupu kvantifikace odezvy materiálu s povlakem na mechanické zatěžování.

Cíle diplomové práce:

Hlavním cílem předkládaného projektu je zjištění vlivu duplexních povrchových vrstev připravených kombinací různě silných nitridovaných povrchů a povlaků na multifázové ledeburitické nástrojové oceli, na podmínky iniciace a šíření trhliny a houževnatost základního materiálu. Předpokládá se zvládnutí technik přípravy vzorků tvrdých materiálů (výbrusy, finální opracování vzorků pro mechanické zkoušky), kvantifikace povrchového reliéfu (drsnot, konfokální mikroskopie) a dále i metodik ohybových zkoušek při statickém zatěžování včetně interpretace získaných dat.

Seznam odborné literatury:

- [1] Jurči P.: Nástrojové oceli ledeburitického typu, nakl. ČVUT, 2009.
- [2] Tidesten M.: Nástrojové materiály, díl I, Ostravice, 1994.
- [3] Dlouhý I., Holzmann M.: Vliv povrchového tvrzení na lomové chování ocelí na ozubená kola, Sb. konf Cementace a nitridace, Brno, 2001, s. 155.

Vedoucí diplomové práce: Ing. Hynek Hadraba, Ph.D.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2009/2010.

V Brně, dne 14.2.2010

L.S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
Ředitel ústavu

prof. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc.
Děkan fakulty

ABSTRAKT

Tato práce se zabývá nástrojovou ocelí Vanadis 6. Popisuje přípravu vzorků pro zkoušku tříbodovým ohybem, pomocí kterého je zkoumán vliv drsnosti povrchu, vliv nitridace, povlakování a duplexního povlakování na lomové chování ledeburitické oceli. Především je zkoumána pevnost v ohybu a celková energie potřebná do lomu. Součástí práce je i zmapování a měření drsnosti povrchu jednotlivých povlaků. Toto měření je prováděno na konfokálním mikroskopu.

KLÍČOVÁ SLOVA

Vanadis 6, nitridace, povlak Cr_2N , pevnost v ohybu, konfokální mikroskopie povrchu, drsnost

ABSTRACT

This work deals with tool steel Vanadis 6. It describes the preparation of samples for the three-point bending test, with which it examines the influence of surface roughness, the effect of nitriding, coating and duplex coatings on fracture behaviour of the steel. First, it examines bending strength and the total energy required to work of fracture. The work also includes mapping and measurement of surface roughness on different layers. This measurement is performed on a confocal microscope.

KEYWORDS

Vanadis 6, nitration, Cr_2N coating, bending strength, confocal microscope surface, roughness

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

ŠAFÁŘ, M. *Vliv povlakování na lomové chování ledeburitické oceli*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2010. XY s. Vedoucí diplomové práce Ing. Hynek Hadraba, Ph.D.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci vypracoval samostatně pod odborným vedením vedoucího diplomové práce a s použitím uvedené literatury.

V Brně dne 28.5.2010

.....

PODĚKOVÁNÍ

Chtěl bych poděkovat všem, kteří mi pomohli při řešení diplomové práce, především pak prof. Ing. I. Dlouhému, CSc., Ing. H. Hadrabovi, Ph.D. a Ing. Z. Chlupovi Ph.D za cenné rady a připomínky. Velký dík patří rovněž mé rodině, za psychickou a finanční podporu po dobu celého mého studia. Práce byla vypracována v rámci projektu č. 101/09/1821 financovaného GAČR.

OBSAH

1 ÚVOD	1
2 TEORETICKÁ ČÁST	2
2.1 LEDEBURITICKÉ OCELI	2
2.1.1 OBECNÁ CHARAKTERISTIKA	2
2.1.2 ZÁKLADNÍ VLASTNOSTI	3
2.1.3 STRUKTURA LEDEBURITICKÝCH OCELÍ	5
2.1.4 VÝROBA LEDEBURITICKÝCH OCELÍ	6
Výroba ledeburitických ocelí konvenčním postupem	6
Výroba ledeburitických ocelí práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic	7
2.1.5 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ	9
Žíhání na měkko	9
Austenitizace	9
Kalení	10
Popouštění	10
2.1.6 POVRCHOVÁ ÚPRAVA	11
Nitridace	11
Povlakování	13
Duplexní povlaky	13
2.1.7 VANADIS 6	14
Vlastnosti oceli Vanadis 6	14
2.2 MĚŘENÍ STRUKTURY DRSNOSTI POVRCHU	15
2.2.1 DOTIKOVÉ MĚŘÍCÍ PŘÍSTROJE	16
2.2.2 BEZDOTIKOVÉ MĚŘÍCÍ PŘÍSTROJE	16
Způsob měření drsnosti na konfokálním mikroskopu	16
2.3 LOMOVÁ HOUŽEVNATOST	20
2.3.1 LINEÁRNÍ ELASTICKÁ LOMOVÁ MECHANIKA (LELM)	20
Lomová houževnatost vyjádřena faktorem intenzity napětí	20
Lomová houževnatost vyjádřena hnací silou trhliny	21
2.3.2 ELASTICKO PLASTICKÁ LOMOVÁ MECHANIKA (EPLM)	22
Lomová houževnatost vyjádřena kritickým rozevřením trhliny	22
Lomová houževnatost vyjádřena J-integrálem	22
2.4 OHYBOVÁ ZKOUŠKA	23
2.4.1 TŘÍBODOVÝ OHYB	23
2.4.2 ČTYŘBODOVÝ OHYB	23
2.4.3 POROVNÁNÍ OBOU METOD	24
3 CÍLE PRÁCE	25
4 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	26
4.1 EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL	26
4.1.1 CHEMICKÉ SLOŽENÍ	26
4.2 PŘÍPRAVA VZORKŮ	26
4.2.1 ŘEZÁNÍ	26
4.2.2 FRÉROVÁNÍ A HRUBÉ BROUŠENÍ	26
4.2.3 KALENÍ A POPOUŠTĚNÍ	27
4.2.4 PŘÍPRAVA POVRCHU NA POŽADOVANOU DRSNOST	27
Úprava drsnosti u I. série	27

Úprava drsnosti u II. série.....	29
4.2.5 NANÁŠENÍ VRSTVY A POVLAKU	29
Vytváření vrstvy	30
Vytváření povlaku	30
4.3 OZNAČENÍ VZORKŮ.....	31
4.4.1 STANOVENÍ LOMOVÉ HOUŽEVNATOSTI.....	31
4.4.2 DOKUMENTACE STRUKTURY A MĚŘENÍ POVRCHU	32
Provedení měření	32
Podmínky měření	32
4.4.3 STANOVENÍ OHYBOVÉ PEVNOSTI.....	33
Metoda tříbodového ohybu	33
4.4.4 STANOVENÍ ELASTICKÉ A PLASTICKÉ ENERGIE.....	34
4.4.5 STANOVENÍ MODULU PRUŽNOSTI Z OHYBOVÉ ZKOUŠKY	34
4.5 VÝSLEDKY	35
4.5.1 LOMOVÁ HOUŽEVNATOST	35
4.5.2 STRUKTURA POVRCHU-DRSNOST.....	35
4.5.3 OHYBOVÁ PEVNOST A LOMOVÁ ENERGIE.....	39
Vliv drsnosti povrchu na lomové chování oceli vanadis 6.....	39
Vliv druhu vrstvy a povlaku na lomové chování oceli vanadis 6	40
Vliv tloušťky povlaku Cr_2N na lomové chování oceli Vanadis 6	42
4.5.4 MODUL PRUŽNOSTI.....	43
4.5.5 STRUKTURA OCELI VANADIS 6.....	43
5 DISKUSE	44
6 ZÁVĚRY	49
8 LITERATURA.....	50

1 ÚVOD

Nástrojové oceli se používají k výrobě celé škály pracovních nástrojů. Na tyto oceli jsou kladeny vysoké požadavky z hlediska tvrdosti, pevnosti a otěruvzdornosti. Důležitou mechanickou vlastností je rovněž houževnatost, což je u nástrojových ocelí vždy velký problém.

V posledních letech přichází na řadu nástrojové oceli ledeburitického typu vyrobené práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic (PM). Tyto oceli se uplatňují v technických aplikacích, jako jsou operace stříhání plechů, přesné stříhání, ohýbání, děrování apod. Zejména se jedná o aplikace ve velkosériové výrobě, např. v dodavatelských společnostech pro automobilový a spotřební průmysl.

Výhodou PM ledeburitických ocelí ve srovnání s klasickými chromovými ledeburitickými ocelmi je jejich izotropní struktura a zpravidla významně lepší mechanické vlastnosti, zejména houževnatost. Pro ještě lepší vlastnosti se tato ocel tepelně zpracovává (kalí a několikanásobně popouští). V některých případech je výhodné, aby ledeburitické oceli byly dále povrchově zpracovány.

Současným výzkumně-vývojovým trendem povrchového zpracování je duplexní povlakování. Tento způsob využívá kombinace chemicko-tepelného zpracování, zpravidla nitridace, s následným povlakováním různými fyzikálními procesy za nízké teploty (PVD) [1].

Problémem je, že z hlediska lomového chování neexistuje ucelený pohled na komplex vlastností, charakterizující odolnost proti iniciaci a šíření křehkého porušení v systému ledeburitická ocel – povlak, nanášeného fyzikální depozicí. Dokonce neexistuje ani relevantní údaj o celkovém pohledu na tyto charakteristiky pro nepovlakované ledeburitické oceli, vyrobené práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic.

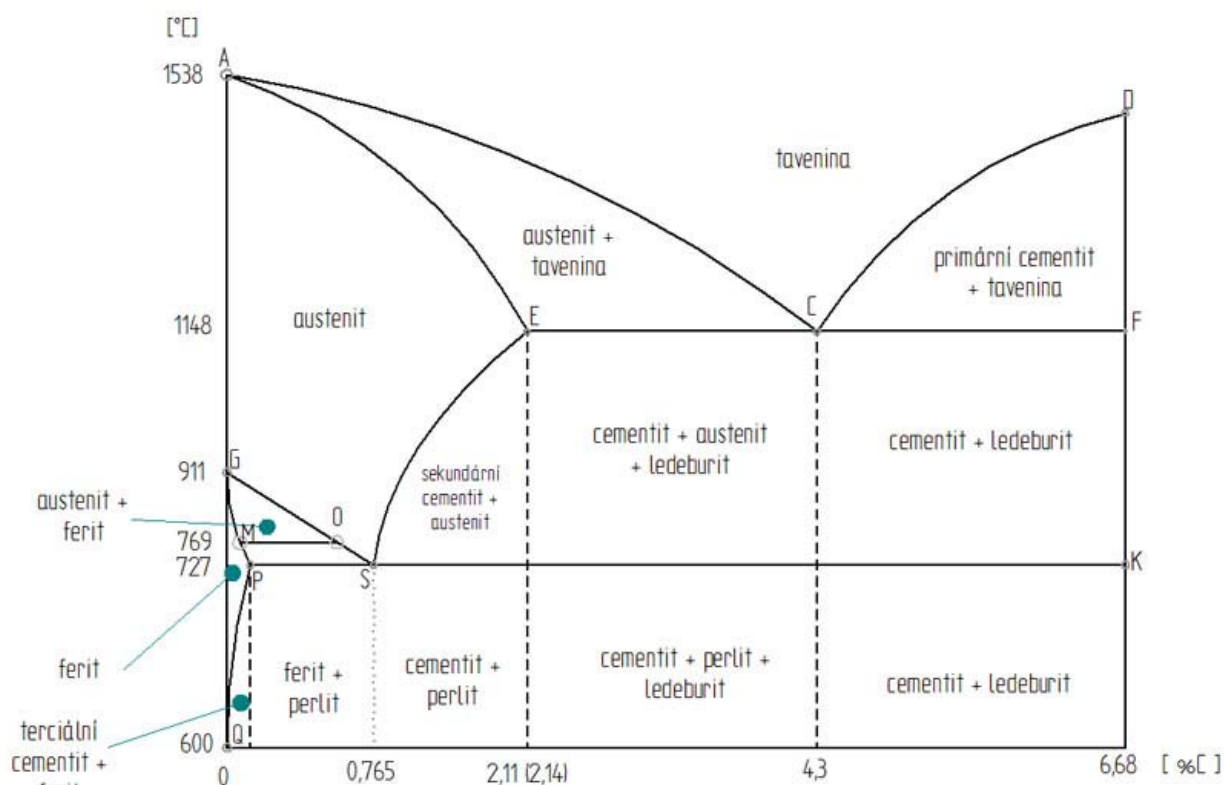
Cílem této práce je zjištění vlivu duplexních povlaků (nitridace a povlak Cr_2N), popřípadě povlaků různé tloušťky či chemického složení, na podmínky iniciace a šíření trhliny a houževnatost základního materiálu.

V teoretické části práce jsou shrnuty současné poznatky, týkající se výroby a následného zpracování ledeburitických ocelí, včetně přípravy ochranných povrchových vrstev. Větší pozornost je pak věnována experimentálnímu materiálu, použitému v této práci – oceli Vanadis 6. V teoretické části jsou uvedeny i základy experimentálních technik, použitých pro řešení cílů této práce: popis mechanických zkoušek (lomová houževnatost, pevnost v ohybu) a popis technik kvantifikace povrchového reliéfu (drsnot, konfokální mikroskopie).

2 TEORETICKÁ ČÁST

2.1 LEDEBURITICKÉ OCELI

Nejprve by bylo dobré vysvětlit pojem „ocel ledeburitického typu“. Podíváme-li se známého diagramu železo – karbid železa (Obr. 2.1), zjistíme, že ledeburit, čili eutektická strukturní složka, se vyskytuje teprve při obsahu uhlíku větším než 2,11%. Ovšem neznámá to, že by ledeburitické oceli měly takový to, nebo snad ještě větší obsah uhlíku. Díky legujícím prvkům, dochází k rozšiřování oblasti existence feritu a naopak k zmenšování oblasti existence austenitu. Hlavními legujícími prvky, které rozšiřují oblast feritu, jsou chrom a wolfram. Právě díky těmto prvkům jsme schopni vyrobit ocel s nižším obsahem uhlíku (menší jak 2,11% C), která může patřit do skupiny ledeburitických ocelí. Neboli materiály s vysokým obsahem legujících prvků a s výskytem eutektické strukturní složky již při obsahu uhlíku kolem 0.7-1% C pak nazýváme ledeburitické oceli [3].



Obr. 2.1 – Rovnovážný diagram system Fe-Fe₃C.

2.1.1 OBECNÁ CHARAKTERISTIKA

Společným znakem všech ledeburitických ocelí je vysoký obsah uhlíku (0,7–3,8%) a legujících prvků (10–35%). Základní legury jsou chrom, vanad, wolfram a molybden.

Chrom, jehož obsah je obvykle vyšší jak 4%, vytváří stabilní a tvrdý karbid M₇C₃, který pak může být i solidifikačního původu, tzn. vylučuje se přímo z

taveniny. Obsah chromu má také význam z hlediska prokalitelnosti oceli a v důsledku výskytu karbidů i otěruvzdornosti.

Wolfram vytváří karbidy typu M_6C , z nichž se část rozpouští během austenitizace a účastní se tak dějů při tepelném zpracování. Druhá část karbidů zůstává nerozpuštěná a zvyšuje odolnost proti opotřebení. Rovněž martenzit, který obsahuje wolfram, si zachovává vysokou tvrdost i za zvýšených teplot.

Vanad tvoří velmi stabilní karbidy typu MC . Nevýhodou vanadu je, že zhoršuje obrobiteľnosť (v dôsledku vzniku veľmi tvrdých karbidů) a brousitelnost ocelí. V některých experimentálních pracích z poslední doby jsou patrné snahy nahradit vanad částečně nebo úplně niobem.

Poslední typickou legurou ledeburitických ocelí je molybden. Při malém obsahu (do cca 2%) zlepšuje řezivost a při obsahu do 5% i houževnatost.

Doprovodnými prvky u těchto ocelí mohou být mangan a křemík. Obsah těchto prvků by neměl být vyšší než cca 0,5%. Mezi nečistoty v ocelích ledeburitického typu se řadí zejména síra a fosfor. Uvedené prvky tvoří chemické sloučeniny FeS , MnS , Fe_3P a působí jako nežádoucí vměstky. Snižují houževnatost a odolnost materiálu vůči únavě [3].

2.1.2 ZÁKLADNÍ VLASTNOSTI

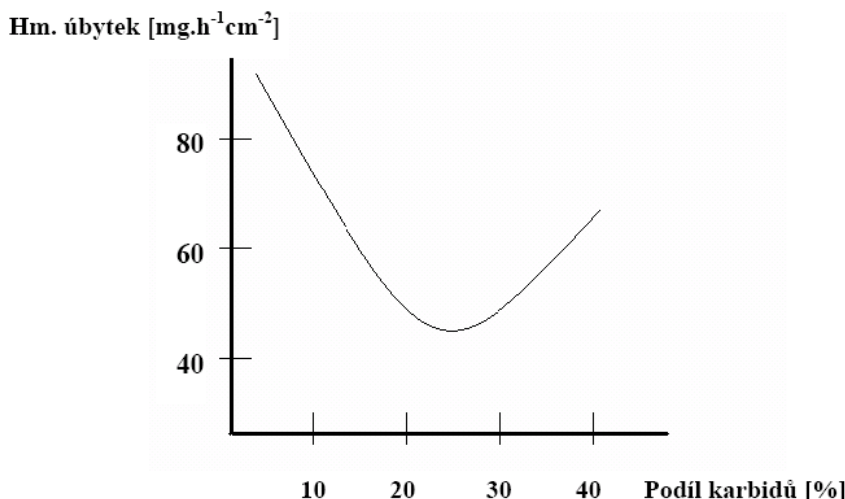
Struktura a vlastnosti ledeburitických ocelí jsou vždy dány charakterem matrice a typem, množstvím, velikostí a rozmístěním karbidů. Většina vlastností této oceli se získává při tepelném zpracování. Jedná se hlavně o pevnost, houževnatost, tvrdost, odolnost vůči opotřebení, korozní odolnost a odolnost vůči popouštění. Velkou měrou se na těchto vlastnostech podílí umístění jednotlivých prvků v mikrostruktuře oceli. Prvky obsažené v karbidech o nízké termické stabilitě zvyšují prokalitelnost, tvrdost martenzitu a schopnost sekundárního vytvrzování. Prvky obsažené v karbidech o vysoké tepelné stabilitě (např. vanad) mají vliv zejména na odolnost vůči opotřebení a na velikost zrna po tepelném zpracování.

Ledeburitická ocel se pyšní velice dobrou kalitelností a prokalitelností. S prokalemím v celém průřezu výrobku nebývají problémy i u větších nástrojů (nad 100 mm). Kalením pak obvykle dosahujeme tvrdosti 60 HRC a více.

Další důležitou vlastností je obrobiteľnosť, která má význam při výrobě nástrojů z této oceli. Vliv na ni mají dva faktory: tvrdost a rozmístění karbidů v matrici. Obrábění této oceli se provádí po žíhání na měkko, kdy se tvrdost pohybuje v rozmezí 230 až 290HB. Se vzrůstající tvrdostí obrobiteľnosť pochopitelně klesá.

Pro dokončovací operace, které se provádějí po tepelném zpracování, je důležitá dobrá brousitelnost. Ta je velmi závislá na struktuře materiálu. Hlavním problémem jsou velmi tvrdé karbidy vanadu. Tyto karbidy zhoršují brousitelnost konvenčními brusivy, proto vydávají výrobci normativy pro broušení nástrojů.

Mezi důležité vlastnosti patří otěruvzdornost. Tato vlastnost nemusí být přímo úměrná tvrdosti povrchu, ale závisí na více faktorech. Především na konkrétním chemickém složení. Jak je vidět na Obr. 2.2 neplatí přímá úměra mezi opotřebením a množstvím karbidických fází [3].

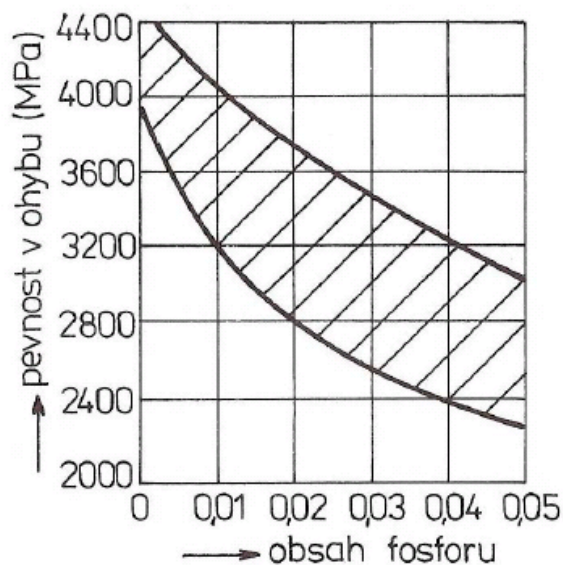


Obr. 2.2 – Závislost odolnosti proti abrazivnímu opotřebení na obsahu karbidů [20].

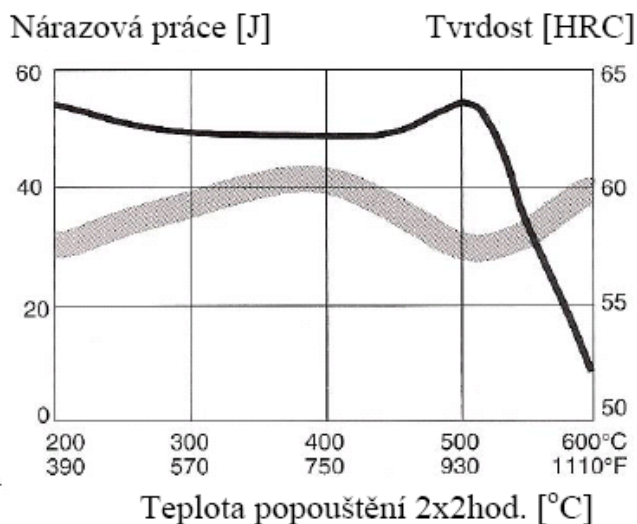
Klíčovou roli mezi vlastnostmi nástrojových ocelí hraje houževnatost. Tuto vlastnost ovlivňuje jak primární (výroba materiálu), tak i sekundární (tepelné) zpracování. Nejdůležitější činitele, které ovlivňující konečnou houževnatost oceli můžeme identifikovat jako:

- chemické složení,
- způsob výroby,
- mikročistota,
- výše austenitizační teploty,
- výše popouštěcí teploty,
- jakost povrchu materiálu.

Významnou roli při iniciaci křehkého porušení hraje u ledeburitických ocelí především jakost povrchu. Neméně důležitý je z hlediska houževnatosti způsob výroby oceli. Oceli o stejném chemickém složení vyrobené práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic mají výrazně lepší houževnatost. Navíc tyto materiály „netrpí“ známou anizotropií mechanických vlastností, způsobené díky tzv. karbidické řádkovitosti, která je typická pro konvenčně vyráběné materiály. Velký vliv na houževnatost má také mikročistota oceli. Jak je vidět z Obr. 2.3, s přibývajícím množstvím fosforu, klesá pevnost ledeburitické oceli ve třibodovém ohybu. Vliv velikosti popouštěcí teploty na houževnatost je pak ilustrován na Obr. 2.4. Obecně je známé pravidlo, že s rostoucí teplotou popouštění houževnatost vzrůstá, ovšem pro oceli ledeburitického typu toto pravidlo neplatí. V oblasti teplot kolem 500-600°C vykazují tzv. maximum sekundární tvrdosti, které má vždy za následek snížení houževnatosti [3].



Obr. 2.3 – Vliv obsahu fosforu na pevnost v ohybu ledeburitické oceli 19 824 [3].



Obr. 2.4 – Houževnatost PM ledeburitické oceli Vanadis 6 v závislosti na popouštěcí teplotě [16].

2.1.3 STRUKTURA LEDEBURITICKÝCH OCELÍ

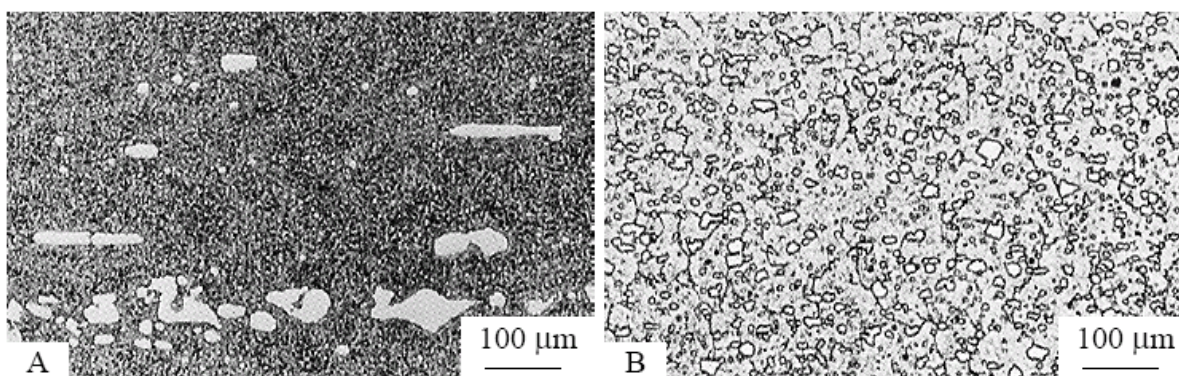
Struktura ledeburitických ocelí je tvořena matricí, v níž jsou rozptýleny karbidické fáze různého typu, velikosti a původu. Před tepelným zpracováním je matrice tvořena dendrity tuhého roztoku feritu. Po kalení je matrice tvořena především martenzitem a zbytkovým austenitem.

Karbidy tvoří tvrdou složku a ovlivňují obrobiteľnosť, rezivost (negativně) a otěruvzdornost (pozitivně). Na funkční vlastnosti (pevnost) má především vliv stav matrice. Pevnost matrice se zvyšuje tepelným zpracováním, přičemž zásadní vliv na pevnost a tvrdost má počet karbidů, které se při tepelném zpracování rozpustí v austenitu [3].

Ledeburitická ocel je buďto vyráběna konvenčním způsobem, nebo v posledních letech více se rozvíjející práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic

(PM). Oceli ledeburitického typu, vyráběné metodou PM, převyšují své protějšky vyrobené klasickou metalurgií výrazně, zejména stejnorodostí struktury a mechanickými vlastnostmi. Z mechanických vlastností je nejdůležitější nárůst houževnatosti. Studie např. ukazují, že nahrazení konvenční oceli M2 jejím PM ekvivalentem vedlo při stříhání tlustých plechů k 7-mi až 10-ti násobnému prodloužení životnosti nástrojů [4].

Jak už bylo v úvodu zmíněno, struktura ledeburitické oceli se liší nejen díky rozdílnému chemickému složení a tepelnému zpracování, ale také díky různé technologii její výroby. Na Obr. 2.5 můžeme vidět typické struktury ledeburitické oceli, vyrobené klasickým způsobem a práškovou metalurgií.



Obr. 2.5 – Srovnání struktury polotovarů ledeburitické oceli, vyrobené klasickým metalurgickým způsobem (A) a práškovou metalurgií (B) [3].

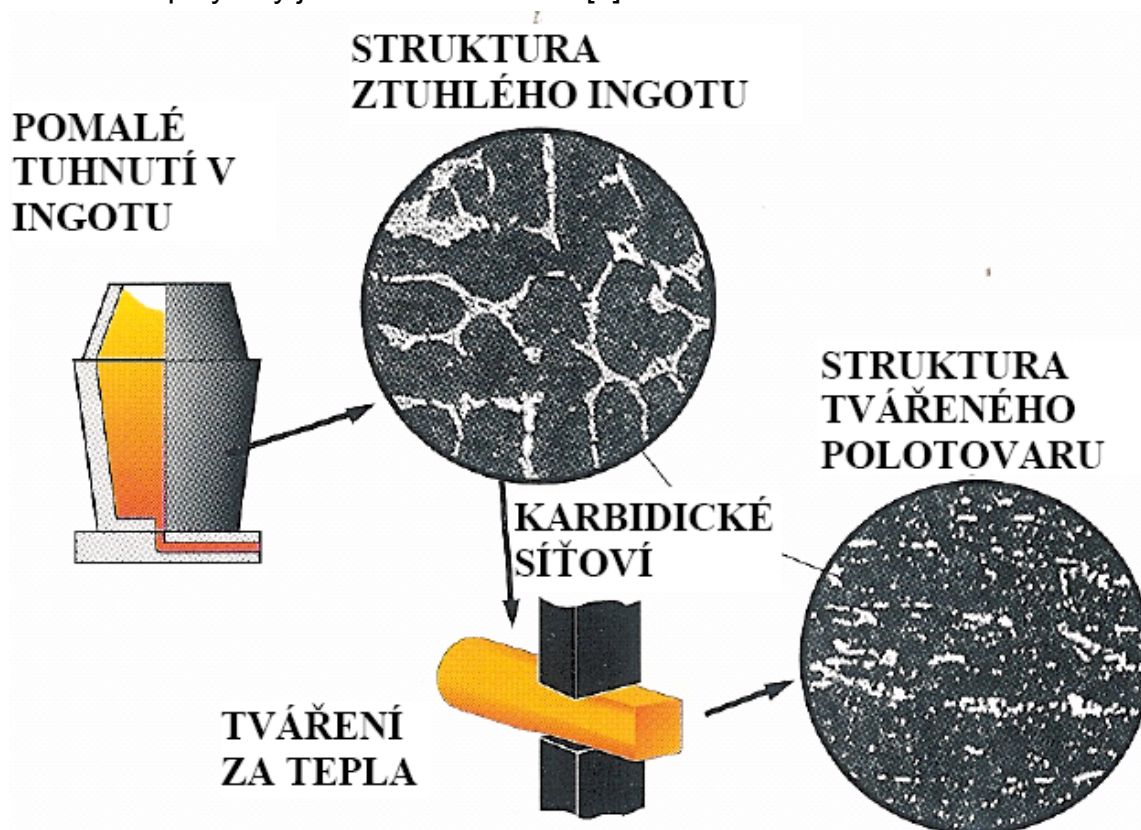
2.1.4 VÝROBA LEDEBURITICKÝCH OCELÍ

Ledeburitická ocel se vyrábí dvěma způsoby. První klasický způsob výroby konvenčním metalurgickým postupem. Druhý je práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic. Druhý způsob je o mnoho zajímavější. Prášková metalurgie rychle ztuhlých částic se v posledních letech stala rozhodujícím směrem ve výzkumu, vývoji, výrobě a použití vysokolegovaných ocelí ledeburitického typu. Materiály vyrobené touto technologií několikanásobně převyšují svými vlastnostmi své protějšky, vyrobené klasickou ingotovou cestou. Tato progresivní technologie navíc umožňuje vývoj a výrobu nových typů mikro a nanomateriálů, které by se klasickými metalurgickými postupy nemohly realizovat [3].

Výroba ledeburitických ocelí konvenčním postupem

Většina kovových materiálů, včetně nástrojových ocelí ledeburitického typu, se vyrábí technologií, při které se uplatňuje proces tuhnutí taveniny. Primární metalurgie velkou měrou ovlivňuje homogenitu struktury a vlastnosti materiálu. Převážnou část vad, vzniklých v procesu primární krystalizace, nelze efektivně odstranit následným zpracováním (tváření za studena, tváření za tepla, tepelné zpracování...) [3]. Konvenční výroba ocelí ledeburitického typu spočívá v přípravě taveniny a jejím následném odlití do stabilní formy. Ve formě ztuhne tavenina v ingot, který se dále válcuje za tepla, abychom dostali požadovaný tvar. Válcováním se nám také zlepší mechanické vlastnosti ocelí. Po válcování přichází

na řadu tepelné zpracování. Provádí se především homogenizace a žíhání na měkko. Postup výroby je vidět na Obr. 2.6. [3].

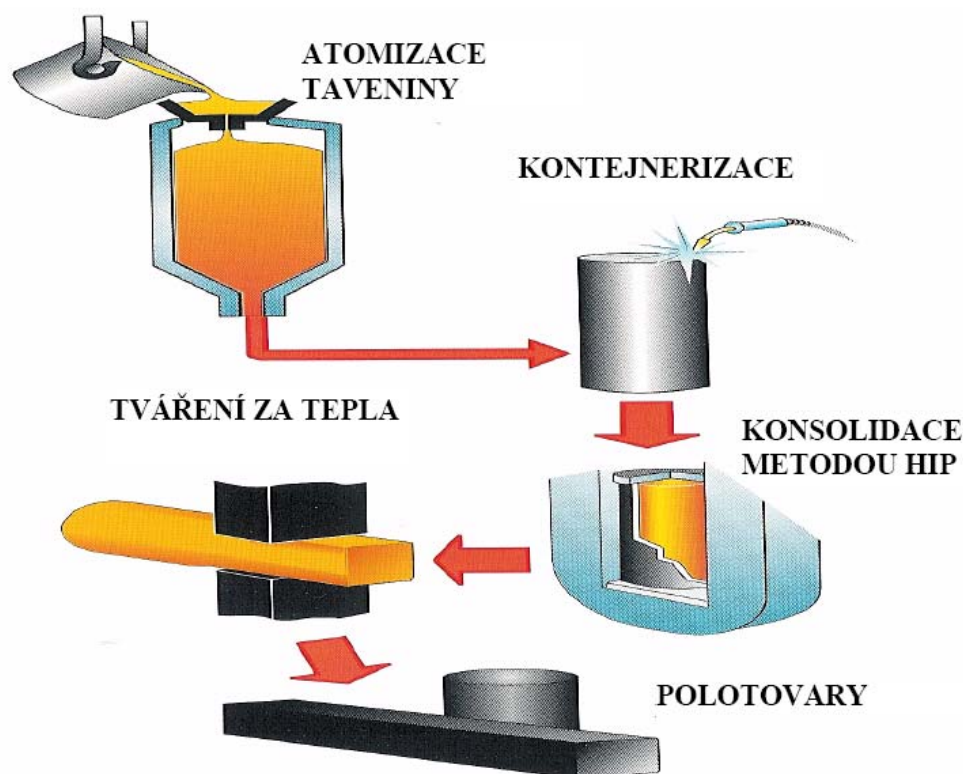


Obr. 2.6 – Výroba ledeburitických ocelí konvenčním metalurgickým způsobem [3].

Výroba ledeburitických ocelí práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic

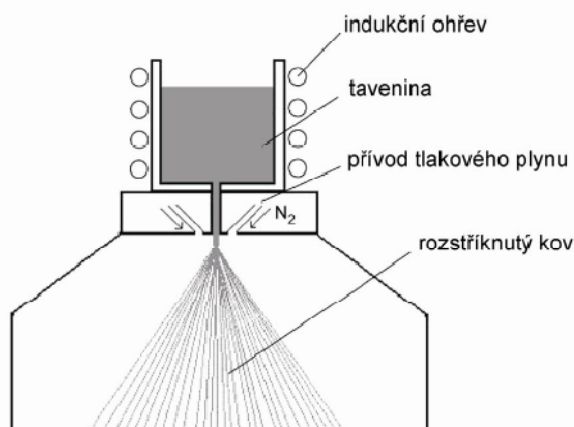
Hlavním cílem práškové metalurgie rychle ztuhlých částic bylo překonat problémy s velkými segregacemi, vznikajícími během pomalého tuhnutí ingotů o váze několika stovek až tisíce kilogramů. Další důvod proč se přechází na práškovou metalurgii je zlepšení houževnatosti materiálu, směrová nezávislost a možnost vyššího legování uhlíkem a vanadem [3].

Celá výroba se skládá z několika důležitých kroků, které jsou schematicky zobrazeny na Obr. 2.7.



Obr. 2.7 – Výroba ledeburitických ocelí práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic [3].

Prvním krokem je tzv. atomizace taveniny. Proces je schematicky znázorněn na Obr. 2.8. Proud taveniny vstupuje otvorem mezi trysky tlakového plynu (dusík nebo argon) a je rozstříknut na drobné kapky, které velmi rychle tuhnou. Řádově se doba tuhnutí prášku pohybuje v milisekundách a velikost prášku dosahuje řádově setin až desetin milimetru. Segregační jevy jsou tedy omezeny jak prostorově, tak časově [5].



Obr. 2.8 – Schematické znázornění procesu atomizace taveniny tlakovým inertním plynem [5].

Dalším krokem je konsolidace nebo-li zhutnění prášku. Abychom z jemného prášku vytvořili polotovary o určitých rozměrech, musíme prášek za nejlepších podmínek slisovat. Jako nejlepší metoda se zdá být izostatické lisování za tepla. Díky této metodě jsme totiž schopni dosáhnout nulové zbytkové pórovitosti, což je

jeden z požadavků, kladený na oceli v nástrojářském průmyslu. Izostatické lisování ledeburitických ocelí se provádí v oblasti teplot pod solidem. To znamená, že nedochází k natavení materiálu. Ke konsolidaci dochází vlivem vysokého tlaku a přítomností vakua v kontejneru (kontejner je před lisováním evakuován a hermeticky uzavřen) tak, že materiál „plasticky teče“ [3].

Po izostatickém lisování se kontejner musí nechat pomalu vychladnout, aby se zabránilo případným deformacím. Proces je téměř bezztrátový – po vychladnutí se pouze odstraní vrchní vrstva materiálu, která je tvořena materiálem kontejneru z nízkouhlíkové oceli.

Dále následuje tváření za tepla, které není nutné z hlediska dalšího zlepšování struktury či mechanických vlastností, ale kvůli výrobě hutních polotovarů o žádaném průřezu [3].

2.1.5 **TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ**

Důležitým krokem u nástrojových ocelí ledeburitického typu je tepelné zpracování. Pro samotnou výrobu nástrojů z ledeburitické oceli je dobré, aby ocel měla co nejnižší tvrdost. Toho docílíme žíháním na měkko. Na druhou stranu již hotovému nástroji je potřeba udělit nezbytné vlastnosti pro jeho použití, jako je pevnost, tvrdost atd.

Žíhání na měkko

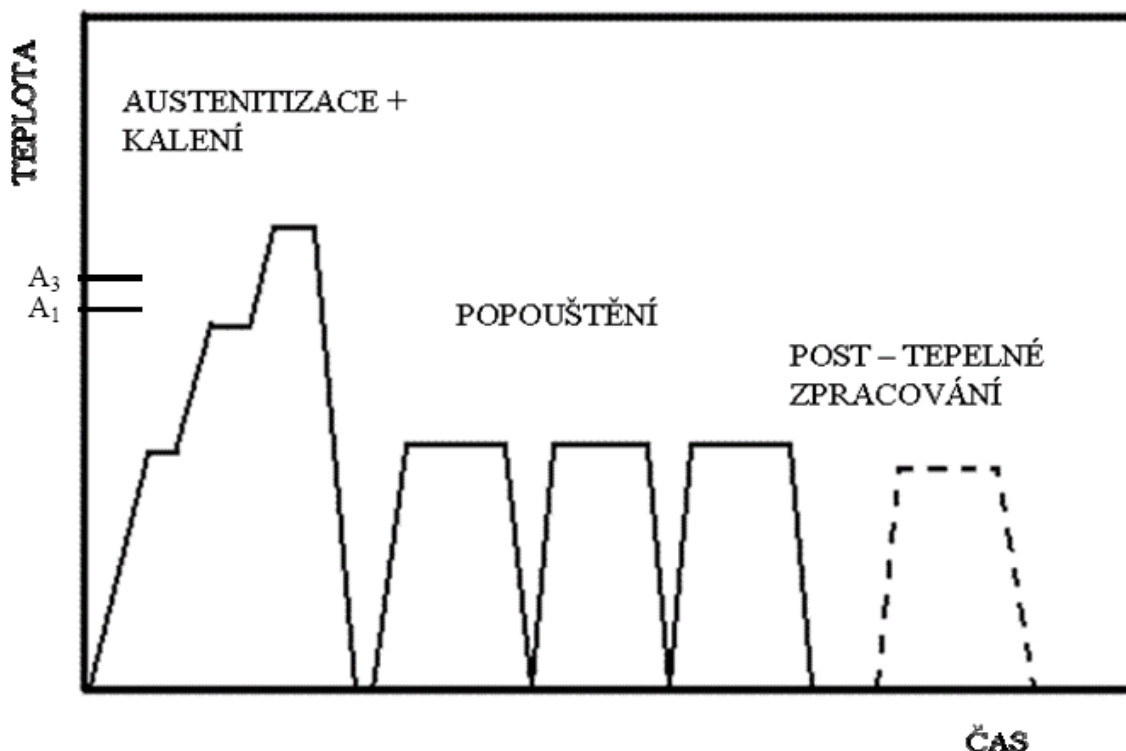
Účelem žíhání na měkko je snížit tvrdost ledeburitických ocelí před výrobou nástrojů. Nejčastěji se používá tzv. transformační žíhání na měkko. To znamená, že se ocel ohřeje mírně nad teplotu A1 s výdrží 2-4 hodiny s následným pomalým ochlazením (10°/hod).

Austenitizace

Tepelné zpracování pro zvýšení tvrdosti obvykle zahrnuje ohřev nad austenitizační teplotu a výdrž na ní, kalení a několikanásobné popouštění tak, jak je to znázorněné na Obr. 2.9. Tepelným zpracováním získá ocel ledeburitického typu tvrdost, otěruvzdornost, pevnost, řezivost.

Ohřev ledeburitických ocelí se provádí při austenitizačních teplotách, těsně pod solidem. Důvodem takto vysokých teplot je rozpuštění eutektoidních a částečně sekundárních karbidů na bázi wolframu, molybdenu, vanadu a tím zvýšení tvrdosti. Někdy se ovšem používají i nižší teploty a to v případě nástrojů pro práci za studena. Výsledná tvrdost je sice nižší, ale díky zachování jemnějšího austenitického zrna je podstatně vyšší houževnatost. Ohřev na austenitizační teplotu se musí provádět stupňovitě. Důvodem je velmi nízká tepelná vodivost všech ocelí ledeburitického typu.

Doba výdrže na austenitizační teplotě je určena materiálovými vlastnostmi oceli. Většinou se ovšem pohybujeme v řádech sekund až minut. Při určování podmínek austenitizace je nezbytné mít na paměti jak materiálové vlastnosti, tak charakter ohřevového média a v neposlední řadě velikost součásti [23].



Obr. 2.9 – Typický teplotně – časový režim tepelného zpracování ocelí ledeburitického typu [3].

Kalení

Současným standardem v kalení ledeburitických ocelí jsou vakuová zařízení s přetlakovým plynem. Jedná se o inertní plyn dusík, argon nebo hélium. Výhodou oproti starému způsobu kalení v solných lázních nebo oleji je bezesporu lepší řízení ochlazovací rychlosti, snížení deformace nástrojů a kovově čistý povrch po zakalení.

V kaleném stavu je struktura ocelí ledeburitického typu tvořena martenzitem, nerozpuštěnými karbidy a většinou 20-30 obj. % zbytkového austenitu. Čím vyšší je kalící teplota, tím více je i zbytkového austenitu. Děje se tak v důsledku většího nasycení austenitu uhlíkem a legurami, které snižují teplotu M_s . Podobně roste množství zbytkového austenitu i s časem výdrže na austenitizační teplotě, i když méně výrazně [3,9].

Popouštění

Zbytkový austenit vykazuje v důsledku vysokého stupně legování značnou termickou stabilitu. Stabilita zbytkového austenitu se zvyšuje s růstem teploty austenitizačního ohřevu a delším setrváním materiálu po kalení na pokojové teplotě. Proto je nutné tyto materiály ihned po kalení popouštět. Pro dosažení vyššího stupně přeměny zbytkového austenitu na martenzit je zapotřebí několikanásobného popouštění [10].

Při výdrži na popouštěcí teplotě se austenit difúzně ochuzuje o legury a při ochlazování se mění na martenzit. Dochází k efektu sekundární martenzitické transformace. Toto je jeden ze dvou procesů, které vedou k tzv. sekundárnímu vytvrzování. Druhým procesem je precipitace jemných karbidů z martenzitu, během izotermické výdrže na popouštěcí teplotě.

U rychlořezných ocelí se popouštěcí teploty pohybují nejčastěji v rozmezí 540°C až 580°C [11].

2.1.6 POVRCHOVÁ ÚPRAVA

Vlastnosti ledeburitických ocelí lze ovlivňovat především chemickým složením a tepelným zpracováním. Ovšem existují určitá omezení. Nemůžeme například bez omezení zvyšovat tvrdost tepelným zpracováním. Proto se ledeburitické oceli povlakují. Povlakování je vlastně nanášení tenké vrstvy na základní materiál. Tato vrstva má lepší požadované vlastnosti nežli základní materiál. U nástrojů nám jde především o zvyšování tvrdosti a otěruvzdornosti. Proto se současný vývoj v oblasti nástrojových oblastí zaměřuje právě na úpravu povrchu. K tomuto účelu se používají různé druhy povrchového – tepelného zpracování, jako jsou nitridace (zejména plazmová), povlakování různými způsoby PVD, popřípadě kombinace těchto dvou metod, známá pod pojmem duplexní povlakování. Aplikace těchto postupů může přinést nezanedbatelný přínos z hlediska vlastností samotného povrchu, ale může ovlivnit rovněž mechanické vlastnosti materiálů a nástrojů jako celku. A to jak v pozitivním, tak v negativním směru. V negativním směru se rozumí především snížení houževnatosti. Například pro ledeburitickou ocel Vanadis 6 byl naměřen pokles pevnosti v tříbodovém ohybu z 3050 MPa po kalení a popouštění až na 2100 MPa ve stavu po plazmové nitridaci při 530 °C/120min [3].

Nitridace

Nitridací se rozumí sycení povrchu oceli dusíkem, přičemž vysoké povrchové tvrdosti se dosahuje již během vlastního sycení povrchu v důsledku vzniku jemných a velmi tvrdých intersticiálních chemických sloučenin dusíku se železem a s některými přísadovými kovy (zpravidla nitridy nebo karbonitridy). Nitridace se zpravidla provádí až po kalení [6].

Účelem nitridace je zejména:

- zvýšení povrchové tvrdosti,
- zvýšení odolnosti proti opotřebení,
- snížení koeficientu tření,
- zvýšení meze únavy,
- zlepšení adheze tenkých vrstev,
- zvýšení korozní odolnosti.

Iontová (plazmová) nitridace

Plazmovou nitridací rozumíme obohacování povrchu součásti dusíkem, při současném vytváření velmi tenkého povlaku nitridů v prostředí plazmy. Děj probíhá ve vakuové peci, kterou můžeme vidět na Obr. 2.10. Nitridované součásti jsou zapojeny jako katoda a plášť pece (recipient) jako anoda. V peci se udržuje snížený tlak zředěné směsi plynů, zpravidla dusíku a vodíku. Na katodu a anodu

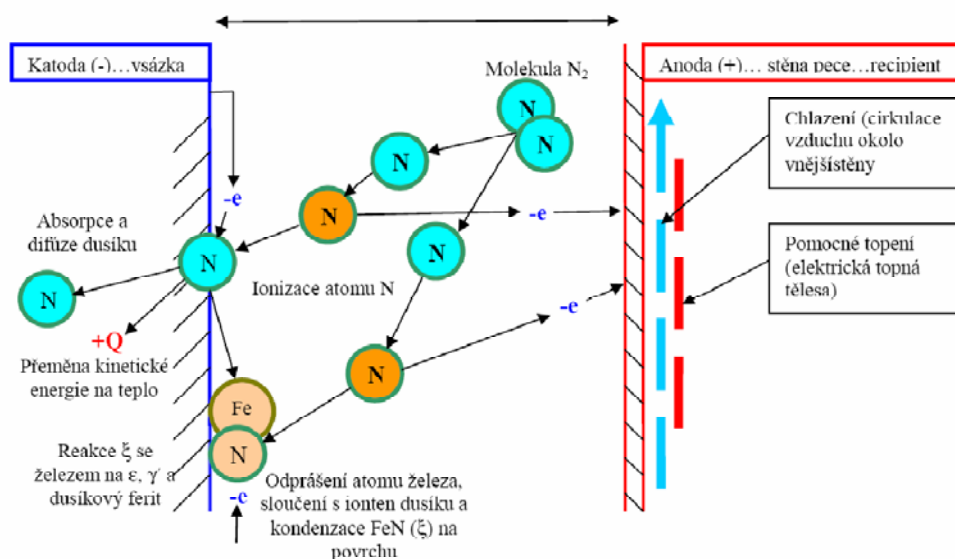
přivedeme takové napětí a proud, aby mezi nimi vznikl tzv. anomální výboj s doutnavým výbojem na katodě. Toto způsobí, že molekuly dusíku jsou disociovány na kladné ionty, které jsou elektrickým polem urychlovány směrem ke katodě, tj. povrchu vsázky. Nárůst rychlosti není lineární. K největšímu urychlení iontů dochází až v těsné blízkosti povrchu katody (vsázka), což v praxi znamená, že ionty dusíku dopadají na povrch s přibližně stejnou intenzitou bez ohledu na tvar povrchu a jeho vzdálenosti od anody (stěny recipientu). Právě tato vlastnost doutnavého výboje je využívána při iontové nitridaci nejvíce [6].



Obr. 2.10: Moderní pec pro plazmovou nitridaci.

Děje probíhající v doutnavém výboji jsou schematicky znázorněny na Obr. 2.11 a zjednodušeně lze popsat takto:

- Vlivem sníženého tlaku a elektrického pole dochází ke štěpení molekul dusíku a k ionizaci atomů urychlovaných elektrickým polem.
- Ionty dusíku dopadají vysokou rychlostí na povrch katody (vsázky). Část jejich kinetické energie se přemění v teplo, kterým se vsázka ohřívá a druhá část způsobuje vyražení atomů železa, uhlíku, resp. jiných přítomných prvků z povrchu. Tento jev se nazývá katodové odprašování. Mimo to, dochází tímto mechanismem i k úplné aktivaci povrchu v důsledku odstranění oxidů.
- Vyražené atomy reagují s dopadajícími ionty dusíku a kondenzují na povrchu v podobě nitridu, další ionty dusíku přímo vstupují do povrchu vsázky, kde jsou absorbovány a postupně vytvářejí difúzní vrstvu.
- Vznik bílé sloučeninové vrstvy na povrchu vsázky tak vzniká jiným mechanismem, než je tomu u nitridace v plynu. Složení a tloušťku sloučeninové vrstvy lze modifikovat podmínkami plazmové nitridace, tj. použitým tlakem, složením směsi plynů, použitou proudovou hustotou a urychlovacím napětím.



Obr. 2.11 – Schéma fyzikálně chemických dějů při plasmové nitridaci [6].

Povlakování

Provádí se za účelem zlepšení vlastností povrchu. U nástrojových ocelí jsou v poslední době používány keramické povlaky, které jsou v praxi vytvářené zejména různými způsoby fyzikální depozice z plynné fáze (Physical Vapour Deposition, PVD). Tyto povlaky lze na povrch ocelí nanášet v široké škále chemického složení a tím pádem i fyzikálních a mechanických vlastností. Zařízení pro vytváření těchto povlaků je zobrazeno na Obr. 2.12. Obecnou nevýhodou tenkých keramických povlaků, vytvářených metodami PVD, je jejich adheze na ocelovém základním materiálu. Tyto povlaky se totiž od ocelového podkladu liší výrazně ve fyzikálních a mechanických vlastnostech. Díky tomu nemusí dojít k difúznímu spojení povlak – nástrojová ocel. Z tohoto důvodu jsou v současné době experimentální práce zaměřeny na dva směry [7]:

1. Snaha o vyvinutí povlaků, které by měly vlastnosti (tvrdost, modul pružnosti v tahu, tepelná roztažnost) co nejvíce podobné nástrojové oceli.
2. Úprava vlastností ocelového substrátu (tvrdost, odolnost vůči plastické deformaci) tak, aby při velkých zatíženích nedocházelo ke křehkému porušování povlaku.

Duplexní povlaky

Jedná se o kombinaci dvou povlaků. Provádí se za účelem zlepšení vlastností povrchu a zlepšení přilnavosti povlaku k substrátu. Jak už bylo zmíněno, největší problém při používání povlaků na nástrojových ocelích je v rozdílných vlastnostech povlaku a substrátu. Výzkumné aktivity se proto začaly zabývat spojením výhod zvýšené tvrdosti ledeburitické oceli plasmovou nitridací s následným povlakováním nástrojových ocelí ledeburitického typu procesy PVD. Duplexní povlakování umožňuje upravit vlastnosti povrchu (modul pružnosti a koeficient tepelné roztažnosti) tak, aby přilnavost povlaku byla co nejvyšší [7].



Obr. 2.12 – Zařízení na magnetonové naprašování (Hauser, ČVUT).

2.1.7 VANADIS 6

Tato ocel patří do skupiny nástrojových ocelí. Jedná se o ocel ledeburitického typu, vyráběná práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic. Oproti klasické oceli se liší především menší velikostí zrna a stejnorodostí struktury. Díky jemnosti a stejnorodosti struktury dosahuje ocel lepších mechanických vlastností.

Uplatnění nachází zejména v aplikacích pro práci za studena, kde se vyžaduje vysoká stabilita výrobního procesu. Pro zlepšení otěruvzdornosti, tvrdosti, únavové pevnosti nebo korozní odolnosti, se často upravuje povrch nástrojů. Nejčastěji pak nitridací v plynu nebo plasmě, fyzikálním povlakováním (PVD), boridováním nebo kombinovanými procesy [13].

Z hlediska uplatnění v průmyslových aplikacích je kromě tvrdosti a otěruvzdornosti také důležité, aby vlivem povrchového zpracování nedošlo ke snížení houževnatosti oceli, respektive aby toto snížení neohrozilo životnost nástrojů. Výzkumné práce ukázaly, že již při samotném výskytu nitridované vrstvy na povrchu, se může pevnost v ohybu snížit a s rostoucí tloušťkou nitridované vrstvy dále klesat [14].

Vlastnosti oceli Vanadis 6

Na vlastnosti jakéhokoli materiálu má největší vliv jeho chemické složení. U chrom-vanadové PM ledeburitické oceli Vanadis 6 jsou nejvýznamnější legující prvky Cr-Mo-V. Přibližné podíly legur, které se v oceli vyskytují, jsou uvedeny v Tab. 2.1.

Tab. 2.1 – Přibližné chemické složení ledeburitické oceli Vanadis 6 [16].

prvek	C	Mn	Si	Cr	V	Mo
obsah [hm%]	2,1	0,4	1	6,8	5,4	1,5

Tuhnutí oceli připravené práškovou metalurgií probíhá podobně jako u klasické nástrojové oceli, ovšem díky technologii přípravy nedochází k růstu austenitického zrna. Tím je zaručena odolnost vůči abrazivnímu opotřebení a odolnosti vůči vysoké popouštěcí teplotě. Velké vylepšení oproti klasickým

nástrojovým ocelím je rozměrová stálost po kalení a popouštění. To znamená, že Vanadis 6 je velmi vhodná pro CVD a PVD povlakování [16].

Vybrané fyzikální vlastnosti oceli Vanadis 6 jsou uvedeny v tabulce 2.2.

Tab. 2.2 – Fyzikální vlastnosti Vanadis 6 při různých teplotách (Kaleno a popuštěno na 60 HRC) [16].

Teplota	20°C	400°C	600°C
Měrná hmotnost [kg/m ³]	7 500	—	—
Modul pružnosti [N/mm ²]	210 000	180 000	140 000
Součinitel tepelné roztažnosti [C od 20°C]	—	12,6 x 10 ⁻⁶	13,2 x 10 ⁻⁶
Tepelná vodivost [W/m °C]	31	33	33

Souhrnně můžeme ocel Vanadis 6 charakterizovat takto:

- vysoká čistota,
- velmi vysoká odolnost vůči abrazi a adhezi,
- dobrá tažnost,
- velmi dobrá rozměrová stálost při vysokých teplotách,
- velmi dobrá pevnost v tahu,
- odolnost vůči popouštění,
- velmi dobré vlastnosti pro povlakování,
- dobrá prokalitelnost.

Ocel Vanadis 6 nalézá použití především pro:

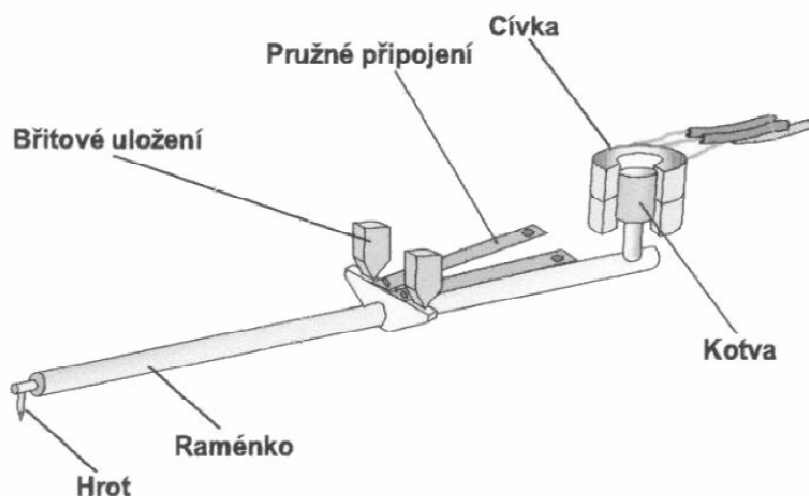
- stříhání a přesné stříhání tenčích a tvrdších materiálů,
- razníky pro vysoký stupeň přetváření, kde se vyžaduje vysoká pevnost v tlaku,
- formy na plasty a nástroje, které jsou vystavené velkému abrazivnímu opotřebení,
- průmyslové nože.

2.2 MĚŘENÍ STRUKTURY DRSNOSTI POVRCHU

Pro měření struktury povrchu je možno použít dvou různých metod, a sice dotykové a bezdotykové – optické. Standardní dotyková metoda měření struktury povrchu je v souvislosti s vývojem nových konstrukčních materiálů a výrobních technologií stále častěji nahrazována nebo doplňována bezdotykovými metodami snímání profilu povrchu [17].

2.2.1 DOTYKOVÉ MĚŘÍCÍ PŘÍSTROJE

V tradičním strojírenském prostředí mají dotykové metody proti optickým velkou výhodu, a to ve větší toleranci vůči znečištění. Snímací hrot odsune malé nečistoty nebo mu nevadí olejová vrstva. Optická sonda vyžaduje skutečně čistý měřený povrch. Proto je zatím ve strojírenské praxi dávana přednost dotykovým měřicím přístrojům. Mimo jiné i proto, že normované parametry struktury povrchu zatím nepočítají se ztracenými daty nebo proměnnou velikostí opticky snímaného bodu. Při měření dotykovým přístrojem jsou měřicím hrotem snímány nerovnosti povrchu. Vertikální pohyb hrotu je v převodníku měřidla transformován na elektrický signál, který je zpracován buď do číselné hodnoty parametrů struktury povrchu, nebo do grafického záznamu profilu. Schéma takového dotykového měřicího přístroje je vidět na Obr. 2.13 [18].



Obr. 2.13 - Schéma nejčastějšího dotykového snímače [19].

2.2.2 BEZDOTYKOVÉ MĚŘÍCÍ PŘÍSTROJE

Dotykový hrot je v případě bezdotykového měřicího přístroje nahrazen světelným paprskem, který se odráží, nebo rozptyluje na měřeném povrchu. Na rozdíl od dotykového měření není třeba korekce snímacího hrotu. Problémem použití optických měřicích přístrojů je to, že dochází k tzv. „ztrátě dat“, a to v hraničních oblastech (na hranách) nebo v místech náhlých a rychlých změn tvaru profilu povrchu. V těchto místech se nemusí světelný paprsek správně odrážet zpět do detektoru a následně nemusí být hodnoty dat zaznamenány. Ztráta dat může být způsobována i velmi vysokou nebo nízkou odrazivostí kontrolovaného povrchu. Software, kterým je přístroj vybaven, tato data většinou vyloučí, zpravidla s využitím interpolace okolních dat. Mezi nejčastěji používaný bezdotykový přístroj patří konfokální mikroskop [18].

Způsob měření drsnosti na konfokálním mikroskopu

Konfokální mikroskop patří do skupiny světelných mikroskopů. Obraz se netvoří najednou, ale řádkováním bod po bodu. Snímání probíhá v rovině XY. Zaostření se postupně posouvá po souřadnici Z, od nejnižšího položeného snímaného místa po nejvyšší bod. Posuv probíhá po známých nastavitelných krocích. Nakonec

se ze všech řezů složí 3D obraz, který přesně kopíruje povrchový reliéf. Právě z tohoto reliéfu pomocí softwaru určujeme parametry, popisující strukturu povrchu. Oproti klasickým dotykovým přístrojům je konfokální mikroskop vybaven dvěma metodami měření drsnosti. Jednou z nich je liniová metoda, která se používá u dotykových přístrojů. Druhou metodou je plošná metoda měření drsnosti.

a) Měření liniové

Při liniovém měření vyhodnocujeme strukturu povrchu pouze z linie. Ovšem pro lepší představu o stavu povrchu můžeme udělat více měření v rozdílných místech. Výsledky můžeme zprůměrovat a dostáváme tak reálnější představu o stavu povrchu. Liniovým měřením získáme tyto základní parametry, které slouží pro popsání struktury povrchu:

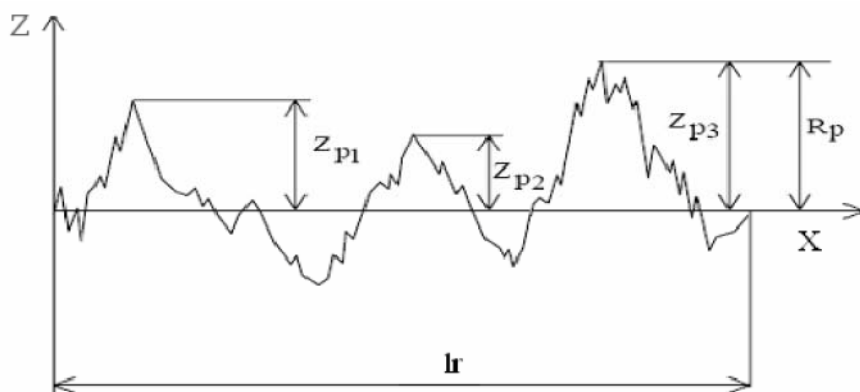
- R_p – největší výška výstupku profilu,
- R_v – největší hloubka prohlubně profilu,
- R_z – největší výška profilu ($R_p + R_v$),
- R_c – průměrná výška prvků profilu,
- R_a – průměrná aritmetická úchylka posuzovaného profilu,
- R_q – průměrná kvadratická úchylka posuzovaného profilu,
- R_{sk} – šikmost posuzovaného profilu,
- R_{sm} – průměrná šířka prvků profilu.

b) Měření plošné

Jedná se o novější metodu, která se rozvinula spolu s konfokální mikroskopií. Jelikož měření probíhá v celé námi vybrané ploše, dostáváme reálnější představu o stavu povrchu, než tomu bylo u předchozí metody. Značení parametrů je podobné jako u liniové metody, liší se pouze písmenkem S, které značí plošné měření. Parametry, které popisují stav povrchu plošnou metodou, jsou následující.

SR_p – maximální výška výstupku

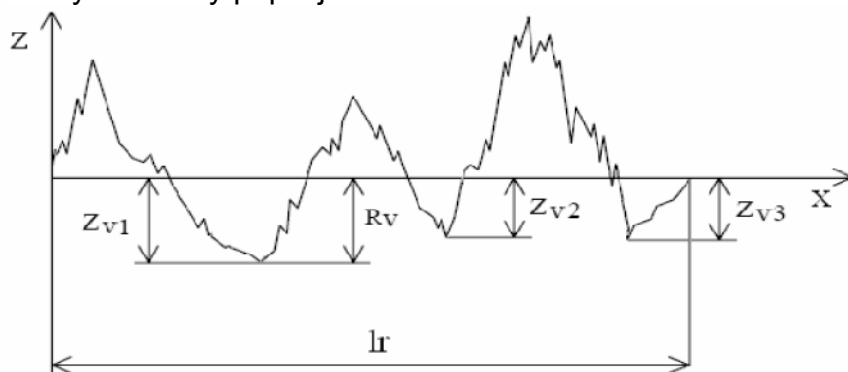
Jedná se o největší výšku výstupku od střední čáry v rozsahu základní délky (plochy). Názorný popis je na Obr. 2.14.



Obr. 2.14 - Největší výška výstupku profilu

SRv – největší hloubka prohlubně profilu

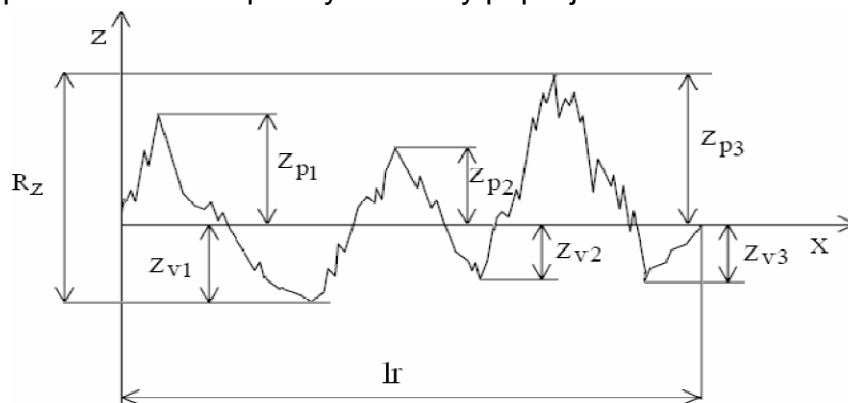
Jedná se o největší hloubku prohlubně profilu od střední čáry v rozsahu plochy. Názorný popis je na Obr. 2.15.



Obr. 2.15 - Největší hloubka prohlubně profilu

SRz – Největší výška profilu

Součet výšky Zp největšího výstupku profilu a hloubky Zv nejnižší prohlubně profilu v rozsahu plochy. Názorný popis je na Obr. 2.16.

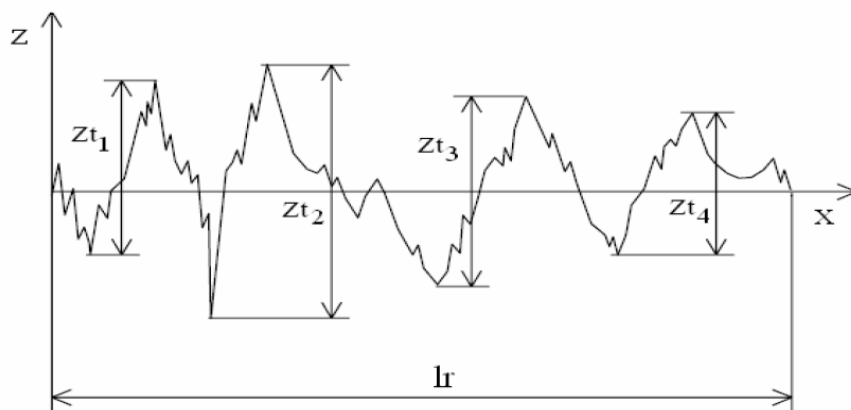


Obr. 2.16 - Největší výška profilu

SRc – průměrná výška prvků profilu

Průměrná hodnota výšek Zt, které vzniknou součtem výšky výstupku a hloubky prohlubně prvků profilu v rozsahu základní plochy. Názorný popis je na obrázku 2.17 a výpočet se provádí podle vzorce 2.1.

$$SRc = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^m Z_{ti} \quad (2.1)$$

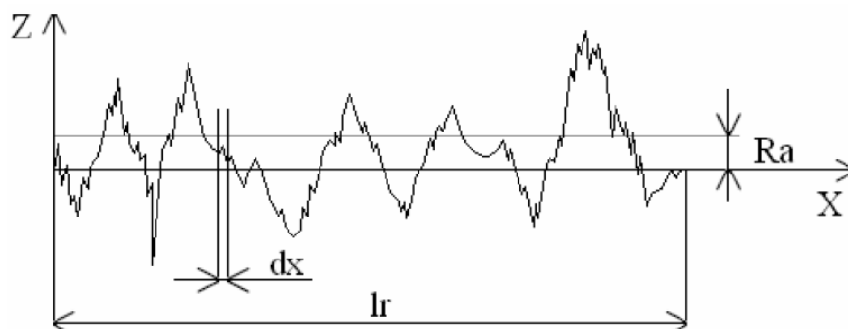


Obr. 2.17 - Průměrná výška prvků profilu

SRa – průměrná aritmetická úchylka profilu

Je to nejčastěji používaný parametr hodnocení struktury povrchu. Jedná se o výškovou charakteristiku drsnosti povrchu, která se vypočítá jako aritmetický průměr absolutních hodnot souřadnic $Z(x)$ od střední čáry v rozsahu základní plochy. Názorný popis je na obrázku 2.18 a pro výpočet se používá vzorec 2.2.

$$SRa = \frac{1}{S_r} \int_0^1 |Z(x)| dx \quad (2.2)$$



Obr. 2.18 - Průměrná aritmetická úchylka profilu

Hodnota SRa ne vždy dostatečně vypovídá o tvaru povrchu, např. při posuzování povrchů porušených hlubokými rýhami může dojít k mylné představě o jakosti povrchu. Při stejné hodnotě Ra se mohou povrchy lišit nejen tvarem, ale i maximální výškou mezi výstupky a prohlubněmi. Pro tyto případy je vhodné použít dalších charakteristik drsnosti povrchu. Ze samotné definice SRa vyplývá, že nerozlišuje mezi výstupky a prohlubněmi.

SRq – střední kvadratická výška

Jedná se o aritmetický průměr absolutních hodnot souřadnic $Z(x)$ v rozsahu základní plochy. Pro výpočet se používá vzorec 2.3.

$$Rq = \sqrt{\frac{1}{S_r} \int_0^1 |Z^2(x)| dx} \quad (2.3)$$

2.3 LOMOVÁ HOUŽEVNATOST

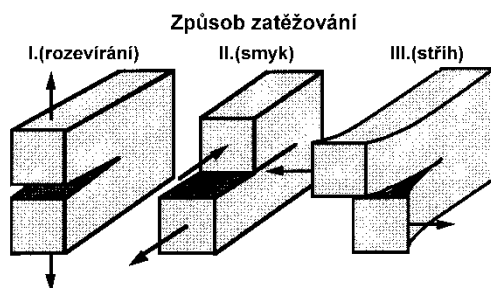
Lomovou houževnatostí obecně rozumíme odpor materiálu proti iniciaci a růstu trhliny. Lomová houževnatost je vlastně materiálová charakteristika, pomocí které je možno počítat únosnost součásti s trhlinou. Pro kvantifikování houževnatosti materiálu byly zavedeny materiálové charakteristiky. Lineární elastická lomová mechanika zavedla charakteristiky K_{IC} , G_{IC} . Elastoplastická lomová mechanika zavedla materiálové charakteristiky δ_c a J_{IC} .

2.3.1 LINEÁRNÍ ELASTICKÁ LOMOVÁ MECHANIKA (LELM)

Oblast lineárně elastické lomové mechaniky předpokládá platnost Hookova zákona mezi složkami napětí a deformace v oblasti u kořene trhliny. Za určitých zjednodušujících předpokladů je LELM schopna popsat napěťové deformační poměry u kořene trhliny i při existenci malé plastické zóny [12].

Lomová houževnatost vyjádřena faktorem intenzity napětí

Faktor intenzity napětí popisuje stav napětí v bezprostřední blízkosti trhliny. Popis napjatosti v okolí čela trhliny pomocí jediného parametru (K) tvoří základ lomové mechaniky. Značí se K_x , přičemž za x dosazujeme římské číslice I, II, III, podle toho, o jaký druh zatěžování se jedná. Tři způsoby zatěžování vidíme na Obr. 2.19. Faktorem intenzity napětí K_I označujeme namáhání trhliny rozevíráním, K_{II} pro smyk a K_{III} pro stříh [12].



Obr. 2.19 – Způsoby zatěžování [15].

Vyjádření hodnoty K závisí na působící síle a geometrii součásti. Základní vzorec pro výpočet faktoru intenzity napětí pro tělesa s průchozí trhlinou je vzorec 2.4 [15].

$$K_I = \frac{F}{B\sqrt{W}} \cdot g_i \left(\frac{a}{W} \right) \quad (2.4)$$

kde K_I [$\text{MPa} \cdot \text{mm}^{1/2}$] je faktor intenzity napětí, F [kN] je zátěžná síla, B [mm] je tloušťka tělesa, a [mm] je hloubka uměle vytvořené trhliny, W [m] je rozměr tělesa v tom směru, kam se šíří trhlina. V okamžiku iniciace lomu platí, že $K_I = K_c$. Hodnota K_c je kritická hodnota faktoru intenzity napětí v okamžiku iniciace lomu, při němž není

splněna podmínka rovinné deformace. Je-li splněna podmínka rovinné deformace při pomalém (kvazistatickém) zatěžování, označujeme lomovou houževnatost jako K_{IC} .

Lomová houževnatost vyjádřena hnací silou trhliny

Podklad pro toto vyjádření tvoří energetické kritérium. Hnací sílu trhliny označujeme G . Dá se vypočítat pomocí vzorce 2.5 [12].

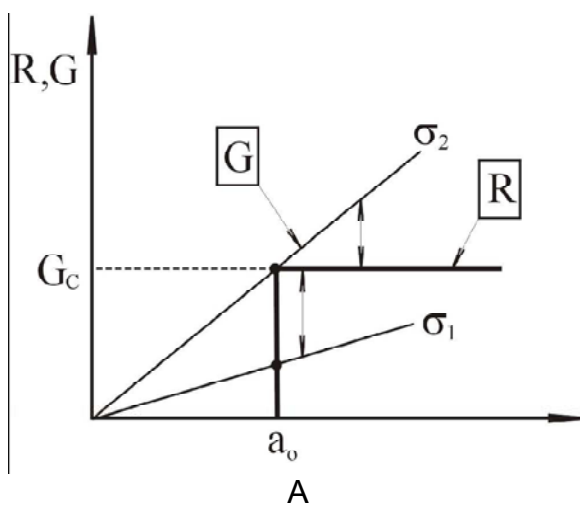
$$G = \frac{\pi \sigma^2 a}{E} \quad (2.5)$$

Kde G [MJ/m²] je hnací síla trhliny, σ [MPa] je napětí v kořeni trhliny, a [m] je délka trhliny, E [MPa] je modul pružnosti.

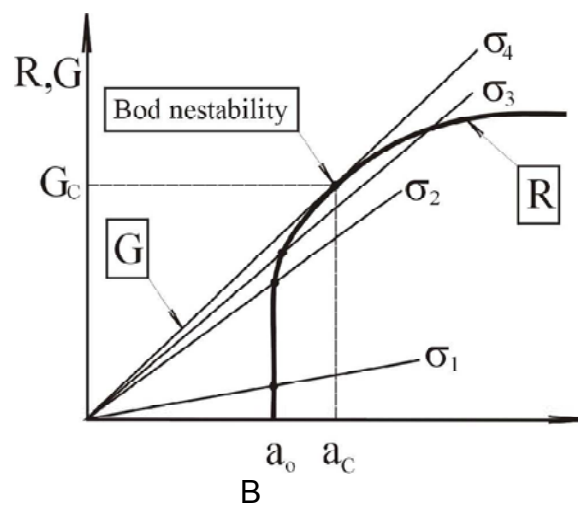
Při překročení kritické hodnoty G_c se začne trhlina šířit. Jedná se o měřitelnou veličinu, které říkáme houževnatost materiálu, závisící na délce trhliny.

Existují dva způsoby, jak se může trhlina šířit. Buď se trhlina šíří stabilním růstem, nebo nestabilním. Závisí to na tom, jak se bude měnit hnací síla trhliny G a odpor proti růstu trhliny R v závislosti na změně velikosti trhliny.

Na Obr. 2.20 a 2.21 jsou znázorněny tyto průběhy pro nekonečnou stěnu s centrální trhlinou a to pro dvě odlišná materiálová chování [12].



Obr. 2.20 – Odpor nezávisí na nárůstu trhliny [8].



Obr. 2.21 – Odpor závisí na nárůstu trhliny [8].

V prvním případě (Obr. 2.20) je odpor proti růstu trhliny konstantní, nezávislý na nárůstu trhliny. Toto je případ ideálně křehkých materiálů. Blíží se mu také případy, kdy v oblasti čela trhliny je možno hovořit o stavu rovinné deformace (tak je tomu třeba u stěny velké tloušťky). Je-li zatížení na úrovni odpovídající namáhání σ_1 , nedojde ke zvětšení trhliny, ta zůstává stabilní. Naopak při zatížení odpovídajícímu napětí σ_2 dojde k iniciaci nestabilního růstu. Houževnatost materiálu je zde jednoznačně definována.

V druhém případě (obr. 2.21), který je typický při větší plastifikaci u čela trhliny a pro případy rovinné napjatosti (stěna malé tloušťky), má odpor proti růstu trhliny vzrůstající charakter. Ke stabilnímu růstu zde dojde, až když hnací síla trhliny dosáhne jisté prahové hodnoty. Při zatížení s napětím σ_2 dojde k malému nárůstu

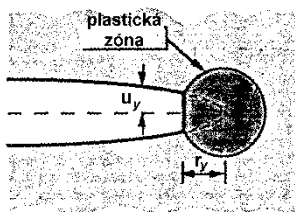
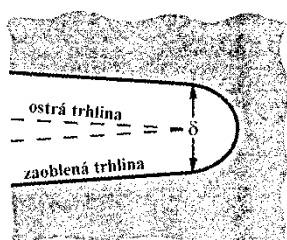
trhliny. Nárůst má stabilní charakter, neboť $G < R$. Situace se mění při zatížení s napětím σ_4 , kdy přírůstek hnací síly trhliny je tečnou ke křivce odporu proti růstu trhliny. V tomto případě dochází k nestabilnímu růstu. Houževnatost materiálu G_c však není v tomto případě jednoznačně definována, neboť okamžik nestability závisí jak na průběhu $R - a$, tak na průběhu $G - a$ (a ten závisí na tvaru vyšetřovaného tělesa a způsobu jeho zatížení) [12].

2.3.2 ELASTO PLASTICKÁ LOMOVÁ MECHANIKA (EPLM)

Oblast elasto plastické lomové mechaniky uvažuje u kořene trhliny existenci velké plastické zóny, případně úplné zplastizování nosného průřezu s trhlinou. Tato oblast je na rozdíl od LELM stále otevřena teoretickému a experimentálnímu výzkumu, přesto i zde je k dispozici řada výsledků využitelných v technické praxi. V EPLM se používá koncepce rozevření trhliny (δ_c) nebo koncepce J-integrálu [12].

Lomová houževnatost vyjádřena kritickým rozevřením trhliny

Tento popis lomové houževnatosti se používá u houževnatých materiálů. Bylo zjištěno, že před lomem se líce trhliny během zatěžování oddalují a dochází k otupování původně ostrého kořene trhliny tak, jak to vidíme na Obr. 2.22. Velikost zaoblení trhliny, nebo lze také říci velikost rozevření na čele trhliny, roste úměrně s houževnatostí materiálu. Díky tomuto zjištění se mohlo použít rozevření na špičce trhliny jako veličina, charakterizující lomovou houževnatost. V současné době je tento parametr znám jako CTOD, případně označován symbolem δ_c [12].



Obr. 2.22 – Rozevření trhliny [12].

Lomová houževnatost vyjádřena J-integrelem

Křivkový J-integrál slavil velký úspěch jako parametr charakterizující lom materiálu, u něhož je závislost $\sigma \approx \varepsilon$ nelineární. Idealizací elasticko-plastické deformace jako nelineární elastické Rice položil základ k rozšíření lomové mechaniky za hranice platnosti LELM.

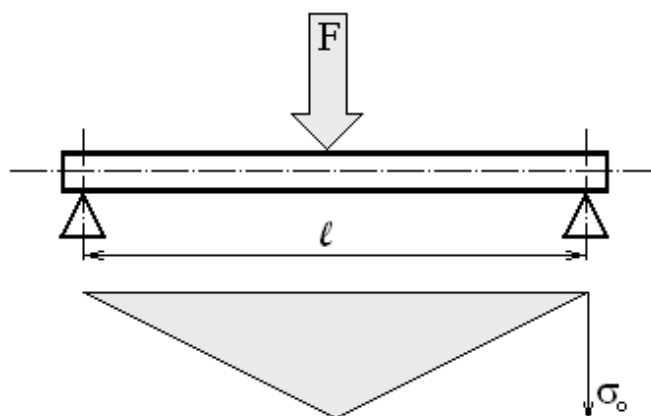
Ukázal, že J_I představuje změnu potenciální energie tělesa dU při změně délky trhliny o da . Veličinu J_I lze chápat jako parametr, charakterizující intenzitu napjatosti na čele trhliny. Jestliže J_I definuje jednoznačně napjatost na čele trhliny, pak v okamžiku iniciace lomu (stabilního nebo nestabilního) J_I nabývá kritické hodnoty, charakterizující odolnost materiálu proti iniciaci lomu a označované jako J_{IC} [12].

2.4 OHYBOVÁ ZKOUŠKA

Ohybová zkouška se provádí u křehkých materiálů, jako jsou keramiky nebo křehké oceli. Jedná se o statickou zkoušku, kterou lze kvantifikovat mechanické vlastnosti křehkých materiálů. Tato normovaná zkouška poskytuje rychlý přehled o odezvě materiálu na mechanické zatěžování. Pomocí ní se zjišťuje pevnost v ohybu σ_o . Zkouška se provádí buď tříbodovým nebo čtyřbodovým ohybem.

2.4.1 TŘÍBODOVÝ OHYB

Při zkoušce tříbodovým ohybem je zkušební těleso podepřeno jako nosník dvěma podpěrami a konstantní rychlostí prohýbáno trnem působícím uprostřed rozpětí podpěr tak dlouho, dokud se těleso nezlomí. Rozložení napětí na povrchu vzorku během tříbodového ohybu je znázorněno na Obr. 2.23. Jak je z tohoto schematického obrázku vidět, ohybové napětí lineárně roste z nulové hodnoty (místo kontaktu vzorku s podporami) do místa maximálního ohybového napětí, které se nachází v polovině délky podpěr. Ohybové napětí je závislé na aktuální zatěžovací síle F . Výpočet maximálního ohybového napětí na povrchu vzorku, u zkoušky tříbodovým ohybem, je uveden ve vzorci 2.6 [2,15].



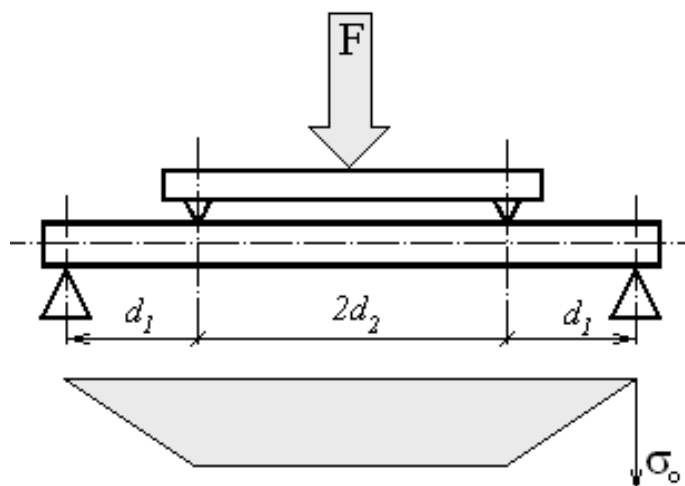
Obr. 2.23 - Rozložení ohybového napětí na povrchu vzorku tříbodovým ohybem [2].

$$\sigma_o = \frac{F \cdot l}{4W_o} \quad (2.6)$$

2.4.2 ČTYŘBODOVÝ OHYB

Při zkoušce čtyřbodovým ohybem je zkušební těleso prohýbáno dvěma trny působícími v jedné třetině vzdálenosti podpěrných trnů. Rozložení ohybového napětí na povrchu vzorku během čtyřbodového ohybu je v porovnání s tříbodovým ohybem odlišné v tom, že místo maximálního ohybového napětí není lokalizováno do úzké oblasti povrchu vzorku, ale je rozloženo na určité délce vzorku. Tato délka je rovna

vzdálenosti zatěžovacích trnů. Průběh ohybového napětí je znázorněn na Obr. 2.24. Výpočet maximálního ohybového napětí je uveden ve vzorci 2.7 [4].



Obr. 2.24 - Rozložení ohybového napětí na povrchu vzorku čtyřbodovým ohybem [2,15].

$$\sigma_o = \frac{F \cdot d_1}{W_o} \quad (2.7)$$

V uvedených vztazích (2.6) a (2.7) je W_o [mm³] modul průřezu vzorku v ohybu. Pro obdélníkový průřez je $W_o = h^2b/6$, kde h [mm] je výška vzorku, b [mm] je šířka vzorku, d_1 [mm] vzdálenost vnějšího a vnitřního válečku ohybového přípravku, $2d_2$ [mm] rozteč vnitřních válečků, l [mm] rozteč vnějších válečků. F [N] je zatěžující síla a σ_o [MPa] je ohybové napětí dosažené na povrchu tahové části vzorku.

2.4.3 POROVNÁNÍ OBOU METOD

Jak už bylo zmíněno, ohybové napětí během tříbodového ohybu lineárně roste od podpor do místa svého maxima, které se nachází pouze v úzké oblasti povrchu a to pod dotykovou plochou zatěžujícího elementu. K lomu vzorku dojde právě v tomto místě díky největšímu ohybovému napětí. Hodnota napětí v okamžiku lomu odpovídá kritické hodnotě faktoru intenzity napětí nejvhodněji orientovaného defektu, který se v daném místě nachází. Jinak řečeno, zjištěná pevnost materiálu je vztažena k velikosti nejvhodněji orientovaného defektu, přítomného na povrchu, v místě maximálního ohybového momentu. Pravděpodobnost výskytu vhodně orientovaných defektů na povrchu, v místě maximálního ohybového napětí, je mnohem menší, než je tomu u čtyřbodové metody. Díky této skutečnosti získáváme vyšší hodnoty ohybové pevnosti, než je tomu u zkoušky čtyřbodovým ohybem.

U zkoušky čtyřbodovým ohybem je maximální ohybové napětí rozloženo do větší plochy (vzdálenost zatěžujících trnů). Díky tomu je pravděpodobnost výskytu vhodně orientovaného defektu větší, což vede k naměření menšího ohybového napětí. Proto je tato metoda častěji používána pro měření křehkých materiálů, citlivých na povrchové defekty.

3 CÍLE PRÁCE

Ze studie literatury vyplynulo, že v současnosti není aplikována jednoznačná a společná metoda pro hodnocení vlivu povrchových vrstev a povlaků na lomové chování nástrojových ocelí. Tyto vrstvy mají v některých případech negativní vliv na lomové chování substrátu a z materiálového hlediska se tak jeví účelné vyvinout přístup k hodnocení těchto účinků. Lomové chování nástrojových ocelí je obvykle hodnoceno na základě zkoušky rázem v ohybu těles bez vrubu, nebo s vrubem (včetně těles typem Charpy), výjimečně za použití ohybových těles s trhlinou a určení lomové houževnatosti.

Cílem práce bylo zjištění vlivu povlaků různých vlastností a tloušťek, duplexních povrchových vrstev připravených kombinací různě silných nitridovaných povrchů a povlaků na multifázové ledeburitické nástrojové oceli, na podmínky iniciace a šíření trhliny a houževnatost základního materiálu. Současně je nezbytné určení vlivu povrchového reliéfu (drsnoti) na lomové chování a kvantifikovat změny drsnoti po nanesení povlaku. Realizace těchto cílů předpokládá zvládnutí technik přípravy vzorků tvrdých materiálů (výbrusy, finální opracování vzorků pro mechanické zkoušky), kvantifikace povrchového reliéfu (drsnot, konfokální mikroskopie) a dále i metodik ohybových zkoušek při statickém zatěžování včetně interpretace získaných dat.

4 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

4.1 EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL

Jako experimentální materiál byla použita ledeburitická ocel VANADIS 6. Tato ocel byla vyrobena práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic. Jedná se o běžně dostupnou ocel, která je dodávána v žíhaném stavu s tvrdostí cca 255 HB.

4.1.1 CHEMICKÉ SLOŽENÍ

V Tab. 4.1 je uvedeno chemické složení oceli VANADIS 6.

Tab. 4.1 – Chemické složení oceli Vanadis 6.

prvek	C	Mn	Si	Cr	V	Mo
obsah [hm%]	2,1	0,4	1	6,8	5,4	1,5

4.2 PŘÍPRAVA VZORKŮ

Příprava vzorků pro samotnou ohybovou zkoušku probíhala v následujících krocích:

- 1) řezání,
- 2) hrubé broušení a frézování na požadovaný rozměr,
- 3) kalení,
- 4) příprava povrchu na požadovanou drsnost,
- 5) nanášení vrstvy a povlaku.

4.2.1 ŘEZÁNÍ

Z velkého kusu od výrobce bylo potřeba vyrobít vhodné vzorky pro zkoušku třibodovým ohybem. Materiál se nejprve nařezal kotoučovou pilou na požadovaný rozměr, s přídávkem na broušení. S ohledem na velikost zkušebního stroje pro třibodový ohyb, byl na základě zkušeností zvolen rozměr vzorků 1,5x10x50. Rozměr vzorků je popsán na Obr. 4.1.



Obr. 4.1 - Geometrie a rozměr vzorků v mm.

4.2.2 FRÉZOVÁNÍ A HRUBÉ BROUŠENÍ

Vzorky byly připraveny ve dvou sériích, které se lišily technologií přípravy vzorku na požadovaný rozměr a drsností povrchu. Vzorky první série byly broušeny

na pásové brusce v kaleném stavu. Vzorky druhé série byly frézovány a následně broušeny v žíhaném stavu.

Hlavním cílem broušení a frézování bylo upravit rozměry vzorků „na hotovo“ a především připravit zkušební tělesa s různou drsností.

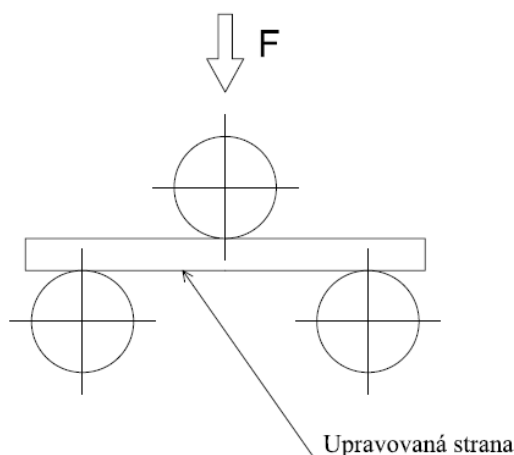
4.2.3 KALENÍ A POPOUŠTĚNÍ

Z důvodu časového rozestupu přípravy obou sérií, byla každá série kalena samostatně. Parametry tepelného zpracování byly pro obě série shodné.

Kalení probíhalo z teploty 1050 °C a výdrž na této teplotě byla 30 min. Jako kalící prostředí byl použit plyn N₂ o tlaku 6 bar. Po kalení následovalo dvojité popouštění. Popouštěcí teplota byla 550°C a výdrž na této teplotě 1hod.

4.2.4 PŘÍPRAVA POVRCHU NA POŽADOVANOU DRSNOST

Jak je z předchozích kroků patrné, vzorky byly rozděleny do dvou sérií (I. – broušení v kaleném stavu, II. – broušení v žíhaném stavu, následovalo kalení a popouštění). Každá série obsahovala 3 skupiny vzorků, lišící se následnou úpravou drsnosti povrchu a typu nanesené vrstvy – viz. Tab. 4.3. U všech vzorků byla drsnost upravována jen na tahové straně vzorků, zatížených následně tříbodovým ohybem (Obr. 4.2).



Obr. 4.2 - Schéma tříbodového ohybu s naznačením tahové strany vzorku.

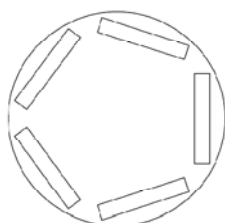
Úprava drsnosti u I. série

1. Skupina

Vzorky první skupiny byly připraveny tak, aby drsnost jejich povrchu byla co nejmenší. S ohledem na materiál a vybavení laboratoře bylo jako poslední krok přípravy zvoleno leštění suspenzí s velikostí diamantových částí ¼ µm. Celý postup přípravy vzorků je spočíval v následujících krocích:

a) Upnutí vzorků

Jelikož měly všechny vzorky přibližně stejnou tloušťku, byly vzorky přilepeny pomocí kanadského balzámu na planparalelní brusnou desku a leštěny současně. Rozmístění vzorků na brusné desce je schematicky uvedeno na Obr. 4.3. Celá příprava pak probíhala na laboratorní brusce a leštičce MTH Kompakt 1031 (Obr. 4.4).



Obr. 4.3 - Umístění vzorků na desce



Obr.4.4 - Leštička MTH Kompakt 1031

b) Broušení

Jako první brusný kotouč byl použit plástvový diamantový kotouč od firmy STRUERS s označením 600. Broušení probíhalo při otáčkách 180 – 220 ot/min, po dobu 2 hodin. Tato dlouhá doba byla aplikována z důvodu velké tvrdosti materiálu substrátu a srovnání rozdílu tloušťek mezi 5 navzájem broušenými vzorky. Jako druhý brusný kotouč v řadě byl použit rovněž plástvový diamantový kotouč od firmy STRUERS s označením 1200. Broušení probíhalo při otáčkách 180 – 220 ot./min, po dobu 30 min.

c) Leštění

Leštění probíhalo na plátěných kotoučích od firmy STRUERS s použitím diamantových suspenzí rovněž od této firmy. Jako smáčedlo byla použita destilovaná voda. Použití suspenzí s určitou velikostí diamantového prášku bylo v tomto sledu: 9 μm , 6 μm , 3 μm , 1 μm , 1/4 μm . Otáčky byly v rozmezí 180 – 220 ot./min. Čas, potřebný ke srovnání a vyleštění vzorků na jednotlivých krocích, byl okolo 15 min.

d) *Sražení hran*

Po vyleštění vzorků 1/4 μm suspenzí byly vzorky sejmuty z brusné desky a očištěny od kanadského balzámu. Při ručním držení byly sraženy hrany vzorků rovněž na stroji MTH Kompakt 1031. Pro sražení hran byl nejprve použit plátěný kotouč a suspenze s velikostí zrn 9 μm , následovala suspenze 6 μm a jako poslední byla použita suspenze s velikostí diamantového prášku 3 μm .

2. **Skupina**

Příprava povrchu vzorků z této skupiny probíhala stejně jako u předchozí skupiny (skupina 1). Rozdíl byl pouze v leštění, kdy jako posledního kroku bylo použito leštění 9 μm suspenzí.

3. **Skupina**

U těchto vzorků neproběhla žádná úprava drsnosti povrchu. Povrch vzorku byl ponechán ve stavu po strojním broušení.

Úprava drsnosti u II. série

1. **Skupina**

Příprava povrchu vzorků z této skupiny probíhala stejně jako u vzorku první skupiny z první série. Jediný rozdíl oproti této skupině je ten, že se vynechalo leštění 1/4 μm suspenzí. Posledním krokem bylo tedy leštění na 1 μm suspenzi.

2. **Skupina**

Druhá skupina vzorků byla ponechána ve stavu po strojním broušení. U těchto vzorků se již povrch dále neupravoval.

3. **Skupina**

Vzorky třetí skupiny byly ponechány ve stavu po frézování. Povrch vzorků nebyl dále mechanicky upravován.

4.2.5 NANÁŠENÍ VRSTVY A POVLAKU

Na tahovou stranu zkušebních těles, která byla v předchozím kroku upravena z hlediska požadované drsnosti povrchu, byla nanesena vrstva iontovou nitridací, resp. povlak. V případě první série vzorků tento krok zahrnoval buď samotnou iontovou nitridaci, povlakování povlakem Cr_2N , nebo kombinaci obou, tzv. duplexní povlakování. Na druhou sérii vzorků s jednotnou drsností (leštěno na 1 μm suspenzi) byl nanášen povlak Cr_2N o různých toušťkách, resp. povlak Cr_2N s přídavkem 3% nebo 6% stříbra.

Vytváření vrstvy

Pro nitridaci vzorků byla použita technologie iontové nitridace. Nitridace proběhla při 200 °C v prostředí plynného ionizovaného N₂ a Ar v poměru 1:3, při tlaku cca 0,2 Mbar po dobu 2 hod.

Vytváření povlaku

Vlastní proces povlakování spočíval v několika krocích (evakuace recipientu, ohřev na teplotu povlakování, čištění terčů, povlakování, ochlazení). V evakuované komoře proběhl nejprve ohřev na 250 °C, poté v atmosféře ionizovaného Ar proběhlo čištění terčů (Cr, Ag podle typu povlaku) po dobu 30 min. Vlastní povlakování proběhlo v případě povlaku CrN při 250 °C po následující dobu: Povlak o tloušťce 1 μm – 2 hod., 3 μm – 6 h a 7 μm – 14 hod. v atmosféře, dané průtokem cca 20 cm³/min N₂ a 90 cm³/min Ar, při tlaku 0,15 mbar a napětí na substrátu 100 V. Pro povlakování nitridem chromu CrN byly použity 2 symetricky rozmístěné katody z čistého (99.9%) Cr. Výkon na každé katodě byl 2.9 kW. Rozdílné tloušťky povlaku byly dosaženy různou délkou aplikace procesu povlakování. V případě povlaku CrN+Ag byly do povlakování zapojeny 2 terče (99.9% Cr a dělený terč 99.98% Ag), přičemž výkon na chromové katodě byl 5.8 kW a výkon na stříbrné katodě byl pro obsah stříbra v povlaku cca 3% 0.1 kW a pro obsah stříbra v povlaku cca 6% 0.2 kW. Pro nitridaci a povlakování bylo použito zařízení od firmy Hauzer, pracující na principu magnetového naprašování.

4.3 OZNAČENÍ VZORKŮ

Tab. 4.2 - Označování jednotlivých skupin vzorků.

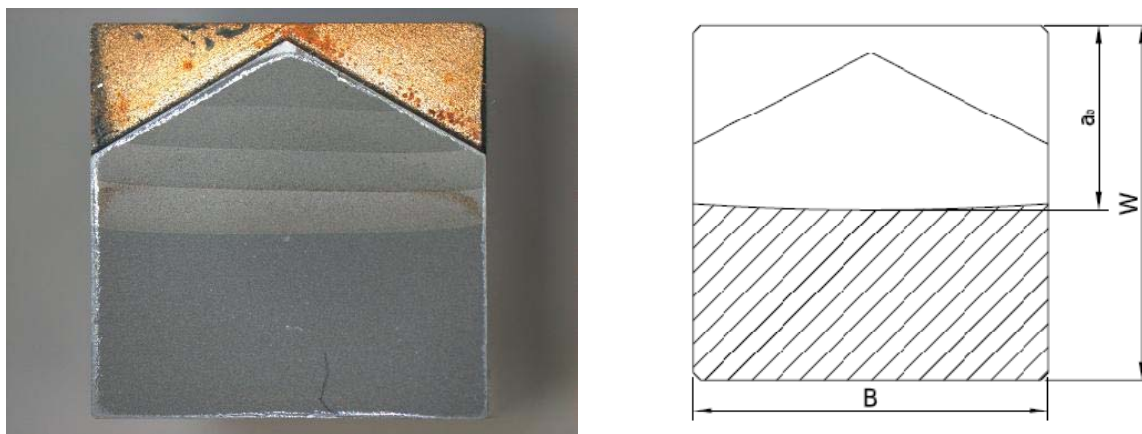
Série	Vrstva, povlak	obrobena (frézování)	broušeno	leštěno 9 μm	leštěno 1 μm	leštěno 1/4 μm
I.	Bez povlaku		Jud Q	Jud P		Jud O
	Nitridace		Jud C	Jud B		Jud A
	Cr ₂ N 2 μm		Jud F	Jud E		Jud D
	Nitridace + Cr ₂ N 2 μm		Jud I	Jud H		Jud G
II.	Bez povlaku	Jud 53-57	Jud 14-18		Jud 4-8	
	Cr ₂ N 1 μm				Jud J	
	Cr ₂ N 3 μm				Jud K	
	Cr ₂ N 7 μm				Jud L	
	Cr ₂ N 3 μm + 3%Ag				Jud M	
	Cr ₂ N 3 μm + 6%Ag				Jud N	

4.4 METODIKA ZKOUŠENÍ

Na připravených vzorcích s různými typy povrchů a povrchových vrstev bylo provedeno několik druhů měření.

4.4.1 STANOVENÍ LOMOVÉ HOUŽEVNATOSTI

Lomová houževnatost K_{IC} použité oceli Vanadis 6 byla změřena pomocí pěti vzorků o rozměrech 10x10x50 s chevronovým vrubem. Vrub typu chevron (šípový vrub) byl vytvořen dvěma zářezy na kotoučové pile s diamantovým kotoučem. Následně v místě zářezů byla na všech vzorcích nacyklována únavová trhlina. Zkouška proběhla tříbodovým ohybem na zkušebním stroji INSTRON 8862. Vzdálenost podpor byla 40 mm. Následně byla po zkoušce pomocí digitální kamery a příslušného software u každého vzorku změřena počáteční délka trhliny a_0 . Příklad lomové plochy po provedené zkoušce a její schematický popis je uveden na Obr. 4.5. Pro výpočet lomové houževnatosti byl použit vztah (4.1) [22].



Obr. 4.5 – Příklad lomové plochy po provedené zkoušce (vlevo - lomová plocha, vpravo – schematický popis)

$$K_{IC} = \frac{F_{\max}}{B \cdot \sqrt{W}} \cdot f\left(\frac{a_0}{W}\right) \quad (4.1)$$

kde K_{IC} [MPa.m^{1/2}] je měřená hodnota lomové houževnatosti u vzorku s chevronovým vrubem, $F_{\max}$ [kN] je maximální síla určená ze záznamu síla – průhyb, B [mm] je tloušťka zkušebního tělesa, W [mm] šířka zkušebního tělesa a $f\left(\frac{a_0}{W}\right)$ je minimální hodnota kalibrační funkce související s tvarem tělesa a způsobem zatěžování. Tato funkce má pro naše těleso a způsob zatěžování vztah (4.2) [22].

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a_0}{W}\right)^{0,5} \left[1,99 - \left(\frac{a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \left(2,15 - \frac{3,93a}{W} + 2,7a_0^2 \right) \right]}{2\left(1 + \frac{2a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{1,5}} \quad (4.2)$$

kde a_0 [mm] je počáteční délka trhliny a W [mm] je šířka zkušebního tělesa.

4.4.2 DOKUMENTACE STRUKTURY A MĚŘENÍ DRSNOSTI POVRCHU

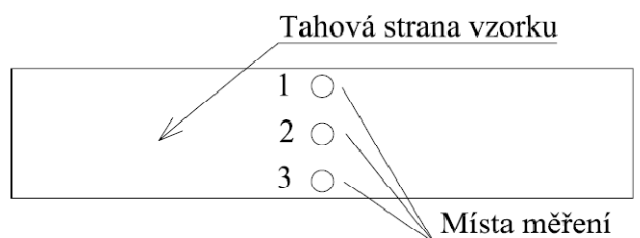
Před samotnou zkouškou třibodovým ohybem byl povrch zkušebních vzorků hodnocen pomocí konfokálního mikroskopu (LEXT 3000, Olympus, Japonsko) – viz Obr. 4.6. Cílem bylo zdokumentování povrchu vzorků v oblasti, kde dojde ke zlomení vzorku a změření drsnosti povrchu v tomto místě. Pozorování bylo proto zaměřeno především na oblast středu vzorku, který byl v průběhu zkoušky vystaven největšímu ohybovému napětí.



Obr. 4.6: Konfokální mikroskop Olympus LEXT.

Provedení měření

Měření drsnosti bylo provedeno na jednom reprezentativním vzorku z dané skupiny charakterizované drsností povrchu vzorků a následnou povrchovou úpravou. Před samotným měřením byly vzorky očištěny v acetonu. Měření probíhalo na třech místech povrchu, (viz. Obr. 4.7) a hodnota drsnosti povrchu pak byla určena jako aritmetický průměr z takto získaných hodnot.



Obr. 4.7 - Schematické znázornění místa měření drsnosti.

Podmínky měření

- objektiv – 50x,
- velikost kroku pro rastrování – 0,02 μm ,
- použitý filtr – filtr pro odstranění špičkového šumu „spike removal“,
- použitá analýza – plošná.

4.4.3 STANOVENÍ PEVNOSTI V OHYBU

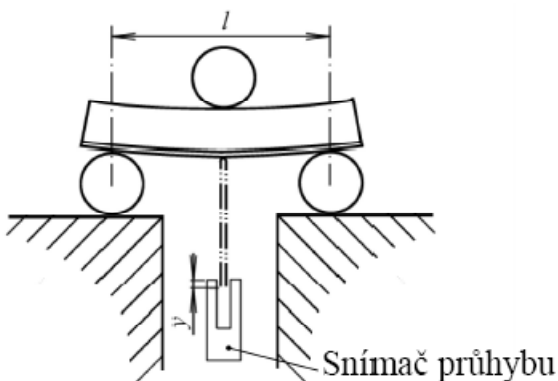
Pevnost v ohybu σ_o [MPa] sledovaných vzorků byla stanovena za podmínek tříbodového ohybu. Cílem bylo získat údaje o pevnosti v ohybu pro jednotlivé typy drsností, vrstev a povlaků.

Metoda tříbodového ohybu

Zkoušky byly prováděny na zkušebním stroji INSTRON 8862 (Obr. 4.8). Vzdálenost podpor vzorku činila 40mm, rychlost posuvu příčnicku byla $v_p = 1\text{mm/min}$. Pro měření sil byl použit dynamometr s rozsahem 100kN. Průhyb byl změřen snímačem, který byl přiložen k tahové straně vzorku (viz. Obr. 4.8). Pro výpočet lomového napětí σ_o během tříbodového ohybu byl použit vztah (4.3) [15].

$$\sigma_o = \frac{F \cdot l}{4W_o} \quad (4.3)$$

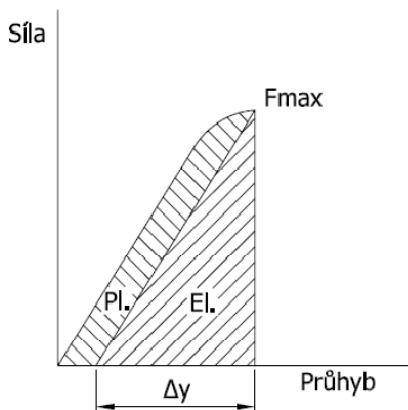
kde σ_o [MPa] je pevnost v ohybu, F [kN] síla, vyhodnocená ze záznamu ohybové zkoušky, l [mm] rozteč podpor ohybového přípravku (40mm) a W_o [mm³] ohybový modul.



Obr. 4.8 – Zařízení pro zkoušku tříbodovým ohybem (vlevo - zkušební stroj INSTRON 8862, vpravo - schematické znázornění měření průhybu).

4.4.4 STANOVENÍ ELASTICKÉ A PLASTICKÉ ENERGIE

Energie potřebná pro elastickou a plastickou práci do lomu byla určena z plochy pod křivkou závislosti síla-průhyb při ohybové zkoušce. Celková energie potřebná pro zlomení vzorku byla dána celkovou plochou pod zátěžnou křivkou. Rozdělení celkové energie na část elastickou a část plastickou je vidět na Obr 4.9.



Obr. 4.9 - Znáznornění elastické a plastické energie při ohybové zkoušce.

Elastická energie byla určena pomocí vztahu (4.4).

$$El.energie = \frac{F_{\max}}{\Delta y \cdot 2} \quad (4.4)$$

kde $F_{\max}$ [kN] je maximální síla vyhodnocená ze záznamu ohybové zkoušky a Δy [mm] průhyb tělesa v elastické části zatěžování. Plastická energie byla po té určena jako rozdíl celkové energie a elastické energie.

4.4.5 STANOVENÍ MODULU PRUŽNOSTI Z OHYBOVÉ ZKOUŠKY

Modul pružnosti v ohybu E byl vyhodnocován ze záznamů síla/průhyb. Z tohoto záznamu se nejprve stanovila rovnice přímky (vztah 4.5) z lineární části záznamu. Směrnice přímky k , pak použila ve vztahu 4.6 k výpočtu modulu pružnosti E v ohybu [21].

$$y = kx + q \quad (4.5)$$

$$E = \frac{(F_2 - F_1)l^3}{(y_2 - y_1)4bh^3} \quad (4.6)$$

kde l [mm] je vzdálenost opor, b [mm] je šířka vzorku, h [mm] je tloušťka vzorku, F_2 [N] je síla při průhybu y_2 [mm] a F_1 [N] je síla při průhybu y_1 [mm], přičemž podíl $\frac{(F_2 - F_1)}{(y_2 - y_1)}$ představuje směrnici k , vyjádřenou v obecné rovnici přímky.

4.5 VÝSLEDKY

4.5.1 LOMOVÁ HOUŽEVNATOST

Lomová houževnatost, vyjádřena prostřednictvím faktoru intenzity napětí K_{IC} , byla zkoušena na pěti vzorcích s chevronovým vrubem a nacyklovanou ostrou trhlinou. Výsledky výpočtu faktoru intenzity napětí pro jednotlivé vzorky a průměrná hodnota ze všech měření spolu se směrodatnou odchylkou jsou uvedeny v Tab. 4.3.

Tab. 4.3 - Lomová houževnatost K_{IC} , oceli Vanadis 6.

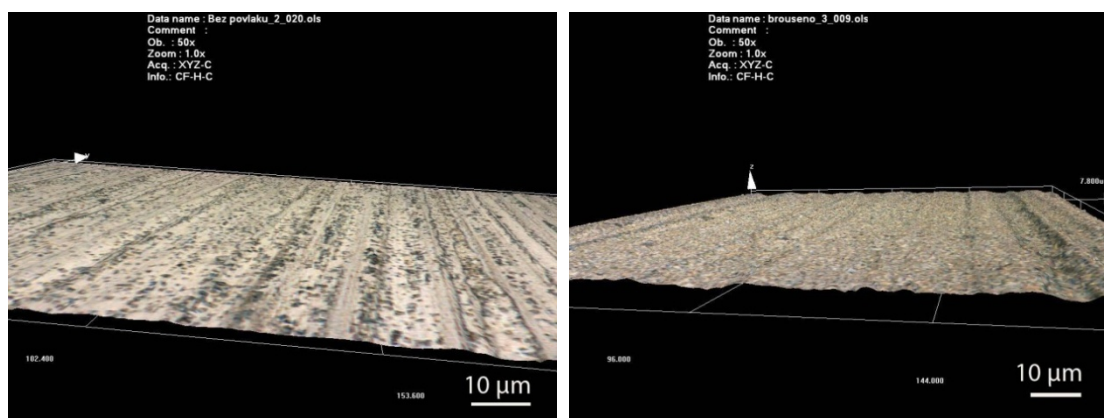
Značení vzorků	Lomová houževnatost K_{IC} [MPa.m ^{1/2}]	Průměrná hodnota $\bar{\sigma} K_{IC}$ [MPa.m ^{1/2}]
J_15	17,107	17,119±0.098
J_17	16,974	
J_18	17,125	
J_19	17,247	
J_21	17,142	

4.5.2 STRUKTURA POVRCHU - DRSNOST

V této kapitole je uvedena dokumentace povrchu a kvantifikace drsnosti povrchu jednotlivých vzorků pomocí konfokálního mikroskopu, pořadí podle rozdělení připravených vzorků do sérií a skupin (viz Tab. 4.2).

1) Vzorky bez vrstvy

Na Obr. 4.10 je uvedeno srovnání povrchu vzorků I. a II. série bez nanesené vrstvy bezprostředně po strojovém broušení (3D rekonstrukce povrchu vzorků získaná pomocí konfokálního mikroskopu). V Tab. 4.4 jsou pak uvedeny hodnoty parametrů drsnosti zjištěných na těchto studovaných površích.



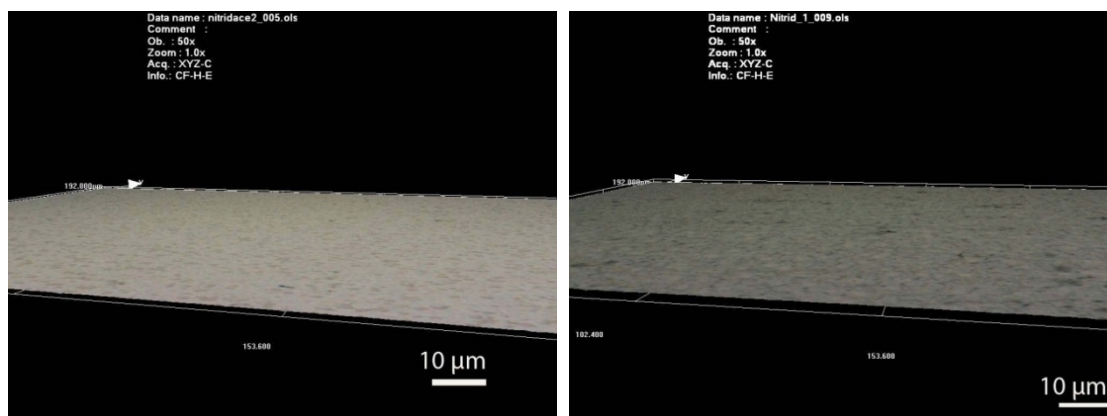
Obr. 4.10 – 3D rekonstrukce povrchu vzorku bez vrstvy a povlaku (vlevo – broušeno I. série, vpravo – broušeno II. série)

Tab. 4.4 Drsnost povrchu vzorků ve výchozím stavu bez nanesené vrstvy.

	vrstva	povrch	SRp	SRv	SRz	SRc	SRa
I. série	bez vrstvy	leštěno 1/4 μm	0,091	0,277	0,364	0,031	0,013
		leštěno 9 μm	0,368	0,703	1,070	0,107	0,038
		broušený	0,779	1,315	2,094	0,344	0,146
II. série	bez vrstvy	leštěno 1 μm	0,486	1,011	1,497	0,214	0,072
		broušený	1,535	1,810	3,345	0,299	0,356
		frézovaný	4,166	4,827	8,993	1,656	0,827

2) Vzorky po nitridaci

Na Obr. 4.11 je uvedeno srovnání povrchu vzorků I. série s vrstvou nanesenou nitridací. Celkem byly připraveny tři povrchově nitridované vzorky s různou výchozí drsností povrchu – broušený povrch a následně leštěný pomocí 9 μm diamantové suspenze nebo 1/4 μm diamantové suspenze. V Tab. 4.5 jsou pak uvedeny hodnoty parametrů drsnosti zjištěných na povrchu nitridovaných vzorků.



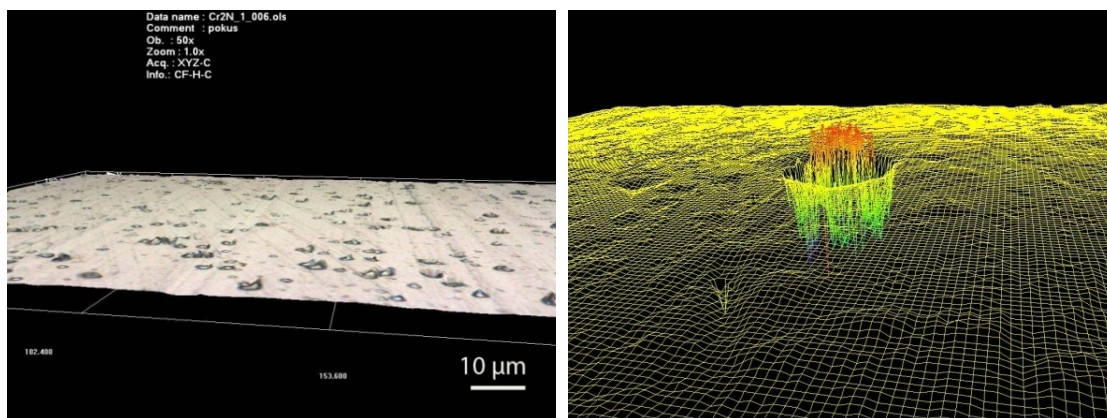
Obr. 4.11 - 3D rekonstrukce povrchu vzorku po nitridaci (vlevo – leštěno, vpravo – broušeno)

Tab. 4.5 - Drsnost povrchu vzorků po nitridaci.

	vrstva	povrch	SRp	SRv	SRz	SRc	SRa
I. série	nitridace	leštěno 1/4 μm	0,170	0,337	0,506	0,092	0,029
		leštěno 9 μm	0,201	0,523	0,724	0,109	0,037
		broušený	1,077	1,197	2,273	0,070	0,028

3) Vzorky s povlakem Cr_2N

Na Obr. 4.12 jsou uvedeny pohledy na povrch vzorků po broušení s naneseným povlakem Cr_2N . Celkem byly připraveny tři vzorky s povlakem Cr_2N na různě upravený povrch (viz Tab. 4.2). V Tab. 4.6 jsou uvedeny hodnoty parametrů drsnosti zjištěných na povrchu vzorků s povlakem Cr_2N .



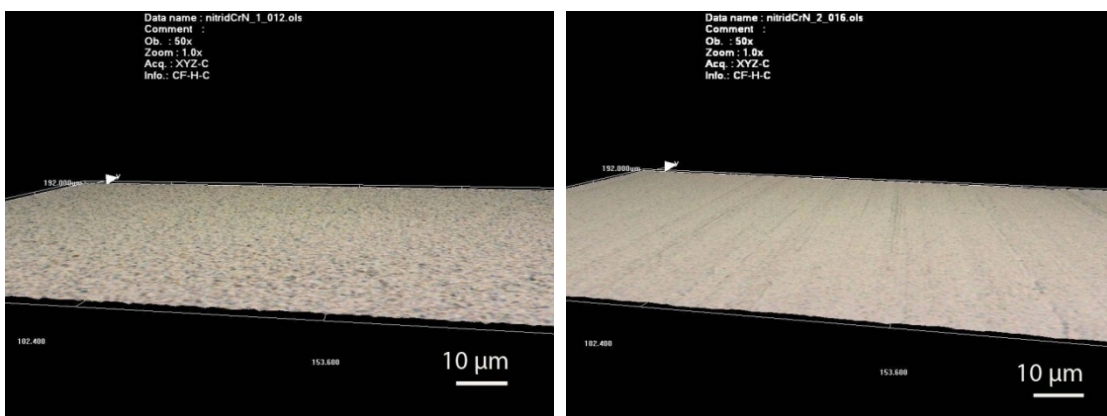
Obr. 4.12 - 3D rekonstrukce povrchu vzorku s povlakem Cr₂N (vlevo – broušeno, vpravo – detail anomálie)

Tab. 4.6 – Drsnost povrchu vzorků po nanesení povlaku Cr₂N.

	vrstva	povrch	SRp	SRv	SRz	SRc	SRa
I. série	Cr ₂ N	leštěno 1/4 µm	1,215	1,056	2,271	0,046	0,016
		leštěno 9 µm	1,358	1,721	3,079	0,114	0,041
		broušený	1,112	3,373	4,484	0,313	0,122

4) Vzorky s duplexním povlakem (nitridace + Cr₂N)

Na Obr. 4.13 je uvedeno srovnání povrchu vzorků I. série s vrstvou nanesenou duplexním povlakováním (nitridace a následné povlakování Cr₂N). Byly připraveny tři duplexní povlaky povrchově nitridované vzorky s různou výchozí drsností povrchu – broušený povrch a následně leštěný pomocí 9 µm diamantové suspenze nebo ¼ µm diamantové suspenze. V Tab. 4.7 jsou pak uvedeny hodnoty parametrů drsnosti zjištěných na povrchu těchto duplexně povlakovaných vzorků.



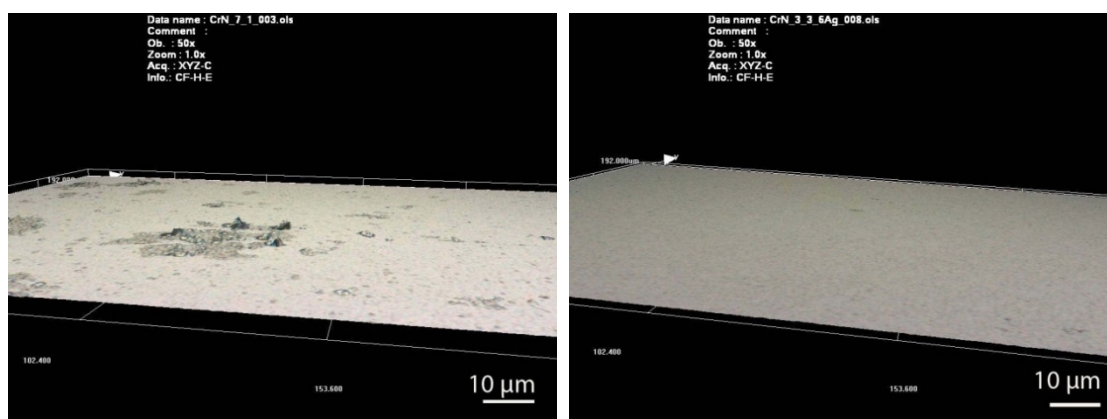
Obr. 4.13 - 3D rekonstrukce povrchu vzorku s duplexním povlakem (vlevo – leštěno 9µm, vpravo – broušeno)

Tab. 4.7 – Drsnost povrchu vzorků s duplexním povlakem.

	vrstva	povrch	SRp	SRv	SRz	SRc	SRa
I. série	nitridace + Cr ₂ N	leštěno 1/4 μm	0,099	0,168	0,267	0,037	0,015
		leštěno 9 μm	0,242	0,568	0,810	0,108	0,039
		broušený	0,502	0,540	1,042	0,216	0,095

5) Vzorky s povlakem Cr₂N s přídavkem Ag

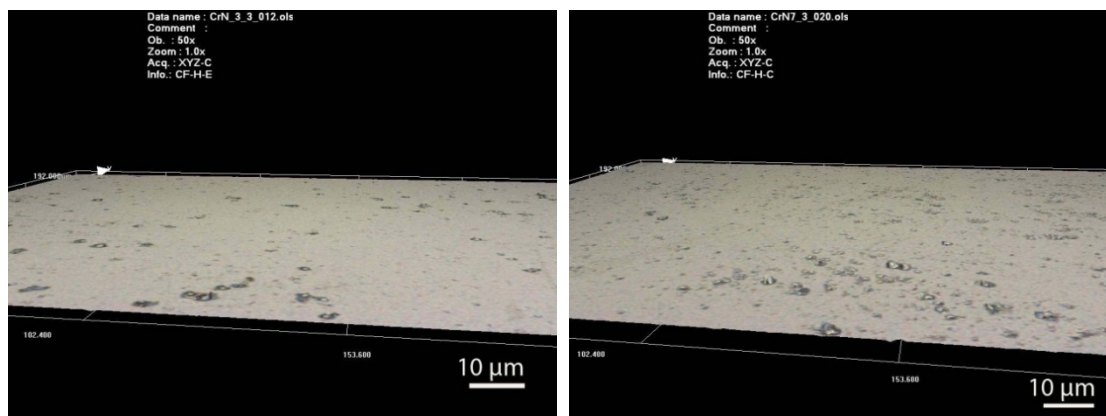
Na Obr. 4.14 je uvedeno srovnání povrchu vzorků II. série s povlakem Cr₂N s přídavkem 3% a 6% atomárního Ag. Povrch vzorků byl před povlakováním leštěn pomocí diamantové suspenze o zrnitosti 1 μm. V Tab. 4.8 jsou uvedeny hodnoty parametrů drsnosti zjištěných na povrchu vzorků povlakovaných Cr₂N s přídavkem Ag a vzorku s povlakem Cr₂N bez Ag.

Obr. 4.14 - 3D rekonstrukce povrchu vzorku s povlakem Cr₂N + %Ag (vlevo – Cr₂N + 3% Ag, vpravo – Cr₂N + 6% Ag)Tab. 4.8 – Drsnost povrchu vzorků s různým obsahem Ag v nanesené vrstvě Cr₂N.

	vrstva	povrch	SRp	SRv	SRz	SRc	SRa
II. Série	Cr ₂ N + 0% Ag	leštěno 1 μm	0,433	0,610	1,043	0,054	0,020
	Cr ₂ N + 3% Ag		1,484	2,437	3,921	0,090	0,029
	Cr ₂ N + 6% Ag		0,143	0,557	0,700	0,043	0,020

6) Vzorky s rozdílnou tloušťkou Cr₂N

Na Obr. 4.15 je uvedeno srovnání povrchu vzorků II. série s povlakem Cr₂N o různé tloušťce. Všechny vzorky byly leštěny pomocí diamantové suspenze o zrnitosti 1 μm. Celkem byly připraveny tři vzorky s povlakem Cr₂N o různé tloušťce – 1 μm, 3 μm a 7 μm. V Tab. 4.9 jsou uvedeny hodnoty parametrů drsnosti zjištěných na povrchu takto povlakovaných vzorků.



Obr. 4.15 - 3D rekonstrukce povrchu vzorku s rozdílnou tloušťkou povlaku Cr_2N (vlevo – tloušťka povlaku 3 μm , vpravo – tloušťka povlaku 7 μm)

Tab. 4.9 - Drsnost povrchu vzorků s různou tloušťkou naneseného povlaku Cr_2N .

	vrstva	povrch	tloušťka povlaku	SRp	SRv	SRz	SRc	SRa
II. Série	Cr_2N	leštěno 1 μm	1 μm	0,719	0,645	1,364	0,063	0,022
			3 μm	0,433	0,610	1,043	0,054	0,020
			7 μm	1,163	1,845	3,007	0,062	0,023

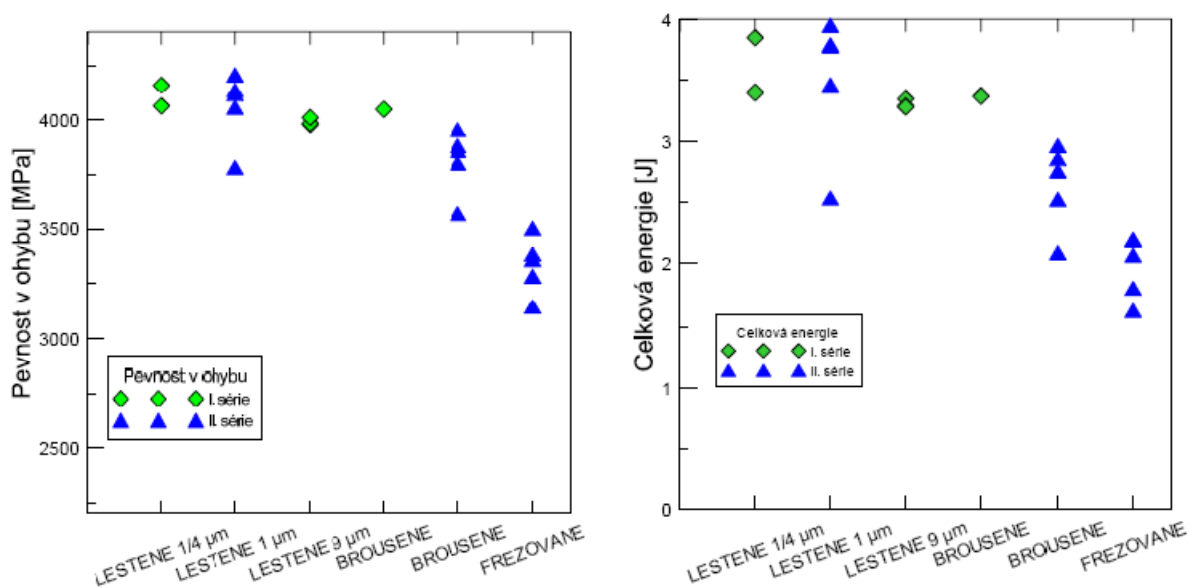
4.5.3 PEVNOST V OHYBU A LOMOVÁ ENERGIE

Z hlediska posouzení vlivu povrchové úpravy vzorků a následně nanesených vrstev na lomové chování oceli Vanadis 6 byla měřena pevnost v ohybu a zjištěna příslušná lomová energie zkušebního tělesa. Z tohoto hlediska byly získané výsledky diskutovány z těchto hledisek:

- vliv drsnosti povrchu na lomové chování oceli Vanadis 6,
- vliv druhu vrstvy a povlaku na lomové chování oceli Vanadis 6,
- vliv tloušťky a povlaku Cr_2N na lomové chování oceli Vanadis 6.

Vliv drsnosti povrchu na lomové chování oceli Vanadis 6

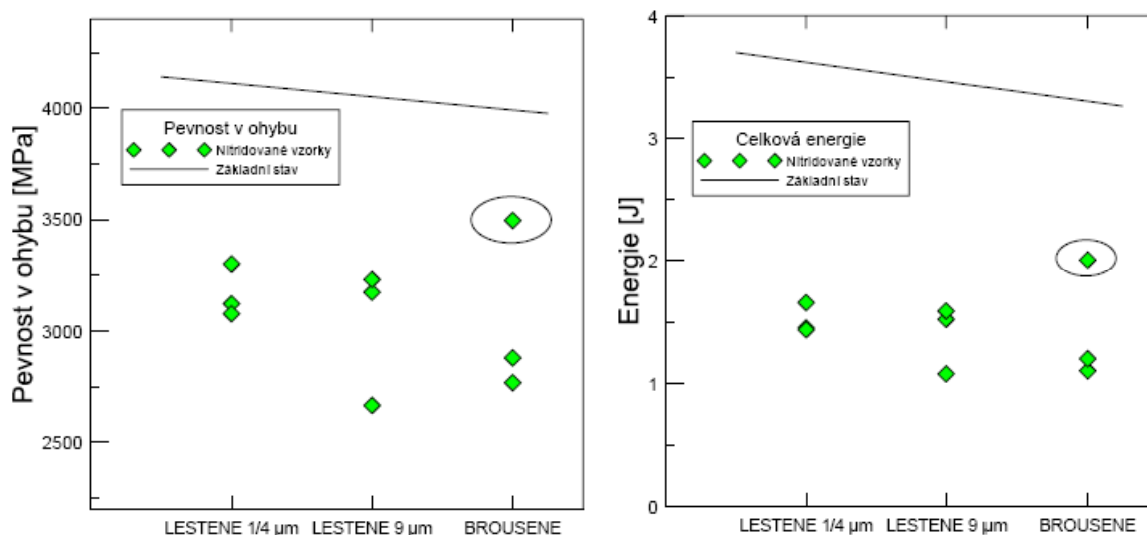
Na Obr. 4.16 je uvedena závislost pevnosti v ohybu resp. celkové energie spotřebované na lom vzorku na povrchové úpravě vzorků bez nanesené povrchové vrstvy. Jsou zde přitom uvedeny obě sledované série vzorků.



Obr. 4.16 – Pevnost v ohybu a energie potřebná ke zlomení vzorků v základním stavu.

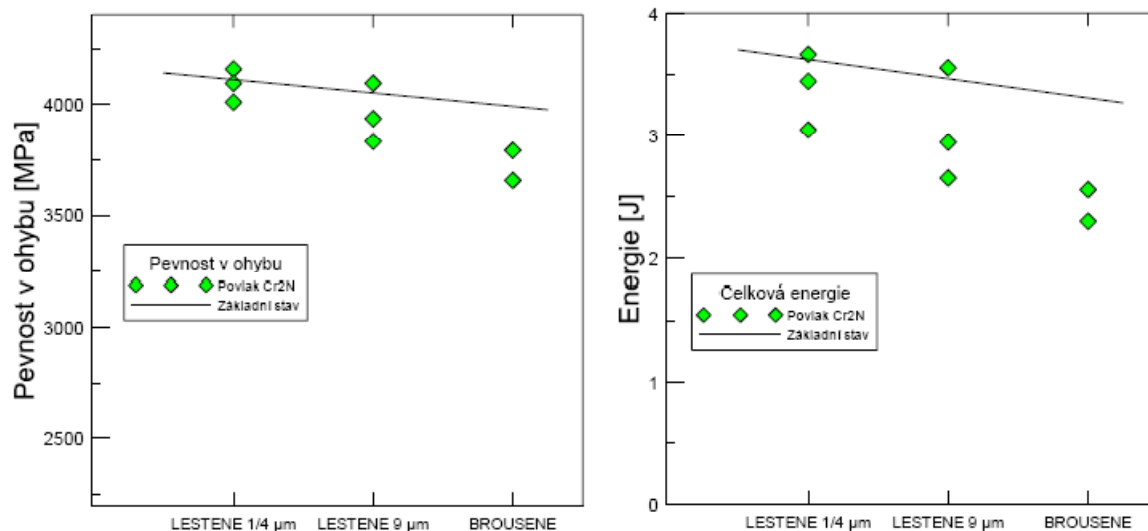
Vliv druhu vrstvy a povlaku na lomové chování oceli Vanadis 6

Na Obr. 4.17 je uvedena závislost pevnosti v ohybu resp. celkové energie spotřebované na lom vzorku na povrchové úpravě vzorků s vrstvou připravenou iontovou nitridací. V obrázku je zakroužkován vzorek, u kterého došlo k záměně tahové strany vzorku při samotné zkoušce tříbodovým ohybem. Pro srovnání je v obrázcích uvedena přímka, která charakterizuje základní vzorky bez povlaku.



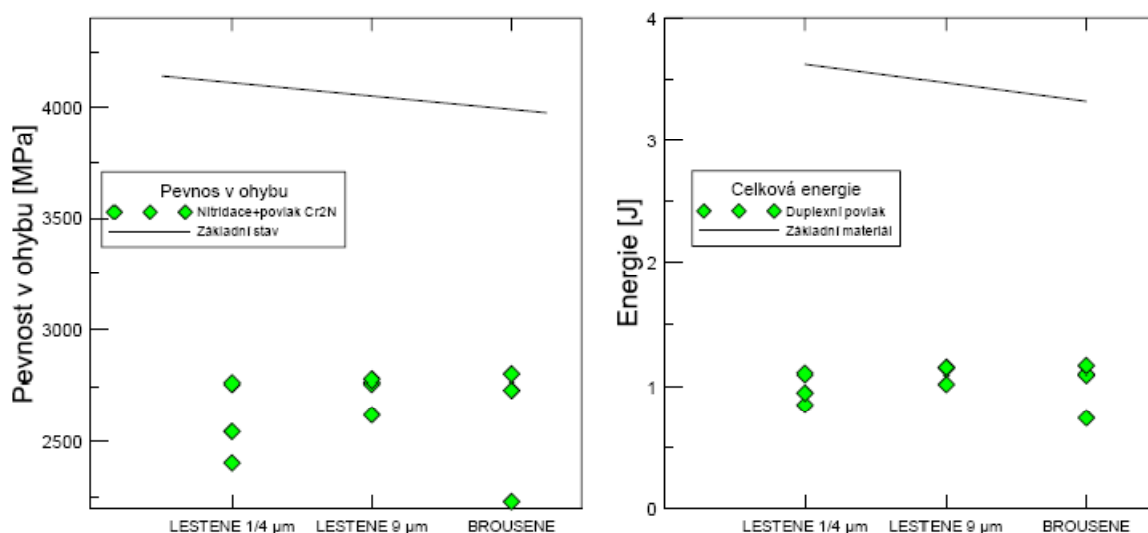
Obr. 4.17 – Pevnost v ohybu a energie potřebná ke zlomení vzorků po nitridaci

Na Obr. 4.18 je uvedena závislost pevnosti v ohybu resp. celkové energie spotřebované na lom vzorku na povrchové úpravě vzorků s povlakem Cr_2N .



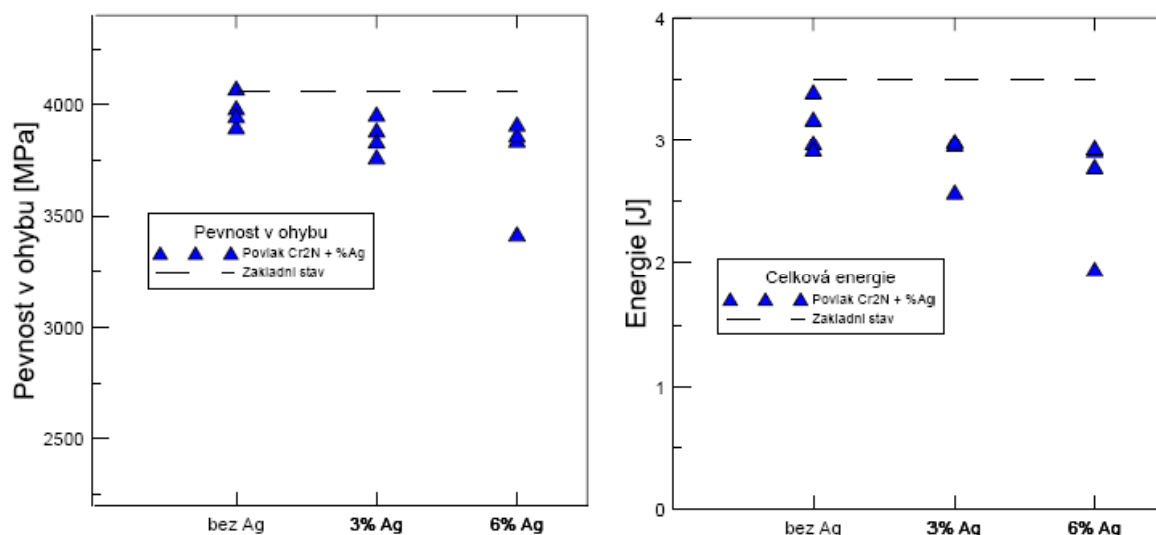
Obr. 4.18 – Pevnost v ohybu a energie potřebná ke zlomení vzorků s povlakem Cr₂N.

Na Obr. 4.19 je uvedena závislost pevnosti v ohybu resp. celkové energie spotřebované na lom vzorku na povrchové úpravě vzorků s duplexním povlakem (nitridace a nanesení povlaku Cr₂N).



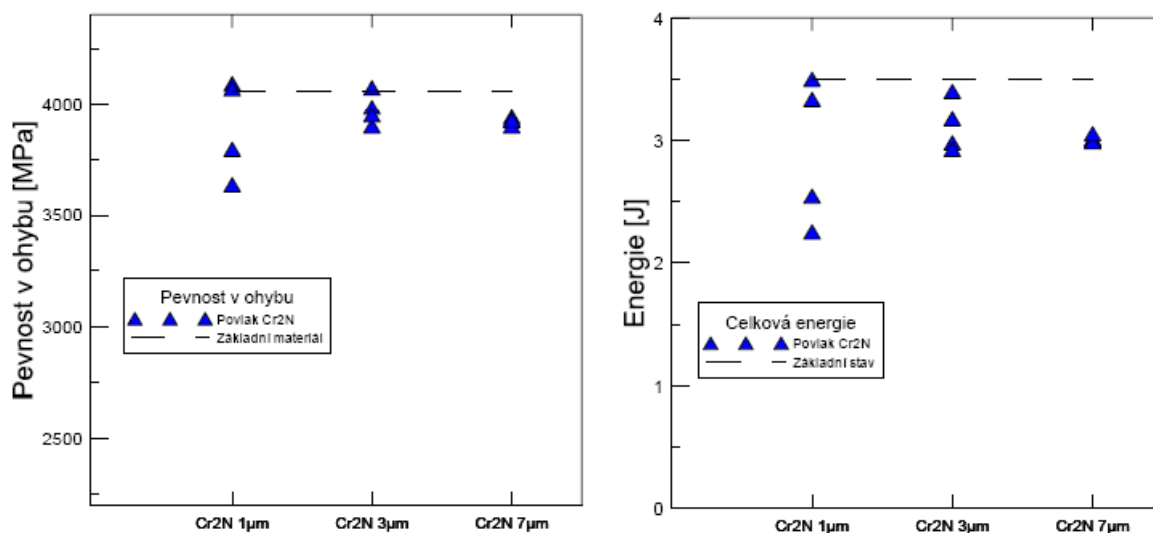
Obr. 4.19 – Pevnost v ohybu a energie potřebná ke zlomení vzorků s duplexním povlakem.

Na Obr. 4.20 je uvedena závislost pevnosti v ohybu resp. celkové energie spotřebované na lom vzorku na obsahu stříbra v povlaku Cr₂N. Povrch vzorků byl před nanášením povlaku Cr₂N vyleštěn pomocí diamantové suspenze 1 μm.

Obr. 4.20 – Pevnost v ohybu a energie potřebná ke zlomení vzorků s povlakem Cr₂N + přísada Ag

Vliv tloušťky povlaku Cr₂N na lomové chování oceli Vanadis 6

Na Obr. 4.21 je uvedena závislost pevnosti v ohybu resp. celkové energie spotřebované na lom vzorku na tloušťce povlaku Cr₂N. Povrch vzorků byl před nanášením povlaku Cr₂N vyleštěn pomocí diamantové suspenze 1 μ m.

Obr. 4.21 – Pevnost v ohybu a energie potřebná ke zlomení vzorků s rozdílnou tloušťkou povlaku Cr₂N

4.5.4 MODUL PRUŽNOSTI

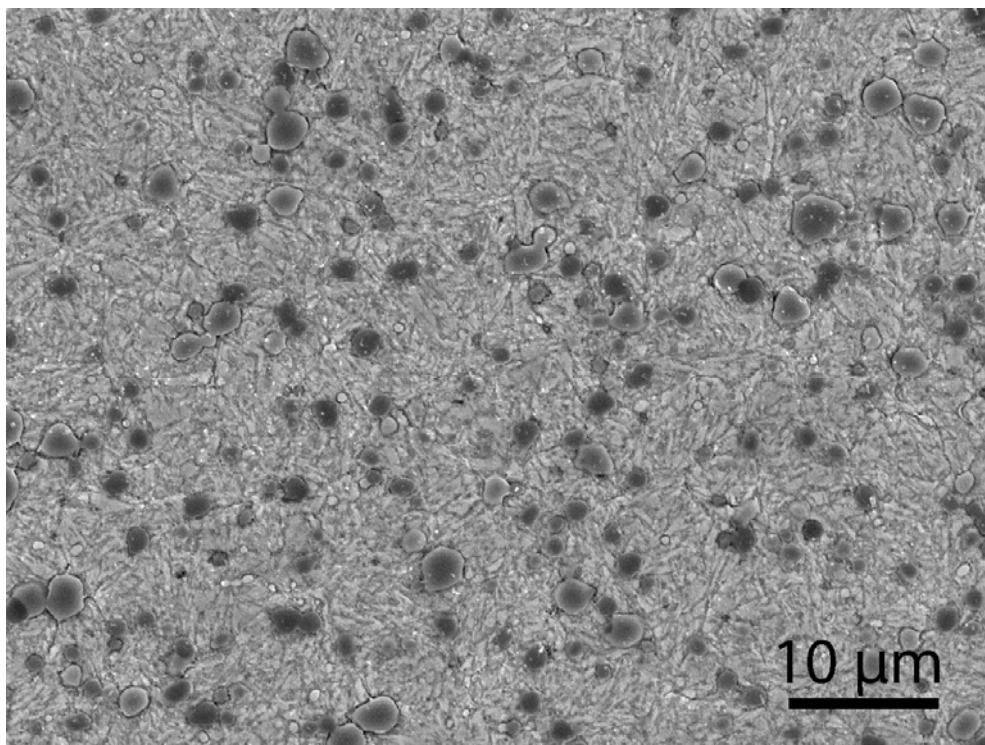
Modul pružnosti byl určen z elastické části zátěžné křivky ohybové zkoušky podle vztahu (4.6). V Tab. 4.10 je uveden vždy aritmetický průměr pro danou skupinu vzorků. Z tabulky je patrné, že ani druh ani tloušťka povlaku nemá vliv na modul pružnosti substrátu.

Tab. 4.10 Porovnání modulu pružnosti

		Modul pružnosti E
Série	Druh povrchové úpravy	(GPa)
I	Základní stav	233,730
	Nitridované	239,069
	Povlak Cr2N	236,998
	Duplexní povlak	237,219
II	Základní stav	232,015
	Různé tloušťky povlaku Cr2N	236,605
	Povlak Cr2N + Ag	233,800

4.5.5 STRUKTURA OCELI VANADIS 6

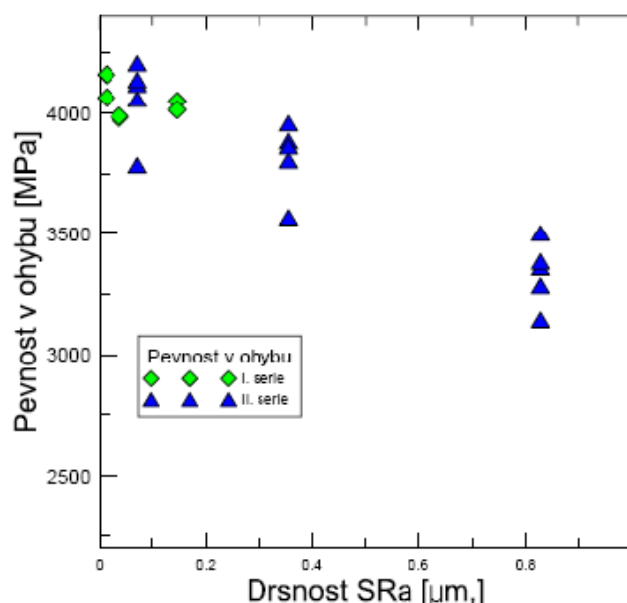
Na Obr. 4.22 je uvedena struktura oceli Vanadis 6 v základním stavu (bez povlaku). Jedná se o obrázek pořízený ze SEM, při zvětšení 2000x. Je na něm dobře patrné rovnoměrné rozmístění karbidů v martenzitické matici.



Obr. 4.22 – Struktura oceli Vanadis 6 v základním stavu, pořízený ze SEM při 2000x zvětšení.

5 DISKUSE

Jak bylo uvedeno v experimentální části, byla zkušební tělesa připravena ve dvou větších sériích, označených v této práci jako série I. a série II. Tyto dvě série těles byly tepelně zpracovány každá zvlášť a bylo u nich v jiné fázi výrobního cyklu aplikováno broušení těles na konečné rozměry („na hotovo“). V případě série I. byla zkušební tělesa broušena na konečné rozměry až po tepelném zpracování sestávajícího z kalení a popouštění. Naproti tomu tělesa série II. byla broušena na konečné rozměry ještě před tepelným zpracováním a materiál se tak nacházel ve výchozím - dodaném - stavu (označeném zde jako žíhaný). Jak vyplývá z tabulky 4.2 byla tělesa z těchto dvou sérií posléze rozdělena na několik skupin lišících se následnou úpravou povrchu tahové strany tělesa a připravenou povrchovou vrstvou resp. povlakem a to bez ohledu na „příslušnost“ zkušebních těles k výchozím sériím. Pro ověření srovnatelnosti obou sérií byly provedeny ohybové zkoušky několika těles z každé série (5 těles z I. série, 2 tělesa z II. série) ihned po broušení těles na konečné rozměry a bez jakékoli následné úpravy povrchu. V případě těles série I byla zjištěna průměrná pevnost v ohybu 3814 MPa a v případě těles ze II. série 4030 MPa. Rozdíl ohybové pevnosti těles obou sérií byl tedy kolem 5,5%, což je srovnatelné s pozorovaným rozptylem 4-5% ohybových pevností zkušebních těles z jednotlivých skupin. Můžeme proto předpokládat, že výsledky mechanických zkoušek těles z obou sérií jsou srovnatelné a tepelné zpracování bylo provedeno reprodukovatelně u obou sledovaných sérií zkušebních těles. Sledované změny pevnosti v ohybu a energie do lomu reflektovaly tedy výhradně studované vlivy, tj. drsnost povrchu a typ připravené povrchové vrstvy resp. naneseného povlaku. Jak je z uvedených výsledků patrné, a jak bylo možné předpokládat, nejdůležitějším parametrem ovlivňujícím pevnost v ohybu byla povrchová drsnost zkušebních těles. Maximální tahové napětí na povrchu tahové strany zkušebního tělesa, udávající pevnost v ohybu zkušebního tělesa, je pochopitelně závislé na velikosti povrchových nerovností tahové strany zkušebního tělesa. Na Obr. 4.22 je uvedena závislost pevnosti v ohybu na zjištěném drsnostním parametru SRa udávajícím průměrnou výšku povrchové nerovnosti od pomyslné střední čáry.



Obr. 4.22 - Závislost ohybové pevnosti na drsnosti povrchu (zkušební tělesa bez nanesené povrchové vrstvy či povlaku).

Z obrázku je opět patrné, že výsledky získané u obou sérií zkušebních těles byly srovnatelné. Jak je vidět, ohybová pevnost zkušebních těles klesala s rostoucí velikostí povrchových nerovností v podstatě lineárně. Hodnota drsnosti SRa byla zjištěna pomocí konfokálního mikroskopu. Ve srovnání s klasickým profiloměrem používajícím pro měření drsnosti mechanický pohyb kuličky po zkoumaném povrchu je drsnost v případě konfokálního mikroskopu měřena s podstatně vyšší přesností. Měření drsnosti probíhá na základě rekonstrukce 3D povrchu vzorku, vznikajícím rastrováním laserového svazku po povrchu vzorku. Tato technika však klade vysoké nároky na korektní nastavení podmínek pro měření, jako jsou zvětšení objektivu použitého pro pozorování, správné osvětlení vzorku, velikost rastrovacího kroku atd. Hodnoty drsnosti zjištěné pomocí konfokálního mikroskopu můžeme považovat za exaktně přesné, odpovídající definici drsnosti vzhledem k řádově přesnějšímu měření skutečně plošné charakteristiky. Tato měření jsou srovnatelná se standardně měřenými drsnostními parametry jen do určité míry a neexistuje jednoznačné doporučení jak drsnost zjištěnou pomocí konfokálního mikroskopu přiřadit hodnotě drsnosti zjištěné standardními metodami, a to především z důvodu neznalosti obalové křivky vznikající smýkáním hrotu konečných rozměrů po povrchu vzorku. Naměřená drsnost vzorků v základním stavu se pohybovala od $SRa\ 0,013\ \mu m$ pro leštěné vzorky $\frac{1}{4}\ \mu m$ suspenzí, až po největší naměřenou drsnost $SRa\ 0,827\ \mu m$, která byla naměřena u vzorků s frézovaným povrchem. U nitridovaných vzorků byla naměřena velice podobná drsnost ($SRa\ 0,03\ \mu m$) jak u leštěných, tak u broušených vzorků. Z tohoto pohledu lze říci, že díky nitridaci došlo k vyrovnání drsnosti povrchu vzorků. U vzorků s povlakem Cr_2N odpovídala drsnost po povlakování, drsnosti před povlakováním. Při pozorování tohoto povlaku na mikroskopu byla zjištěna necelistvost tohoto povlaku, která mohla mít vliv na měření drsnosti. Detail této anomálie je zobrazen na obrázku 4.17. Tato anomálie byla pozorována u všech typů vzorků, kde se povlak Cr_2N vyskytoval, kromě vzorků s duplexní vrstvou. U těchto vzorků tvořil povlak souvislou vrstvu. Naměřená drsnost u duplexních povlaků byla v rozmezí $SRa\ 0,029\ \mu m$ pro nejjemnější povrch a $SRa\ 0,028\ \mu m$ pro nejhrubší. Takto malý rozdíl je nejspíš způsoben přítomnou nitridací. U vzorků s rozdílnou tloušťkou povlaku Cr_2N neměl tento rozdíl vliv na velikost drsnosti. Ta se pohybovala kolem $SRa\ 0,02\ \mu m$. Ovšem jak už zde bylo zmíněno, i u těchto typů vzorků s povlakem Cr_2N se vyskytuje ona zmiňovaná anomálie. U posledního typu vzorků nemělo přidání stříbra do povlaku Cr_2N žádný vliv na změnu drsnosti SRa . Ta se pohybovala stejně jako u předchozích kolem $SRa\ 0,02\ \mu m$. Vizualně (Obr. 4.14) některé z drsnostních parametrů (Tab. 4.8), zejména největší výška profilu SRa , naznačují výrazný pokles. Ukazuje se, že přídavek Ag může mít pozitivní účinek na zbytková napětí v povlaku, projevující se pravděpodobně už v průběhu povlakování. Podobně jako „úprava“ drsnosti nitridací při duplexním povlakování přídavek Ag může vést k aplikačně zajímavé optimalizaci vlastnosti povlaku. Uvedená změna se nicméně neprojevuje na pevnosti v ohybu. Kromě drsnosti povrchu má na ohybovou pevnost také velký vliv přítomnost vrstvy nebo povlaku. Nejvíce ohybovou pevnost ovlivňuje nitridace a to tak, že díky ní dojde k poměrně velkému snížení ohybové pevnosti (o cca 960 MPa). U nitridace je také důležitá drsnost povrchu, na který se nitridace nanáší. Čím hrubší povrch je, tím menší se ohybová pevnost naměří. Díky nitridaci dochází také k výraznému poklesu celkové energie potřebné ke zlomení vzorků (o cca 2 J). Při zkoušení nitridovaných vzorků došlo u jednoho vzorku k prohození tahové strany, proto se jedna hodnota odlišuje od očekávaného chování, jedná se o zakroužkovaný vzorek v Obr. 4.18. Stejně jako nitridace, tak i duplexní povlakování (nitridace + Cr_2N) má negativní vliv na ohybovou pevnost. Hodnoty ohybové pevnosti

jsou u duplexních povlaků dokonce ještě nižší, než u samotné nitridace. Pokles oproti základnímu stavu je cca o 1400 MPa u leštěných vzorků. U tohoto povlaku nebyla pozorována závislost pevnosti v ohybu na drsnosti povrchu, na který se povlak nanášel. Hodnota ohybové pevnosti vyšla pro všechny tři (leštěno $\frac{1}{4}$ μm , leštěno 9 μm , broušeno) typy drsností velice podobně (cca 2600 MPa). Díky aplikaci duplexního povlaku na ocel Vanadis 6 se kromě ohybové pevnosti sníží i celková energie potřebná ke zlomení vzorků (cca o 2,5 J). Při aplikaci samotného povlaku Cr_2N na ocel Vanadis 6, nedochází k výrazným změnám ohybové pevnosti, ani celkové energie potřebné do lomu, vůči základnímu stavu. Pokles činí cca 100 MPa u ohybové pevnosti a 0,4 J u celkové energie. Tyto hodnoty jsou závislé na kvalitě povrchu, na který se povlak Cr_2N nanáší. Stejně jako u předchozích typů i zde platí, že čím větší je drsnost povrchu na který se povlak nanáší, tím menší jsou hodnoty ohybové pevnosti a celkové energie. Při nanesení různých tloušťek povlaku Cr_2N na povrch oceli o stejné drsnosti (leštěno 1 μm), nebyla pozorována závislost pevnosti v ohybu na tloušťce povlaku, totéž platí pro celkovou energii do lomu. Tloušťka povlaku v tomto případě nemá na tyto charakteristiky vliv. Byl zde ovšem pozorován zajímavý jev a to ten, že se zvětšující se tloušťkou dochází k menšímu rozptylu výsledných hodnot (viz Obr. 4.21). Výsledky dosažené v této práci nám dávají ucelenější pohled na materiálové charakteristiky oceli Vanadis 6. Práce nám rovněž popisuje, jak se bude tato ocel chovat při použití různých typů vrstev a povlaků (nitridace, povlak Cr_2N , duplexní povlak, povlak $\text{Cr}_2\text{N} + \text{Ag}$).

6 ZÁVĚRY

V této práci byla zkoumána nástrojová ocel Vanadis 6. Pomocí tříbodového ohybu byly změřeny základní mechanické vlastnosti a charakteristiky lomového chování. Především se zkoumalo jaký vliv na tyto charakteristiky bude mít kvalita povrchu, nitridace, povlak Cr_2N , duplexní povlak (nitridace a Cr_2N) a rozdílná tloušťka povlaku Cr_2N . Pro charakterizaci tahové strany vzorků a změření drsnosti byl použit konfokální mikroskop.

- Pro zkoušku tříbodovým ohybem bylo připraveno 6 skupin vzorků. Základní materiál tvořila ocel Vanadis 6. Skupiny se od sebe odlišují rozdílnými drsnostmi, vrstvou, povlakem a rozdílnou tloušťkou povlaku.
- Při měření drsnosti povrchu vzorků byl zjištěn velký vliv nitridace na konečnou drsnost vzorů. Díky nitridaci dochází ke snížení drsnosti povrchu. Naopak povlak Cr_2N a povlak $\text{Cr}_2\text{N} + \text{Ag}$ zachovávají drsnost povrchu, na který jsou nanášeny.
- Největší pevnost v ohybu (4160 MPa) byla naměřena u vzorků bez povlaku s nejmenší drsností ($\text{S}_{\text{Ra}} 0,013$) na tahové straně. Kvalita povrchu u ledeburitických ocelí má velký vliv na pevnost v ohybu. Se zvyšující se drsností povrchu pevnost v ohybu klesá.
- Nejen kvalita povrchu, ale i nitridace má velký vliv na pevnost v ohybu. Díky nitridaci došlo u vzorků k podstatnému snížení pevnosti v ohybu (o 960 MPa) vůči vzorkům bez povlaku.
- Povlak Cr_2N neměl na pevnost v ohybu zásadní vliv. Naměřená pevnost byla u těchto vzorků téměř totožná se vzorky v základním stavu.
- U vzorků s duplexním povlakem byla naměřena nejmenší pevnost v ohybu (2700 MPa). Pokles je způsoben kombinačním účinkem nitridace a křehkého povlaku.
- Rozdílná tloušťka povlaku Cr_2N nemá na pevnost v ohybu vliv. Se zvyšující se tloušťkou povlaku Cr_2N dochází k menšímu rozptylu hodnot měření.
- Přítomnost stříbra v povlaku Cr_2N způsobí jen malý pokles pevnosti v ohybu (cca o 100 MPa). Přispívá však ke snížení výšky profilu (S_{Ra}) a z tohoto pohledu lze přidavek Ag považovat za příznivý.
- Navrženou geometrii zkušebních těles lze považovat za vhodnou pro hodnocení pevnostních vlastností a lomového chování povlakovaných materiálů. Kromě pevnosti v ohybu lze pro kvantifikaci tohoto chování využít i energii spotřebovanou při deformaci do lomu.

Z praktického hlediska jsou již u daného materiálu využívány pro modifikaci vlastností povrchu postupy duplexního povlakování, a to i přes výrazný pokles pevnosti v ohybu. Ze sledovaných povlaků se jako perspektivní jeví rovněž povlak

Cr₂N s přídavkem stříbra. V tomto povlaku je pokles pevnosti v ohybu nevýrazný a komponenty s tímto povlakem, za předpokladu zajištění jeho dobré přilnavosti, mohou vykazovat velmi dobrou životnost.

7 SEZNAM VELIČIN

Značení	Jednotky	Název veličiny
a	mm	Hloubka uměle vytvořené trhliny
B	mm	Tloušťka vzorku
d_1	mm	Vzdálenost vnějšího a vnitřního válečku (4BO)
d_2	mm	Polovina rozteče vnitřních válečků (4BO)
E	Mpa	Modul pružnosti
F	N	Zátěžná síla
$F_{\max}$	N	Maximální zátěžná síla
K_{IC}	Mpa*m ^{1/2}	Lomová houževnatost
l	mm	Vzdálenost podpor tříbodového ohybu
m	-	Celkový počet sčítaných hodnot
S_r	μm ²	Plocha ze které se určuje S_{Ra} a S_{Rq}
S_{Ra}	μm	Průměrná aritmetická úchylka profilu
S_{Rc}	μm	Průměrná výška prvků profilu
S_{Rq}	μm	Střední kvadratická výška
W	mm	Šířka vzorku
W_0	mm ³	Ohybový modul vzorku
y	mm	Průhyb vzorku
σ_o	Mpa	Pevnost v ohybu

8 LITERATURA

- [1] GRGAČ P.: *Modern tool steels with high wear-resistance*. 20th International Conference on Heat Treatment, Praha, 2004, ISBN 80-239-3561-5
- [2] JURČI P., SROLAŘ P.: *Duplex Coating of P/M M2 grade Ledeburitic Steel, Materiali in Technologije*, 36 (2002) 3-4, pp. 127-131.
- [3] JURČI P.: *Nástrojové oceli ledeburitického typu*, 221s, ČVUT Praha, 2010, ISBN 978-80-01-04439-1
- [4] HNILICA F., JURČI P.: *Vliv plasmové nitridace na lomové chování oceli Vanadis 6 v podmínkách statického ohybu*, ESCOND s.r.o., ČVUT, ÚJP PRAHA a.s.
- [5] VOJTĚCH D., BÁRTOVÁ B., VERNER J., ERÁK, J.: *Rychlé chlazení kovů*. Chemické listy 98, 2004
- [6] PTÁČEK L.: *Nauka o materiálu II*, CERM, s.r.o. Brno, 392s, ISBN 80-7204-248-3 (2 vyd.)
- [7] HÁJKOVÁ P., JURČI P., LODEREROVÁ M.: *Duplexní povlakování nástrojových ocelí – struktura, vlastnosti a zařízení*, CVUT Praha,
- [8] VLK M, FLORIAN Z.: *Mezní stavy a spolehlivost*, VUT Brno, 2007
- [9] BRANDIS H., HABERLING E.: *Stahl und Eisen* 98, 1978,
- [10] SCHWINDEMANN H. A KOL.: *Harterei-Tech.* Mit. 41, 1986
- [11] HAVERLING E.: *Harterei-Tech.* Mit. 43, 1988
- [12] ANDERSON T. L.: *Fracture mechanics, Fundamentals and Applications*, CRC Press, 688s, 1995
- [13] JURČI P., SUCHÁNEK J., STOLAŘ P.: *Proceedings of the 5th ASM Heat Treatment and Surface Engineering*, June 2000, pp. 197-208
- [14] GRGAČ P.: *16. Dny tepelného zpracování s mezinárodní účastí*, Brno, 1996, s. 41-47
- [15] PTÁČEK L.: *Nauka o materiálu I*, CERM, s.r.o. Brno, 2003, 516s, ISBN 80-7204-283-1 (2 vyd.)

- [16] *Uddeholm*/materiálové listy, 2006. Dostupné z WWW:
<<http://www.uddeholm.cz/czech/files/vanadis-6.pdf>>
- [17] PERNIKÁŘ J., TYKAL M., VAČKÁŘ J.: *Jakost a metrologie*, CERM, s.r.o. Brno, 2001. 151 s., ISBN 80-214-1997-0
- [18] *Průmyslové spectrum/zvyšování kvality hodnocení struktury povrchu [online]* [citováno 2007-03-03]. Dostupné z WWW:
< <http://www.mmspektrum.com>>
- [19] BEDNÁŘ L.: *Kontrola struktury povrchu*,. Brno, 2006, 57 s.
- [20] De Mello J.D.B., Durand-Charre, M., Mathia, T.: *Mater. Sci. Eng.* 1986
- [21] *EN 843–2 Advanced technical ceramics–Monolithic ceramic–Mechanical properties at room temperature–Part 2*, Brussels, 1995.
- [22] INTERNATIONAL STANDARD: *Metallic materials–Unified method of test for the determination of quasi-static fracture toughness*, 2002,
- [23] JECH J.: *Tepelné zpracování oceli. Metalografická příručka*, SNTL Praha, 1983, 392 s,