

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLNI  
**FAKULTA STROJNÍ**

Studijní program: B 2301 Strojní inženýrství  
Studijní obor: Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie

**BAKALÁŘSKÁ PRÁCE**

Moderní metody zpracování nástrojových ocelí

Autor: **Jana Nižňanská**

Vedoucí práce: **Ing. Václav Kraus, CSc.**

Akademický rok 2011/2012

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

Fakulta strojní

Akademický rok: 2011/2012

## ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

(PROJEKTU, UMĚLECKÉHO DÍLA, UMĚLECKÉHO VÝKONU)

Jméno a příjmení: **Jana NIŽŇANSKÁ**  
Osobní číslo: **S08B0352P**  
Studijní program: **B2301 Strojní inženýrství**  
Studijní obor: **Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie**  
Název tématu: **Moderní metody zpracování nástrojových ocelí**  
Zadávající katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

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

1. Charakteristika nástrojových ocelí a jejich zpracování
2. Moderní metody zpracování nástrojových ocelí
3. Experimentální část
4. Diskuse výsledků
5. Závěr

Rozsah grafických prací: **fotodokumentace, obrázky**

Rozsah pracovní zprávy: **30-40 stran**

Forma zpracování bakalářské práce: **tištěná/elektronická**

Seznam odborné literatury:

- **Nástrojové oceli Poldi a jejich použití. Praha, 1986**
- **Kraus, V.: Tepelné zpracování a slinování. Skripta ZČU v Plzni, 2000**
- **Fremunt, P. a kol.: Nástrojové oceli. Dům techniky Brno, 1994**
- **Krauss, G.: Steels - Heat Treatment and Processing Principles. ASM International, 1989**

Vedoucí bakalářské práce: **Ing. Václav Kraus, CSc.**

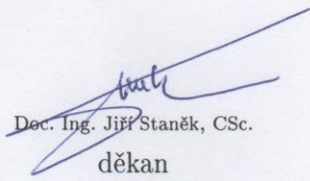
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

Konzultant bakalářské práce: **Ing. Pavel Šuchmann**

COMTES FHT, a. s.

Datum zadání bakalářské práce: **19. září 2011**

Termín odevzdání bakalářské práce: **25. května 2012**

  
Dec. Ing. Jiří Staněk, CSc.

děkan



  
Prof. Ing. Václav Mentl, CSc.

vedoucí katedry

V Plzni dne 19. září 2011

## **Prohlášení o autorství**

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě bakalářskou práci, zpracovanou na závěr studia na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Prohlašuji, že jsem tuto bakalářskou práci vypracovala samostatně, s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených v seznamu, který je součástí této bakalářské práce.

V Plzni dne: .....

.....  
podpis autora



## ANOTAČNÍ LIST BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

<b>AUTOR</b>	Nižňanská	Jana
<b>STUDIJNÍ OBOR</b>	Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie	
<b>VEDOUcí PRÁCE</b>	Ing. Kraus, CSc.	Václav
<b>PRACOVÍŠTĚ</b>	ZČU - FST - KMM	
<b>DRUH PRÁCE</b>	<b>DIPLLOMOVÁ</b>	<b>BAKALÁŘSKÁ</b>
<b>NÁZEV PRÁCE</b>	Moderní metody zpracování nástrojových ocelí	

<b>FAKULTA</b>	strojí	<b>KATEDRA</b>	KMM	<b>ROK ODEVZD.</b>	2012
----------------	--------	----------------	-----	--------------------	------

### POČET STRAN

<b>CELKEM</b>	106	<b>TEXTOVÁ ČÁST</b>	67	<b>GRAFICKÁ ČÁST</b>	39
---------------	-----	---------------------	----	----------------------	----

<b>STRUČNÝ POPIS</b>	Cílem bakalářské práce je porovnání vlastností dvou zkoušených nástrojových ocelí X37CrMoV5-1 (ČSN 41 9552) a HS6-5-2-5 (ČSN 41 9852) po klasickém a kryogenním tepelném zpracování, dále zhodnotit vliv nitridace po odlišném tepelném zpracování metodami: měření tvrdosti a mikrotvrdosti (Vickersova metoda), metalografický rozbor (světelná a řádkovací elektronová mikroskopie), GDOES, Mercedes test a Impact test.
<b>KLÍČOVÁ SLOVA</b>	Nástrojové oceli, klasické a kryogenní tepelné zpracování, chemicko-tepelné zpracování, nitridace, metalografie, tvrdost a mikrotvrdost, GDOES, Mercedes test, Impact test.

## SUMMARY OF BACHELOR SHEET

<b>AUTHOR</b>	Nižňanská	Jana
<b>FIELD OF STUDY</b>	Materials Engineering and Engineering Metallurgy	
<b>SUPERVISOR</b>	Ing. Kraus, CSc.	Václav
<b>INSTITUTION</b>	ZČU - FST - KMM	
<b>TYPE OF WORK</b>	<b>DIPLOMA</b>	<b>BACHELOR</b>
<b>TITLE OF THE WORK</b>	Modern treatment methods of tool steels	

<b>FACULTY</b>	Mechanical Engineering	<b>DEPARTMENT</b>	Material Science and Technology	<b>SUBMITTED IN</b>	2012
----------------	------------------------	-------------------	---------------------------------	---------------------	------

### NUMBER OF PAGES

<b>TOTALLY</b>	106	<b>TEXT PART</b>	67	<b>GRAPHICAL PART</b>	39
----------------	-----	------------------	----	-----------------------	----

<b>BRIEF DESCRIPTION</b>	The aim of this work is to compare characteristics of two tested tool steels X37CrMoV5-1 (19 552) and HS6-5-2-5 (19 852) after the classic and the cryogenic heat treatment, further to evaluate the effect of nitriding after different heat treatment methods: hardness and microhardness (Vickers method), metallographic analysis (light microscopy, scanning electron microscopy), GDOES, Mercedes test and Impact test.
<b>KEY WORDS</b>	Tool steels, classic and cryogenic heat treatment, chemical-heat treatment, nitriding, metallography, hardness and microhardness, GDOES, Mercedes test, Impact test.

## Obsah

ÚVOD .....	3
<b>1. NÁSTROJOVÉ OCELI .....</b>	<b>4</b>
1.2. ZNAČENÍ NÁSTROJOVÝCH OCELÍ .....	4
1.3. ROZDĚLENÍ NÁSTROJOVÝCH OCELÍ .....	5
1.3.1. Rozdělení podle chemického složení .....	5
1.3.2. Rozdělení podle normy ČSN 420002 .....	8
1.3.3. Rozdělení podle druhu použití .....	9
1.3.4. Rozdělení podle druhu ochlazovacího prostředí při kalení .....	9
1.4. POŽADOVANÉ VLASTNOSTI .....	9
1.5. PŘÍSAĐOVÉ PRVKY .....	10
1.6. VÝROBA NÁSTROJOVÉ OCELI .....	12
1.6.1. Prášková metalurgie .....	13
<b>2. TEPELNÉ A CHEMICKO-TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ NÁSTROJOVÝCH OCELÍ.....</b>	<b>14</b>
2.1. TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ .....	14
2.1.1. Ohřev a ochlazování .....	14
2.1.2. Austenitizace .....	14
2.1.3. Žihání .....	15
2.1.3.1. Žihání bez překrytalizace .....	15
2.1.3.2. Žihání s překrytalizací .....	16
2.1.4. Kalení .....	17
2.1.4.1. Kalicí prostředí .....	19
2.1.4.2. Druhy kalení .....	20
2.1.4.3. Kryogenní zpracování .....	21
2.1.5. Povrchové kalení .....	24
2.1.5.1. Povrchové kalení plamenem .....	24
2.1.5.2. Indukční povrchové kalení .....	24
2.1.5.3. Povrchové kalení laserem .....	25
2.1.6. Popouštění .....	25
2.2. CHEMICKO-TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ .....	26
2.2.1. Cementování .....	27
2.2.1.1. Cementační prostředí .....	27
2.2.2. Nitrocementování .....	28
2.2.3. Nitridování .....	29
2.2.3.1. Prášková nitridace .....	30
2.2.3.2. Nitridování v plynu .....	30
2.2.3.3. Nitridování v solných lázních .....	31
2.2.3.4. Iontové nitridování .....	31
2.2.4. Karbonitridování .....	33
<b>3. SPECIFIKA TEPELNÉHO A CHEMICKO-TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ NÁSTROJOVÝCH OCELÍ .....</b>	<b>34</b>

3.1. VÝCHOZÍ STAV NÁSTROJOVÝCH OCELÍ PŘED TEPELNÝM ZPRACOVÁNÍM.....	34
3.2. ZUŠLECHŤOVÁNÍ NÁSTROJŮ.....	35
3.3. TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ NÁSTROJŮ V UMĚLÝCH ATMOSFÉRÁCH.....	35
3.4. TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ NÁSTROJŮ VE VAKUU.....	36
3.5. KRYOGENNÍ ZPRACOVÁNÍ.....	37
3.6. NITRIDOVÁNÍ.....	38
<b>4. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST.....</b>	<b>39</b>
4.1. ZKUŠEBNÍ MATERIÁL.....	39
4.2. TEPELNÉ A CHEMICKO-TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ.....	41
4.3. MĚŘENÍ TVRDOSTI.....	44
4.4. HLoubkový profil chemického složení.....	49
4.5. METALOGRAFICKÉ HODNOCENÍ.....	50
4.6. METODY HODNOTÍCÍ ADHEZI A KOHEZI.....	53
4.6.1. Mercedes test.....	53
4.6.2. Impact test.....	56
<b>5. DISKUZE VÝSLEDKŮ A ZÁVĚR.....</b>	<b>60</b>
5.1. DISKUZE VÝSLEDKŮ.....	60
5.2. ZÁVĚRY.....	64
<b>PODĚKOVÁNÍ.....</b>	<b>65</b>
<b>SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY.....</b>	<b>66</b>
<b>OBRAZOVÁ ČÁST.....</b>	<b>68</b>



## Úvod

Lidská společnost prošla mnoha vývojovými etapami. Ty do přelomu letopočtu mají své názvy podle nejvýznamnějšího materiálu, který určoval úroveň výrobních technologií a svým příchodem způsobil materiálovou revoluci. Jde o dobu kamennou, bronzovou a železnou. Nástroje provázejí člověka od počátku vývoje. Trvalo mnoho let, než lidé objevili zpracování železa a jejich odlévání. Jakmile si osvojili techniku, začali vyrábět nástroje a zbraně. Ocelové užitkové nástroje se v podstatě beze změny tvaru používají dodnes, například srpy, kosy, krumpáče, kleště, řetězy, pily a další. Se vznikem stále nových nástrojů a zbraní rostl i požadavek na zlepšování vlastností kovů. Člověk začal předměty tepelně a chemicko-tepelně zpracovávat.

Problematika tepelného a chemicko-tepelného zpracování nástrojových ocelí je velmi široká, protože existuje mnoho typů ocelí i druhů zpracování. Každý materiál na zpracování reaguje jinak a touto rozdílností se tato práce zabývá.

Cílem této bakalářské práce je porovnání vlastností dvou vybraných nástrojových ocelí po klasickém a kryogenním tepelném zpracování za odlišných popouštěcích teplot. Dále vyhodnotit vliv různého tepelného zpracování na nitrídační vrstvu, která vznikla klasickým či iontovým nitridováním.

## 1. Nástrojové oceli

Nástrojová ocel je především určena na výrobu obráběcích nástrojů pro strojní obrábění kovu, tvářecích nástrojů a případně na výrobu ručního náradí. Nástrojové oceli se tedy řadí mezi nejvíce používané materiály pro výrobu nástrojů. Nástroje patří mezi jednu z nejvýznamnějších skupin používaných v průmyslové výrobě, protože především technologie obrábění zaujímá přední místo při zpracování kovů. Dnešní moderní obráběcí stroje, automaty a obráběcí centra kladou vysoké nároky na nástroje, jejichž životnost udává výkon celého systému. Tento závazek klade vysoké nároky na oceli, ze kterých se nástroje vyrábějí. Různé provozní podmínky a způsob namáhání jednotlivých druhů nástrojů vyžadují u nástrojových ocelí rozdílné vlastnosti, které lze zabezpečit výběrem vhodného typu oceli a také způsobem jejího zpracování. [3, 4, 6]

### 1.2. Značení nástrojových ocelí

Nástrojové oceli tvoří mezi ostatními ocelmi samostatnou skupinu. V české technické normě ČSN jim byla vyhrazena třída 19. Označují se číslem 19 XXX.XX. První dvojčíslí, tedy 19 je označení třídy. Třetí číslice vyjadřuje přísadovou skupinu, respektive kombinaci přísadových prvků. Čtvrtá číslice vyjadřuje u nástrojových legovaných ocelí příslušnou kombinaci přísadových prvků. Pátá číslice jemněji rozlišuje jakost oceli podle určitého způsobu výroby. Jednoduché rozdělení nástrojových ocelí je na uhlíkové, slitinové a rychlořezné. Uhlíkové oceli jsou značeny 19 0XX, 19 1XX nebo 19 2XX. Slitinové potom jsou 19 3XX, 19 4XX, 19 5XX, 19 6XX, 19 7XX, a rychlořezné se označují 19 8XX. První číslice za tečkou označuje stupeň přetváření a druhá číslice za tečkou určuje druh tepelného zpracování.

Tab. I: Význam třetí číslice v základní číselné značce ocelí třídy 19

Třetí číslice	Druh oceli podle typu legování
0	nelegované oceli
1	nelegované oceli
2	nelegované oceli
3	oceli legované Mn, Si, V, Mn-Si, Mn-V, Mn-Cr-V, Mn-Cr-W-V
4	oceli legované Cr, Cr-Mn, Cr-Al, Cr-V, Cr-Si, Cr-Mn-V, Cr-Si-V, Cr-W-V, Cr-Mn-Si-V
5	oceli legované Cr-Mo, Cr-Mo-Mn, Cr-Mo-V, Cr-Mo-Si-V, Cr-Mo-W-V, Cr-Mo-Ni-V-Co, Cr-Mo-W-Si-V
6	oceli legované Ni-Cr, Ni-Cr-V, Ni-Cr-W, Ni-Mo-Cr, Ni-Cr-Mo-V, Ni-Cr-W-V, Ni-Cr-W-Mo, Ni-Cr-W-Si, Ni-Cr-W-Si-V
7	oceli legované W, W-Cr, W-V, W-Cr-Mn, W-Cr-Si, W-Cr-V, W-Cr-Si-V, W-Cr-Ni-V, W-Cr-V-Co
8	rychlořezné oceli, legované W-Cr-V, W-Cr-Mo-V, W-Cr-V-Co, W-Cr-Mo-V-Co
9	speciální oceli, jako např. vytvrzované oceli typu Ni-Co-Mo-Ti

[9, 12]

### 1.3. Rozdělení nástrojových ocelí

S ohledem na použití v praxi se nástrojové oceli dělí na oceli pro práci za studena, za tepla, oceli pro výrobu ručního nářadí, oceli pro třískové opracování kovů atd. Toto rozdělení však z hlediska posuzování nároků na tepelné zpracování není úplně nejvhodnější. Důvodem je zejména skutečnost, že např. pro práci za studena se používá velká skupina materiálů, lišících se od sebe výrazně chemickým složením, a tedy i nároky na tepelné zpracování. Z hlediska tepelného zpracování je výhodné rozdělovat oceli podle chemického složení. Dále je dělíme například dle předepsaných norem, druhu použití nebo dle druhu ochlazovacího prostředí při kalení. [7]

#### 1.3.1. Rozdělení podle chemického složení

##### • Nelegované nástrojové oceli

Nelegované nástrojové oceli se liší zejména obsahem uhlíku, který má největší vliv na jejich vlastnosti. Hlavní nevýhodou nelegovaných nástrojových ocelí je jejich malá prokalitelnost. Tvrdost oceli v zakaleném stavu vzrůstá se stoupajícím obsahem uhlíku přibližně do 1,0 %, přičemž dosahuje maxima okolo 67 HRC. Při vyšším obsahu uhlíku se tvrdost oceli již výrazně nemění, ale výhodou je, že se zvětšuje obsah cementitu. Ten zlepšuje řezivost a odolnost proti otěru. Nevýhodou ovšem je, že se do určité míry snižuje houževnatost. Většina nelegovaných ocelí má obsah uhlíku od 0,7 do 1,5 %. Základní označení nelegovaných ocelí je 19 0XX, 19 1XX a 19 2XX, kde dvojčíslí z 3. a 4. číslice vyjadřuje obsah uhlíku.

Nelegované nástrojové oceli se rozdělují na:

- oceli velmi houževnaté: do 0,7 % C
- oceli houževnaté: 0,8 % až 0,9 % C
- oceli houževnaté tvrdé: 0,95 % až 1,2 % C
- oceli tvrdé: 1,25 % až 1,35 % C
- oceli velmi tvrdé: nad 1,4 % C

Tab. II: Přehled nelegovaných nástrojových ocelí podle normy DIN 17 350

Značka	Číselné označení	C	Si	Mn	Tvrdost* HB	Kalící teplota	Kalící prostředí	Tvrdost** HRC
C 45 W	1.1730	0,40–0,50	0,15–0,40	0,60–0,80	190			
C60 W	1.1740	0,55–0,65	0,15–0,40	0,60–0,80	231	800–830	olej	52
C70 W	1.1620	0,65–0,74	0,10–0,30	0,10–0,35	183	790–820	voda	57
C80 W	1.1525	0,75–0,85	0,10–0,25	0,10–0,25	192	780–810	voda	59
C85 W	1.1830	0,80–0,90	0,25–0,40	0,50–0,70	222	800–830	olej	57
C105 W	1.1545	1,00–1,10	0,10–0,25	0,10–0,25	213	770–800	voda	60

\* Tvrdost po vyžihání na měkko

\*\* Tvrdost po kalení a popuštění

[9, 10]

Jestliže požadujeme u nástrojů velkou houževnatost na úkor tvrdosti, používáme oceli s obsahem uhlíku do 0,7 %. Používají se na různé druhy malých vřetenových nástrojů, nástroje na zpracování potravin, kůže, dřeva, papíru atd. Požadujeme-li naopak vysokou tvrdost a dostatečnou houževnatost, potom jsou vhodné oceli s obsahem uhlíku od 0,8 do 1,2 %. Používají se zejména na ruční nástroje určené na opracovávání kovových materiálů. Pokud vyžadujeme největší tvrdost, řezivost a odolnost proti otěru i za cenu nízké houževnatosti, používáme oceli s obsahem uhlíku vyšším než 1,2 %. Použití například na výrobu pilníků. Dříve to byly jediné nástrojové oceli na výrobu nástrojů, avšak s vývojem legovaných ocelí dnes značně ztratili význam.

#### • Legované nástrojové oceli

Požadavky na vlastnosti nástrojových materiálů se stále více zvyšují a nelegované oceli je nemohou vždy plně splnit. Proto jsou nahrazovány kvalitnějšími legovanými nástrojovými ocelmi. Hlavními legujícími prvky jsou tzv. karbidotvorné prvky, které tvoří tvrdé a stálé karbidy až do vysokých teplot. Mezi karbidotvorné prvky patří chrom, vanad, wolfram a molybden. Dalšími legujícími prvky jsou prvky nekarbidotvorné zastoupené niklem, křemíkem a kobaltem. Z legovaných ocelí se dnes vyrábějí téměř všechny druhy řezacích, stříhacích, tvářecích a jiných nástrojů. Jedná se o nástroje malé, střední i velké a členité, se značnými požadavky na výkon a životnost. Proto je počet legovaných ocelí velký, norma ČSN uvádí 50 druhů. Oproti nelegovaným ocelím jsou legované oceli charakteristické zejména větší prokalitelností a zvýšenou odolností proti popouštění. Tepelné zpracování těchto ocelí je ale náročnější. Ovšem výhodou při tepelném zpracování je posun S křivek doprava, což usnadňuje kalení. Tento posun ovlivňují právě legující prvky. Podle provozních podmínek se nástrojové oceli legované rozdělují pro práci za studena a pro práci za tepla. K hlavním požadavkům na legované oceli pro práci za studena patří vysoká tvrdost, odolnost proti otěru a dobrá řezivost při vyhovující houževnatosti a prokalitelnosti. Chemické složení není pevně stanoveno, volí se podle požadavků na určité nástroje. Hlavním legujícím prvkem je chrom a dále obsahují ještě W, V, Mo a Ni v různých kombinacích a množstvích podle požadovaných vlastností. Oceli pro práci za tepla jsou velmi odolné proti popouštění, mají vysokou houževnatost při poměrně značné pevnosti a prokalitelnosti. Od legovaných ocelí pro práci za studena se liší nižším obsahem uhlíku a vyšším obsahem wolframu. Je ho až 15 %.

Legované nástrojové oceli se rozdělují na:

- 19 3XX – oceli manganové, křemíkové, vanadové
- 19 4XX – oceli chromové
- 19 5XX – oceli chrommolybdenové
- 19 6XX – oceli niklové
- 19 7XX – oceli wolframové
- 19 8XX – oceli rychlořezné
- 19 9XX – volné



Tab. III: Přehled legovaných nástrojových ocelí pro práci za studena podle normy DIN 17 350

Značka	Číselné označení	C	Cr	Mo	Ni	V	W	Tvrdost po žhání	Kalici teplota	Teplota popouštění	lázeň	Tvrdost
		%	%	%	%	%	%	HB	°C	°C	*	HRC
X210CrW12	1.2436	2,0-2,25	11-12				0,60-0,80	255	960	180	O	60
X155CrVMo12 1	1.2379	1,90-2,20	11-12	0,60-0,80		0,90-1,10		255	1030	180	O	59
145V33	1.2838	1,40-1,50				3,00-3,50		229	850	180	V	60
90MnCrV8	1.2842	0,85-0,95	0,2-0,5			0,05-0,15		229	800	180	O	58
105WCr6	1.2419	1,00-1,10	0,9-1,1				1,00-1,30	229	820	180	O	59
60WCrV7	1.2550	0,55-0,65	0,9-1,2			0,10-0,20	1,80-2,10	229	890	180	O	57
X45NiCrMo4	1.2767	0,40-0,50	1,2-1,5	0,15-0,35	3,8-4,3			262	850	180	O	52
40CrMnMoS	1.2312	0,35-0,45	1,8-2,0	0,15-0,25				Dodává se v zušlechtném stavu s cca 300 HB				

Tab. IV: Přehled legovaných nástrojových ocelí pro práci za tepla podle normy DIN 17 350

Značka	Číselné označení	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Tvrdost po žhání	Kalici teplota	Teplota popouštění	Tvrdost
		%	%	%	%	%	%	HB	°C	°C	HRC
55NiGrMoV6	1.2713	0,50-0,60	0,1-0,4	0,65-0,95	0,6-0,8	0,25-0,35	0,07-0,12	248	850	500	40
56NiGrMoV7	1.2714	0,50-0,60	0,1-0,4	0,65-0,95	1,0-1,2	0,45-0,55	0,07-0,12	2,48	850	500	44
X38CrMoV55	1.2343	0,36-0,42	0,9-1,2	0,30-0,50	4,8-5,5	1,10-1,40	0,25-0,50	229	1020	550	50
X40CrMoV51	1.2344	0,37-0,43	0,9-1,2	0,30-0,50	4,8-5,5	1,20-1,50	0,90-1,10	229	1030	550	51
X32CrMoV33	1.2365	0,28-0,35	0,1-0,4	0,15-0,45	2,7-3,2	2,60-3,00	0,40-0,70	229	1040	550	41

[9, 10]

#### • Rychlořezné nástrojové oceli

Tvoří samostatnou skupinu vysokolegovaných nástrojových ocelí. Používají se převážně k výrobě výkonných a vysoce výkonných řezných nástrojů a nástrojů pro tváření za studena. Od ostatních legovaných nástrojových ocelí se liší jak obsahem legur, tak podmínkami, které dodržujeme při tepelném zpracování. Oproti nelegovaným a legovaným nástrojovým ocelím mají v zakaleném a popuštěném stavu vysokou tvrdost, řezivost, velkou odolnost proti otěru a odolnost proti popouštění. Výhodou je, že si svou vysokou tvrdost zachovávají i při teplotách kolem 600 °C. Hlavními legujícími prvky jsou wolfram, chrom, vanad, molybden a kobalt. Mezi často používané patří ocel 19 824 s obchodním názvem Poldi.

Tab. V: Přehled rychlořezných nástrojových ocelí podle normy DIN 17 350

Značka	Číselné označení	C	Co	Cr	Mo	V	W	Tvrdość po žíhání	Kalici teplota	Teplota popouštění	Tvrdość
		%	%	%	%	%	%				
S6-5-2	1.3342	0,86-0,94		3,8-4,5	4,7-5,2	1,7-2,0	6,0-6,7	240-300	1210	560	64
SC6-5-2	1.3342	0,95-1,05		3,8-4,5	4,7-5,2	1,7-2,0	6,0-6,7	240-300	1200	560	65
S 6-5-3	1.3344	1,17-1,27		3,8-4,5	4,7-5,2	2,7-3,2	6,0-6,7	240-300	1220	560	65
S6-5-2-5	1.3343	0,88-0,96	4,5-5,0	3,8-4,5	4,7-5,2	1,7-2,0	6,0-6,7	240-300	1220	560	64
S7-4-2-5	1.3246	1,05-1,15	4,8-5,2	3,8-4,5	3,6-4,0	1,7-1,9	6,6-7,1	240-300	1200	540	66
S10-4-3-10	1.3207	1,20-1,35	9,5-10,5	3,8-4,5	3,2-3,9	3,0-3,5	9,0-10,0	240-300	1230	560	66
S12-1-4-5	1.3202	1,3-1,45	4,5-5,0	3,8-4,5	0,7-1,0	3,5-4,0	11,5-12,5	240-300	1230	560	65
S18-1-2-5	1.3255	0,75-0,83	4,5-5,0	3,8-4,5	0,5-0,8	1,4-1,7	17,5-18,5	240-300	1280	560	64

[9, 10]

Pro nejvíce namáhané obráběcí nástroje se používají oceli, které obsahují navíc 5 až 11,5 % kobaltu. Do této skupiny patří oceli označené 19 852 až 19 861.

#### • Oceli na lité nástroje

Jedná se o oceli uzpůsobené k lití, tedy na odlitky. Dnes se některé druhy řezných nástrojů nedají vyrobit běžným způsobem, protože nástroje jsou členitější a složitější než tomu bývalo dříve. Proto se odlévají do speciálních forem. Jedná se o tvarově složité a rozměrově velké nástroje, například o frézy, výhružníky apod. Používaná je zejména ocel 42 2992, která obsahuje chrom, vanad, molybden a asi 10 % wolframu. Nástroje vyrobené z těchto ocelí mají lepší řezivost než nástroje z tvářených ocelí, ale nevýhodou je jejich větší křehkost. Tepelné zpracování je obdobné jako u ocelí tvářených. [9]

### 1.3.2. Rozdělení podle normy ČSN 420002

Norma ČSN 420002 rozděluje nástrojové oceli do tří skupin:

#### • Nelegované nástrojové oceli (uhlíkové)

- Nízkouhlíkové (0,3 – 0,6 % C)
- Středně uhlíkové (0,5 – 1,1 % C)
- Vysokouhlíkové (1,0 – 1,5 % C)

#### • Legované nástrojové oceli

- Nízkolegované (do 5% legur)
- Středně legované (5 – 10% legur)
- Vysokolegované (nad 10% legur)

#### • Ledeburitické a rychlořezné oceli

- Oceli pro běžné použití
- Výkonné oceli
- Vysoce výkonné oceli (+ Co)

### 1.3.3. Rozdělení podle druhu použití

Dle použití dělí nástrojové oceli norma ČSN 42 0075 takto:

- NA – na řezné nástroje
- NB – na nástroje pro střihání
- NC – na nástroje pro tváření (NCS – za studena, NCT – za tepla)
- ND – na formy
- NE – na nástroje pro drcení a mletí
- NF – na ruční nástroje a nářadí
- NG – na měřidla
- NH – na upínací nářadí

### 1.3.4. Rozdělení podle druhu ochlazovacího prostředí při kalení

Rozdělení nástrojových ocelí podle druhu ochlazovacího prostředí (vycházejícího z technologických metod kalení) je:

- Oceli kalitelné do vody
- Oceli kalitelné do oleje
- Oceli kalitelné na vzduchu [3]

## 1.4. Požadované vlastnosti

Na strukturu a tím i na vlastnosti nástrojových ocelí jsou v praxi kladeny nejrůznější požadavky. První skupinou požadavků, kterou musí nástrojový materiál splňovat, jsou parametry a vlastnosti, které podmiňují vyrobitelnost nástroje. Patří mezi ně zejména chemické a fázové složení, kde je nejdůležitější typ karbidů, dále strukturní stejnorodost, mikročistota, obrobitelnost, leštitelnost, kalitelnost, prokalitelnost, broušitelnost atd. V poslední době se mezi důležité požadavky, kladené na nástrojové oceli, zařadila schopnost povrchového zpracování.

Druhou skupinu tvoří vlastnosti, které mají vliv na používání nástroje. Tyto vlastnosti jsou ve velké míře ovlivněny i první skupinou. V procesu používání nástroje se uplatňují vlastnosti pasivní, to znamená vlastnosti, které nástroj „chrání“ před předčasným poškozením, a vlastnosti aktivní, kterými nástroj působí na opracovávaný materiál. Mezi nejdůležitější pasivní vlastnosti patří houževnatost a otěruvzdornost, tvrdost, pevnost a odolnost vůči popouštění. Při práci za tepla se také vyžaduje dostatečná odolnost proti korozi. Nejdůležitější aktivní vlastností nástrojové oceli je řezivost, což je schopnost opracovávat daný materiál. [7]

**Tvrdost** je důležitá především pro řezné nástroje, ale i pro nástroje odolávající opotřebením. Tvrdost je závislá na tepelném zpracování a zejména na obsahu uhlíku. S jeho obsahem asi do 0,8 % vzrůstá tvrdost u nelegovaných a nízkolegovaných ocelí. Pokud je více než 1 % uhlíku, tvrdost se poté už podstatně nemění. Ve struktuře se však zvětšuje podíl cementitu, popřípadě karbidů které zlepšují řezivost a odolnost proti opotřebením. Určité zvýšení tvrdosti lze dosáhnout přísadou karbidotvorných prvků. [3]

**Houževnatost** závisí především na chemickém složení oceli, na struktuře a její stejnoměrnosti, na velikosti zrna, přítomnosti nečistot a vměstků a na tepelném zpracování. Struktura s výraznou karbidickou řádkovitostí způsobuje, že ocel nemá stejnoměrné vlastnosti

v příčném a podélném směru. Výsledkem je ochrana materiálu před předčasným objemovým porušením. Takovéto porušení je charakterizováno změnou rozměrů, při styku nástroje s obráběným materiálem. [3, 10]

**Odolnost oceli proti popouštění** je rozhodující pro nástroje, které pracují při vyšších teplotách. Odolnost se posuzuje podle poklesu tvrdosti při dlouhodobém ohřevu materiálu na vyšší teploty. U nelegovaných ocelí klesá tvrdost už od teploty 200 °C. Zvýšení odolnosti oceli proti popouštění se zabezpečuje nejčastěji přísadou karbidotvorných prvků, přísadou kobaltu a také chlazením nástroje. [3, 10]

**Prokalitelnost** je definována jako schopnost získat požadovanou tvrdost po kalení do určité hloubky. Malou prokalitelnost mají nelegované oceli, proto se používají oceli legované. Prokalitelnost zvyšují téměř všechny legující prvky, zejména mangan, chrom, nikl a molybden. U karbidotvorných prvků je pro prokalitelnost důležitý obsah legujícího prvku rozpuštěného v austenitu při kalící teplotě. [10]

**Odolnost proti otěru a řezivost** je požadována zejména u řezných nástrojů. Je výrazně ovlivňována množstvím, druhem a rozložením karbidů ve struktuře. [3, 10]

**Rozměrová stálost** je velmi důležitou vlastností všech nástrojových ocelí a pro některé druhy nástrojů, jako jsou měřidla a tvarové nástroje pro přesné obrábění, jsou rozhodujícím požadavkem. Rozměrové změny jsou způsobovány strukturními změnami, k nimž dochází při rozptýlu teplot vlivem rozpadu zbytkového austenitu během používání nástroje. [3, 10]

**Tepelná únava** se projevuje po určité době u nástrojů, které jsou vystaveny střídání teplot. Objevují se jako síťové trhlinky na pracovním povrchu. Vznik trhlinek je způsoben teplotními dilatacemi, které vyvolávají na povrchu nástroje pnutí. Při ohřevu tlakové a při ochlazování tahové. Odolnost oceli proti tepelné únavě je dána především mezí kluzu a houževnatostí. Tepelné únavě nejlépe odolávají nástrojové oceli s vyšším obsahem chromu a s přísadou molybden. Jejich výhodou je právě vysoká houževnatost při vysoké pevnosti. Optimální kombinace, se zřetelem na charakteristické namáhání nástroje, se dosáhne volbou vhodného materiálu nástroje a jeho tepelného zpracování. [3, 10]

#### **Ostatní požadavky na vlastnosti**

Kromě základních požadavků existují další, tzv. speciální požadavky na nástrojové oceli. Jsou charakteristické buď pro celé skupiny nástrojů, nebo pro jednotlivé nástroje. Patří sem především odolnost proti tvorbě trhlinek od tepelné únavy, odolnost proti korozi roztavenými kovy, dobrá tepelná vodivost, malá tepelná roztažnost, dobrá obrobitelnost, leštitelnost, a také možnost provádění chemicko-tepelného zpracování.

### **1.5. Přísadové prvky**

Přísadové prvky ocelím zajišťují požadované mechanické, fyzikální a technologické vlastnosti a zároveň potlačují negativní vliv některých přímíšenin, které se do oceli dostávají ze surovin a přísad v průběhu celé výrobní etapy. Přísady značně ovlivňují druh, morfologii struktury oceli a podmínky, za kterých dochází ke strukturním přeměnám. Nástrojové oceli obsahují různé velké koncentrace uhlíku a přísadové prvky jako je chrom, nikl, wolfram, molybden a vanad. Přísady manganu, křemíku a kobaltu se u nástrojových ocelí používají méně. Mezi přímíšeniny se řadí především fosfor, síra a měď. U uhlíkových ocelí se za přímíšeniny považují také mangan a křemík, nebo také malé množství niklu, chromu, molybdenu a wolframu, které se do uhlíkové oceli dostávají neúmyslně při výrobě z odpadu nebo surových želez. Mangan, křemík a hliník se v uhlíkové oceli a v ostatních nástrojových ocelích mohou vyskytovat v menším množství a to především z desoxidáčnických přísad. Mezi přímíšeniny se dále počítají také plyny jako je kyslík, dusík a vodík, které do oceli přecházejí



také během její výroby. Pro kvalitní posouzení vlastností podle chemického složení je zapotřebí zmínit základní vlivy používaných přísadových prvků i přímíšenin na nástrojové oceli.

**Uhlík** – Zvyšuje tvrdost a pevnost, snižuje plastické vlastnosti a houževnatost, zvyšuje odolnost proti otěru i řezivost, při vyšším obsahu zhoršuje obrobiteľnosť, obrobiteľnosť broušením a leštiteľnosť. S železem tvoří cementit, s chromem, wolframem, molybdenem, vanadem a některými dalšími prvky tvoří speciální karbidy. Obsah uhlíku se u nástrojových ocelí pohybuje v širokém rozmezí asi od 0,2 až do 2 %. Uhlík rozšiřuje oblast železa gama a v porovnání s ostatními přísadami nejvíce snižuje teplotu Ms.

**Mangan** – Při výrobě oceli se převážně používá k dezoxidaci a k vázání síry, tvoří nestálé karbidy, rozšiřuje oblast železa gama a zvyšuje prokalitelnost. Nežádoucí je, že podporuje hrubnutí zrna a tím zhoršuje svařitelnost. Obsah manganu nepřekračuje u běžných nástrojových ocelí 2%.

**Křemík** – Netvoří karbidy, mírně zvyšuje prokalitelnost a odolnost proti popuštění, zlepšuje mez pružnosti a mez únavy a zhoršuje svařitelnost. Při výrobě ocelí se rovněž používá jako desoxidovadlo. U nástrojových ocelí legovaných křemíkem bývá jeho obsah do 2 %.

**Nikl** – Zvyšuje pevnost, houževnatost a prokalitelnost ocelí, rozšiřuje oblast železa gama, netvoří karbidy a zlepšuje leštiteľnosť. U běžných typů nástrojových ocelí nepřekračuje obsah niklu 5 %. Některé speciální typy nástrojových ocelí obsahují a 13 % niklu.

**Chrom** – Zužuje oblast gama-Fe, tvoří speciální karbidy, zvyšuje tvrdost, prokalitelnost a odolnost proti popuštění; účinně působí na odolnost proti korozi; u nástrojových ocelí se jeho obsah běžně pohybuje v rozmezí 0,5 až 13 %, některé speciální typy ocelí však obsahují až 16 % chromu.

**Wolfram** – Tvoří značně stabilní karbidy, zužuje oblast železa gama, velmi účinně působí na odolnost proti popuštění, zvyšuje prokalitelnost, podporuje tvorbu bainitické struktury, při vyšším obsahu snižuje houževnatost. Obsah wolframu se v nástrojových ocelích pohybuje v rozmezí 0,2 až 19 %, přičemž největší obsahy se vyskytují zejména u ocelí rychlořezných.

**Molybden** – Tvoří speciální karbidy, zvyšuje prokalitelnost a odolnost proti popuštění, potlačuje popouštěcí křehkost; při vyšším obsahu avšak snižuje houževnatost oceli. Molybdenové oceli jsou náchylné k okujení a k oduhličení při tepelném zpracování. V nástrojových ocelích se obsah molybdenu pohybuje v rozmezí cca 0,2 až 9 %, přičemž nejvyšší obsahy se vyskytují u ocelí rychlořezných.

**Vanad** - Výrazně zvyšuje odolnost proti popuštění i proti otěru, a to mnohem více, než molybden a wolfram, zvyšuje i prokalitelnost a tvoří speciální karbidy. Malé přísady vanadu zjemňují zrna a zlepšují houževnatost. Při vyšších obsazích ovšem houževnatost silně snižuje. Velmi příznivě působí na řezivost, avšak oceli s vyššími obsahy vanadu mají zhoršenou obrobiteľnosť a to i obrobiteľnosť broušením. Jeho obsah v nástrojových ocelích se pohybuje v rozmezí 0,1 až 5 %.

**Kobalt** – Rozpouští se v základní hmotě oceli, netvoří karbidy, zvyšuje odolnost proti popuštění, zmenšuje však prokalitelnost a zvyšuje náchylnost k oduhličení. Jeho obsah se pohybuje v rozmezí 2 až 12 %, přičemž nejvíce se kobalt vyskytuje zejména u ocelí rychlořezných.

**Hliník** – Při výrobě ocelí se běžně používá jako desoxidovadlo, jako legura se vyskytuje u nitridačních ocelí, kde se jeho obsah pohybuje kolem 1 %. Snadno se slučuje s kyslíkem a také s dusíkem, se kterým tvoří tvrdé a stabilní nitridy.

**Fosfor** – Je přímíšenina, která tvoří tvrdý fosfid, zvyšuje tvrdost a prokalitelnost, zhoršuje plastické vlastnosti, tvařitelnost a houževnatost za studena, zlepšuje obrobiteľnosť, vyvoláva popouštěcí křehkost. U většiny nástrojových ocelí fosfor nepřekračuje hranici 0,030 %.

**Síra** – U většiny ocelí je žádoucí co nejnižší obsah síry s výjimkou případů, kdy se pomocí vyšších obsahů síry zlepšuje obrobiteľnosť. Je to přímíšenina, která tvoří především siřičíky FeS a MnS tzv. vměstky. Zhoršuje plastické vlastnosti a houževnatost za tepla.

**Měď** – Je opět přímíšenina, která do obsahu 0,3 % nemá významnější vliv na mechanické vlastnosti. Měď do jisté míry zvyšuje prokalitelnost a zlepšuje obrobiteľnosť. Do oceli se dostává především prosazováním kovového odpadu a bývá doprovázena cínem, jehož přítomnost v oceli je nežádoucí. [3]

## 1.6. Výroba nástrojové oceli

Výroba nástrojových ocelí je rozmanitá a uskutečňuje se několika způsoby. Určují to především vysoké nároky na jakost vyráběných ocelí, vyplývající z požadavků na spolehlivost a trvanlivost nástrojů, které jsou často namáhané při extrémních pracovních podmínkách. Ocel se vyrábí převážně na elektrických obloukových nebo indukčních pecích. Používá se technologií, které zabezpečují vysokou čistotu oceli, nízký obsah škodlivých doprovodných prvků a co nejmenší rozptyl chemického složení mezi jednotlivými tavbami dané značky oceli. K tomu napomáhá pečlivá příprava vsázky, výběr vhodných surovin a progresivní výrobní technologie, zahrnující i účinné metody mimopecní rafinace oceli, jako jsou vakuování, promývání tekuté oceli argonem, odsiřování a další postupy. Chemické složení, které představuje základní charakteristiku oceli, je obvykle vymezeno normou. Výrobní předpis chemického složení těchto ocelí proto přispívá k získání co nejlepších materiálových a technologických vlastností. Kromě chemického složení se na výsledné jakosti podílejí i další parametry, jako je čistota oceli a struktura, které jsou ovlivňovány celým metalurgickým postupem výroby už z ocelárny. Ocel vyrobená v elektrické peci, popřípadě dále zpracovávaná v pánvi, se po dokončení tavby odlévá do kokil. Také se velice často používá i zařízení na kontinuální odlévání oceli, mající oproti lití do kokil ještě některé další přednosti. Patří mezi ně například příznivá struktura odlité oceli a kvalitní povrch slitků. Způsob odlévání a tuhnutí oceli se u obou uvedených postupů řídí druhem oceli, s požadavkem získat co nejvýhodnější výchozí strukturu pro další zpracování. Po utužení oceli v kokilách se ingoty řízeně chladí nebo tepelně zpracovávají žíháním. Řada nástrojových ocelí je kalitelná na vzduchu a transformační pnutí může vést při rychlém chladnutí ke vzniku trhlin. Ochlazování probíhá buď v pomalu stápné peci, nebo ve vhodném isolačním zásypu. Kromě této pánvové metody vede k podstatnému zlepšení jakosti oceli vyrobené v elektrické peci její další přetavení pomocí elektrického oblouku. Přetavování se provádí buď ve vakuu, nebo pod struskou, která má i rafinační účinky. Princip spočívá v tom, že z oceli vyrobené v elektrické obloukové nebo indukční peci se zhotoví elektroda, která se pomocí oblouku vytvořeného stejnosměrným elektrickým proudem odtavuje a ocel znovu rychle tuhne v měděném krystalizátoru. V peci pro elektrostruskové přetavování prochází odtavovaná ocel vrstvou tekuté strusky. Přetavováním dochází k zrovnoměření chemického složení a struktury, což pak má příznivý vliv na celkové vlastnosti jako je například vymizení mechanických přeměn u tvářeného materiálu v závislosti na směru tváření, nebo zvýšení hustoty kovu, zlepšení některých technologických vlastností, jako je kupříkladu tvařitelnost

apod. Při vakuovém přetavování navíc dochází ke snížení obsahu plynů a ke snížení obsahu nečistot, které se mohou za podmínek vakuového přetavování odpařovat. Vlivem poklesu obsahu kyslíku se po vakuovém přetavování sníží i obsah oxidických vměstků. Ty se snižují také při elektrostruskovém přetavování. Výsledkem je celkové zlepšení makročistoty i mikročistoty oceli. U nadeutektoidních a ledeburitických ocelí se přetavováním sníží výskyt shluků karbidů a docílí se jejich rovnoměrnějšího uspořádání. Kvalita přetavené oceli je tak vysoká, že v některých případech je možno vyrábět nástroje i z netvářené přetavené oceli. To znamená z oceli v litém stavu. [3]

### 1.6.1. Prášková metalurgie

Prášková metalurgie je jednou z progresivních technologií, díky které můžeme získat materiály s vysokými technickými parametry a zvláštních fyzikálních vlastností. Kořeny této metody tkví ve způsobech výroby nástrojů a zbraní např. u některých afrických kmenů, v moderní historii je rozvoj této technologie svázán z 2. světovou válkou. Prášková metalurgie je technologií, při které jsou zhotovovány polotovary nebo hotové výrobky spojováním kovů nebo kovů s nekovy ve formě prášků za působení tlaku a tepla při teplotách nižších než je teplota tavení alespoň jedné ze spojovaných složek. Požadavky na pokročilé nástrojové oceli – větší odolnost proti otěru, tvrdost, houževnatost. Dříve byla snaha hlavně o zvýšení odolnosti proti otěru, ale při výrobě takové oceli se zvýšila tvorba hrubě jehlicovitých karbidických struktur a tím i špatná tvařitelnost při kování, snížila se houževnatost a vznikly problémy při třiskovém obrábění. Teprve až s rozvojem práškové metalurgie byly tyto problémy zredukovány.

Princip výroby nástrojové oceli práškovou metalurgií (obr. 1.1.) spočívá v rozprašování vysoce čisté tekuté oceli dusíkem (bez přístupu atmosféry) na velmi jemné částice. Tyto jemné částice jsou vystaveny vysokými rychlostmi ochlazení, dochází tím k redukci velikosti karbidů a také jejich růstu. Vzniklý prášek je ochlazován, prosíván a následně ve vakuu plněn do kapslí. Poté následuje HIP – izostatické lisování za tepla při teplotě 1200 °C a tlaku kolem 1000 bar. V místech, kde se kovové částice prášku dotýkají, vznikají nová spojení. Získáme tak materiál s homogenní strukturou a zcela izotropními vlastnostmi. Následující kování a válcování zajišťuje velmi jemnou karbidickou strukturu a také to, že je materiál bez pórů. Produkty: plechy, tyče, dráty, profily. Tvářením za tepla zvýšíme houževnatost. Tento nákladný proces umožňuje získávat slitiny s obsahem až 3,4% uhlíku a obsahem legur až 39%. Výkonnost těchto nástrojových ocelí je srovnatelný s houževnatými druhy slinutých karbidů. [1, 40]



Obr. 1.1: Výroba nástrojové oceli práškovou metalurgií: 1 - grafitové elektrody, struska, 2 - jemné rozprašení ocelové taveniny, plynný dusík  $N_2$ , 3 - plnění prášku do kapslí

## 2. Tepelné a chemicko-tepelné zpracování nástrojových ocelí

Tato část bakalářské práce rozděluje a popisuje jednotlivé druhy a metody tepelného a chemicko-tepelného zpracování nástrojových ocelí, které se v dnešní době více či méně používají.

### 2.1. Tepelné zpracování

Tepelným zpracováním ocelí obecně rozumíme záměrné využívání fázových a strukturních přeměn v tuhém stavu ke změně struktury a k získání požadovaných mechanických nebo technologických vlastností výrobku nebo polotovaru. Principem tepelného zpracování je ohřev na požadovanou teplotu, výdrž na této teplotě a ochlazování určitou rychlostí. Požadované změny struktury a vlastností se tedy dosáhne řízenými změnami teploty. Tepelné zpracování přispívá k hospodárnějšímu využití kovu eventuelně drahých legujících přísad. Vhodně zvolené a dobře provedené tepelné zpracování umožňuje vyrábět strojní zařízení výkonnější, lehčí, trvanlivější a někdy i levnější. Právě proto se tepelné zpracování stává významným faktorem ve strojírenské výrobě. Tepelné zpracování je ovšem také spojeno s finančními náklady a vysokou spotřebou energie. Je proto nutno předem pečlivě posoudit vhodnost a způsob tepelného zpracování.

#### 2.1.1. Ohřev a ochlazování

Celý tepelný cyklus, kterému podrobujeme zpracovávaný nástroj za účelem dosažení požadovaných vlastností, můžeme v závislosti na čase rozdělit na tři samostatné části:

- Ohřev
- Výdrž - prodleva
- Ochlazování

Ohřevem, popřípadě ochlazováním rozumíme pochod, jímž se zvyšuje, popřípadě snižuje teplota předmětu na žádanou hodnotu. Pro popis tepelného cyklu je důležitá rychlost ohřevu eventuelně ochlazování. To je změna teploty výrobku za jednotku času. Tuto změnu je možno vyjadřovat jako průměrnou rychlost v určitém teplotním rozmezí nebo rychlost okamžitou příslušející určité teplotě. Ohřev kovů je jednou z nejdůležitějších operací tepelného zpracování, která má vliv na výrobu po stránce jakosti i nákladů. Proto je volba vhodného režimu ohřevu a ochlazování kovů důležitou otázkou a mnohdy otázkou rozhodující. Sledovat ohřev nebo ochlazování kovů patří tepelným pochodům, při nichž se teplota i tepelné toky časově mění. Ochlazování i ohřev se řídí stejnými zákony, ovšem při ochlazování však děj probíhá v opačném sledu, má tedy opačné znaménko. Při ohřevu kov pohlcuje teplotu a zvyšuje svůj tepelný obsah. Při ochlazování je tento děj opačný. Výdrží neboli prodlevou nazýváme udržování předmětu na určité teplotě po dobu potřebnou například pro:

- Vyrovnání teploty v požadovaném průřezu ohřivaného nebo ochlazovaného předmětu
- Přejít složek rozpustných při dané teplotě do tuhého roztoku nebo naopak jejich vylučování z tuhého roztoku
- Průběh difúzních pochodů
- Snižování vnitřních pnutí [1]

#### 2.1.2. Austenitizace

Austenitizace je základním úkonem při všech pochodech překrytizačního tepelného zpracování. U podeduktoidních ocelí probíhá přeměna sekundární ferito-cementitické

struktury na austenit za rovnovážných podmínek v rozmezí teplot  $A_{c1}$  až  $A_{c3}$ , u nadeutektoidních ocelí v rozmezí teplot  $A_{c1}$  až  $A_{cm}$ . U všech ocelí začíná pochod přeměnou perlitu v austenit a pokračuje při růstu teploty nad  $A_{c1}$  postupným rozpouštěním feritu nebo cementitu v austenitu. Ferit zastupuje podeutektoidní ocel a cementit ocel nadeutektoidní. Přeměna probíhá tvorbou zárodků austenitu a jejich růstem. Vznik zárodků probíhá heterogenní nukleací ve feritu na rozhraní ferit-cementit, kde jsou příznivé podmínky. Množství tvořících se zárodků závisí na podmínkách ohřevu jako je teplota, rychlost, dále na struktuře a složení oceli. Rychlost přemísťování mezifázové hranice při růstu jedné fáze na úkor druhé je nepřímo úměrná rozdílu koncentrací na této hranici, neboť o tento rozdíl se musí změnit koncentrace přísady ve vytvořeném objemu druhé fáze. Vzhledem k tomu, že koncentrační rozdíl na rozhraní austenit-ferit je přibližně o jeden řád menší než na rozhraní austenit-cementit, roste zrno austenitu mnohem rychleji směrem do feritu než do cementitu. V důsledku toho zůstávají v okamžiku ukončení austenitizace ještě neúplně rozpuštěné částice perlitického cementitu. V dalším průběhu přeměny dochází k jejich rozpouštění a k vyrovnání obsahu uhlíku, tj. k homogenizaci austenitu. [1]

### 2.1.3. Žihání

Žiháním se označují takové způsoby tepelného zpracování, které směřují k dosažení struktury tvořené stabilními fázemi. Vznik rovnovážných rovnoměrných struktur je spojen s dobrou tvárností, houževnatostí nebo dobrou obrobiteľností materiálu. Toto tepelné zpracování umožňuje též odstranění chemické heterogenity a snížení hladiny vnitřních pnutí v nástrojích. Usnadňuje i některé výrobní operace jako je tváření za studena, obrábění a přispívá ke zrovnoměnění vlastností zpracovávaného materiálu. Některé způsoby žihání představují přípravnou operaci před dalším zpracováním polotovaru, jiné mohou být zařazeny do výrobního postupu jako mezioperační žihání nebo jako závěrečná operace po tváření pro dosažení požadovaných mechanických vlastností. Některé postupy vyžadují dlouhé doby žihání. V takových případech může dojít oxidačním procesem ke změnám na povrchu zpracovávaných předmětů. Má-li být povrch kovově čistý, provádí se žihání v ochranných atmosférách. Pro žihání je charakteristická poměrně malá ochlazovací rychlost při chladnutí na vzduchu. Výjimečně se volí větší ochlazovací rychlosti díky proudícímu vzduchu nebo olejové lázni. Velmi často se však žihané předměty ochlazují podstatně pomaleji. Děje se tak v písku, popelu nebo v peci. Některé způsoby žihání vyžadují pro dosažení požadovaných vlastností přeměnu výchozí struktury na austenit, u některých způsobů naopak k fázovým přeměnám nedochází. Běžné způsoby žihání se proto rozdělují na žihání bez překrystalizace a žihání s překrystalizací. [8]

#### 2.1.3.1. Žihání bez překrystalizace

Při žihání bez překrystalizace se fázové složení oceli nemění, dochází pouze ke změnám ve struktuře. Jedná se o změny morfologie částic, zotavení, rekrystalizace a růstu zrna. Horní hranicí teplotní oblasti je kritická teplota  $A_1$ . Tato teplota se při žihání bez překrystalizace nepřekračuje. [8]

#### Druhy žihání bez překrystalizace

**Žihání ke snížení pnutí** se provádí po svařování, tedy po rychlém a nestejněm ohřátí a ochlazování předmětů složitějších tvarů a větších průřezů, po místním ohřevu při tváření za tepla, po tváření za tepla ukončeném za teplot blízkých rekrystalizační, po některých způsobech obrábění, při kterých by v součástech a nástrojích mohlo vzniknout vnitřní pnutí apod. Žihací teploty leží zpravidla v rozmezí 600 – 650 °C, výdrž na teplotě je několik hodin.

Ochlazuje se pomalu do teploty asi 200 °C v peci, aby se zabránilo vzniku nových pnutí. Pak následuje dochlazení na vzduchu.

**Žihání rekrytalizační** slouží k odstranění zpevnění po tváření za studena a k obnovení tvárnosti materiálu. Používá se především jako mezioperační žihání při tváření ocelí za studena. Žihací teploty leží v rozmezí 550 – 700 °C, doba setrvání na teplotě bývá obvykle 1 – 5 hodin. Konkrétní podmínky pro zpracování určitého druhu materiálu se řídí jeho chemickým složením, stupněm tváření a požadovanými vlastnostmi.

**Žihání na měkko** se provádí ke zlepšení obrobiteľnosti a snížení tvrdosti. Při ohřevu v blízkosti teploty A1 dochází ke změně morfologie perlitu, kdy se lamelární perlit mění v perlit globulární. Ten se lépe obrábí. Podmínky žihání se opět řídí chemickým složením oceli. Např. uhlíkové a nízkolegované konstrukční oceli se žihají při teplotách 680 – 720 °C asi 4 hodiny, pak následuje pomalé ochlazování v peci. U nadeutektoidních ocelí (např. rychlořezných) se ohřev provádí nad teplotu přeměny, ochlazuje se velmi pomalu na teplotu 600 °C a pak se dochladí na vzduchu.

**Žihání protivločkové** odstraňuje škodlivý vliv vodíku u některých slitinových ocelí. Protože s klesající teplotou rozpustnost vodíku v oceli klesá, provádí se protivločkové žihání v teplotní oblasti existence fáze  $\alpha$ , nejčastěji při 650 °C. Doba žihání je velmi dlouhá a řídí se velikostí průřezu polotovaru. Až do 200°C musí být ochlazování co nejpomalejší. [8]

**Žihání k odstranění křehkosti po moření** zajišťuje odstranění vodíku, který při moření pronikl do povrchových vrstev oceli a tím i odstranění tzv. vodíkové křehkosti po moření. Vlastní proces sestává z ohřevu oceli na teplotu 200 až 450 °C, při níž se zrychluje difúze atomárního vodíku z oceli, z výdrže na této teplotě 4 až 10 hodin a z dalšího ochlazování na vzduchu nebo v peci. Vodík ve stavu zrodu difunduje do výrobku nejen při klasickém moření v kyselinách, ale i při galvanických povrchových úpravách, např. zinkování, chromování atp.

**Žihání ke stabilizaci rozměrů** – účelem tohoto zpracování je dosažení co největší stability rozměrů, zejména nástrojů pro přesné obrábění, dále kalibrů a měřidel. Vlastní zpracování spočívá z ohřevu na teplotu obvykle 120 °C, z výdrže na této teplotě po dobu cca 200 hodin a následujícího ochlazení. U oceli s vyšším obsahem legujících prvků se používá až 160 °C a doba výdrže 500 hodin. Změnám rozměrů nástrojů pro přesné obrábění, měřidel a změnám magnetických vlastností permanentních magnetů zabraňujeme úmyslným popouštěním martenzitu a snahou o rozpad zbytkového austenitu. Pro tento způsob zpracování se ponejvíce využívá sušících komor s nuceným oběhem olejových lázní. [2]

### 2.1.3.2. Žihání s překrytalizací

Žihání s překrytalizací umožňuje odstranit strukturní nepravidelnosti, které jsou důsledkem předcházejících technologických operací. Překrytalizační žihání se provádí ohřevem nad teploty fázových přeměn. Pokud je žihací teplota oceli o jiném než eutektoidním složení nižší než A<sub>3</sub>, resp. A<sub>1</sub>, dochází k částečné přeměně austenitu. Správnou volbou ochlazovacích podmínek v oblasti perlitické přeměny lze získat požadovanou strukturu. Hrubší, tvárnější a měkčí struktury vznikají rozpadem austenitu při menší rychlosti ochlazování, zatímco vyšší ochlazovací rychlost má za následek vznik jemnější struktury s vyšší pevností a tvrdostí. Důležité je přitom sledovat další ochlazování pod teplotou perlitické přeměny, aby nedošlo ke vzniku tepelných vnitřních pnutí. Je proto třeba ochlazovat pomalu až do teplot 400 – 200 °C jako při žihání na odstranění vnitřních pnutí. Výše žihací teploty výrazně ovlivňuje rychlost difúze a spolu s délkou prodlevy na teplotě je rozhodující pro zlepšení chemické homogenity ocelí. [8]

## Druhy žhání s překrystalizací

**Normalizační žhání** lze považovat za základní druh překrystalizačního žhání. Ohřev se provádí v rozmezí teplot 30 – 50°C nad teplotu  $A_3$  resp.  $A_{cm}$ . U odlitků i více. Běžně se ochlazuje na vzduchu a velké díly v olejové lázni. Výdrž na teplotě se řídí tloušťkou stěny. Udává se přibližně 1 hodina na každých 25 mm tloušťky. Normalizačním žháním se získá stejnoměrná struktura u výkovků a svařovaných polotovarů. Také u odlitků z uhlíkových ocelí představuje základní tepelné zpracování, neboť odstraňuje hrubou lici strukturu a snižuje chemickou heterogenitu.

**Homogenizační žhání** se provádí především u ingotů z uhlíkových i slitinových ocelí před tvářením za tepla jako je válcování a kování nebo dalším tepelným zpracováním např. normalizace a zušlechtnění. Homogenizační žhání je určeno k vyrovnání rozdílů v chemickém složení, které vznikají při tuhnutí. Chemická heterogenita se snižuje při difúzních procesech, které probíhají tím účinněji, čím vyšší je teplota. Proto se žhací teploty volí vysoko, obvykle v rozmezí 1 100 až 1 250 °C. Výdrž na teplotě bývá podle velikosti polotovaru a druhu oceli 5 až 15 hodin, někdy i desítky hodin. Dlouhodobý ohřev za vysokých teplot má však za následek oxidaci a oduhličení povrchu. Zároveň dochází ke zhrubnutí austenitického zrna. Jeho zjemnění se dosahuje následným tvářením za tepla nebo tepelným zpracováním např. normalizace a zušlechtnění.

**Izotermické žhání** spočívá v rychlém ochlazení austenitizované oceli na teplotu izotermického rozpadu austenitu v oblasti perlitické přeměny a ochlazování na vzduchu po ukončení přeměny. Jeho použití je podmíněno znalostí IRA diagramu příslušné oceli. Účelem izotermického žhání je snížení pevnosti a zlepšení obrobiteľnosti zejména u legovaných ocelí.

**Žhání pro zhrubnutí zrna** účelem tohoto žhání je zvětšení austenitického zrna. Vlastní postup se skládá z austenitizace na teplotách značně vyšších než  $A_{c3}$ , přibližně 900 – 1000 °C, a delšího ochlazování obvykle v peci. Toto zpracování se používá ve zvláštních případech jako např. u ocelí k cementování apod. Oceli s nízkým obsahem uhlíku jsou špatně obrobiteľné, protože jsou příliš měkké. Povrch nemá po obrábění uspokojivou jakost, protože se ocel maže. U hrubozrnné struktury je obrobiteľnost lepší.

**Stabilizační žhání** se používá za účelem docílení zlepšení odolnosti proti mezikrystalové korozi. Vlastní zpracování spočívá v ohřevu na teplotu do oblasti maximálního vylučování stabilních karbidů titanu, niobu apod., zhruba 800 až 850 °C, výdrži na této teplotě a v ochlazení na vzduchu. Úmyslným vyloučením karbidů v některých austenitických ocelích při vyšších teplotách zabraňujeme jejich vylučování na hranicích zrn během dlouhodobého setrvání na pracovní teplotě. [2, 8]

### 2.1.4. Kalení

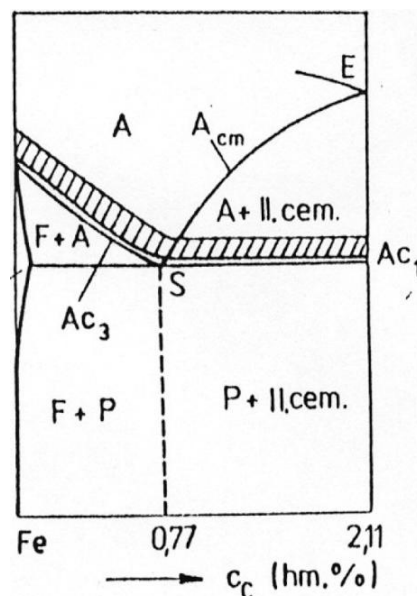
Kalení je tepelné zpracování, spojené se vznikem nerovnovážné struktury. Kalí se jak nástrojové, tak i konstrukční oceli, u nichž se požaduje vysoká tvrdost, pevnost a odolnost proti opotřebení. Tyto vlastnosti jsou spojeny s vznikem zákalné struktury, což je martenzit. Některé způsoby kalení vedou ke vzniku struktury bainitické, která má v porovnání s martenzitem nižší tvrdost, avšak vyšší houževnatost. Podle převládajícího podílu jedné z těchto uvedených struktur po tepelném zpracování se rozdělují způsoby kalení na kalení martenzitické a bainitické. Většinou se kalení provádí za účelem vyvolání martenzitické struktury. U nástrojových ocelí tato struktura zajišťuje vysokou tvrdost a odolnost proti opotřebení, u ocelí konstrukčních je výchozím stavem pro další tepelné zpracování jako popouštění, jehož výsledkem je vznik sorbitické struktury s dobrou pevností, tvrdostí a houževnatostí. U většiny ocelí lze při určité ochlazovací rychlosti získat martenzitickou

strukturu. Ty se uvádí jako kalitelné. Kalitelnost je tedy schopnost oceli dosáhnout kalením nerovnovážného strukturního stavu. Některé vysokolegované oceli, u nichž se v celém teplotním intervalu tuhého stavu vyskytuje pouze jedna fáze gama nebo alfa, takovou schopnost nemají. Jsou to oceli nekalitelné. Nerovnovážný stav oceli, který vznikne kalením, ovlivňuje mnoho faktorů, jako např. chemické složení oceli, podmínky austenitizace, tvar a velikost kaleného předmětu, intenzita ochlazování atd. Při hodnocení nerovnovážného stavu oceli se přihlíží k její zakalitelnosti a prokalitelnosti. Tyto pojmy se vztahují obvykle k martenzitickému kalení. Zakalitelností se rozumí nejvyšší dosažitelná tvrdost oceli. Je dána především tvrdostí martenzitu, která s rostoucím obsahem uhlíku stoupá. Výsledná tvrdost oceli je však ovlivněna také zbytkovým austenitem ve struktuře po zakalení. Obsah zbytkového austenitu závisí na množství přísadových prvků, velikosti austenitického zrna a podmínkách ochlazování. Zakalitelnost lze posuzovat na jakémkoli vzorku oceli, který je ochlazován nadkritickou rychlostí v celém objemu nebo jen v jeho části. Pro posouzení zakalitelnosti tedy není třeba uvažovat vliv velikosti a tvaru kaleného předmětu. Pro praktické účely nemůže jedna podmínka jako zakalitelnost postačovat, neboť se v praxi vždy jedná o kalení předmětů určitých rozměrů a tvarů. Vliv tohoto velikostního a tvarového faktoru je vyjádřen prokalitelností. Tímto pojmem je označen mnohem složitější proces, který má však větší význam, a to zejména při zušlechťování ocelí. Prokalitelnost je schopnost oceli dosáhnout tvrdosti odpovídající její zakalitelnosti v určité hloubce pod povrchem kaleného předmětu. Závisí na vztahu mezi kritickou rychlostí kalení oceli a skutečnou rychlostí ochlazování uvažovaného objemu. Při kalení tělesa jednoduchého válcového tvaru se povrch ochlazuje velmi intenzivně přímým stykem s kalícím prostředím. Rychlost ochlazování klesá směrem do středu válce a bude se proto měnit struktura od martenzitu v povrchové vrstvě přes bainit a troostit po perlit. Má-li být vzorek prokalen v celém průřezu, musí být rychlost ochlazování v celém průřezu větší než rychlost kritická. Většího prokalení se dosáhne kalením do intenzivněji působícího kalícího prostředí nebo použitím oceli, která má menší kritickou rychlost např. ocel slitinová. Při stejných podmínkách ochlazování má menší kritickou rychlost, a proto je prokalitelnější.

Martenzit i bainit vznikají rozpadem austenitu. Proto nejdůležitějším faktorem ovlivňujícím výsledek kalení je kalící teplota (obr. 2.1). Nedodržení kalící teploty u podeutektoidních ocelí snižuje optimální vlastnosti výrobku po zakalení. Vlastnosti kalené nadeutektoidní oceli jsou dány především obsahem karbidické fáze a zbytkového austenitu.

**Martenzitická přeměna** – probíhá při výrazném přechlazení austenitu za nízkých teplot, kdy už není možná difúze nejen substitučních prvků, ale ani difúze uhlíku. Charakter procesu je podobný plastické deformaci, a proto bývá nazýván stříhovou přeměnou. Produktem této bezdifúzní přeměny, která probíhá v intervalu teplot  $M_s$  a  $M_f$ , je martenzit, nerovnovážný metastabilní tuhý roztok uhlíku v železe  $\alpha$ , který je silně přesycen.

**Bainitická přeměna** – má některé typické znaky perlitické přeměny, jinými znaky se podobá přeměně martenzitické. S perlitickou přeměnou se shoduje tím, že začíná až po určité inkubační periodě, jejím produktem je směs feritu a karbidů a tvorba bainitu se může uskutečňovat jak izotermicky, tak anizotermicky. Naproti tomu podobně jako přeměna



Obr. 2.1: Pásmo kalících teplot v diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C [1, 11]



martenzitická, tak i bainitická přeměna vyžaduje značný stupeň přechlazení austenitu, aktivační energie růstu je poměrně malá a na povrchu je růst desek bainitu doprovázen vznikem reliéfu. Celkově lze říci, že bainitická přeměna je kombinace martenzitické přeměny a difúzní redistribuce uhlíku mezi feritem a austenitem. K difúzi přísadových substitučních prvků a samodifúzi železa nedochází. Následkem difúze uhlíku je růst bainitu pomalejší než růst martenzitu. [1, 8]

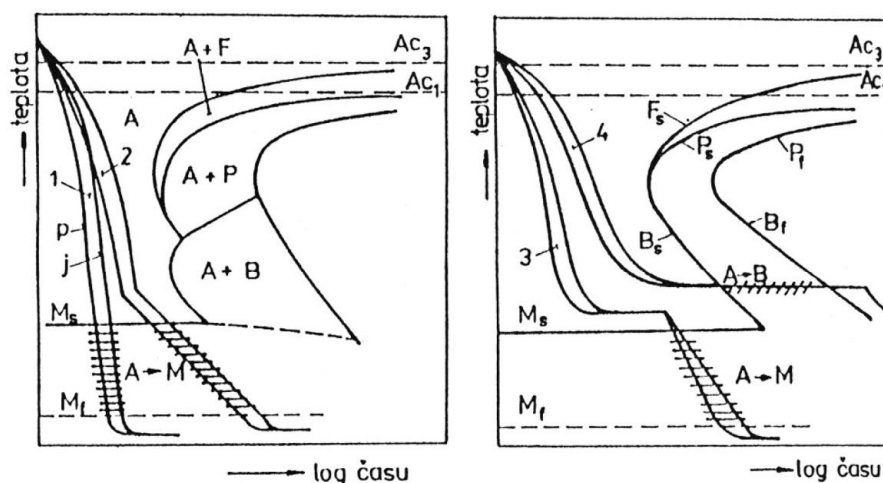
#### 2.1.4.1. Kalicí prostředí

Cílem kalení je dosažení martenzitické struktury buď v celém průřezu, nebo v jeho části. Rychlost ochlazování příslušných objemů kalené součásti musí být tedy větší než kritická rychlost použité oceli. Mají-li být potlačeny difúzní přeměny austenitu (perlitická, bainitická), musí být skutečná ochlazovací rychlost větší, než je kritická rychlost v každém objemu, v němž má martenzit vzniknout. Příliš velká ochlazovací rychlost je však škodlivá, neboť zvětšuje teplotní rozdíly mezi povrchem a jádrem součásti a tím zvyšuje i tepelné pnutí, které spolu se strukturním pnutím vyvolává deformace kalených předmětů. V případě, že hodnota těchto pnutí překročí pevnost oceli, může dojít k popraskání součásti. Proto je třeba volit takové ochlazovací prostředí, které umožní ochlazování příslušných objemů rychlostí co možná nejméně překračující rychlost kritickou. Uhlíkové oceli s vysokou kritickou rychlostí se kalí v intenzivně působících prostředích jako je voda nebo vodní roztoky. Pro oceli s nízkou kritickou rychlostí stačí mírněji působící prostředí jako je olej nebo vzduch. Kromě druhu oceli ovlivňuje volbu kalicího prostředí také velikost a tvar kaleného předmětu. Se vzrůstající velikostí průřezu se u téže oceli musí použít prostředí s větší ochlazovací intenzitou. Nejintenzivnějším kalicím prostředím je **voda**. Největší ochlazovací účinek má v oblasti nosu diagramu IRA, takže lze dosáhnout ochlazovacích rychlostí nadkritických i u ocelí uhlíkových. Nevýhodou však je velká ochlazovací účinnost také v oblasti martenzitické přeměny. S rostoucí teplotou vody prudce klesá ochlazovací účinnost v perlitické oblasti, ale mění se jen málo v oblasti martenzitické. Proto se zvyšováním teploty lázně nemůže vnitřní pnutí podstatně zmenšit. **Vodní pára**, která vytváří na povrchu kaleného předmětu tenkou vrstvu, značně zpomaluje ochlazování. Proto je nutno předmětem v lázni pohybovat. Ochlazovací účinek vody je možno zvýšit cirkulací lázně nebo vhodnými přísadami kyselin, solí a hydroxidů, které snižují stabilitu parní vrstvy. Voda je nenáročným a levným kalicím prostředím, které se používá převážně pro předměty z uhlíkových ocelí a rozměrnější kusy z ocelí nízko až středně legovaných. Při kalení do vody a vodních lázní vzniká vždy velké vnitřní pnutí. Dalším prostředím jsou **olejové lázně**, tvoří je většinou minerální oleje. Jejich ochlazovací rychlost je podstatně menší v porovnání s lázní vodní, a to zejména v oblasti martenzitické přeměny. Menší ochlazovací rychlost v oblasti nosu křivky IRA diagramu je důvodem, proč do oleje kalí pouze drobné nebo slabé předměty z uhlíkových ocelí a slitinové oceli s menší kritickou rychlostí. Výhodou je, že se ochlazovací účinek příliš nemění s teplotou olejové lázně. Nevýhodou olejových lázní je jejich vyšší cena a nutnost občasné obnovy, neboť olej postupně prodělává chemické změny a jeho kalicí účinnost klesá. Silně prokalující vysokolegované oceli s velmi nízkou kritickou rychlostí je možno zakalit ochlazováním na klidném **vzduchu** nebo v proudu vzduchu. Deformace součásti jsou při tom minimální. Oceli kalitelné vzduchem se označují jako oceli samokalitelné. Pro některé způsoby kalení se užívá **solných** nebo **kovových lázní** o teplotě 200 až 500 °C. Ochlazovací účinnost takových lázní je většinou menší než u lázní olejových. Snižuje se tak nebezpečí vzniku vnitřních pnutí a deformace kalených součástí. [8]

### 2.1.4.2. Druhy kalení

Základní postupy kalení jsou znázorněny na obr. 2.2.

**Martenzitické kalení do studené lázně** je nejjednodušším a dosud nejčastěji používaným způsobem kalení. Zakalené předměty se dále popouštějí. Uhlíkové oceli se kalí obvykle do vody, nízkolegované a středně legované oceli většinou do oleje. K tomuto způsobu kalení patří i kalení vzduchem, používané u samokalitelných ocelí. Značný rozdíl teplot mezi kaleným předmětem a lázní spolu s objemovými změnami, vyvolanými fázovými přeměnami, vedou zejména po kalení do vody ke vzniku velkých vnitřních pnutí. Tomu je možno zabránit přerušovaným ochlazováním u přerušovaného (lomeného) kalení nebo kalení termálního.



Obr. 2.2: Druhy kalení - 1. martenzitické kalení do studené lázně, 2. přerušované (lomené) kalení, 3. termální kalení, 4. izotermické kalení [11]

**Přerušované (lomené) kalení** vede k tomu, že se součást intenzivně ochlazuje ve vodě až na teplotu nad  $M_s$  tak, aby se potlačila perlitická přeměna. Pak pokračuje ochlazování v lázni olejové, kde proběhne martenzitická přeměna. Podobný postup kalení představují kombinace chladicích prostředí voda-vzduch nebo olej-vzduch. U přerušovaného kalení je velmi důležité správné určení okamžiku pro přenesení součásti do dalšího kalicího prostředí. Přerušované kalení je nutné u některých rozměrnějších a tvarově složitějších součástích, které vyžadují vyšší rychlost ochlazování v oblasti perlitické přeměny, avšak při úplném ochlazení ve vodě nebo oleji praskají.

**Termální kalení** užívá metodu, při které se součást ochlazuje v lázni o teplotě, která leží obvykle těsně nad teplotou  $M_s$  kalené oceli. Následuje prodleva na teplotě, které nemá být delší než inkubační doba vzniku bainitu. Během prodlevy se vyrovná teplota v celém průřezu a při následujícím ochlazení obvykle na vzduchu proběhne martenzitická přeměna. Vnitřní pnutí je značně menší než u přímého kalení do studené lázně. I po tomto způsobu kalení se však předměty popouštějí. Termální kalení je vhodné u výrobků z ocelí legovaných, zpravidla nástrojových, nebo u menších tenkostěnných a tvarově složitých výrobků z ocelí uhlíkových nebo nízkouhlíkových.

**Izotermické zušlechťování** je kalicím způsobem, při kterém se po austenitizaci součást rychle přenesou do solné, případně kovové lázně v oblasti bainitické přeměny o teplotě 300 až 400°C. Tam proběhne izotermický rozpad austenitu na bainit. Následující dochlazení probíhá na vzduchu. Při tomto způsobu zpracování se tepelná pnutí vyrovnávají v teplé lázni ještě před začátkem přeměny. Také strukturní pnutí při vzniku bainitu jsou malá. Protože nehrozí

nebezpečí deformací a vzniku trhlin, není třeba dále součásti popouštět. Mechanické vlastnosti materiálu určuje přímo výška teploty izotermického rozpadu. Izotermické zušlechťování je vhodné především pro výrobky menších průřezů z nízkolegovaných ocelí se střední prokalitelností. Menší ochlazovací intenzita dovoluje izotermicky zušlechťovat výrobky z uhlíkových ocelí pouze tenkých průřezů asi do 5 mm. U vysokolegovaných ocelí by byla doba setrvání v lázni, potřebná k průběhu izotermické bainitické přeměny, příliš dlouhá.

**Izotermické kalení** je postup, kdy teplota lázně leží pod teplotou  $M_s$  příslušné oceli. Výsledná struktura je pak tvořena směsí bainitu, martenzitu a zbytkového austenitu. Takovou strukturu lze získat u ocelí s vhodným tvarem IRA diagramu také při plynulém ochlazení. To je nepřetržité bainitické kalení. Výsledné směsné struktury s podílem martenzitu se obvykle popouštějí.

**Kalení hysterezní** se používá za účelem snížení zbytkových pnutí. Použití vyšší austenitizační teploty způsobuje větší homogenizaci austenitu a zhrubnutí austenitického zrna, teda snížení kritické ochlazovací rychlosti a zvýšení prokalitelnosti. Vyšší austenitizační teplota avšak znamená i větší rozdíl teploty mezi počátkem a koncem ochlazení. Při hysterezním kalení se předmět ohřátý na vyšší austenitizační teplotu zvolna ochladí těsně nad polohu bodu  $A_{r3}$ , resp.  $A_{r1}$  u ocelí nadeutektoidních, teprve potom se kalený předmět ochladí ve vodě nebo v oleji. Tento způsob kalení je méně používaný, vyžaduje dvě ohřívací pece, event. solné lázně. Ochlazování na vzduchu, kterého se často používá, nedává tak dobré výsledky. [1, 8]

### 2.1.4.3 Kryogenní zpracování

Kryogenika je fyzikální obor zabývající se studiem působení velmi nízkých teplot na různé materiály. Ve strojírenství je kryogenika využívána hlavně pro úpravu struktury ocelí. Při této metodě dochází k úplnému rozpadu zbytkového austenitu, struktura martenzitu se tudíž zlepšuje. Po desítky let bylo kryogenní zpracování jedno z nejlépe uchovávaných tajemství při zpracování kovů. Kryogenní zpracování není technologií zcela novou, jeho používání se datuje od dob starých hodinářů ze Švýcarska. Zjistili, že uloží-li materiál do jeskyně (na několik let), vlastnosti materiálů se výrazně změnili k lepšímu a to díky změnám teplot ročních období (jeskyně se v létě ohřeje a v zimě ochladí). Díky druhé světové válce se kryogenika vnesla do zbrojního průmyslu, bylo totiž zapotřebí lepších vlastností materiálů. Nejlepší metodou bylo vkládání potřebných částí do nádob s alkoholem a suchým ledem, zkoušeli už také ponoření do kapalného dusíku. Povrch částí se ochlazoval rychleji než střed, to vedlo k častému praskání a nestabilitě materiálu. To byl hlavní důvod k tomu, aby se od kryogeniky upustilo. [36]

V současné době se opět zkoumají možnosti uplatnění této moderní technologie tepelného zpracování. Kalení se zmrazováním, následná operace po ochlazení (kalení) na teplotu dílny, by mělo dokončit martenzitickou transformaci nástrojové vysokouhlíkové oceli, jejíž teplota  $M_f$  leží v záporných hodnotách (obr. 2.4). K ochlazení se používá tuhý oxid uhličitý (suchý led  $-80\text{ }^\circ\text{C}$ ) nebo tekutý dusík ( $-196\text{ }^\circ\text{C}$ ). Problematikou zůstává spotřeba chladicího média a stabilizace zbytkového austenitu vlivem prodlevy mezi jednotlivými stupni ochlazení.

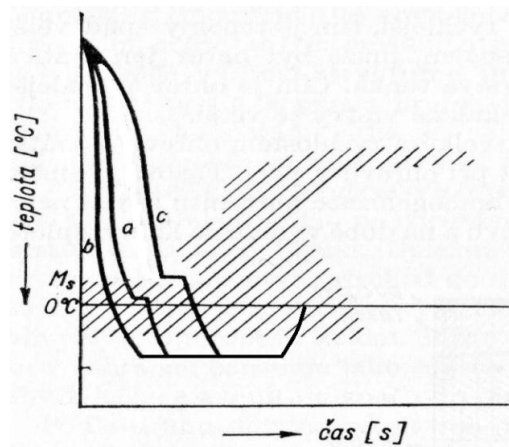
Kryogenní zpracování (obr. 2.3) zajišťuje delší dobu opotřebování a zvýšenou životnost nástrojů, které vede k významnému zredukování nákladů a zvýšení výkonnosti. Jde o proces s plynulou návazností stupňů ochlazení. Jeho účelem je zejména stabilizovat martenzit a eliminovat zbytkový austenit ochlazením oceli na teplotu pod  $M_f$ . Tato teplota leží u nástrojových ocelí obvykle pod hodnotou  $-100\text{ }^\circ\text{C}$ . To znamená, že při běžném způsobu

kalení v jejich struktuře vždycky zůstane velké či malé množství zbytkového austenitu a to má dva nepříznivé dopady, zaprvé nelze dosáhnout takové tvrdosti odpovídající obsahu legur, zadruhé používáme-li hotové nástroje, které jsou hlavně určeny pro práci za tepla, dochází k rozpadu zbytkového austenitu, což vede k nežádoucím deformacím, protože dochází k objemovým změnám. Vhodným opatřením je zmíněné kryogenní zpracování, které by mělo zajistit dokončení martenzitické přeměny. [36]

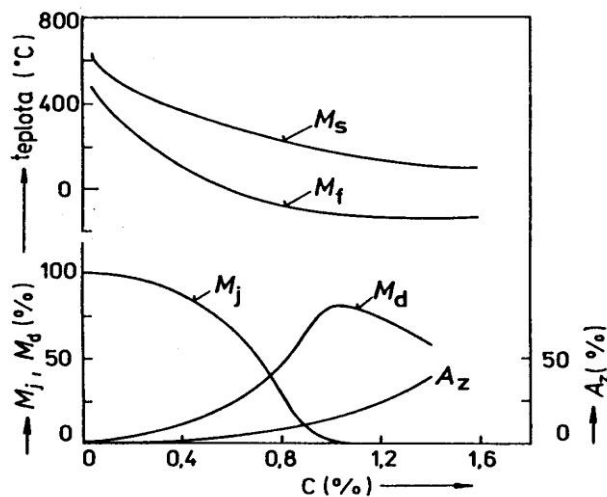
Současný výzkum a znalosti o této metodě však nedává jednoznačné výsledky a závěry na to, jaké rychlosti ochlazování a ohřevu jsou optimální, jestli martenzit, který vzniká při tomto zpracování má stejné vlastnosti jako martenzit vzniklý při klasickém kalení, jaká by měla být výdrž na kryogenní teplotě, podmínky nukleace a růstu  $\eta$ -karbidů a jaká vůbec je optimální teplota zmrazování. Současné výsledky ukazují, že karbidy vylučující se z martenzitu, které vznikly při kryogenním zpracování, jsou velmi jemné s jinou morfologií a vyšší koherencí k mřížce než mají běžné karbidy, a to je samozřejmě velmi příznivé, proto se výzkum snaží najít optimální režimy a vhodné oceli pro toto významné zpracování. [36]

Moderní způsoby dlouhodobého kryogenního zpracování spočívají v pomalém ochlazení zpracovávaných součástí na teplotu až  $-180\text{ }^{\circ}\text{C}$ , po kterém následuje výdrž na této teplotě. Délka výdrže je závislá na velikosti zpracovávané součásti a na použitém materiálu. Poté se materiál pomalu zahřeje na teplotu okolí a nakonec se provede nízkoteplotní popuštění. Přesný postup kryogenního zpracování závisí na zpracovávaném materiálu, avšak přesná metodika kryogenního zpracování ocelí je v současné době předmětem intenzivního vývoje.

Ne všechny materiály reagují stejně na kryogenní zpracování. Částečný seznam materiálů a tabulka některých ocelí v procentuálním zlepšení při různých teplotách udává tabulka VI.



Obr. 2.3.: Kalení se zmrazováním -  
a) po ochlazení na teplotu kalící lázně,  
b) plynulé zmrazení z teploty  $M_s$ ,  
c) s vyrovnáním teploty středu a povrchu



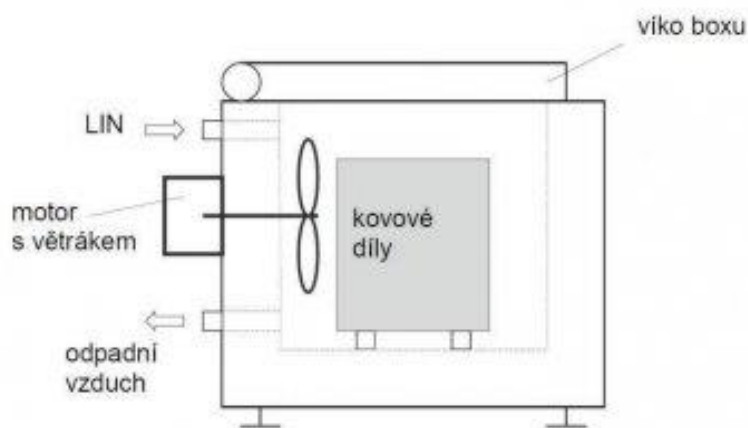
Obr. 2.4.: Vliv obsahu uhlíku na teploty  $M_s$  a  $M_f$ , na množství jehlicovitého ( $M_j$ ) a deskového ( $M_d$ ) martenzitu a na množství zbytkového austenitu ( $A_z$ ) po ochlazení na pokojovou teplotu [11]

Tab. VI: Vliv kryogenního zpracování na zlepšení odolnosti proti opotřebení [36 ]

AISI	Popis oceli	Zlepšení [ % ]	
		-79 °C	-190 °C
S-7	Křemičitá nástrojová ocel	241	503
52100	Konstrukční ocel	195	420
A-10	Uhlíková nástrojová ocel	230	264
M-1	Molybdenová rychlořezná ocel	145	225
M-2	Wolframolybdenová rychlořezná ocel	117	203
T-1	Wolframová rychlořezná ocel	141	176
CPM-10V	Legovaná ocel	94	131
440	Martenzitická korozivzdorná ocel	128	121
430	Feritická korozivzdorná ocel	116	119
303	Austenitická korozivzdorná ocel	105	110
8620	Niklchrommolybdenová ocel	112	104
C1020	Uhlíková ocel	97	98
AQS	Šedá litina	96	97
T-2	Wolframová rychlořezná ocel	72	92

### Funkční popis mrazicího zařízení kapalným dusíkem

Kovové vzorky či díly jsou vloženy do zmrazovací komory, do zmrazovací části je vstříknut kapalný dusík přes rozprašovací lištu. Vzniklé výparné teplo a studený plyn ochlazují komorovou teplotu a kovové díly. Homogenního rozdělení teploty v komoře se dosáhne rovnoměrným rozdělením velmi studeného dusíku cirkulujícím vzduchem od ventilátoru. V závislosti na době chlazení, geometrickém tvaru a charakteru produktu se teplota produktu stále více přibližuje teplotě komory (např. -130 °C). Plynný dusík, který se rozpíná, uniká přes hrdlo odpadního vzduchu ze zmrazovací části. Odpadní plyn se zlikviduje přes externě připojený systém odpadního vzduchu do volného ovzduší. Schéma je znázorněno na obr. 2.5. [36]



Obr. 2.5: Schéma mrazicího boxu [36]

### 2.1.5. Povrchové kalení

Povrchové kalení je proces, při kterém se povrch zpevní fázovou transformací. Díky této metodě získáme vysoce tvrdý povrch a houževnaté jádro kalené součásti. Proces spočívá v rychlém ohřevu povrchu na kalicí teplotu a následném rychlém ochlazení, tím se dosahuje rozdílných vlastností. Struktura povrchu je martenzitická, jádro zůstává beze změny, je tvořeno výchozí strukturou. Pokud je povrch součásti ohříván větší rychlostí, než jakou se přiváděné teplo odvádí směrem dovnitř předmětu, vznikne v povrchové vrstvě tepelný spád, který umožňuje dosáhnout kalicí teploty jen do určité hloubky pod povrchem. Obvyklou rychlostí ohřevu je až několik set °C/s. Vysoké rychlosti ohřevu zásadně nemění mechanismus fázových přeměn. Při ohřevu vzniká difuzním dějem austenit rozpuštěním perlitického cementitu. S rostoucí rychlostí ohřívání materiálu stoupá teplota přeměny perlitu na austenit. Pro vytvoření homogenního austenitu s potřebným chemickým složením při rychlém plynulém ohřevu je třeba teploty až o 200°C vyšší než při kalení objemovém. Díky vysoké rychlosti ohřevu vzniká jemnější austenitické zrna, protože, zároveň roste rychlost nukleace zárodků austenitu. Po ochlazení je i výsledná martenzitická struktura jemnozrná. [1, 32]

Ohřev a následné ochlazování se provádí jednorázovým (přetržitým) nebo postupným (nepřetržitým) způsobem. Metoda jednorázového kalení spočívá v tom, že se celá součást ohřeje, poté najednou ochladí, např. ponořením do vhodné lázně. Při postupném kalení postupně se ihned za zdroj tepla umístí sprcha, která materiál chladí. Nevýhodou postupného kalení - vznikání tzv. švů, v místě styku vzniká měkká oblast buď nespojením počátku a konce kalené vrstvy nebo tím, že se popustí vrstva již zakalená. Povrchové kalení se dále dělí dle způsobu ohřevu. Dnes se nejvíce používají tyto metody: povrchové kalení plamenem, indukční kalení a povrchové kalení laserem.[1, 32]

#### 2.1.5.1. Povrchové kalení plamenem

Při kalení plamenem je hloubka ohřevu dána relativní rychlostí pohybu plamene po povrchu. Plamen hoří na výstupu z hořáku, spaluje se hořlavý plyn v kombinaci s kyslíkem. Tvar a typ hořákové trubice se navrhuje dle tvaru a velikosti kalené plochy a výsledků technologických zkoušek. Nevýhodou je, že přenos tepla do materiálu má malou účinnost a ohřívá se i okolní povrch. Doba, která potřebná pro austenitizaci tím roste, dochází k hrubnutí zrna, a také může dojít ke spálení hranic zrn. Na povrchu roste vrstva oxidů. Při povrchovém kalení plamenem nelze regulovat teplotu a zajistit rovnoměrnost. U této metody musí následovat dostatečně rychlé ochlazení materiálu, provádí se nejčastěji vodní sprchou či polymerním roztokem. Nevýhodou je nebezpečí vzniku páry a parního polštáře (povrch neztvrdne kvůli nedostatečnému odvodu tepla). [1, 33]

#### 2.1.5.2. Indukční povrchové kalení

Při indukčním kalení povrchu je vzniklé teplo závislé na proudu a odporu. Hloubka ohřevu závisí na frekvenci. S vyšší frekvencí klesá hloubka průniku a tím i hloubka prokalení I přesto trvá vysokofrekvenční ohřev několik vteřin. Tvar a velikost induktoru závisí na kalené ploše, proto vyrobit vhodný induktor je poněkud drahé, proto jsou pořizovací náklady vysoké. [33]

Ohřev se provádí indukovanými proudy vysoké frekvence (150 kHz až 2 MHz) nebo střední frekvence (100 Hz až 15 000 Hz). Induktor je tvořen cívkou nebo smyčkou z vodivého materiálu (Cu). Kalený materiál je vložen do induktoru, ve vodivé součásti induktoru se indukuje magnetické pole, a dochází zde ke vzniku Foucaultových vířivých proudů. Intenzita

magnetického pole i vířivých proudů je největší právě na povrchu kaleného materiálu. Povrchová vrstva je ohřívána Joulovým teplem. Tloušťka zakalené vrstvy je obvykle v rozmezí 1 až 6 mm. Indukční kalení je vhodné na menší plochy a velké série výrobků, proto je využití této metody v hromadné a sériové výrobě. Zařízení může být zautomatizováno a zařazeno do výrobní linky. [32]

### 2.1.5.3. Povrchové kalení laserem

Laserové kalení je opakující se cyklus rychlého ohřevu a následného prudkého ochlazování kritickou rychlostí, která je nutná ke vzniku jemnější zákalné struktury. Teploty při povrchovém kalení laserem jsou vyšší než při klasickém tepelném zpracování. Povrchové kalení laserem je velmi moderní.

Laser je zdroj vysoce energetického záření, které může ohřát nebo i natavit povrch. Jev nastává při interakci fotonů laserového paprsku s elektronovou strukturou materiálu. Laserový paprsek lze dobře zaměřit na dané místo. Jde o rychlý bezkontaktní děj. Rychlost ohřevu je 104 až 106 °C/s. Teplo, které vzniká v tenké vrstvě při vzájemném pohybu paprsku a výrobku se odvádí dovnitř výrobku. Povrch se rychle ochlazuje a není třeba, na rozdíl od předešlých způsobů, používat chladicí médium. Důsledkem jsou menší deformace a omezení vzniku povrchových trhlin. Tvrdost zakaleného povrchu je nejvíce určována obsahem uhlíku a dalších prvků, které prokalitelnost ovlivňují. Pro kalení laserem je nutné stanovit teplotu kalení (ovlivňuje strukturu a tvrdost) a rychlost pohybu paprsku (vliv na hloubku kalení). Hloubka zakalené vrstvy narůstá se vzrůstem rychlosti pohybu výrobku, protože povrch se na austenitizační teplotu ohřívá rychleji než je možno větší množství tepla odvést tepelnou vodivostí dovnitř předmětu. Hloubka transformované vrstvy bývá od 0,2 do 0,8 mm. Výchozí struktura je dalším rozhodujícím vlivem. Ubráním výkonu paprsku je možné také povrch vyžíhat a změkčit (použití například pro odstranění pnutí nebo pro zlepšení obrobitelnosti). Nevýhodou jsou vysoké pořizovací a provozní náklady laserového zařízení. [1, 32, 33]

### 2.1.6. Popouštění

Popouštění je jedním z nejdůležitějších pochodů tepelného zpracování nástrojů. Jeho účelem je zvýšit houževnatost kalených nástrojů. Poněvadž však zvyšování houževnatosti kalených nástrojů je většinou provázeno zmenšováním jejich tvrdosti a také rozměrovými změnami, je nutno vhodný způsob popouštění volit velmi obezřetně. Popouštění je tedy obecně ohřev kaleného předmětu na určenou teplotu pod  $A_1$ , výdrž na této teplotě k vytvoření struktury bližší rovnovážnému stavu u oceli s martenzitickou nebo bainitickou strukturou a další ochlazení na teplotu okolí způsobem vhodným pro danou ocel. Obvykle dle výše popouštěcí teploty a účelu se popouštění rozděluje na dvě skupiny:

**Popouštění při nízkých teplotách** – účelem tohoto popouštění je snížení vnitřních pnutí po kalení, zmenšení podílu zbytkového austenitu, zlepšení houževnatosti, popř. stabilizace rozměrů. Jedná se o popouštění s ohřevem na teplotu asi do 350 °C, s výjimkou některých vysoce legovaných ocelí.

**Popouštění při vysokých teplotách** – účelem tohoto popouštění je získání struktur s příznivějšími mechanickými vlastnostmi, zejména s vysokou houževnatostí při vysoké mezi kluzu a mezi únavy. Sem patří i popouštění oceli na sekundární tvrdost.

Pochody, které probíhají v zakalené oceli při popouštění, jsou velmi složité a je možno je rozdělit do několika stupňů.

**První stupeň** – Probíhá v uhlíkových ocelích již za nízkých teplot kolem 100 °C. Z vysokouhlíkového martenzitu vzniká nízkouhlíkový martenzit a přechodný karbid  $Fe_2C$ ,

v podobě koherentních destiček nebo jehlic. Tvrdost takto popouštěných nástrojů se až do teploty asi 150 °C téměř nemění, ale houževnatost se zvětšuje zejména v důsledku podstatného snížení vnitřních pnutí. Při popouštění nástrojů z uhlíkových ocelí se jejich tvrdost zmenšuje tím více, čím vyšší je teplota a čím delší je doba popouštění. Rozptyl tvrdosti při jejich použití obvykle nebývá větší než  $\pm 2$  HRC.

**Druhý stupeň** – probíhá asi od 200 °C, kdy u ocelí s vyšším obsahem uhlíku a ocelí slitinových nastává již přeměna zbytkového austenitu. Přesto, že se tvrdost popouštěné nástrojové oceli dále stejnoměrně zmenšuje, snižuje se v tomto teplotním rozsahu i houževnatost. Tyto strukturální přeměny se projevují také v objemových změnách a jsou patrné na deformačních křivkách znázorňující délkové změny při popouštění kalených ocelí.

**Třetí stupeň** – probíhá v oblasti nad teplotou 300 °C. Nízkouhlíkový martenzit a karbid  $\text{Fe}_2\text{C}$  se mění na cementit  $\text{Fe}_3\text{C}$  a ferit. Se stoupající popouštěcí teplotou probíhá spojování jednotlivých částic cementitu. Ve slitinových ocelích obsahujících větší množství karbidotvorných prvků pak probíhají další karbidické reakce, při nichž vznikají různé komplexní karbidy.

**Čtvrtý stupeň** – probíhá zpravidla až nad teplotou 450 °C, a to jen u ocelí slitinových obsahujících větší množství karbidotvorných prvků, jako je např. chróm, wolfram, molybden, vanad apod. U těchto ocelí se zbytkový austenit přeměňuje až při ochlazování z vyšších teplot. Při čtvrtém stupni popouštění probíhá u těchto ocelí jako např. u ocelí rychlořezných nebo některých ocelí pro práci za tepla precipitační vytvrzování, spočívající ve vzniku jemně rozptýlených částic komplexních karbidů, které se nazývá druhotná tvrdost. Vylučováním jemných částic těchto komplexních karbidů se zároveň zbytkový austenit stává při ochlazování z popouštěcí teploty schopným další martenzitické přeměny. Také tyto přeměny přispívají ke zvětšování tvrdosti při popouštění na vyšší teploty. Slitinové oceli vykazující druhotnou tvrdost, např. rychlořezné oceli je nutno popouštět tak, aby požadované tvrdosti bylo dosaženo až za maximem druhotné tvrdosti. Při popouštění kalených nástrojů je třeba ponechat je na popouštěcí teplotě potřebnou dobu tak, aby se dosáhlo co největší houževnatosti při požadované tvrdosti. Obvykle to bývá 30 až 120 min na každých 10 mm tloušťky nástroje.

## 2.2. Chemicko-tepelné zpracování

Chemicko-tepelné zpracování je pro některé druhy nástrojů a měřidel velmi důležité. Používá se zejména, má-li mít povrch nástrojů velkou tvrdost a odolnost proti otěru i opotřebení, popřípadě i zvýšenou odolnost proti korozi. Základem chemicko-tepelného zpracování je změna chemického složení povrchových vrstev nástrojů v důsledku difúze některých vhodných prvků, např. uhlíku, dusíku, nebo jejich kombinace. Využívá se však i difúze jiných prvků, např. síry, chrómu, bóru apod. Tyto povrchové vrstvy odlišného chemického složení mohou být i velice tenké. Při chemicko-tepelném zpracování se tedy vytvářejí povrchové vrstvy, jejich složení se liší od základního materiálu, který zůstává beze změny. Změny složení povrchu se dosahuje difúzním sycením povrchové vrstvy příslušnými prvky z určitého prostředí, které může být ve skupenství tuhém, kapalném nebo plynném. Při dostatečně vysoké teplotě ve styku s povrchem oceli uvolňují tato prostředí rozkladem molekul sloučenin (disociace) příslušný prvek v atomárním stavu. Ten pak vstupuje do povrchu oceli, což je adsorpce a pohybuje se mřížkou železa - difúze. Vznik povrchové vrstvy a její jakost (složení, tloušťka, struktura) je tedy výsledkem dílčích procesů (disociace, adsorpce, difúze), které jsou ovlivněny působením vnějších podmínek, jako je teplota, povaha, prostředí, a strukturou i složením zpracovávaného materiálu. Požadovaných vlastností se dosahuje buď přímo, tj. obohacením povrchové vrstvy příslušným prvkem



za vysokých teplot a pomalým ochlazením, nebo následujícím tepelným zpracováním, kterým bývá většinou kalení a popouštění při nízkých teplotách. Cílem chemicko-tepelného zpracování je většinou zvýšení tvrdosti a odolnosti povrchu proti opotřebení při zachování houževnatého jádra. Lze však dosáhnout také odolnosti povrchu proti opalu a proti korozi. Podle prvku, kterým se sytí povrchová vrstva, se hlavní způsoby chemicko-tepelného zpracování dělí na cementaci (sycení uhlíkem), nitridaci (sycení dusíkem) a nitrocementaci či karbonitridaci (sycení uhlíkem a dusíkem). Z dalších pochodů chemicko-tepelného zpracování lze uvést např. sulfonitridování, příp. sulfonizování, při nichž se vytvářejí tenké vrstvy sulfidů, karbonitridů a oxidů s velmi dobrými třecími vlastnostmi a odolností proti zadírání. Difúzní pokovování slouží k tvorbě vrstev různých vlastností. Např. chromováním vznikají vrstvy odolné proti opotřebení s dobrou korozní odolností a zvýšenou žárupevností, hliníkováním nebo křemíkováním lze získat vrstvy žáruvzdorné a odolné proti korozi. Nejčastěji používanými způsoby chemicko-tepelného zpracování jsou cementování, nitridování, nitrocementování a karbonitridování. [8, 13]

## 2.2.1. Cementování

Je jedním z nejčastěji používaných způsobů chemicko-tepelného zpracování. Povrchové vrstvy nástrojů vyrobených z ocelí o nízkém obsahu uhlíku se obohacují uhlíkem, obvykle při teplotách nad 850 °C, čímž se kalitelnost povrchových vrstev podstatně zvyšuje. Ve správně nauhličeném povrchu má být obsah uhlíku 0,85 %. Hloubka cementované vrstvy je nejčastěji do jednoho milimetru - kolem 0,8mm, a zcela výjimečně více než dva milimetry. Obsah uhlíku v cementované vrstvě vyšší než 1 % se projeví vyloučením nadeutektoidních karbidů, které jsou nebezpečné tehdy, jsou-li rozloženy na hranicích zrn, neboť velmi snižují houževnatost cementované vrstvy. Obsah a rozložení uhlíku v ní závisí na použitém cementačním prostředí, na výši cementační teploty, době výdrže na cementační teplotě a na chemickém složení cementované oceli, především na obsahu uhlíku a karbidotvorných prvků. Cementování je tedy sycení povrchu nástroje uhlíkem obsaženým v tuhém, kapalném nebo plynném prostředí. [13, 14]

### 2.2.1.1. Cementační prostředí

**Tuhé cementační prostředí** - Dříve se cementovalo v tuhém prostředí cementačního prášku, který se skládá z drobného dřevěného uhlí (zrnitosti asi 5mm) s aktivační přísadou asi 10 až 25 % uhličitanu barnatého ( $\text{BaCO}_3$ ). Nástroje určené k cementování tímto způsobem se vkládají do krabic vyrobených z nízkouhlíkového nebo žáruvzdorného plechu a přitom se obalují asi 30 mm tlustou vrstvou cementačního prášku. Po zaplnění se pak krabice uzavřou víkem a utěsní cihlářskou hlinou. Při cementování se při teplotě 850 až 880 °C vyvíjí kysličník uhelnatý, z něhož se uvolňuje aktivní uhlík, který vlivem difúze proniká do povrchu cementovaných nástrojů. Na každou desetinu milimetru nauhličení povrchu se počítá asi hodina. Po dosažení potřebné hloubky nauhličení se krabice vyjmou z pece a cementované nástroje se pak kalí a popouštějí podle účelu jejich použití a požadované jakosti. [13]

**Kapalné cementační prostředí** - Drobné a středně velké nástroje lze s výhodou nauhličovat v solných lázních, které se skládají z chloridu sodného nebo chloridu draselného a chloridu barnatého. Jako aktivační přísada se do cementačních lázní přidává sůl C3 nebo C5 obsahující kyanid sodný  $\text{NaCN}$ . Proto se při práci s těmito lázněmi musí dbát všech bezpečnostních předpisů. V solných lázních se obvykle cementuje při teplotě 880 až 920 °C. Nástroje určené k cementování musí být kovově čisté a suché. Doba potřebná k nauhličení povrchu do určité hloubky bývá v solných lázních asi o 25 % kratší než v prášku. Nesmí se však zapomínat, že

kyanidové solné lázně nesmějí přijít do styku s ledkovými lázněmi, např. lázni AS140, poněvadž by mohlo dojít k výbuchu. [13]

**Plynné cementační prostředí** - Cementování v plynu je pokrokový způsob nauhličování. Probíhá nejčastěji při teplotě 900 až 950 °C v komorových nebo šachtových pecích. Potřebná nauhličující atmosféra se připravuje buď ve zvláštních vyvíječích, nebo přímo v peci krakováním vhodné cementační kapaliny, jako je např. Teral nebo jiné vhodné směsi organických sloučenin. Teral se skládá ze 40 % terpentýnu, 30 % acetonu a 30 % alkoholu. Doba potřebná k nauhličení povrchu do určité hloubky je ještě kratší. Obsah uhlíku ve správně nauhličené povrchové vrstvě má být asi 0,8 až 0,9 %.[13]

**Místní cementování** - U některých nástrojů je však zapotřebí jen cementování určité části nebo oblasti namísto celé součásti. V takovém případě je možný dvojí přístup: ochránit povrch, který nemá být cementován nebo cementovat je místně.

- Pro ochranu se používají různé ochranné pasty a nátěry, jako je např. směs skládající se z 50 % kysličníku boritého, 10 % polystyrénu, a 40 % toluenu, dodávaná pod označením Antikarb. Výhodou této směsi je, že je rozpustná ve vodě, a proto se po cementaci z nástroje snadno odstraňuje. Poměrně dobrou ochranou proti nauhličení je i pomědění vrstvou silnou 30 až 50 μm. Pro cementování v solných lázních je však tento způsob nevhodný. Nejspolehlivější ochranou proti cementaci jsou přídavky na obrobení nauhličené vrstvy před kalením cementovaného nástroje. Po cementaci, ale samozřejmě před kalením, se obrobí.
- K místní cementaci se používá různých past a nátěrů, které podporují difúzi uhlíku do materiálu. Např. poměrně dobře se osvědčuje pasta připravená z jemně mletého koksu (60%), s přísadou uhličitanu barnatého (35%) a žluté krevní soli (5%) smíchané s melasou a arabskou gumou na řídkou kaši. Tloušťka cementované vrstvy je tenká a nepřesně ohraničená.

Podle druhu použité oceli, ale i podle tvaru a rozměru, lze nauhličené nástroje kalit ve vodě, oleji, v teplé lázni nebo i vzduchem. Pro zajištění nejmenších rozměrových deformací a dosažení poměrně dobré jakosti cementovaného povrchu i jádra cementovaného nástroje se v poslední době často používá zjednodušeného způsobu kalení. Nauhličené nástroje se nejprve ochladí z cementační teploty na teplotu 550 až 600 °C a na ní se udržují až do vyrovnání teploty asi 15 až 60 min. Po novém ohřevu na teplotu asi 820 °C, popř. na 780 °C se teprve kalí. Tvrdost povrchu takto cementovaných a kalených nástrojů bývá HRC≈60 až 64. Při dodatečném zmrazování možno dosáhnout tvrdostí až HRC≈66. Pro dosažení potřebné houževnatosti se cementované a kalené nástroje ještě popouštějí obvykle na teplotu 100 až 260 °C po dobu 1 až 2 hodin. U speciálních měřidel, kde se vyžaduje nejen velká tvrdost, ale i rozměrová stálost, se používá popouštěcí teploty asi do 130 °C, ale doba se prodlužuje na 24 až 48 hodin. [13]

### 2.2.2. Nitrocementování

Při tomto způsobu se povrchové vrstvy nástrojů sytí nejen uhlíkem, ale i dusíkem. U menších nástrojů probíhá proces nejčastěji v solných lázních, u větších nástrojů většinou v plynu. Podstata nitrocementace tedy spočívá v nasycování povrchu uhlíkem a dusíkem při teplotách nižších než teploty cementační, ale vyšších než teploty  $A_{c3}$ , nejčastěji do 840 až 860 °C. Vrstva se tedy tvoří současně difúzí dusíku a uhlíku v austenitu. Nitrocementované vrstvy jsou obdobou vrstev cementovaných a žádoucí vlastností je tady dosaženo jejich ochlazením z cementační teploty takovou rychlostí, aby nastala přeměna uhlíko-dusíkového austenitu v martenzit. Přítomnost dusíku v nitrocementovaných vrstvách je příčinou rozdílů, kterými se nitrocementované vrstvy liší od vrstev cementovaných. Např. při současné difúzi

uhlíku a dusíku v austenitu se účinkem dusíku urychluje difúze uhlíku. Rychlost růstu vrstev nitrocementovaných při teplotě 850 až 860 °C se proto při menších hloubkách blíží rychlosti růstu vrstev cementovaných. Nižší teplota nitrocementace přispívá ke snížení deformací, prodlužuje životnost pecních zařízení a zejména umožňuje přímé kalení po nitrocementaci i u ocelí, které nemají v podmínkách cementace zaručené jemné austenitické zrno. Vzhledem k nižší teplotě pochodu není při přímém kalení i po nitrocementaci nutné ochlazovat součásti na nižší teplotu kalení. Dusík snižuje překryštalizační teploty austenitu. Při nitrocementaci za teplot nižších než teplota jádra  $A_3$  se v důsledku toho hranice austenitické oblasti posouvá k menším obsahům uhlíku. Tím se usnadňuje difúze uhlíku v neúplně austenitizované základní hmotě. Proto, na rozdíl od cementace, nedochází při nitrocementaci za teplot nižších než  $A_3$  jádra k brzdění růstu vrstvy a k vytváření ostrého přechodu do jádra. Přítomnost dusíku v tuhém roztoku zvyšuje stabilitu podchlazeného austenitu. Nitrocementované vrstvy mají proto vyšší prokalitelnost než vrstvy cementované. Vysoká prokalitelnost vrstev umožňuje kalit nitrocementované součásti z nelegované oceli do oleje. Dusík zvyšuje obsah zbytkového austenitu ve struktuře zakalených nitrocementovaných vrstev. Zbytkový austenit na jedné straně snižuje tvrdost vrstvy a jeho obsah je omezen nejnižší přístupnou tvrdostí povrchu. Na druhé straně však přítomnost zbytkového austenitu v martenzitické struktuře zakalených nitrocementovaných vrstev brzdí vliv únavových trhlin a zvyšuje únavovou pevnost nitrocementovaných součástí. Ve srovnání s přednostmi jsou nevýhody nitrocementace méně závažné. Patří k nim větší technologická náročnost pochodu, při kterém je nutno udržovat nitrídační a nauhličovací schopnost ve vhodných mezích. Za nevýhodu je možno považovat i to, že hloubka nitrocementovaných vrstev je omezena časovou závislostí růstu prakticky na vrstvy do 1 mm. Vzhledem k podobnosti s cementací používá se též podobných způsobů a zařízení. Je možné provádět nitrocementaci v prášku, kde se k cementačnímu prášku přidávají drcené organické části např. rohovina, paznehty apod. jako zdroj dusíku. Častěji se provádí nitrocementace v plynném prostředí a to jak v šachtových pecích, kde zdrojem nitrocementační atmosféry je rozklad kapalina Teral s přísadkou 20 až 30 % anilinu nebo pyridinu. Provádí-li se nitrocementace ve víceúčelových nebo průběžných pecích, používá se endoatmosféra jako nosný plyn, ke kterému se přidává 2 až 5 % methanu a 2 až 7 % čpavku. K nitrocementaci lze též použít solných lázní. [2, 13]

### 2.2.3. Nitridování

Současný vývoj v oblasti nástrojových ocelí směřuje k úpravě vlastností povrchu materiálu, resp. nástroje. Nejvyšší tvrdosti, která je stálá až do cca 600 °C, se dosahuje nitridováním, případně karbonitridováním. Vrstvy však mají malou hloubku, která nedovoluje zatěžování velkými měrnými tlaky; jádro by se deformovalo a nitridovaná vrstva by se prolomila. Jsou proto vhodné u součástí namáhaných silně na otěr tam, kde jsou měrné tlaky nižší například kalibry. Pro vyšší měrné tlaky je nutno použít legovaných ocelí s vyšší pevností a tvrdostí jádra jako jsou klikové a vačkové hřídele leteckých motorů atd. Nitridování je sycení povrchu ocelového předmětu dusíkem v plynném nebo kapalném prostředí při teplotě pod  $A_{c1}$ , především v rozmezí teplot 470 až 580 °C. Předmět je před nitridováním opracován a tepelně zpracován. Nitridováním se získá tenká, velmi tvrdá povrchová vrstva odolná proti otěru, která zvyšuje i odolnost součástí proti únavě a korozi. Nitridované součásti se již dále tepelně nezpracovávají. Při nitridování vytváří dusík vniklý do oceli v povrchové vrstvě nitridy a zvyšuje její tvrdost. Zvýšení tvrdosti je malé u uhlíkových ocelí, výrazně se projevuje u ocelí obsahující chrom a hliník. Optimální výchozí struktura před nitridováním je sorbit. Nepřípustný je oduhličený povrch nitridovaného předmětu. Rovněž ferit vyloučený na hranicích zrn u podkalených ocelí nebo jen normalizačně žíhaných snižuje jakost nitridované vrstvy. V měkce žíhané oceli jsou rovněž

příliš velká souvislá pole feritu, kromě toho příliš měkký podklad způsobuje prolomení tenké nitridované vrstvy. Proto se nitridují strojní součásti zušlechtěné a obrobené. Nejvyšší tvrdosti povrchové vrstvy se dosahuje při teplotě nitridace 480 až 500 °C. Při těchto teplotách je však rychlost difúze dusíku malá a k dosažení dostatečných hloubek vrstvy je nutná dlouhá doba výdrže na teplotě. Dvacetihodinová výdrž stačí k vytvoření vrstvy 0,3 mm hluboké a vrstva 0,6 mm je dosažitelná až po 70 hodinách. Při vyšších teplotách je průběh nitridace rychlejší, ale tvrdost vrstvy je nižší. Proto se v některých případech nitriduje nejprve při teplotách nižších a po určité době se teplota zvýší až na 600 °C. Tenké vrstvy získané kratší dobou nitridace při stejné teplotě jsou tvrdší než vrstvy tlusté získané dlouhou nitridací. Oceli legované hliníkem mají po nitridaci tvrdost povrchu vyšší než oceli chromové. Tvrdost nitridované vrstvy se popouštěním na teploty až 600 °C téměř nemění. Nitridování nástrojů se provádí buď v pecích komorových, zvonových nebo šachtových s nuceným oběhem nitridační atmosféry (čpavku) při teplotě 500 až 570 °C po dobu až 72 hodin. Nitridování nástrojů je však možno provádět též v solných lázních při teplotách 520 až 770 °C po dobu 60 až 120 minut. Dalším způsobem je iontové nitridování. Při iontové nitridaci je sycení povrchu výrobků dusíkem využíváno částečně ionizovaného plazmatu, který obsahuje kromě iontů a elektronů i značné množství neutrálních částic. K dalším metodám patří nitridování s využitím vysokofrekvenčního ohřevu a také nitridování v ultrazvukovém poli. [1, 7, 8, 13, 14]

### 2.2.3.1. Prášková nitridace

Tato metoda je založena na stejném principu jako prášková cementace. Nitridační plyn se vytváří uvnitř žáruvzdorné krabice při teplotě kolem 560°C z nitridačního prášku a přidaného aktivátoru. Metoda je vhodná především při malém počtu kusů s proměnlivými požadavky na tvorbu nitridované vrstvy. Velkou výhodou je její malá investiční náročnost, rychlost a dostupnost – stačí jakákoliv komorová pec s rovnoměrným rozložením teploty a s cirkulací atmosféry, žáruvzdorná krabice, prášek a aktivátor. Při této metodě se nitridační prášek nemění. Aktivita procesu se řídí pouze procentem přídatku aktivátoru k používanému nitridačnímu prášku. Dobře použitelnou směrnicí pro jakoukoliv potřebu nitridačního prášku poskytuje zaměření na celkový obsah nitridotvorných složek ve zpracovávaném typu oceli. Pro dosažení potřebných vlastností nitridovaných součástí je třeba optimálně zvolit metodu, teplotu i potřebnou dobu nitridace. Vzhledem k tomu, že nitridační teploty jsou v oblasti popouštěcích teplot, dochází s prodlužující se dobou nitridace ke snížení pevnosti součástí. Proto je třeba pomocí nepřímého úměrného vztahu mezi teplotou a dobou popouštění odvodit o kolik musí být vyšší pevnost před dlouhodobou nitridací, aby byla dosažena žádaná hodnota pevnosti součástí. Teoreticky je možné práškovou nitridací zpracovávat veškeré předkládané díly. Pokud přicházejí jednotlivé kusy s výrazně proměnlivými požadavky na tvorbu nitridované vrstvy, potom lze na základě velmi nízkých provozních nákladů doporučit výhodné uskutečňování postupu práškové nitridace ve vlastním provozu, za předpokladu možnosti použití vhodného pecního zařízení. [37]

### 2.2.3.2. Nitridování v plynu

Nitridační atmosféru vytváří plynný čpavek, který se ve styku s povrchem oceli rozkládá - disociuje. Vzniklý atomární dusík je absorbován povrchem nástroje a v difuzní vrstvě vytváří tvrdé nitridy. Část atomů dusíku se spojuje v molekuly, které nejsou schopny absorpce. Nitridační atmosféru je nutno neustále obnovovat trvalým příívodem čpavku. Řízením průtoku čpavku ovlivňujeme jeho disociaci. Při nízkém stupni disociace dochází k přesycení povrchu dusíkem a vzniká silná nitridační vrstva, naopak vysoký stupeň disociace

nedává možnost vzniku vrstvy. Spotřeba čpavku je závislá zejména na velikosti pece, obvykle se uvádí  $0,4 \text{ kg} \cdot \text{h}^{-1} \cdot \text{m}^{-3}$ . K vlastní nitridaci se suché, odmaštěné, v některých případech jemně opískované součásti rozmístí do pece tak, aby byl vhodný přístup aktivní nitridační atmosféry. Pecní prostor se plynotěsně uzavře a propláchne plynným čpavkem. Pec se pak vytopí na nitridační teplotu, nejčastěji 500 až 560 °C. K dosažení hloubky 0,4 mm trvá nitridace cca 48 hodin, k dosažení hloubky 0,6 mm až 72 hodin. Po skončení nitridace se vsázka ponechá volně chladnout v peci za stálého přívodu čpavku až do teploty 200 °C. Součásti se z pece vyjmají teprve po úplném zchladnutí. Nitridační doba je velmi dlouhá a jsou proto snahy o její zkrácení. Tyto snahy je možno rozdělit na způsoby ovlivňující vlastní difuzní proces. V prvním případě se ke zrychlení nitridace používá přísadku kyslíku pomocí vzduchu nebo přísadku vodíku a dusíku. Ve druhém případě je snaha rozdělit vlastní nitridační proces na dvě etapy, a sice etapu sycení a etapu difuzní, jako u procesu cementování. Je to např. Floe proces, kde první etapa probíhá při teplotě 500 °C po dobu 5 až 8 hodin a stupni disociace 15 až 25 %. Druhá etapa probíhá při teplotě 550 °C po dobu 5 až 42 hodin za disociace 75 až 85 %. Pro zlepšení odolnosti proti korozi se využívá nitridačních vrstev vzniklých při vysokých nitridačních teplotách. Výše teploty je ovlivňována pevností jádra v důsledku popouštění. Obvykle se používá teplot 600 až 700°C, doby 30 až 90 minut při stupni disociace 40 až 60 %. [2]

### 2.2.3.3. Nitridování v solných lázních

Tento proces se původně prováděl v kyanidových lázních provzdušňovaných vzduchem. U nás se k nitridování vyrábí dle ČSN 65 4121 sůl NS 350. Lázeň obsahuje 25 až 35 % kyanidů (NaCN, KCN) a 30 až 40 % kyanatanů (NaCNO, KCNO). Tyto lázně se působením vzdušného kyslíku eventuelně samovolnou oxidací rozkládají a uvolňují atomární dusík. Zpravidla se nitriduje při teplotě 520 až 770 °C po dobu 60 až 120 minut. Průběh samovolné oxidace kyanidů na kyanatany v klidné stojící nitridační lázni je pochod prakticky nekontrolovatelný, který vyvolává značný rozptyl v dosahovaných výsledcích. Je proto nutno zajistit, aby se stále nová sůl dostávala do styku se vzduchem, toto se děje probubláváním vzduchem nebo účinným mícháním. Příliš vysoký obsah kyanatanu v lázni, zpravidla nad 45 %, vyvolává již zřetelné naleptávání povrchu ocelových součástí. Podle nejnovějších zkušeností se pro nitridační lázně osvědčují kelímky vyložené vrstvou titanu. Nejčastěji se solných lázní používá pro nitridování řezů a řezných nástrojů z rychlořezných ocelí nebo z vysokochromových ledeburitických nástrojových ocelí. Jsou-li nástroje správně tepelně zpracovány, dosáhne se nitridováním zvýšení jejich životnosti. Nitridovaná vrstva dosahuje hloubky 30  $\mu\text{m}$ . Tyto lázně se také využívají pro zpracování nelegovaných uhlíkových ocelí a litin. Při nitridování za teploty 540 až 570 °C po dobu asi 2 hodin vznikají v povrchových vrstvách nitridy železa do hloubky několika desetin milimetru a popř. i tvrdé karbonitridy  $\epsilon$  event.  $\gamma$  v tenké povrchové vrstvě do hloubky 10 až 15  $\cdot 10^{-3}$  mm. Toto zpracování zvyšuje odolnost proti korozi, proti zadírání i opotřebením a zvyšuje mez únavy. Poněvadž tvrdost nitridovaných vrstev u uhlíkových ocelí a šedé litiny nedosahuje tak vysokých hodnot jako u ocelí legovaných, býval tento způsob nazýván též „měkké nitridování“. Z výše uvedených příčin však dnes považujeme uvedený způsob tepelného zpracování spíše za karbonitridaci. [2]

### 2.2.3.4. Iontové nitridování

Při iontové nitridaci je k sycení povrchu součástí dusíkem využíváno částečně ionizovaného plazmatu, který obsahuje kromě iontů a elektronů i značné množství neutrálních částic. Zpracované výrobky jsou izolovaně umístěny ve vakuové nádobě (recipientu)

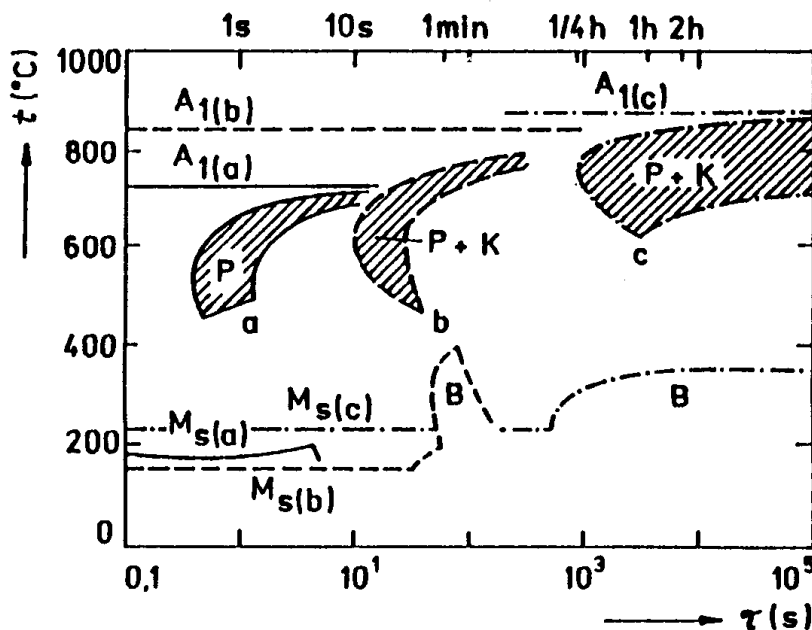
a zapojeny jako katoda. Recipient je zapojen jako anoda a udržuje se v něm snížený tlak zředěné směsi plynů potřebných pro proces nitridace. Po připojení stejnosměrného proudu o napětí 400 až 1000 V vznikne mezi stěnou recipientu a povrchem součásti elektrické pole. Tedy mezi anodou a katodou. Elektrické systémy upravují elektrická pole tak, aby napětí, proud a tlak, odpovídaly oblastem anomálního výboje. V elektrickém poli dochází k silné migraci molekul zředěného plynu a v důsledku nárazů pak k jejich štěpení a ionizaci. Kladné ionty jsou urychlovány směrem ke katodě, tj. na povrch nitridovaných součástí. Charakteristickým rysem pohybu iontů ke katodě je, že nárůst jejich rychlosti a tím jejich kinetické energie není lineární. K prudkému nárůstu dochází teprve v bezprostřední blízkosti povrchu součástí v oblasti katodového úbytku napětí. To má za následek, že největší intenzita dějů je soustředěna do úzkého pásma okolo povrchu součásti bez ohledu na jejich tvar nebo vzdálenost od recipientu. Především v tomto pásmu dochází k štěpení molekul a k ionizaci atomů. Anomální výboj má proto plošný charakter a kopíruje povrch součástí. Zde kladné ionty neustále bombardují povrch součásti, při dopadu se část jejich kinetické energie přemění v teplo a součásti jsou ohřívány. Kromě ohřevu vyřazují dopadající ionty z povrchu oceli atomy železa a dalších prvků. Tento jev, nazývaný odprašování nebo katodové odprašování je nejdůležitějším dějem procesu iontové nitridace. Dopad iontů na povrch součásti a jeho reakce s odprašenými atomy vede ke vzniku dusíkem bohatých nitridů železa. Jejich kondenzací se vytváří povrchová absorpční vrstvička s vysokou koncentrací dusíku. Kromě železa dochází k odprašování dalších prvků, především uhlíku, kyslíku a dusíku. Tedy chemické reakce u iontové nitridace probíhají za zcela jiných podmínek než u klasické nitridace ve čpavkové atmosféře. Volbou vhodného napětí, plošné hustoty proudu, tlaku a složení atmosféry lze v podstatné míře ovládat povrchovou tvorbu vrstvičky nitridů. Odprašování oxidů má za následek dokonalou depasivaci povrchu oceli a tím zlepšení podmínek nitridace, zvláště u vysoce legovaných nástrojových ocelí. V porovnání s klasickými metodami má iontová nitridace určité nevýhody i přednosti. Jednou z předností je velká kinetická energie iontů, dopadající na povrch, jež kromě neustálé aktivace povrchu oceli odprašováním zajišťuje také ohřev na nitridační teplotu. Zařízení tedy nevyžaduje další externí zdroj tepla. Další předností je rychlejší kinetika růstu vrstvy. Údaje různých autorů nejsou jednoznačné. Rozdíly lze přisuzovat různým volbám napětí elektrického pole, proudové hustotě plošného výboje, složení a tlaku zředěných plynů. Rozdíl v rychlosti růstu vrstvy ve prospěch iontové nitridace je větší u menších hloubek, s narůstající hloubkou se tento rozdíl snižuje. Iontová nitridace se zároveň vyznačuje velkým rozsahem nastavitelných parametrů a tím poměrně snadnou eliminací povrchové bílé vrstvičky, popř. ovládnutí jejího vzniku a tloušťky. Velkou výhodou plasmové nitridace je tedy snadná regulovatelnost procesu, takže lze velmi dobře stanovit parametry nitridace (teplota, čas, složení atmosféry), potřebné pro dosažení vrstvy o požadované tloušťce, tvrdosti, fázovém složení, popř. dalších vlastnostech. Pracoviště iontové nitridace nevyžadují žádné zvláštní bezpečnostní nebo hygienické opatření a proto je možno je zařadit do mechanických provozů nebo na montážní pracoviště. Po seřízení parametrů lze proces provádět automaticky bez dozoru. Spotřeba plynů a elektrické energie proti klasické nitridaci v plynné atmosféře je nižší. Za nevýhodu je možno považovat, že iontový proces musí probíhat ve sníženém tlaku. To znamená nutnost odsávání, zajištění těsnosti a udržení tlaku. S tím souvisí dosti vysoké náklady na požadovaná vakuová zařízení, ale i elektrické napájecí, elektronické řídicí a kontrolní jednotky. Určitou nevýhodou je iontová nitridace hlubokých drážek, tvarů a závitů apod., kde je nutno použít pomocných anod pro dosažení kvalitní nitridační vrstvy. Obdobně působí „kritická“ místa, kde vznikají lokální svítivé výboje, jež jsou příčinou přehřívání v tomto místě. Ochrana při iontové nitridaci spočívá v odstranění doutnavého výboje např. nasunutím vložek nebo krytů. [2]

#### 2.2.4. Karbonitridování

Podstata karbonitridace spočívá opět v nasycování povrchu oceli uhlíkem a dusíkem při teplotách nižších než teplota  $A_{c1}$ , obvykle za teplot 560 až 620 °C. Účelem tohoto zpracování je vytvoření homogenní  $\epsilon$  vrstvy karbonitridů tzv. bílé vrstvy eventuelně mezivrstvy, která je relativně tuhá, má dobré třecí vlastnosti, vysokou odolnost proti zadírání a zlepšené korozní vlastnosti. Na rozdíl od nitrocementace, tento pochod probíhající při nižších teplotách, je analogický nitridaci. Při běžných nitridacích v suchém plynném amoniaku je zvýšení tvrdosti způsobeno hlavně nitridy železa a legujících prvků. Rozpustnost uhlíku v těchto nitridech je minimální. Zvýšenou rozpustností dalších prvků jako je uhlík, kyslík, atd. se vyznačuje nitrid  $\epsilon$   $Fe_{2,3}N$ . Při tomto zpracování se na povrchu součástí vytváří vrstva karbonitridu (oxikarbonitridu)  $\epsilon$  o hloubce 10 až  $50 \cdot 10^{-3}$  mm, která obvykle obsahuje přes 8 % N, přes 2 % C a cca 1 %  $O_2$ . Vrstva má tvrdost blízká se 1000 HM a je vysoce odolná proti zadírání a otěru. Pod touto vrstvou nitridů proniká dusík do feritu do hloubky až 1 mm a zpevňuje jej na 300 až 400 HV. Hloubka průniku je závislá na druhu oceli, u legovaných ocelí se hloubka průniku snižuje. Tato tzv. difúzní vrstva podporuje nosnost vrstvy karbonitridů a zvyšuje únavovou pevnost karbonitridovaných dílů. Jestliže proces karbonitridace probíhá za teplot vyšších než eutektoidní teplota v diagramu Fe-N, je vhodné provádět ochlazování po karbonitridaci do oleje. Tímto způsobem se dosáhne vyššího zpevnění difúzní vrstvy, jež částečně kompenzuje určitou degradaci mechanických vlastností vlivem zvýšené teploty depozice. Ochlazováním do oleje se zvyšuje mez únavy karbonitridovaných částí. Pro tento způsob chemicko-tepelného zpracování se používá množství obchodních zkratk a různých názvů jako měkké nitridování, krátkodobé nitridování, nitrocementace při nízkých teplotách apod. Co se týče vlastního provedení je možno obdobně jako u ostatních způsobů chemicko-tepelného zpracování provádět karbonitridaci v prostředí pevném (kyanid + aktivátor), v solné lázni nebo v prostředí plynném. Původně se proces prováděl v kyanidové lázni provzdušňované vzduchem (25% NaCN + 75 % KCNO). Tuto technologii vyvinula fy Degussa a nazvala ji Tenifer. S ohledem na vysokou jedovatost prostředí vedl další vývoj ke vzniku řady technologií karbonitridace v plynném prostředí. Zatímco čpavek je základem pro všechny vyvinuté technologie, jsou jako zdroj uhlíku používány různé plyny. Karbonitridování se také s výhodou používá při výrobě nástrojů vyrobených z uhlíkových cementačních ocelí. Jejich povrchová vrstva je bohatá na karbonitridy vysoké tvrdosti, které způsobují zvýšení odolnosti proti otěru a opotřebení. Předností karbonitridování jsou nepatrné rozměrové změny. [2, 13]

### 3. Specifika tepelného a chemicko-tepelného zpracování nástrojových ocelí

Tepelné zpracování nástrojových ocelí má ve srovnání se zpracováním konstrukčních ocelí zvláštnosti, které vyplývají z jejich specifických vlastností. Většinou jde o oceli s vyšším obsahem uhlíku a obvykle také legujících přísad. Vzhledem k vysokému obsahu uhlíku jsou nástrojové oceli náchylné k oduhličování povrchu, které by znamenalo sníženou tvrdost, a k praskání. Proto je při tepelném zpracování nástrojů třeba přesně dodržovat stanovenou technologii. Zvláštnosti tepelného zpracování se projeví při porovnání diagramů izotermického rozpadu austenitu jednotlivých typů nástrojových ocelí (obr. 3.1). U rychlořezných ocelí je nutné mít na zřeteli i malou tepelnou vodivost, která přispívá ke zvýšení vnitřních pnutí. Při tepelném zpracování nástrojů z uhlíkových a legovaných ocelí s kalící teplotou do 900 °C se volí obvykle jen jednostupňový předehřev při 650 °C. Obvyklé je nepřetržité ochlazování ve vodě nebo v oleji, u tvarově komplikovaných nástrojů se doporučuje kalení v solných lázních s teplotou mírně nad počátkem martenzitické přeměny. Nástroje se popouštějí převážně při nízkých teplotách. [1,2,11]



Obr. 3.1: Diagramy IRA nástrojových ocelí /a-uhlíková s 1 %C (19192), b-chromová s 2 %C a 12 %Cr (19436), c-rychlořezná s 0,8 %C, 9 %W, 4 %Cr, 1,2 %V (19800); P-perlit, K-karbidy, B-bainit; kalící teploty: a-790 °C, b-950 °C, c-1260 °C/ [11]

#### 3.1. Výchozí stav nástrojových ocelí před tepelným zpracováním

Nástrojové oceli se do výrobního procesu dodávají z hutí převážně ve stavu žíhaném na měkko. Struktura je tvořena feritickou maticí a globulárními karbidy eutektoidního, částečně také sekundárního původu. U vysokolegovaných ocelí se ve struktuře nachází rovněž eutektické nebo dokonce primární karbidy. U ocelí, vyrobených klasickou tavnou metalurgií, se tyto karbidy liší od globulárních karbidů. Rozdíl je především ve velikosti, tvaru a v rozmístění karbidů. Jsou to tedy zpravidla větší hranaté karbidické částice, které si



zachovávají svou pozici, získanou primární metalurgií nebo následujícím tvářením. U ocelí, vyrobených postupem práškové metalurgie rychle ztuhlých částic, se od sebe jednotlivé karbidické fáze neliší ani velikostí, ani tvarem, a jejich rozmístění po objemu materiálů je zcela náhodné. Primární a eutektické fáze se procesů tepelného zpracování většinou neúčastní, protože se během ohřevu na teplotu kalení v austenitu nerozpouští. Jejich pasivní role, například omezování růstu zrna, je však rovněž velmi důležitá. Je nutné dobře zvážit jaké tepelné zpracování zvolit, aby měl nástroj požadované složení a vlastnosti.[7]

### 3.2. Zušlechťování nástrojů

U některých druhů nástrojů, jako jsou např. nástroje pracující za tepla, se používají popouštěcí teploty vyšší než 400 °C, lze tedy mluvit o jejich zušlechťování. Účelem zušlechťování nástrojů je zjemnit strukturu a zlepšit kombinaci mechanických vlastností. Zvyšováním popouštěcí teploty lze podle potřeby tvrdost i pevnost kalených nástrojů postupně snižovat, až na pevnost žíhané oceli. Zároveň se však zlepšují i plastické vlastnosti, zejména houževnatost. Zušlechťováním se také u nástroje o větším průřezu lépe vyrovnávají mechanické vlastnosti mezi povrchovými vrstvami a jádrem nástroje. Zušlechťování lze rozdělit podle způsobu tepelného zpracování do tří skupin:

- Popouštění po základním kalení
- Popouštění po termálním kalení
- Izotermické zušlechťování

Izotermické zušlechťování se v technické praxi prozatím používá ponejvíce při tepelném zpracování pil, lopat, maticových klíčů, některých dřevoobráběcích nástrojů, pneumatických kladiv a jiných podobných nástrojů. Popouštění nástrojů při zušlechťování probíhá nejčastěji v elektrických pecích s nucenou cirkulací atmosféry. Musí se však dbát na stejnoměrné rozložení teploty v peci. Popouštění zušlechťovaných nástrojů lze provádět také v solných lázních, což je sice technologicky velmi výhodné, ale prakticky vhodné jen pro nástroje menších rozměrů. Ochlazování popouštěných nástrojů při zušlechťování probíhá z praktických důvodů převážně na vzduchu. Pouze v některých případech se při popouštění v oblasti teplot kolem 550 °C, v důsledku tzv. popouštěcí křehkosti snižuje houževnatost, probíhá ochlazování z popouštěcí teploty rychleji.

### 3.3. Tepelné zpracování nástrojů v umělých atmosférách

Tepelné zpracování nástrojů v umělých atmosférách zlepšuje jakost, výkonnost i celkovou životnost nástrojů. Při běžném způsobu tepelného zpracování se povrch nástrojů vždy více nebo méně znehodnocuje. Odstraňování znehodnocené povrchové vrstvy je však pracné a přitom se ani vždy nezaručuje potřebná jakost funkčních ploch a hran. Podle účelu použití a podle potřeby se při tepelném zpracování nástrojů využívá několik druhů umělých atmosfér.

**Exotermické atmosféry** jsou poměrně nejlevnější a připravují se v exotermických vyvíječích nedokonalým spalováním, např. zemního nebo jiného vhodného plynu. Tyto atmosféry jsou většinou vhodné jen pro žíhání nástrojů vyrobených z nízkouhlíkových ocelí. U nástrojů z ocelí se středním nebo vyšším obsahem uhlíku však povrch poněkud oduhličují.

**Exomono atmosféry** jsou rovněž připravovány nedokonalým spalováním topných plynů, ale s dodatečným odstraňováním kysličníku uhličitého a vodní páry. Exomono atmosféry jsou vhodné pro tepelné zpracování nástrojů vyrobených z ocelí o středním a vyšším obsahu uhlíku, pokud jejich ohřev na austenitizačních teplotách nemusí být příliš dlouhý.

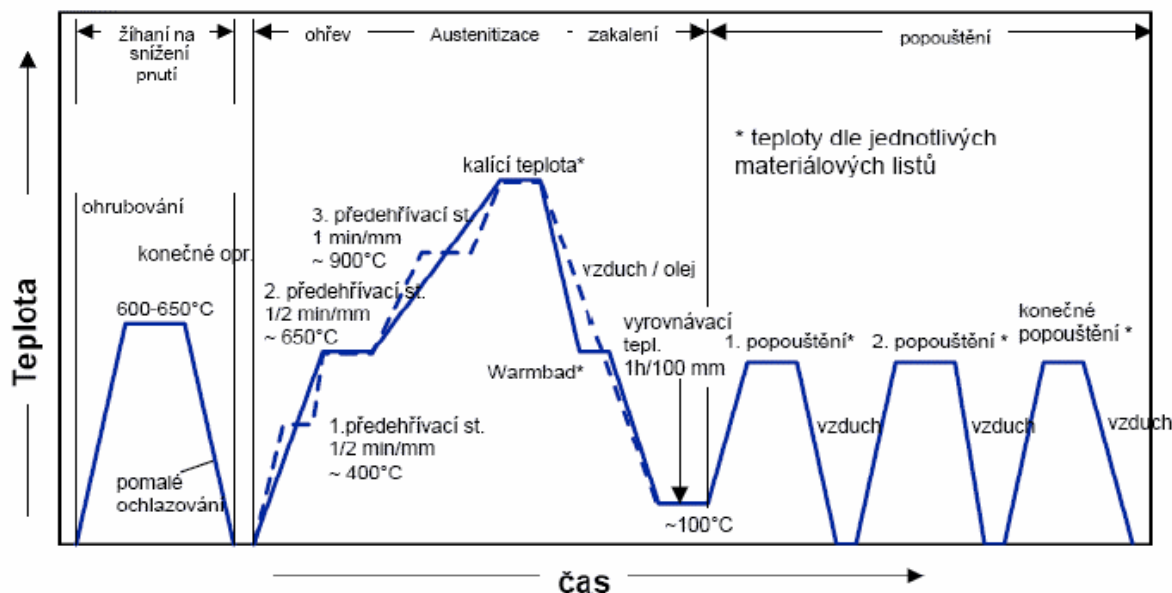
**Endotermické atmosféry** jsou připravovány ve speciálních vyvíječích z topných plynů při množství vzduchu asi 25 až 40 % ideálního poměru spalování. V retortě zvenčí vyhřívané až na teplotu asi 1000 °C vznikají za pomoci katalyzační hmoty endotermické reakce. Takto vzniklá atmosféra se pak zbavuje vlhkosti a podle potřeby se ještě upravuje. Podle obsahu uhlíku zpracovávaných ocelí se atmosféra ještě upravuje přidáváním potřebného množství topného plynu, aby bylo dosaženo vhodné nauhličovací schopnosti. Endotermické atmosféry jsou vhodné jako ochranné atmosféry pro ohřev nástrojů o středním a vysokém obsahu uhlíku určených k přímému kalení. Při dostatečně velké nauhličující schopnosti však mohou být použity též jako aktivní atmosféry pro nauhličování nástrojů určených k cementování a přidá-li se určité množství čpavku, též k nitrocementování.

**Štěpený čpavek** je další umělou atmosférou, kterou tvoří 75 % vodíku a 25 % dusíku. Tato ochranná atmosféra je vhodná pro tepelné zpracování nejrůznějších nástrojů. Pro svoji výbušnost a poměrně vysokou cenu se však málo používá. Dalším spalováním vodíku a odstraňováním vodní páry možno z této atmosféry připravit téměř čistou neutrální atmosféru o obsahu dusíku na 99 %.

**Štěpený metanol** vytváří atmosféru složenou z 65 % vodíku a 35 % kyslíčnicku uhelnatého. Čistý bezvodý metanol je kapalný, a proto se snadno dopravuje. Bod varu je 65 °C a teplota samovznícení 475 °C. Poněvadž je to hořlavá a prudce jedovatá kapalina, je nutné dbát při manipulaci s ní potřebných bezpečnostních předpisů a nařízení. Štěpený metanol je ochrannou atmosférou vhodnou pro tepelné zpracování nejrůznějších nástrojů.

Při tepelném zpracování nástrojů v umělých atmosférách se používá jak speciálních vyvíječů, tak i pecí, a to komorových, bubnových, šachtových apod. Velmi výhodné jsou pece víceúčelové, ve kterých se nástroje mohou nejen žíhat a kalit, ale podle potřeby i cementovat nebo nitrocementovat. [13]

### 3.4. Tepelné zpracování nástrojů ve vakuu



Obr. 3.2: Diagram popisující obecné tepelné zpracování nástroje po jeho konečném obrobení [38]

Tab. VII: Doporučené hodnoty stupně vakua pro různé materiály a způsoby zpracování [13]

Způsob zpracování	Materiál	Stupeň vakua [torr]
Žihání	nerezavějící oceli nestabilizované nerezavějící oceli stabilizované (Ti, Nb) magneticky měkké oceli (12 013, 12 014) Cu (drát) Mo Ti W	$10^{-2}$ až $10^{-3}$ $10^{-4}$ až $10^{-5}$ $10^{-3}$ až $10^{-5}$ 2 až 5 $10^{-3}$ až $10^{-6}$ $10^{-2}$ až $10^{-4}$ $10^{-3}$ až $10^{-4}$
Kalení <sup>1)</sup>	nástrojové oceli rychlořezné oceli	$10^{-3}$ až $10^{-4}$ $10^{-2}$ až $10^{-4}$
Pájení	Cu pájka Ag—Cu pájka	$10^{-2}$ až $10^{-3}$ $10^{-2}$ až $10^{-3}$

Je jedním z nejmodernějších způsobů tepelného zpracování. Při dostatečném vakuu totiž neprobíhají chemické reakce mezi povrchem nástrojů a pecní atmosférou, jako je tomu u většiny běžných pecí. Snížením tlaku v pecním prostoru se sníží objem plynu a tím se sníží i obsah kyslíku. Ve vakuových pecích je možno nejen žíhat a pájet, ale i kalit nástroje, nejlépe pokud jsou vyrobeny z ocelí kalitelných vzduchem, jako jsou např. oceli rychlořezné nebo některé oceli pro práci za tepla. Takové kalení je velmi jednoduché a provádí se proudem čistého dusíku, vodíku nebo jiného inertního plynu. Nástroje tepelně zpracované ve vakuových pecích si i po kalení zachovávají kovový lesk povrchu, beze změny svého chemického složení. [13] Schéma režimu tepelného zpracování nástroje je na obr. 3.2.

### 3.5. Kryogenní zpracování

Kryogenní kalení (již podrobně popsáno v kapitole 2.1.4.3. Kryogenní kalení) je způsob, kdy je martenziticky zakalený předmět přenesen co nejrychleji do prostředí s teplotou pod bodem mrazu. Zmenší se tak podíl zbytkového austenitu ve struktuře a zvýší se množství martenzitu. Aby nedošlo ke stabilizaci zbytkového austenitu, musí zmrazování následovat ihned po zakalení. Tento postup je používán u výrobků, u nichž se klade důraz na rozměrovou stabilitu, což jsou měřidla, nástroje atd. Jejich materiálem jsou legované oceli s vyšším obsahem uhlíku, které mají teplotu  $M_f$  pod bodem mrazu. S ohledem na požadovanou vysokou tvrdost a odolnost proti opotřebení se popouštějí při nízkých teplotách.

V průběhu zpracování materiálu dochází obecně ke třem hlavním změnám [36]:

1) Změní se mikrostruktura materiálu na takové struktury, které mají zvýšenou odolnost proti opotřebení. Zbytkový austenit ve struktuře se změní na martenzit. Austenit je relativně měkký a nestabilní a nemá potřebnou odolnost proti opotřebení. Martenzit je tvrdý a křehký, dokud se nepopouští. Proto se součásti musí po kryogenním zpracování popouštět. To vytvoří strukturu tzv. popouštěného martenzitu, což je požadovaná struktura, protože má dobrou odolnost proti opotřebení a houževnatost.

2) V průběhu zpracování se vytvoří drobné částičky karbidů. Tento proces je znám jako tzv. precipitace. Tyto karbidy vznikají z legujících prvků, které se nachází v oceli. Koherentní

precipitáty a kovová matrice tak vytvoří spojitou krystalickou strukturu. Tedy kromě eliminace zbytkového austenitu a stabilizace martenzitu, vede dlouhodobé kryogenní zpracování k vytvoření velmi jemných precipitátů, které způsobují další zpevnění materiálu.

3) Snížení velikosti zbytkových tlakových a tahových napětí, jejichž příčinou může být předchozí tepelné zpracování. Tato zbytková napětí jsou významně zmenšena změnami v mikrostruktuře a rovnoměrnou deformací, které se dosáhne termomechanickým zpracováním. Výsledkem je větší rozměrová stabilita a zvýšená odolnost proti únavě. Tato zlepšení mohou být doprovázeny zvětšením pevností v tahu, houževnatosti a stabilitou spojenou s uvolněním zbytkových napětí. [16, 36]

### 3.6. Nitridování

Seznámení se základními druhy technologie nitridování bylo provedeno v kap. 2.8. Rozdíl, mezi nitridací konstrukčních ocelí a nástrojových, tkví především v účelu vytváření nitridační vrstvy. Zatímco u konstrukčních ocelí se jedná o zvýšení odolnosti proti opotřebení (kontaktní únavě) při dynamickém namáhání (např. rychloběžná ozubená kola), vyžadují nástrojové oceli také zvýšenou odolnost proti opotřebení, ale dynamické namáhání většinou není prvotním požadavkem. Existují však nástroje (zápustky event. formy pro zpracování za tepla), kde vlivem střídání teplot dochází během provozu ke střídavému tepelnému namáhání.

Dalším aspektem, se kterým je nutno počítat, je chemické složení nástrojových ocelí. Nejedná se o vhodný obsah prvků vytvářejících nitridy, ale většinou o zvýšený obsah uhlíku, který zajišťuje vyšší hodnotu tvrdosti (a tím i odolnosti proti opotřebení) nástrojových ocelí. S vyšším obsahem uhlíku se snižuje částečně difuzivita dusíku, stoupá nejen tvrdost, ale zvyšuje se i křehkost nitridované vrstvy. Toto může hrát významnou roli při návrhu tepelného a chemicko-tepelného zpracování.

Klasickým způsobem využití nitridace, při tepelném zpracování nástrojových a zejména rychlořezných ocelí, je jejich kalení do nitridační solné lázně (GS 340). Získaná, poměrně slabá, nitridační vrstvička zvyšuje jejich životnost. [1, 3, 10, 13]

V poslední době se nitridace používá pro vytvoření podkladové vrstvy pod povlakování nástrojů např. nitridy titanu apod. [17, 18, 19, 20] Povlak, vytvořený metodou PVD, má vysokou tvrdost a tloušťku několik  $\mu\text{m}$ , nevytváří na substrátu přechodovou (difúzní) vrstvu. Při jeho dynamickém namáhání pak často dochází k prolomení povlaku a jeho odlupování. Vytvořením pevnější nitridické podkladové vrstvy je možno toto chování systému částečně eliminovat (tzv. duplexní vrstvy).

Iontová nitridace řezných nástrojů rychlořezných ocelí zvyšuje povrchovou tvrdost, snižuje součinitel tření a vytváří předpoklady pro zvýšení trvanlivosti ostří [35]. S narůstající tvrdostí se však zvyšuje i křehkost, zvláště vznikne-li na povrchu bílá vrstva nitridů.

Nástroje pro tváření, zejména pro tváření za tepla, musí splňovat další požadavky, jako např. odolnost proti teplotní únavě, povrch nesmí mít sklon k nalepování materiálu. Tomuto druhu namáhání mohou vyhovovat i nitridační vrstvy s povrchovou bílou fází  $\gamma'$  [35].

## 4. Experimentální část

V experimentální části budou popsány provedené způsoby tepelného a chemicko-tepelného zpracování, způsoby jejich hodnocení a získané výsledky.

### 4.1. Zkušební materiál

Výběr zkušebního materiálu vychází z praktického použití chemicko-tepelného zpracování (nitridování) nástrojových ocelí. Nejrozšířenější aplikace jsou ve dvou směrech:

- jako podkladová vrstva před povlakováním (tzv. duplexní vrstvy) rychlořezných ocelí
- povrchová vrstva se zvýšenou odolností proti opotřebení a zvýšenou odolností proti tepelnému zatížení u nástrojů pracujících za tepla

Jako zástupce materiálů první skupiny byla zvolena rychlořezná ocel HS6-5-2-5 (19 852), z materiálů druhé skupiny byla zvolena ocel X37CrMoV5-1 (19 552).

#### Ocel HS6-5-2-5, ČSN 41 9852

Rychlořezná vysoce výkonná Mo-W-Co ocel, HS6-5-2-5, ČSN 41 9852, označení POLDI MAXIMUM SPECIAL 75MO

#### Použití:

Řezné nástroje – vysoce výkonné obráběcí nástroje s vysokou řezivostí při zvětšených nárocích na houževnatost a velkou trvanlivost pro opracování kovových materiálů o velké pevnosti a některých těžko obrobitelných materiálů, jako např. soustružnické nože, obráběcí a hoblovací nože, frézy, vrtáky, nástroje na ozubení, protahovací a protlačovací trny aj.

Tab. VIII: Chemické složení oceli 19 852 (obr. o1) [34]

Chemické složení /hmot. %/								
C	Mn	Si	P, S	Cr	Mo	W	V	Co
<b>ČSN 41 9852</b>								
0,80 - 0,90	max. 0,45	max. 0,45	max. 0,035	3,80 - 4,60	4,50 - 5,50	5,50 - 7,00	1,50 - 2,20	4,30 - 5,20
<b>Dodaný vzorek</b>								
0,86	0,30	0,31	0,020 (0,018)	4,30	4,80	6,00	1,75	4,70

#### Tepelné zpracování:

žihání na měkko	720-820 °C	ochlazování v peci
žihání ke snížení pnutí	700-750 °C	ochlazování v peci
kalení	a) 1 230-1 260 °C b) 1 200-1 230 °C	ochlazování v oleji, nebo v solné lázni 500-550 °C, příp. dmýchaným vzduchem
prokalitelnost	v celém průřezu používaných nástrojů	

popouštění a) 570-590 °C 3x až 4x ½-2 h na teplotě,  
b) 560-580 °C  
teploty přeměn A<sub>c1</sub> ~ 820-850 °C M<sub>s</sub> ~ 165-185 °C  
a) – tvarově jednoduché, hrubovací nástroje; b) – tvarově složité a jemnobřité nástroje

Tab. IX: Závislost tvrdosti na popouštěcí teplotě oceli 19 852 [34]

Závislost tvrdosti na popouštěcí teplotě						
Teplota /°C/	520	540	560	580	600	620
Tvrdot HRC	64	65	66	66	65	63

V obrazové části jsou uvedeny základní diagramy charakterizující vlastnosti oceli při tepelném zpracování:

- diagram izotermického rozpadu (obr. o2)
- tvrdost v závislosti na kalící teplotě (obr. o3)
- tvrdost v závislosti na popouštěcí teplotě (obr. o4)

Zkušební materiál byl dodán jako vývalek obdélníkového průřezu 50x65 mm. Z vývalku byly nařezány desky a tloušťce cca 12 mm. Po provedeném tepelném event. chemicko-tepelném zpracování se tyto desky rozřezaly dle náčrtu na obr. 4.1.

### Ocel X37CrMoV5-1, ČSN 41 9552

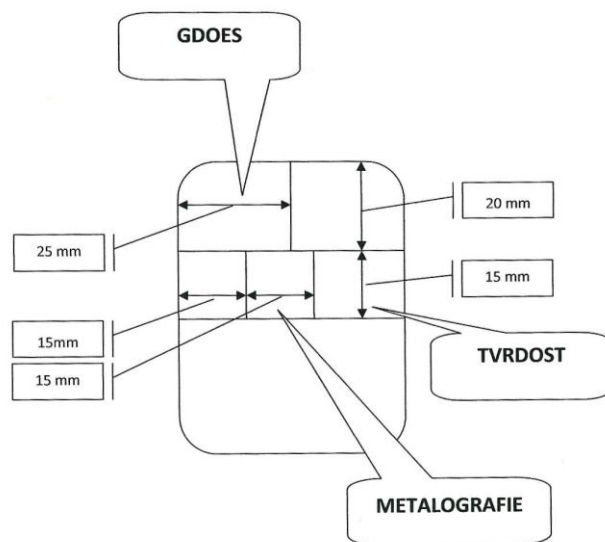
Nástrojová středně legovaná Cr-Mo-V ocel pro práci za tepla, X37CrMoV5-1, ČSN 41 9552, označení POLDI TLH

#### Použití:

Nástroje pro stříhání za tepla. Malé až velké, tepelně i mechanicky velmi namáhané nože strojních nůžek, dále střížníky a střížnice při velkých nárocích na houževnatost, zejména při stříhání materiálů větších tloušťek.

Nástroje pro tváření za tepla. Malé až středně velké, tepelně velmi namáhané zápustky i jiné nástroje pro kování na lisech při velkých nárocích na houževnatost. Nástroje je možno chladit při provozu vodou. Menší, ale i rozměrnější i velmi namáhané lisovací trny pro lisování dutých těles. Rozměrnější, velmi výkonné nástroje k protlačování Ni, Cu, Al, Mg, Zn a jejich slitin.

Formy. Menší, ale i rozměrnější, velmi výkonné, funkční části forem a lisů, pro tlakové lití Al, Mg, Zn, Pb a jejich slitin.



Obr. 4.1: Schéma rozřezu vzorků

Tab. X: Chemické složení oceli 19 552 [34]

Chemické složení /hmot. %/								
C	Mn	Si	P, S	Cr	Mo	W	V	Co
<b>ČSN 41 9852</b>								
0,32 - 0,42	0,20 - 0,50	0,80 - 1,20	max. 0,030	4,50 - 5,50	1,10 - 1,60	-	0,35 - 0,60	-
<b>Dodaný vzorek</b>								
0,42	0,36	0,98	0,018 0,001	4,79	1,20	0,01	0,44	0,01

### **Tepelné zpracování:**

žihání na měkko	720-820 °C	ochlazování v peci
žihání ke snížení pnutí	600-650 °C	ochlazování v peci
kalení	1 000-1 050 °C	ochlazovat v oleji, jednodušší nástroje
	1 000-1 050 °C	ochlazovat na vzduchu, členitější nástroje
prokalitelnost	při kalení do oleje nebo na vzduchu v celém průřezu do 150 mm	
popouštění	570-650 °C	tvrdost podle potřeby
teploty přeměn	$A_{c1} \sim 840 \text{ °C}$ $M_s \sim 280 \text{ °C}$	

Tab. XI: Závislost tvrdosti na popouštěcí teplotě 19 552 [34]

Závislost tvrdosti na popouštěcí teplotě					
Teplota /°C/	500	550	600	625	650
Tvrdost HRC	55	53	50	45	40

V obrazové části jsou uvedeny základní diagramy charakterizující vlastnosti oceli při tepelném zpracování:

- diagram izotermického rozpadu (obr. o5)
- tvrdost v závislosti na kalící teplotě (obr. o6)
- tvrdost v závislosti na popouštěcí teplotě (obr. o7)

## **4.2. Tepelné a chemicko-tepelné zpracování**

Návrh tepelného a chemicko-tepelného zpracování se snaží postihnout hlavní vlivy projevující se na výsledcích. V rámci bakalářské práce je nemožné provést variaci všech proměnných, jako např. výše a doba kalící teploty, kalící prostředí, doba a teplota popouštění, teplota, doba a složení nitridačního prostředí apod.

Pro tepelné zpracování byla zvolena jedna austenitizační (kalící) teplota. Dva způsoby kalení:

- klasické ochlazování do oleje
- kryogenní zpracování

Po kalení následuje variace tří popouštěcích teplot.

Vzorky klasicky i kryogenně zpracované a popouštěné na střední popouštěcí teplotu byly nitrinovány jak klasicky ve čpavkové atmosféře, tak iontonitridací.

### **Ocel HS6-5-2-5, ČSN 41 9852**

Tab. XII: Návrh tepelného a chemicko-tepelného zpracování oceli 19 852

Označení vzorku	Tepelné zpracování	Popouštění / °C /	Nitridace	Poznámka
RD	Dodaný stav	-	-	0
RK	Klasické	-	-	10
RK-540	Klasické	540	-	11
RK-570	Klasické	570	-	12
RK-600	Klasické	600	-	13
RK-570-N	Klasické	570	Nitridace v plynu	14
RK-570-IN1	Klasické	570	Iontonitridace 1	15
RK-570-IN2	Klasické	570	Iontonitridace 2	16
RC	Kryogenní	-	-	20
RC-540	Kryogenní	540	-	21
RC-570	Kryogenní	570	-	22
RC-600	Kryogenní	600	-	23
RC-570-N	Kryogenní	570	Nitridace v plynu	24
RC-570-IN1	Kryogenní	570	Iontonitridace 1	25
RC-570-IN2	Kryogenní	570	Iontonitridace 2	26

Vysvětlivky označení vzorků:

<i>Rx-xxx-x</i>	<i>rychlořezná ocel 19 852</i>
<i>xK-xxx-x</i>	<i>klasické tepelné zpracování</i>
<i>xC-xxx-x</i>	<i>kryogenní tepelné zpracování</i>
<i>xx-540-x</i>	<i>teplota popouštění</i>
<i>xx-xxx-N</i>	<i>nitridace v plynu</i>
<i>xx-xxx-IN1</i>	<i>iontonitridace č. 1</i>
<i>xx-xxx-IN2</i>	<i>iontonitridace č. 2</i>

Kryogenní o klasické zpracování se provádělo ve firmě COMTES FHT. Ohřev na austenitizační (kalící) teplotu probíhal následujícím režimem:

Ohřev 45 min na 450 °C/15 min, ohřev na 650 °C/10 min, ohřev 30 min na 950 °C/10 min, ohřev 30 min na 1250 °C/2 min (obr. o8). Do teploty 650 °C byl ohřev v ochranné atmosféře



dusíku, nad touto teplotou pokračoval ve vakuu. Ochlazení se dělo přetlakem dusíku 5 bar na teplotu 20 °C.

Ihned po kalení následovalo zmrazování (obr. o9). Prodleva byla 10 hodin při -160 °C.

Společné popouštění kalených vzorků se uskutečnilo při třech teplotách 540 °C, 570 °C a 600 °C a sice 3x po 1 hodině.

Klasickou nitridaci také prováděla firma COMTES FHT ve čpavkové atmosféře při teplotě 510 °C po dobu 15 hodin.

Iontová nitridace č. 1 se uskutečnila ve firmě Bodycote Liberec při teplotě 470 °C po dobu 4 hodin, za tlaku 2,5 mbar a při složení atmosféry 1:10 (N<sub>2</sub>:H<sub>2</sub>). Iontová nitridace č. 2 byl proveden v provozu firmy Bodycote Plzeň při teplotě 530 °C po dobu 12 hodin, za tlaku 2,5 mbar a při složení atmosféry 1:3 (N<sub>2</sub>:H<sub>2</sub>).

### **Ocel X37CrMoV5-1, ČSN 41 9552**

Snahou programu bylo porovnat vliv klasického a kryogenního tepelného zpracování na zpracování chemicko-tepelné, tedy nitridaci.

Tab. XIII: Označení vzorků a jejich zpracování

Označení vzorku	Tepelné zpracování	Kryogenní prodleva / hod /	Popouštění / °C /	Poznámka
WD	Dodaný stav	-	-	0
WK	Klasické	-	560	10
WC-3	Kryogenní	3	560	21
WC-6	Kryogenní	6	560	22
WC-12	Kryogenní	12	560	23
WC-24	Kryogenní	24	560	24

Vysvětlivky označení vzorků:

<i>Wx-xx-x</i>	<i>nástrojová ocel pro práci za tepla 19 552</i>
<i>xK-xx-x</i>	<i>klasické tepelné zpracování</i>
<i>xC-xx-x</i>	<i>kryogenní tepelné zpracování</i>
<i>xx-24-x</i>	<i>prodleva na kryogenní teplotě /hod/</i>
<i>xx-xx-N</i>	<i>nitridace v plynu</i>

Kryogenní a klasické zpracování se opět provádělo ve firmě COMTES FHT. Ohřev na austenitizační (kalící) teplotu probíhal následujícím režimem:

Ohřev na 450 °C/15 min, ohřev na 650 °C/15 min, ohřev na 850 °C/15 min, ohřev na 1030 °C/35 min. Ochlazování vzorků bylo do oleje.

U kryogenně zpracovaných vzorků následovalo zmrazování ihned po kalení. Zmrazování se provádělo v jednoduché kryogenní komoře ochlazovaného tekutým dusíkem. Prodlevy se pohybovaly od 3 do 24 hodin při -160 °C.

Společné popouštění kalených vzorků se uskutečnilo při teplotě 560 °C po dobu 2 hodin s následujícím ochlazením na vzduchu.

Klasickou nitridaci také prováděla firma COMTES FHT ve čpavkové atmosféře při teplotě 510 °C po dobu 35 hodin.

### 4.3. Měření tvrdosti

Pro zjištění mechanických vlastností, vzhledem k velikosti vzorku a nutnosti hodnotit povrchové oblasti, je nejvhodnější některá z vtiskových metod měření tvrdosti. Jako optimální byla vybrána Vickersova metoda. Jejími přednostmi jsou vysoká přesnost, nezávislost na použitém zatížení, jednotná stupnice pro měkké a tvrdé materiály, malá hloubka vtisku. Jako indentor používá diamantový jehlan o vrcholovém úhlu 136°. Výpočet tvrdosti se provádí podle vzorce:

$$HV = \frac{P}{F} = \frac{1,8544P}{u^2},$$

kde: P - zatížení /kp/

F – plocha vtisku /mm<sup>2</sup>/

u – úhlopříčka vtisku /μm/

Hodnota tvrdosti je závislá na měřené tloušťce vrstvy (povlaku). Obvykle se udává, že minimální tloušťka měřené součásti (vrstvy) má být větší než desetinásobek hloubky vtisku [10].

V tab. XIV jsou uvedeny parametry vtisku pro různá zatížení a tvrdost materiálu HV = 800 (cca kalená ocel).

Tab. XIV: Parametry vtisku pro různá zatížení a tvrdost HV = 800

Zatěžovací síla /kp/	60	30	5	1
Úhlopříčka vtisku /mm/	0,373	0,264	0,108	0,048
Hloubka vtisku /mm/	0,0753	0,0533	0,0218	0,0097

### Tvrdost vzorků oceli 19 852

Vzhledem k možné strukturní heterogenitě použité oceli byla Vickersova tvrdost tepelně zpracovaných vzorků oceli 19 852 měřena v mechanické laboratoři KMM na přístroji HP 250 při zatížení 60 kp. Výsledky měření jsou uvedeny v tab. XV a na grafu (obr. o10 a obr. o11).

Tab. XV: Tvrdost tepelně zpracovaných vzorků oceli 19 852 – HV60

Označení vzorku	Naměřené hodnoty	Průměr	Průměrná odchylka	Poznámka
RD	274,2; 269,1; 261,7	268,3	4,4	0
RK	835,0; 795,3; 835,0	821,8	17,6	10
RC	868,0; 868,0; 848,9	861,6	8,5	20
RK-540	887,6; 892,7; 882,7	887,7	3,4	11
RC-540	902,9; 908,1; 882,7	897,9	10,1	21
RK-570	848,9; 826,9; 826,9	834,2	9,8	12
RC-570	848,9; 868,0; 892,7	869,9	15,2	22

RK-600	731,4; 750,5; 727,6	736,5	9,3	13
RC-600	720,2; 731,4; 738,9	730,2	6,6	23

Tvrdość po kryogenním tepelném zpracování je vyšší o cca 40 HV (861,6 HV) vůči klasickému zpracování. I po popouštění zůstává tvrdość kryogenně zpracovaných vzorků vyšší než po klasickém kalení až do teploty popouštění 600 °C. Vyšší je také efekt sekundární tvrdości za popouštěcí teploty 570 °C. Od této teploty nastává prudší pokles se zvyšující se popouštěcí teplotou u kryogenně zpracovaných vzorků.

Povrchová tvrdość po chemicko-tepelném zpracování vzorků oceli 19 852 byla opět měřena v mechanické laboratoři KMM na přístroji HPO 250 při zatížení 60 kp a ve firmě COMTES FHT na přístroji Wilson Wolpert 430 SVD HV při zatížení 5 kp. Pro dobrou čitelnost vtisků musel být povrch vzorků lehce očištěn obroušením na metalografickém papíru č. 800. Výsledky měření jsou uvedeny v tab. XVI a XVII a na grafech (obr. o12 a obr. o13).

Tab. XVI: Povrchová tvrdość chemicko-tepelně zpracovaných vzorků oceli 19 852 – HV60

Označení vzorku	Naměřené hodnoty	Průměr	Průměrná odchylka	Poznámka
RK-570-N	1199,7; 1278,3; 1236,0	1238,0	26,9	14
RC-570-N	973,7; 982,4; 979,5	978,6	3,2	24
RK-570-IN1	825,9; 835,0; 853,6	838,2	10,3	15
RC-570-IN1	851,2; 860,7; 863,1	858,3	4,7	25
RK-570-IN2	1086,3; 1100,1; 1086,3	1090,9	6,1	16
RC-570-IN2	X			26

Tab. XVII: Povrchová tvrdość tepelně a chemicko-tepelně zpracovaných vzorků oceli 19 852 – HV5

Označení vzorku	Naměřené hodnoty	Průměr	Průměrná odchylka	Poznámka
RK	836,2; 927,2; 842,6	868,7	39,0	10
RC	1076; 961,3; 1062	1033,1	47,9	20
RK-570-N	1341; 1330; 1348	1339,7	6,4	14
RC-570-N	889,1; 908,0; 899,5	898,9	6,5	24
RK-570-IN1	1059; 1042; 1023	1041,3	12,2	15
RC-570-IN1	1002; 1005; 1017	1008	6,0	25
RK-570-IN2	1171; 1198; 1254	1208	30,9	16
RC-570-IN2	1120; 1158; 1211	1163	32,0	26

Naměřené hodnoty vykazují poměrně velký rozptyl. Průměrná odchylka je vyšší při použití nižšího zatížení (HV5). Nelze jednoznačně určit závislost rozptylu na druhu tepelného zpracování.

Hodnoty povrchové tvrdosti po chemicko-tepelném zpracování (nitridaci) jsou výrazně ovlivněny jeho technologií. Nejvyšší tvrdosti byly naměřeny po klasické nitridaci v plynu vzorků klasicky kalených (HV60 = 1238; HV5 = 1339,7). Povrchová tvrdost nitridovaných kryogenně kalených vzorků je nižší. Zvýšení povrchové tvrdosti vzorků po krátkodobé nitridaci (č. 1) se projeví pouze při měření tvrdosti nižším zatížením (HV5 – obr. o13). Křehkost nitridů povrchové (bílě) vrstvy ztěžovala, event. zcela znemožnila, měření tvrdosti. Při vyšších hodnotách tvrdosti a u vyššího zatížení (HV60) byly pozorovány u vtisků radiální trhliny (obr. o14 a o15). U kryogenně kaleného vzorku po iontové nitridaci č. 2 (RC-570-IN2) pro výskyt laterálních porušení (obr. o16) nebylo možno určit povrchovou tvrdost (HV60). Naměřené hodnoty povrchové tvrdosti HV5 vzorků po iontové nitridaci č. 2 nevykazovaly však výrazné rozdíly.

Na metalografických výbrusech nitridovaných vzorků byla měřena mikrotvrdość nitridované vrstvy přístrojem FM 800 zatížením 0,2 kp (HV0,2). Výsledky měření jsou uvedeny v tabulce č. XVIII a jsou znázorněny na grafu (obr. o17).

Průběh mikrotvrdości podstatně závisí na podmínkách nitridování. Největší hloubka nitridační vrstvy byla dosažena iontovou nitridací č. 2 (cca 200  $\mu\text{m}$ ). Mikrotvrdość ve vzdálenosti 50  $\mu\text{m}$  od povrchu činí 1250 HV0,2. Naopak zvýšení tvrdosti v povrchové vrstvě po iontové nitridaci č. 1 nedosahuje ani do vzdálenosti 50  $\mu\text{m}$  od povrchu a maximální mikrotvrdość nitridační vrstvy ve vzdálenosti od povrchu 25  $\mu\text{m}$  činí 900 HV0,2. U obou iontových nitridací hloubka i tvrdost nitridovaných vrstev je vyšší u vzorků po kryogenním zpracování. Vzorek nitridovaný v plynu po klasickém tepelném zpracování vykazuje výrazně nízkou mikrotvrdość i hloubku nitridační vrstvy.

Porovnání tloušťky nitridovaných vrstev je uvedeno v tab. XIX pro jednotnou tvrdost 850 HV0,2. Mimo vzorek nitridovaný v plynu po klasickém tepelném zpracování (RK-N), mají ostatní vzorky kryogenně zpracované větší hloubku nitridované vrstvy.

Tab. XVIII: Mikrotvrdość nitridovaných vzorků oceli 19 852 – HV0,2

Označení vzorku	Vzdálenost od povrchu / $\mu\text{m}$ /										
	25	50	75	100	125	150	175	200	225	250	300
RK-N	-	968	872	841	735	717	711	707	678	668	675
RC-N	-	1241	1179	999	904	903	735	708	686	692	718
RK-IN1	836	800	785	789	789	793	-	788	-	-	-
RC-IN1	908	829	842	817	837	817	-	837	-	-	-
RK-IN2	-	1236	1186	1139	978	867	841	778	749	752	738
RC-IN2	-	1259	1244	1237	1245	989	928	833	793	789	789

Tab. XIX: Tloušťka nitridované vrstvy vzorků oceli 19 852 – pro tvrdost 850 HV<sub>0,2</sub>

Označení vzorku	RK-N	RC-N	RK-IN1	RC-IN1	RK-IN2	RC-IN2
Tloušťka nitridované vrstvy / $\mu\text{m}$ /	100	160	20	40	170	195

### **Tvrdost vzorků oceli 19 552**

Vickersova tvrdost tepelně zpracovaných vzorků oceli 19 552 byla měřena podobně jako u oceli 19 852 v mechanické laboratoři KMM na přístroji HP 250 při zatížení 60 kp. Výsledky měření jsou uvedeny v tab. XX a XXI a na grafu (obr. o18).

Tab. XX: Tvrdost tepelně zpracovaných vzorků oceli 19 552

Označení vzorku	Naměřené hodnoty	Průměr	Průměrná odchylka	Poznámka
WD	180,7; 183,0; 182,0	181,9	0,8	0
WK	573,3; 548,1; 554,3	558,8	9,8	10
WC3	563,0; 540,9; 556,8	553,6	8,5	21
WC6	522,5; 545,7; 559,3	542,5	13,3	22
WC12	561,1; 548,1; 573,3	560,8	8,5	23
WC24	589,2; 537,3; 559,3	561,9	18,2	24

Tab. XXI: Povrchová tvrdost nitridovaných vzorků oceli 19 552

Označení vzorku	Naměřené hodnoty	Průměr	Průměrná odchylka	Poznámka
WK-N	997,2; 997,2; 1003,2	999,2	2,7	10
WC3-N	1009,2; 957,1; 951,1	972,5	24,5	21
WC6-N	982,4; 1015,3; 997,2	998,3	11,3	22
WC12-N	968,3; 1033,2; 1021,5	1007,7	26,2	23
WC24-N	965,1; 1030,8; 1015,3	1003,7	25,8	24

Rozdíly v tvrdosti mezi klasickým a kryogenním zpracováním není výrazný. S délkou prodlevy na kryogenní teplotě se mírně zvyšuje tvrdost. Podobný trend je i u povrchové tvrdosti, kde je patrnější vyšší rozptyl hodnot měření.

Průběh mikrotvrdosti (obr. o20) byl měřen na metalografických výbrusech nitridovaných vzorků na přístroji VMH-002V zatížením 0,2 kp (HV<sub>0,2</sub>). Výsledky měření jsou uvedeny v tabulce č. XXII a znázorněny na grafu (obr. o19).

Tab. XXII: Mikrotvrдость nitridovaných vzorků oceli 19 552

<b>Vzorek WK-N</b>								
Vzdálenost od povrchu / $\mu\text{m}$ /	50	100	160	220	280	380	480	580
Tvrđost HV0,2	1100	1051	953	673	577	563	577	572
<b>Vzorek WC-3N</b>								
Vzdálenost od povrchu / $\mu\text{m}$ /	42	82	122	162	202	242	282	362
Tvrđost HV0,2	1083	1057	995	829	670	617	574	570
<b>Vzorek WC-6N</b>								
Vzdálenost od povrchu / $\mu\text{m}$ /	85	125	165	205	245	285	365	445
Tvrđost HV0,2	1045	1011	913	659	628	567	558	551
<b>Vzorek WC-12N</b>								
Vzdálenost od povrchu / $\mu\text{m}$ /	58	98	138	178	218	258	298	458
Tvrđost HV0,2	1113	1034	100	782	660	677	594	558
<b>Vzorek WC-24N</b>								
Vzdálenost od povrchu / $\mu\text{m}$ /	33	73	113	153	193	233	273	353
Tvrđost HV0,2	1132	1100	1022	938	673	589	534	517

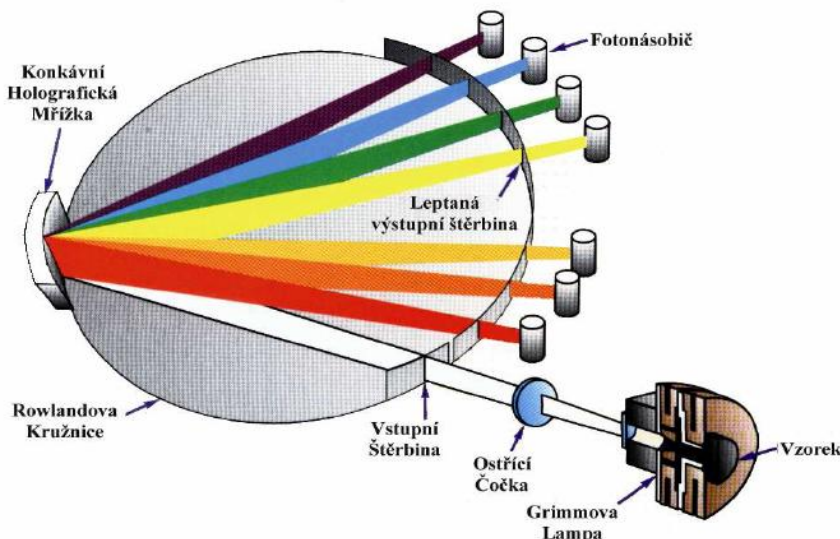
Maximální hodnoty mikrotvrđosti blízko povrchu nezávisí na předchozím tepelném zpracování. Tloušťka difúzní vrstvy je největší u vzorku klasicky kaleného. Vliv prodlevy na kryogenní teplotě na tloušťku vrstvy není podstatný. Hloubku nitridované vrstvy pro tvrđost 700 HV z křivek mikrotvrđosti uvádí tab. XXIII.

Tab. XXIII: Tloušťka nitridované vrstvy z křivek mikrotvrđosti – pro tvrđost 700 HV0,2

<b>Označení vzorku</b>	<b>WK-N</b>	<b>WC-3N</b>	<b>WC-6N</b>	<b>WC-12N</b>	<b>WC-24N</b>
Tloušťka nitridované vrstvy / $\mu\text{m}$ /	214	193	197	200	188

#### 4.4. Hlubkový profil chemického složení

Z průběhu chemického složení povrchové vrstvy možno odhadnout nejen její tloušťku, ale i strukturu a tím i její technologické a mechanické vlastnosti.



Obr. 4.2: Schéma metody GDOES

GDOES (Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy) je velmi progresivní metoda založená na optické emisní spektrometrii. Hlavní součástí přístroje je tzv. Grimmova lampa, která pracuje v režimu doutnavého výboje. Analyzovaný vzorek leží na prstenci katody lampy ve vzdálenosti 0,1 - 0,2 mm od anody (měděná trubice). Prostor měření je neustále plněn pracovním plynem argonem o tlaku 300 – 1300 Pa. Za provozu hoří v prostoru anody doutnavý výboj a vlivem rozdílu potenciálů elektrony přechází na anodu. V oblasti katody za přítomnosti argonu dochází k srážkám pohybujících se elektronů a atomů argonu k tvorbě plazmy s následnou ionizací. Kladné ionty argonu jsou vlivem elektrických sil přitahovány k vzorku. Během cesty ztratí až 70% své energie, ale i zbylá energie jim stačí k odprašování atomů vzorku.

Excitující částice produkují záření o specifické vlnové délce charakteristické pro daný prvek, které je následně analyzováno prostřednictvím optického spektrometru. Dalším následným odprašováním lze analyzovat i hlubší vrstvy materiálu a tak získat představu o složení jednotlivých vrstev. Lze tak získat koncentrační profil v závislosti na hloubce. Na obr. 4.2 je znázorněno schéma funkce metody GDOES. [17,18]

Výsledky naměřených hodnot jsou uvedeny v obrazové příloze na obr. o21 až o26 a zpracovány do tab. XXIV.

Tab. XXIV: Obsah dusíku v nitrídovaných vzorcích oceli 19 852

Označení vzorku	Obsah dusíku / hmotn. % /					Poznámka
	max.	Vzdálenost od povrchu / $\mu\text{m}$ /				
		4	10	20	40	
RK-570-N	20,65	11,30	7,42	4,57	2,95	14
RC-570-N	23,88	5,78	2,58	2,12	1,84	24
RK-570-IN1	14,99	1,20	0,75	0,26	0,00	15
RC-570-IN1	15,30	1,56	0,86	0,36	0,35	25
RK-570-IN2	19,25	9,78	6,33	3,50	2,60	16
RC-570-IN2	17,40	11,81	7,48	3,73	2,59	26

Nitridace v plynu – vzorek RK-570-N a RC-570-N (obr.o21 a o22)

U obou vzorků, klasicky (č. 14) i kryogenně (č. 24) kaleného, je patrný vyšší obsah dusíku na povrchu i větší tloušťka tzv. bílé vrstvy nitridů. Ta se jeví silnější po klasickém zpracování a také pokles obsahu dusíku je v tomto případě pomalejší. Naopak uvnitř vrstvy s vyšším obsahem dusíku dochází k vytvoření valu legujících prvků (W, Mo, Cr) i částečně uhlíku. Tento val u kryogenně zpracované oceli je posunut až do oblasti výrazného poklesu obsahu dusíku. Také obsah dusíku v difúzní oblasti je u klasického zpracování vyšší než u zpracování kryogenního. Celková hloubka nitrídační vrstvy nemohla být stanovena, neboť měření byla ukončena v hloubce cca 50  $\mu\text{m}$  zkratováním Grimmovy lampy.

Iontová nitridace č. 1 – vzorek RK-570-IN1 a RC-IN1 (obr. o23 a o24)

Charakter hloubkového profilu je výrazně odlišný od klasické nitridace a rozdíly mezi klasickým a kryogenním zpracováním nejsou patrné. I když obsah dusíku na povrchu dosahuje cca 15 %, následuje ihned prudký pokles a tak nepodporuje představu vytvoření bílé vrstvy nitridů. U obou zpracování pomalejší pokles obsahu dusíku v difúzní zóně je ukončen v hloubce cca 20  $\mu\text{m}$ . Vzorek č. 24 (po kryogenním zpracování) vykazuje zvýšený obsah dusíku i v hloubce 40  $\mu\text{m}$ , bude se pravděpodobně jednat chybné nastavení vstupních dat.

Iontová nitridace č. 2 – vzorek RK-570-IN2 a RC-570-IN2 (obr. o25 a o26)

Hloubkový profil obou vzorků je podobný a srovnatelný s profilem změn chemického složení jako u klasicky kaleného vzorku po nitridaci v plynu. Obsah dusíku na povrchu je o málo vyšší u klasicky kaleného vzorku vůči vzorku kryogenně zpracovanému, naopak pokles směrem dovnitř je strmější.

#### 4.5. Metalografické hodnocení

Světelná mikroskopie patří mezi přímé metody nejčastěji používané pro studium mikrostruktury ocelí. Mikroskopické pozorování se využívá k určení druhu, velikosti, tvaru a podílu strukturních složek, pravidelnosti jejich distribuce ve struktuře atd.

Zkoumání struktury materiálu má jak teoretický, tak i praktický význam. Umožňuje hodnotit jakost výroby kovových materiálů i jednotlivé způsoby jejich zpracování (tváření, tepelné zpracování), umožňuje posoudit vhodnost materiálu pro určitý účel použití a přispívá k poznání rozsahu i příčin nejrůznějších vad.



Příprava vzorků je dosti náročná. Způsob odběru vzorku nesmí ovlivnit jeho strukturu. Příprava metalografických vzorků se tedy skládala z broušení, leštění a vyvolání mikrostruktury. Tepelně zpracované vzorky byly nejprve broušeny za mokra na metalografických papírech o hrubosti 80 až 1200. Poté byly vzorky leštěny diamantovou pastou s velikostí diamantového zrna 3  $\mu\text{m}$ . Vyvolání mikrostruktury se uskutečnilo chemickým leptáním 3% Nitalem (3 % roztok kyseliny dusičné v etylalkoholu).

Vlastní pozorování mikrostruktur se provádělo na světelném mikroskopu Nikon Optiphot 100S s použitím software pro obrazovou analýzu Lucia. Zvětšení při metalografickém pozorování a na dokumentovaných snímcích bylo voleno dle potřeby hodnocení mikrostruktury – rozložení fází event. jejich detaily.

## **Ocel 19 852**

Základní mikrostruktura dodaného stavu obsahuje velmi jemné a rovnoměrně rozložené karbidy (obr. o27). Tmavé (troostické) oblasti jsou rovnoměrně rozloženy, zvětšení optického mikroskopu neumožňuje rozlišitelnost jednotlivých fází. V základní struktuře je však pozorovatelná velká karbidická nehomogenita. Karbidická nehomogenita se týká nejen výskytu nakupení drobnějších karbidů ve směru tváření (karbidická řádkovitost), ale i výskytu hrubých jednotlivých nedokonale rozbitých primárních karbidů (obr. o29 a o30). Ve střední části vývalku byly pozorovány i rozválcované řediny ve směru tváření (obr. o28).

Mikrostruktura kaleného stavu je obtížně lepitelná. Jsou zvýrazněny hranice austenitického zrna a malé (optimální) množství nerozpuštěných karbidů. Rozdíl mezi mikrostrukturou po klasickém (obr. o31) a kryogenním (obr. o32) kalení není výrazný. Popouštěním se zvyšuje lepatelnost metalografických výbrusů. Drobné nerozpuštěné karbidy jsou rovnoměrně rozloženy a nekopírují hranice austenitického zrna. Identifikace popouštěcích (precipitačních) karbidů je na metalografickém mikroskopu obtížná. Při teplotě popouštění 540 °C je mikrostruktura rovnoměrná, hranice austenitického zrna jsou jen málo zvýrazněny (obr. o33 a o34). Ani popouštění na teplotu 570 °C výrazně nezvyšuje nerovnoměrnost leptání, i když se počínají objevovat tmavé oblasti s možnou precipitací karbidů (obr. o35 a o36). Zvýšení těchto oblastí je patrné po teplotě popouštění 600 °C (obr. o37 a o38). Rozdílnost mikrostruktury mezi klasickým a kryogenním kalení, při pozorování v optickém mikroskopu popouštěných vzorků, nebyla dokumentována.

Nitridovaná vrstva po klasické nitridaci v plynu je zobrazena na snímcích (obr. o39 až o42). Vrstva je charakteristická zvýšenou lepatelností. Na povrchu je patrná slabá „bílá“ (spojovací) vrstva nitridů (obr. o39 a o42). V horní části vrstvy nevyšší výskyt nitridů, zejména po hranicích austenitických zrn. Homogenita vrstvy je porušena širokou spleť laterálních trhlin – rovnoběžných s povrchem (obr. o40). Stejný charakter má nitridovaná vrstva po klasickém i kryogenním kalení (obr. o41 a 42). Laterální trhliny v nitridické vrstvě se šíří ve směru rovnoběžném s povrchem a nesouvisí s výskytem karbidické fáze, ani s hranicemi původního austenitického zrna (obr. o42).

Popis nitridované vrstvy po iontové nitridaci č. 1 je obtížný vzhledem k její tloušťce (obr. o43 a o44). Vrstva je také charakteristická zvýšenou lepatelností. Není patrná povrchová „bílá“ vrstva nitridů, ani jednotlivé nitridy po hranicích zrn.

Také nitridovaná vrstva po iontové nitridaci č. 2 (obr. o45 až o46) je charakteristická laterální trhlinou. Na rozdíl od nitridace v plynu však tato trhlina není tolik rozvětvená. Lepatelnost vrstvy je také rovnoměrnější. Na povrchu se opět vyskytuje „bílá“ nitridická vrstva, je pozorován nižší výskyt nitridů, v horní části vrstvy, po hranicích původního austenitického zrna.

Tloušťka nitrídané vrstvy zjištěná měřením na metalografických výbrusech a z měření hloubkového profilu metodou GDOES (iontová nitridace č. 1) je uvedena v tab. č. XXV.

Tab. XXV: Tloušťka nitrídané vrstvy vzorků oceli 19 852

Označení vzorku	RK-N	RC-N	RK-IN1	RC-IN1	RK-IN2	RC-IN2
Tloušťka nitrídané vrstvy / $\mu\text{m}$ /	240	219,4	27	20	197	192

Hodnocení mikrostruktury na optickém mikroskopu bylo doplněno pozorováním povrchů a metalografických výbrusů na řádkovacím elektronovém mikroskopu. Pozorování bylo prováděno v laboratoři KMM na přístroji Philips XL30 ESEM.

Snímky nitrídaných povrchů jsou dokumentovány na obr. o47 až o49. Je patrný rozdílný charakter vzorku po iontové nitridaci č. 1 (obr. o48). Povrch je hladký bez viditelných nitridů. Vznik nitridů na povrchu vzorků je nejvýraznější po klasické nitridaci v plynu (obr. o47). Také po iontové nitridaci č. 2 je povrch pokryt souvislou vrstvou nitridů (obr. o49), jejich útvary jsou však vůči klasické nitridaci jemnější.

Obr. o50 dokumentuje vznik laterálních trhlin v okolí vtisku Vickersova indentoru (HV60) po měření povrchové tvrdosti iontově nitrídaného vzorku (iontová nitridace č. 2).

Metalografické výbrusy nitrídaných vrstev byly také prohlíženy na řádkovacím elektronovém mikroskopu. Na snímcích (obr. o51 až o55) je výrazná karbidická fáze a vzniklé trhliny. V nitrídané vrstvě po nitridaci v plynu jsou patrné laterální trhliny blízko povrchu (obr. o51) i ve středové oblasti nitrídané vrstvy (obr. o52). Průběh trhlin nesouvisí s rozložením karbidické fáze. Podobné rozložení trhlin je pozorováno i u vrstvy po iontové nitridaci č. 2 (obr. o53 a o54). Po iontové nitridaci č. 1 nebyly ve vrstvě pozorovány žádné trhliny (obr. o55). V oblastech blízko povrchu nitrídaných vrstev vytvořených oběma iontovými nitridacemi se jeví snížený výskyt karbidů.

## Ocel 19 552

Mikrostruktura dodaného stavu je opět po žíhání na měkko. Menší množství karbidů než u rychlořezné oceli je dokonale sbaleno do globulí (obr. o57). Jejich rozložení je celkem rovnoměrné, malé množství vytváří náznak hranic původního austenitického zrna. Snímek mikrostruktury s menším zvětšením (obr. o56 – 100x) ukazuje nerovnoměrnost chemického složení v podélném stavu – náznak řádkovitosti.

Tato nerovnoměrnost není odstraněna ani austenitizací s následným kalením a popouštěním (obr. o58). Mikrostruktura zušlechťeného stavu (obr. o59) je poměrně rovnoměrná a jemná. Neobsahuje nerozpuštěné karbidy a zvýrazněné hranice původního austenitického zrna.

Mikrostruktura nitrídané vrstvy je dokumentována na obr. o60 až o63. U všech vzorků na povrchu je patrná slabá mírně nesouvislá „bílá“ (spojovací) vrstva nitridů. Vlastní difúzní vrstva zachovává původní jehlicovitou morfologii a je charakteristická zvýšenou leptatelností. Ve struktuře – nejvíce v horní části vrstvy – jsou zvýrazněny hranice austenitického zrna a dochází k jejímu zhrubnutí. Nebyly pozorovány rozdíly v mikrostruktuře jednotlivých vzorků.

Tloušťka nitrídané vrstvy určená z metalografických výbrusů oceli 19 552 je uvedena v tab. XXVI. Rozdíly v tloušťkách jsou minimální. Největší tloušťka byla naměřena

u vzorku klasicky kaleného, naopak nejnižší u kryogenně kaleného s prodlevou 24 hodin na kryogenní teplotě.

Tab. XXVI: Tloušťka nitrídané vrstvy z metalografických výbrusů vzorků oceli 19 552

Označení vzorku	WK-N	WC-3N	WC-6N	WC-12N	WC-24N
Tloušťka nitrídané vrstvy / $\mu\text{m}$ /	315	295	310	300	273

Hodnocení mikrostruktury na optickém mikroskopu bylo opět doplněno pozorováním povrchů a metalografických výbrusů na řádkovacím elektronovém mikroskopu. Na povrchu jsou patrné stopy po obrábění, které jsou pokryté vzniklými nitridy (obr. o64). Jejich útvary jsou však vůči klasické nitrídaci rychlořezné oceli 19 852 jemnější. Obr. o65 dokumentuje vtisk Vickersova jehlanu (HV60). V okolí vtisku nejsou patrné radiální ani laterální trhliny.

#### 4.6. Metody hodnotící adhezi a kohezi

Při měření zpevnění povrchových vrstev uvedeným zpracováním se vyskytly potíže s vyhodnocením vtisků po měření tvrdosti. V některých případech se objevily trhliny v okolí vtisku a došlo i k odlupování vrstvy v jeho okolí, což znemožnilo přesné stanovení hodnot tvrdosti. Navíc při metalografickém pozorování byly objeveny laterální trhliny uvnitř nitrídané vrstvy, které svědčily o její vysoké křehkosti.

Nástroje, ať již pracují za studena nebo za tepla, nejsou namáhány pouze staticky, ale při jejich použití dochází ke změnám zatížení různou rychlostí i intenzitou. Jsou tedy namáhány dynamicky a pro jejich životnost je důležitá schopnost materiálu tlumit tyto rázy a tlumit i šíření vzniklých trhlin. Tedy otázky houževnatosti event. křehkosti materiálu.

Existuje řada metod hodnotících adhezi a kohezi vytvořených povrchových vrstev a povlaků. Jednotlivé metody se od sebe liší nejen přesností stanovení, ale i druhem povlaků a substrátu, velikostí vzorků, druhem namáhání apod.

Z hlediska způsobu porušení povrchu můžeme např. rozdělit zkoušky na:

- zkoušky vrypové – např. scratch test, zkouška mřížkovým řezem apod.
- zkoušky vnikací – Mercedes test, Vickersova tvrdost apod.
- zkoušky mechanické – odtrhem, vrubové houževnatosti apod.
- zkoušky technologické – zkouška hloubením, ohybem apod.

Vzhledem k dostupnosti zkušebního zařízení, časové náročnosti a velikosti zkušebních vzorků byly vybrány dvě metody: Mercedes test a Impact test.

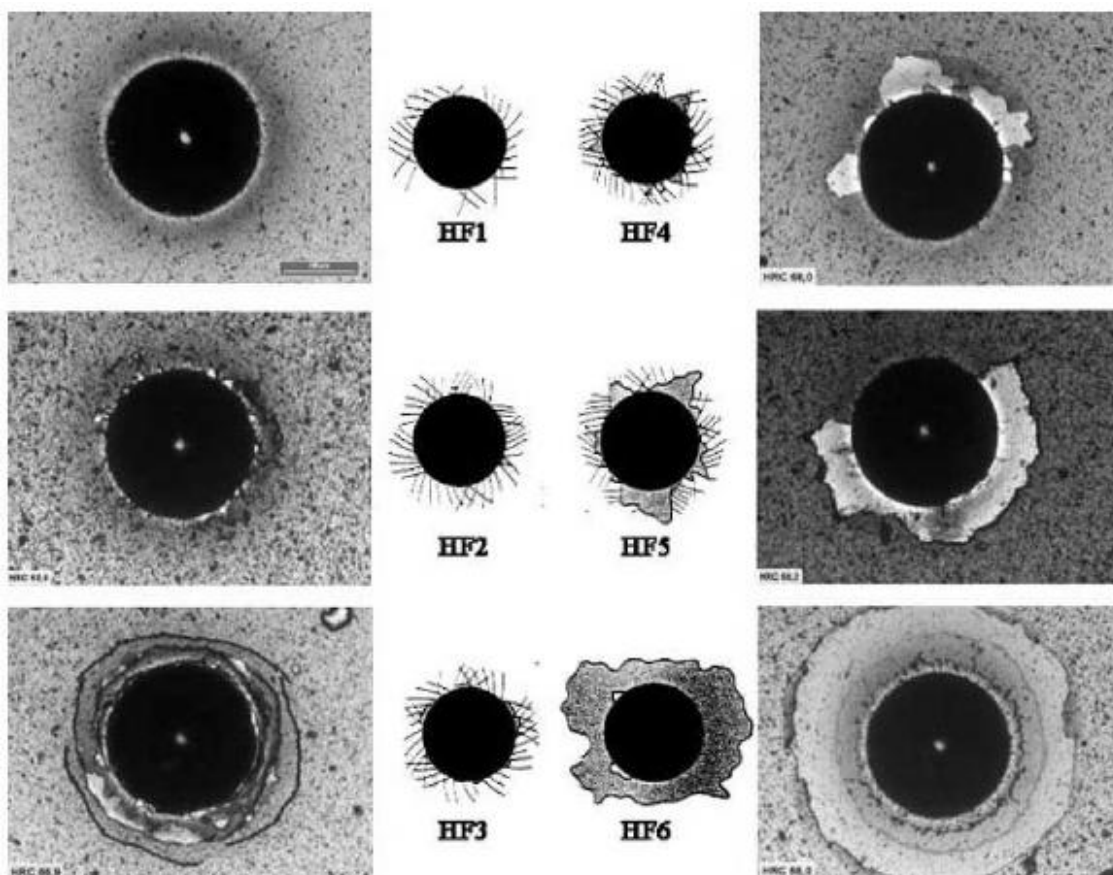
##### 4.6.1. Mercedes test

Tato metoda byla vyvinuta společností Verein Deutscher Ingenieure, VDI, (Union of German Engineers) a popisována jako **Daimler-Benz test** [28, 39]. Metoda zkoušky adhezních vlastností je založena na principu vyhodnocení okolí vtisku kuželového indentoru po klasické Rockwellově zkoušce HRC – 150 kp. K hodnocení se využívá optického mikroskopu a soudržnost (adheze) vrstvy se klasifikuje stupni HF1 až HF6 dle obr. 4.3. Slovní hodnocení jednotlivých stupňů odpovídá:

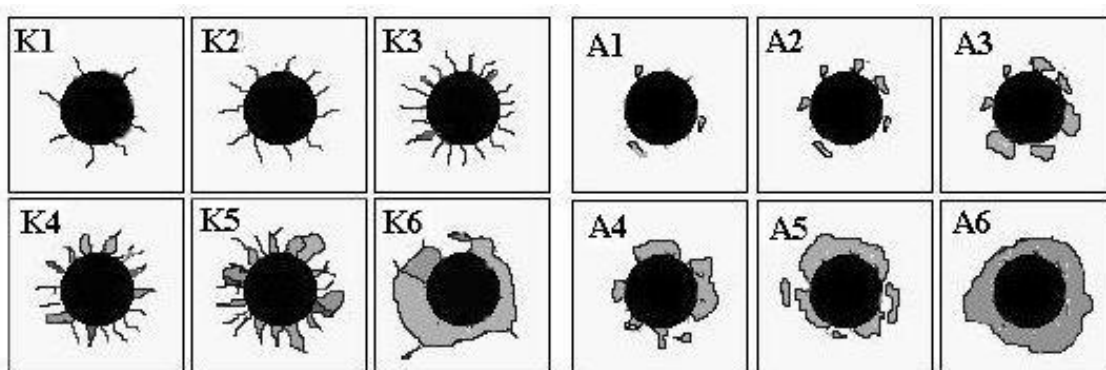
1. Žádné trhliny, žádná delaminace
2. Jednotlivé trhliny, žádná delaminace

3. Síť z trhlin, jednotlivá delaminace
4. Trhliny a vícenásobná delaminace
5. Delaminace po celém vtisk
6. Žádný nátěr ještě v deformované oblasti

Zkouška je ovlivněna tvrdostí substrátu a tloušťkou vrstvy. Proto minimální tvrdost substrátu by měla být 54 HRC a maximální tloušťka testované vrstvy by měla být 5  $\mu\text{m}$ .



Obr. 4.3: Původní etalony pro hodnocení Daimler-Benz testu



Obr. 4.4: Etalony hodnocení Mercedes testu.

Z této zkoušky vychází i **Mercedes test** [29, 30]. Používá stejný indentor i stejné zatížení. Vyhodnocení je však rozděleno na sledování výskytu množství a velikost trhlin

v okolí vtisku (K- kohezní vlastnosti) a sledování odlupování (delaminace) vrstvy (A - adhezní vlastnosti) – obr. 4.4. V práci [30] byl učiněn pokus o kvantitativní stanovení stupňů hodnocení.

Předností vnikací metody je rychlost provedení spolu s minimálními nároky na měřicí zařízení a možnost sledování chování systému přímo na zkoumaných řezných nástrojích nebo vzorcích s různou tvarovou plochou bez jinak nutné destrukce nástroje. Vyhodnocení je však méně přesné oproti metodě sledování rozvoje trhlin v závislosti na zatížení, kdy se získají přesné hodnoty síly a odpovídající velikosti trhlin. Stav povrchu, drsnost, neovlivňuje v takové míře výsledky měření jako v případě vrypové zkoušky, která kvůli co nejmenšímu ovlivnění výsledků vyžaduje povrch s nízkou hodnotou drsnosti.

Povrch zkušebních vzorků je ovlivněn jejich tepelným a zejména chemicko-tepelným zpracováním. Takovýto vzhled povrchu nezaručuje možnost hodnotit vzniklé poškození povrchu po provedených zkouškách. Povrch zkušebních vzorků bylo tedy třeba vhodně jednotně upravit, aby byla splněna výše uvedená podmínka a přitom nedošlo k výraznému narušení povrchové vrstvy.

Všechny vzorky byly:

- lehce přebroušeny na metalografickém papíru zrnitosti 800
- přešetřeny diamantovou pastou 3  $\mu\text{m}$

Výsledky Mercedes testu jsou uvedeny v tab. XXVII a na obr. o66 až o76 v obrazové části.

Graf (obr. o66) porovnává naměřené hodnoty tvrdosti HRC dosažené při prováděném Mercedes testu. Charakter výsledků odpovídá měření povrchové tvrdosti HV60. Tvrdost kryogenně zpracovaných vzorků je mírně vyšší než u vzorků klasickým zpracování. Výjimku tvoří vzorky popuštěné na 600 °C a po iontové nitridaci č. 2.

Kohezní narušení (výskyt malého počtu drobných trhlin v okolí vtisku) byl pozorován jednak u vzorků po kalení bez popuštění (obr. o67a-b), jednak u kryogenně zpracovaného vzorku po iontové nitridaci č. 1 (obr. o72b). U ostatních vzorků nebyly jednotlivé trhliny nalezeny. Snímky na obr. o74 a o75, provedené na konfokálním mikroskopu, ukazují prostorový (3D) pohled na poškození (delaminaci) okolí vtisku při Mercedes testu vzorků po nitridaci v plynu.

Výrazné rozdíly jsou patrné v hodnocení adheze. Stupeň 6 se vyskytuje u vzorků po nitridaci v plynu (obr. o71a-b) a u vzorku kryogenně zpracovaného po iontové nitridaci č. 2 (obr. o73b). U jiných vzorků delaminace (odlupování) v okolí vtisku nebyla zjištěna.

Podrobnější pohled na detaily lomové plochy umožňuje řádkovací elektronová mikroskopie (obr. o76 až o80). Kolem vtisku Rockwellova hrotu nedochází jen delaminaci (odtrhávání částic), ale i ke vzniku radiálních trhlin (obr. o76). Poškození povrchu okolí vtisku má charakter křehkého lomu, dochází ke štěpení uvnitř i po hranicích zrn (obr. o77, o78). Okraje lomové plochy jsou většinou ohraničeny ostrým stupněm (obr. o79, o80).

U oceli X37CrMoV5-1 (19 552) nebylo pozorováno žádné poškození povrchu po Mercedes testu u vzorků zušlechťených ani u vzorků po nitridaci v plynu (obr. o81a-b).

Tab. XXVII: Výsledky Mercedes testu

Zpracování	klasické -K			kryogenní - C			Poznámka
	A	K	HRC	A	K	HRC	
<b>Ocel HS6-5-2-5 (19 852)</b>							
Kaleno	0	(1)	63,3	0	(1)	64,5	R
Popuštěno 540°C	0	0	65,3	0	0	65,5	R – 540
Popuštěno 570°C	0	0	64,2	0	0	64,5	R – 570
Popuštěno 600°C	0	0	62,1	0	0	61,0	R – 600
Nitridace v plynu	6	0	67,5	6	0	69,5	R – 570 – N
Iontová nitridace č. 1	0	0	61,8	0	1	62,5	R – 570 – IN1
Iontová nitridace č. 2	0	0	60,5	6	0	67,5	R -570 – IN2

<b>Ocel X37CrMoV5-1 (19 552)</b>							
Zušlechťeno							W
Nitridace v plynu	0	0	59,0	0	0	59,0	W – N

Vysvětlivky:

A - hodnocení adheze

K – hodnocení koheze

#### 4.6.2. Impact test

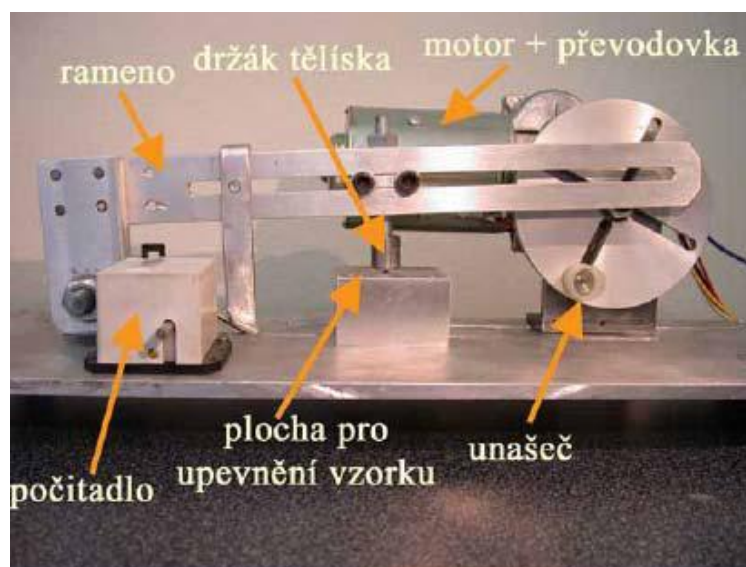
Impact test zachycuje především odolnost systému tenká vrstva – substrát proti rázovým účinkům. Impact test umožňuje testovat vybrané tenké vrstvy na únavovou pevnost, kdy je materiál vystaven již uvedeným rázovým účinkům. Impact test totiž věrněji napodobuje reálné situace, které mohou nastat během životnosti tenké vrstvy. Díky tomu může dojít k porušení tenké vrstvy i v situacích, kdy by bylo porušení tenké vrstvy při použití jiných zkoušek opotřebení obtížné.

Princip Impact testu spočívá v tom, že na povrch materiálu, který je pokryt tenkou vrstvou dopadá s pravidelnou frekvencí a pod určitým zatížením kulička z tvrdého materiálu (obr. 4.5). Frekvence nárazů stejně jako použité zatížení je předem nastaveno. Frekvence dopadů se může pohybovat v závislosti na použitém měřicím přístroji v rozmezí 1 až 50 Hz a síla zátěže od 1 do 1500 N [30].

Zátěžná síla může být sledována pomocí vložených tenzometrů. Poškození povrchu vzorku lze hodnotit například optickým, elektronovým nebo konfokálním mikroskopem. Nečistoty a částice materiálu z opotřebení kuličky a vrstvy mohou být odstraňovány proudem stlačeného vzduchu.

Vyhodnocení Impact testu je možno provést různými způsoby:

- dokumentací poškození povrchu s údaji provedené zkoušky
- graficky – závislostí míry poškození povrchu na počtu cyklů (čase) nebo zatížení zkoušky. Míra poškození povrchu může být brána jako průměr provedeného vtisku (event. objem kulového vrchlíku), případně u vrstev jako poměr delaminované plochy k celkové ploše vtisku.



Obr. 4.5: Impact tester [30]

Zkoušky Impact testu byly prováděny na zařízení (obr. 4.5) vyvinutém kolektivem KMM pod vedením doc. Dr. A. Kříže a provozovaném v laboratořích KMM.

Základní parametry zkoušky:

- indentor (dopadající tělíško) - kulička ze slinutých karbidů Ø 6 mm
- energie dopadajícího tělíška - 350, 500 a 600 daN
- frekvence úderů - 12 Hz
- počet úderů - 10 000

Naměřené velikosti (průměry) vzniklých kráterů jsou uvedeny v tab. XXVIII. Z těchto hodnot byly vypočteny hloubky ( $v$ ) a plochy ( $S$ ) kráterů, které jsou uvedeny v tab. XXIX a vytvořeny grafy na obr. o82 a o83.

Tab. XXVIII: Výsledky Impact testu

Vzorek	Zatížení								
	350 daN			500 daN			600 daN		
	$2\rho_{350}^1$	$2\rho_{350}^2$	$2\rho_{350}$	$2\rho_{500}^1$	$2\rho_{500}^2$	$2\rho_{500}$	$2\rho_{600}^1$	$2\rho_{600}^2$	$2\rho_{600}$
	/ $\mu\text{m}$ /			/ $\mu\text{m}$ /			/ $\mu\text{m}$ /		
<b>RK</b>	489,0	511,0	500,0	582,0	588,0	585,0	590,0	603,0	596,5
<b>RK-540</b>	309,0	339,0	324,0	325,0	331,0	328,0	402,0	429,0	415,5
<b>RK-570</b>	363,0	389,0	376,0	420,0	434,0	427,0	429,0	459,0	444,0
<b>RK-600</b>	399,0	386,0	392,5	474,0	523,0	498,5	531,0	550,0	540,5
<b>RK-570-N</b>	360,0	351,0	355,5	359,0	379,0	369,0	517,0	489,0	503,0
<b>RK-570-IN1</b>	449,0	461,0	455,0	449,0	481,0	465,0	514,0	528,0	521,0
<b>RK-570-IN2</b>	331,0	381,0	356,0	416,0	455,0	435,5	471,0	486,0	478,5

<b>RC-570-IN2</b>	437,0	448,0	442,5	547,0	556,0	551,5	604,0	597,0	600,5
<b>WK-N</b>	346,0	368,0	357,0	390,0	426,0	408,0	503,0	511,0	507,0
<b>WC-N</b>	499,0	507,0	503,0	519,0	505,0	512,0	516,0	534,0	525,0

$\rho_{xxx}$  - poloměr kráteru (kulového vrchlíku) při daném zatížení

Tab. XXIX: Přepočtené výsledky Impact testu

Vzorek	Zatížení					
	350 daN		500 daN		600 daN	
	v / $\mu\text{m}$ /	S / $\text{mm}^2$ /	v / $\mu\text{m}$ /	S / $\text{mm}^2$ /	v / $\mu\text{m}$ /	S / $\text{mm}^2$ /
<b>RK</b>	10,5	0,1967	14,3	0,2694	14,9	0,2801
<b>RK-540</b>	4,8	0,0825	4,5	0,0846	7,2	0,1358
<b>RK-570</b>	5,9	0,1111	7,6	0,1434	8,2	0,1550
<b>RK-600</b>	6,4	0,1211	10,4	0,1954	12,2	0,2295
<b>RK-570-N</b>	5,3	0,0994	5,7	0,1070	10,6	0,1991
<b>RK-570-IN1</b>	8,6	0,1628	9,0	0,1701	11,3	0,2136
<b>RK-570-IN2</b>	5,3	0,0996	7,9	0,1492	9,6	0,1800
<b>RC-570-IN2</b>	8,2	0,1539	12,7	0,2395	15,1	0,2838
<b>WK-N</b>	5,4	0,1007	6,9	0,1309	10,7	0,2022
<b>WC-N</b>	10,6	0,1990	10,9	0,2063	11,5	0,2169

v - hloubka kráteru (výška kulového vrchlíku)

S - plocha kráteru (plocha kulového vrchlíku)

Výpočet se prováděl dle rovnic (obr. 4.6):

$$v = r - \sqrt{r^2 - \rho^2}$$

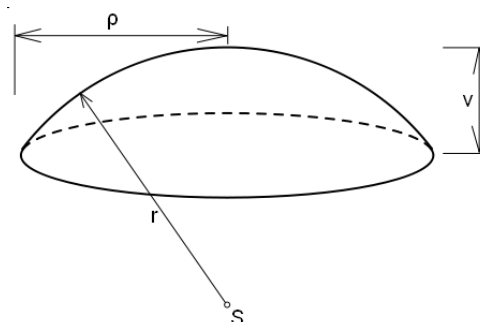
$$S = 2\pi r v$$

kde:

r – poloměr koule (poloměr indentoru)

v – výška kulového vrchlíku (hloubka kráteru)

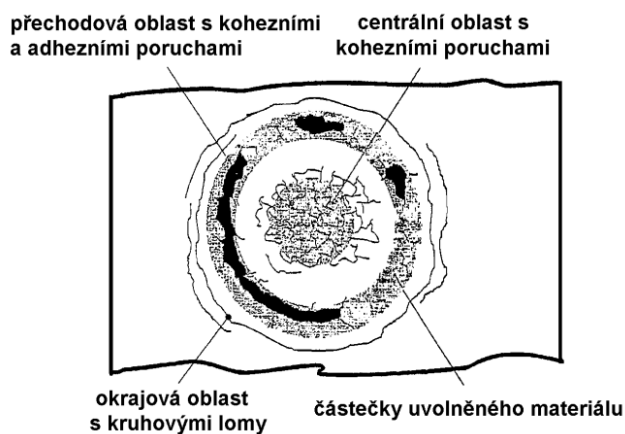
S – plocha kulového vrchlíku (kráteru)



Obr. 4.6: Schéma kulového vrchlíku



Na vzniklém kráteru lze obecně optickým mikroskopem sledovat vznik a nárůst poruch [31]. Na obrázku obr. 4.7 jsou vidět tři oblasti, centrální ve dně kráteru, přechodová ve stěně a vnější mimo kráter. V centrální oblasti se jedná jen o kohezní poruchy, vyskytující se u všech vzorků povlaků. Vznikají v důsledku extrémního tlaku v ose dopadající kuličky. Přechodová oblast poruch zahrnuje část stěny kráteru, kde dochází k částečnému vytlačení materiálů systému. Kromě kohezních poruch se objevují i poruchy adhezní. Pro odhad opotřebení a únavy systému podává tato oblast nejvíce informací.



Obr. 4.7: Model rozmístění poruch uvnitř a vně kráteru [31]

Se zvyšující se energií úderu se obecně zvětšuje velikost kráteru (obr. o83, o90). Nejvyšší přírůstek se jeví u nejvyšší používané energie 600 daN, zejména nitridovaných vzorků.

Z hlediska zpracování vzorků největší velikost kráteru vykazují vzorky rychlořezné oceli po kalení bez popouštění (obr. o82). Naopak nejmenší velikost mají krátery po popouštění oceli na 540 °C. Se zvyšující se teplotou popouštění roste velikost vzniklých kráterů. Zajímavé je chování u nitridovaných vzorků. Při nejnižším stupni zatížení (energie úderu 350 daN) je dosažená velikost kráteru mírně nižší než u vzorku bez nitridace popouštěného na 570 °C. Vysoká energie (600 daN) způsobí u nitridovaných vzorků výrazný nárůst velikosti plochy kráteru.

Nitridované vzorky oceli pro práci za tepla X37CrMoV5-1 (19 552) dosahují při energii úderu 600 daN stejné velikosti kráteru jako nitridované rychlořezné vzorky. Zajímavé jsou výsledky při nižších zatíženích. U klasiky zpracovaných vzorků jsou hodnoty velikosti kráterů podobné jako u rychlořezných ocelí a závislé na velikosti zatížení. U kryogenně zpracovaných vzorků podstatně nezávisí na velikosti zatížení.

Velikost kráterů byla měřena na optickém mikroskopu a pozorována na řádkovacím elektronovém mikroskopu. Snímky na obr. o84 až o89 ukazují krátery vzniklé po nejvyšších energiích úderů - 600 daN. Kohezní poruchy v centrální části kráteru nebyly pozorovány. Stejně tak se neobjevily kruhové ani radiální trhliny v okrajové oblasti kráterů. Nejvíce uvolněných částeček se vyskytovalo u vzorku nepopouštěného (obr. o84 a o85). Nejméně pak u vzorku popouštěného na 570 °C (obr. o86 a o87).

## 5. Diskuze výsledků a závěr

Tato bakalářská práce „Moderní metody zpracování nástrojových ocelí“ si jako základní úkoly stanovila ověření možnosti nitridace u nástrojových ocelí pro práci za tepla a zhodnocení tohoto zpracování.

### 5.1. Diskuze výsledků

V předložené práci byly sledovány dvě oceli. Podeutektoidní středně legovaná Cr-Mo-V ocel X37CrMoV5-1 (ČSN 41 9552), používaná pro nástroje pracující za tepla a rychlořezná vysoce výkonná Mo-W-Co ocel HS6-5-2-5 (ČSN 41 9852). Obě oceli jsou charakteristické přítomností výskytu sekundární tvrdosti. Získané hodnoty tvrdosti i sledovaná mikrostruktura svědčí o správné volbě tepelného zpracování a jeho provedení.

U obou ocelí bylo provedeno klasické zpracování a zpracování kryogenním ochlazením na teplotu -160 °C. Ve všech případech tvrdost po kryogenním zpracování vzrostla. Rozdíly v mikrostruktuře, sledované na světelném mikroskopu, nebyly výrazné a bylo by vhodné pro jejich identifikaci použít subtilnější metody, např. elektronový mikroskop.

Zvýšení tvrdosti po kryogenním zpracování u rychlořezné oceli HS6-5-2-5 nebylo jen přímo po zakalení (které je možno vysvětlit dokončením martenzitické transformace), ale je zachováno i při popouštěcích teplotách do 570 °C. Pak následuje rychlý pokles. Je možno se domnívat, že sice nedochází k dodatečnému rozpadu zbytkového austenitu, ale vlivem vyššího množství poruch (vnesených kryogenním zpracováním) dochází k ovlivnění rozpadu martenzitu a jemnějšímu výskytu karbidické fáze legujících prvků. Negativní projevy zvýšené difuzivity se projeví až při vyšších popouštěcích teplotách (nad 600 °C).

U oceli X37CrMoV5-1 byl sledován vliv prodlevy při kryogenní teplotě. Měření tvrdosti se provádělo až po jednotném popouštění na teplotě 580 °C. Zdá se, že pouze nejkratší doba prodlevy (3hodiny) jen málo ovlivňuje hodnoty konečné tvrdosti. Prodlužování prodlevy z šesti až do dvaceti čtyř hodin podstatně hodnotu tvrdosti nemění.

Je třeba poznamenat, že polotovar rychlořezné oceli HS6-5-2-5 měl velmi heterogenní strukturu spolu s vnitřními vadami, což svědčí o nevhodném metalurgickém zpracování, zejména tváření za tepla, které má za úkol rozdrobit a zrovnoměnit rozložení primárních (ledeburitických) karbidů. Stávající strukturní a chemická heterogenita ovlivnila i výsledky měření.

### Chemicko-tepelné zpracování

Nejběžnějšími a nejčastějšími parametry hodnocení nitridační vrstvy je její tvrdost a hloubka. Svým způsobem oba parametry spolu souvisí.

K měření povrchové tvrdosti byla, jako nejvhodnější, použita Vickersova metoda. Vzhledem k tomu, že nitridační vrstva má vysokou tvrdost a je velmi křehká, dochází v okolí Vickersova vtisku k výskytu trhlin (obr. 5.1). [22, 23, 27] Jedná se jednak o radiální trhliny vycházející z rohů vtisku a trhliny laterální (Palmqvistovy), které se šíří v povrchové vrstvě rovnoběžně s povrchem. Z měření délky indukovaných trhlin v závislosti na velikosti použitého zatížení je pak určována indexační lomová houževnatost (IFT – Indentation Fracture Toughness). Hodnocením houževnatosti se zabývala řada autorů [27], častý vztah pro výpočet je:

$$Kc = 0,0101 L/(ac^{1/2}),$$

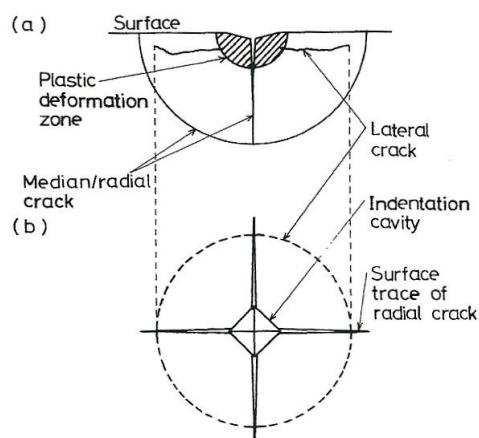
kde: L - použité zatížení, a-polovina úhlopříčky vtisku, c-součet poloviny úhlopříčky vtisku a délky trhliny.

Výskyt těchto trhlin, hlavně laterálních, u nitridačních vrstev na rychlořezné oceli komplikoval vyhodnocení povrchové tvrdosti.

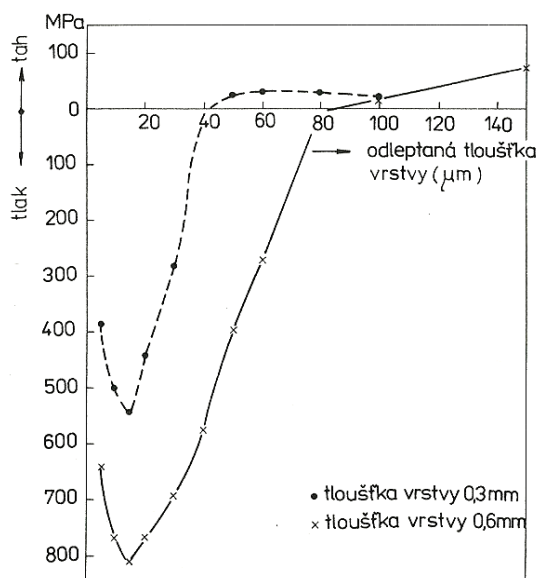
Měření hloubky nitridační vrstvy je stanoveno normou ČSN 42 0448-80. Hloubka nitridační vrstvy je určena jako vzdálenost od povrchu k ose vtisku dosahujícího předem stanovené hodnoty. Obdobná německá norma DIN 50190/74 definuje tuto tvrdost jako hodnotu o 50 HV vyšší jak tvrdost jádra. Hodnoty hloubky nitridačních vrstev, získaných touto metodou, jsou nižší než výsledky z měření metalografických výbrusů. Problematikou tohoto hodnocení je úroveň leptání a odhad rozhraní mezi difúzní vrstvou a jádrem.

Zpevnění nitridační vrstvy je dáno vstupem dusíku, jedná se zejména o zpevnění precipitační a disperzní (vzniklými nitridy) a zpevnění intersticiální (vstupem dusíku do kovové matrice). Zbytková pnutí nitridační vrstvy mají tlakový charakter (obr. 5.2) [35], což je výhodné pro zvýšení např. únavové pevnosti. Na druhé straně zpevnění vyvolává zvýšení křehkosti matrice, jejíž houževnatost je již snížena uskutečněným tepelným zpracováním (martenzitickou transformací).

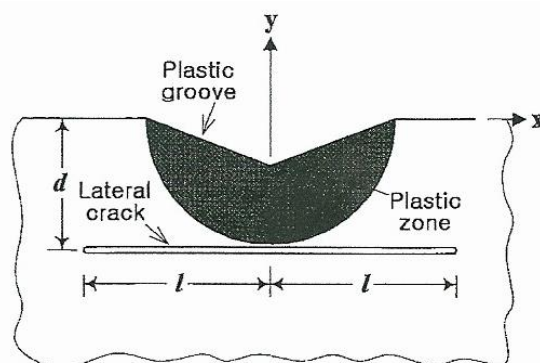
V tlustších nitridačních vrstvách rychlořezné oceli (nitridace v plynu a iontová nitridace č. 2) byly pozorovány trhliny rovnoběžné s povrchem v blízkosti povrchu a ve vzdálenosti cca 70 až 100  $\mu\text{m}$  od povrchu. U iontové nitridace byly tyto trhliny méně rozvětvené než u nitridace v plynu. U oceli X37CrMoV5-1 nebyl výskyt trhlin pozorován. Trhliny se nešíří po hranicích původního austenitického zrna, ani nesouvisí s heterogenitou karbidické fáze nebo výskytem vzniklých nitridů. Výskyt podobných trhlin byl pozorován při měření tvrdosti křehkých materiálů (obr. 5.3) [23]. Autor vysvětluje vznik těchto trhlin po odložení vlivem přerozdělení vnitřních zbytkových pnutí. Podobný typ trhlin je pozorován při vzniku pitingů při kontaktní únavě, kde největší význam pro vznik trhlin mají podpovrchové oblasti s maximem smykových napětí. Je možno



Obr. 5.1: Schéma trhlin v křehkém materiálu vytvořeném Vickersovým (a-v řezu, b-pohled shora) [22]



Obr. 5.2: Průběh pnutí v nitridovaném vzorku oceli 15 230 [35]



Obr. 5.3: Schéma plastické zóny a laterální trhliny [23]

se oprávněně domnívat, že výskyt těchto trhlin nesouvisí s obráběním povrchu před tepelným a chemicko-tepelným zpracováním, ani přímo s výskytem „bílé“ povrchové vrstvy nitridů, ale jedná se o vyčerpání plasticity tepelným zpracováním této oceli.

Obtížně lze vysvětlit i další jev. U iontově nitridovaných vrstev v blízkosti povrchu byl pozorován snížený obsah karbidické fáze. Snížení obsahu uhlíku v této oblasti potvrdila i měření hloubkových profilů složení metodou GDOES. Tento jev nebyl pozorován ve vrstvách vzniklých klasickou nitridací v plynu. Syčení dusíkem probíhá u obou metod za podobných podmínek (teplota a čas – je uvažována nitridace v plynu a iontová nitridace č. 2). Je tak těžko vysvětlit změnu difuzivity u stejné oceli a „vytlačení“ uhlíku dusíkem z této oblasti pouze při iontové nitridaci.

Dalším nejednotným chováním je vliv předchozího tepelného zpracování na tloušťku vzniklých nitridačních vrstev. U rychlořezné oceli HS6-5-2-5 (mimo vzorek s klasickým tepelným zpracováním nitridovaný v plynu, který vykazuje nízkou povrchovou tvrdost i průběh tvrdosti nitridační vrstvy) vzorky po kryogenním zpracování vykazují větší tloušťku vrstev. Dalo by se pochopit, že toto zpracování vnáší do oceli vyšší množství poruch a tím stoupá nejen tvrdost, ale i strukturní heterogenita umožňující snazší difúzi dusíku. Závislost na předchozím tepelném zpracování u oceli X37CrMoV5-1 je zcela opačná. Větší tloušťky nitridační vrstvy je dosaženo po klasickém tepelném zpracování. Vliv délky prodlevy při kryogenním zpracování je minimální.

Nitridováním se podstatně zvyšuje tvrdost povrchových oblastí. Tvrdost ve vzdálenosti od povrchu cca 50  $\mu\text{m}$  dosahuje u oceli X37CrMoV5-1 (19 552) 1 100 HV<sub>0,2</sub>; u oceli HS6-5-2-5 dokonce přes 1 200 HV<sub>0,2</sub>. Poměrné zvýšení tvrdosti je vyšší u oceli pro práci za tepla X37CrMoV5-1, vzhledem k nižší tvrdosti popuštěného jádra. Vysoké hodnoty tvrdosti zaručují i vysokou odolnost proti opotřebení a tím i prodloužené životnosti nástroje. Na druhé straně je zvýšení tvrdosti vykoupeno snížením plasticity, tj. křehkolomových vlastností v nitridační vrstvě, což bylo pozorováno zejména u rychlořezné oceli.

Nástroje pro zpracování za tepla však nepracují při statickém zatížení, ale jsou dynamicky namáhány. Ať již jde o namáhání kontaktní únavou nebo namáhání tepelnými cykly. Životnost nástrojů tedy bude limitována hlavně velikostí odporu proti šíření trhliny.

Hodnocení nitridovaných vrstev metodou Mercedes test ukázalo zajímavé výsledky. Jedná se v podstatě o měření tvrdosti metodou HRC. Hodnotí se však zejména porušení okolí provedeného vtisku.

Naměřená tvrdost dle HRC souhlasí s provedeným měření HV60. Porušení okolí vtiskuje trochu rozdílné. Porušení souvisí s velikostí a rozložením deformace provedením vtisku. Při metodě HV60 je menší zatížení a koncentrace vnesených napětí do oblastí hrotů vtisku, kde se u nitridovaných vzorků rychlořezné oceli objevují radiální trhliny, případně dochází k delaminaci okolí vtisku (RC-570-IN2). Zatížení použité při Mercedes testu je 150 kp, tedy i porušení okolí vtisku je výraznější.

Nitridovaná vrstva vzniká difúzním procesem, tzn., že základní matrice je nasycována dusíkem - jehož koncentrace se od povrchu směrem dovnitř plynule snižuje – nevytváří se – mimo tzv. bílé vrstvy nitridů – na povrchu heterogenní povlak jako např. u metody PVD. Reakce na provedený Mercedes test je proto trochu rozdílná. Nedochozí k oddělení adhezního a kohezního chování. V okolí provedeného vtisku (u nitridovaných vzorků N a IN2) se projevují jak radiální trhliny, tak odlupování částeček povrchu. Odlupování částeček povrchu neprobíhá pod nitridovanou vrstvou, ale uvnitř. Povrchová tvrdost u těchto vzorků dosahuje hodnot vyšších jak 67 HRC.

Odolnost proti adheznímu event. abrazivnímu opotřebení je úměrná tvrdosti materiálu. Jak naznačuje již Mercedes test, nebude tomu vždy, zejména při dynamickém cyklickém namáhání (kontaktní únava). Potvrzují to i výsledky Impact testu.

U ninitridovaných vzorků rychlořezné oceli jsou výsledky předpokládáné. Se zvětšující energií úderu roste i velikost kráteru. Velikost vzniklého kráteru u kaleného nepopouštěného vzorku je větší, dá se předpokládat vyšší vnitřní pnutí (i když je možno uvažovat působení zbytkového austenitu, který však nebyl sledován).

Chování nitridovaných vzorků přímo nesouvisí s jejich tvrdostí. U zkoušek s nejnižší energií úderu (350 daN) velikost kráteru zůstává event. je jen o málo menší než u vzorků ninitridovaných. Při vysoké energii úderu (600 daN) však velikost kráteru podstatně vzrůstá. Závislost na tloušťce nitridované vrstvy není výrazná. Dá se předpokládat, že se projevuje křehkost vrstvy a tím neschopnost tlumení úderů a šíření vzniklých porušení (trhlin).

Impact test nitridovaných vzorků oceli 19 552 ukazuje, že velikost kráterů při zkouškách s energií úderu 600 daN je podobná jako u nitridované rychlořezné oceli, navíc, neobjevují se poškození při provedeném Mercedes testu.

## 5.2. Závěry

Výsledky této práce možno shrnout do těchto stručných závěrů:

- vlastnosti nitridované vrstvy závisí na složení oceli a parametrech nitridačního procesu
- zpevnění kryogenním zpracováním rychlořezné oceli HS6-5-2-5 je zachováno do popouštěcí teploty 570 °C
- v nitridačních vrstvách oceli HS6-5-2-5 se vyskytují laterální trhliny
- u oceli X37CrMoV5-1 nebylo pozorováno poškození nitridační vrstvy
- pro hodnocení životnosti nitridovaných nástrojů je potřebné zjištění chování nitridované vrstvy při dynamickém namáhání
- zkoušky Mercedes testu u nitridované rychlořezné oceli potvrzují kohezní i adhezní poškození okolí vtisku
- nitridované vzorky oceli 19 552 nezjistily po Mercedes testu poškození
- provedené zkoušky Impact testu nitridovaných vzorků rychlořezné oceli 19 852 vykazaly větší velikost kráterů než u vzorků než nenitridovaných

## **Poděkování**

Tato práce vznikla díky podpoře projektu MPO 2A-3TP1/097 „Moderní zpracování nástrojových ocelí“.

Děkuji vedoucímu bakalářské práce Ing. Václavu Krausovi, CSc., který mi v průběhu řešení velmi ochotně pomáhal s řadou problémů, dále děkuji za projevenou ochotu a příjemnou spolupráci. Děkuji také konzultantovi Ing. Pavlu Šuchmannovi z firmy COMTES FHT za cenné rady a odbornou pomoc.

## Seznam použité literatury

- [1] KRAUS, V. *Tepelné zpracování a slinování*. Plzeň: ZČU, 2000
- [2] KRAUS, V. *Technologie tepelného zpracování I*. Plzeň: ZČU, 1992
- [3] PŘIBIL, E. a kol. *Nástrojové oceli POLDI a jejich použití - I. díl*. Praha: SNTL, 1986
- [4] PŘIBIL, E. a kol. *Nástrojové oceli POLDI a jejich použití - II. díl*. Praha: SNTL, 1986
- [5] ČESÁNEK, Z. *Tepelné zpracování ocelí pro práci za studena*, bakalářská práce. KMM FST ZČU v Plzni, 2009
- [6] VOBER, J. *Tepelné zpracování rychlořezných ocelí*, bakalářská práce. KMM FST ZČU v Plzni, 2009
- [7] JURČI, P. *Vlastnosti nástrojových ocelí – habilitační přednáška ČVUT*
- [8] SKÁLOVÁ, J., KOUTSKÝ, J., MOTYČKA, V. *Nauka o materiálech*. Plzeň: ZČU, 2003
- [9] HLUCHÝ, M., KOLOUCH, J. *Strojírenská technologie I*. Praha: Scientia, 2002
- [10] PTÁČEK, L. a kol. *Nauka o materiálu I. a II.* Brno: CERM, 2003
- [11] PLUHAŘ, J. a kol. *Nauka o materiálech*. Praha: SNTL, 1989
- [12] VÁVRA, LEINVEBER, *Strojnické tabulky*. Praha: ALBRA, 2003
- [13] MORÁVEK, O. *Nástrojové materiály a tepelné zpracování nástrojů*. Praha: SNTL, 1975
- [14] JECH, J. *Tepelné zpracování ocelí: metalografická příručka*. Praha: SNTL, 1983
- [15] ŠUCHMANN, P., DUCHEK, M.: *Influence of Deep Cryogenic Treatment on Hardness and Thickness of Nitrided Layers*, project TECTECH, COMTES FHT, 2010
- [16] FAJT, J.: *Jak ovlivní výrobce životnost tvářecích nástrojů*, Metal 2009 - 19.–21.5.2009, Hradec nad Moravicí
- [17] VNOUČEK, M.: *Hodnocení tenkých vrstev - nitridická vrstva substrátových systémů*, Metal 2008 - 13.–15.5.2008, Hradec nad Moravicí
- [18] VNOUČEK, M. *Měření kombinovaně vytvářených vrstev metodou GDOES*, Vrstvy a povlaky 2007: 6.mez. metal. konference: 29.-30.10.2007. Rožnov pod Radhoštěm, DIGITAL GRAPHIC, TRENČÍN: Říjen, 2007, s.141-145. ISBN 978-80-969310-4-0.
- [19] JURČI, P., HUDÁKOVÁ, M.: *Povrchové zpracování PM oceli Vanadis 6 plasmovou nitridací a povlakováním CrN*, Metal 2007 – 22.–24.5.2008, Hradec nad Moravicí
- [20] JURČI, P.: *Chemicko-tepelné zpracování ledeburitických nástrojových ocelí pro práci za studena*, Metal 2009 - 19.–21.5.2009, Hradec nad Moravicí
- [21] TAKAKURA, E., HORIBE, S.: *Indentation Fatigue of Silicon Carbide and Silicon Nitride*, *Materials Transactions, JIM, Vol. 32, No. 5 (1991), pp. 495-500*
- [22] TAKAKURA, E., HORIBE, S.: *Indentation Fatigue of Silicon Carbide and Silicon Nitride*, *Materials Transaction, JIM, vol. 32, No. 5, 1991*
- [23] AHN, Y., CHO, N., LEE, S., LEE, D.: *Lateral Crack in Abrasive Wear of Brittle Materials*, *JSME International Journal, Series A, vol. 46, No. 2, 2003*
- [24] TERRES, M.A., MOHAMED, S.B., SIDHOM, H.: *Influence of ion nitriding on fatigue strength of low-alloy (42CrMo4) steel: Experimental characterization and predictive approach*, *International Journal of Fatigue 32, 2010*
- [25] LESKOVŠEK, V., KALIN, M., VIŽITIN, V.: *Influence of deep-cryogenic treatment on wear resistance of vacuum heat-treated HSS*, *Vacuum 80, 2006*



- [26] OPPENKOWSKI, A., WEBER, S., THEISEN, W.: *Evaluation of factors influencing deep cryogenic treatment that affect the properties of tool steels*, Journal of Materials Processing Technology 210, 2010
- [27] SVITÁKOVÁ, E.: *Lomová houževnatost žárově stříkaných povlaků*, diplomová práce, KMM FST ZČU v Plzni, 2005
- [28] SKRBEK, J.: *Testování řezivosti vybraných druhů PVD povlaků pro frézování*, diplomová práce VUT Brno, 2009
- [29] MATHESIUSOVÁ, R.: *Tribologické vlastnosti otěruvzdorných vrstev na bázi uhlíku*, diplomová práce, ZČU v Plzni, 2011
- [30] VOBER, J.: *Teplotní degradace tenkých otěruvzdorných vrstev*, diplomová práce, ZČU v Plzni, 2007
- [31] FOŘT, J.: *Charakterizace nanostruktur deponovaných PVD a CVD technologiemi*, doktorská práce, VUT v Brně, 2009
- [32] BAŠEK, O.: *Mobilní zařízení pro povrchové kalení*, diplomová práce, VUT v Brně, 2010
- [33] NĚMEČEK, S.: *Ochrana povrchu laserovým zpracováním*, příspěvek, MATEX PM, Praha
- [34] FÜRbacher, I. *Softwarový lexikon kovů: se zahraničními ekvivalenty: uživatelský manuál: verze 1.8 říjen 2009*. Praha: Verlag Dashöfer, 2009
- [35] HOLEMÁŘ, A., HRUBÝ, V.: *Iontová nitridace v praxi*, Praha: SNTL, 1989
- [36] <http://www.cryo-centrum.cz>
- [37] <http://www.azprokal.cz>
- [38] <http://www.thyssenkrupp-ferrosta.cz>
- [39] <http://www.pvd-coatings.co.uk/pvd-coating-technology/testing-equipment/rockwell-adhesion-tester/>
- [40] <http://www.bolzano.cz>

## **OBRAZOVÁ ČÁST**

## OSVĚDČENÍ o JAKOSTI:

PROGRESE METAL s.r.o. Železná 685/24, 619 00 Brno Tel: 543 250 704-5 Fax: 543 250 704-5	IČO 26914204 DIČ CZ26914204 www.progrese.cz e-mail: progrese@progrese.cz
--	---

Datum: 16.9.2010

Odběratel:

*Západní čes. univerzita  
v Plzni*

Název materiálu: ocel  
Číslo vzorku: E441  
Rozměr: 65x50  
Hmotnost: 39 kg

ČSN: 19852  
DIN:

### Chemické složení

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
0,86	0,30	0,31	0,020	0,018	4,20	

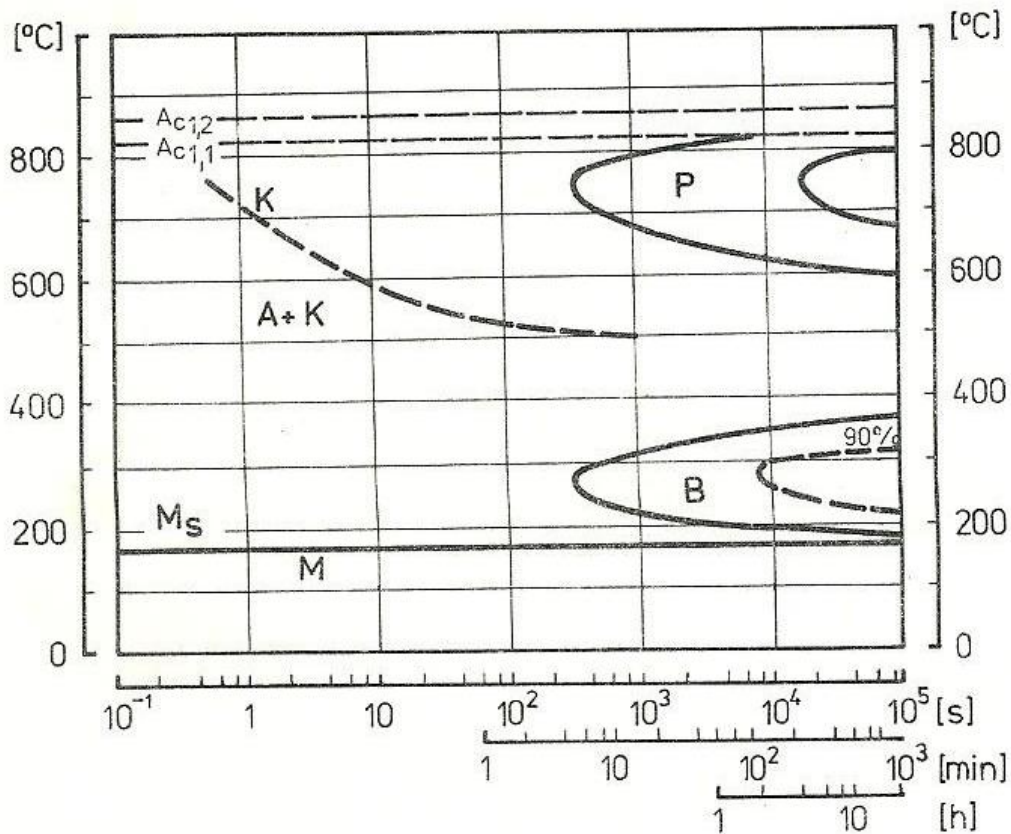
Mo	V	W	Ti	Cu	Sn	Nb
4,80	1,75	6,00				

Co	Al	B				
4,70						

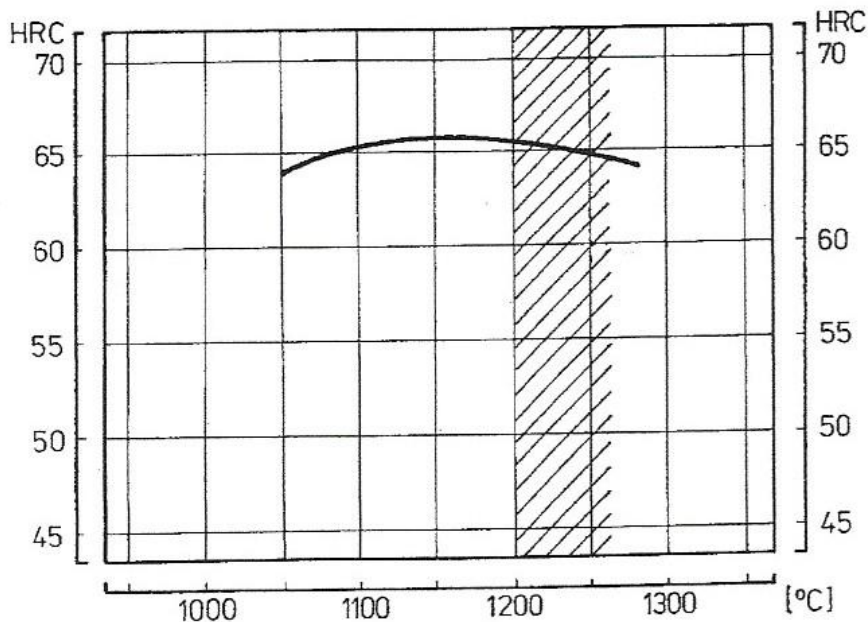
PROGRESE METAL s.r.o.  
Železná 685/24  
619 00 Brno

Podpis a razítko zodpovědné osoby

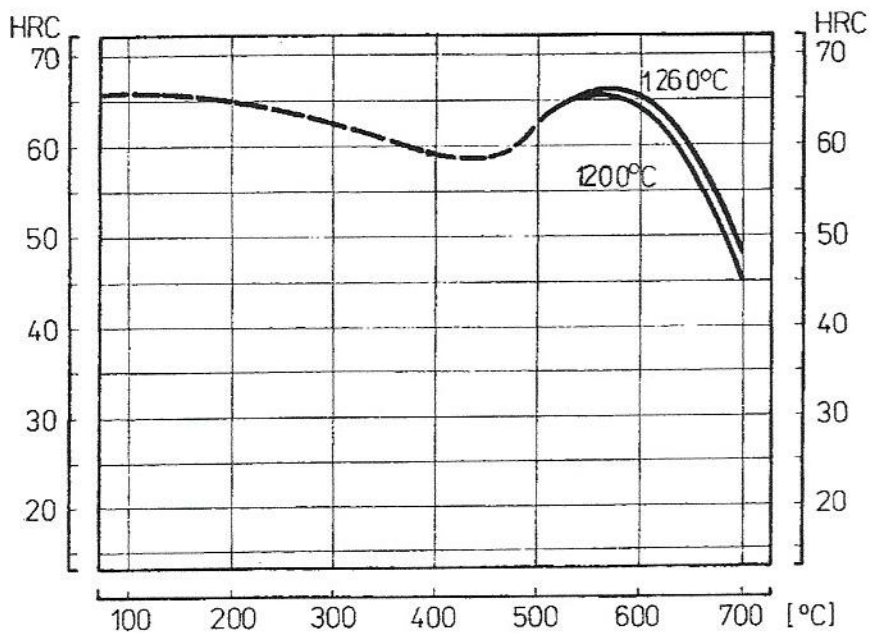
Obr. o1: Chemické složení oceli 19 852



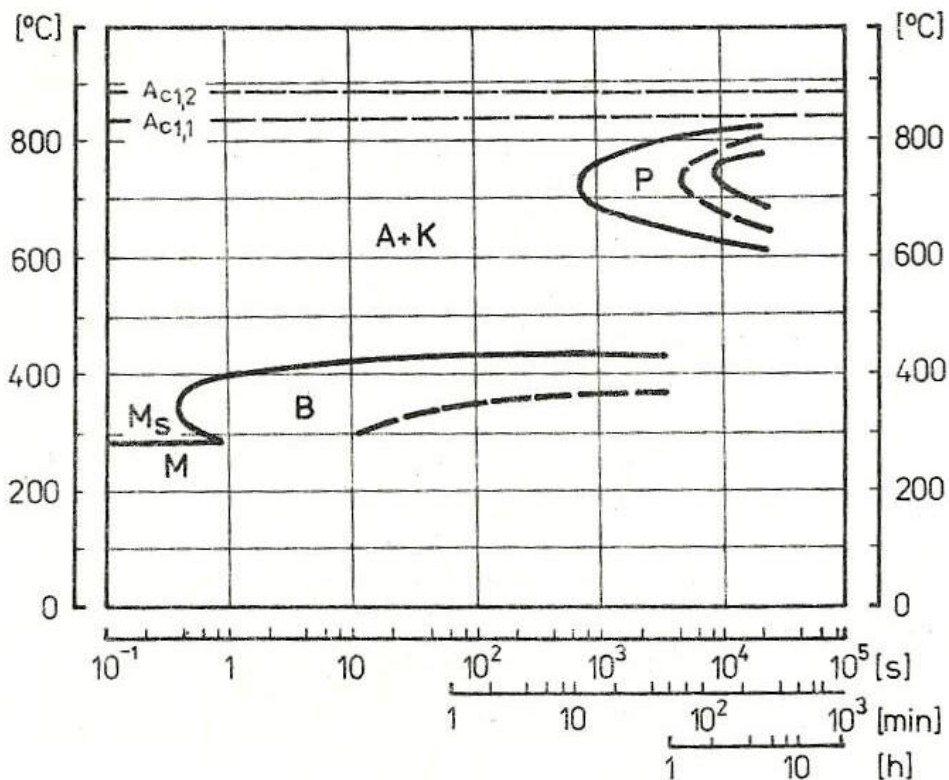
Obr. o2: Závislost tvrdosti na kalící teplotě oceli 19 852 (austenitizační teplota 1230 °C) [3]



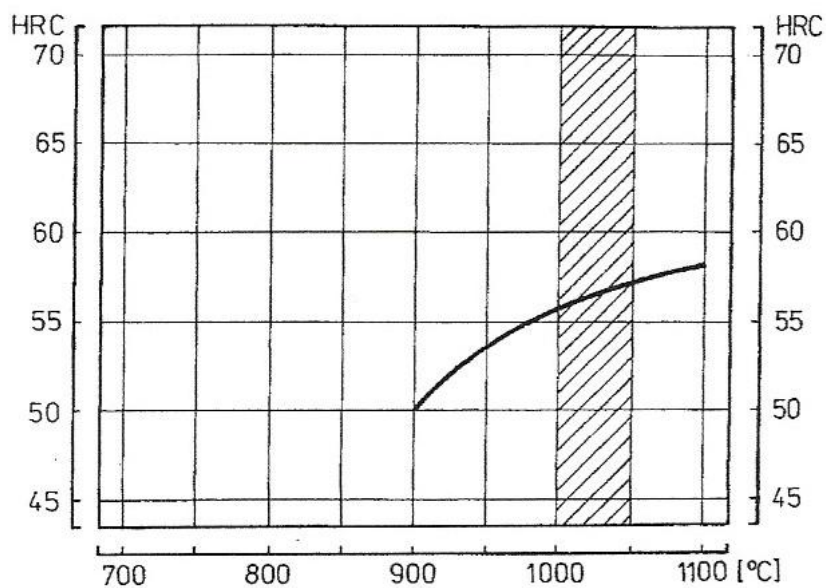
Obr. o3: Závislost tvrdosti na kalící teplotě oceli 19 852 [3]



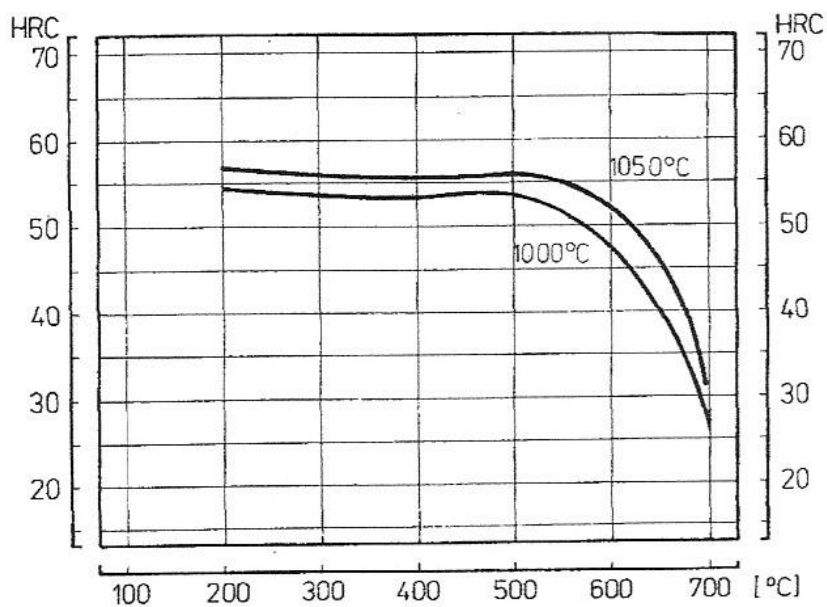
Obr. o4: Závislost tvrdosti na popouštěcí teplotě [3]



Obr. o5: Diagram izotermického rozpadu oceli 19 552 (austenitizační teplota 1050 °C) [3]

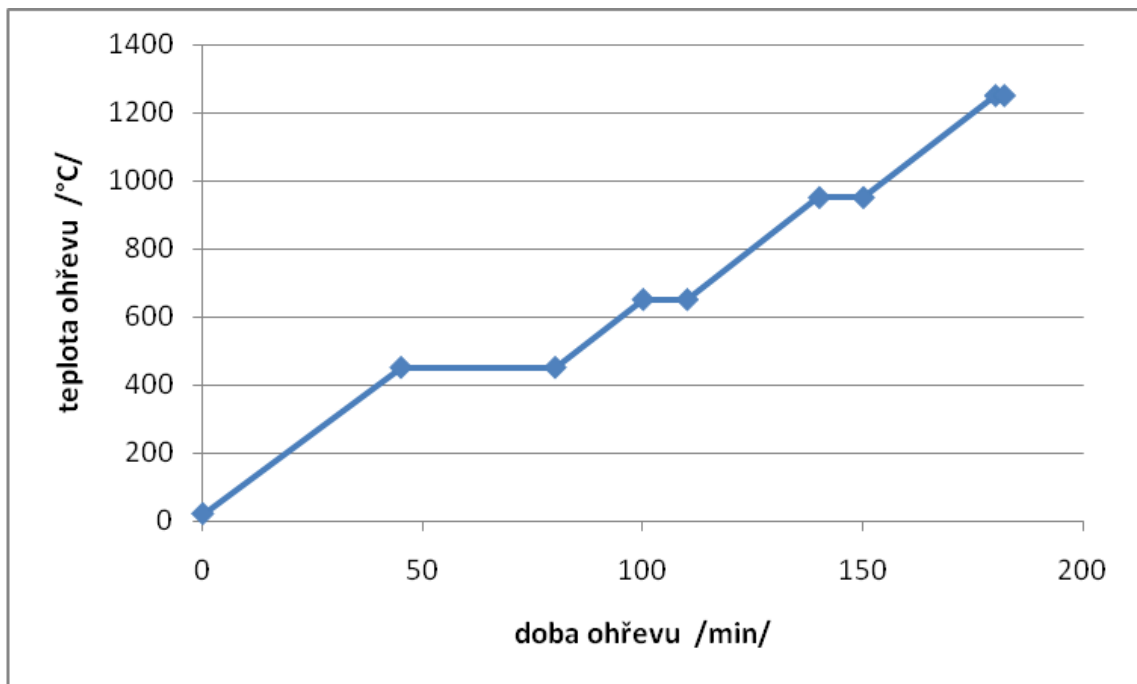


Obr. o6: Závislost tvrdosti na kalící teplotě oceli 19 552 [3]



Obr. o7: Závislost tvrdosti na popouštěcí teplotě oceli 19 552 [2]

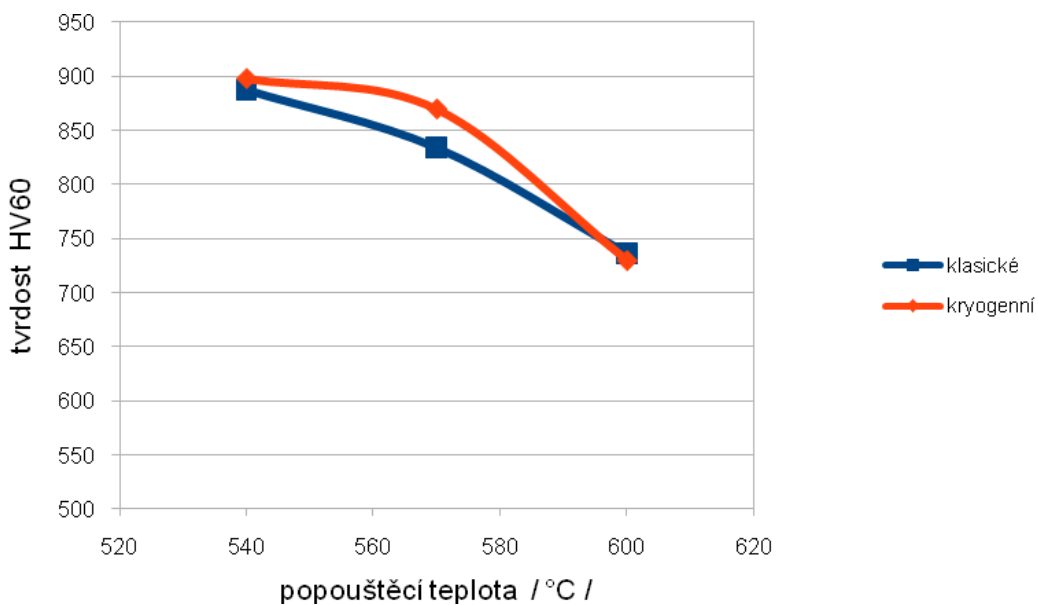




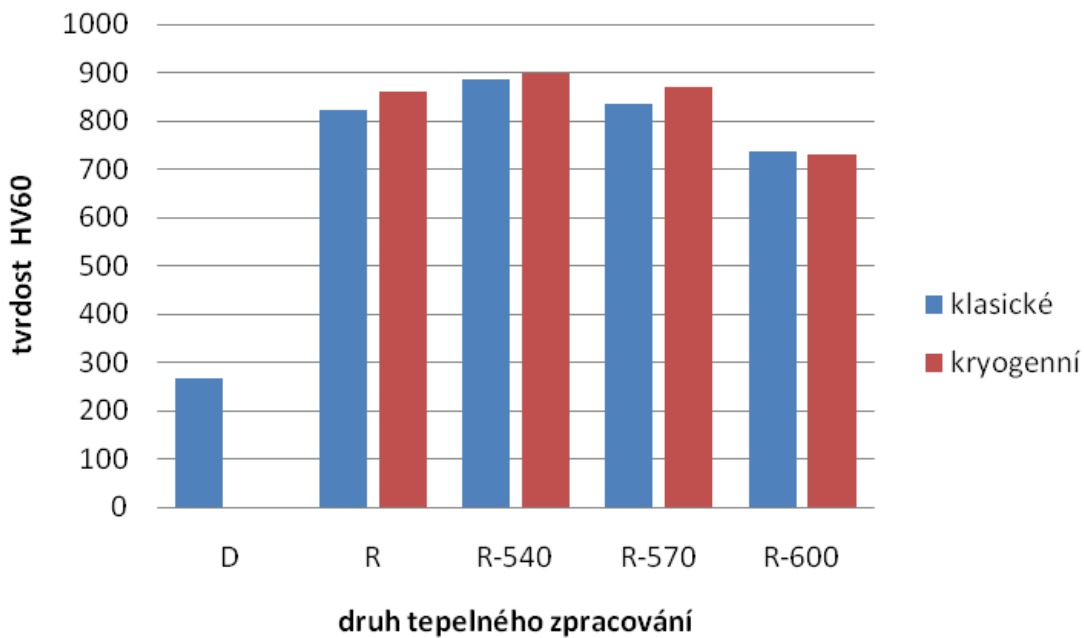
Obr. o8: Režim ohřevu oceli 19 852 na austenitizační teplotu



Obr. o9: Záznam kryogenního ochlazování oceli 19 852

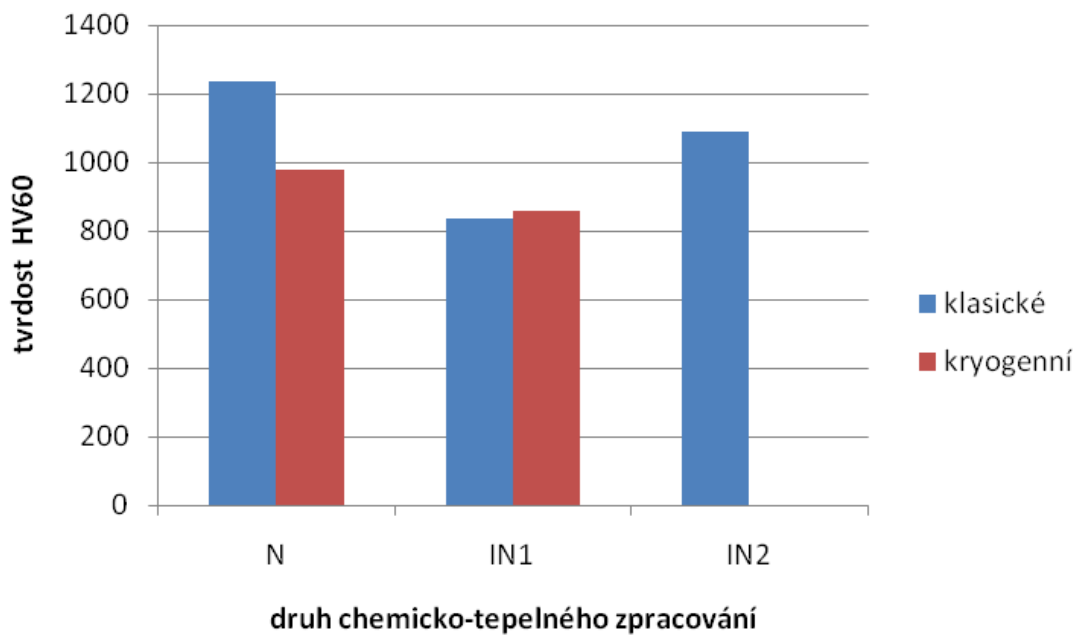


Obr. o10: Tvrdost tepelně zpracovaných vzorků oceli 19 852

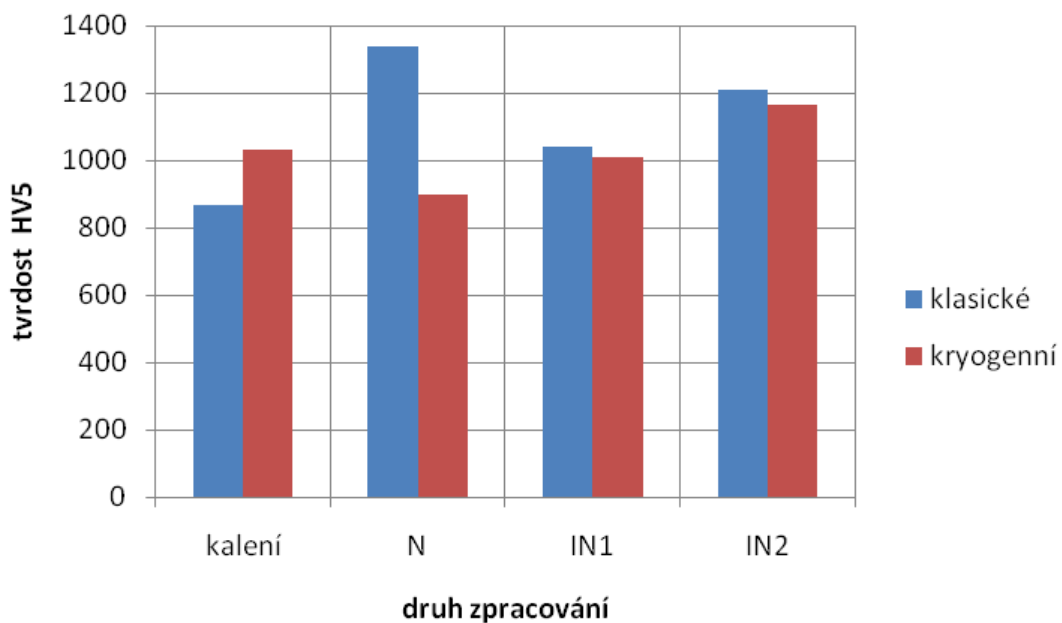


Obr. o11: Tvrdost tepelně zpracovaných vzorků oceli 19 852

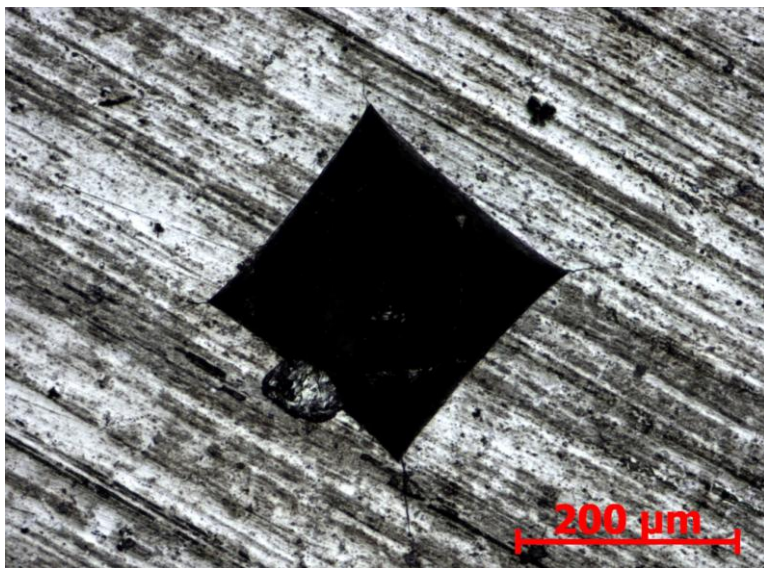




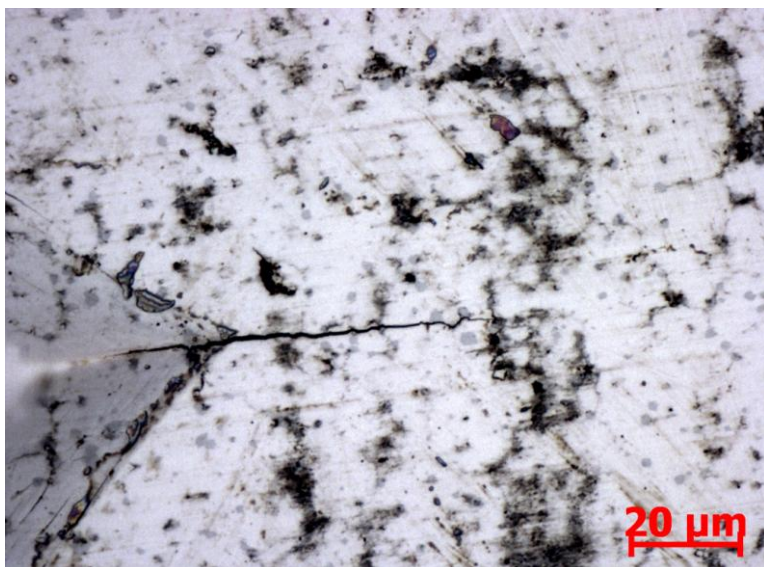
Obr. o12: Povrchová tvrdost po chemicko-tepelném zpracování vzorků oceli 19 852 – HV60



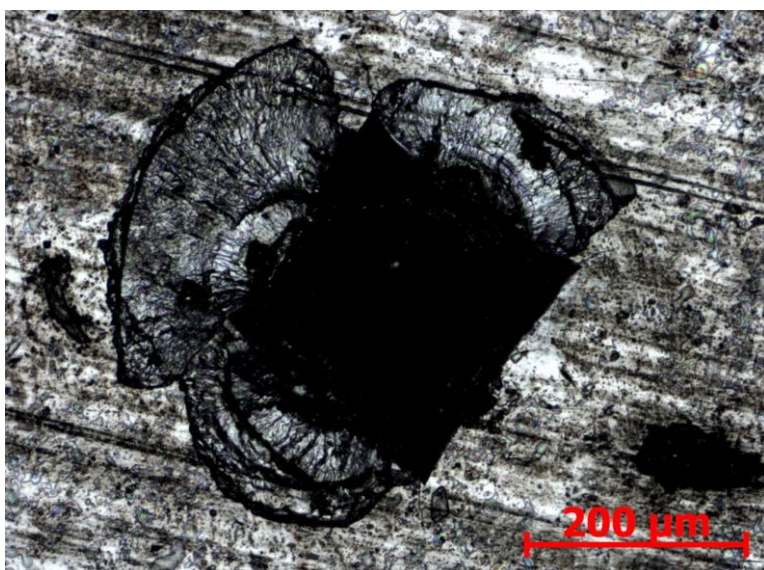
Obr. o13: Povrchová tvrdost vzorků oceli 19 852 – HV5



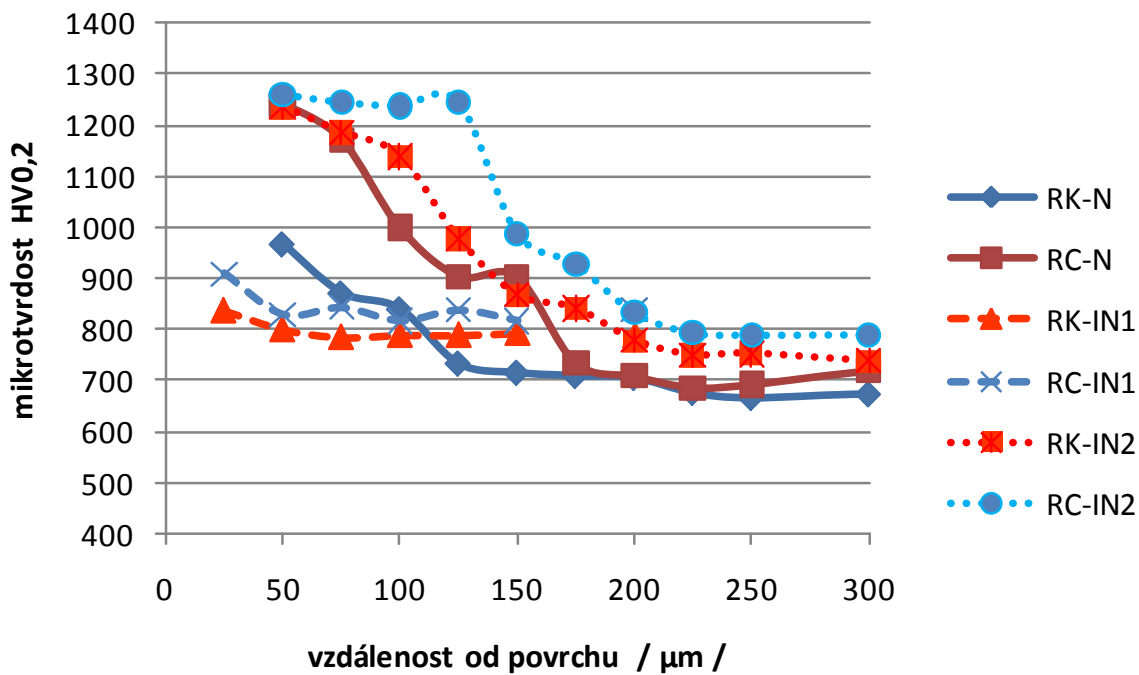
*Obr. o14:*  
*Vtisk HV60*  
*vzorek RK-570-IN2*  
*zv. 100x*



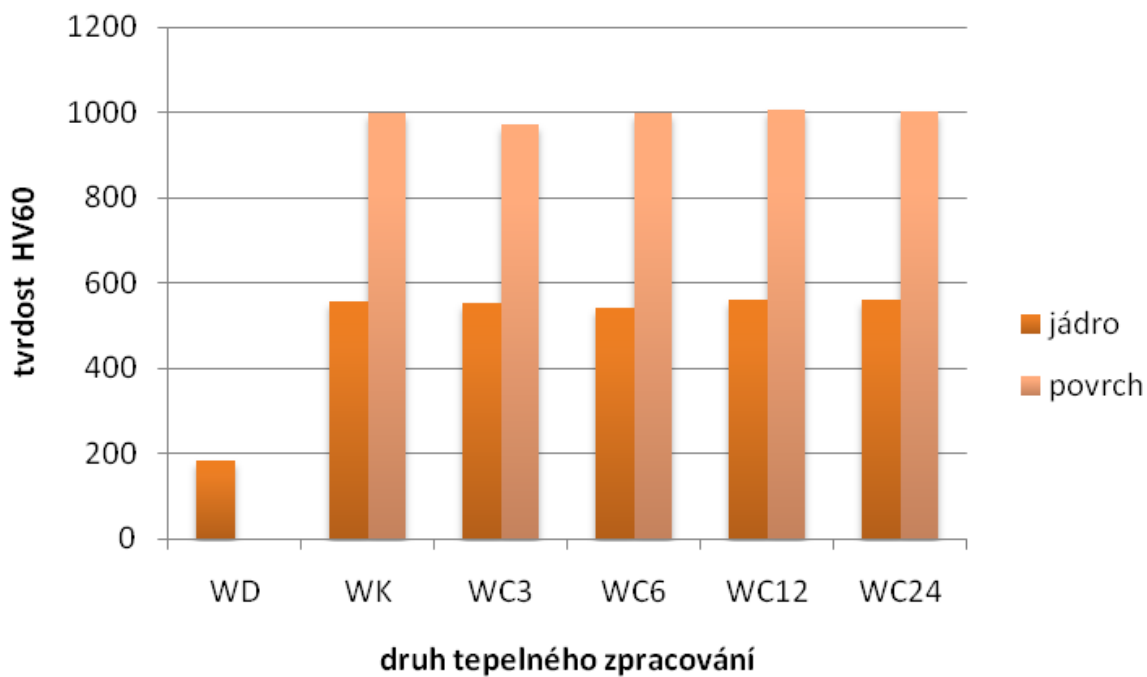
*Obr. o15:*  
*Detail radiální trhliny*  
*vzorek RK-570-N*  
*zv. 500x*



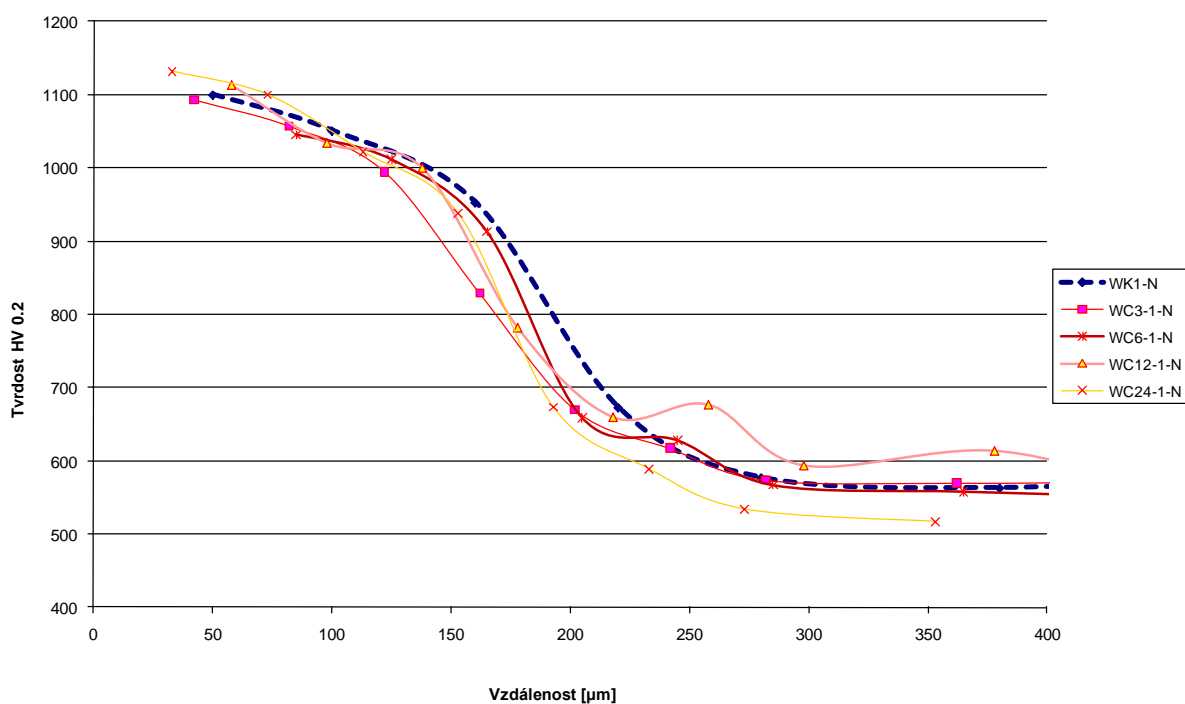
*Obr. o16:*  
*Vtisk HV60*  
*vzorek RC-570-IN2*  
*zv. 100x*



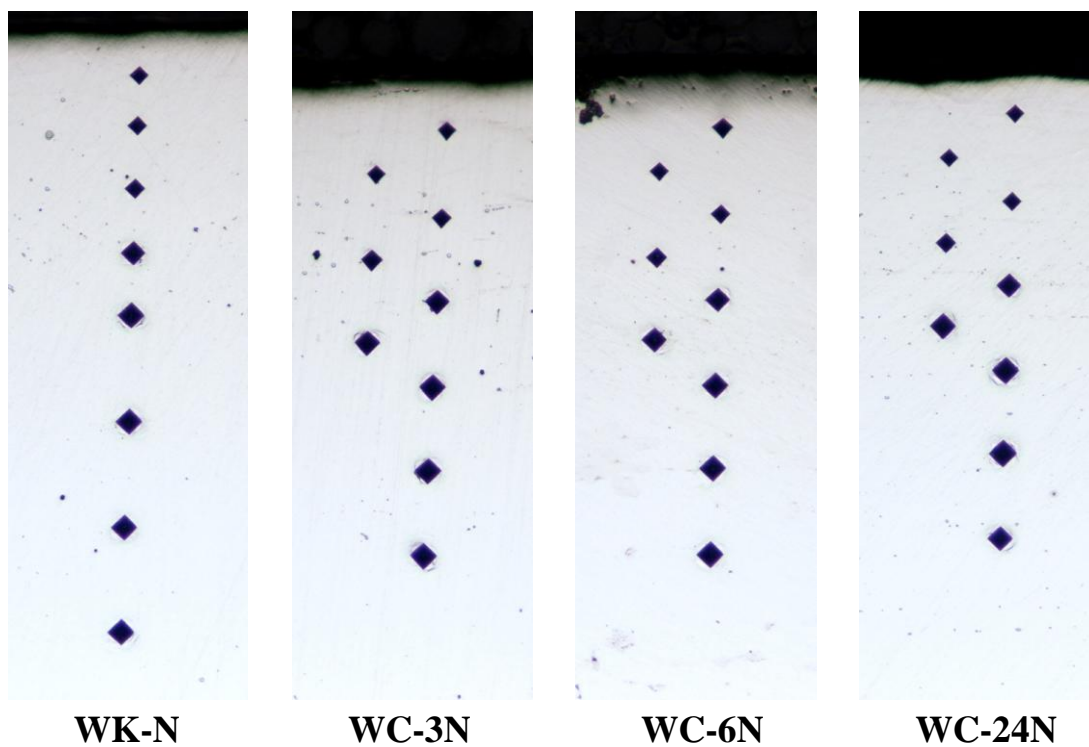
Obr. o17: Průběh mikrotvrdoosti v nitridovaných vrstvách vzorků oceli 19 852



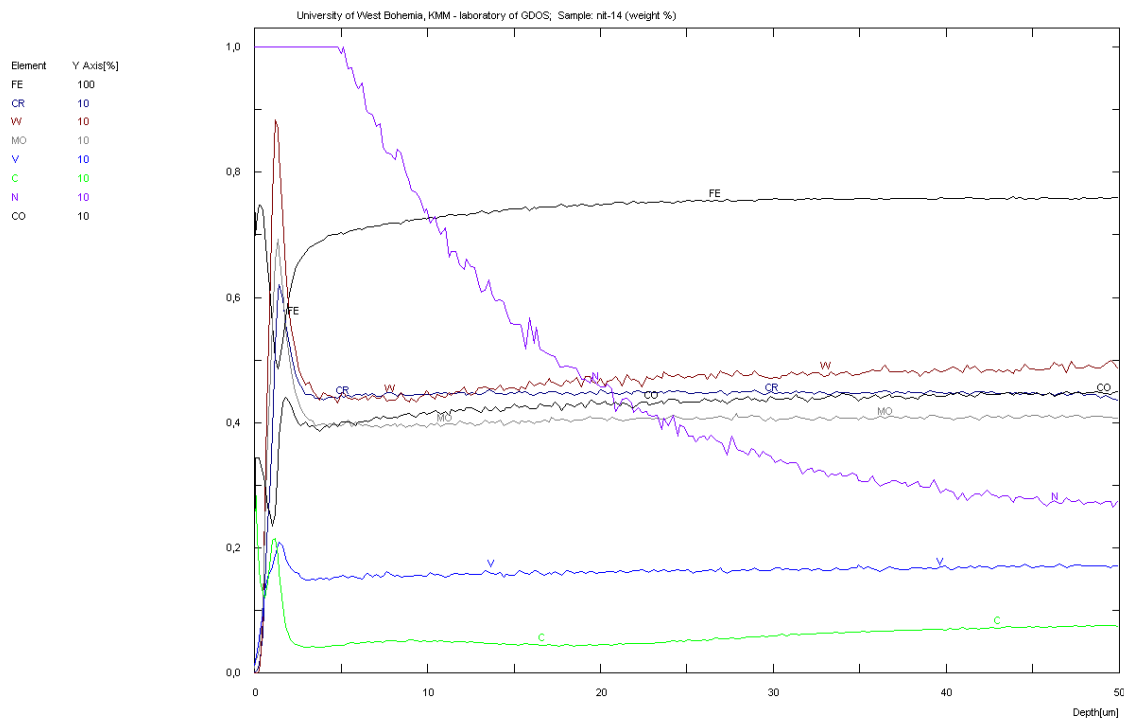
Obr. o18: Tvrdost tepelně zpracovaných vzorků oceli 19 552



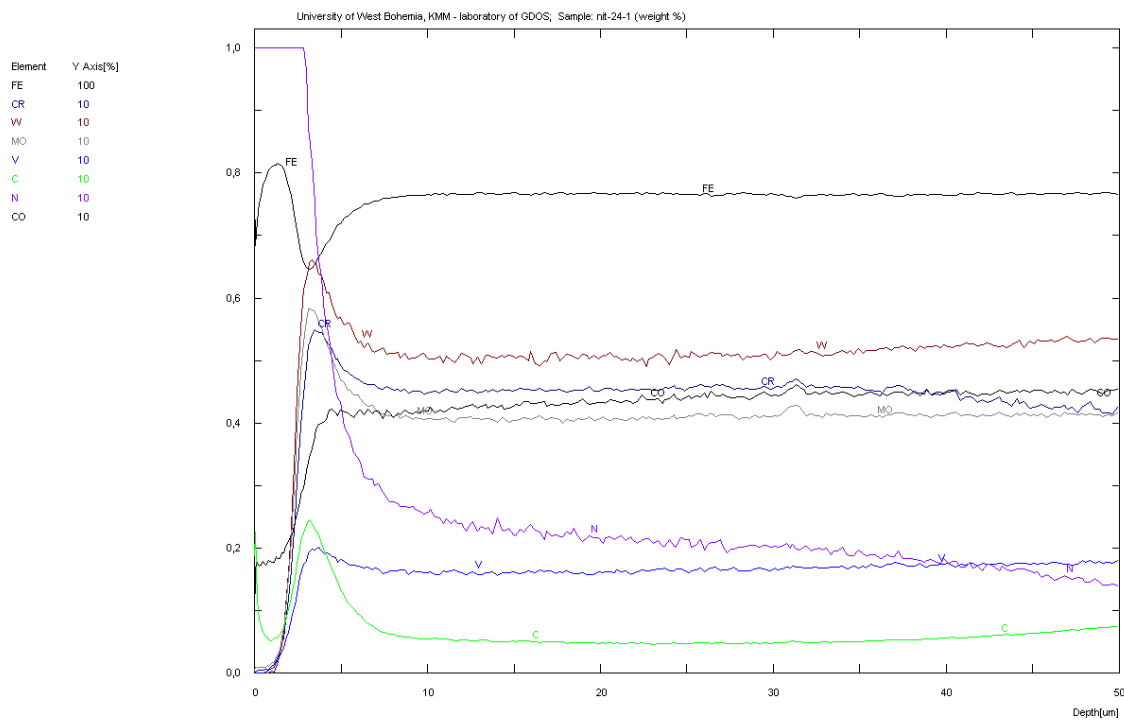
Obr. o19: Průběh mikrotvrdosti nitridovaných vzorků oceli 19 552



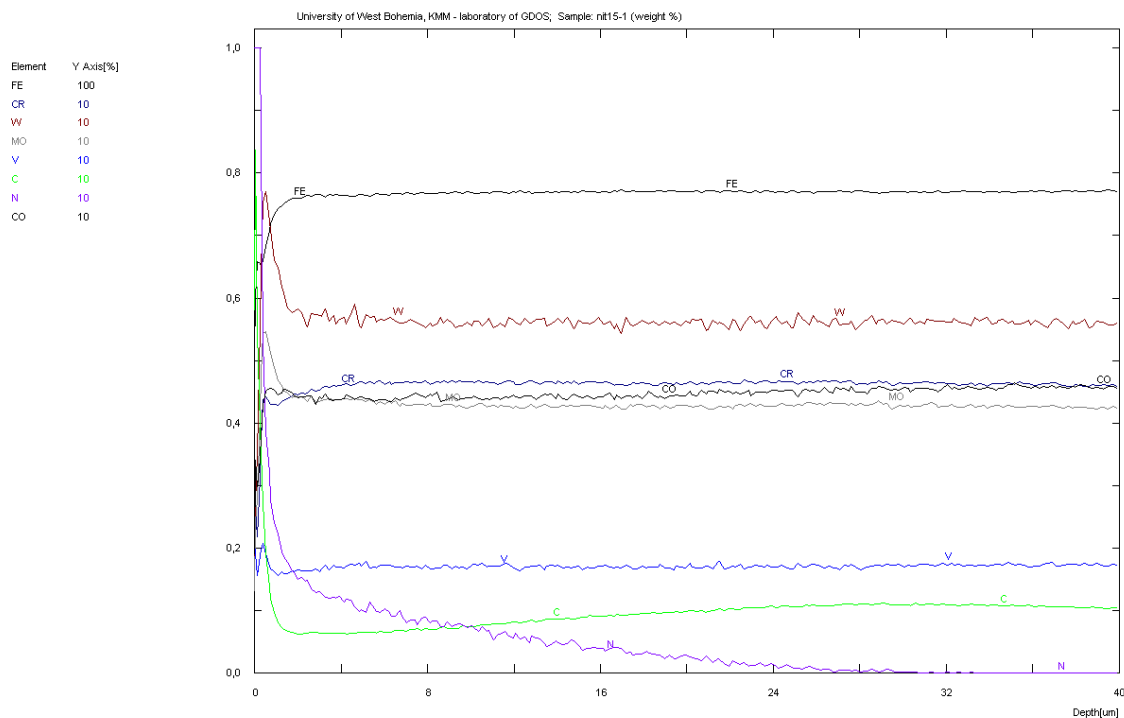
Obr. o20: Měření mikrotvrdosti nitridované vrstvy vzorků oceli 19 552 – HV0,2



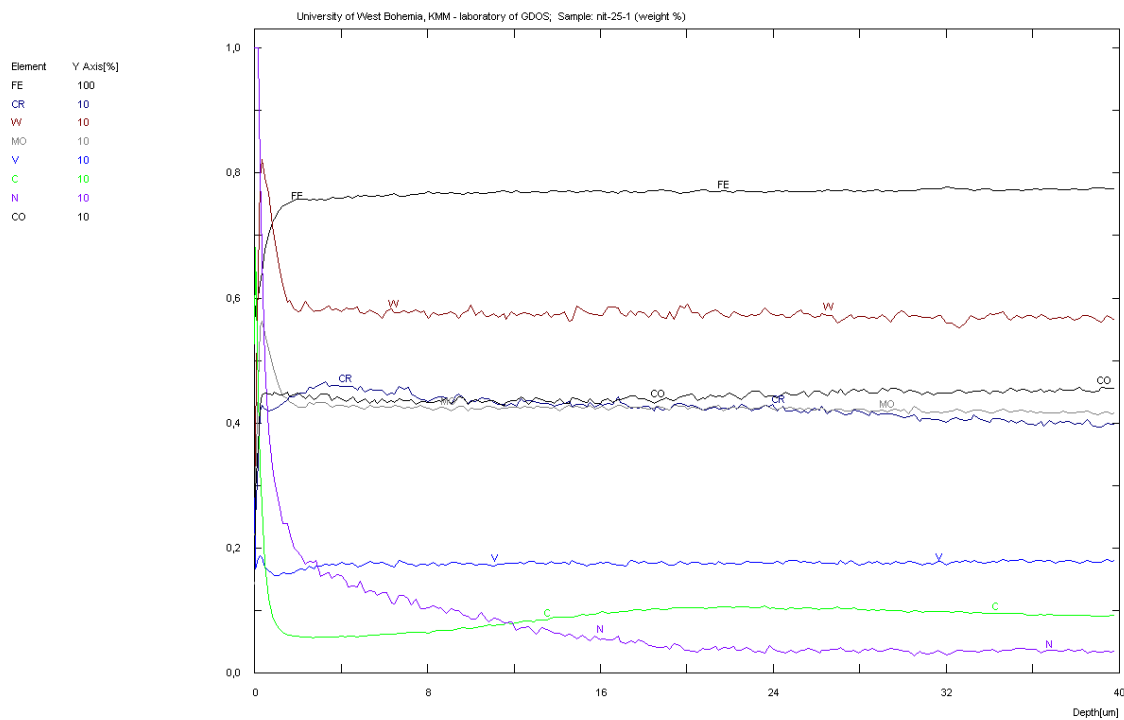
Obr o21: Hloubkový profil vzorku RK-570-N



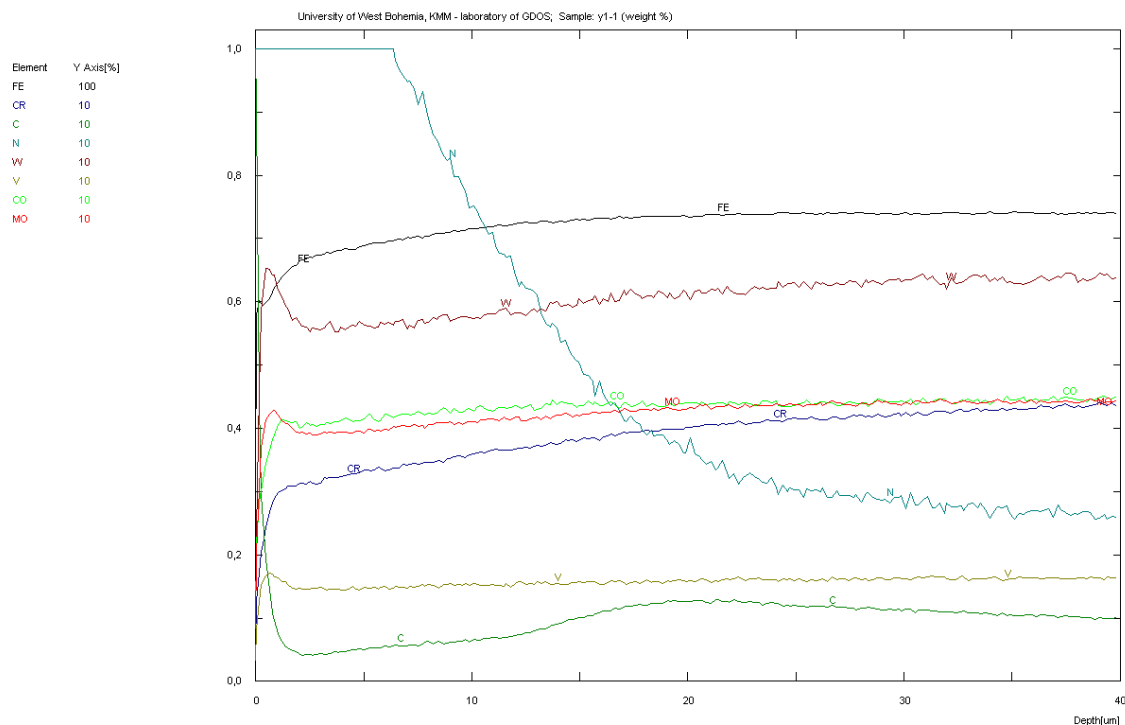
Obr o22: Hloubkový profil vzorku RC-570-N



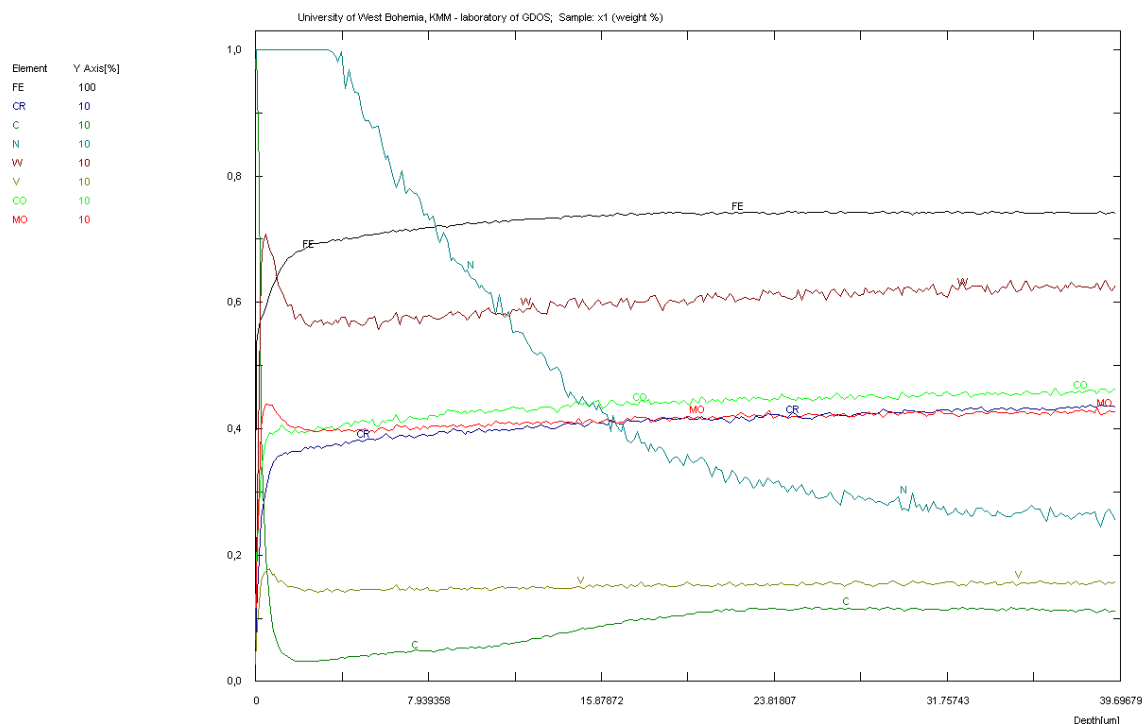
Obr o23: Hloubkový profil vzorku RK-570-IN1



Obr o24: Hloubkový profil vzorku RK-570-IN1

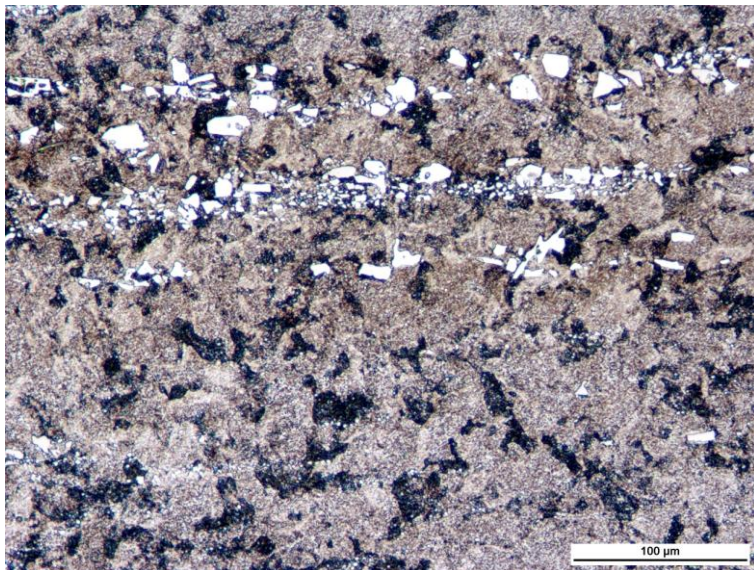


Obr o25: Hloubkový profil vzorku RK-570-IN2



Obr o26: Hloubkový profil vzorku RC-570-IN2





### **Ocel 19 852**

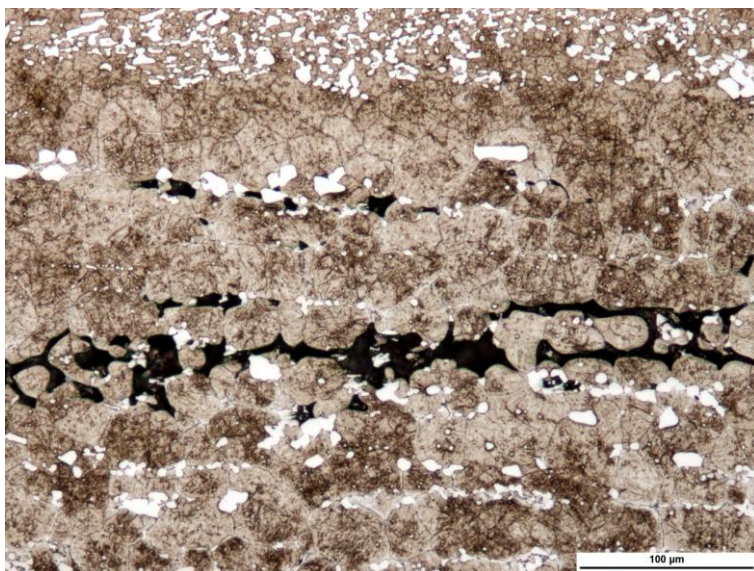
*Obr. o27:*

*Dodaný stav*

*vzorek RD*

*zv. 200x*

*leptáno 3 %Nital*



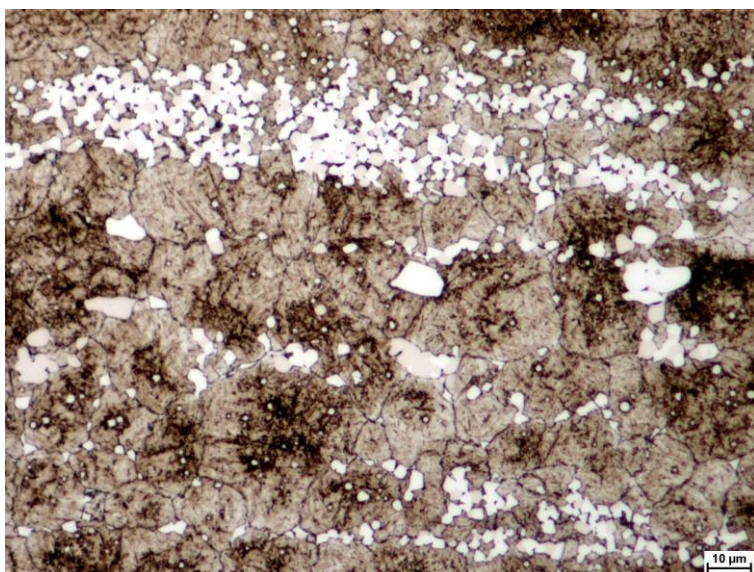
*Obr. o28:*

*Nehomogenity oceli*

*vzorek RC-600*

*zv. 200x*

*leptáno 3 %Nital*



*Obr. o29:*

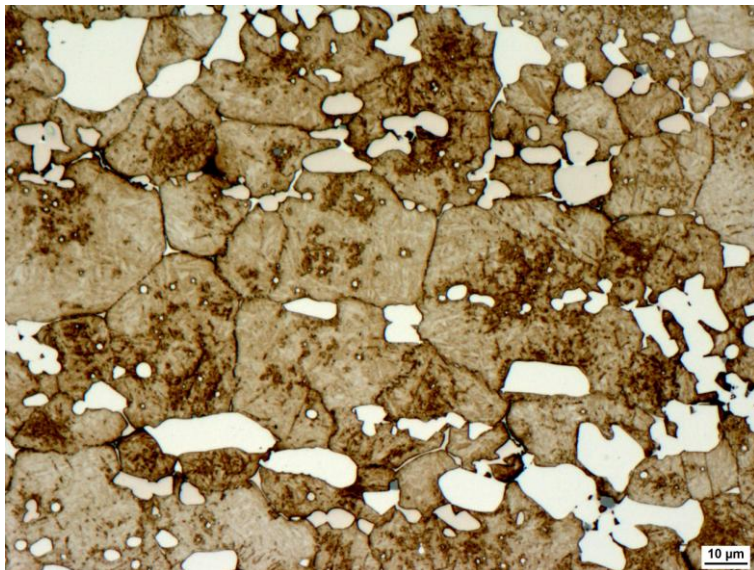
*Karbidické nehomogenity*

*vzorek RC-600*

*zv. 500x*

*leptáno 3 %Nital*





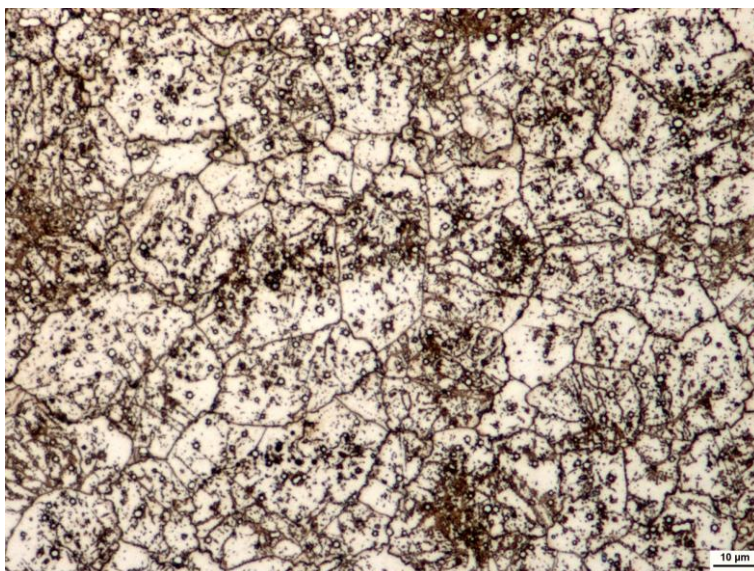
*Obr. o30:*

*Karbidické nehomogenity*

*vzorek RK-570*

*zv. 500x*

*leptáno 3 %Nital*



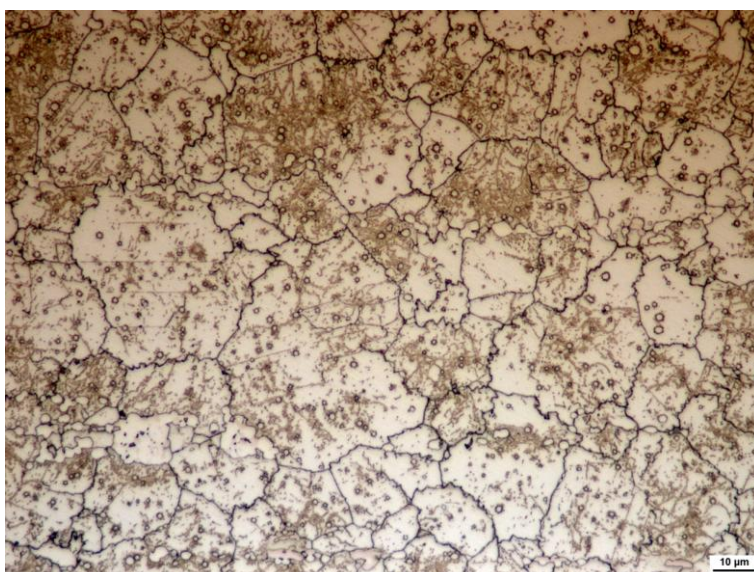
*Obr. o31:*

*Mikrostruktura*

*vzorek RK*

*zv. 500x*

*leptáno 3 %Nital*



*Obr. o32:*

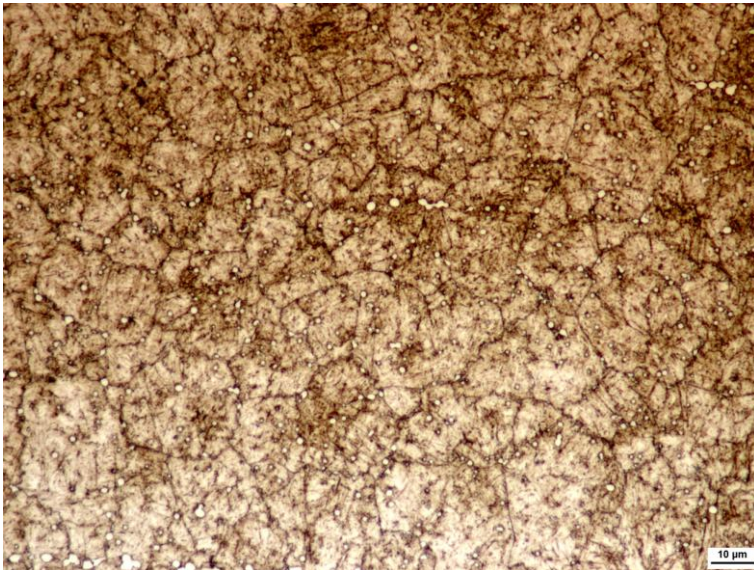
*Mikrostruktura*

*vzorek RC*

*zv. 500x*

*leptáno 3 %Nital*





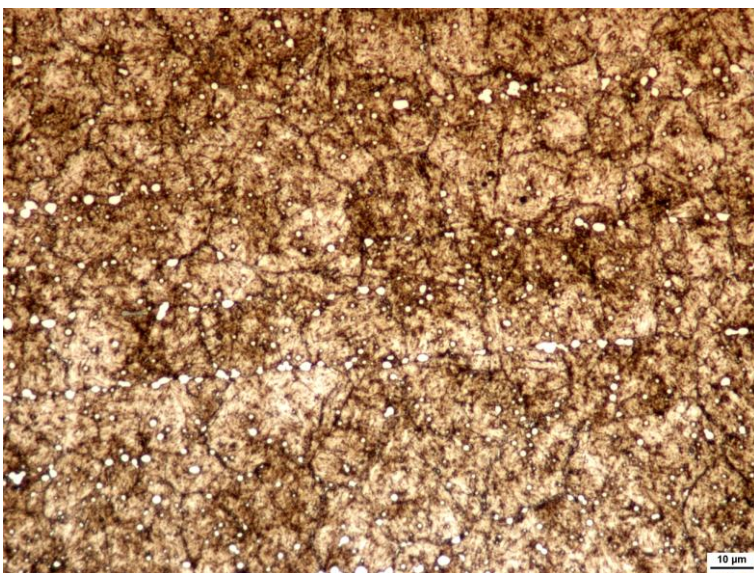
*Obr. 033:*

*Mikrostruktura*

*vzorek RK-540*

*zv. 500x*

*leptáno 3 %Nital*



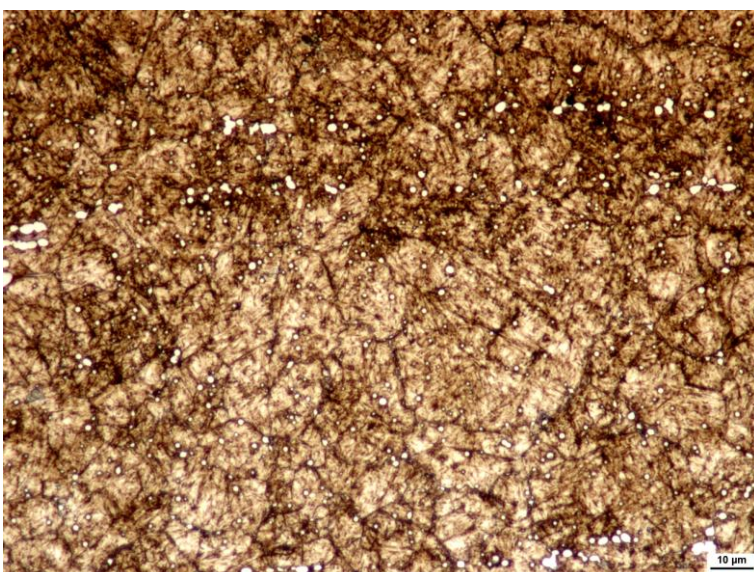
*Obr. 034:*

*Mikrostruktura*

*vzorek RC-540*

*zv. 500x*

*leptáno 3 %Nital*



*Obr. 035:*

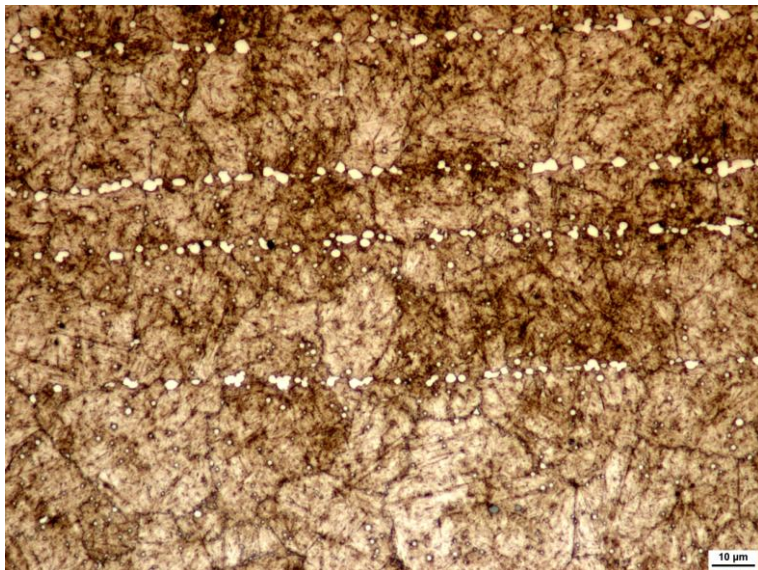
*Mikrostruktura*

*vzorek RK-570*

*zv. 500x*

*leptáno 3 %Nital*





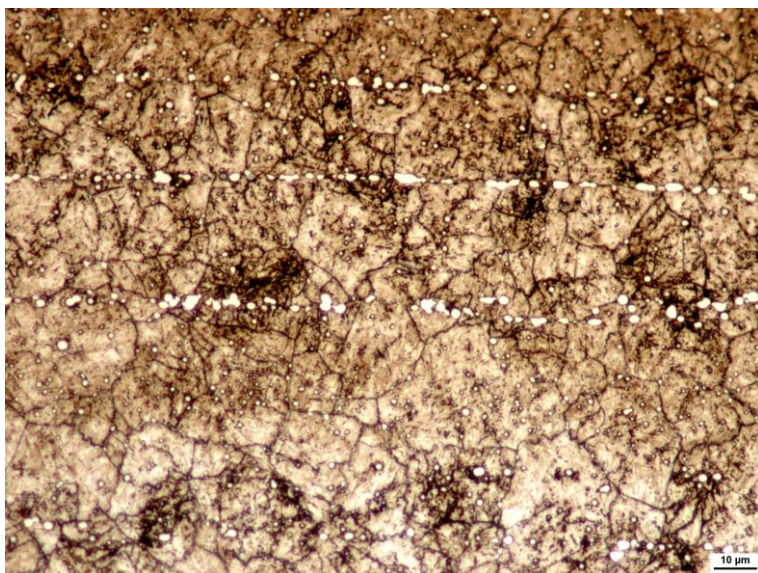
*Obr. 036:*

*Mikrostruktura*

*vzorek RC-570*

*zv. 500x*

*leptáno 3 %Nital*



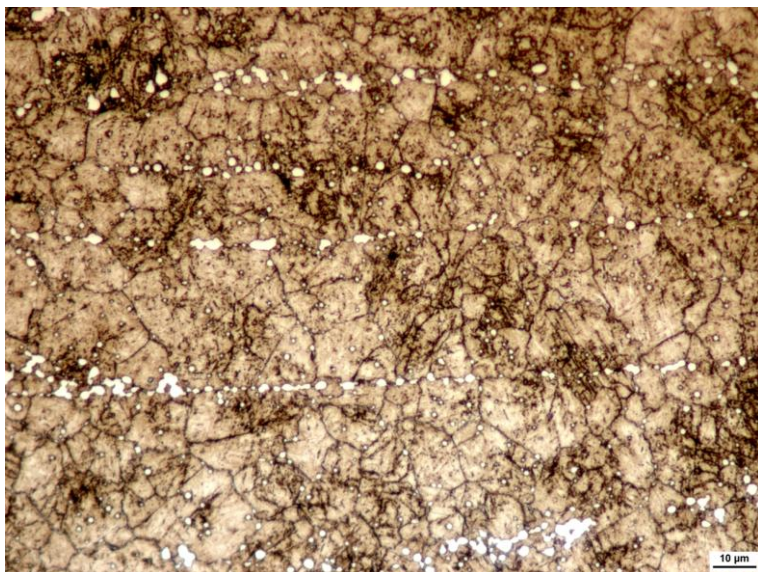
*Obr. 037:*

*Mikrostruktura*

*vzorek RK-600*

*zv. 500x*

*leptáno 3 %Nital*



*Obr. 038:*

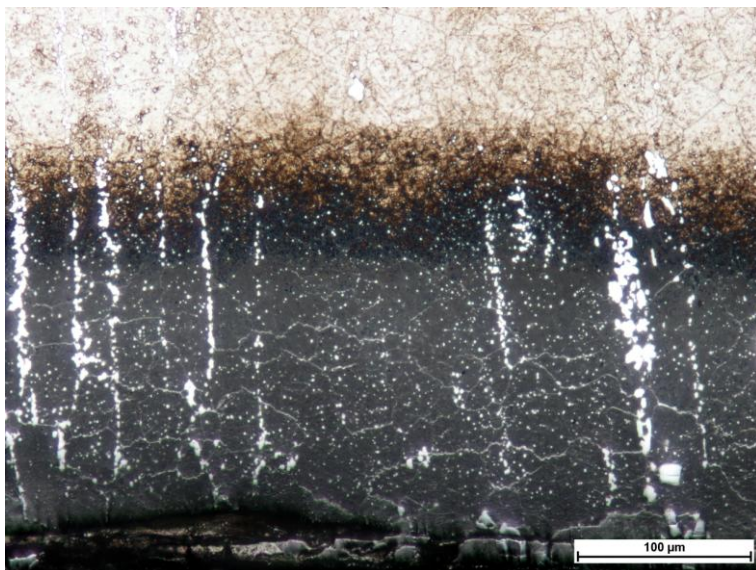
*Mikrostruktura*

*vzorek RC-600*

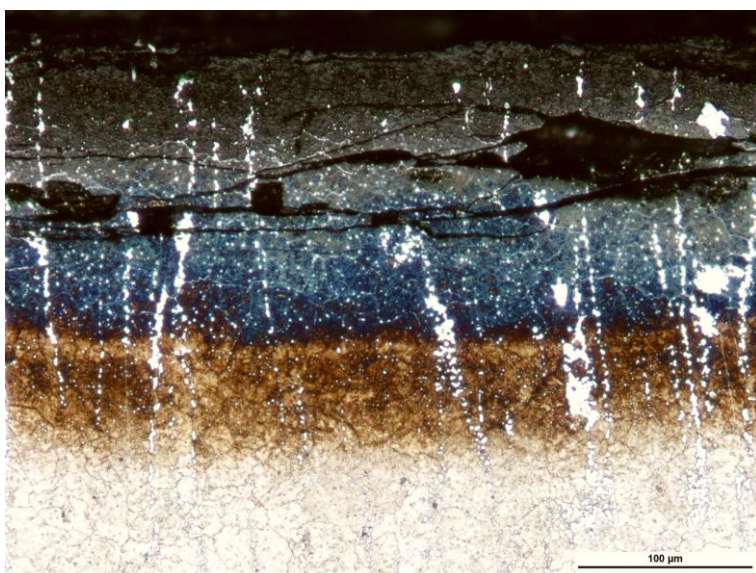
*zv. 500x*

*leptáno 3 %Nital*

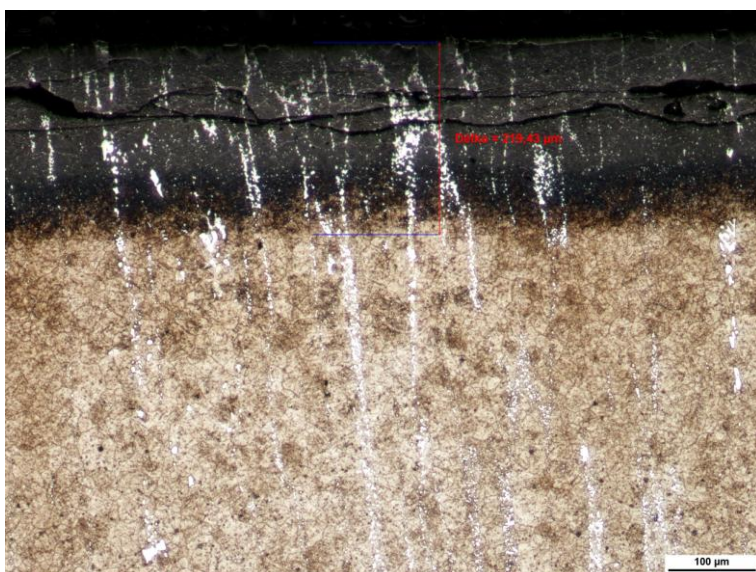




*Obr. o39:*  
*Nitridovaná vrstva*  
*vzorek RK-570-N*  
*zv. 200x*  
*leptáno 3 %Nital*

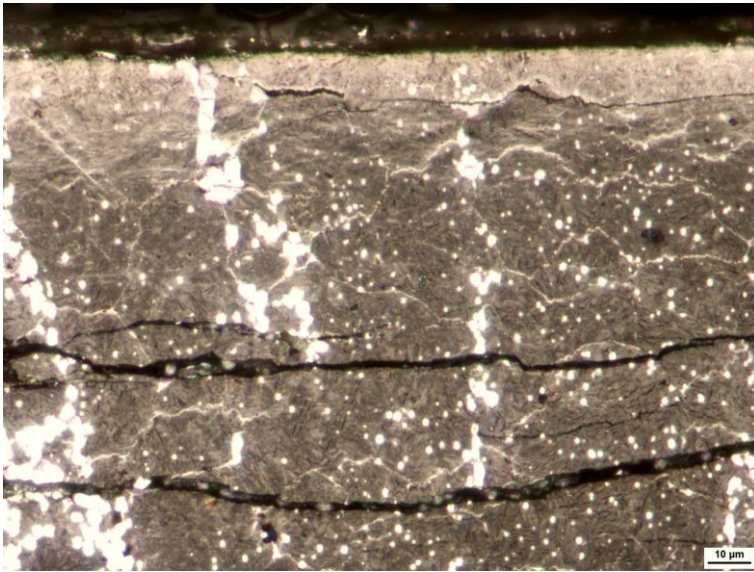


*Obr. o40:*  
*Nitridovaná vrstva*  
*vzorek RK-570-N*  
*zv. 200x*  
*leptáno 3 %Nital*



*Obr. o41:*  
*Nitridovaná vrstva*  
*vzorek RC-570-N*  
*zv. 100x*  
*leptáno 3 %Nital*





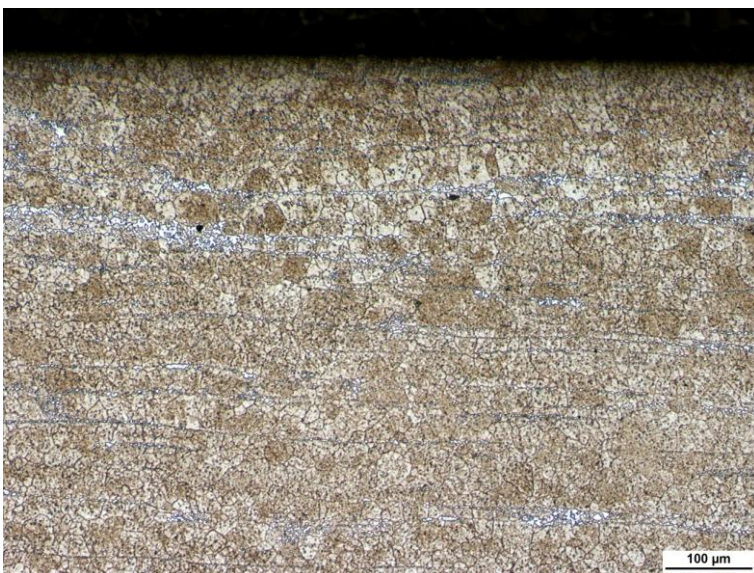
*Obr. o42:*

*Nitridovaná vrstva*

*vzorek RC-570-N*

*zv. 500x*

*leptáno 3 %Nital*



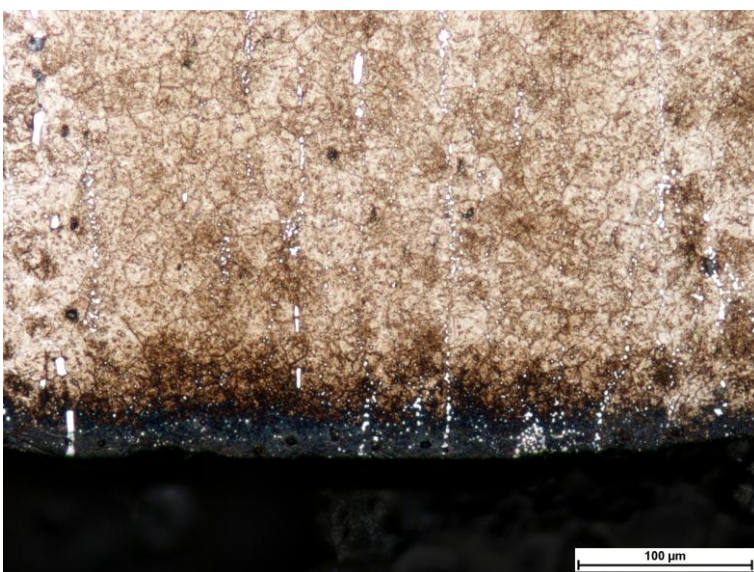
*Obr. o43:*

*Nitridovaná vrstva*

*vzorek RK-570-IN1*

*zv. 100x*

*leptáno 3 %Nital*



*Obr. o44:*

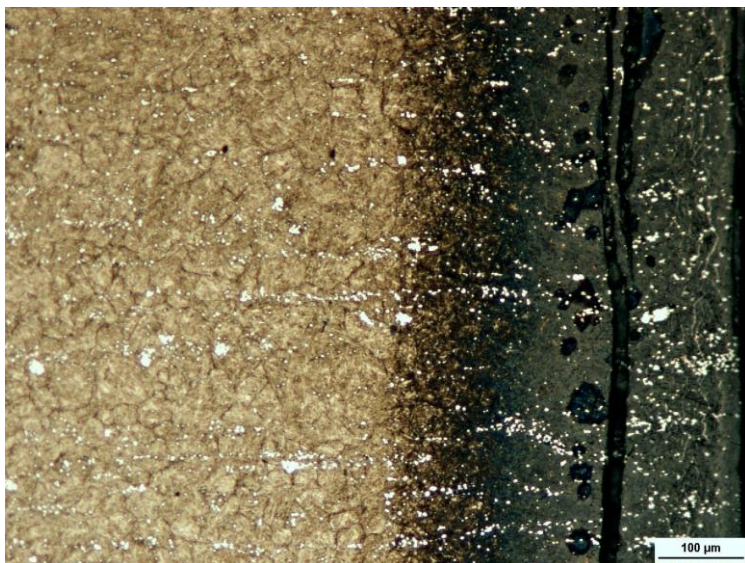
*Nitridovaná vrstva*

*vzorek RK-570-IN1*

*zv. 200x*

*leptáno 3 %Nital*





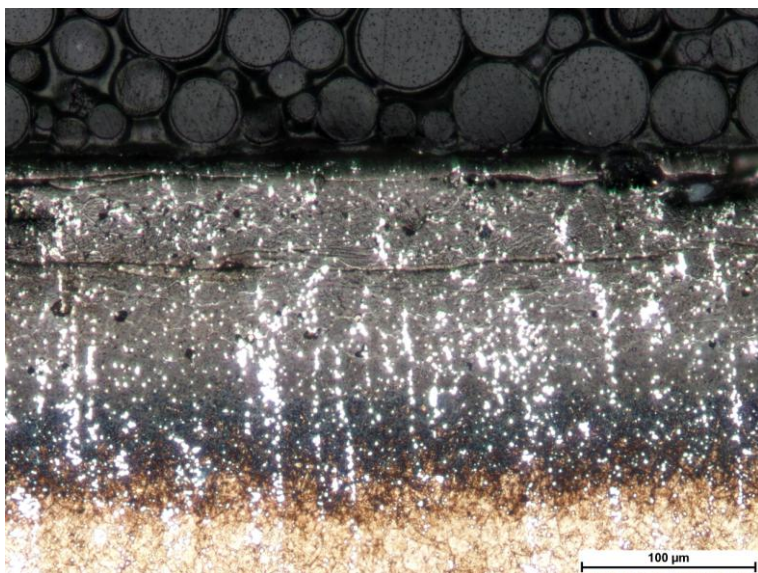
*Obr. o45:*

*Nitridovaná vrstva*

*vzorek RK-570-IN2*

*zv. 200x*

*leptáno 3 %Nital*



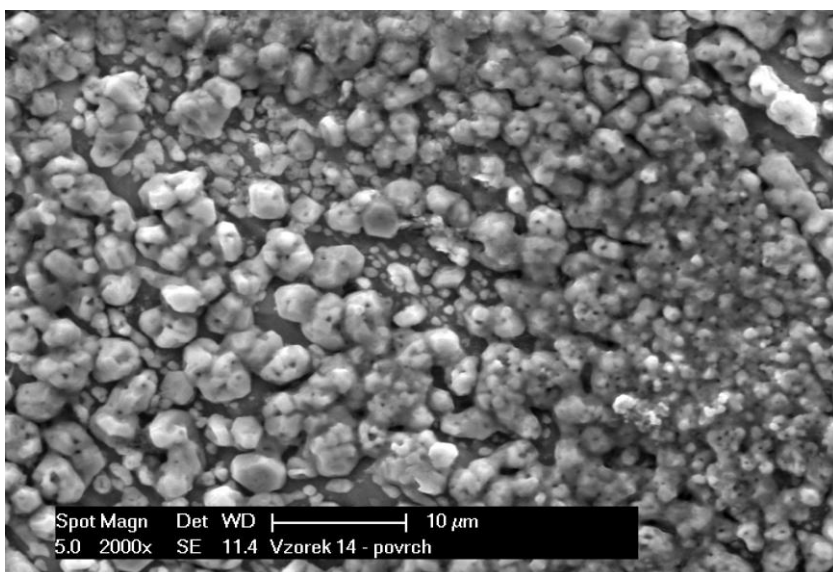
*Obr. o46:*

*Nitridovaná vrstva*

*vzorek RC-570-IN2*

*zv. 200x*

*leptáno 3 %Nital*

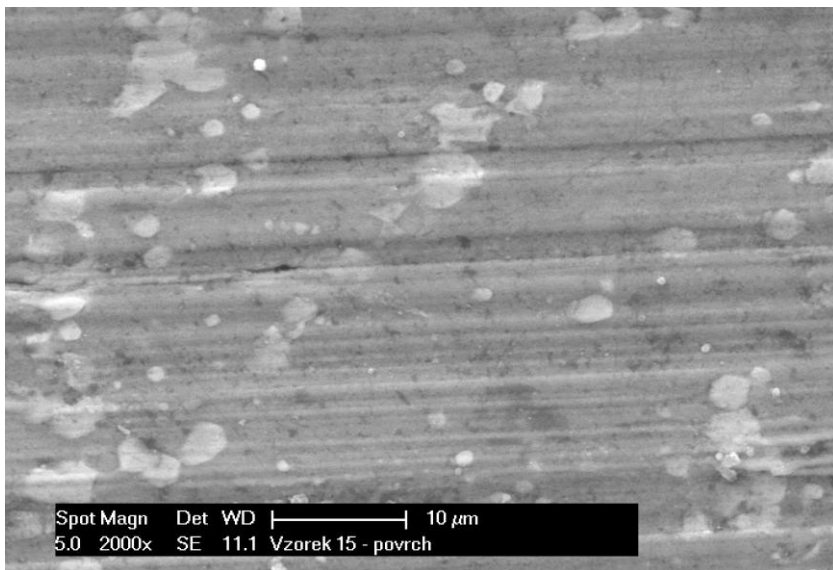


*Obr. o47:*

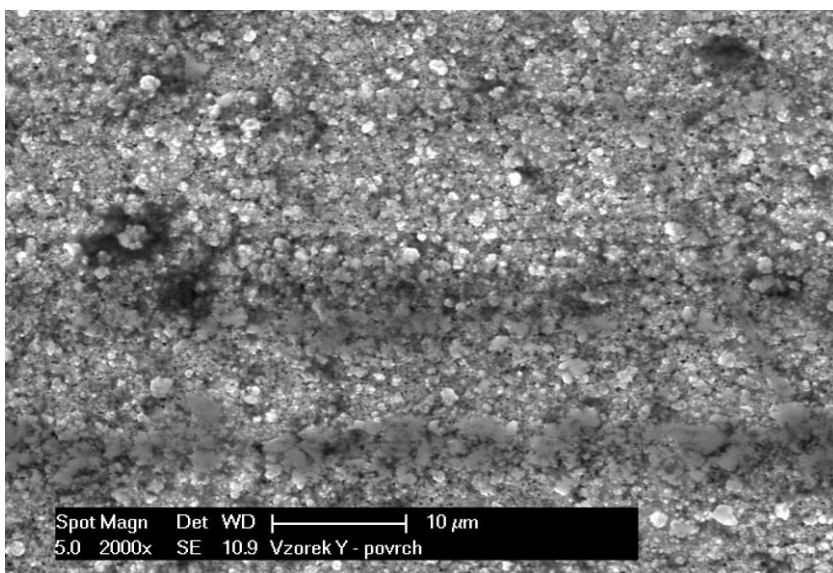
*Nitridovaný povrch*

*vzorek RK-570-N*

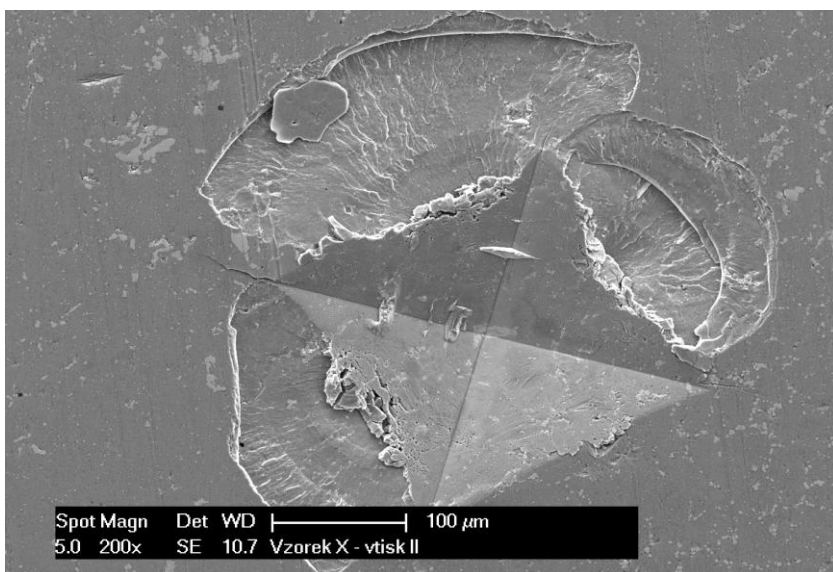
*zv. 2000x*



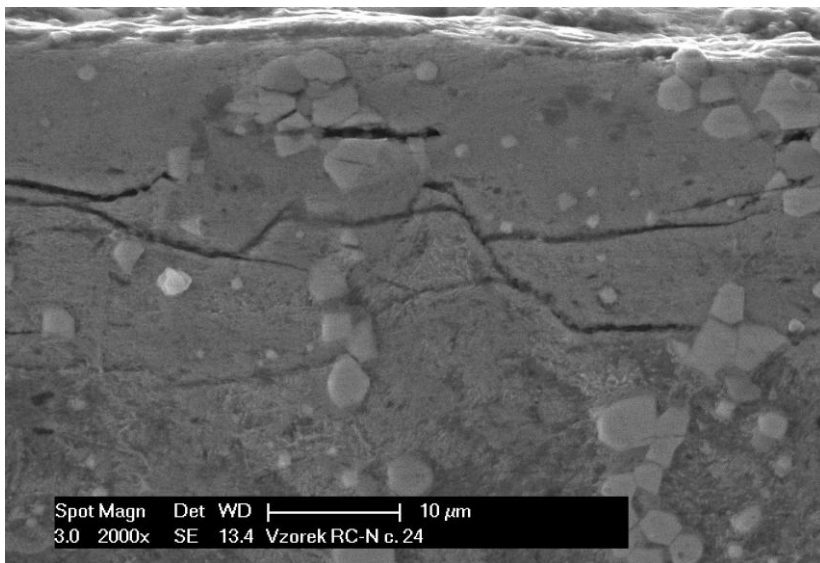
*Obr. 048:*  
*Nitridovaný povrch*  
*vzorek RK-570-IN1*  
*zv. 2000x*



*Obr. 049:*  
*Nitridovaný povrch*  
*vzorek RC-570-IN2*  
*zv. 2000x*



*Obr. 050:*  
*Nitridovaný povrch*  
*vzorek RC-570-IN2*  
*zv. 200x*



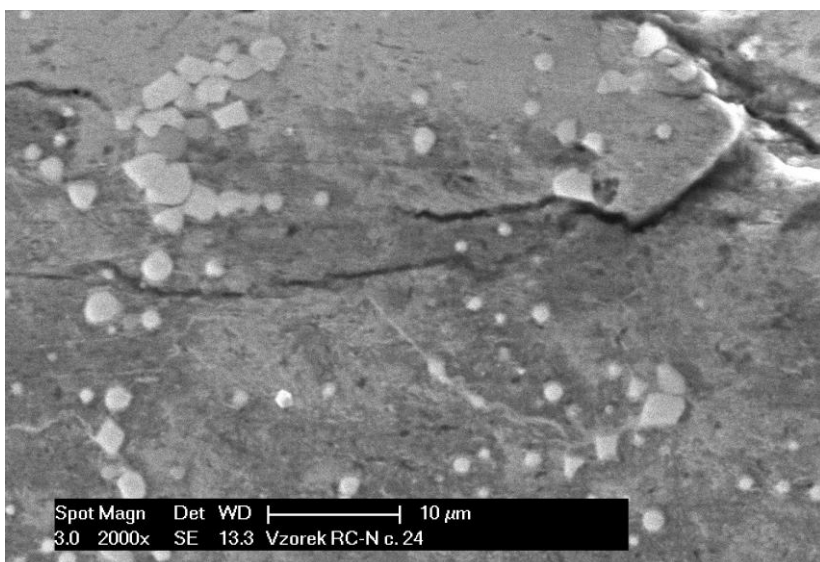
*Obr. o51:*

*Nitridovaná vrstva*

*vzorek RC-570-N*

*zv. 2000x*

*leptáno 3% Nital*



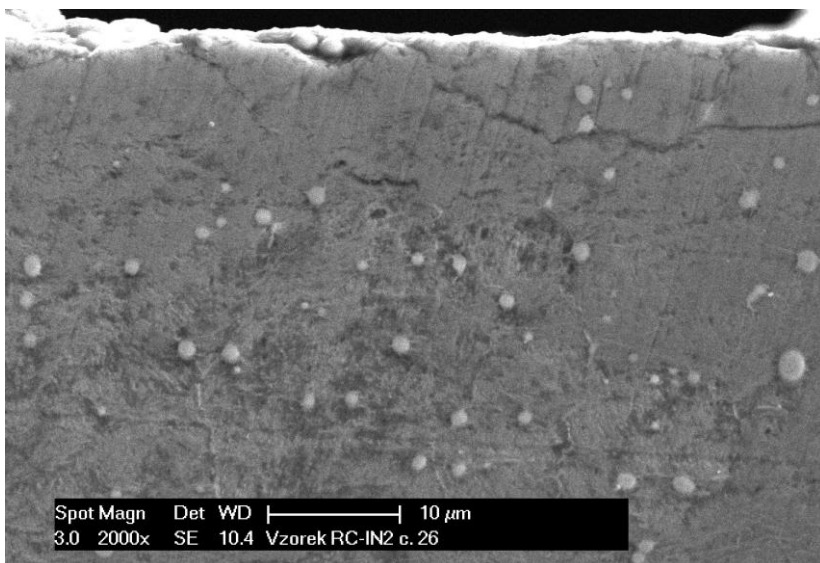
*Obr. o52:*

*Nitridovaná vrstva*

*vzorek RC-570-N*

*zv. 2000x*

*leptáno 3% Nital*



*Obr. o53:*

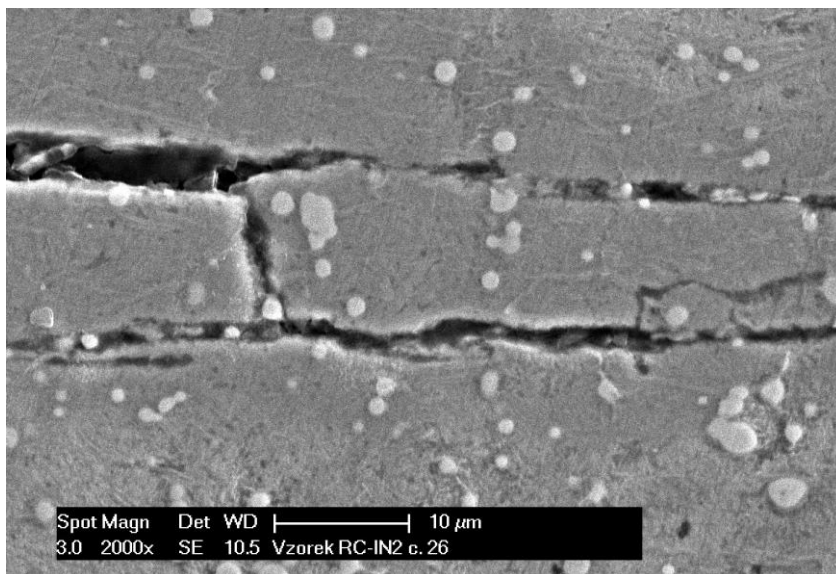
*Nitridovaná vrstva*

*vzorek RC-570-IN2*

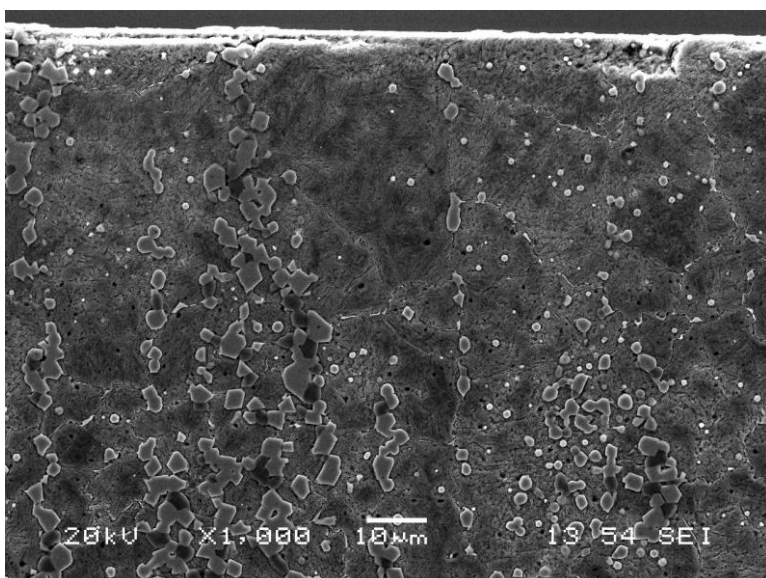
*zv. 2000x*

*leptáno 3% Nital*





*Obr. o54:*  
*Nitridovaná vrstva*  
*vzorek RC-570-IN2*  
*zv. 2000x*  
*leptáno 3% Nital*



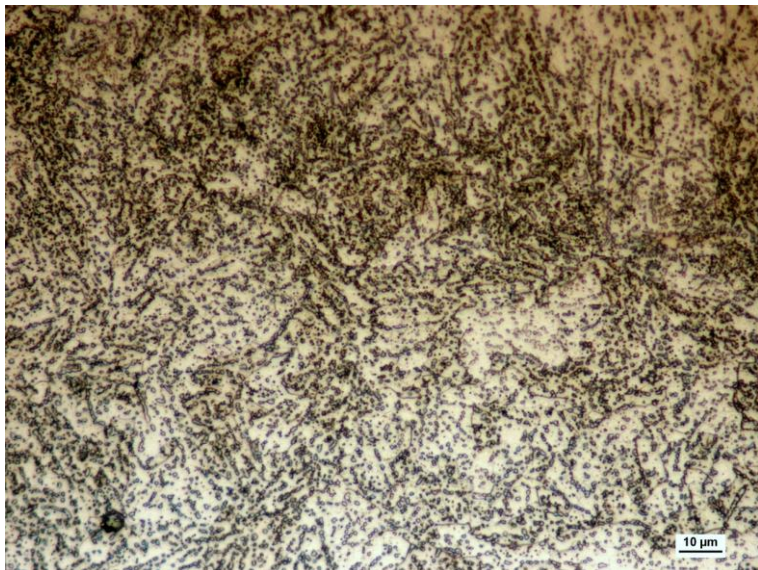
*Obr. o55:*  
*Nitridovaná vrstva*  
*vzorek RC-570-IN1*  
*zv. 1000x*  
*leptáno 3% Nital*



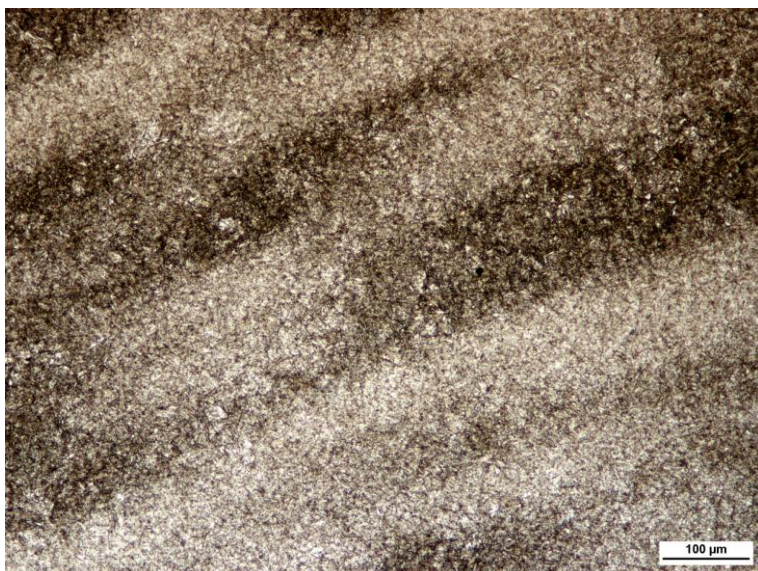
### **Ocel 19 552**

*Obr. o56:*  
*Dodaný stav*  
*vzorek WD*  
*zv. 100x*  
*leptáno 3 %Nital*

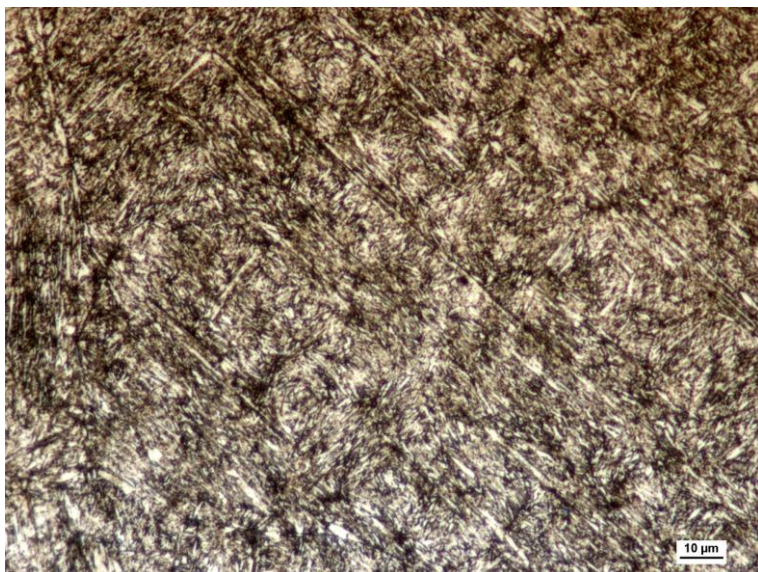




*Obr. 057:*  
*Dodaný stav*  
*vzorek WD*  
*zv. 500x*  
*leptáno 3 %Nital*

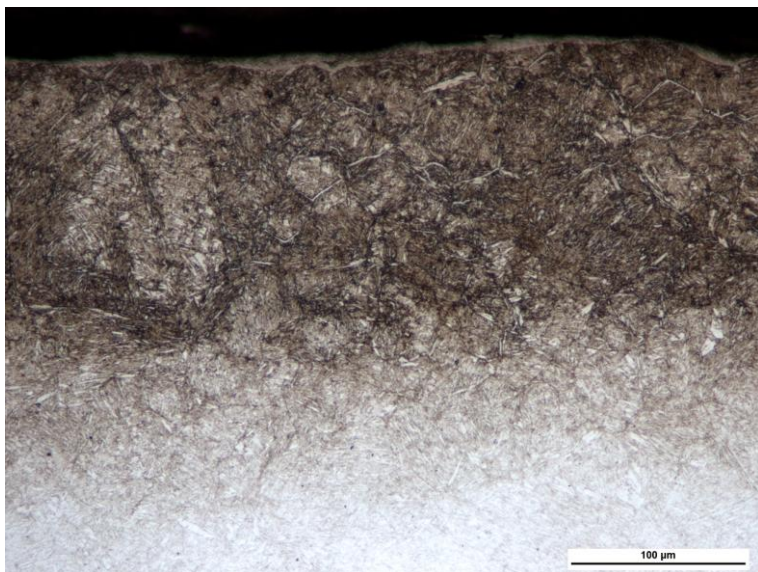


*Obr. 058:*  
*Zušlechtěno*  
*vzorek WK*  
*zv. 100x*  
*leptáno 3 %Nital*

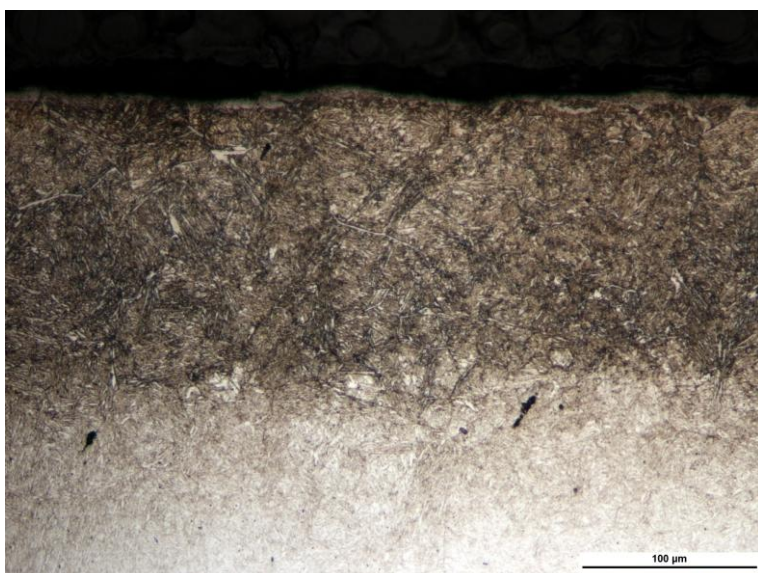


*Obr. 059:*  
*Zušlechtěno*  
*vzorek WK*  
*zv. 500x*  
*leptáno 3 %Nital*

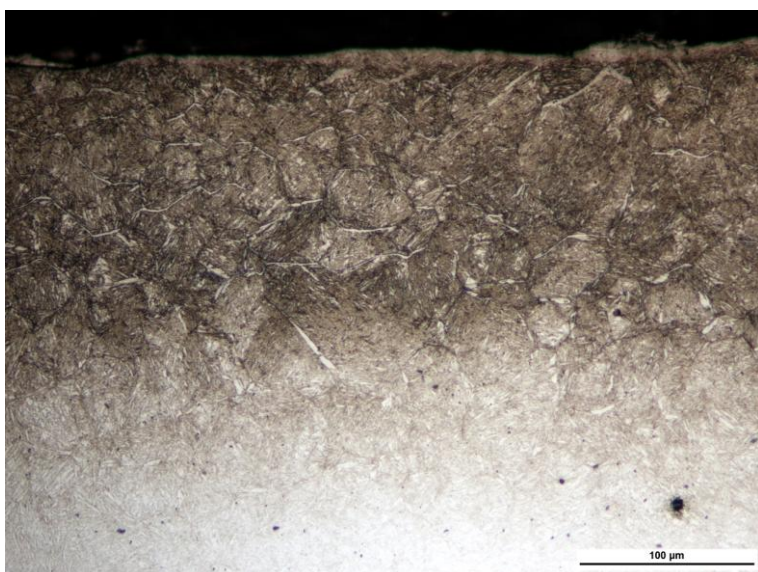




*Obr. 060:*  
*Nitridovaná vrstva*  
*vzorek WK-N*  
*zv. 200x*  
*leptáno 3 %Nital*

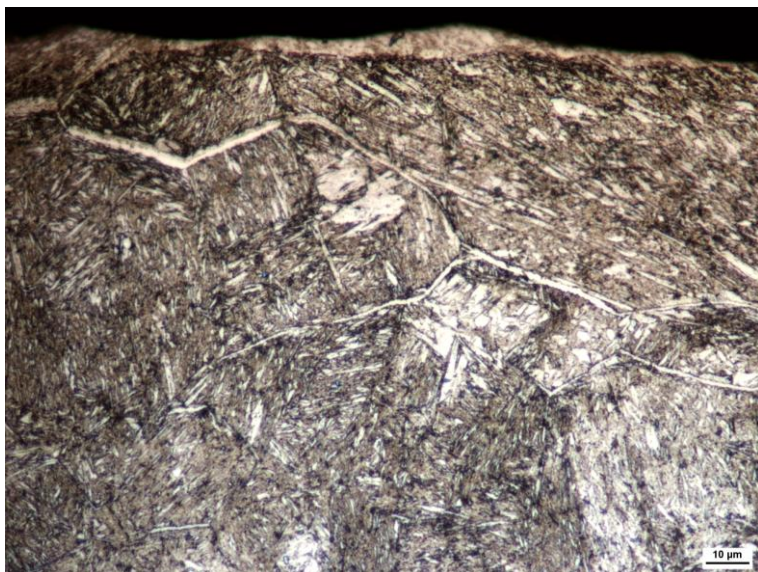


*Obr. 061:*  
*Nitridovaná vrstva*  
*vzorek WC-3N*  
*zv. 200x*  
*leptáno 3 %Nital*



*Obr. 062:*  
*Nitridovaná vrstva*  
*vzorek WC-12N*  
*zv. 200x*  
*leptáno 3 %Nital*





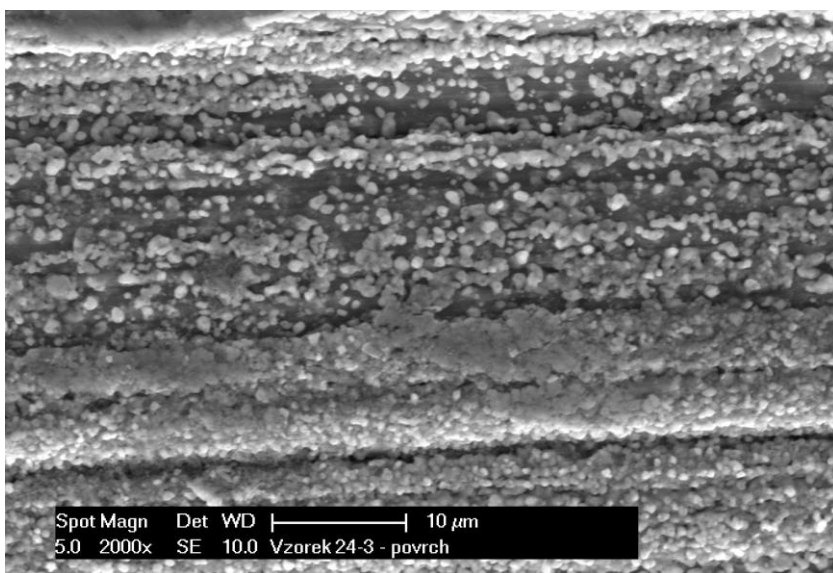
Obr. o63:

Detail nitridované vrstvy

vzorek WC-24N

zv. 500x

leptáno 3 %Nital

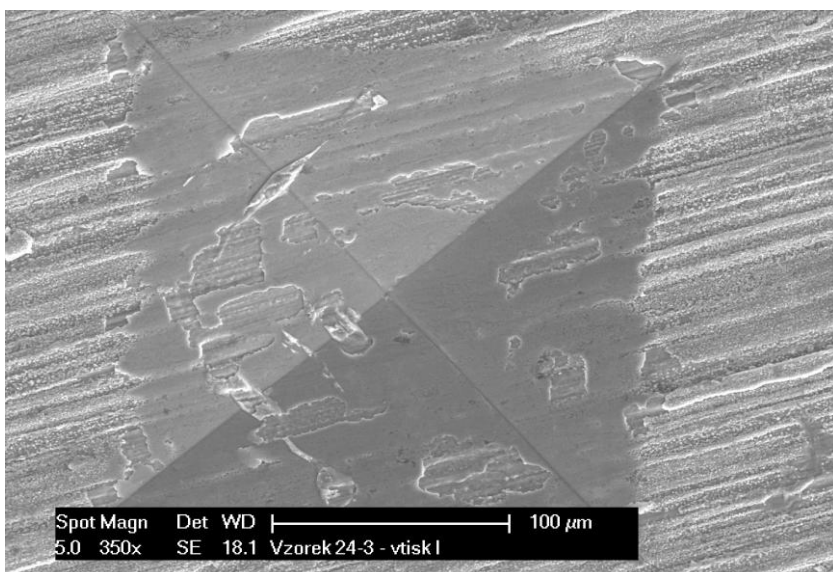


Obr. o64:

Nitridovaný povrch

vzorek WK-N

zv. 2000x

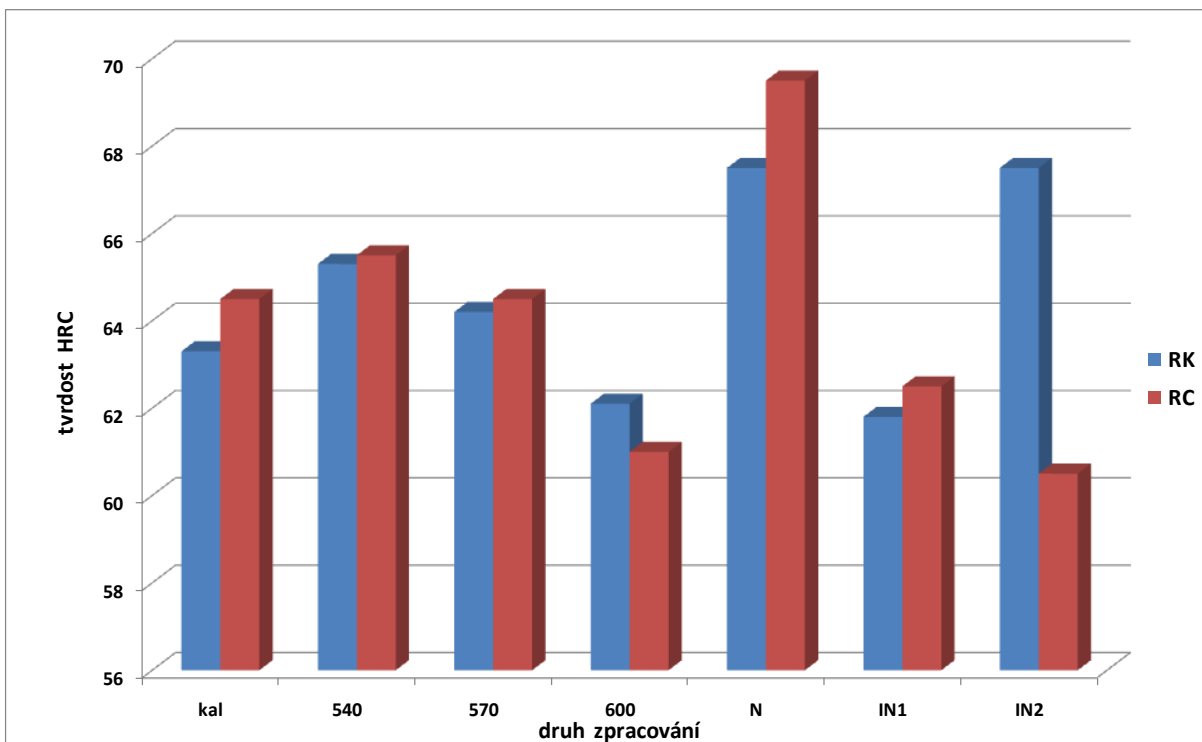


Obr. o65:

Nitridovaný povrch

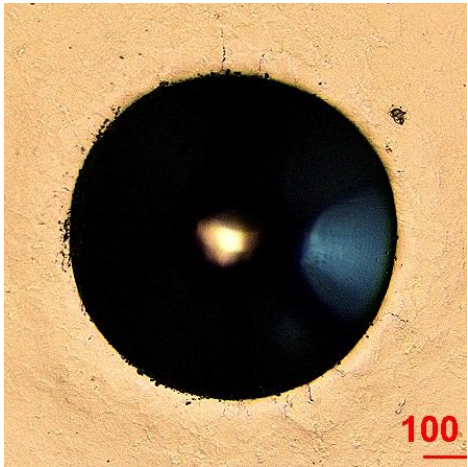
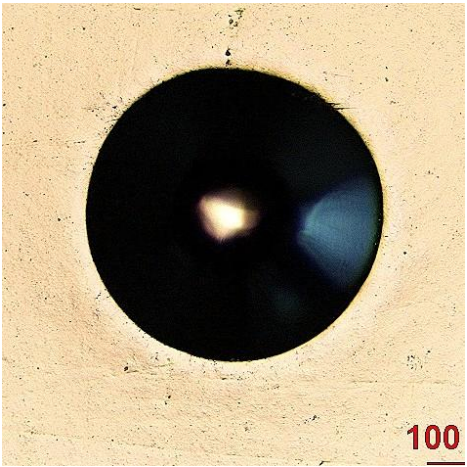
vzorek WK-N

zv. 350x

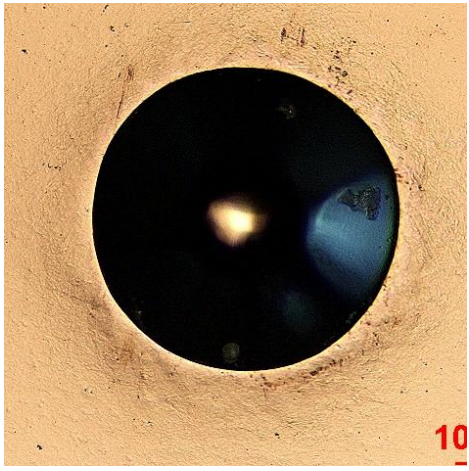
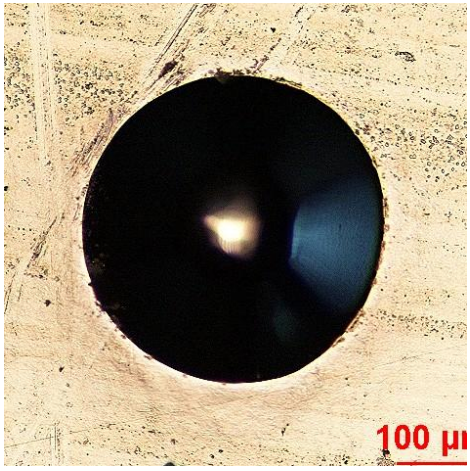
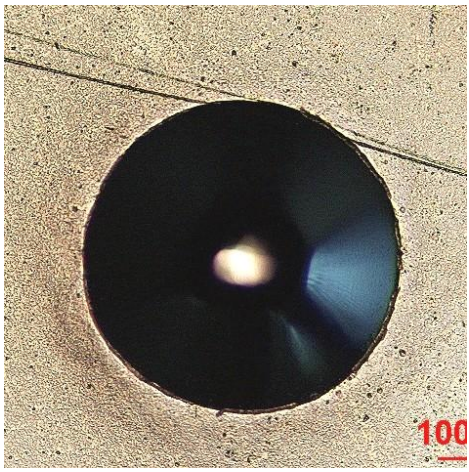
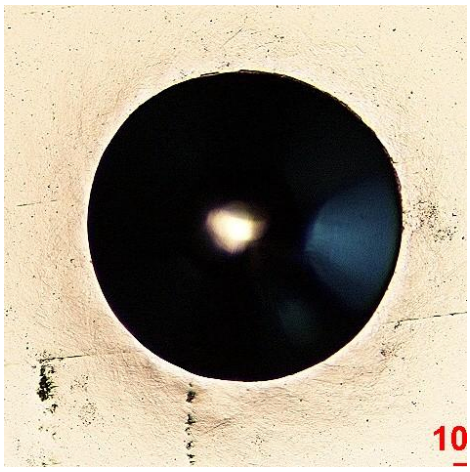
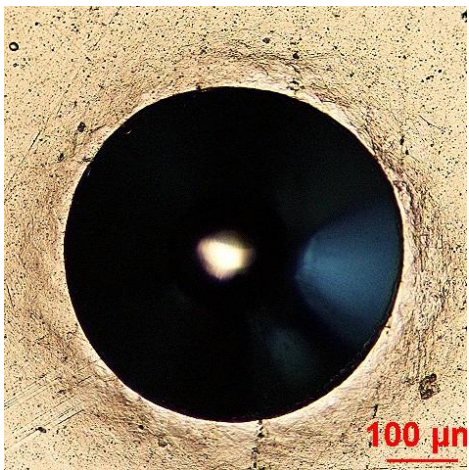
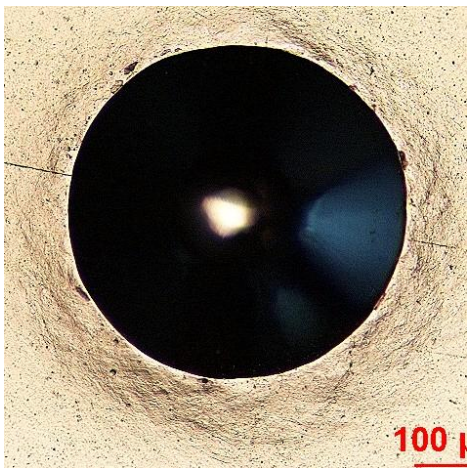


Obr. 066: Tvrdost HRC naměřená při Mercedes testu oceli 19 852

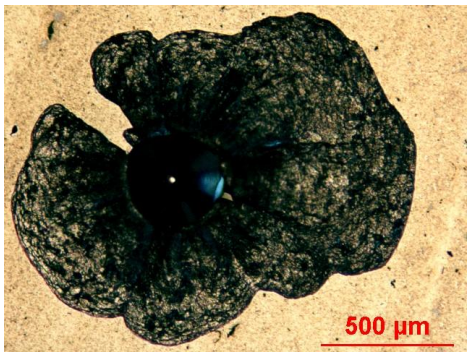
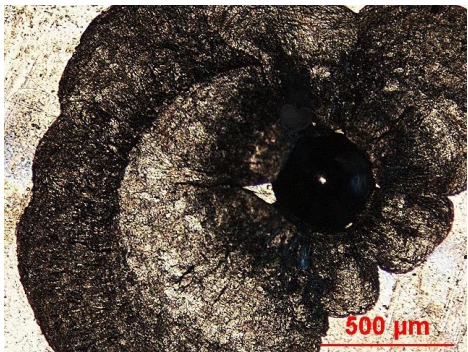
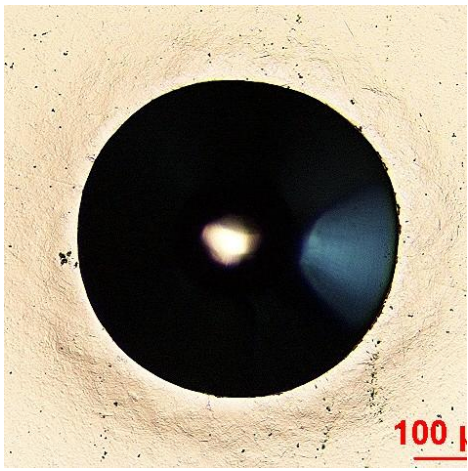
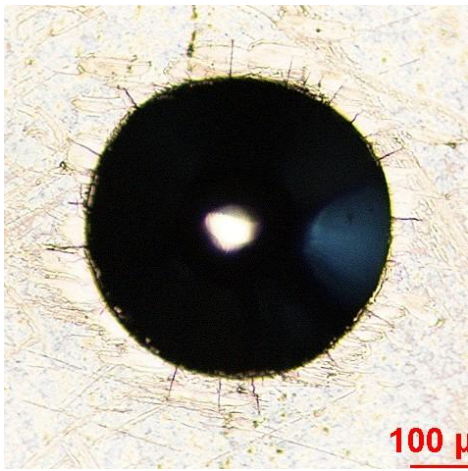
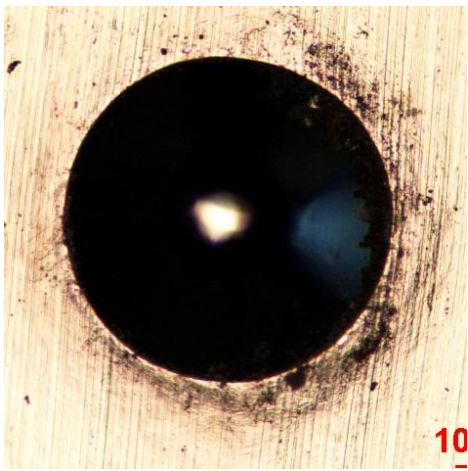
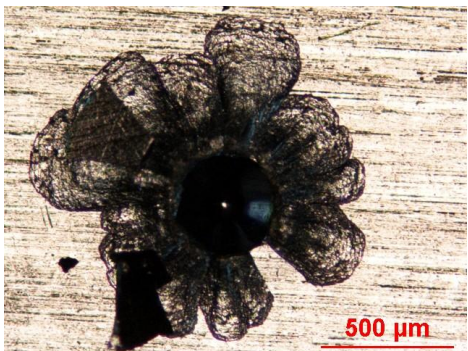
**Snímky vtisků Mercedes testu**

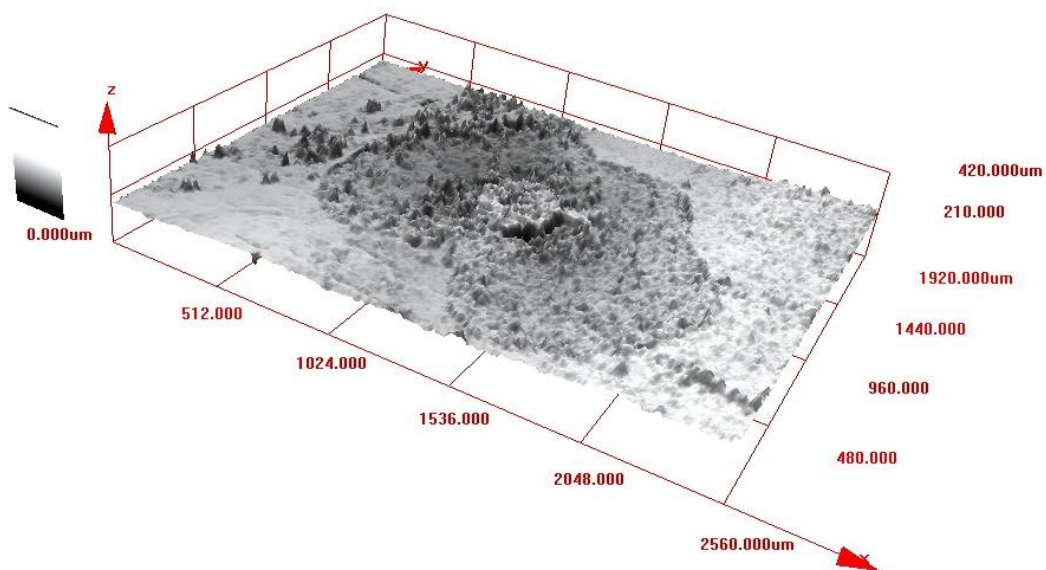
Ocel HS6-5-2-5 (ČSN 41 9852)		
RK	Zpracování	RC
	Obr. 067a-b  Kaleno	



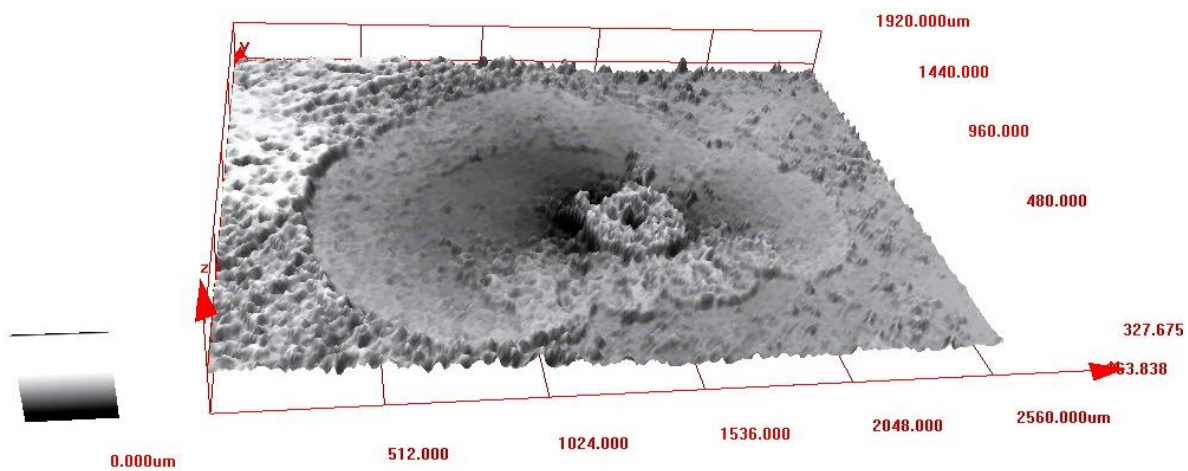
Ocel HS6-5-2-5 (ČSN 41 9852)		
RK	Zpracování	RC
	<i>Obr. o68a-b</i>  540	
	<i>Obr. o69a-b</i>  570	
	<i>Obr. o70a-b</i>  600	



Ocel HS6-5-2-5 (ČSN 41 9852)		
RK	Zpracování	RC
	<p>Obr. o71a-b</p> <p>N</p>	
	<p>Obr. o72a-b</p> <p>IN1</p>	
	<p>Obr. o73a-b</p> <p>IN2</p>	

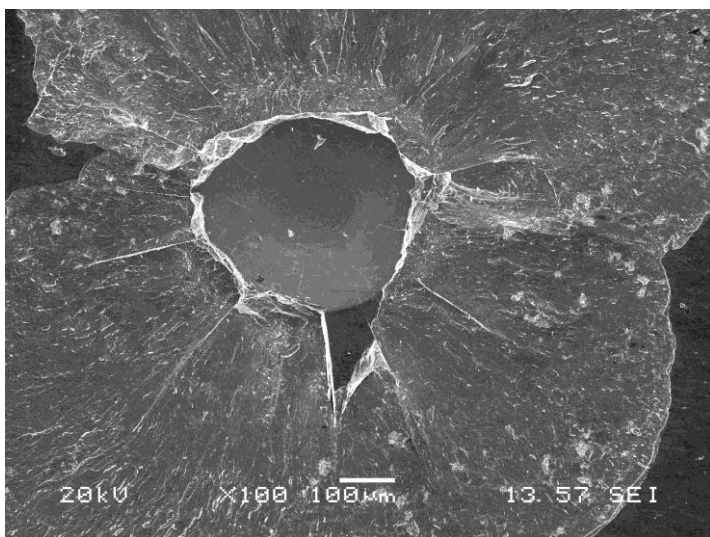


Obr. o74: Pohled 3D vtisku vzorku RK-N (14.2)

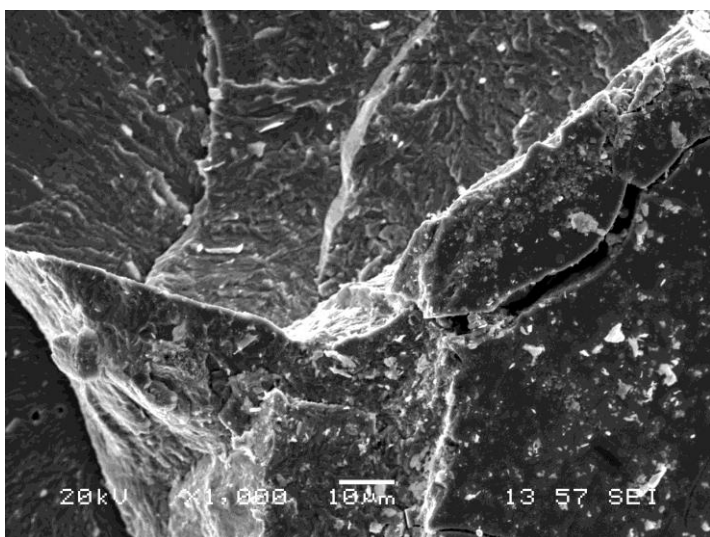


Obr. o75: Pohled 3D vtisku vzorku RC-N (24.2)

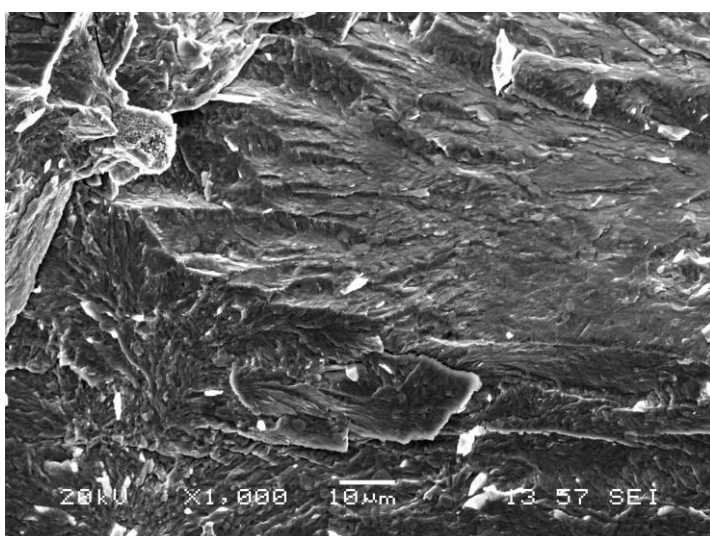




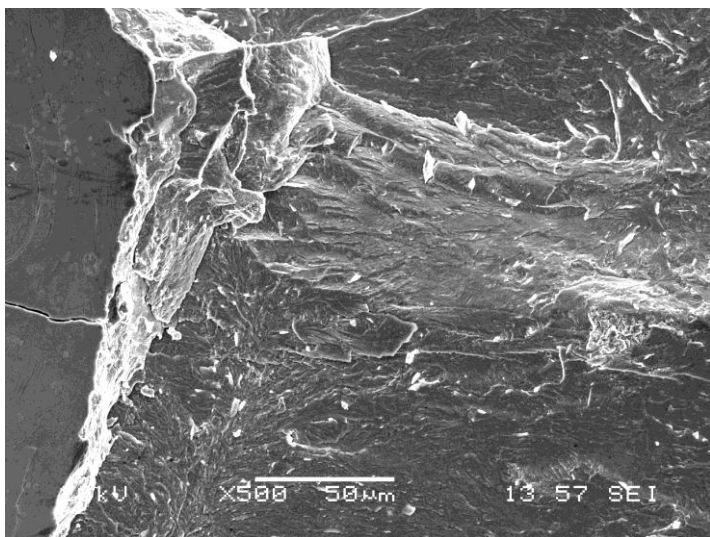
*Obr. o76:*  
*Mercedes test*  
*vzorek RK-570-N*  
*zv.100x*



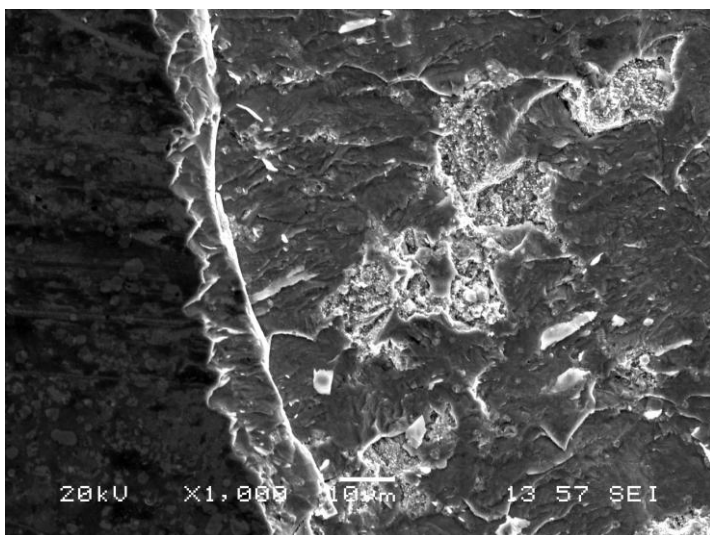
*Obr. o77:*  
*Detail lomové plochy*  
*vzorek RK-570-N*  
*zv.1000x*



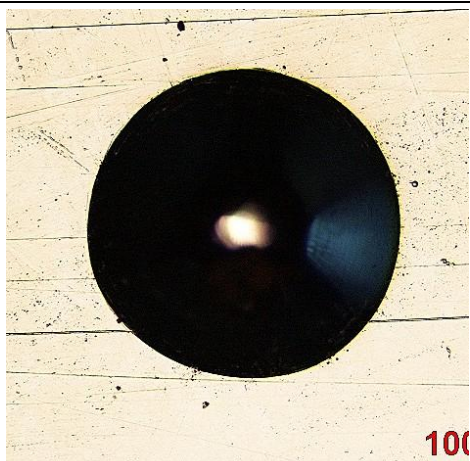
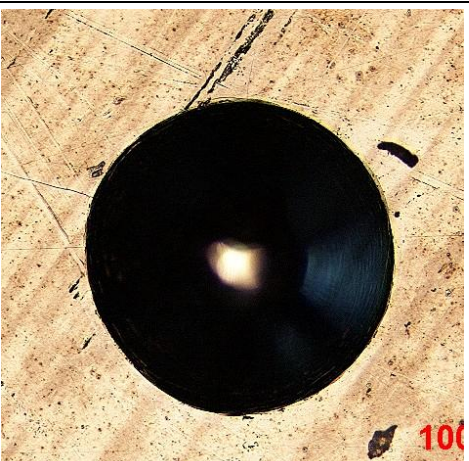
*Obr. o78:*  
*Detail lomové plochy*  
*vzorek RK-570-N*  
*zv.1000x*

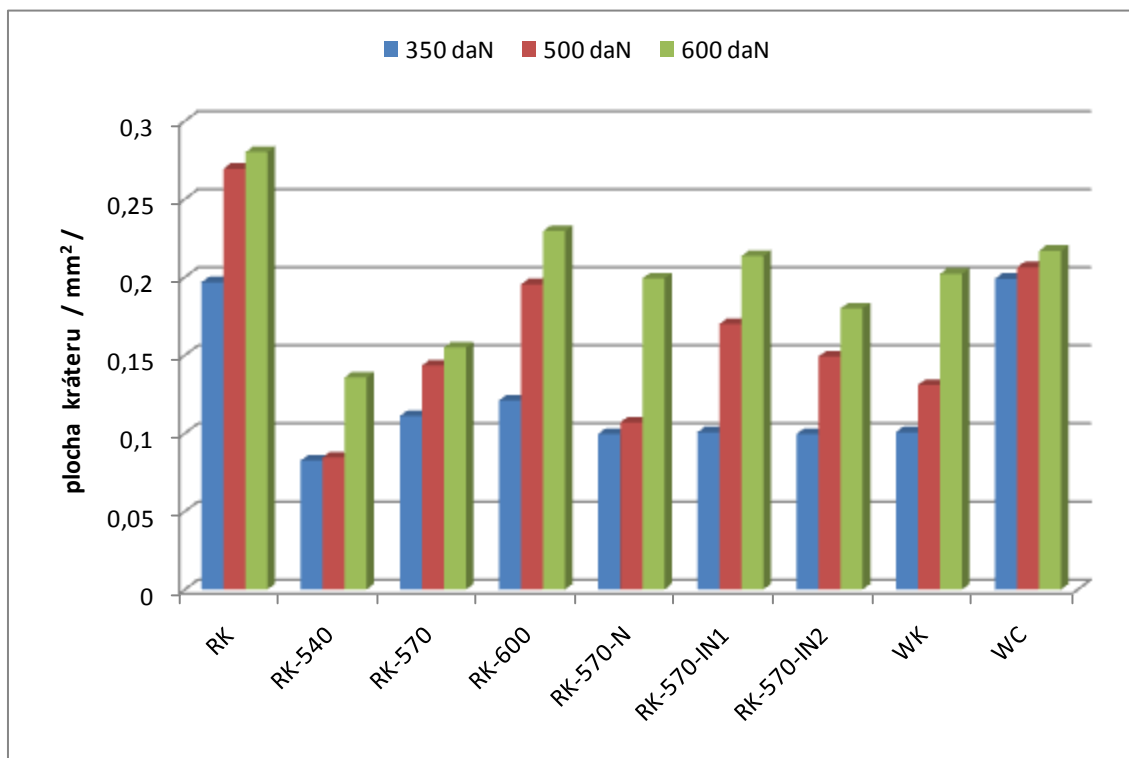


Obr. o79:  
Okraj lomové plochy  
vzorek RK-570-N  
zv.500x

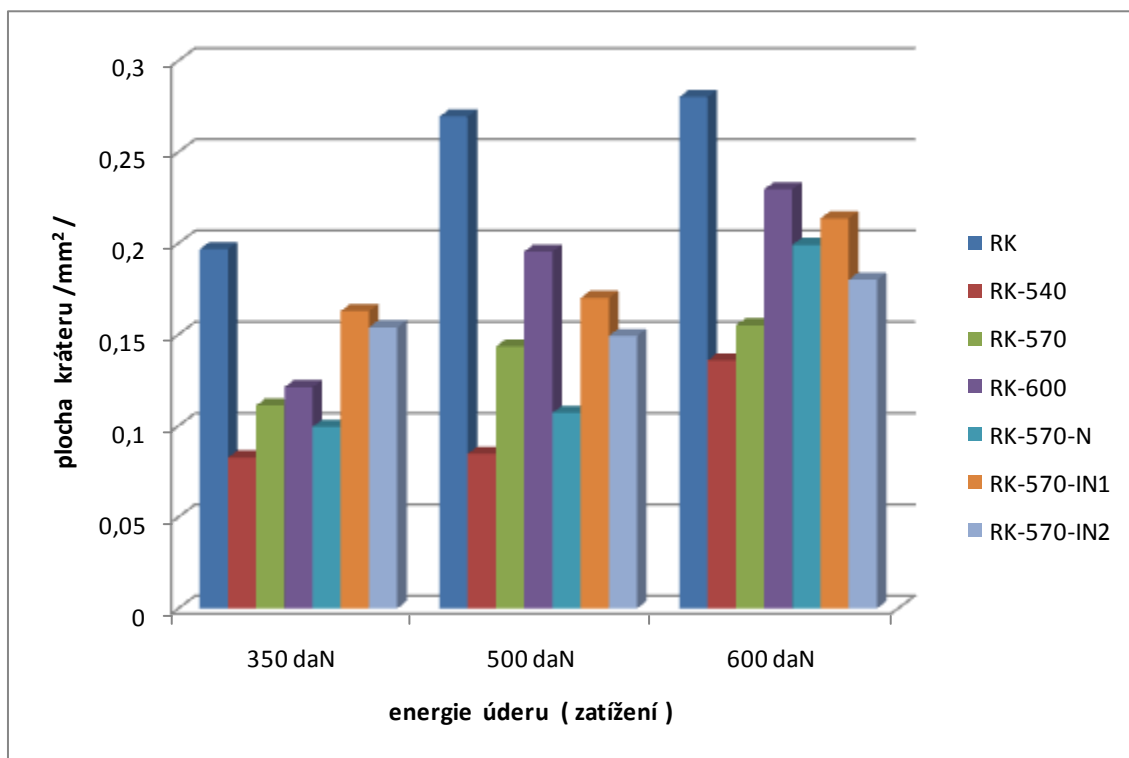


Obr. o80:  
Detail okraje lomové plochy  
vzorek RK-570-N  
zv.1000x

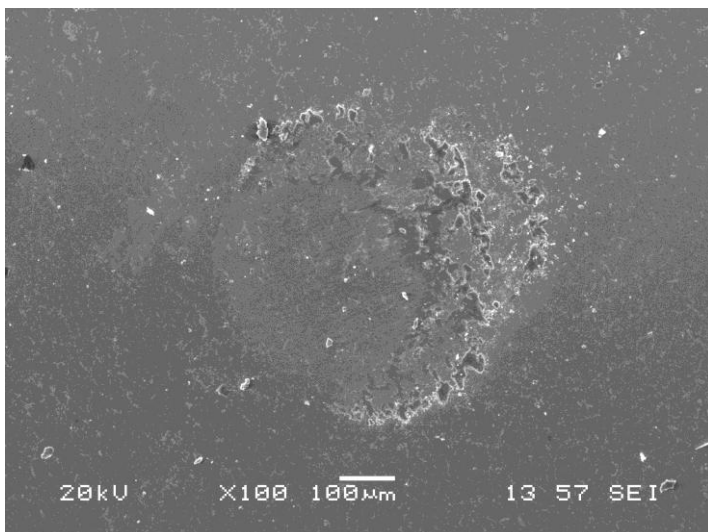
X37CrMoV5-1 (ČSN 41 9552)		
WK	Zpracování	WC
 <p>Micrograph showing the surface of a WK specimen. A dark circular area is visible in the center. A red scale bar labeled '100' is in the bottom right corner.</p>	<p>Obr. o81a-b</p> <p>N</p>	 <p>Micrograph showing the surface of a WC specimen. A dark circular area is visible in the center. A red scale bar labeled '100' is in the bottom right corner.</p>



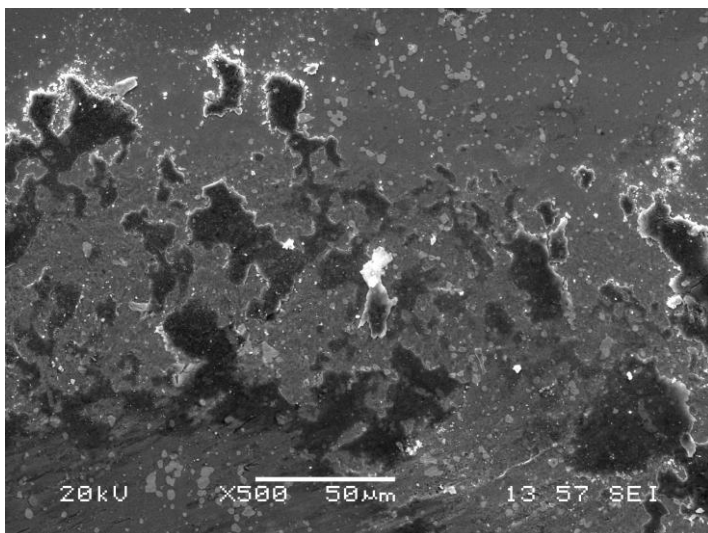
Obr. o82: Plocha kráterů po provedeném Impact testu (10 000 úderů) dle druhu zpracování vzorků



Obr. o83: Plocha kráterů po provedeném Impact testu (10 000 úderů) dle velikosti energie nárazu



*Obr. o84:  
Kráter Impact testu  
vzorek RK  
zv.100x*

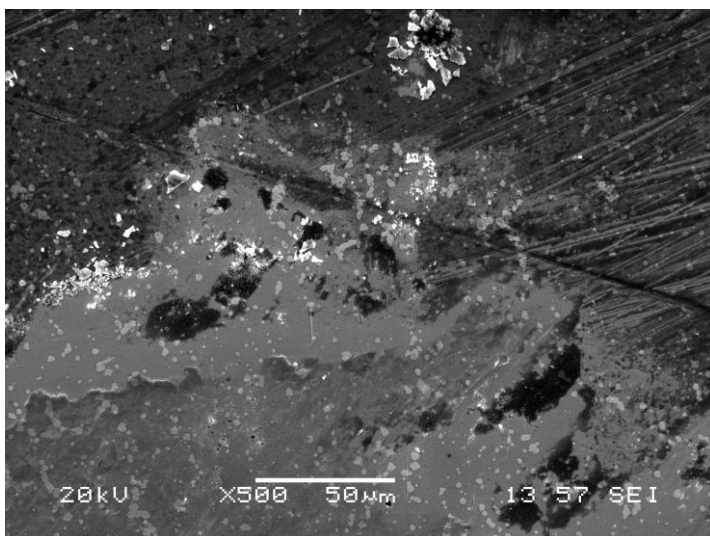


*Obr. o85:  
Detail kráteru Impact testu  
vzorek RK  
zv.500x*

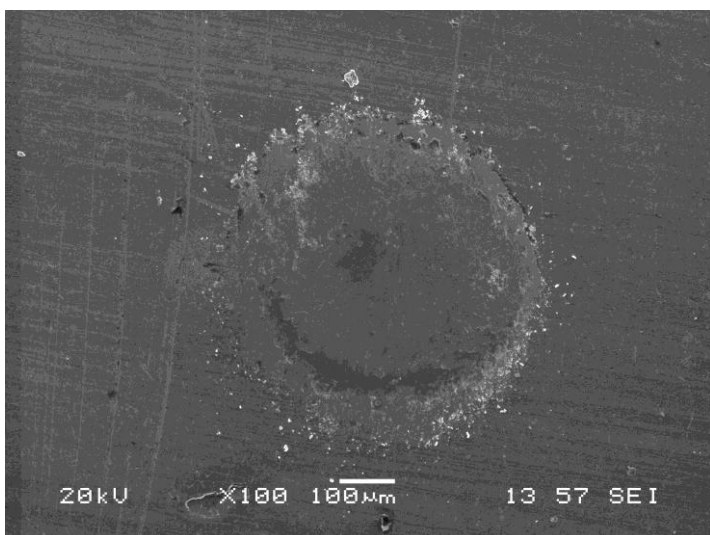


*Obr. o86:  
Kráter Impact testu  
vzorek RK-570  
zv.100x*

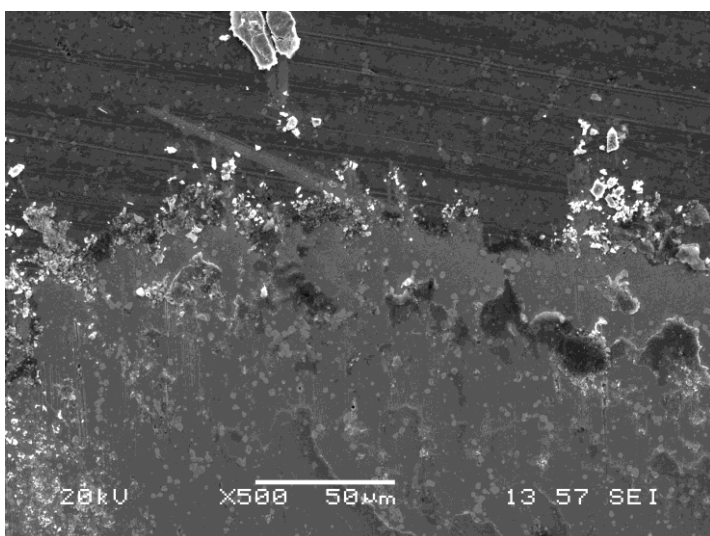




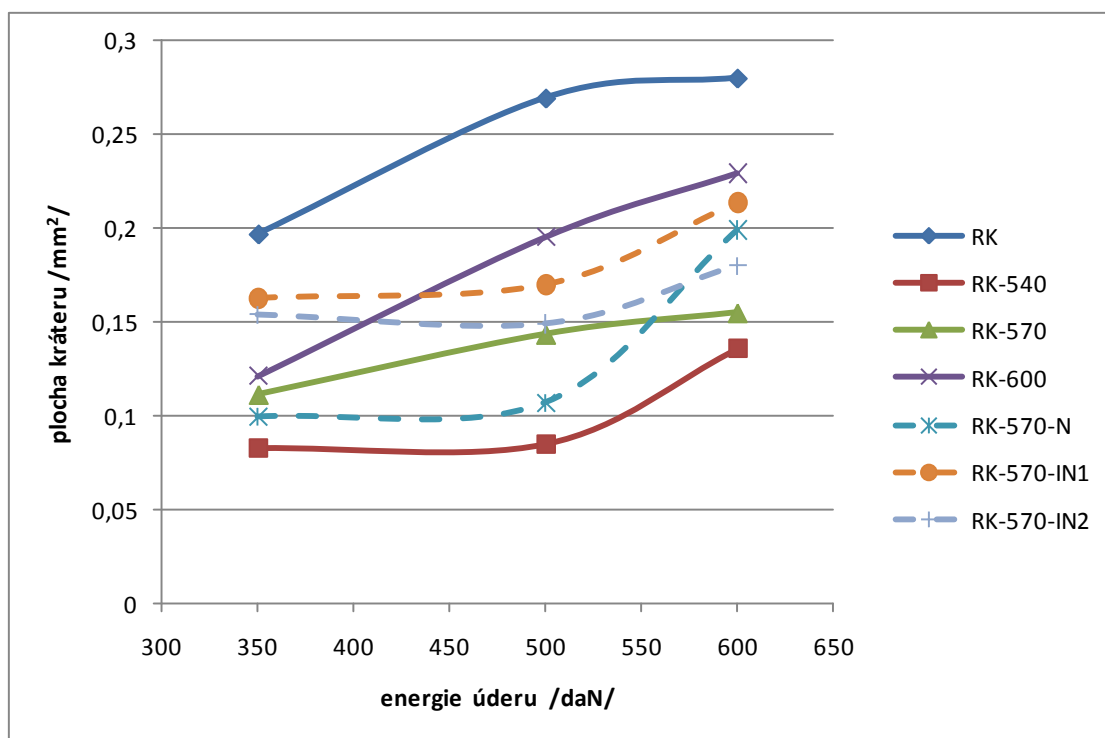
*Obr. o87:  
Detail kráteru Impact testu  
vzorek RK-570  
zv.500x*



*Obr. o88:  
Kráter Impact testu  
vzorek RK-570-N  
zv.100x*

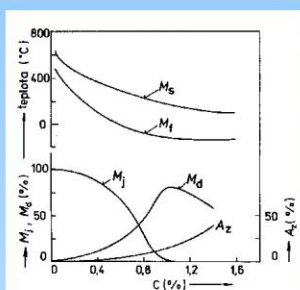


*Obr. o89:  
Detail kráteru Impact testu  
vzorek RK-570-N  
zv.500x*



Obr. 090: Vliv energie úderu na plochu kráteru (10 000 úderů)

### Kryogenní tepelné zpracování rychlořezné oceli



Kryogenní zpracování zajišťuje zvýšenou odolnost proti opotřebení a tím zvýšenou životnost nástrojů. Jeho účelem je zejména stabilizovat martenzit a eliminovat zbytkový austenit ochlazením oceli na teplotu pod  $M_f$ .



Vakuová kalící pec SCHMETZ



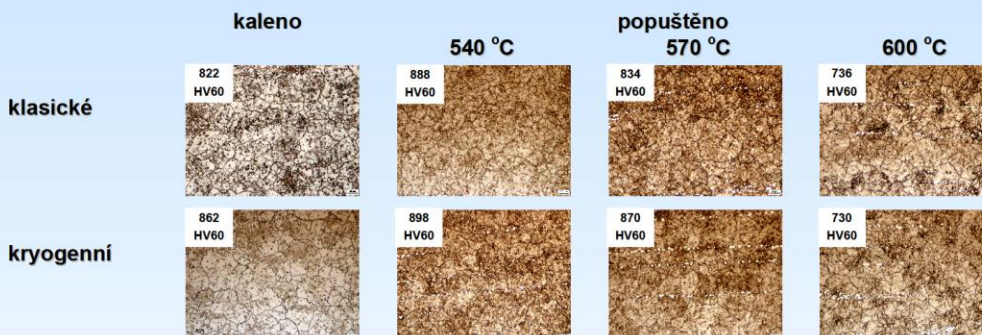
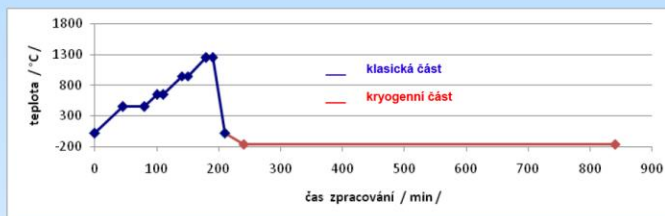
#### Ocel HS6-5-2-5 (ČSN 41 9852)

Teploty přeměn:  $A_{c1}$  820 – 850 °C  
 $M_s$  165 – 185 °C

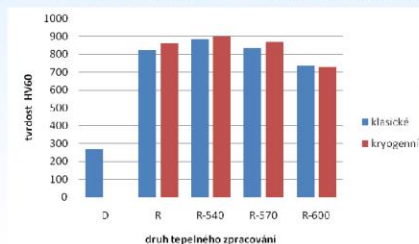
Chemické složení:

C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	W	V	Co
0,80-0,90	max 0,45	max 0,45	max 0,035	max 0,035	3,80-4,60	4,50-5,50	5,50-7,00	1,50-2,20	4,30-5,20

Režim tepelného zpracování



Tvrdost v závislosti na režimu TZ



Poster byl vytvořen v rámci řešení Bakalářské práce  
Autoři posteru: Jana Nižňanská, Pavel Šuchmann



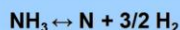
Obr. 091: Poster kryogenní zpracování rychlořezné oceli

## Nitridování nástrojové oceli

Nitridování je chemicko-tepelné zpracování zvyšující obsah dusíku v povrchové vrstvě. Hlavním účelem je precipitační zpevnění vzniklými nitridy legujících prvků.

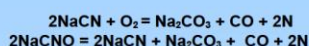
Způsoby nitridování:

- nitridace v plynu – tepelná disociace čpavku



- iontová (plazmová) nitridace – disociace dusíku katodovým výbojem při nízkém tlaku

- nitridace v lázni - disociace dusíku v roztavené soli



### Ocel HS6-5-2-5 (ČSN 41 9852)

C	Mn	Si	Cr	W	V	Mo	Co	P	S
0,80	max	max	3,80	5,50	1,50	4,50	4,30	max	max
0,90	0,45	0,45	4,60	7,00	2,20	5,50	5,20	0,035	0,035

### Ocel X37CrMoV51 (ČSN 41 9552)

C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V
0,32	0,20	0,80	max	max	4,50	1,10	0,35
0,42	0,50	1,20	0,030	0,030	5,50	1,60	0,60

tepelné zpracování - klasické a kryogenní (-160 °C)

iontová nitridace

č. 1 – 470 °C/4 h – atmosféra 1:10 (N<sub>2</sub>:H<sub>2</sub>)

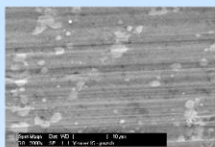
č. 2 – 530 °C/12 h – atmosféra 1:3 (N<sub>2</sub>:H<sub>2</sub>)

nitridace v plynu  
510 °C / 35 h

838 HV60 / 834 HV60 ( 1041 HV5 )  
858 HV60 / 870 HV60 ( 1008 HV5 )

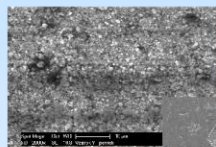
tvrdost HV [ povrch/ jádro ]  
1091 HV60 / 834 HV60  
x / 870 HV60 ( 1163 HV5 )

999 HV60 / 559 HV60  
1004 HV60 / 562 HV60

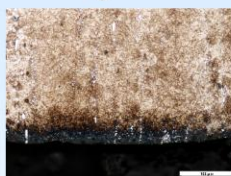
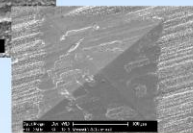
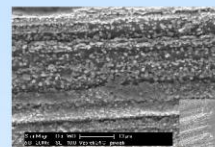


povrch vzorku

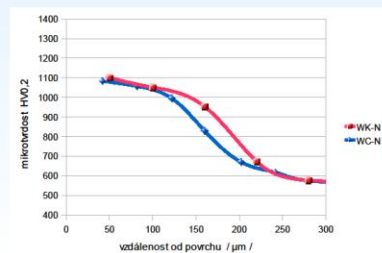
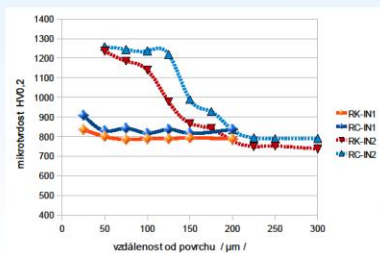
rez vrstvou



vtisk HV60



průběhy  
tvrdosti  
nitridačních  
vrstev



Poster byl vytvořen v rámci řešení Bakalářské práce  
Autoři posteru: Jana Nižňanská, Pavel Šuchmann



Obr. 092: Poster nitridování nástrojové oceli