

ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE

FAKULTA STROJNÍ

ÚSTAV MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ



DIPLOMOVÁ PRÁCE

**HODNOCENÍ ŽIVOTNOSTI VYBRANÝCH TVÁŘECÍCH NÁSTROJŮ
PRO PRÁCI ZA STUDENA**

**EVALUATION OF SERVICE LIFE OF SELECTED TOOLS
FOR COLD FORMING**

AUTOR: Bc. Nikola Moravcová

STUDIJNÍ PROGRAM: Strojní inženýrství

VEDOUCÍ PRÁCE: doc. Ing. Jana Sobotová, Ph. D.

PRAHA 2017

I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení:	Moravcová	Jméno: Nikola	Osobní číslo: 382463
Fakulta/ústav:	Fakulta strojní		
Zadávací katedra/ústav:	Ústav materiálového inženýrství		
Studijní program:	Strojní inženýrství		
Studijní obor:	Výrobní a materiálové inženýrství		

II. ÚDAJE K DIPLOMOVÉ PRÁCI

Název diplomové práce:
Hodnocení životnosti vybraných nástrojů pro tváření za studena

Název diplomové práce anglicky:
Evaluation of service life of selected tools for cold forming

Pokyny pro vypracování:

- 1) Literární rešerše
- 2) Experimentální část
 - a. Analýza současného stavu opotřebení nástrojů v rámci tvářecí linky a návrh experimentu
 - b. Hodnocení velikosti opotřebení nástrojů v závislosti na čase provozu linky
 - c. Analýza struktury a vlastností hodnocených nástrojů
- 3) Zhodnocení výsledků, závěry, sepsání DP

Seznam doporučené literatury:

[1] JURČI, Peter. Nástrojové oceli ledeburitického typu. Vyd. 1. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009. ISBN 978-80-01-04439-1.

[2] MACEK, Karel. Kovové materiály. Vyd. 1. Praha: Ediční středisko ČVUT, 1991. ISBN 80-010-0682-4.

[3] KRAUS, Václav. Tepelné zpracování a slinování. 3. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2013. ISBN 978-80-261-0260-1.

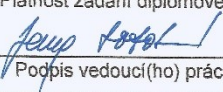
[4] KUŘÍK, M., J. LACZA, T. VLACH a J. SOBOTOVÁ. Study of the Properties and Structure of the Selected Tool Steels for Cold Work Depending on the Parameters of Heat Treatment. In: 3th International Conference on Heat Treatment and Surface Engineering in Automotive Applications. Čerčany: Asociace pro tepelné zpracování kovů, 2016. ISBN 978-80-904462-9-8.

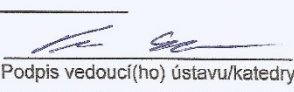
Jméno a pracoviště vedoucí(ho) diplomové práce:
doc. Ing. Jana Sobotová Ph.D., ústav materiálového inženýrství FS

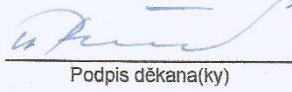
Jméno a pracoviště druhého(ho) vedoucí(ho) nebo konzultanta(ky) diplomové práce:

Datum zadání diplomové práce: **24.04.2017** Termín odevzdání diplomové práce: **31.07.2017**

Platnost zadání diplomové práce: _____

 Podpis vedoucí(ho) práce

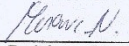
 Podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry

 Podpis děkana(ky)

III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

Diplomantka bere na vědomí, že je povinna vypracovat diplomovou práci samostatně, bez cizí pomoci, s výjimkou poskytnutých konzultací. Seznam použité literatury, jiných pramenů a jmen konzultantů je třeba uvést v diplomové práci.

15.4.2017
Datum převzetí zadání


Podpis studentky

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem tuto práci vypracovala samostatně, a to výhradně s použitím pramenů a literatury, uvedených v seznamu citovaných zdrojů.

V Praze dne:

.....

Podpis

Anotace

Diplomová práce je zaměřena na hodnocení životnosti vybraných nástrojových ocelí pro práci za studena. Jako nástroj pro hodnocení životnosti bylo vybráno měření opotřebení. Předmětem zkoumání byly konvenční metalurgií vyrobená a konvenčním způsobem tepelně zpracovaná nástrojová ocel 1.2379, a stejná ocel, u které bylo do procesu tepelného zpracování zařazeno hluboké zmrazování při teplotě $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$. Dále byla sledována rychlořezná ocel Vanadis 23 vyrobená práškovou metalurgií, u které bylo také provedeno kryogenní zpracování. Opotřebení těchto ocelí bylo měřeno jednak v laboratorní podmínkách zkouškou Pin On Disc, ale také v provozních podmínkách pomocí metodiky navržené autorkou práce. Na zkoumaných vzorcích bylo provedeno měření tvrdosti a metalografická analýza. Bylo prokázáno, že na základě výsledků laboratorních zkoušek opotřebení nelze predikovat chování všech tvářecích nástrojů v provozních podmínkách.

Klíčová slova

Nástrojové oceli pro práci za studena, ledeburitické oceli, prášková metalurgie, tepelné zpracování, hluboké kryogenní zpracování, odolnost proti opotřebení

Annotation

The diploma thesis is focused on evaluation of service life of selected tool steels for cold forming. A wear measurement was selected as evaluation of service life. Investigated steels were: tool steel 1.2379 made by conventional metallurgy and heat-treated by conventional process and the same steel but its heat treatment included deep cryogenic treatment at -196 °C. Other investigated steel was high speed steel Vanadis 23 made by powder metallurgy and heat-treated including deep cryogenic treatment as well. The wear of these steel was measured in laboratory conditions by the Pin On Disc test, but also in the operating conditions using the methodology proposed by the author of this work. Hardness measurement and metallographic analysis were made on observed samples. The conclusion is that the results of laboratory wear measurement are not suitable to predict wear of all forming tool in operating conditions.

Keywords

Cold work tool steels, ledeburitic steels, powder metallurgy, heat treatment, deep cryogenic treatment, wear resistance

Poděkování

Tímto bych ráda poděkovala paní doc. Ing. Janě Sobotové, Ph. D. za odborné vedení, cenné připomínky a trpělivost při konzultacích diplomové práce. Dále panu Ing. Martinu Kuříkovi za konzultace a odbornou pomoc při laboratorním zpracování vzorků.

Děkuji velice společnosti Nedcon Bohemia s.r.o., jejímu vedení a kolegům za umožnění provedení experimentu v jejich provozu, také za rady a pomoc při jeho realizaci.

Taktéž děkuji zakázkové kalírně PRIKNER - teplené zpracování kovů, s.r.o., jmenovitě paní Ing. Petře Priknerové za provedení tepelného zpracování vzorků.

V neposlední řadě bych ráda také poděkovala své rodině a svým blízkým za psychickou podporu a jejich trpělivost.

Obsah

Obsah.....	7
Seznam zkratk.....	9
ÚVOD.....	11
1 Nástrojové oceli	12
1.1 Dělení nástrojových ocelí	12
1.1.1 Nástrojové oceli podle norem	12
1.1.2 Nástrojové oceli podle použití a mechanismu tuhnutí	15
1.2 Požadavky na nástrojové oceli	17
1.2.1 Vlastnosti podmiňující vyrobiteľnost nástrojů.....	18
1.2.2 Exploatační vlastnosti v závislosti na používání nástroje	19
1.3 Struktura nástrojových ocelí	22
1.3.1 Chemické složení nástrojových ocelí	25
1.4 Metody výroby nástrojových ocelí.....	30
1.5 Tepelné zpracování nástrojových ocelí.....	39
1.5.1 Konvenční tepelné zpracování ledeburitických ocelí	39
1.5.2 Kryogenní zpracování.....	45
2 Opotřebení nástrojových ocelí.....	50
2.1 Druhy opotřebení	50
2.1.1 Abrazivní a adhezivní opotřebení.....	53
2.2 Zkoušky a hodnocení opotřebení	55
3 Experimentální část.....	60

3.1	Experimentální materiály	60
3.1.1	Tvářecí nástroje	63
3.1.2	Tvářený materiál	65
3.2	Vývojový diagram experimentu	67
3.3	Návrh metodiky hodnocení opotřebení v provozních podmínkách	68
3.4	Konfigurace testování	72
3.5	Popis experimentu v laboratorních podmínkách	74
4	Výsledky a jejich diskuze	78
4.1	Hodnocení stávajícího stavu	78
4.2	Hodnocení konfigurace 1	81
4.3	Hodnocení konfigurace 2	85
4.4	Kompilace výsledků hodnocených v provozních a laboratorních podmínkách 90	
5	Závěry	95
	PŘÍLOHY	97
	Seznam obrázků	98
	Seznam tabulek	100
	Seznam citací	101

Seznam zkratek

A ₁	eutektoidní teplota systému Fe-Fe ₃ C
A ₃	dolní teplota stabilní oblasti austenitu
ASTM	American Society for Testing Materials
A _z	zbytkový austenit
C	uhlík
CM	konvenční metalurgie (Conventional Metallurgy)
Cr	chrom
CT	zmrazování/ kryogenní zpracování (Cryogenic Treatment)
Cu	měď
ČSN	česká technická norma
DCT	hluboké zmrazování (Deep Cryogenic Treatment)
EDS	Energy Dispersive System
F [N]	normální síla v newtonech
Fe	železo
Fe-Fe ₃ C	binární systém železo-karbid železa
FeS	sulfid železnatý
HB	tvrdost dle Brinella
HIP	izostatické lisování za tepla (Hot Isostatic Pressing)
hm. %	hmotnostní procento
HNO ₃	kyselina dusičná
hod	časová jednotka - hodina
HRC	tvrdost dle Rockwella, metoda C

HS	rychlořezná ocel (High Speed)
HV	tvrdost dle Vickerse
CHT	konvenční tepelné zpracování (Conventional Heat Treatment)
M _f	teplota konce martenzitické přeměny (Martensite Finish)
min	časová jednotka - minuta
MnS	sulfid manganatý
Mo	molybden
M _s	teplota začátku martenzitické přeměny (Martensite Start)
Ni	nikl
NO	nástrojové oceli
Pb	olovo
PM	prášková metalurgie (Powder Metallurgy)
Ra	parametr drsnosti – průměrná aritmetická úchylka
SCT	Shallow Cryogenic Treatment
SEM	řádkovací elektronová mikroskopie (Scanning Electron Microscope)
Sn	cín
Ta	tantal
Ti	titan
T _i [K]	teplota tání ve stupních Kelvina
TZ	tepelné zpracování
V	vanad
η- karbidy	jemné disperzní karbidy
μm	délková jednotka - mikrometr

ÚVOD

Současná strojírenská výroba se kromě jiného potýká s problémy souvisejícími s narůstajícími požadavky na kvalitu a užité vlastnosti používaných nástrojů. Vysoké nároky jsou kladeny jak na jejich konstrukci, tak i na vlastnosti materiálu nástroje. K výrobě nástrojů se používá široký sortiment materiálů. Největší a nejpoužívanější skupinou jsou nástrojové oceli. [1]

Téměř každé zařízení a mechanismus obsahuje několik uzlů kritického opotřebení. [2] Vysoká odolnost proti opotřebení závisí na vhodných mechanických vlastnostech materiálu, jakými jsou především vysoká tvrdost při zachování dostatečné houževnatosti. S rychlým rozvojem výrobních zařízení a zvyšujícími se technologickými možnostmi výroby přestávají některé dosud tradičně vyráběné nástrojové oceli pro práci za studena vyhovovat kladeným nárokům.

Je známo, že užité vlastnosti nástrojových ocelí jsou zaručeny vhodným způsobem tepelného zpracování. [3] [4] Dostupná literatura [5] ukazuje, že kryogenní zpracování vede ke zvýšení odolnosti proti opotřebení.

V posledních letech roste význam výroby ocelí pomocí práškové metalurgie. Jurčí [6] uvádí, že tento postup vede k odstranění závislosti mechanických vlastností na směru struktury nebo ke zlepšení houževnatosti při zachování vysoké tvrdosti.

Předložená diplomová práce vznikla v návaznosti na publikované články [7] [8] a na základě spolupráce se společností Nedcon Bohemia s.r.o. se sídlem v Pardubicích. Tato firma je zaměřena na výrobu regálových systémů. Zde byl zahájen projekt řešící návrh nového materiálu pro tvářecí nástroje (dále rolny) s požadavkem zvýšení jejich životnosti.

Cílem diplomové práce je navrhnout metodiku hodnocení opotřebení nástrojů během jejich provozu. Dalším cílem je vyhodnotit a porovnat velikosti opotřebení vybraných roln v závislosti na jejich materiálu a tepelném zpracování v provozních a laboratorních podmínkách.

1 Nástrojové oceli

Nástrojové oceli jsou druhem materiálů určeným k výrobě nástrojů pro celou škálu technologií. Tyto oceli představují z hlediska vlastností, chemického složení nebo způsobu výroby různorodou skupinu [1]. Kvalita a životnost nástroje výrazně ovlivňuje technologickou i ekonomickou stránku výrobních procesů v nejrůznějších oborech průmyslu. Limity dané materiálem nástroje jsou často omezujícím faktorem pro vývoj a zavádění nových obráběcích i tvářecích strojů. Pro zajištění vysokých požadavků na vlastnosti používaných nástrojů prochází většina nástrojových ocelí dalšími úpravami, nejčastěji tepelným zpracováním, případně vybranou povrchovou úpravou. [1] [9]

1.1 Dělení nástrojových ocelí

Jak již bylo uvedeno, nástrojové oceli tvoří rozmanitou skupinu materiálů. Z tohoto důvodu proto také existuje několik možných hledisek jejich dělení. V následujících kapitolách bude uvedeno jednak dělení nástrojových ocelí podle současných platných norem, resp. podle jejich chemického složení, a také s ohledem na jejich použití v praxi.

1.1.1 Nástrojové oceli podle norem

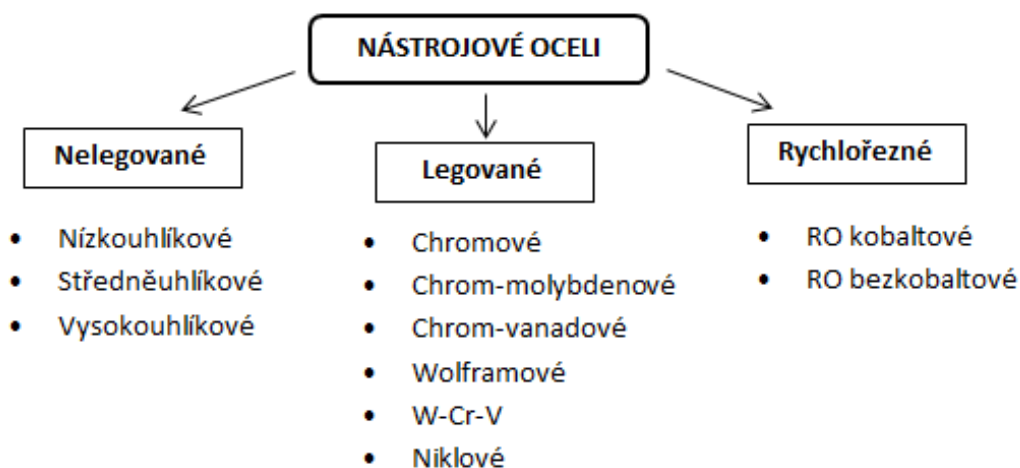
V současné době lze najít rozdělení nástrojových ocelí v několika platných českých normách. Norma **ČSN EN 10027** určuje dva možné způsoby označování ocelí [10] [11], a to v závislosti na jejich užití a chemickém složení, dle těchto hledisek pak dělí nástrojové oceli do několika skupin.

Norma [10] uvádí způsob označování ocelí pomocí značek a čísel (v angličtině známe jako „steel names“) a dělí nástrojové oceli podle chemického složení do následujících kategorií:

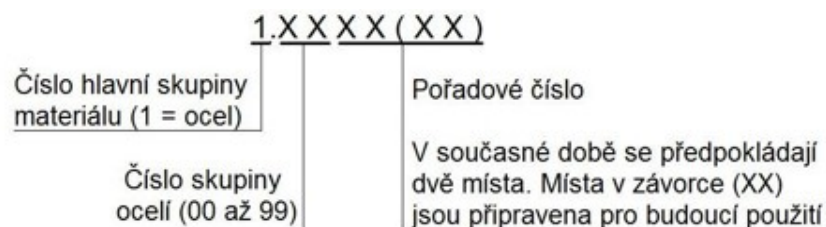
- nelegované nástrojové oceli se středním obsahem Mn < 1 hm. % (např. **C70U** = 1.1520 – 0,7 % C, U - nástrojová nelegovaná ocel),

- nelegované nástrojové oceli se středním obsahem Mn ≥ 1 hm. %, nelegované automatové oceli a legované nástrojové oceli (mimo rychlořezných) se středními obsahy jednotlivých legujících prvků pod 5 hm. %
(např. **13CrMo4-5** = 1.7335 - 0,13 % C; 1 % Cr; 0,5 % Mo),
- legované nástrojové (mimo rychlořezných) oceli se středním obsahem minimálně jednoho legujícího prvku ≥ 5 hm. %
(např. **X155CrVMo12-1** = 1.2379 – 1,55 % C; 12 % Cr; 1 % V),
- rychlořezné oceli
(např. **HS6-5-3** = 1.3344 - 6 % W; 5 % Mo; 3 % V).

Druhým způsobem značení, resp. dělení ocelí podle normy ČSN EN 10027 je systém číselného označování ocelí dle [11]. Zjednodušené schematické znázornění tohoto rozdělení NO uvádí Obrázek 1, obecný předpis značení viz. Obrázek 2.



Obrázek 1 Zjednodušené schematické rozdělení NO podle normy [11]



Obrázek 2 Obecný předpis značení dle normy [11]

Tento číselný systém dělí oceli primárně na nelegované a legované, podrobněji pak do skupin dle chemického složení:

- nelegované nástrojové oceli – ušlechtilé (čísla skupin 15-18),
- legované nástrojové oceli – ušlechtilé, které se dále dělí podle hlavních legujících prvků:
 - Cr (skupina 20),
 - Cr-Si, Cr-Mn, Cr-Mn-Si (skupina 21),
 - Cr-V, Cr-V-Si, Cr-V-Mn, Cr-V-Mn-Si (skupina 22),
 - Cr-Mo, Cr-Mo-V, Mo-V (skupina 23),
 - W, Cr-W (skupina 24),
 - W-V, Cr-W-V (skupina 25),
 - W (kromě skupin 24, 25, 27) (skupina 26),
 - Ni (skupina 27),
 - ostatní (skupina 28),
 - rychlořezné oceli s obsahem Co (skupina 32),
 - rychlořezné oceli bez obsahu Co (skupina 33) [11] [12].

Pro jednoznačnost rozdělení nástrojových ocelí je třeba uvést definici pro legované a nelegované oceli, kterou stanovuje norma **ČSN EN 10020** [13]. Jako nelegované se označují ty oceli, jejichž obsah jednotlivých prvků nepřekročí mezní hodnoty uvedené v Tabulce 1.

Tabulka 1 Mezní obsahy legujících prvků [13]

Prvek	Limitní obsah [hm. %]
B	0,0008
La, Zr a ostatní prvky s výjimkou C, P, S, N	0,05
Nb	0,06
Mo	0,08
Al, Bi, Se, Te, V, Co, W	0,1
Ni, Cr	0,3
Cu, Pb	0,4
Si	0,5
Mn	1,65

1.1.2 Nástrojové oceli podle použití a mechanismu tuhnutí

Odborná literatura [14] uvádí dělení nástrojových ocelí v souladu s německou normou DIN 17 350, která tyto oceli rozděluje přehledně podle účelu použití na:

- nelegované nástrojové oceli,
- legované nástrojové oceli pro práci za studena,
- legované nástrojové oceli pro práci za tepla,
- rychlořezné oceli.

Obdobné dělení nástrojových ocelí (dále NO) uvádí také výrobci či dodavatelé těchto ocelí. Český výrobce Poldi s.r.o. [15] rozlišuje NO na práci za studena, NO na práci za tepla a rychlořezné oceli. Zahraniční výrobci a dodavatelé (např. Uddeholm [16], Böhler [17], Bolzano [18]) rozlišují:

- NO pro práci za studena,
- NO pro práci za tepla,
- NO na výrobu forem,
- NO na zpracování plastů,
- rychlořezné oceli.

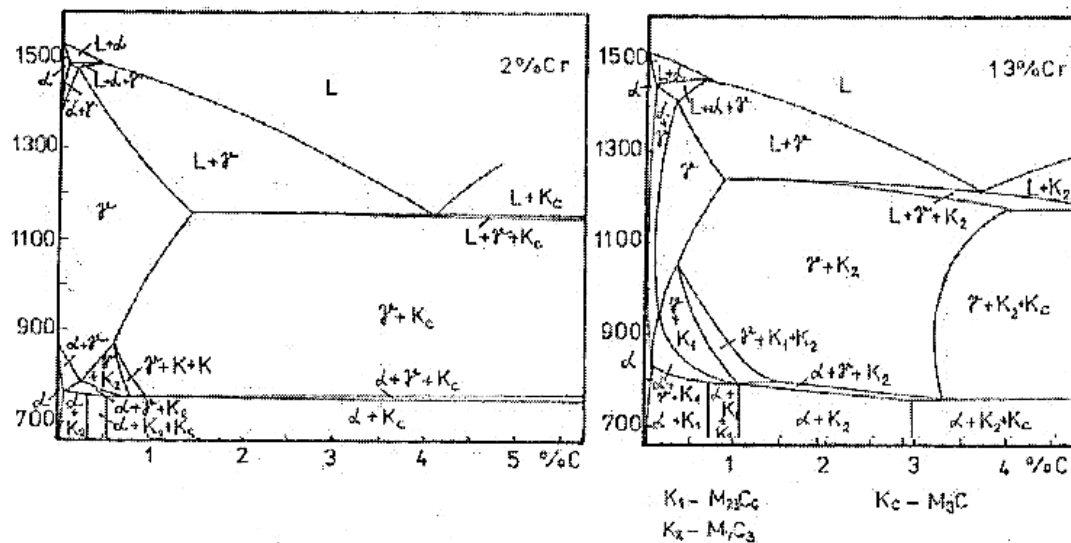
Hlediskem, které rozděluje nástrojové oceli pro práci za tepla a za studena, je jejich rekrytalizační teplota. Tato teplota odpovídá přibližně 0,3-0,4 násobku teploty tání dané oceli udávané v Kelvinech (tj. $0,3-0,4 T_t$ [K]). Pokud nástroj pracuje při teplotě nižší, než je jeho teplota rekrytalizace, jedná se o práci za studena, pokud pracuje při vyšší teplotě, jedná se o práci za tepla.

Autoři prací [1] [12] uvádějí další důležité kritérium dělení nástrojových ocelí, podle mechanismu tuhnutí a chladnutí ocelí. Dle tohoto kritéria se NO dělí na oceli podeutektoidní, eutektoidní, nadeutektoidní, subledeburitické a ledeburitické. Právě poslední dvě jmenované skupiny jsou typickým příkladem ocelí pro práci za studena, na které je tato práce dále zaměřena.

Základní strukturní složkou ledeburitické oceli je ledeburit, což je eutektická strukturní složka, která se v diagramu železo–karbid železa (Fe - Fe₃C) vyskytuje až v oblasti, kde obsahu uhlíku přesahuje 2,11 hm. %, tedy v oblasti litin. Slitinám obsahující strukturní složku ledeburit se v rámci diagramu Fe-Fe₃C říká bílé (temperované) litiny. Ledeburitickou ocel můžeme nazývat ocelí, z toho důvodu, že

většina legujících prvků tohoto typu ocelí (především Cr, V a Mo) rozšiřuje oblast výskytu feritu a zmenšují oblast austenitu. V důsledku toho se eutektoidní bod, stejně jako bod maximální rozpustnosti uhlíku v austenitu, v diagramu Fe-Fe₃C posouvá k nižším hodnotám obsahů uhlíku. [6]

Tento jev je znázorněn na Obrázku 3, který představuje dva řezy ternárním diagramem Fe-C-Cr a dokumentuje vliv rostoucího obsahu Cr na maximální rozpustnost uhlíku v austenitu.

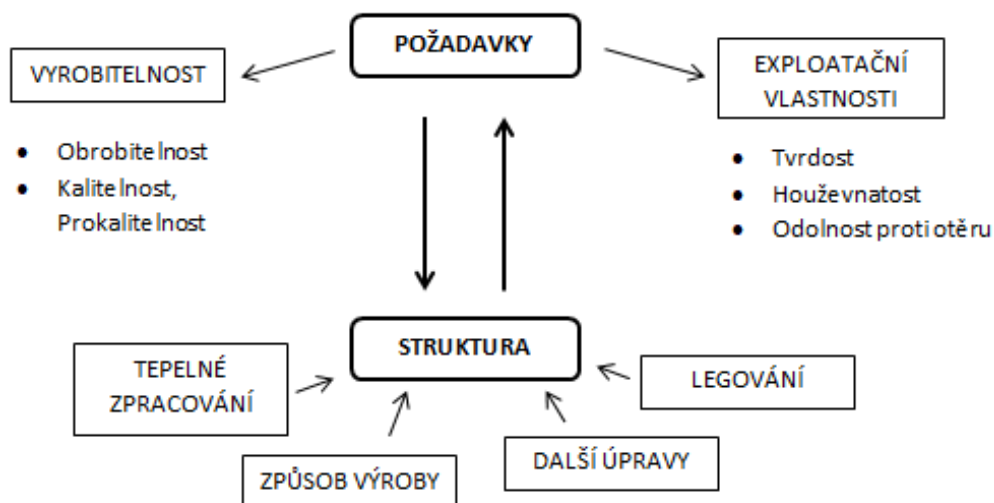


Obrázek 3 Ternární diagramy Fe-C-Cr při obsahu 2 % Cr (vlevo) a 13 % Cr (vpravo) [6]

Diagram na levé straně zobrazuje ternární diagram Fe-C-Cr při obsahu chromu 2 hm. %, zde není avizovaný vliv tak výrazný. Diagram Fe-C-Cr při obsahu Cr 13 hm. % ukazuje, že v tomto případě je maximální rozpustnost uhlíku v austenitu méně než 1 % a při vyšším obsahu uhlíku je již ve struktuře přítomná eutektická strukturní složka. V důsledku toho materiály s nižším obsahem uhlíku než 2,11 hm. % mohou patřit do skupiny ledeburitických ocelí.

1.2 Požadavky na nástrojové oceli

Na vlastnosti nástrojových materiálů je v dnešní době kladena celá řada požadavků, kterým musí materiál vyhovět, aby z něj mohl být vyroben nástroj o požadované funkčnosti. Některé požadavky jsou společné pro všechny nástrojové oceli, další závisí na skupině nástrojových materiálů nebo použití konečného nástroje. [1]



Obrázek 4 Vztah mezi strukturou a požadavky na nástrojové materiály [1] [6] [3]

Volba nástrojového materiálu pro konkrétní aplikaci závisí vždy na několika faktorech. V první řadě je třeba stanovit, jakých exploatačních vlastností by měl materiál pro daný účel použití dosahovat. Z těchto nároků vyplyne požadovaná struktura materiálu. Struktura materiálu je dána chemickým složením, způsobem výroby v oblasti primární metalurgie, tepelným zpracováním, případně povrchovými úpravami. Dále je velmi důležitá vyrobiteľnost materiálu splňující stanovené požadavky. Vztah mezi strukturou a požadavky na nástrojové oceli zobrazuje Obrázek 4. V neposlední řadě je pak třeba zhodnotit ekonomické hledisko použití takovýchto nástrojů s ohledem na jejich pořizovací cenu a životnost. [1] [12]

1.2.1 Vlastnosti podmiňující vyrobitelnost nástrojů

Obrobitelnost

Obrobitelnost je velmi důležitou technologickou vlastností nástrojových ocelí. Požadavky na tvar nástrojů jsou velice rozmanité, v mnoha případech se jedná o složité a specifické nároky na výslednou podobu geometrického tvaru a povrchové jakosti nástroje. Obrobitelnost ve stavu žíhaném na měkko je dána zejména dvěma faktory. Prvním je zcela zřejmě tvrdost oceli, s rostoucí tvrdostí se obrobitelnost zhoršuje. Druhým podstatným faktorem je kvalita a rozmístění karbidů v matrici. [3]

Problémy mohou nastat s brousitelností a leštitelností nástrojových ocelí, které částečně souvisí s otěruvzdorností. Brousitelnosti je obtížná například u materiálů s větším objemovým podílem tvrdých karbidů typu MC, jelikož dosahují tvrdosti až 3000 HV. Blíže se jednotlivými karbidickými fázemi zabývá kapitola 1.3. V těchto případech je nutné řídit se normativy, které uvádějí, jak tyto konkrétní materiály brousit. U leštění nastává problém především kvůli schopnosti matrice vázat karbidické fáze, které se shlukují a mají tendenci se z matrice uvolňovat. Tento jev zhoršuje drsnost povrchu a brání dokonalému vyleštění tvarové plochy. [1] [3]

Kalitelnost a prokalitelnost

Kalitelnost je definována jako schopnost oceli dosáhnout určité povrchové tvrdosti po tepelném zpracování, které spočívá v austenitizaci a následném rychlém ochlazení v kalícím médiu, čímž se dosahuje tvrdé martezitické struktury oceli. Tepelné zpracování NO bude podrobněji vysvětleno v kapitole 1.4. S touto vlastností souvisí celá řada dalších technologických vlastností. Těmi jsou zejména rozměrová stabilita, odolnost proti plastické deformaci nebo otěruvzdornost. [1] [3]

Prokalitelnost je schopnost materiálu získat požadovanou tvrdost po kalení do určité hloubky pod povrchem. Nelegované oceli mají obvykle malou prokalitelnost, kterou zvyšuje celá řada legujících prvků. [14] Vlivu konkrétních legujících prvků se věnuje kapitola 1.3.1.

1.2.2 Exploatační vlastnosti v závislosti na používání nástroje

Tvrдость

Tvrдость oceli je závislá především na dvou faktorech, zaprvé na obsahu uhlíku (případně legujících prvků), a za druhé na způsobu tepelného zpracování. U nelegovaných a nízkolegovaných ocelí stoupá tvrдость přibližně do 0,8 hm. % obsahu uhlíku. Při vyšších obsazích uhlíku roste tvrдость martenzitu, ale po překročení eutektoidní koncentrace se tvrдость již příliš nemění. Vysokých hodnot tvrđosti uhlíkových a nízkolegovaných ocelí se obvykle dosahuje kalením a popouštěním na nízké teploty. [9]

U legovaných ocelí lze získat vyšší tvrđost právě díky obsahu legujících prvků, které tvoří s uhlíkem speciální velmi tvrdé karbidy. U těchto ocelí můžeme také dosáhnout tzv. sekundární tvrđosti. Pokud je po kalení zařazeno vysokoteplotní popouštění, dochází k precipitaci jemné disperze částic speciálních karbidů, čímž dojde ke zvýšení tvrđosti (= sekundární vytvrzování). [19]

Houževnatost

Houževnatost, tj. odolnost materiálu proti iniciaci křehkého lomu, patří mezi základní požadavky na nástrojové oceli. U nástrojů se velmi často uplatňuje kombinované namáhání v tlaku, v tahu, v ohybu i v krutu. Nejnebezpečnější pro životnost nástrojů je dynamické namáhání. Nemá-li docházet k porušování, je třeba zajistit dobrou houževnatost nástroje i za cenu mírného snížení tvrđosti. [1] [6] [20]

Houževnatost je ovlivněna několika faktory, primárně chemickým složením a výrobou materiálu, sekundárně pak tepelným zpracováním. Houževnatost ocelí zlepšují některé legující prvky – především nikl, naopak nežádoucí může být kobalt. Velmi důležitá pro tuto vlastnost je struktura materiálu, je vyžadována homogenní, jemnozrnná struktura s minimálním vnitřním pnutím. Různou houževnatost lze očekávat u ocelí s martenzitickou, bainitickou nebo smíšenou strukturou s různým podílem zbytkového austenitu. Dále ji ovlivňuje druh, rozložení a velikost karbidů, kde je nežádoucí jejich řádkovitost vyvolávající anizotropii vlastností. Obecně mají při stejném chemickém složení lepší houževnatost oceli vyrobené práškovou metalurgií, kterou jim zaručuje jejich homogenní a jemnozrnná struktura (podrobněji v kapitole 1.4). Na houževnatost má vliv i stupeň znečištění oceli, tj. množství a rozložení nekovových vměstků. Při tepelném zpracování ocelí platí obecné pravidlo, že s rostoucí teplotou

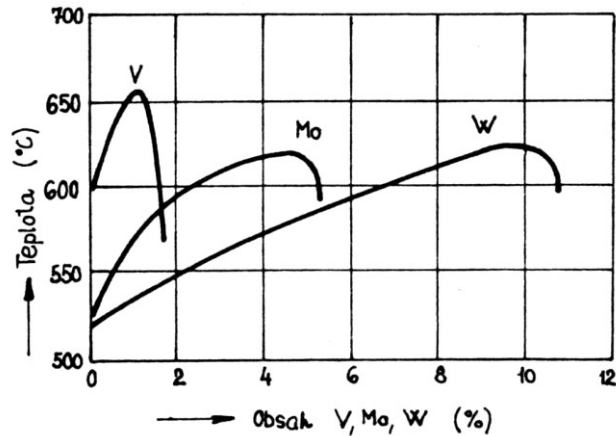
popouštění houževnatost roste. To ale neplatí u všech ocelí, především u ocelí ledeburitického typu, kde dochází k tzv. sekundárnímu vytvrzení. [3] [20]

Odolnost proti otěru a řezivost

Tyto dvě vlastnosti jsou důležité pro řezné nástroje a nástroje pro práci za studena, zejména pro ty pracující v hromadné nebo velkosériové výrobě. U nástrojů na obrábění se vyžaduje co nejlepší řezivost. Během obrábění dochází k otěru funkčních částí nástroje, což způsobuje opotřebení nástrojů a ovlivnění řezivosti. Opotřebení vlivem otěru se projevuje také u tvářecích nástrojů, kde ovlivňuje jejich životnost. Řezivost i odolnost proti otěru úzce souvisí s tvrdostí a strukturou oceli. Velký význam má typ, velikost a rozmístění primárních a eutektických karbidů. [1] Velmi pozitivní vliv na odolnost proti otěru a odolnost ocelí proti poklesu tvrdosti při zvýšení teploty mají termicky stabilní a tvrdé karbidy. Z používaných legujících prvků má v tomto ohledu nejlepší účinek vanad, dále pak molybden, wolfram a chrom. [20]

Odolnost proti popouštění

Odolnosti proti popouštění je důležitá zejména pro nástroje pracující za zvýšených teplot. Například kovací zápustky přichází do styku s tvářeným materiálem o teplotě přesahující i 1100 °C, ale i při klasickém třískovém obrábění kovů je možné v místě oddělování třísky dosáhnout až teplot kolem 700 °C. [1] Zahřátí povrchu nástrojů způsobuje pokles tvrdosti (jev popouštění), které vede ke snížení řezivosti, odolnosti proti otěru a plastické deformaci. Odolnost proti popouštění oceli zajišťuje dostatečný obsah vysokotavitelných karbidů. Na Obrázku 5 lze vidět, jak obsah vybraných prvků (tvořící zmíněné karbidy) ovlivňuje odolnost proti popouštění. [20] Pokud chceme dosáhnout co nejlepší odolnosti proti popouštění, doporučují se oceli s obsahem kolem 1,5 hm. % V, 4,5 hm. % Mo a 9,5 hm. % W. Nejúčinněji působí vanad, který při daném obsahu zaručuje odolnost proti popouštění až do teplot přes 650 °C. Uvedené obsahy korespondují s hodnotami, které uvádí výrobce NO [21] u takto odolných ocelí.



Obrázek 5 Vliv obsahu V, Mo a W na odolnost proti popouštění [19]

Při ohřevu nástroje může docházet ke strukturním změnám, ty mohou být doprovázeny rozpadem zbytkového austenitu, precipitací karbidů, jejich vzájemnými reakcemi a koaguací. Během provozu jsou tyto strukturní změny nežádoucí, proto je třeba nástroje chladit. S ohledem na považovanou tvrdost by u uhlíkových a nízkolegovaných ocelí neměla teplota překročit 250 až 300 °C. Nástroje z legované oceli mohou bez výrazného snížení tvrdosti pracovat dlouhodoběji i při teplotách nad 500 °C. [20]

Rozměrová stálost

Při tepelném zpracování nástrojových ocelí dochází k objemovým změnám, které vyvolávají tlaková i tahová napětí mezi povrchem a jádrem nástroje. Nepravidelné rozdělení napětí vede k tvarovým deformacím součástí. Velikost deformace ovlivňuje několik faktorů, např. druh a struktura oceli, velikost a tvar nástroje, rozložení napětí po obrábění a podmínky tepelného zpracování. Rozměrové změny jsou úměrné obsahu uhlíku v oceli. Pozitivní vliv na objemové změny po kalení mají např. křemík nebo molybden. [9] Vlivem nestability struktury oceli, vyvolané např. rozpadem zbytkového austenitu, může k rozměrovým změnám součástí docházet i po ukončeném tepelném zpracování.

Odstraňování těchto deformací je nákladné a někdy dokonce není ani možné. Zcela zabránit deformacím není reálné. Používáním ocelí s malými rozměrovými změnami lze vznik deformací snížit na minimum. U těchto typů ocelí zůstává po kalení, v důsledku snížení teploty začátku martenzitické přeměny, větší podíl zbytkového austenitu, který kompenzuje objemové změny při tvorbě martenzitu. [20]

1.3 Struktura nástrojových ocelí

Jak již bylo uvedeno, výsledná struktura nástrojových ocelí závisí na jejich chemickém složení, způsobu výroby, tepelném zpracování (dále TZ) a případně na druhu povrchového zpracování. Tepelnému zpracování bude z důvodu jeho významnosti věnována celá další kapitola 1.4. Povrchové úpravy představují také velmi důležitou technologii zpracování nástrojových ocelí, ale nejsou předmětem této práce.

Nástrojové oceli jsou do výrobního procesu dodávány převážně ve stavu žíhaném na měkko, struktura je tvořena feritickou maticí, v níž jsou různým způsobem (v závislosti na způsobu výroby) rozmístěny karbidické fáze. [6] Po výsledném tepelném zpracování je žádoucí, aby byla struktura funkčních částí nástroje tvořena jemným popuštěným martenzitem, s co nejmenším objemovým podílem zbytkového austenitu, a karbidy. Podíl zbytkového austenitu a typ karbidické fáze závisí na chemickém složení a podmínkách TZ. U nástrojových ocelí je třeba kontrolovat typ, velikost, tvar a rozmístění nerozpuštěných karbidů. [14]

Karbidické fáze v nástrojových ocelí lze dělit několika způsoby. Jednou z možností je dělení podle původu, resp. vzniku karbidických fází. Podle diagramu Fe-Fe₃C může mít cementit v ocelích pět různých původů a stejně tak i karbidy.

Primární karbidy se podobně jako primární cementit vylučují u nadeute-ktických bílých litin z taveniny během tuhnutí. Takto vyloučené karbidy se nachází především ve vysokolegovaných NO s vysokým obsahem vanadu a uhlíku, protože právě vanad tyto karbidy většinou vytváří. [6]

Eutektické karbidy se tvoří během eutektické přeměny, tak jako eutektický cementit s ledeburitem v bílých litinách. Typ těchto karbidů závisí na druhu legování oceli. Eutektický karbid typu M₇C₃ vzniká u chromových ledeburitických ocelí. Další typy těchto karbidů např. M₆C, M₂C a MC se vyskytují u rychlořezných ocelí.

Podle publikace [6] se primární a eutektické karbidy obvykle aktivně neúčastní procesů tepelného zpracování, protože se nerozpouští v austenitu. Zda dojde k rozpuštění ovšem záleží na austenitizační teplotě. Autor práce [22] dle jeho výzkumu uvádí, že při teplotě austenitizace 1100 °C již k úplnému rozpuštění karbidů M₇C₃ dochází. Naopak karbidy vanadu (MC) se začínají rozpouštět až kolem teploty 1200 °C. Jejich hlavní úlohou při TZ je především zabránění růstu austenitického zrna. Tyto dvě

karbidické fáze jsou zpravidla odpovědné za vysokou řezivost a otěruvzdornost NO. [6] [23]

Sekundární karbidy vznikají obdobně jako sekundární cementit z austenitu mezi teplotami solidu a A_1 (= eutektoidní teplota, nejnižší teplota, do které zůstává austenit při rovnovážném ochlazování zachován, pod touto teplotou se veškerý austenit mění na perlit), z důvodu klesající rozpustnosti uhlíku a některých legur v austenitu. Úloha sekundárních karbidů při TZ je aktivní i pasivní. Aktivní úloha spočívá v rozpouštění části těchto karbidů během ohřevu a výdrže na austenitizační teplotě, čímž dojde k nasycení austenitu uhlíkem a legujícími prvky. Takto se zvyšuje prokalitelnost i kalitelnost ocelí. Pasivně se TZ účastní ta část karbidů, která se během austenitizace nerozpouští a působí velmi efektivně na velikost austenitického zrna. Typickými představiteli karbidů sekundárního původu jsou karbidy chromu, dále také některé karbidy na bázi wolframu M_6C , molybdenu M_2C i část karbidů vanadu MC . [6] [20]

Eutektoidní karbidy se vylučují během eutektoidní transformace austenitu na legovaný perlit. Stejně jako u sekundárních karbidů leží jejich úloha v sycení austenitu uhlíkem a legujícími prvky. Na rozdíl od uhlíkových a nízkolegovaných ocelí, dochází u ledeburitických ocelí (vlivem vysokého obsahu legur) k posunutí eutektoidního bodu směrem k nižším obsahům uhlíku, z toho důvodu není nasycení austenitu po rozpuštění eutektoidních karbidů dostačující. Na tento jev je třeba brát zřetel v průběhu TZ. Pro rozpuštění dostatečné části sekundárních karbidů musí být ocel ohřáta na vyšší teploty. Běžným typem eutektoidních karbidů je například fáze $M_{23}C_6$ v ledeburitických rychlořezných ocelích. [6]

Terciální karbidy vznikají (obdobně jako terciální cementit) během měnící se rozpustnosti uhlíku ve feritu s klesající teplotou pod A_1 . Vzhledem k malému množství takto vzniklých karbidů nemá jejich chování ani přítomnost větší technický význam. [6]

Druhou možností dělení karbidických fází je dělení podle typu karbidů. Dle tohoto rozdělení se v nástrojových ocelí nejčastěji vyskytují následující karbidické fáze:

- M_3C – legovaný cementit vyskytující se převážně v uhlíkových ocelích, kde původ legur pochází z hutní výroby, např. mangan. Jedná se o poměrně měkkou karbidickou fázi. [19] Dále se vyskytuje i u nízkolegovaných ocelí, kde část atomu železa v mřížce karbidu může být nahrazena chromem, wolframem nebo molybdenem. [1]

- $M_{23}C_6$ – chromový karbid nacházející se v ocelích s nižším obsahem uhlíku a vyšším obsahem chromu, typický pro ledeburitické oceli. Jeho tvrdost a termická stabilita je relativně nižší než u ostatních karbidů, jeho přítomnost zvyšuje prokalitelnost. [1] [19]
- M_7C_3 – chromový karbid s vyšším obsahem uhlíku. Vyznačuje se vyšší tvrdostí a termickou stabilitou než $M_{23}C_6$. [1]
- M_6C – typický karbid rychlořezných ocelí s vysokou termickou stabilitou a tvrdostí, který je převážně tvořen wolframem a v menší míře molybdenem. [1]
- M_2C – běžný karbid pro rychlořezné oceli. Má nižší termickou stabilitu než M_6C a může se při žíhání nebo tváření transformovat na jiné fáze. [1]
- MC – typický karbid všech ledeburitických ocelí. Je tvořen hlavně vanadem. Jak již bylo zmíněno, může dosahovat nejvyšší tvrdosti ze všech typů karbidů - až 3000 HV, zvyšuje otěruvzdornost, má vysokou teplotní stabilitu, ale zhoršuje obrobitelnost a brousitelnost materiálů, podrobněji v kapitole 1.3.1. Ve větším množství komplikuje výrobitelnost materiálů pomocí klasické metalurgie. [1] [3]

Druh, resp. vlastnosti jednotlivých karbidických fází přítomných v nástrojových ocelích mají významný vliv na výsledný charakter NO. Velmi důležitou vlastností karbidů je jejich tvrdost, viz. Tabulka 2.

Tabulka 2 Tvrdosti nejčastějších typů karbidických fází v NO [19]

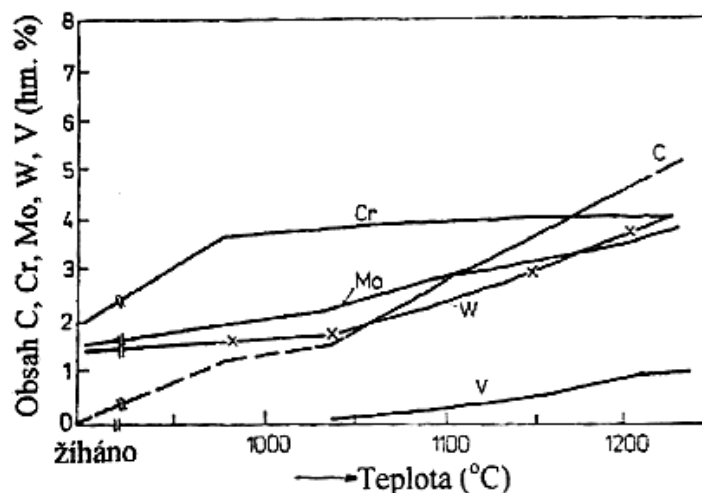
Karbidická fáze	Tvrdost [HV 0,1]	Tvořící prvky (M)
M_3C	cca 950	Fe, Mn
$M_{23}C_6$	1000-1100	Cr
M_6C	1200-1300	W
M_7C_3	1600-1800	Cr
M_2C	1700-1900	W, Mo
$MC (M_4C_3)$	2200-3000	V

Další významnou vlastností karbidických fází je jejich teplotní stabilita. Tabulka 3, převzatá od autora práce [24], ukazuje teploty tání vybraných karbidů. Pro TZ je však důležitější znalost teploty, kdy se karbidy začínají rozpouštět, tzn. sytit matici uhlíkem a legujícími prvky. Na Obrázku 6 je vidět závislost nasycení matrice ledeburitické HS oceli na teplotě austenitizace. Chromové karbidy typu $M_{23}C_6$ se plně rozpouští při 1000 °C,

wolframové karbidy (M_6C) a vanadové karbidy (MC) se začínají rozpouštět až při teplotě nad $1050\text{ }^\circ\text{C}$, a to pouze částečně. [6] Ke stejným výsledkům došel i autor práce [22], který sledoval rozpouštění chromových a vanadových karbidů v závislosti na různé austenitizační teplotě u PM oceli Vanadis 6.

Tabulka 3 Teploty tavení vybraných karbidů [24]

Karbid	Teplota tavení [$^\circ\text{C}$]
Fe_3C	cca 1300
Cr_3C	1800-1895
Mo_2C	2485-260
WC	2627-2870
VC	2648-3327



Obrázek 6 Rozpuštění sekundárních karbidů a nasycení austenitu ledeburitické rychlořezné oceli HS6-5-2 [6]

1.3.1 Chemické složení nástrojových ocelí

Nástrojové oceli tvoří z hlediska chemického složení různorodou skupinu, do níž patří jak uhlíkové, tak vysokolegované oceli. Pojem ocel označuje slitinou železa s uhlíkem, kdy je obsah uhlíku omezen hranicí $2,11\text{ hm. \%}$ (neplatí pro ledeburitické oceli, viz. kapitola 1.1.2). Kromě těchto dvou základních prvků obsahují oceli také přísadové a doprovodné prvky. Přísadové prvky zajišťují ocelím požadované vlastnosti, ale i potlačují

negativní vliv některých doprovodných prvků, které se do oceli dostaly v průběhu její výroby. Přísady ovlivňují morfologii struktury oceli a podmínky strukturních přeměn. [20]

Nástrojové oceli obsahují kromě různého obsahu uhlíku nejčastěji následující prvky: chrom, nikl, wolfram, molybden a vanad. Dalšími méně častými přísadovými prvky jsou mangan, křemík a kobalt. Mezi doprovodné prvky, které mají většinou škodlivý účinek na vlastnosti ocelí patří především fosfor, síra a měď. Mezi přímíšeniny se počítají také některé plyny, především kyslík, dusík a vodík. Tyto plyny se do oceli dostávají převážně během výroby. [20]

Vliv jednotlivých prvků na vlastnosti nástrojových ocelí

Prospěšné přísadové prvky

- **Uhlík**

Uhlík je nejdůležitější prvek zajišťující oceli její pevnostní charakteristiky. Jeho obsah v nástrojových ocelích se pohybuje v širokém rozmezí, 0,2 až 0,4 hm. % C obsahují oceli pro práci za tepla, až 2,5 hm. % C obsahují některé rychlořezné oceli. Dosažitelná tvrdost nástrojových ocelí je dána vytvrditelností oceli – tvrdostí plně martenzitické struktury a obsahem legujících prvků, které s uhlíkem tvoří speciální tvrdé karbidy. Přítomnost uhlíku v oceli dále zvyšuje odolnost proti otěru a řezivost, ale snižuje plastické vlastnosti a houževnatost, při vyšším obsahu zhoršuje obrobiteľnosť. Uhlík snižuje teplotu M_s (počáteční teplota martenzitické přeměny) a rozšiřuje oblast austenitu. [20] [23]

- **Mangan**

Mangan se nachází ve většině ocelí, jeho význam se uplatňuje v množství nad 0,4 hm. % a v běžných ocelích jako legura nepřesahuje 2 hm. %. Při výrobě oceli se používá k dezoxidaci a rafinaci. Mangan tvoří nestálé karbidy, zvyšuje prokalitelnost a zhoršuje svařitelnost. [20] [23]

- **Křemík**

Také křemík se nachází v převážné většině ocelí. Působí hlavně jako dezoxidační činidlo během výroby oceli. Tento prvek netvoří karbidy. Křemík zlepšuje mez pružnosti a únavy, zhoršuje svařitelnost a mírně zvyšuje prokalitelnost. Ve větším množství zvyšuje odolnost proti popouštění a umožňuje

tak použití ocelí při vyšších provozních teplotách. Jeho obsah v nástrojových ocelích se pohybuje mezi 0,4 a 2 hm. %. [20] [23]

- **Nikl**

Nikl není tak rozšířenou přísadou nástrojových ocelí jako předchozí prvky. U běžných typů těchto ocelí nepřesahuje jeho obsah 5 hm.%, ale některé speciální oceli mohou obsahovat až 13 hm. %. Nikl rozšiřuje oblast austenitu, netvoří karbidy a zvyšuje pevnost, houževnatost, prokalitelnost i lešitelnost ocelí. [20]

- **Chrom**

Chrom je velmi důležitou přísadou většiny nástrojových ocelí, jeho obsah se běžně pohybuje mezi 0,5 a 13 hm. %, v některých případech i přes 16 hm. %. Jedná se o karbidotvorný prvek tvořící stabilní karbidy, které přispívají ke zvýšení tvrdosti a odolnosti proti otěru. Přítomnost chromu v ocelích zvyšuje jejich prokalitelnost, odolnost proti popouštění i korozivzdornost. [20]

- **Wolfram**

Tento prvek tvoří značně stabilní karbidy, převážně typu $(Fe_4W_2)C$ a M_6C . Tyto karbidy výrazně podporují tvrdost a odolnost proti otěru. Nástrojové oceli obsahují 0,2 až 19 hm. % wolframu, obsahy na horní hranici tohoto rozmezí se vyskytují zejména u rychlořezných ocelí. Wolfram pozitivně ovlivňuje odolnost proti popouštění, prokalitelnost a při nižších obsazích snižuje popouštěcí křehkost, ale při vysokém obsahu snižuje houževnatost. Dále zužuje oblast austenitu a podporuje vznik bainitických struktur. [20]

- **Molybden**

Vliv molybdenu na vlastnosti nástrojových ocelí je podobný jako u wolframu. Avšak vzhledem k tomu, že je atomová hmotnost molybdenu poloviční v porovnání s wolframem, je v nástrojových ocelích dostačující jeho poloviční obsah. Proto jsou molybdenové rychlořezné oceli prodávanější než wolframové nástrojové oceli. Molybden tvoří stabilní speciální karbidy převážně typu M_6C . [23] Mezi jeho hlavní přednosti patří zvyšování prokalitelnosti, odolnosti proti popouštění a potlačování popouštěcí křehkosti. Při vyšších obsazích může snižovat houževnatost. Oceli s molybdenem jsou náchylné na oduhlíčení a okujení. Typický obsah molybdenu se v nástrojových ocelích pohybuje mezi 0,2 a 9 hm. %. [20]

- **Vanad**

Vanad tvoří speciální stabilní karbidy, které jsou nerozpustné i při velmi vysokých austenitizačních teplotách. Tyto primární karbidy výrazně zvyšují tvrdost a odolnost proti otěru, a to s mnohem větším účinkem než molybden či wolfram. Vanad zvyšuje prokalitelnost, působí příznivě na řezivost a při menších obsazích působí jako inhibitor růstu zrna, což podporuje houževnatost oceli. Ovšem oceli s vysokými obsahy vanadu mají špatnou obrobitelnost a silně sníženou houževnatost. Obecně je do konvenčních nástrojových ocelí přidáván v množství do 5 hm. %, ale technologie výroby ocelí práškovou metalurgií umožňuje obsahy i nad 10 hm. %. [20] [23]

- **Kobalt**

Kobalt je prvek, který se rozpouští v základní hmotě, netvoří karbidy, ale zvyšuje aktivitu uhlíku a ovlivňuje precipitaci sekundárních karbidů. Přítomnost kobaltu působí pozitivně na odolnost proti popouštění, ale zmenšuje prokalitelnost a zvyšuje náchylnost ocelí k oduhličení. Jeho obsah se pohybuje v rozmezí 2 až 12 hm. %. Nicméně v důsledku vysokých cen kobaltu a jeho horší dostupnosti směřují současné tendence k eliminaci přítomnosti kobaltu v ocelích. [20]

Pro lepší přehled a možnost porovnání zobrazuje Tabulka 4 souhrn nejdůležitějších legujících prvků nástrojových ocelí a jejich vliv na vybrané vlastnosti nástrojových ocelí. Šipka směřující nahoru (↑) znamená, že daný prvek ovlivňuje tuto vlastnost pozitivně – zvyšuje ji a šipka dolů (↓) znamená negativní vliv prvku na uváděnou vlastnost. Pokud jsou šipky dvě (↑↑ resp. ↓↓) je vliv tohoto prvku obzvláště výrazný. V případě, že má šipka v horním indexu +, platí tento vliv jen při vyšších obsazích, pokud je v horním indexu -, platí daný vliv jen při malém obsahu daného prvku. Uváděný obsah jednotlivých chemických prvků je platný pro nástrojové oceli vyráběné konvenční metalurgií.

Tabulka 4 Shrnutí vlivu přísadových prvků na vlastnosti NO [4, 6, 8]

	Tvrdość a pevnost	Houževnatost a plastické vlastnosti	Odolnost proti otěru	Karbidotvorný prvek	Vliv na oblast austenitu	Prokalitelnost	Obrobitelnost	Odolnost proti popouštění	Odolnost proti popouštěcí křehkosti	Odolnost proti korozi	Leštitelnost	Náchylnost k oduhličení	Řezivost	Svařitelnost	Mez pružnosti a únavy	Obsah v nástrojových ocelích [hm. %]
C	↑	↓	↑	ano	↑	↑	↓+				↓+		↑			0,2-2,5
Mn				ano *	↑	↑								↓		0,4-2
Si				ne		↑		↑+						↓	↑	0,4-2
Ni	↑	↑		ne	↑	↑					↑					do 5
Cr	↑		↑	ano	↓	↑		↑		↑						0,5-13
W	↑	↓+	↑	ano	↓	↑		↑	↑							0,2-19
Mo		↓+		ano		↑		↑	↑			ano	↑			0,2-9
V	↑	↑-↓+	↑↑	ano		↑	↓+	↑↑			↓+					0,1-5
Co	↑	↓		ne		↓		↑				ano				0,2-12

Škodlivé doprovodné prvky

- **Fosfor**

Fosfor je přímíšenina tvořící tvrdý fosfid Fe_3P s relativně nízkou teplotou tání (v porovnání s čistým Fe). Může mít i pozitivní vliv na vlastnosti ocelí, například zvyšuje tvrdost a prokalitelnost nebo zlepšuje obrobitelnost. Negativní vlivy avšak převládají. Fosfor zhoršuje plastické vlastnosti a houževnatost za studena, snižuje tvařitelnost a vyvolává popouštěcí křehkost. Jeho obsah by neměl překročit hranici 0,03 hm. %. [20] [25]

- **Síra**

Síra je škodlivý prvek tvořící nežádoucí sulfidy FeS a MnS. Mezi jejich negativní vlivy patří především zhoršení plastických vlastností a houževnatosti. Ve většině ocelí se stanovuje co nejmenší obsah síry, s výjimkou případů, kdy je žádoucí pro zlepšení obrobitelnosti ocelí. [20]

1.4 Metody výroby nástrojových ocelí

Způsob výroby NO je dalším faktorem významně ovlivňující jejich strukturu a výsledné mechanické vlastnosti. V případě nástrojových ocelí jde vždy o oceli ušlechtilé, které by se měly vyrábět z pečlivě vybraných tříděných surovin. [1] Postupy výroby NO jsou dány vysokými nároky na jakost jednotlivých ocelí, které vyžadují vysokou spolehlivost a trvanlivost i za extrémních pracovních podmínek. Nejrozšířenějším způsobem výroby ocelí (včetně těch nástrojových) je technologie založená na procesu tuhnutí taveniny. Tento historicky ověřený proces výroby ocelí bývá označován jako konvenční metalurgie (CM – Conventional Metallurgy). Druhou nejpoužívanější metodou pro výrobu nástrojových ocelí je prášková metalurgie (PM – Powder Metallurgy). [6]

Výroba nástrojových ocelí konvenční metalurgií (CM)

Výroba oceli pomocí metody konvenční metalurgie zahrnuje několik energeticky velmi náročných procesů. Prvním je příprava taveniny, dále její odlití, tuhnutí ingotu, jeho válcování za tepla a tepelné zpracování takto vzniklých polotovarů. [20]

a) Primární metalurgie: příprava taveniny a její odlévání

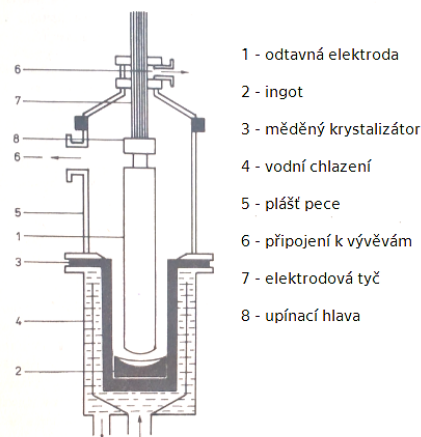
Oceli pro nástroje se primárně metalurgicky taví v elektrických obloukových nebo indukčních pecích. Nástrojové oceli mají obvykle předepsané maximální povolené množství obsahu škodlivých prvků, jako jsou fosfor nebo síra, v žádné případě by neměly obsahovat tzv. povrchově aktivní prvky, např. Pb nebo Sn [1]. K dodržení těchto požadavků během procesu primární metalurgie slouží doprovodné technologie jako je například mimopecní rafinace, která spočívá v očkování taveniny v pánvi, vakuování či promývání tekuté oceli argonem. [20]

Takto vyrobená ocel se po skončení tavby odlévá přetržitě do kokil nebo je použit způsob kontinuálního odlévání oceli, který umožňuje větší výtěžky, příznivější strukturu a kvalitnější povrch odlitků. [20] Pro výsledné metalurgické vlastnosti oceli je vhodné během primární krystalizace docílit co největší rychlosti ochlazování taveniny. Při pomalém tuhnutí velkých ingotů může docházet ke vzniku nežádoucích likvačních jevů (segregace). Pravděpodobnost jejich výskytu se zvyšuje u vysokolegovaných ledeburitických ocelí z důvodu vyššího obsahu legur. [1]

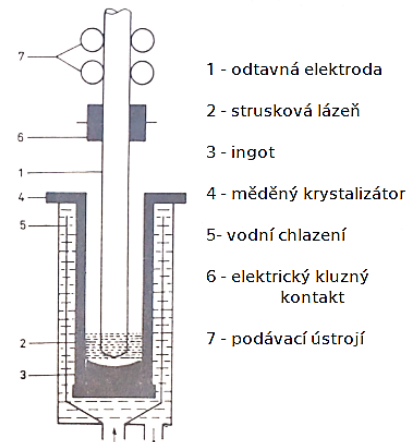
Správné dodržení tohoto postupu je rozhodujícím krokem ve výrobě ocelí. Podmínky přípravy taveniny nejvíce ovlivňují homogenitu struktury a vlastnosti výsledného materiálu. Značnou část vad vzniklých během tohoto procesu není možné uspokojivě odstranit procesy probíhajícími v tuhé fázi. [6]

b) Sekundární procesy

Pro zlepšení kvality a čistoty ocelí připravených v procesu primární metalurgie se používají moderní postupy přetavování. Mezi ně patří elektrostruskové přetavování, vakuové přetavování v obloukové peci, případně přetavování elektronovým paprskem. [1] Princip prvních dvou jmenovaných technologií je následující. Z oceli vyrobené v indukční nebo elektrické obloukové peci se připraví elektroda/tyčový polotovár. Tento polotovár se uvnitř pece odtavuje pomocí oblouku vytvořeného stejnosměrným proudem a znovu rychle tuhne v měděném vodou chlazeném krystalizátoru. V případě vakuového přetavování se pracuje s vakuem 0,001 torru. Schéma vakuové obloukové pece zobrazuje Obrázek 7. V těchto podmínkách přetavování dochází ke snížení obsahu plynů, nečistot i oxidických vměstků. [20]



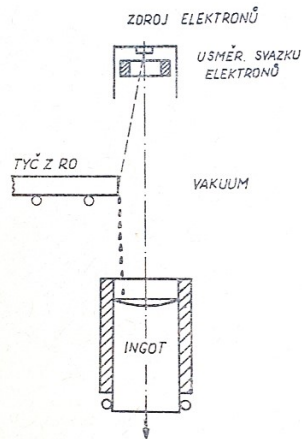
Obrázek 7 Schéma vakuové obloukové pece [15]



Obrázek 8 Schéma elektrostruskové pece [20]

U elektrostruskového přetavování se připravená elektroda taví teplem roztavené elektricky vodivé strusky. Kov se po kapkách odtavuje a klesá vrstvou strusky, která kov chrání a zároveň také rafinuje, tj. snižuje obsah síry a sulfidických vměstků. Schéma pece pro elektrostruskové přetavování uvádí Obrázek 8. V takto přetavené ztužené oceli se téměř nevyskytují vady typu staženiny, póry či trhliny, které vznikají při tuhnutí kovů ve velkých objemech. I přítomné vměstky jsou rovnoměrně rozmístěny v celém objemu kovu. [1] [20]

Třetím uváděným způsobem přetavování oceli je přetavování elektronovým paprskem, kterým se získává vysoce kvalitní rychlořezná ocel [9], schéma tohoto postupu viz Obrázek 9. Postupné odtavování tyčového polotovaru probíhá pod dopadem usměrněného svazku elektronů. Takto natavená oceli tuhne v chlazené trvalé formě a celý proces probíhá ve vakuu. Díky tomu se z oceli odstraní plyny a materiál je jemnozrnný. [1]



Obrázek 9 Schéma zařízení pro přetavování rychlořezné oceli elektronovým paprskem [9]

U nadeutektoidních a ledeburitických ocelí se pomocí těchto sekundárních metalurgických procesů snižuje riziko vzniku shluků karbidů a jejich uspořádání je rovnoměrnější. Autoři práce [20] uvádí, že přetavováním lze v některých případech získat vysoce kvalitní ocel, kterou lze použít na výrobu nástrojů i v tomto netvářeném litém stavu. Nicméně další publikace [1] [9] [6] i výrobci nástrojových ocelí [26] [27] uvádí následný krok tváření za tepla jako nedílnou součást postupu výroby NO.

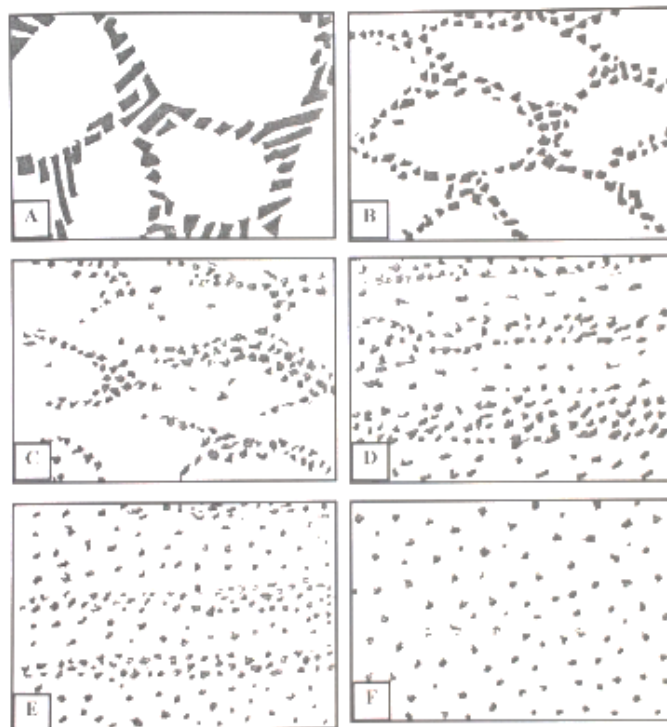
c) Tváření nástrojových ocelí za tepla

Oceli v litém stavu mají obvykle nízkou houževnatost a nejsou vhodné k přímému užití na výrobu nástrojů. K odstranění segregací a fragmentaci vzniklého karbidického síťoví během tuhnutí se nástrojové oceli tváří za tepla. [6]

Nejběžnějšími hutními výrobky z NO jsou tyčová ocel různých profilů, kované bloky nebo výkovky. Způsob tváření závisí na druhu oceli a je určován jejím chemickým složením (potažmo její tvařitelností), tvarem a rozměrem výrobku. [26] Ingoty z nízko a středně legovaných ocelí se většinou válcují, vysokolegované a hůře tvařitelné oceli se kovají na bucharech nebo lisech [20].

Samotnému tváření předchází ohřev na tvářecí teplotu. U ledeburitických ocelí se v důsledku vysokého deformačního odporu volí teplota blízko pod bodem solidu dané oceli. [6]. Ledeburitické oceli vyžadují velmi pozvolný ohřev, mají špatnou tepelnou vodivost a hrozí jim deformace a praskání. [1] Během kování větších průřezů jsou obvykle nutné opakované přihřevy. [26]

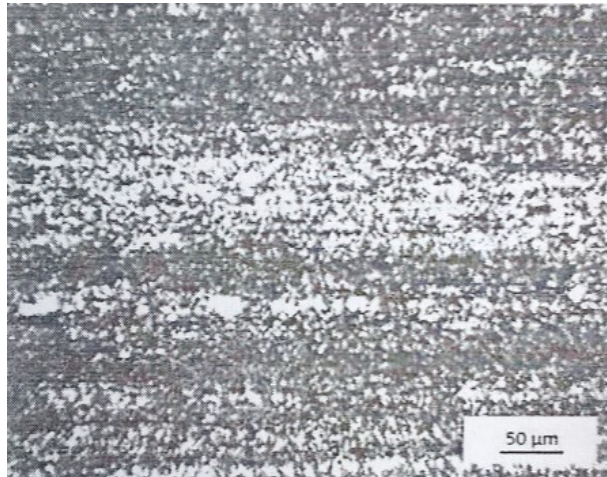
Důležitým a sledovaným parametrem při tváření ocelí je stupeň protváření, který se zpravidla vyjadřuje poměrem průřezu odlitku (např. ingotu) k průřezu vývalku (resp. výkovku). [26] Schematický vývoj struktury s rostoucím stupněm protváření ledeburitické oceli je na Obrázku 10. Autor práce [6] uvádí příklad rozdělení stupně protváření od stavu A – litá struktura, až po stav F – ideálně protvářená struktura, která je konvenčními metalurgickými postupy reálně nedosažitelná. Pro každý druh oceli je dán minimální stupeň protváření zaručující požadované vlastnosti. Obvyklá struktura, dosahovaná v běžně tvářených polotovarech, odpovídá dle tohoto hodnocení přibližně stupni D, v případě malých průřezů stupni E.



Obrázek 10 Schematický vývoj struktury ledeburitické oceli po různém stupni deformace [6]

Proces tváření vykazuje zpravidla preferenční směr. Výsledkem této skutečnosti je pro takto tvářené oceli typická karbidická řádkovitost, je také naznačena i na Obrázku 10 (stupeň D a E). [6] Zejména tyčové oceli, vyrobené konvenčním způsobem, vykazují

určitý stupeň strukturní anizotropie (tento jev je ještě výraznější u vysokolegované oceli). Reálná ukázka neakceptovatelné řádkovitosti tvářené oceli 19 830 je k vidění na Obrázku 11. Z hlediska strukturního uspořádání je proto výhodné volit v procesu tváření např. všestranné kování. [26]



Obrázek 11 Mikrostruktura tvářené tyčové oceli 19 830 - podélně na směr tváření s patrnou silnou řádkovitostí [6]

Po tváření by mělo následovat dostatečně pomalé chladnutí. Značná část NO je kalitelná na vzduchu a rychlé chladnutí by vlivem strukturních změn mohlo vést ke vzniku trhlin. Po tváření za tepla jsou na polotovaru vždy patrné určité nedokonalosti a vady, povrchová vrstva bývá také do určité hloubky oduhličena. S těmito skutečnostmi je třeba počítat při dalším zpracování. Během tohoto postupu tváření mohou ve vývalku, resp. výkovku, vznikat vnitřní vady, proto se hotové polotovary kontrolují, nejčastěji ultrazvukem.

d) Žíhání na měkko

Na závěr tohoto výrobního cyklu bývá zařazeno TZ pro získání oceli s nízkou tvrdostí, dobrou obrobiteľnosť a tvařitelností za studena, tak aby mohl být vzniklý polotovar dále zpracováván. Proto se nejčastěji volí žíhání na měkko, jehož cílem je vytvoření struktury globulárního perlitu, tj. struktura tvořená základní feritickou maticí se sferoidizovanými částicemi karbidů. [20] Podrobnější podmínky tohoto TZ jsou uvedeny v kapitole 1.4.

Výroba nástrojových ocelí práškovou metalurgií (PM)

Publikace [28] řadí počátky moderní výroby ocelí pomocí práškové metalurgie do 20. let minulého století, kdy se takto zkoušely vyrábět slinuté karbidy a porézni bronzová pouzdra pro ložiska. Větší rozvoj této technologie byl však zaznamenán až v 60. letech dvacátého století. V posledních letech dochází k významným pokrokům ve zdokonalování této výrobní technologie, a to jak v samotné výrobě prášků, tak i v jejich zpracování a následné pečlivé kontrole struktury takto vyrobených materiálů.

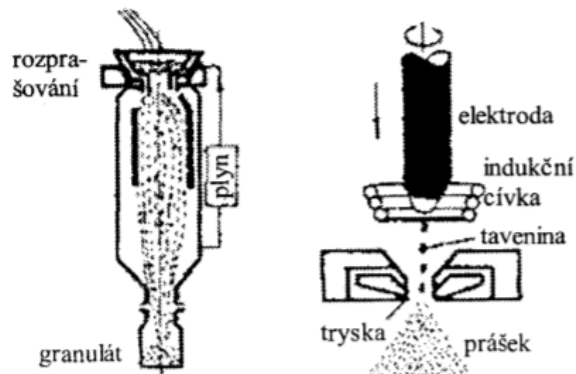
Hlavní filosofie práškové metalurgie spočívá v tom, že proces tuhnutí ocelí neprobíhá v masivních blocích (rozměrově se jedná o řády 10^2 mm), ale probíhá v mikroskopických objemech (řádově 10^{-1} mm) [29]. Velkým přínosem PM je, že umožňuje vyrábět nové i tradiční materiály s unikátními kombinacemi struktury a vlastností nebo materiály s takovým chemickým složením, které by byly způsoby konvenčními metalurgie nevyrobitelné. Tato technologie spočívá ve výrobě rychle ztuhlého prášku a jeho konsolidaci do kompaktního kovového produktu. [6]

Příprava kovového prášku a jeho úprava

Kovové prášky se vyrábí z taveniny, jejíž příprava je velmi podobná jako u konvenčního způsobu výroby oceli. Pro větší čistotu je přetavována v elektrostruskových vakuových pecích. [6] Obecně lze přípravu kovových prášků rozdělit na dva způsoby výroby: fyzikálně mechanický a chemický (potažmo elektrochemický) způsob. Dříve byla mechanická příprava prášků mletím nebo drcením ve vířivých mlýnech základním postupem výroby, dnes se využívá jen okrajově, např. u velmi křehkých materiálů. [4] Protože takto získaný prášek nespĺňoval dostatečně nároky na tvar, velikost nebo strukturu, začaly se používat nové metody. Elektrolýzou kovových solí lze připravit asi 60 kovů, kde největší význam mají prášky Ta, Cu, Fe, Ni nebo Ti. Problém však nastává u výroby ze slitin. [14] Dalším možným způsobem je výroba chemickou redukcí a rozkladem, kdy tato metoda využívá pro výrobu, např. železného prášku, jako výchozí surovinu magnetit a koks. [4]

Nejrozšířenějším postupem je rozprašování tekutého kovu, tzv. atomizační způsob. Princip tohoto rozprašování spočívá v působení tlakového plynu (příp. proudu kapaliny nebo odstředivých sil) na tekutý kov, kde vytvořené kapky tuhnou následkem rychlého ochlazení. Základní vlastnosti prášku (disperzita, tvar, struktura) lze ovlivnit volbou podmínek tohoto procesu. Větší podíl jemných částic získáme díky vyšší teplotě ohřevu lázně a vyššímu působení mechanické energie. Původně se jako médium pro

rozprašování používal proud tlakové vody, ten ale vytvářel částice kulovitěho tvaru s vysokými obsahy kyslíku (1,5 až 2 %). Další možností je využití stlačeného plynu nebo odtavování rotující elektrody elektrickým obloukem, plazmou nebo pomocí elektronového indukčního atomizátoru, viz Obrázek 12 vpravo. Nejen pro nástrojové oceli je však nejvhodnější a nejekonomičtější metodou rozprašování čistým inertním plynem, viz Obrázek 12 vlevo, (dusíkem nebo argonem) s využitím indukční vakuové pece. Takto lze získat prášky obsahující méně než 0,01 % kyslíku. [4] [30]



Obrázek 12 Vlevo: rozprašování pomocí inertního plynu, vpravo: rozprašování pomocí elektronového indukčního plynového atomizátoru [30]

Díky rychlému ztuhnutí částic lze získat vhodné složení i strukturu prášků slitin, které při klasické výrobě vykazují velké heterogenity následkem likvačních jevů (mezi takové materiály patří právě i legované ledeburitické nástrojové oceli). [4] [31]

Pro další zpracování je třeba kovové prášky upravit. Prvním krokem je třídění dle velikosti zrna, které se provádí přeséváním, v proudu vzduchu nebo promýváním. Dále je třeba u feromagnetických prášků odstranit nemagnetické nečistoty magnetickým odlučováním, redukcí odstranit vrstvy oxidů na povrchu prášků nebo lze provést např. žíhání na měkko pro zbavení se tvrdých vrstev vzniklých při výrobě. Poslední fází úpravy prášků je jejich míchání. Vyrábí se směsi z prášků různého zrnění a chemického složení a přidávají se další aditiva a lubrikanty pro snadnější následnou úpravu. [14] [28]

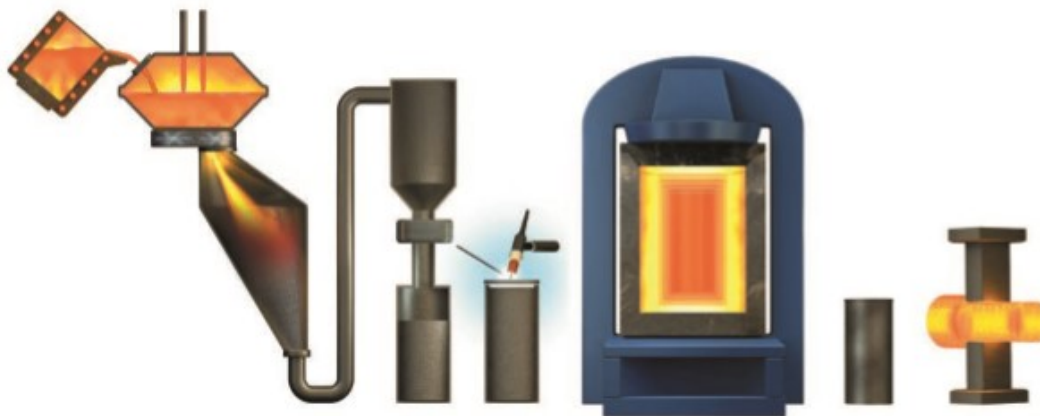
Konsolidace prášku

Způsobů konsolidace připraveného prášku je celá řada. Autoři prací [28] [4] uvádí pro představu následující metody:

- konsolidace za studena: lisování za studena, izostatické lisování za studena, válcování, protlačování, lisování výbuchem,
- konsolidace za tepla: lisování za tepla, izostatické lisování za tepla,
- protlačování, volné slisování prášku ve formě, vibrační tvarování.

Ovšem obzvláště pro nástrojové oceli se od 90. let dvacátého století stalo standardním postupem konsolidace izostatické lisování za tepla (HIP – Hot Isostatic Pressing). Před touto technologií se využívalo lisování a následné spékání (bez působení tlaku, v ochranné atmosféře). Tento původní proces nebyl pro ledeburitické oceli vhodný. Velké obsahy karbidů v těchto ocelích vytvářely v rychle ztuhlém stavu nežádoucí kontinuální síťky kolem primárních fází při spékání. Další problémy způsobovaly tvrdé fáze při lisování. [6]

Prudký rozvoj izostatického lisování za tepla umožňuje této technologii vyrábět rozměrově velké výrobky s hmotností až kolem 1000 kg i se složitějšími tvary. Těmito možnostmi vstoupila PM do stádia srovnatelného s konvenční metalurgií. Postup metody HIP spočívá v zaplnění kontejneru rychle ztuhlým práškem a dvoustupňové evakuaci. Kontejner se hermeticky uzavře a vloží do izostatického prostoru lisu. Při ohřevu kontejneru se tlak zvyšuje. Potřebný lisovací tlak se získává pomocí inertního plynu prostřednictvím elastického pouzdra, které se za vysokého tlaku musí chovat jako kapalina a přenášet izostaticky tlak, ale za normálního tlaku mít vlastnosti pevné látky, aby si udrželo svůj tvar. Autor [28] uvádí, že typické tlaky pro tuto aplikaci jsou mezi 100 a 320 MPa, typické teploty mezi 1000 a 1750 °C. Dle druhu oceli se volí teploty většinou kolem 100 °C pod teplotou solidu. Během několikahodinového procesu dochází ke slinování prášku do kompaktního téměř bezpórovitého celku. Tímto způsobem lze dosáhnout v podstatě teoretické hustoty bez nutnosti přítomnosti tekuté fáze. Deformační pole je v kontejneru směrově nezávislé, a proto je možné získat izotropní strukturu oceli. [6] [28] [4]



Obrázek 13 Schéma metody výroby ocelí pomocí PM [31]

Schematický postup výroby PM ocelí od rozprašování taveniny, uzavření rychle ztuhlého prášku do kontejneru, jeho konsolidaci metodou HIP a konečného tváření za tepla, podle výrobce [31], zobrazuje Obrázek 13.

Oceli vyrobené z rychle ztuhlých prášků izostatickým lisováním za tepla dosahují po tepelném zpracování stejné tvrdosti jako oceli vyráběné CM. Rozdílné vlastnosti však vykazují při hodnocení houževnatosti i dalších užitných vlastností, kdy práškové oceli vykazují výrazně vyšší hodnoty houževnatosti. [1]

Na základě osobních zkušeností odborníků ze společnosti [29] jsou zde uvedeny konkrétní aplikace, kde došlo ke zvýšení životnosti nástroje v důsledku nahrazení konvenčně vyrobené oceli PM ocelí. U prostého stříhání plechu QStE 550 (\approx S550 MC) o tloušťce 3 mm (lesklý povrch) došlo při nahrazení původního materiálu 1.2379 zakaleného na tvrdost 58 HRC práškovou vysokolegovanou ocelí s 3 hm.% vanadu k šestinásobnému navýšení životnosti nástroje z 1000 úderů na 6000 úderů. Obdobného zlepšení bylo dosaženo, při porovnání stejných dvou materiálů jako v minulém příkladu, i při ražení.

1.5 Tepelné zpracování nástrojových ocelí

Správně provedené tepelné zpracování je nezbytným předpokladem pro získání požadovaných konečných vlastností nástrojových ocelí. Nástroje z ocelí ledeburitického typu se používají výhradně ve stavu po TZ. Stav tepelného zpracování je ale důležitý nejen v poslední fázi výroby nástrojů, tento stav musí i v dalších stadiích výroby umožnit co nejsnazší opracování oceli. Hutní polotovary vyžadují TZ, které by mělo zaručit nízkou tvrdost a snadnou obrobiteľnost. Tyto vlastnosti jsou obvykle získávány žíháním na měkko. Již hotovému nástroji je naopak třeba udělit finální vlastnosti jako je vysoká tvrdost, odolnost proti otěru, houževnatost nebo řezivost. Aby bylo vyjmenovaných vlastností dosaženo, musí být materiál převeden do určitého nerovnovážného stavu. Toho se dosahuje cyklem tepelného zpracování, který se tradičně skládá z austenitizace, kalení a popouštění. V některých případech se do tohoto cyklu zařazuje také kryogenní zpracování. [6]

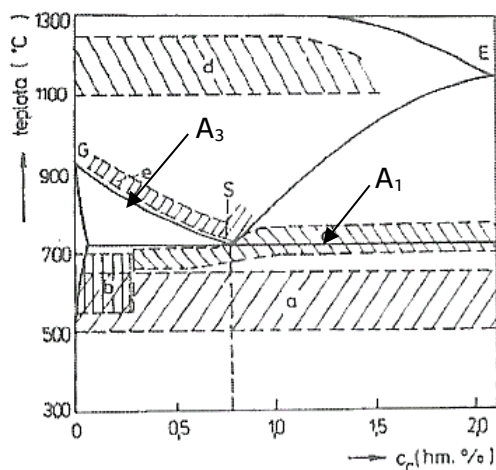
1.5.1 Konvenční tepelné zpracování ledeburitických ocelí

Pojem konvenční tepelné zpracování (dále CHT – Conventional Heat Treatment) zahrnuje ověřené tradičně používané postupy zpracování, kterými jsou výše jmenované žíhání, austenitizace, kalení a popouštění. Z důvodu omezeného rozsahu této práce bude dále věnována pozornost zejména TZ ledeburitických ocelí, které jsou předmětem zkoumání v experimentální části.

Žíhání na měkko

Žíháním obecně nazýváme postup TZ, kdy se polotovary ohřejí na určitou teplotu, dále nastane výdrž na této teplotě a zpravidla pomalé ochlazování, s cílem dosažení určité úrovně stabilní struktury. Žíhání se nejčastěji používá jako mezioperace v technologickém postupu výroby ocelí z důvodu přípravy vlastností před dalšími operacemi. Na Obrázku 14 jsou naznačeny intervaly teplot základních způsobů žíhání v diagramu Fe-Fe₃C. [4]

V průběhu procesu výroby nástrojových ocelí se před stadiem výroby nástrojů v nástrojárnách provádí žíhání na měkko, většinou ještě v provozech hutí, jako poslední stádium výroby polotovarů z NO. Jak již bylo uvedeno, cílem tohoto zpracování je snížení tvrdosti ledeburitických ocelí zejména pro jejich lepší obrobiteľnost. [6]



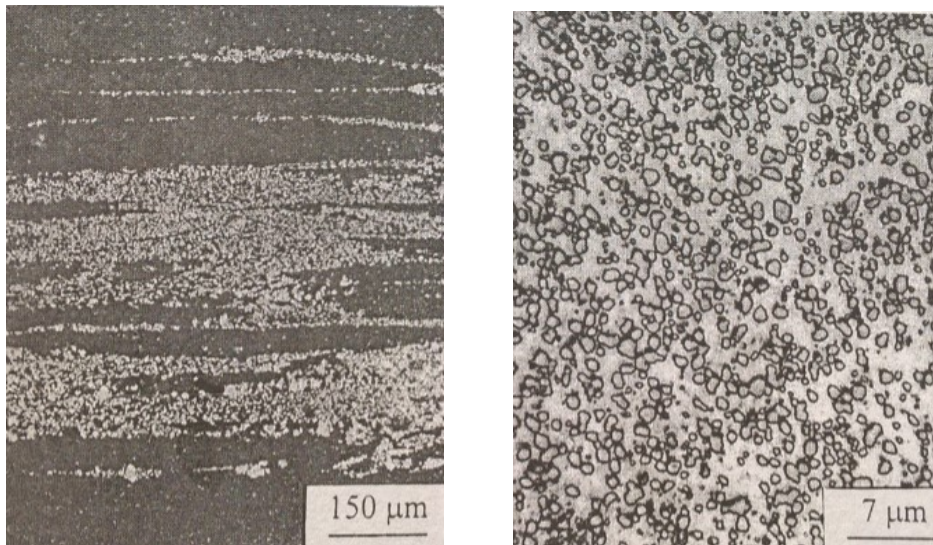
Obrázek 14 Oblasti žíhacích teplot v rovnovážném diagramu Fe-Fe₃C (žíhání: a - ke snížení pnutí, b - rekrytalizační, c - na měkko, d - homogenizační, e - normalizační) [4]

Publikace [1] uvádí, že po správném vyžhání je tvrdost běžných rychlořezných a ledeburitických ocelí mezi 228 až 250 HB, u ocelí s obsahem kobaltu až 290 HB. Struktura je tvořena legovaným globulárním perlitem (feritická matrice se sferoidizovanými karbidy – vyjma primárních a eutektických, které zůstávají žháním na měkko neovlivněny).

Obvyklý postup zahrnuje ohřev mírně nad teplotu A₁, viz oblast c na Obrázku 14, s výdrží 2-4 hodiny a následným ochlazováním s doporučenou rychlostí cca 10 °C/hod pod A₁, opětovnou výdrž na této teplotě a konečné ochlazení v peci. [6] Teplota žhání na měkko se u ledeburitických ocelí pohybuje kolem 800 až 880 °C. Teplota a čas žhání závisí na typu a obsahu legujících prvků, zejména vanadu či niobu. [1] U ocelí s vysokým obsahem vanadu může být doba žhání velmi dlouhá, aby došlo k dostatečnému sferoidizování těžkorozpusitelných vanadových karbidů typu MC. V krajních případech může celý proces trvat až tři dny. [6]

Vstupní stav ledeburitických ocelí před konečným TZ je struktura, jejíž součástí bývají: perlitický eutektoid (nebo též legovaný perlit) a globulární karbidy sekundárního, eutektického a v případě nově vyráběných PM ocelí s vysokým obsahem vanadu a uhlíku, také primární karbidy. [6] U ocelí vyrobených konvenční tavnou metalurgií se jednotlivé karbidické fáze od sebe liší velikostí, tvarem i rozmístěním (to je dáno buď primární metalurgií nebo následným tvářením). U PM ocelí se od sebe jednotlivé karbidické fáze

zjevně neliší a jejich rozmístění v objemu oceli je statisticky náhodné. [1] Rozdíl ve výchozí struktuře CM a PM vyrobené oceli udává Obrázek 15.



Obrázek 15 Struktura polotovaru oceli po žíhání na měkko: vlevo - CM vyrobená ocel, vpravo - PM vyrobená ocel [3]

Autenitizace

Austenitizace ocelí začíná vždy přeměnou perlitu v austenit nad teplotou A_1 . Zárodky austenitu vznikají na rozhraní fází ferit-cementit. Růst nové fáze se řídí difuzí uhlíku vzniklého z rozpouštění cementitu do okolního austenitu. [20]

Vysoký stupeň legování ledeburitických ocelí způsobuje nízký obsah uhlíku v perlitu. Přeměna perlitu na austenit nemá proto za následek dostatečné nasycení tuhého roztoku uhlíkem a legurami. K dostatečnému nasycování austenitu (pro dosažení obvykle požadovaných hodnot tvrdosti) dochází při vyšších teplotách než těsně nad A_1 , kdy se rozpouštějí i sekundární karbidy. [3] Nerozpuštěné sekundární karbidy společně s eutektickými, popř. primárními karbidy mají dále během TZ důležitou úlohu v brždění růstu austenitického zrna. Kromě rozpouštění karbidů dochází v této fázi také k homogenizaci chemického složení austenitu. Stupeň homogenizace ovlivňuje nejen teplota austenitizace, ale i prodleva na této teplotě. Studie, které se touto závislostí zabývaly, uvádí ve své publikaci Jurčí [6].

Pro rozpouštění většiny sekundárních karbidů v austenitu se pro ledeburitické oceli obvykle používá kalící teplota těsně pod teplotou solidu. Autor práce [6] však takto

vysoké teploty neshledává výhodné pro všechny typy ledeburitických ocelí. U oceli pro práci za studena se často doporučuje používat nižší teploty austenitizace. V důsledku nižšího nasycení matrice uhlíkem a legurami sice nástroje dosahují nižší tvrdosti, ale zase podstatně vyšší houževnatosti. Při překročení optimální výše kalicí teploty, případně při příliš dlouhé výdrži na této teplotě, dochází k hrubnutí austenitického zrna. Důsledkem tohoto přehřátí oceli je prudký pokles houževnatosti, ale i tvrdosti, protože se v oceli zvyšuje obsah zbytkového austenitu. Méně náchylné na přehřátí jsou oceli vyrobené práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic. Na druhou stranu je pro PM oceli s vyšším obsahem vanadu zapotřebí použít delších časů při výdrži na austenitizační teplotě [3].

Autoři práce [32] sledovali vliv doby austenitizace na velikost zrna PM HS oceli Vanadis 30. Pro experiment byla zvolena teplota austenitizace 1100 °C s dobami výdrží na této teplotě 5, 15 a 30 minut. Závěry této práce uvádějí, že při sledované teplotě závisí velikost zrna na době austenitizace u této oceli pouze nepatrně.

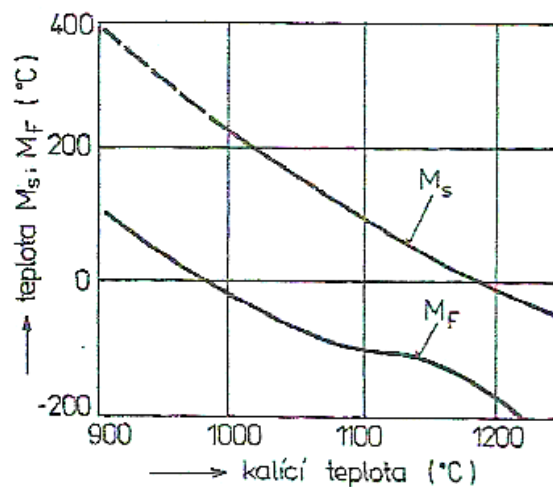
Jak již bylo uvedeno, vysokolegované ledeburitické oceli mají nízkou tepelnou vodivost, proto je vhodné tyto oceli ohřívat v několika teplotních stupních, aby bylo prohřátí oceli co nejrovnoměrnější. V opačném případě by mohlo docházet k tvarovým deformacím či dokonce trhlinám. [26] Pro první stupeň ohřevu bývají typické teploty kolem 450 až 500 °C, což je oblast teplot, kde rychle klesá mez kluzu těchto ocelí. Cílem je relaxace materiálu pro zabránění vzniku trvalých deformací nástrojů. Pro druhý stupeň ohřevu se volí teplota těsně pod A_1 . Zde je žádoucí, aby se vyrovnaly rozdíly teplot mezi povrchem a jádrem před začátkem fázových transformací. Při transformaci perlitu na austenit totiž dochází ke smrštění objemu materiálu. U velké části ledeburitických ocelí se po proběhnutí transformace perlitu na austenit zařazuje i třetí stupeň ohřevu kolem 900 °C. Opět je cílem vyrovnání teplot v celém objemu materiálu nástroje. [6] Výrobce nástrojových ocelí Uddeholm [21] doporučuje pro své oceli pro práci za studena dvoustupňový předeheřev. Pro první stupeň doporučuje teploty kolem 600-650 °C a pro druhý stupeň předeheřevu teploty kolem 800-850 °C.

Kalení

Účelem kalení je získání částečně nebo zcela nerovnovážné struktury a dosáhnout tak především zvýšení tvrdosti oceli. Základní strukturou kalených

ledeburitických ocelí je martenzitická struktura (s dvojčatovým - deskovitým martenzitem). [4]

Jak již bylo popsáno, austenitizací ledeburitických ocelí dojde k rozpuštění eutektoidních a části sekundárních karbidů, přičemž se austenit nasycuje legurami a uhlíkem. V důsledku toho dochází k výraznému poklesu teplot začátku ($=M_s$) a konce ($=M_f$) martenzitické přeměny. Z Obrázku 16 je patrné, že od teplot austenitizace kolem 980 °C se teplota konce přeměny M_f přesouvá pod bod mrazu. [3]



Obrázek 16 Závislost výše teplot počátku a konce martenzitické přeměny pro chromové ledeburitické oceli [6]

V kaleném stavu je struktura ledeburitických ocelí tvořena tedy martenzitem, nerozpuštěnými karbidy a 20 až 30 % zbytkového austenitu (díle A_z). Se zvyšující se kalící teplotou podíl zbytkového austenitu vzrůstá, a to v důsledku nasycení austenitu uhlíkem a legurami. [1] Pro dosažení vyššího stupně martenzitické přeměny, tj. snížení A_z , je možné zařadit do TZ kryogenní zpracování, kterému se bude věnována následující kapitola.

Nástrojové oceli lze kalit v různých prostředích, legované oceli s vyšší prokalitelností stačí kalit např. v oleji o teplotě v rozmezí 30 až 80 °C, u tvarově složitějších nástrojů je vhodné volit vyšší teploty oleje. Vysoce legované NO lze také kalit do roztavených solných lázní, které jsou vhodné pro termální kalení. [26] Tento postup doporučuje např. pro NO 1.2379 výrobce [33] Termální kalení spočívá v nadkritickém ochlazení těsně nad teplotu M_s , s výdrží na této teplotě pro vyrovnání teploty v celém průřezu, poté ochlazování pokračuje. Technologie kalení do solných lázní však zejména kvůli ekologickému aspektu ustupuje. [34]

V současné době je nejpoužívanější technologií pro kalení legovaných ledeburitických ocelí vakuové kalení s přetlakem tlakového plynu, většinou inertního (dusík, argon, hélium). Tento způsob kalení doporučuje výrobce [21] pro většinu sortimentu NO pro práci za studena, zejména pro PM oceli, jako jsou např. Vanadis 23 (1.3344), Vanadis 30 (1.3207) s doporučeným přetlakem 2-5 barů, ale i pro CM oceli, např. Sverker 21 (1.2379) a Sverker 3 (1.2436).

Popouštění

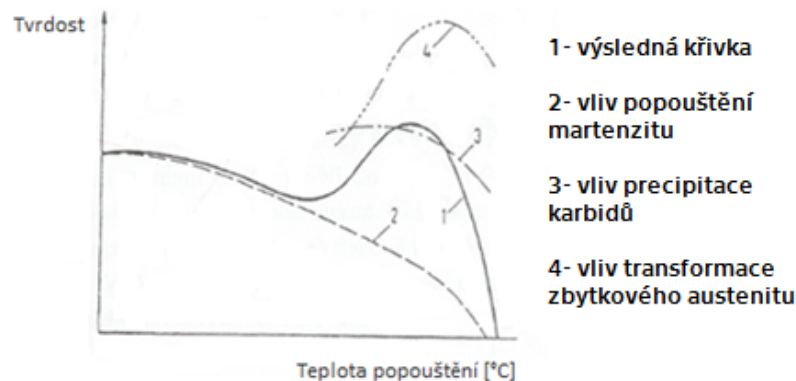
Po kalení jsou nástrojové oceli křehké a náchylné k praskání, proto musí být bezprostředně po této operaci popouštěny. [26] Popouštění je ohřev kaleného předmětu na určenou teplotu pod A_1 , výdrž na této teplotě k vytvoření rovnovážnějších struktur a vhodné ochlazení na teplotu okolí. Fázových přeměn, ke kterým dochází během popouštění, se účastní nejen základní fáze (martenzit a zbytkový austenit), ale i minoritní fáze – karbidy, které již v zakaleném stavu existují nebo vznikají během popouštění. [4]

Jak už bylo výše uvedeno, po zakalení se ve struktuře ledeburitické oceli vyskytuje martenzit, zbytkový austenit a nerozpuštěné karbidy primárního, eutektického a zčásti také sekundárního původu. Nežádoucí měkký zbytkový austenit v důsledku vysokého legování vykazuje velkou teplotní stabilitu, která se zvyšuje s rostoucí teplotou austenitizace a s délkou setrvání materiálu po kalení na pokojové teplotě. Proto je nutné tyto legované NO pro dosažení vyššího stupně přeměny A_z na martenzit bezprostředně po kalení několikanásobně popoustit. [6] Obecně je zbytkový austenit ve struktuře nežádoucí, protože snižuje tvrdost zakalené oceli. Ve výjimečných případech však může mít jeho výskyt pozitivní dopad na tvárnost a houževnatost, především pokud vytváří obálky martenzitických zrn. [1]

Během výdrže na popouštěcí teplotě dochází k difuznímu ochuzování austenitu o legury a při ochlazování se austenit přeměňuje na martenzit – tento efekt se nazývá sekundární martenzitická transformace. Vlivem ochuzování zbytkového austenitu o legury a s počtem popouštění vzrůstají teploty M_s a M_f , čímž je umožněna další martenzitická transformace. Pokud po kalení zůstane ve struktuře příliš mnoho stabilního A_z , nelze jej standardními postupy popouštění přeměnit na martenzit.

Rychlořezné oceli mají schopnost sekundárního vytvrzování. Podstatou tohoto děje je transformačně-precipitační proces, tj. zmíněná sekundární martenzitická

transformace a precipitace jemných karbidů během izotermické výdrže na teplotě popouštění. Jaký vliv mají jednotlivé pochody na výsledné vytvrzení ilustruje Obrázek 17.



Obrázek 17 Příspěvek dílčích dějů na tvrdost oceli ledeburitického typu při popouštění [1]

Z obrázku je patrné, že pokud k popouštění dochází v oblasti nižších teplot (tzn. do 350 °C,) dochází ke snížení tvrdosti při současném zvýšení houževnatosti. Při zvýšení teplot popouštění na 400 až 525 °C nastává precipitace karbidů na bázi chromu a růst tvrdosti (především u chromových ocelí). U rychlořezných ocelí se dosahuje nejvyšší sekundární tvrdosti v závislosti na teplotě austenitizace a chemickém složení při teplotách kolem 540 až 580 °C, v tomto pásu teplot precipitují karbidy wolframu, molybdenu a vanadu. Pokud ale dojde k překročení vhodné teploty popouštění dochází k úplnému rozpadu martenzitu, sferoidizaci a poté růstu karbidických precipitátů. Také klesá jejich počet, což vede ke snížení tvrdosti a zvýšení houževnatosti oceli. [1]

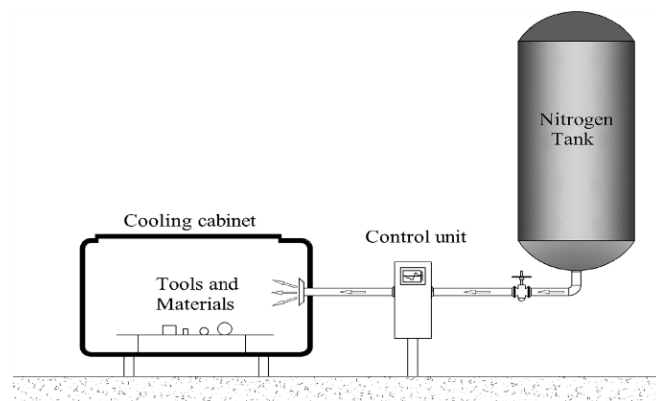
Po kalení a popouštění mohou ledeburitické oceli dosahovat (s ohledem na jejich chemické složení a použití) tvrdosti až přes 900 HV. Ovšem pro nástroje určené pro práci za studena obvykle stačí dosáhnout tvrdosti kolem 700 HV (což odpovídá přibližně 60 HRC). [3]

1.5.2 Kryogenní zpracování

Autor článku [5] uvádí, že kryogenní zpracování (CT/zmrazování) se začalo používat ke zlepšení mechanických vlastností materiálu již na konci 16. století. První zmínky o pozitivním efektu tohoto TZ však pochází až ze 40. let dvacátého století. V 70. letech bylo zaznamenáno několik výzkumů zabývajících se zmrazováním ledeburitických ocelí, ty ovšem nepřinesly žádné pozitivní závěry. [6] V posledních letech

výrazně narostl zájem o tuto problematiku a bylo publikováno mnoho prací zkoumající vlastnosti nástrojových ocelí po zmrazování v laboratorních podmínkách. Roste také využití kryogenního zpracování v průmyslu hlavně díky jednoduchosti aplikace a relativně nízkým nákladům v porovnání s jinými druhy zpracování, například povlakováním. [5] I přes tyto snahy nebyla dosud fyzikálně-metalurgická podstata těchto pochodů podrobně objasněna. [35]

Kryogenní zpracování může být aplikováno za teplot v rozmezí -80 až -140 °C, při těchto teplotách je označováno jako mělké kryogenní zpracování (dále SCT – Shallow Cryogenic Treatment), pokud během zpracování klesne teplota ještě níž, -140 až -196 °C, náleží mu označení hluboké kryogenní zpracování (dále DCT – Deep Cryogenic Treatment). Jednoduché schéma zařízení pro kryogenní zpracování ilustruje Obrázek 18. Během CT je materiál postupně ochlazován pomocí řídicí jednotky, která reguluje přístup ochlazovacího média. Tímto médiem je obvykle dusík, helium, kyslík nebo neon. Po několikahodinové výdrži na stanovené teplotě dochází k postupnému zahřátí materiálu na pokojovou teplotu. [5]



Obrázek 18 Schéma zařízení pro kryogenní zpracování [5]

SCT nástrojových ocelí se používá společně s konvenčním tepelným zpracováním. Pokud snížíme teplotu ochlazovaného nástroje pod M_s , dochází k další transformaci austenitu na martenzit a zvyšuje se tvrdost oceli. Zmrazování by se zde mělo zařadit bezprostředně po kalení. [6]

DCT se používá podobně jako SCT. I u tohoto způsobu zpracování bylo prokázáno zlepšení požadovaných vlastností zpracovaných nástrojových ocelí, pozitivní účinky se projeví především u houževnatosti a odolnosti proti abrazivnímu opotřebením. [5] [36] Pokud ochlazujeme nástroje na teploty kolem -196 °C zbytkový austenit se zcela

transformuje na martenzit a dojde k precipitaci velmi jemných speciálních η -karbidů. Právě tyto karbidy mají dle [5] největší podíl na zlepšení odolnosti proti opotřebení. Precipitace těchto karbidů probíhá segregací atomů uhlíku z martenzitu k mřížkovým poruchám, kde hnacím mechanismem je stlačení martenzitu v důsledku tepelných napětí. [35]

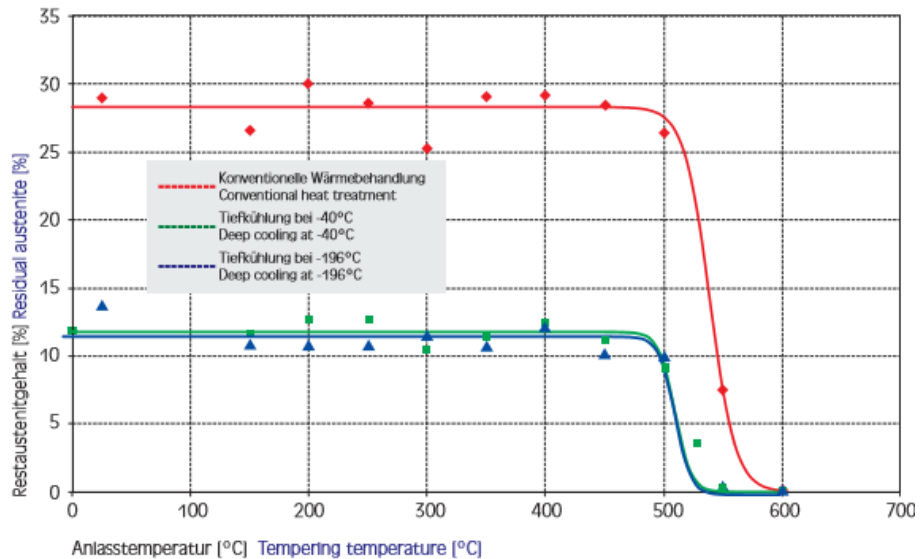
Kromě výše teploty zmrazování jsou důležitými parametry doba výdrže na této teplotě a rychlost ochlazování. Práce shrnující výsledky z desítek výzkumů zabývajících se kryogenním zpracováním [5] uvádí, že byly zkoumány doby výdrže od několika desítek minut až 40 hodin. Vyšší doby výdrže vedly k lepším výsledkům požadovaných vlastností, ale většinou nebyly tak přesvědčivé, aby byly také ekonomicky rentabilní. Dále byly sledovány rychlosti ochlazování. Existují dva přístupy, postupné ochlazování a tzv. termální šok. Autoři [5] uvádí, že není vhodné používat druhou jmenovanou metodu, tj. přímé ponoření do dusíku. Tento postup sice zkrátí dobu kryogenního zpracování a sníží náklady na toto zpracování, ale přináší s sebou velká rizika vzniku pnutí a trhlin. Proto se dle dostupné literatury používá ve většině případů postupné ochlazování. [5] Nejčastěji je CT zařazováno do CHT mezi kalení a popouštění. Tak to většinou doporučují výrobci značkových ocelí. [31] V dostupné literatuře jsou však známy práce, kde bylo CT zařazeno až po kompletním CHT [37] [38]. V předložené diplomové práci bude DCT zařazeno mezi kalení a popouštění.

Celý proces TZ je třeba posuzovat komplexně, výsledné vlastnosti závisí na podmínkách každé dílčí části cyklu TZ. Autoři práce [39] zkoumali vliv podmínek TZ se zařazením CT na vlastnosti ledeburitické oceli 1.2379 (X155CrMoV12-1) a sestavili křivky závislosti obsahu zbytkového austenitu na teplotě popouštění, pro případy, kdy bylo použito DCT (-196 °C), SCT (-40 °C) a CHT, viz Obrázek 19.

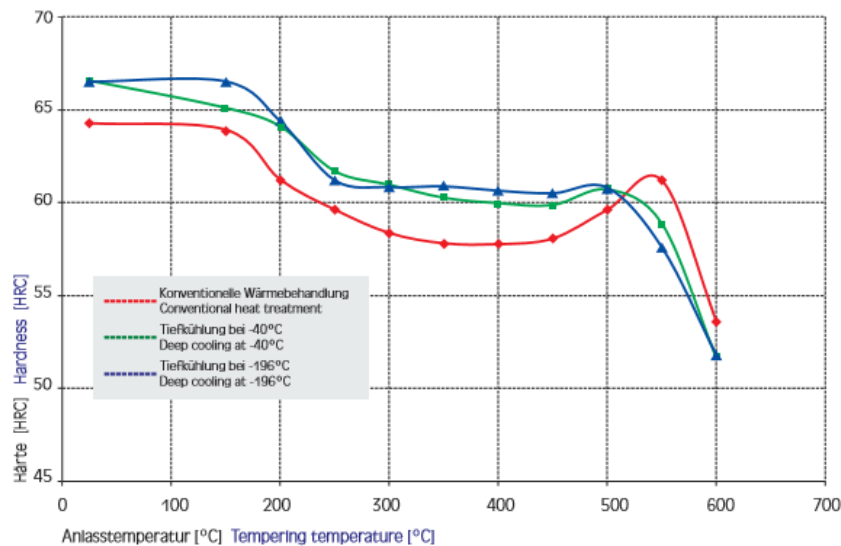
Z obrázku je patrné, že po kalení je ve struktuře sledované oceli 28 % A_z . Po kalení a zmrazování je podíl A_z poloviční. Autoři [39] uvádí, že k další přeměně zbytkového austenitu dochází při popouštění nad 500 °C. Při popouštění 550 °C v cyklu CHT je ve struktuře přítomno 7,5 % zbytkového austenitu, zatímco za stejných podmínek v cyklu s DCT dojde k úplné transformaci A_z .

Pro stejné podmínky TZ byly stanoveny závislosti tvrdosti na teplotě popouštění, tzv. popouštěcí křivky, viz Obrázek 20. Z obrázku je patrný rozdíl v průběhu popouštěcích

křivek pro CHT a CT. Po CHT dochází k maximálnímu sekundárnímu vytvrzení při teplotě 550 °C. Po CT je peak sekundární tvrdosti posunut k nižším popouštěcím teplotám. Zajímavé je, že podle autorů se popouštěcí křivky po SCT a DCT liší minimálně. V každém případě autoři došli k závěru, že u materiálu 1.2379 jsou po zpracování na sekundární tvrdost dosažitelné nižší tvrdosti po DCT než po CHT. [39]



Obrázek 19 Zbytkový austenit v oceli 1.2379 po popouštění při různých teplotách, při různých podmínkách předchozího TZ [39]



Obrázek 20 Popouštěcí křivky oceli 1.2379 pro 3 případy TZ [28]

Obecně je nutno konstatovat, že tepelné zpracování ledeburitických ocelí je velmi složitá operace, kde je třeba respektovat obecně platná pravidla a technologické postupy. Jakékoli zanedbání určitého, třeba jen dílčího parametru procesu, vede ke snížení hodnot požadovaných vlastností, degradaci struktury nebo možným deformacím. Všechny tyto jevy představují ekonomické ztráty, proto je třeba respektovat fyzikálně-metalurgické zákony zacházení s materiály. [6]

2 Opotřebení nástrojových ocelí

Podle dlouhodobých zkušeností je opotřebení zařízení, a tím i jeho životnost, ovlivněna třemi hlavními faktory: koncepcí konstrukce zařízení, včetně volby materiálu nástroje, kvalitou výroby a zpracovávaným materiálem. [40] Problémy tření a opotřebení jsou velmi problémovou částí návrhu většiny zařízení pro strojírenský průmysl. S narůstající potřebou úspor energie a kvalifikovaného prognózování opotřebení součástí je této oblasti věnována větší pozornost. Význam tribologie, jako vědy zabývající se vzájemným působením povrchů při jejich relativním pohybu, v posledních desetiletí výrazně narostl. [41]

Dle literatury [2] je opotřebení definované jako nežádoucí změna povrchu nebo rozměrů tuhých těles způsobená buď vzájemným působením funkčních povrchů nebo funkčního povrchu a média, které toto opotřebení vyvolává. Projevuje se jako odstraňování nebo přemístování částic hmoty z funkčního povrchu, v případě aplikací NO mechanickými účinky.

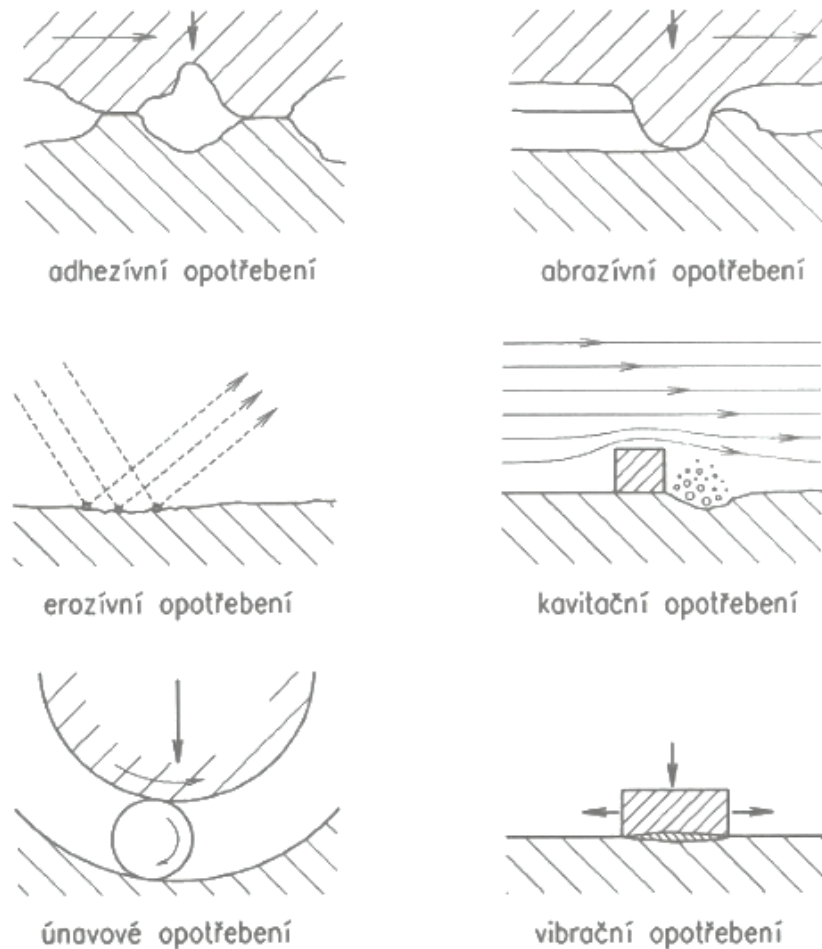
2.1 Druhy opotřebení

Opotřebení znamená trvalý úbytek materiálu. V místě styku povrchů těles dochází k pružné i plastické deformaci výstupků nerovností povrchů, porušení oxidické ochranné vrstvy a vzniku adhezních spojů – mikrosvarů, studených spojů. Kromě mechanických účinků se tohoto procesu mohou účastnit i vlivy chemické nebo elektrické. Skutečné případy v sobě zahrnují kombinaci více účinku a vlivů. Opotřebení se podle [41] rozděluje na 6 základních druhů:

- adhezivní
- abrazivní
- erozivní
- kavitační
- únavové
- vibrační.

Pro obvyklé aplikace nástrojových ocelí pro práci za studena je typické zejména abrazivní a adhezivní opotřebení, kterým bude věnována pozornost v dalších podkapitolách. Nicméně, jak již bylo uvedeno, mechanismus opotřebení nikdy není

možné jednoznačně definovat jako jeden z uvedených druhů, proto zde budou stručně popsány i ostatní druhy opotřebení. Schematické znázornění jednotlivých druhů opotřebení uvádí Obrázek 21.



Obrázek 21 Základní druhy opotřebení [41]

Při **erozivním** opotřebení dochází k poškozování povrchu pevnými částicemi nesenými proudem kapaliny nebo plynu (např. vodní řezání). Porušení je často nerovnoměrné a povrch je zvlněný. [2]

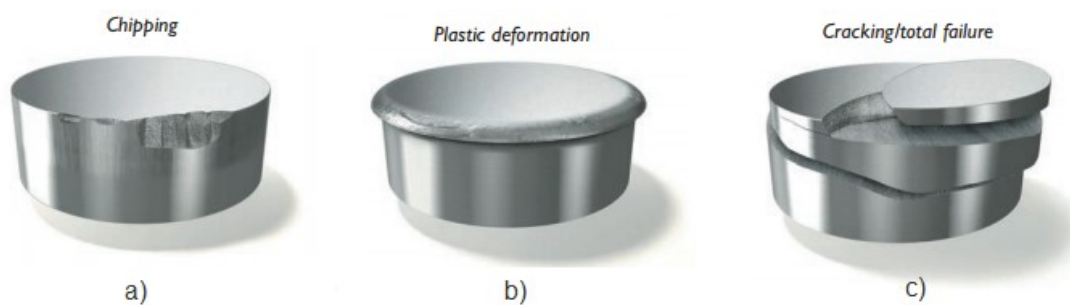
Kavitační opotřebení je definováno jako oddělování částic poškozováním povrchu součástí v oblasti zanikání kavitačních bublin v kapalině, které vznikají v místech poklesu tlaku kapaliny pod tlak nasycených par. [41]

Únavové poškození je charakterizováno postupnou kumulací poruch na povrchu materiálu při opakovaných stykových napětích v oblastech funkčních povrchů. [2]

Vzniklé trhlinky se spojují a z povrchu materiálu se postupně uvolňují částice. Tento jev bývá někdy také označován jako důlková koroze (= pitting). [41]

Vibrační opotřebení vzniká při současném působení normálního zatížení a kmitavých tečných pružných deformací nebo tečných posuvů s malou amplitudou (např. periodická zatížení hřídelů s nalisovanými náboji, poruchy nepohyblivých součástí). [41]

Publikace významného výrobce NO [31] uvádí a popisuje nejčastější formy vad a opotřebení, ke kterým dochází u NO pro práci za studena, a zároveň doporučuje, jaké vlastnosti by měl daný materiál splňovat, aby byly tyto nežádoucí jevy co nejvíce eliminovány. Výrobce uvádí 5 typů opotřebení. Nejvýznamnější z nich jsou již zmiňovaná opotřebení abrazivní a adhezivní, a dále je v práci věnována pozornost vyštipování, plastické deformaci a trhlinám. Ilustrativní zobrazení posledních tří typů poškození nástroje je vidět na Obrázku 22.



Obrázek 22 Typy poškození NO: a) vyštipování, b) plastická deformace, c) trhliny [31]

Vyštipování (Chipping, viz Obrázek 22 a) se často objevuje relativně krátce po nasazení nástroje do provozu. Mechanismem tohoto poškození je nízkocyklová únava. Na aktivním povrchu jsou iniciovány mikrotrhliny, jejichž šíření nakonec vede k vylamování částic materiálu, což se děje nejčastěji na hranách a rozích nástroje. Pro eliminaci tohoto jevu je třeba pro danou aplikaci zvolit NO s vysokou houževnatostí. Typickou operací, kde dochází k vyštipování nástroje je ražení. [31]

Plastická deformace (Plastic deformation, viz Obrázek 22 b) nastává po vyčerpání lokálních plastických schopností materiálu. Toto poškození se projevuje změnou tvaru pracovní plochy nástroje. Důležitou vlastností pro zlepšení odolnosti proti tomuto mechanismu opotřebení je vysoká tvrdost NO. Nejen v tomto případě, ale musíme brát

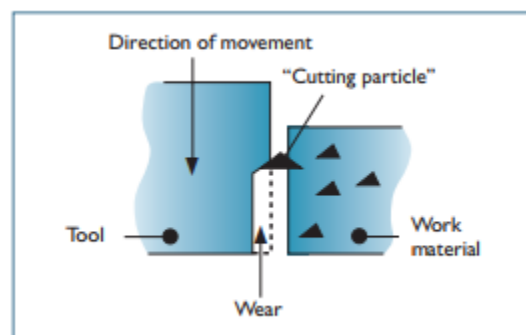
zřetel na to, aby příliš vysoká tvrdost nezpůsobovala vznik jiných typů vad (např. vyštípování). [31]

Třetím, zde jmenovaným typem poškození, jsou **trhliny** (Cracking, viz Obrázek 22 c). Tento mechanismus má tendence vznikat spontánně a obvykle vede k nenávratnému zničení nástroje a jeho nutné výměně. Praskání je způsobováno šířením nestabilních trhlin, jejichž tvorba je podnícena přítomností koncentrátorů napětí, které vznikají po broušení, obrábění, v důsledku nevhodné konstrukce nástrojů (ostré rohy a zaoblení) nebo po elektrojiskrovém obrábění. Pro zajištění odolnosti proti tomuto typu opotřebení je třeba volit oceli s nízkou tvrdostí nebo s vysokou houževnatostí. Protože však nízká tvrdost ocelí způsobuje náchylnost k řadě jiných opotřebení, výrobce doporučuje zaměřit se na oceli s vysokou mikrostrukturní houževnatostí. [31]

2.1.1 Abrazivní a adhezivní opotřebení

Abrazivní opotřebení

Abrazivní opotřebení je děj, kdy dochází k oddělování částic z funkčního povrchu materiálu účinkem tvrdého a drsného povrchu druhého tělesa nebo účinkem abrazivních částic oddělených z funkčních povrchů. [41] Schéma abrazivního opotřebení mezi nástrojem a zpracovávaným materiálem ukazuje Obrázek 23.



Obrázek 23 Schéma abrazivního opotřebení [31]

Jako příklad abrazivního opotřebení vlivem působení oddělených částic z povrchu tělesa lze uvést tvářeni za studena, zejména jedná-li se o tvářeni za tepla válcovaných plechů, jak je tomu v experimentální části této práce. Velmi tvrdé oxidické

částice uvolňující se z vrstvy okují z povrchu tzv. černé pásové oceli spolu s nečistotami a emulzí, která chladí nástroje při práci, tvoří velmi intenzivní abrazivní prostředí.

K tomuto případu, kdy se při abrazivním opotřebení jedná o interakci tří těles (částice mezi dvěma funkčními povrchy), dochází ale prakticky u všech pohyblivých mechanismů, do nichž mohou vniknout částice nebo nečistoty z okolního prostředí. [2] Typickým projevem tohoto opotřebení jsou rýhy na povrchu nástroje, viz Obrázek 24 a).

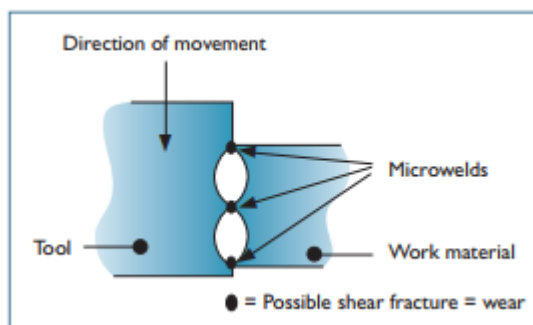


Obrázek 24 Druhy opotřebení: a) abraze (wear), b) adheze (galling) [31]

Pro zvýšení odolnosti proti abrazivnímu opotřebení doporučuje výrobce [31] používat NO s vysokou tvrdostí a vysokým podílem tvrdých větších karbidů ve struktuře.

Adhezivní opotřebení

Jako adhezivní opotřebení se označuje proces, kdy při relativním pohybu dvou funkčních povrchů dochází v důsledku jejich povrchových nerovností k jejich dotyku, k porušení povrchových vrstev, k čistému kovovému styku a vzniku mikrosvarů s následným porušováním těchto spojů. Tak dojde k oddělování a přemístování částic z jednoho povrchu na druhý. [41] [2] Zjednodušené schéma popsaného děje při styku nástroje se zpracovávaným materiálem znázorňuje Obrázek 25.



Obrázek 25 Schéma adhezního opotřebení [31]

Na vznik adhezního opotřebení má vliv několik faktorů. Prvním je velikost a tvar mikronerovností, dále podmínky relativního pohybu funkčních povrchů (rychlost, zatížení) nebo prostředí, ve kterém k němu dochází. Například mazivo přispívá k oddělování stykových ploch a zmenšuje tak interakci míst styku. Kontakt mezi mikronerovnostmi může být bodový, čárový nebo plošný. [2]

Intenzitu adheze může mimo jiné ovlivnit i rychlost vzniku oxidických ochranných vrstev. Pokud oxidické vrstvy vznikají na povrchu kovu rychleji, než dochází k jejich rozrušování, mluvíme o mírném opotřebení, v opačném případě se jedná o intenzivní formu adhezního opotřebení, tzv. zadírání. [2] Jakou formu může mít následek tohoto druhu opotřebení ilustruje Obrázek 24 b).

Dle výrobce [31] jsou pro odolnost proti adhezivnímu opotřebení důležité zejména tyto vlastnosti oceli, potažmo nástroje: vysoká tvrdost, nízký koeficient tření a velká tažnost. Výrobce také doporučuje povrchové zpracování oceli nebo povlakování.

2.2 Zkoušky a hodnocení opotřebení

Metodiku zkoušení odolnosti proti různým typům opotřebení je třeba volit s ohledem na převládající podmínky procesu opotřebení. Laboratorní podmínky mohou simulovat vždy jen část parametrů, které nastávají za skutečných provozních podmínek. Mohou však sloužit jako ukazatelé vlivu jednotlivých faktorů na charakter a intenzitu opotřebení. [2]

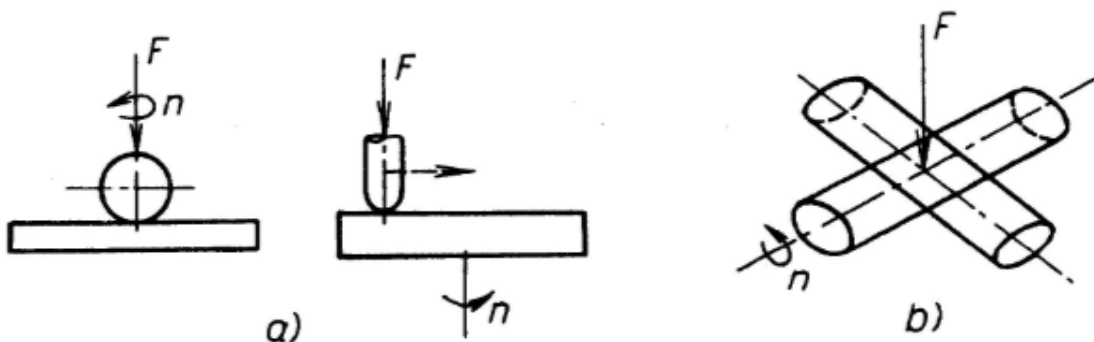
Provozní zkoušky na výrobních zařízeních sice umožňují hodnotit komplexní proces opotřebení, ale jsou často ovlivněny proměnlivostí provozních parametrů a mají význam jen pro jedno dané zařízení a jen pro určité pracovní podmínky. [2]

Literatura [2] člení jednotlivé zkoušky a zařízení na kterém probíhají podle typu převládajícího mechanismu opotřebení. Dále bude uvedeno několik zkoušek pro hodnocení adhezního a abrazivního opotřebení.

Zkoušení odolnosti materiálu proti adheznímu opotřebení

Při tomto typu zkoušení je důležitým kritériem geometrie třecího uzlu, resp. zda se při opotřebování jedná o bodový, čárový nebo plošný dotyk.

Pro zkoušky při bodovém dotyku se používají zařízení, kde se kulička nebo čep s půlkruhovým zakončením pohybují po rovinné ploše zkoušeného materiálu, viz Obrázek 26 a). Hlavní výhodou tohoto zařízení je jeho nenáročná konstrukce. Mezi přístroje s bodovým stykem se řadí i přístroje se zkříženými válci, které umožňují měnit zatížení i kluznou rychlost, viz Obrázek 26 b). Nevýhodou těchto přístrojů je však možnost vzniku vibrací při vyšším zatížení. [2]

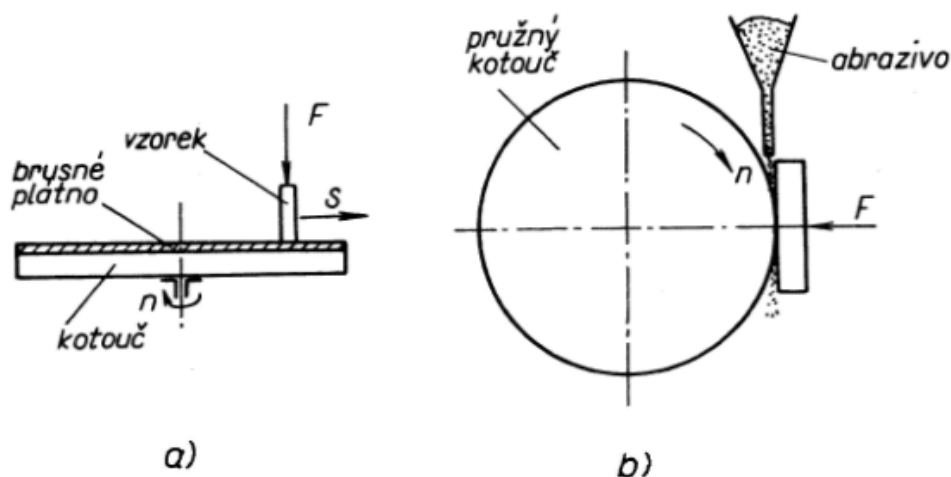


Obrázek 26 Schéma zařízení pro zkoušení odolnosti proti adheznímu opotřebení s bodovým dotykem [2]

Zkoušení odolnosti materiálu proti abrazivnímu opotřebení

V tomto případě se zařízení na zkoušení odolnosti proti abrazivnímu opotřebení dělí podle podmínek v oblasti dotyku na přístroje s volnými částicemi, vázanými částicemi a s vrstvou volných částic mezi dvěma stykovými místy. [2]

Ke zkoušení kovových materiálů se nejčastěji používají přístroje s brusným plátnem, viz Obrázek 27 a). Jedná se o jednoduchou zkoušku, jejíž nevýhodou je však proměnlivá kvalita brusného plátna. Příkladem přístroje s volnými částicemi je zařízení s pružným kotoučem, u kterého vyvolávají abrazivní účinek částice sypané mezi vzorek a rotující kotouč, viz Obrázek 27 b). [2]

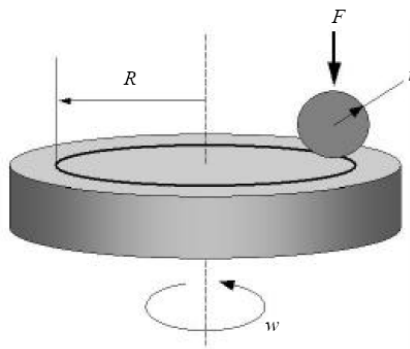


Obrázek 27 Schéma zařízení na zkoušení odolnosti proti abrazivnímu opotřebení [2]

Všechna výše uvedená zařízení popisovaná v literatuře [2] mají ve zkoušení odolnosti materiálů proti opotřebení své platné místo a svůj význam. V posledních letech však došlo k modernizaci a normalizaci některých těchto metod zkoušení.

Nejčastěji používanou, a jednou z nejjednodušších zkoušek pro hodnocení odolnosti proti opotřebení, je metoda zvaná **Pin-On-Disc**, která je standardizovaná podle normy ASTM [42].

Zkouška Pin-On-Disc (dále PoD) je založena na podobném principu jako výše uvedená zkouška odolnosti proti adhezivnímu opotřebení při použití čepu s půlkruhovým zakončením. Zde se jako zkušební tělísko (označováno jako pin) používá kulička daných rozměrů. Sledovanými parametry této zkoušky jsou normální síla mezi pinem a vzorkem, rychlost relativního pohybu mezi pinem a zkoušeným materiálem, dráha, kterou pin během zkoušky na vzorku urazí. Také se sledují parametry prostředí jako je teplota, relativní vlhkost prostředí nebo zda bylo použito mazadlo. Schéma této zkoušky představuje Obrázek 28. [42]



Obrázek 28 Schéma zkoušky Pin-On-Disc [42]

Pomocí této zkoušky lze vyhodnotit odolnost proti opotřebení, ale také dynamický součinitel smykového tření. Odolnost proti opotřebení lze vyhodnotit několika způsoby. Za prvé pomocí určování hmotnostních úbytků zvážením vzorku před a po zkoušce. Tato metoda vyhodnocování vyžaduje dle [42] vážení vzorku s přesností na 0,0001 g, a proto je velice náročná na vybavení a dodržení dostatečné přesnosti. Druhou metodou je vyhodnocení průřezu pomocí profilometru a třetím způsobem je měření šířky vzniklé stopy a dopočet úbytku objemu materiálu. Tento výpočet, viz Rovnice 1, je dán normou [42] a vychází z předpokladu, že vzniklá drážka má tvar kruhové úseče, a pomocí světelné mikroskopie bude možné určit délku její tětivy.

Rovnice 1 Výpočet objemového úbytku materiálu během zkoušky Pin-On-Disc [42]

$$V_{ub} = 2\pi R \left[r^2 * \sin^{-1} \left(\frac{d}{2r} \right) - \frac{d}{4} * (4r^2 - d^2)^{\frac{1}{2}} \right] [mm^3]$$

V této rovnici je: R - poloměr dráhy kuličky [mm]; d - šířka drážky („tětiva“) na vzorku [mm] a r - poloměr pinu (kuličky) [mm].

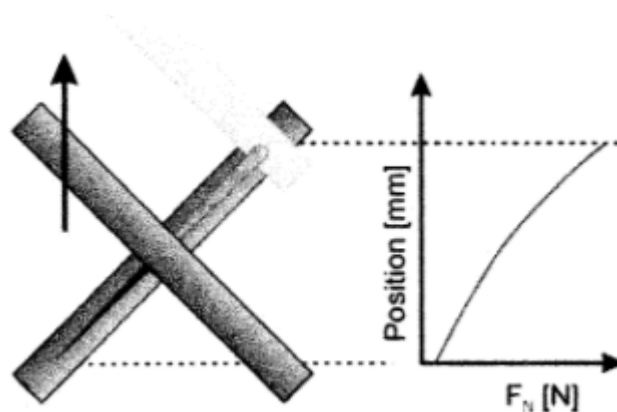
Vlach v [43] uvádí, že metoda vyhodnocování zkoušky PoD má vliv na absolutní hodnotu výsledků.

Autoři článku [44] porovnávali tři moderní metody hodnocení třecích vlastností nástrojových ocelí. První metodou byla výše popsaná zkouška PoD, druhou modifikovaná metoda cylinder-on-cylinder (metoda zkřížených válců) a třetí load scanner test (metoda vzájemně se posouvajících válců). Autoři hodnotili jednak náročnost, ale hlavně vypovídající schopnost daných zkoušek.

Metoda PoD umožňuje vyhodnocovat koeficient tření v závislosti na délce dráhy, kterou pin po zkoušeném materiálu urazí. Pomocí této zkoušky hodnotili výzkumníci vliv drsnosti povrchu na vzdálenost, kterou pin urazí, než dosáhne stanovené kritické hodnoty třecího koeficientu 0,5. Zjištěné vzdálenosti byly pro všechny zkoumané drsnosti ($R_a = 0,05; 0,1; 0,25 \text{ I } 0,4 \mu\text{m}$) NO Vanadis 6 téměř totožně, výrazně lepšího výsledku však bylo dosaženo při užití lubrikace. Hlavní výhodou této zkoušky je její relativně jednoduché provedení, naopak její nevýhodou je časová náročnost. [44]

Metoda cylinder-on-cylinder sleduje závislost koeficientu tření jako funkci zatížení. Stejně jako PoD je však i tato metoda limitována a její vypovídající schopnost omezena jednou vzniklou stopou opotřebení, kde nelze hodnotit vývoj kontaktu v průběhu zkoušky. [44]

Jako velmi užitečný nástroj pro hodnocení třecích vlastností NO pro práci za studena se jeví load scanner test. Výhodou této relativně jednoduché metody je, že poskytuje výsledky pro různá zatížení během jediného testování a umožňuje mikroskopicky zkoumat místo, kde došlo k překročení kritické hodnoty koeficientu tření i po skončení testu. Schematické znázornění principu této metody je vidět na Obrázku 29.



Obrázek 29 Load scanner test [44]

3 Experimentální část

Cílem experimentální části této diplomové práce je porovnat velikosti opotřebení nástrojů při plošném tváření za studena v závislosti na použitém tepelném zpracování a materiálu rolen v reálném provozu, a následně i v laboratorních podmínkách. Praktická část této práce byla z převážné části realizována na základě spolupráce se společností Nedcon Bohemia zabývající se výrobou regálových systémů, kde se autorka v současné době účastní jejich Trainee programu. Část experimentu byla již popsána a vyhodnocena v autorčině příspěvku [7] a v příspěvku [45]. Vzhledem k charakteru práce nelze striktně oddělit experimentální část a kapitolu Výsledky a jejich diskuze. Například autorkou předložené práce vytvořený **Vývojový diagram experimentu** bude uveden dříve než v kapitole Výsledky a jejich diskuze, ačkoli je výsledkem autorčiny práce.

3.1 Experimentální materiály

V experimentu jsou použity nástrojové oceli pro práci za studena, první je ocel 1.2379 vyrobená CM a druhou ocelí je PM HS Vanadis 23. Volba těchto materiálů bude vysvětlena dále.

- **Nástrojová ocel 1.2379**

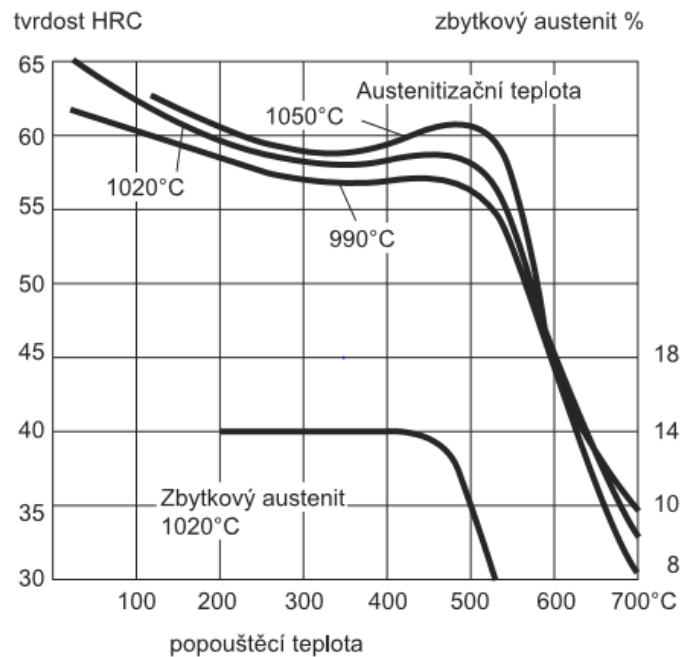
Ocel 1.2379, vyrobená konvenční metalurgií, je molybdenem a wolframem legovaná nástrojová ocel s vysokým obsahem uhlíku a chromu. Její typické vlastnosti jsou vysoká odolnost proti opotřebení, pevnost v tahu, rozměrová stálost a dobrá prokalitelnost i odolnost proti popouštění [46].

Výrobce [31], který ocel této kvality vyrábí pod vlastním názvem Sverker 21, doporučuje její použití na nástroje, od kterých je vyžadována velmi vysoká odolnost proti opotřebení při zachování dostatečné houževnatosti. Tato NO se také používá ke stříhání tlustších a tvrdších materiálů.

Výrobce doporučuje následující TZ [46]:

- Žíhání na měkko - prohřátí oceli na 850 °C a pomalé ochlazování v peci rychlostí 10 °C/hod až na 650 °C, dále ochlazovat volně na vzduchu.
- Kalení – předehřev: 650 až 750 °C, austenitizační teplota: 990 až 1050 °C, obvykle 1000 až 1040 °C.

- Zmrazování - ihned po kalení by nástroj měl být ochlazen na teplotu -40°C až -80°C s výdrží 3 až 4 hodiny, s následným popouštěním nebo stárnutím, doporučuje se vyhýbat složitým tvarům vzhledem k riziku prasknutí.
- Popouštění – popouštění 2x, volba teploty dle požadované tvrdosti z popouštěcího diagramu – Obrázek 30, výdrž 1 h/20 mm tloušťky, minimálně však 2 h. [46]



Obrázek 30 Popouštěcí diagram oceli 1.2379 dle [46]

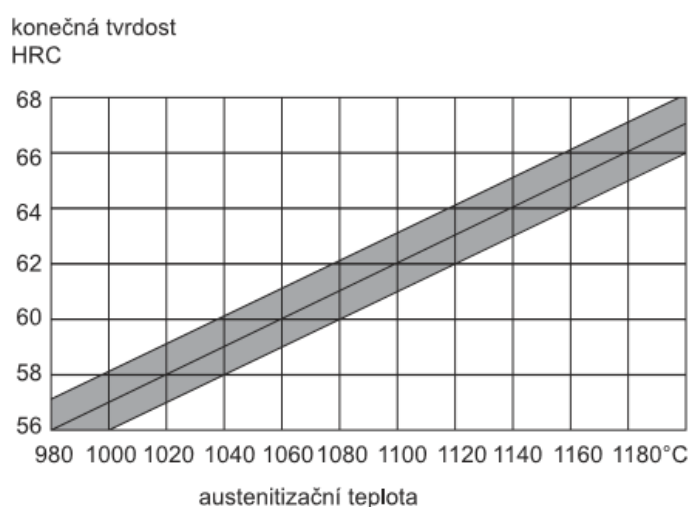
• Nástrojová PM ocel Vanadis 23

Ocel Vanadis 23 je Cr-Mo-W-V legovaná rychlořezná ocel, pro kterou jsou charakteristické následující vlastnosti: vysoká odolnost proti abrazivnímu opotřebení, pevnost v tlaku, houževnatost a velmi dobrá prokalitelnost, rozměrová stálost při kalení i odolnost proti popouštění. [47]

Výrobce [31] doporučuje Vanadis 23 zejména pro stříhání a tváření tenkých materiálů, kde převládá smíšené abrazivně – adhezivní nebo abrazivní opotřebení a kde je vysoké riziko plastické deformace aktivních ploch nástroje.

Výrobce doporučuje následující TZ [47]

- Žíhání na měkko - prohřátí oceli na 850 až 900 °C a pomalé ochlazení v peci rychlostí 10 °C/hod až na 700 °C, poté volně ochladit na vzduchu.
- Kalení - předehřev ve 2 stupních: 450 až 500 °C a 850 až 900 °C, austenitizační teplota: 1050 až 1180 °C podle požadované konečné tvrdosti, viz Obrázek 31.
- Zmrazování - při požadavku maximální rozměrové stability by nástroj měl projít zmrazením, ihned po kalení ochlazení na teplotu -70 °C až -80 °C s výdrží 1-3 hodiny, s následným popouštěním nebo stárnutím, vyhýbat se složitým tvarům vzhledem k riziku prasknutí.
- Popouštění - pro použití za studena popouštět 3 x 560°C/1 hod s mezi ochlazením na teplotu okolí. [47]



Obrázek 31 Graf závislosti dosažené tvrdosti na výši austenitizační teploty pro Vanadis 23 [47]

Chemické složení sledovaných ocelí uvádí Tabulka 5. Ekvivalentní označení zvolených ocelí podle norem či výrobců, viz Tabulka 6.

Tabulka 5 Chemické složení ocelí [46] [47]

Materiál	C [%]	Si [%]	Mn [%]	Cr [%]	Mo [%]	V [%]	W [%]
1.2379	1.55	0.3	0.4	11.8	0.8	0.8	-
Vanadis 23	1.28	-	-	4.2	5.0	6.4	3.1

Tabulka 6 Ekvivalentní označení použitých ocelí [46] [47]

Uddeholm	AISI	ČSN	EN ISO	W.-Nr.

Sverker 21	D2	19 573	X155CrVMo12-1	1.2379
Vanadis 23	M2:3	19 837	HS6-5-3	1.3344

3.1.1 Tvářecí nástroje

V části experimentu v provozních podmínkách jsou porovnávány a hodnoceny 3 sady tvářecích kol (každá sada - 4 rolny). Výrobu všech tří sad rolen zajišťovala stejná nástrojárna, která dodává firmě Nedcon i ostatní profilovací nástroje. Tepelné zpracování druhé a třetí sady provedla kalírna Prikner, u první sady jej zajišťovala nástrojárna, která rolny vyráběla.

1) Nástrojová ocel 1.2379 – CHT (Conventional Heat Treatment)

První zkušební sada byla vyrobena z tradiční, firmou ve stávající době používané, nástrojové oceli pro práci za studena, která bude dále označována jako 1.2379 CHT. Pro tento materiál není, bohužel, k dispozici záznam o tepelném zpracování ani specifikace výrobce oceli. Od nástrojárny, která danou sadu vyráběla, byly dodány pouze informace, že šlo o klasický postup tepelné zpracování = CHT, tzn. austenitizace, kalení a několikanásobné popouštění.

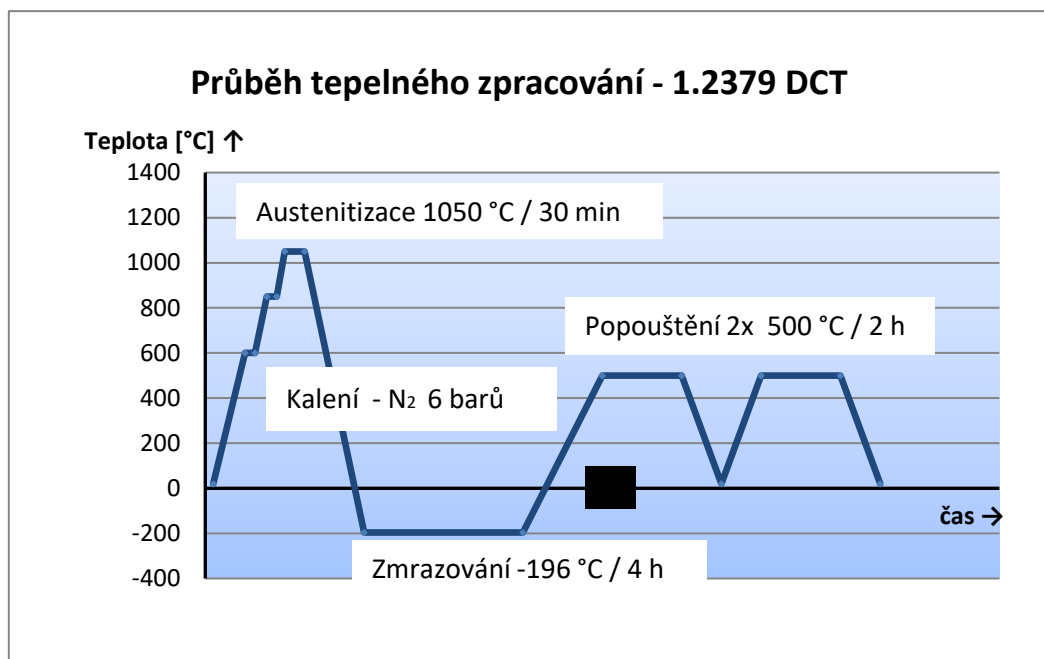
2) Nástrojová ocel 1.2379 – DCT (Deep Cryogenic Treatment)

Druhá zkušební sada byla vyrobena také z NO 1.2379, dále bude označována jako 1.2379 DCT, ale byl zvolen odlišný způsob TZ. Jak již bylo uvedeno v teoretické části této práce, mnohé výzkumy [5] dokazují, že pokud je u NO požadováno zvýšení odolnosti proti opotřebení, je vhodné do cyklu CHT zařadit i kryogenní zpracování. Z těchto důvodů, a po konzultaci s odborníky z kalírny Prikner, byl zvolen postup tepelného zpracování se zařazením hlubokého zmrazování - DCT. Podmínky a průběh tohoto TZ dle kalírny Prikner udává Tabulka 7, ilustrativní schéma zvoleného postupu uvádí Obrázek 32.

Tabulka 7 Tepelné zpracování nástrojů

Materiál	Předehřevy	Kalení	DCT	Popouštění
----------	------------	--------	-----	------------

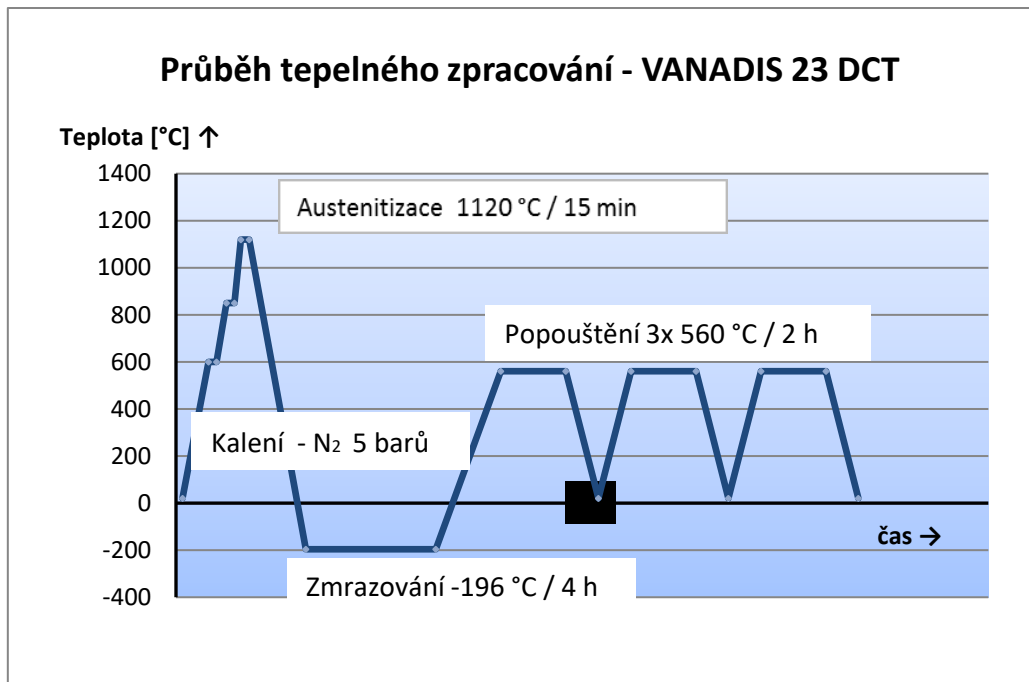
1.2379 DCT	600 °C/ 15 min 800 °C/ 5 min	1050 °C/ 30 min	-196 °C/ 4 hod	2 x 500 °C/ 2 hod
Vanadis 23 DCT	600 °C/ 15 min 850 °C / 5 min	1120 °C/ 15 min	-196 °C/ 4 hod	3 x 560 °C/ 2 hod



Obrázek 32 Ilustrativní schéma TZ 1.2379 DCT

3) Vanadis 23 – DCT

Na základě předchozích prací [45] byla jako perspektivní pro tuto aplikaci navržena nástrojová ocel Vanadis 23 vyrobená práškovou metalurgií. Výhodné vlastnosti NO vyrobené metodou PM byly již zmíněny v teoretické části práce. Zároveň byl i pro tuto ocel zvolen postup TZ se zařazením hlubokého kryogenního zpracování, za podmínek dle informací z kalírny Prikner, jak uvádí Obrázek 33, resp. Tabulka 7. Ocel bude dále označována jako Vanadis 23 DCT.



Obrázek 33 Ilustrativní schéma TZ Vanadis 23 DCT

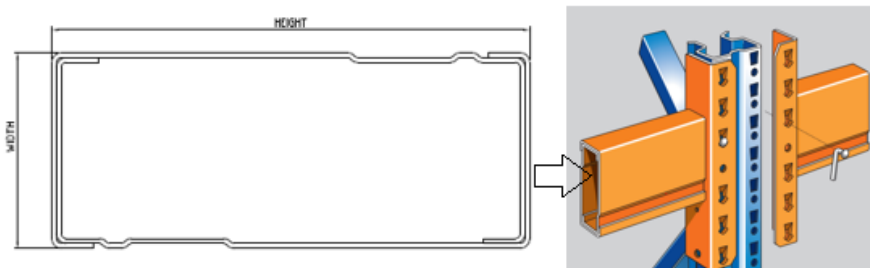
3.1.2 Tvářený materiál

Testování rolen probíhalo na průběžné tvářecí lince (její bližší specifikace jsou uvedeny v kap. 3.3, eventuálně ve Vývojovém diagramu experimentu - viz Příloha 1). Uvedená linka vyrábí důležitou „produktovou rodinu“. Jedná se o polotovary pro výrobu příček pro regálové systémy.

Na Obrázku 34 je ukázána polovina linkou vyráběného polotovaru. Konečný výrobek je složen ze dvou do sebe sesazených profilů, které jsou dále svařovány a lakovány, viz Obrázek 35. Jedná se o geometricky podobný produkt, v různých poměrech stran: šířka = 40, 50, 60 mm, délka = 90, 110, 130, 150 mm.



Obrázek 34 Tvářený plech



Obrázek 35 Finální podoba výrobku [48]

Sledovaná linka s firemním označením PR 20-28 zpracovává černou (nemořenou) ocel o tloušťce 1,5 a 2 mm v kvalitě S275JR a S355MC. Poměr zpracovávaného materiálu je cca 8:1 ve prospěch oceli S275JR. V případě obou plechů se jedná o oceli válcované za tepla, jejichž povrch je obvykle pokryt vrstvou okují. Okuje tvoří velice tvrdé oxidické částice, které při válcování působí velmi abrazivně.

Tyto dva typy plechů se od sebe liší chemickým složením (viz Tabulka 8) a některými mechanickými vlastnostmi (viz Tabulka 9). S275JR (≈ 1.0044) je běžně používaná konstrukční ocel se zaručenou svařitelností. Doporučuje se její použití pro nenáročnou konstrukce mostů, hal nebo části vozidel. U S355MC (≈ 1.0976) se jedná o termomechanicky válcovaný plech pro tvářeni za studena, výborně svařitelný vzhledem k nízkému uhlíkovému ekvivalentu. [49]

Tabulka 8 Chemické složení tvářených plechů - max. hm. % [50]

Plech	C	Si	Mn	P	S	V	Cu
S275JR	0.22		1.5	0.04	0.04		0.55
S355MC	0.12	0.5	1.5	0.02	0.02	0.2	

Tabulka 9 Vybrané mechanické vlastnosti tvářených plechů [49]

Plech	Min. mez kluzu [MPa]	Mez pevnosti [MPa]	Tažnost [%]
S275JR	275	410-560	21
S355MC	355	430-550	23

Celý proces tvářeni probíhá pod emulzí, kdy při běhu linky jsou pomocí vhodně orientovaných trysek chlazená místa styku materiálu s rolkami, což snižuje vznikající tření a teplo. Rychlost výroby linky se pohybuje okolo 40 m/min.

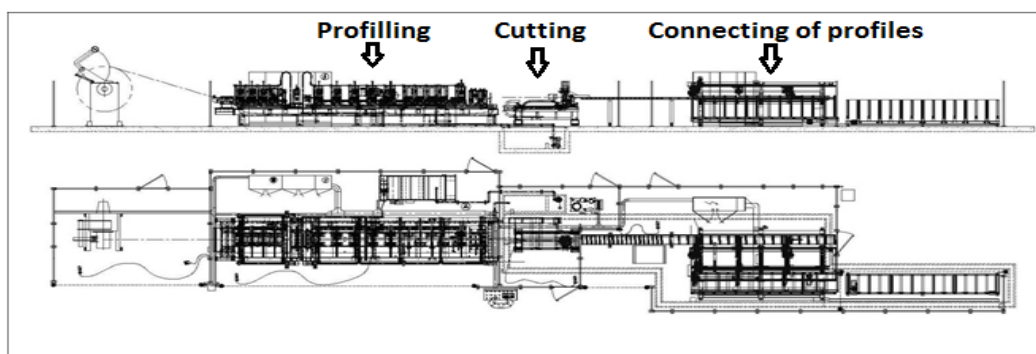
3.2 Vývojový diagram experimentu

Pro lepší přehlednost a orientaci v postupu a vývoji experimentu byl v jeho průběhu sestaven **Vývojový diagram experimentu**, viz Příloha 1. Tento diagram je členěn do 4 základních částí, tak jak se vyvíjel experiment.

- První část nazvaná v diagramu jako „**Problém...**“ naznačuje motivaci uskutečnění tohoto experimentu. Jak již bylo uvedeno na začátku, značná část experimentu probíhala v provozu společnosti Nedcon Bohemia. V jejich výrobě pracuje několik tvářecích linek vyrábějících stojny a příčky pro regálové sestavy. Vybraná linka používaná ve firmě je rozdělena na 24 stanic, kde každá je osazena 2 až 4 tvářecími nástroji. Jeden takový nástroj váží minimálně několik kilogramů. Náklady na takto velké nástroje jsou úměrné jejich velikosti, použitému materiálu a tepelnému zpracování [6] [31]. Zde je třeba uvést, že výměna rolen po opotřebením znamená odstavení tvářecí linky až na tři dny, což v konečném důsledku výrazně snižuje produktivitu výroby. Firma Nedcon zahájila projekt řešící návrh nového materiálu na rolny s cílem jejich vyšší životnosti. Tento požadavek je v souladu s aktuálními narůstajícími nároky na kvalitu a užité vlastnosti nástrojových materiálů [6] [8]. Prodloužení času mezi jednotlivým odstávkami tvářecí linky a zvýšení kvality výrobků je pro zadavatele prioritou. V této části experimentu byl také proveden rozbor stávajícího stavu pomocí navržené metodiky hodnocení opotřebením rolen, která bude společně s popisem provozních podmínek podrobně představena v následující kapitole.
- Dále byl proveden návrh řešení a popsána první a druhá fáze experimentu v provozních podmínkách, viz kapitoly 3.3 a 3.4.
- Z reálných nástrojů byly následně připraveny vzorky pro laboratorní měření opotřebením.
- Závěr je pak kompilací provozního i laboratorního experimentu.

3.3 Návrh metodiky hodnocení opotřebení v provozních podmínkách

Jak již bylo uvedeno, pro tuto část experimentu byla zvolena profilovací linka PR 20-28, která je rozdělena do tří technologických úseků, jak je vidět na Obrázku 36. Na začátku dochází k odmotávání svitkové oceli, která je pomocí systému podavačů unášena do prvního – profilovacího úseku linky. V druhém úseku linky dochází k dělení profilů a ve třetím ke kompletaci profilů do podoby požadovaného výsledného produktu. Podle sdělení operátorů se rychlé opotřebování rolen na uvedené lince projevuje rychlým zhoršením kvality vyráběných profilů. Dalším důsledkem rychlého opotřebování tvářecích kol je pak nežádoucí odírání střížné hrany nůžek při oddělování jednotlivých profilů. Rychle se zhoršující kvalita profilů způsobuje i následné problémy při kompletaci profilů.



Obrázek 36 Technologické části linky PR 20-28 [48]

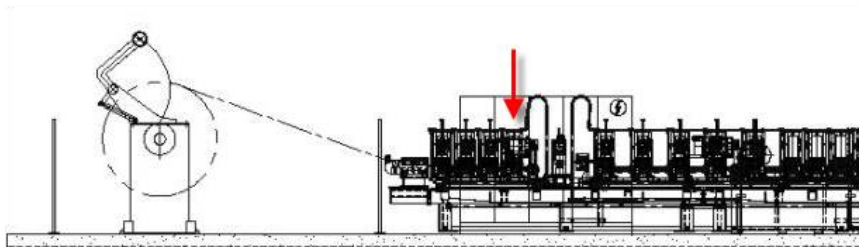


Obrázek 37 Reálný pohled na linku PR 20-28

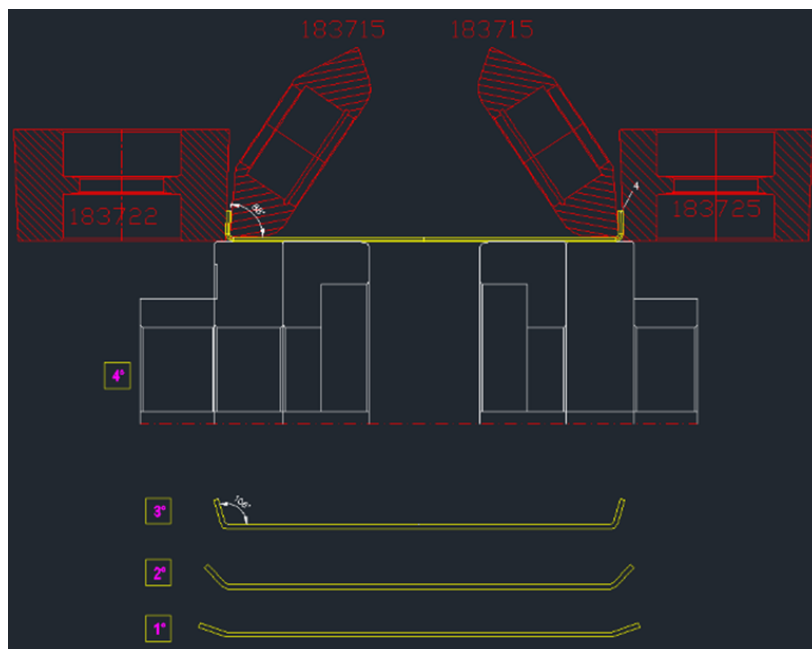
Na fotografii - viz Obrázek 37 je reálný pohled na profilovací linku. Jedná se o pohled od začátku profilovací části ve směru toku tvářeného materiálu.

Tváření materiálu ve stanici č. 4

Pro experiment byly vybrány rolny ze stanice č. 4 v profilovací části linky, jejíž umístění je naznačeno na Obrázku 38. V této stanici dochází k tvarování plechu pomocí postranních roln s vertikální osou otáčení (označení roln 18372 a 183725) a pomocí vnitřních roln (označení roln 183715), které tvoří oporu pro tváření. Vnitřní rolny jsou rozměrově totožné. Postranní rolny mají odlišný průměr (větší průměr – 183722, menší průměr – 183725). Před touto stanicí je plech tvarován ve třech stanicích a ve stanici 4 dochází k přetvoření úhlu ohybu plechu ze 106° na 88° , tedy o 18° , viz Obrázek 39. Tato stanice byla vybrána, protože právě zde dochází, dle zkušeností techniků a operátorů, k největšímu opotřebení roln, které musí být často vyměňovány.



Obrázek 38 Umístění stanice č. 4 na lince PR 20-28 [48]

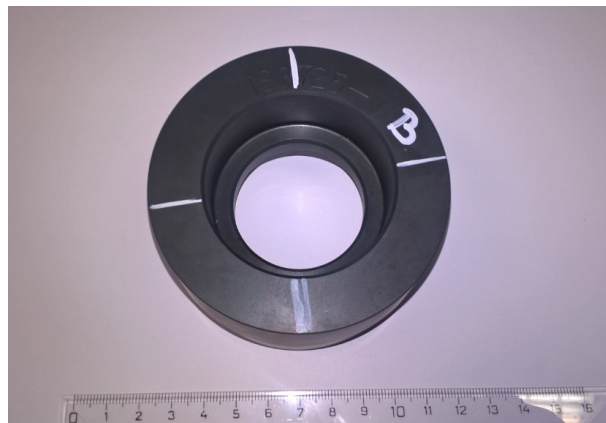


Obrázek 39 Schéma stanice č. 4 a průběh ohýbání plechu [48]

Metodika hodnocení opotřebení v provozních podmínkách

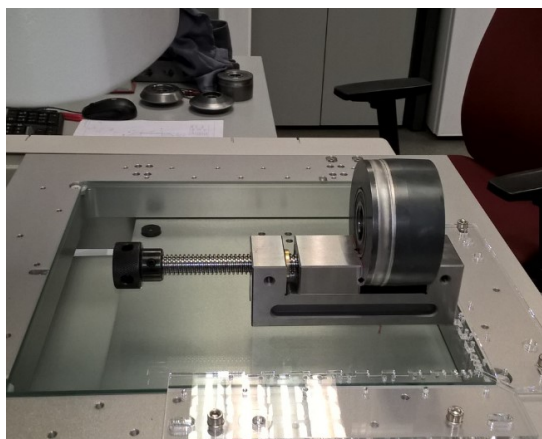
Jedním z úkolů tohoto experimentu bylo navržení vhodné metody pro sledování velikosti opotřebení na jednotlivých rolnách. Vzhledem k omezení vyplývajících ze skutečnosti, že testování probíhalo v reálném provozu a jednotlivá proměření v průběhu experimentu byla časově omezena na 2-3 hodiny, byl zvolen následující postup. Časové omezení pro měření opotřebení vychází z provozních požadavků.

Před začátkem experimentu byl u každé rolny v definované pozici, viz Obrázek 40, změřen její přesný profil na optickém přístroji MICRO VU Vertex 311, a následně vytvořen její model v programu SolidWorks. Vyznačení pozic na měřené rolně je důležité pro identické umístění nástroje do měřícího přístroje při dalším měření.



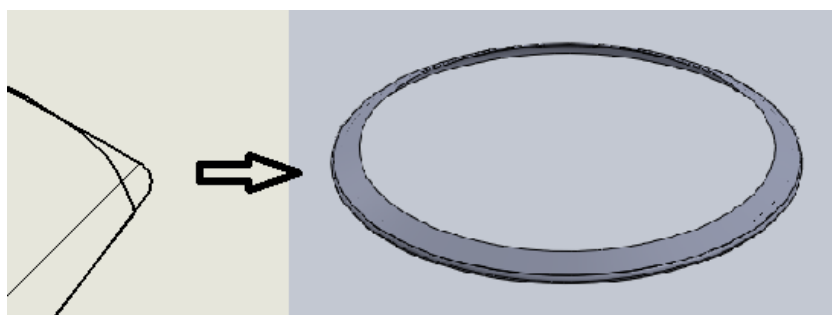
Obrázek 40 Rolna s označením 183725B s vyznačením pozic na měřícím přístroji

V rámci výroby je kromě jiného sledována délka a materiál pásu, který byl linkou zpracován. Průběžná vyhodnocování opotřebení autorka prováděla po cca 3 týdnech provozu nasazených rolen, vždy však po domluvě s plánovačem tak, aby měření spojené s odstávkou linky neomezilo plán výroby.



Obrázek 41 Měření profilu rolny na přístroji Vertex 311

Během každé takové odstávky byl zaznamenán počet ujetých kilometrů a nástroje byly vyjmuty pro zdokumentování jejich stavu. Pomocí výše zmiňovaného optického přístroje Vertex 311 byl ve stejně definované pozici opět naměřen profil rolny (viz Obrázek 41) a vytvořen její model v softwaru SolidWorks. Tímto způsobem byla dokumentována dvě místa opotřebení u každé rolny (při čelním pohledu z pravé a levé strany). Pomocí porovnání původního a aktuálního modelu byla získána velikost opotřebení jako objem úbytku materiálu rolny (viz Obrázek 42). Výsledná hodnota opotřebení byla stanovena z průměrné velikosti úbytku objemu získaného z proměření pravé a levé strany modelu rolny. Po provedených měřeních byly všechny 4 rolny znovu osazeny na linku a pokračovalo se ve výrobě. Odstávka byla provedena třikrát během každé konfigurace testování (bude vysvětleno v následující kapitole). Po ukončení každé testovací fáze byly vyměněny rolny na všech stanicích linky za nové, aby byly zajištěny stejné výchozí podmínky pro obě konfigurace. Během druhé konfigurace proběhlo kontrolní měření také celkem třikrát.



Obrázek 42 Vlevo: porovnání původního a aktuálního modelu rolny, vpravo: model objemu úbytku materiálu

Jako kontrolní metoda pro hodnocení opotřebení těchto nástrojů bylo navrženo měření hmotnostních úbytků. Všechny rolny byly před zahájením experimentu zváženy v laboratořích Ústavu materiálového inženýrství na ČVUT. Váhy ve firmě Nedcon nedosahovaly dostatečné přesnosti pro tyto účely. Bohužel, při osazování nástrojů na tvářecí linku u nich zjistili operátoři nedostatečný vnitřní průměr, který byl dodatečně obroušen. Z provozních důvodů nebylo možné takto upravené rolny převést na přesné převážení do Prahy. Proto nemohla být metoda měření váhových úbytků v rámci experimentu použita.

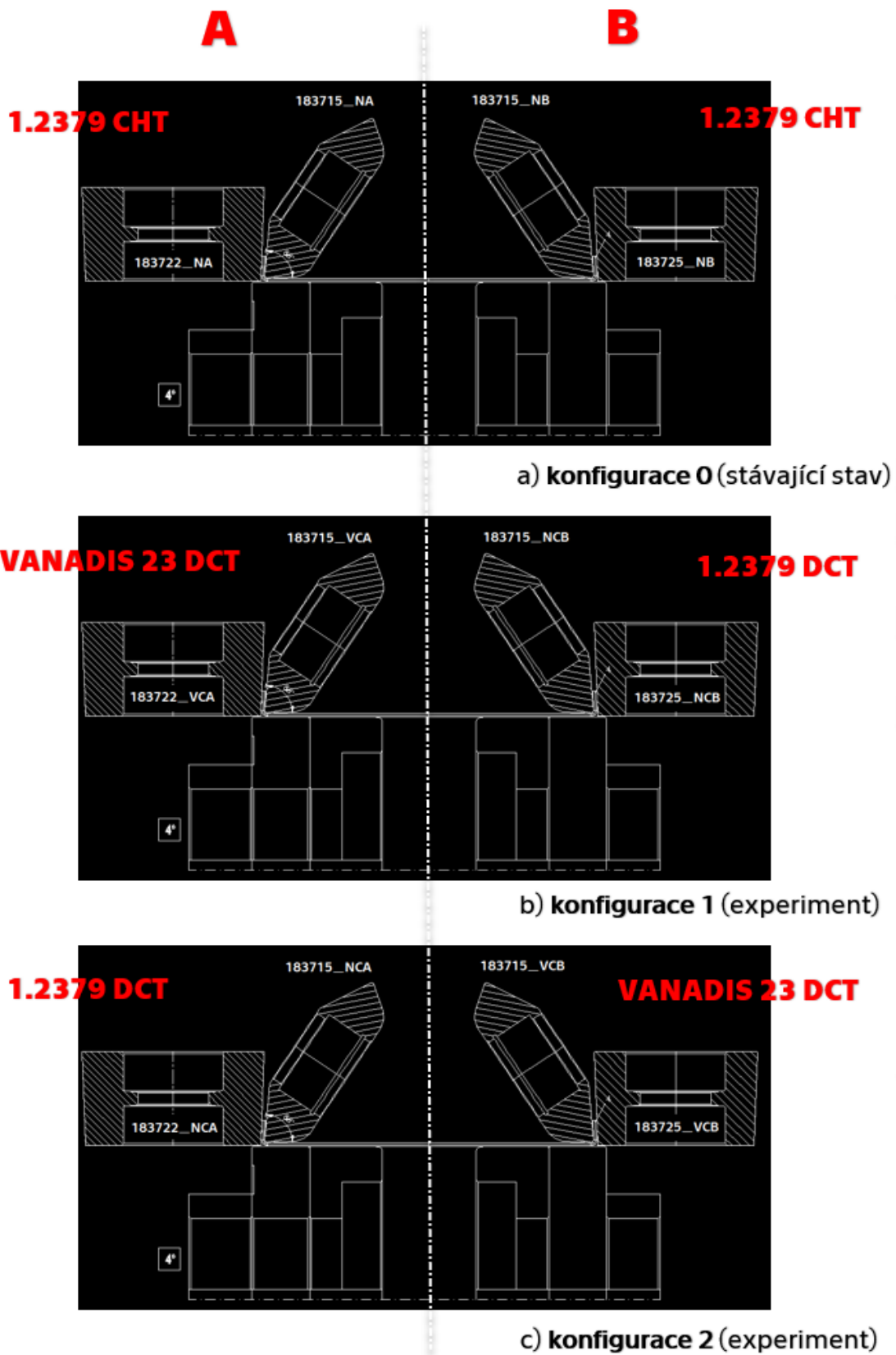
3.4 Konfigurace testování

Všechny testované rolny byly z výroby označeny výrobním číslem, za kterým autorka gravírováním doplnila písmena pro identifikaci polohy rolny ve stanici, materiálu a jeho TZ. Toto značení vysvětluje Tabulka 10.

Tabulka 10 Označení všech testovaných rolen podle jejich čísla a typu materiálu

Materiál a jeho zpracování	183722 (A)	183715 (A)	183715 (B)	183725 (B)
1.2379 CHT	183722_NA	183715_NA	183715_NB	183725_NB
1.2379 DCT	183722_NCA	183715_NCA	183715_NCB	183725_NCB
Vanadis 23 DCT	183722_VCA	183715_VCA	183715_VCB	183715_VCB

Na Obrázku 43 je pomocí schématu zobrazeno umístění rolen v použitých konfiguracích. Konfigurace 0 udává rozmístění rolen ze stávajícího materiálu 1.2379 CHT. Toto schéma bylo použito při rozboru dosavadního stavu opotřebení. Konfigurace 1 a 2 byly použity v rámci experimentu. Skutečnost, že v jedné konfiguraci je Vanadis 23 DCT vlevo (strana A) a ve druhé vpravo (strana B) je dána tím, že podle zkušeností operátorů dochází k intenzivnějšímu opotřebení vnitřních rolen na straně A.



Obrázek 43 Umístění rolen u použitých konfigurací

3.5 Popis experimentu v laboratorních podmínkách

Měření tvrdosti

Tvrdot byla měřena na univerzálním tvrdoměru EMCOTEST M4C (viz Obrázek 44) metodou podle Rockwella – stupnice C, která je definovaná normou [51]. Na každé rolně z druhé a třetí sady (1.2379 DCT a Vanadis 23 DCT) bylo provedeno 5 vpichů, z naměřených hodnot byl vypočítán aritmetický průměr a byla stanovena směrodatná odchylka každého měření. U první sady (1.2379 CHT) byla z provozních důvodů tvrdost měřena pouze u rolny s označením 183725_NB.



Obrázek 44 Univerzální tvrdoměr EMCOTEST M4C

Zkouška Pin-On-Disc

Pro zkoušku PoD byla z každé sady vybrána jedna rolna o známé tvrdosti. Z rolny byl na kotoučové pile LECO vyříznut vzorek (viz Obrázek 45), na kterém byl připraven metalografický výbrus. Směs pro zalití vzorku byla připravena smícháním prášku VariDur 200 a tekuté směsi VariDur. Vzorek byl uložen do formy a touto směsí zalit. Doba tuhnutí byla cca 10 minut.

Takto připravený vzorek se následně brousil na brusce/leštičce GPX300. Bylo použito několik brousících kotoučů v tomto pořadí (označení zrnitosti): 60, 180, 400,800

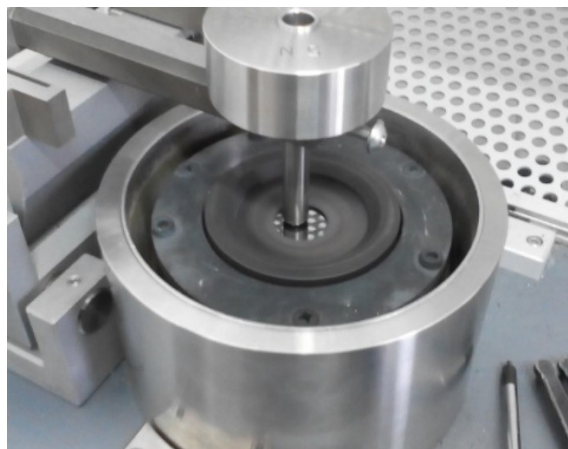
a 1200. Broušení probíhala vždy několik minut při rychlosti otáčení kotouče cca 200 ot/min. Mezi jednotlivými výměnami kotoučů proběhl vždy oplach vzorku vodou, lihem, jeho vysušení a vizuální kontrola. Při poslední operaci, kdy probíhalo leštění, byla na brousící kotouč přidána diamantová pasta.



Obrázek 45 Vyříznuté vzorky pro zkoušku Pin On Disc: a) Vanadis 23 DCT, b) 1.2379 DCT, c) 1.2379 CHT

Dále byla na všech třech vzorcích provedena na Tribometru CSM (viz Obrázek 46) zkouška PoD. Parametry provedené zkoušky byly stejné pro všechny tři vzorky a uvádí je

Tabulka 11.



Obrázek 46 Tribometr CSM

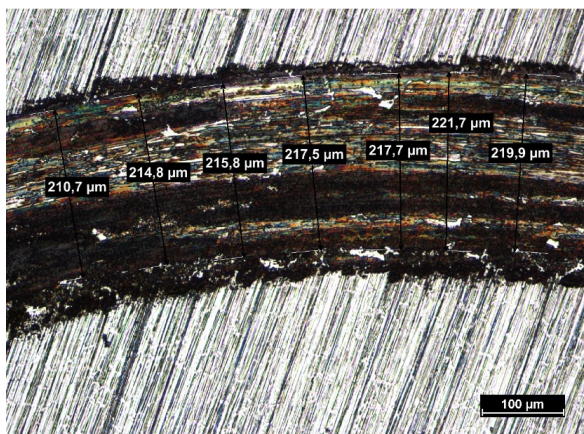
Tabulka 11 Parametry zkoušky Pin-On-Disc

Parametr	Hodnota
Teplota	23 °C
Vlhkost	60 %
Materiál pinu (kuličky)	SiO ₂
Průměr pinu	6 mm
Průměr drážky	4 mm
Celková dráha	100 m
Zatížení	5 N
(očištění	acetón)

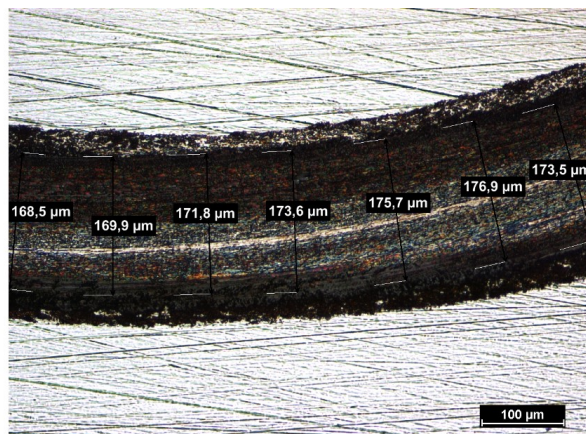
Vyhodnocení zkoušky PoD

Zkouška byla vyhodnocena podle normy [51] pomocí světelného mikroskopu NEOPHOT 32 a softwaru NIS Elements Advanced Research. Pomocí tohoto nástroje bylo u každého vzorku na 4 místech rovnoměrně po obvodu drážky měřeno 7 hodnot její šířky. Software NIS umožňuje měření lineárních rozměrů s přesností na 0,01 μm , pro vyhodnocení však byly, vzhledem k přesnosti subjektivního určování hranic drážky, použity hodnoty měřené s přesností na 1 μm . Příklad míst, kde byly šířky drážky měřeny uvádí Obrázek 47.

Ze získaných hodnot šířky drážky byl vypočten aritmetický průměr, který byl dosazen do Rovnice 1, která je uvedena v kapitole 2.2, a vypočten objemový úbytek materiálu V_{ub} .



a) 1.2379 DCT



b) Vanadis 23 DCT

Obrázek 47 Příklad hodnocené šířky drážek po zkoušce PoD

Metalografická analýza

Ze stejných rolen jako v případě přípravy vzorků pro PoD byly vyříznuty vzorky pro metalografické výbrusy. Postup přípravy vzorků byl stejný jako při přípravě výbrusů pro PoD, ale pro pozorování na světelném mikroskopu byla struktura zviditelněna naleptáním. K naleptání vzorků byl použit 2 % Nital (směs HNO_3 a etanolu). Pozorování bylo provedeno na světelném mikroskopu NEOPHOT 32.

4 Výsledky a jejich diskuze

4.1 Hodnocení stávajícího stavu

Uspořádání rolen u měření opotřebení stávajícího stavu (materiál 1.2379 CHT) dokumentuje Obrázek 43 a).

Tvrдост

V případě konfigurace 0 byla u materiálu 1.2379 CHT měřena tvrdost na rolně s označením 183725__NB (viz Obrázek 45 c). Výsledky uvádí Tabulka 12. Zjištěná hodnota $62,9 \pm 0,2$ HRC odpovídá tvrdosti garantované výrobcem u sledované oceli po CHT [46]. Jak již bylo uvedeno, u těchto vzorků není znám postup TZ. S ohledem na hodnotu naměřené tvrdosti a popouštěcí diagram oceli 1.2379 udávaný výrobcem (viz Obrázek 30) byla pravděpodobně použita teplota austenitizace kolem 1050 °C a následné nízkoteplotní popouštění.

Tabulka 12 Měření tvrdosti 1.2379 CHT

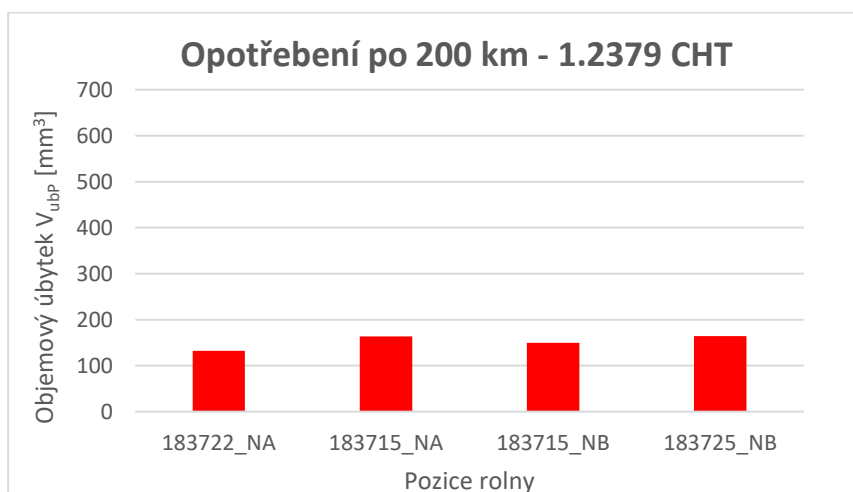
Podmínky zkoušky HRC		Měření 183725__NB	
		1.	62,9
Zatížení [N]	98,07	2.	63,1
		3.	63,0
Indentor	diamantový kužel	4.	62,5
		5.	62,9
Průměrná hodnota:			62,9
Směrodatná odchylka:			0,2

Experiment v provozních podmínkách

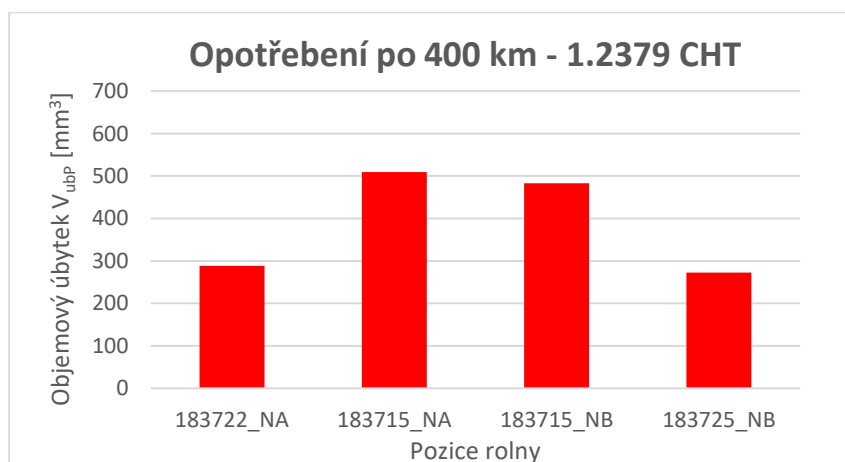
Způsobem popsaným v kapitole 3.3 bylo provedeno měření a vyhodnocení velikosti opotřebení na všech rolnách v rámci konfigurace 0. Dále bude v provozu hodnocený objemový úbytek označovaný jako V_{ubp} . Z provozních důvodů bylo toto měření provedeno pouze dvakrát v rámci ujetí 437 km tvářeného plechu. V průběhu sledování této konfigurace bylo tvářeno 71 % svitkové oceli S275JR tloušťky 1,5 mm a 29 % oceli S355MC tloušťky 2 mm.

V Příloze 2 – a) jsou uvedeny objemové úbytky roln z materiálu 1.2379 CHT v závislosti na kilometrech tvářeného plechu. Rozmístění jednotlivých grafů v rámci Přílohy 2 – Konfigurace 0 je zvoleno s ohledem na názornost, aby bylo patrné, která závislost je pro vnější a která pro vnitřní rolny. Naměřenými hodnotami v grafech byla proložena polynomická křivka druhého stupně a na základě této interpolace byly pro názornější porovnání dopočteny hodnoty opotřebení po ujetí 200 km (viz Obrázek 48) a 400 km (viz Obrázek 49) tvářeného plechu.

Z Obrázků 48 a 49 i z grafů v Příloze 2 je patrné, že do ujetí cca 150 až 200 km se hodnocené rolny opotřebovávají velmi podobně. Po více kilometrech nastávají rozdíly v opotřebení vnějších a vnitřních roln. U vnitřních roln 183715_NA a 183715_NB byl zaznamenán rychlejší úbytek materiálu.



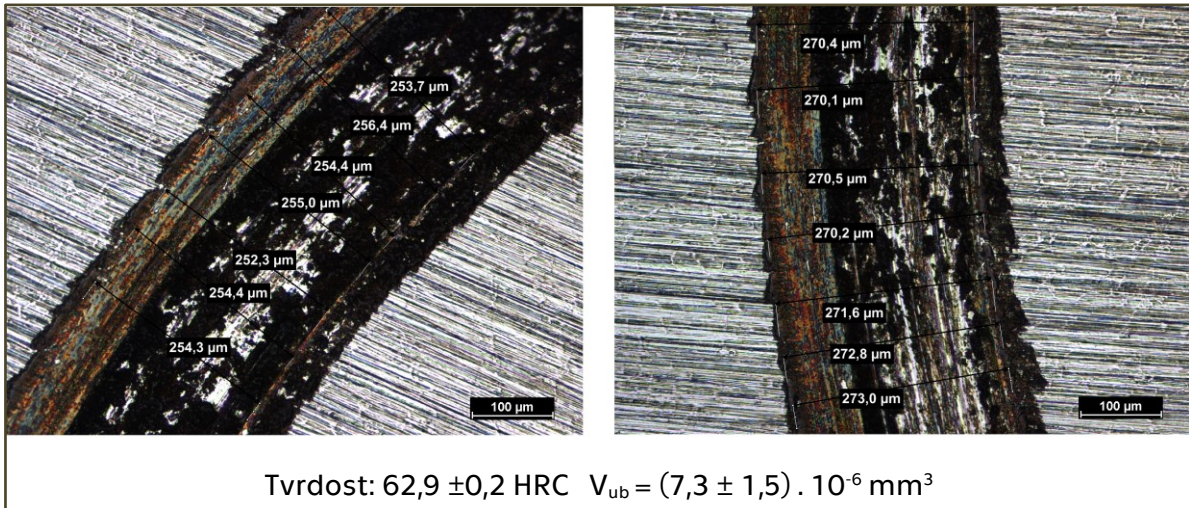
Obrázek 48 Opotřebení po 200 km - Konfigurace 0



Obrázek 49 Opotřebení po 400 km - Konfigurace 0

Pin on disc

Při podmínkách definovaných v kapitole 3.5 byl při zkoušce PoD u vybrané rolny (183715_NCA) z materiálu 1.2379 CHT zjištěn objemový úbytek $V_{ub} = (7,3 \pm 1,5) \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3$. Tato hodnota byla vypočtena dle Rovnice 1 z naměřených šířek drážky po tělísku. Dvě vybraná místa, kde byla provedena měření, včetně změřených hodnot šířky drážky, udává Obrázek 50. Na obrázku je doplněna i hodnota odpovídající tvrdosti.

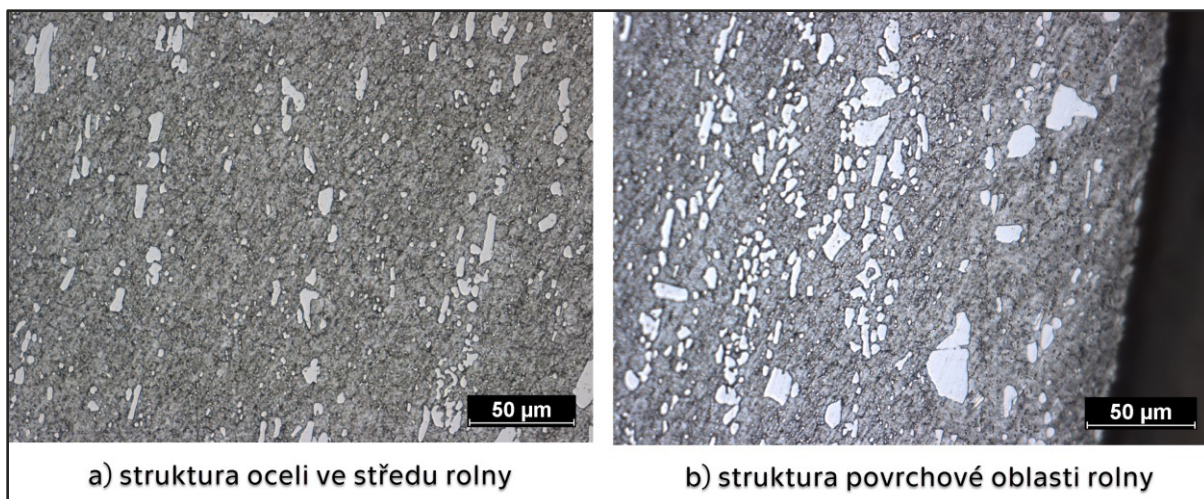


Obrázek 50 Místa měření šířky drážky - 1.2379 CHT

Dle očekávání se hodnoty úbytků v laboratoři neshodují s hodnotami naměřenými na reálných nástrojích, toto zjištění je v souladu s informacemi uvedenými v normě [42]. Vztah mezi hodnotami objemových úbytků naměřených v provozních a v laboratorních podmínkách bude podrobněji hodnocen v kapitole 4.4.

Metalografická analýza

Na Obrázku 51 je struktura oceli 1.2379 po CHT, ke kterému, jak již bylo zmíněno, nejsou známy bližší podrobnosti. Struktura je dle očekávání tvořena popuštěným martenzitem a karbidy. Zbytkový austenit nelze pomocí světelné mikroskopie s jistotou identifikovat. Podle naměřené tvrdosti lze předpokládat, že jeho množství bude minimální. Dokumentovaná karbidická řádkovitost svědčí o špatném protváření, které je výraznější v oblasti pod povrchem rolny. Je třeba upozornit, že rolny z této sady jsou z jiné dodávky materiálu než rolny z konfigurace 1 a 2, které budou diskutované dále.



Obrázek 51 Struktura oceli 1.2379 po CHT

4.2 Hodnocení konfigurace 1

Uspořádání rolen hodnocených v rámci konfigurace 1 znázorňuje Obrázek 46 b). Na stranu A byly nasazeny rolny z materiálu Vanadis 23 DCT a na stranu B rolny z materiálu 1.2379 DCT.

Tvrdoost

V konfiguraci 1 byla tvrdost měřena u všech nasazených rolen. U rolen z materiálu Vanadis 23 DCT byly naměřeny následující hodnoty tvrdostí: vnější rolna s označením 183725_VCA $62,1 \pm 0,4$ HRC, vnitřní rolna s označením 183715_VCA $61,5 \pm 0,7$ HRC (viz Tabulka 13).

Tabulka 13 Měření tvrdosti Vanadis 23 DCT - Konfigurace 1

Podmínky zkoušky HRC		Měření 183722_VCA [HRC]		Měření 183715_VCA [HRC]	
		1.	62,4	1.	61,3
Zatížení [N]	98,07	2.	61,8	2.	62,2
		3.	62,6	3.	61,0
Indentor	diamantový kužel	4.	61,7	4.	60,7
		5.	61,9	5.	62,3
Průměrná hodnota:		62,1		61,5	
Směrodatná odchylka:		0,4		0,7	

U rolen z materiálu 1.2379 DCT byly zjištěny tyto hodnoty tvrdostí: vnitřní rolna s označením 183715_NCB $58,5 \pm 0,6$ HRC, vnější rolna s označením 183725_NCB $58,4 \pm 0,4$ HRC (viz Tabulka 14).

Tabulka 14 Měření tvrdosti 1.2379 DCT - Konfigurace 1

Podmínky zkoušky HRC		Měření 183715_NCB [HRC]		Měření 183725_NCB [HRC]	
		1.	58,9	1.	58,3
Zatížení [N]	98,07	2.	59,0	2.	58,8
		3.	58,5	3.	58,4
Indentor	diamantový kužel	4.	57,6	4.	57,9
		5.	58,3	5.	58,8
Průměrná hodnota:		58,5		58,4	
Směrodatná odchylka:		0,6		0,4	

U materiálu Vanadis 23 DCT naměřená tvrdost splňovala požadavky po DCT předepsané zákazníkem a byla také v souladu s tvrdostí garantovanou výrobcem po TZ na sekundární tvrdost [47]. Ačkoliv u materiálu 1.2379 DCT byla dodavatelem TZ plánovaná tvrdost v rozsahu $60 + 4$ HRC, nebyla tato tvrdost dosažena. Lze předpokládat, že v souladu s výsledky práce [39] došlo i zde v důsledku použití DCT ke změně průběhu popouštěcí křivky.

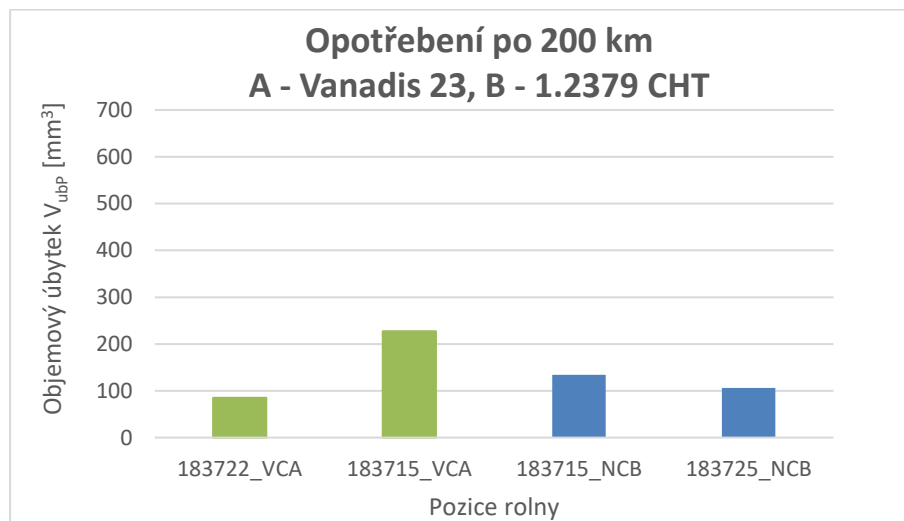
Experiment v provozních podmínkách

Provedení měření i hodnocení velikosti opotřebení rolen proběhlo tak, jak je popsáno v kapitole 3.3. Během testování konfigurace 1 bylo zpracováno 454 km tvářeného materiálu, 82 % svitkové oceli S275JR tloušťky 1,5 mm a 18 % plechu z materiálu S355MC tloušťky 2 mm. Proměření opotřebení bylo v této části experimentu provedeno celkem třikrát. Naměřenými hodnotami byla proložena polynomická křivka druhého stupně. Tyto objemové úbytky sledovaných rolen v závislosti na délce tvářeného materiálu jsou uvedeny v Příloze 2 – b). Pro názornost bylo i zde zvoleno rozložení odpovídající reálnému umístění nástrojů ve sledované tvářecí stanici.

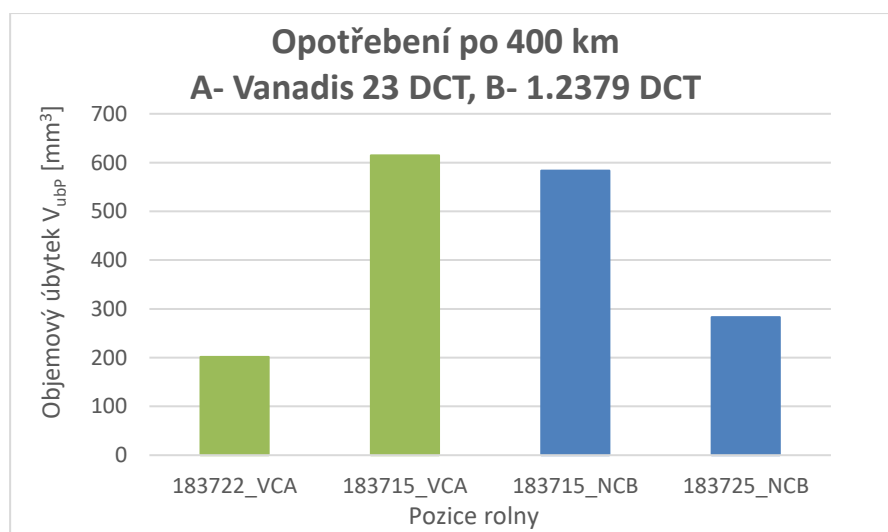
Z křivek z Přílohy 2 byly odečteny velikosti opotřebení po 200 km (viz Obrázek 52 52) a 400 km (viz Obrázek 53) linkou prošlého tvářeného materiálu. Z Obrázku 53 je patrné, že po ujetí 200 km v konfiguraci 1 jsou více opotřebovány nástroje z Vanadis 23

DCT na straně A, vnitřní rolna se opotřebovává dvakrát více. Naopak oba nástroje z 1.2379 DCT se opotřebovávají přibližně stejně.

Po ujetí 400 km materiálu se poměr objemových úbytků sledovaných nástrojů liší. Opotřebení vnitřních roln ze sledovaných materiálů je v rámci přesnosti měření obdobné, vnější rolna z Vanadis 23 DCT se opotřebovává méně než vnější rolna z 1.2379 DCT. Z těchto částečných výsledků však nelze z důvodu nesymetrického zatížení strany A a B jednoznačně říci, který materiál se opotřebovává rychleji. Toto hodnocení bude uvedeno v kapitole 4.4.



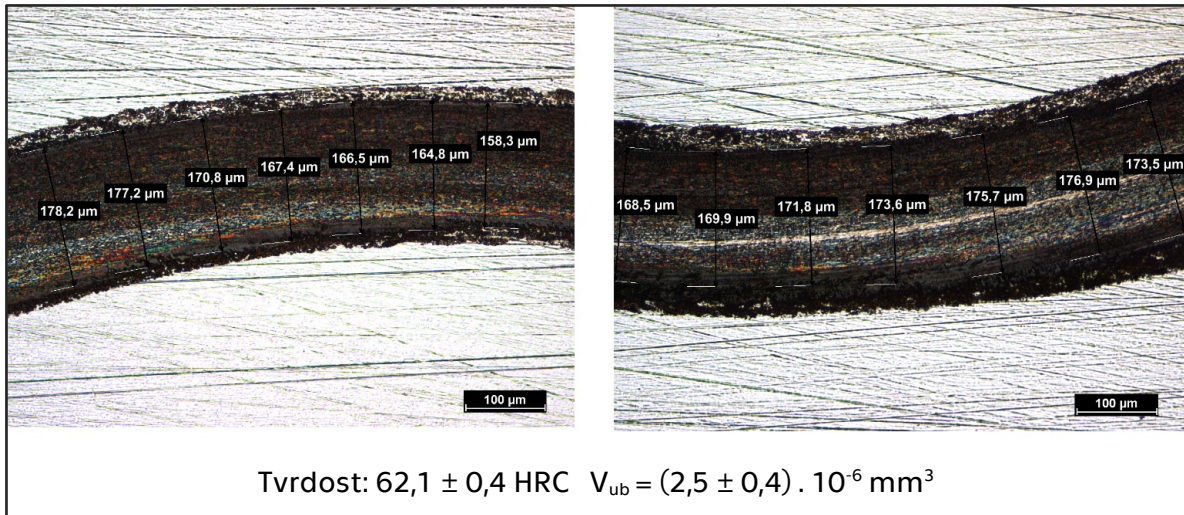
Obrázek 52 Opotřebení po 200 km - Konfigurace 1



Obrázek 53 Opotřebení po 400 km - Konfigurace

Pin on disc

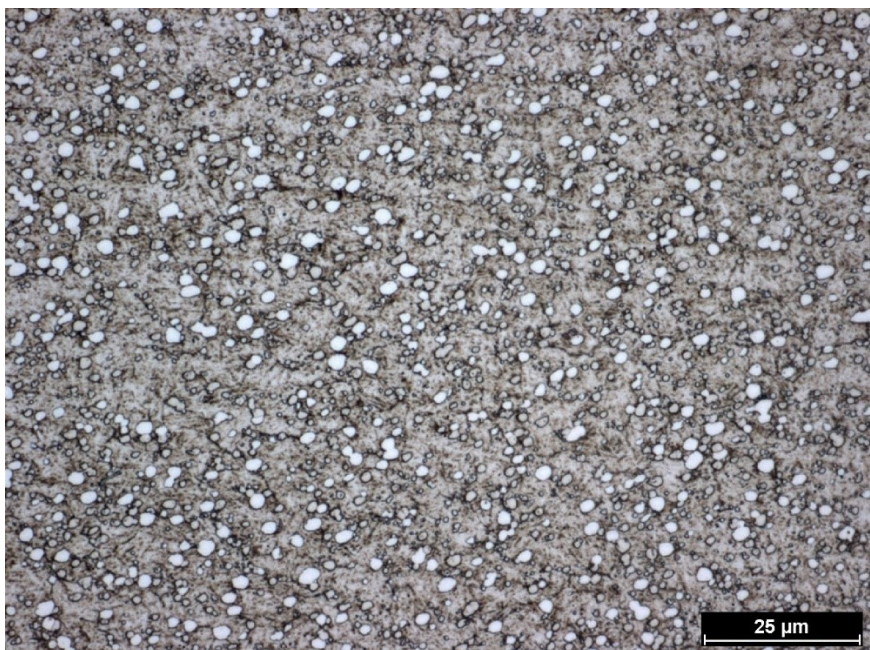
Z konfigurace 1 byl pomocí metody PoD hodnocen vzorek z rolny 183715_VCA, tedy z materiálu Vanadis 23 DCT. Zkouška byla provedena dle popisu v kapitole 3.5. Po naměření 28 hodnot šířek drážky byl pomocí Rovnice 1 vypočten objemový úbytek materiálu $V_{ub} = (2,5 \pm 0,4) \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3$. Snímky dvou míst, kde byla měřena šířka drážky s doplněním tvrdosti sledovaného vzorku uvádí Obrázek 54.



Obrázek 54 Místa měření šířky drážky - Vanadis 23 DCT

Metalografická analýza

Pomocí světelné mikroskopie byly získány snímky struktury oceli Vanadis 23 DCT (Obrázek 55). Dle očekávání je struktura této práškové oceli jemnozrná a vysoce homogenní. Struktura je opět tvořena popuštěným martenzitem a karbidy. Pravděpodobně se ve struktuře bude nacházet malé množství zbytkového austenitu, který však nelze pomocí této metody jasně identifikovat. Podrobnější metalografická analýza PM HS Vanadis 23 po hlubokém zmrazování byla provedena v práci [35]. Autor provedl analýzu pomocí SEM a EDS. Kromě popuštěného martenzitu byly pozorovány karbidické částice převážně na bázi vanadu, wolframu a molybdenu. V této práci autor také porovnával ocel Vanadis 23 po CHT a DCT. Jeho výsledky potvrdily u oceli po DCT větší počet jemných karbidických částic.



Obrázek 55 Struktura oceli Vanadis 23 DCT

4.3 Hodnocení konfigurace 2

Rozmístění roln posuzovaných v rámci konfigurace 2 zobrazuje Obrázek 43 c). V tomto případě byly na stranu A nasazeny rolny z materiálu 1.2379 DCT a na stranu B rolny z materiálu Vanadis 23 DCT.

Tvrdość

Stejně jako v konfiguraci 1 byla tvrdość měřena u všech nasazených roln. U roln na straně A z materiálu 1.2379 DCT byly naměřeny následující hodnoty tvrdośći: vnější rolna s označením 183725_NCA $58,6 \pm 0,5$ HRC, vnitřní rolna s označením 183715_NCA $58,2 \pm 0,5$ HRC (viz Tabulka 15).

Tabulka 15 Měření tvrdość 1.2379 DCT – Konfigurace 2

Podmínky zkoušky HRC		Měření 183722_NCA		Měření 183715_NCA	
		1.	57,7	1.	58,9
Zatížení [N]	98,07	2.	58,7	2.	58,5
		3.	59,1	3.	57,9
Indentor	diamantový kužel	4.	58,9	4.	57,7
		5.	58,7	5.	57,9
Průměrná hodnota:		58,6		58,2	
Směrodatná odchylka:		0,5		0,5	

U rolen na straně B z materiálu Vanadis 23 DCT byly zjištěny tyto hodnoty tvrdosti: vnitřní rolna s označením 183715_VCB $61,5 \pm 0,8$ HRC, vnější rolna s označením 183725_VCB $62,1 \pm 0,7$ HRC (viz Tabulka 16).

Tabulka 16 Měření opotřebení Vanadis 23 DCT - Konfigurace 2

Podmínky zkoušky HRC		Měření 183715_VCB		Měření 183725_VCB	
		1.	60,7	1.	61,8
Zatížení [N]	98,07	2.	61,4	2.	61,4
		3.	61,9	3.	61,6
Indentor	diamantový kužel	4.	61,0	4.	63,0
		5.	62,8	5.	62,6
		Průměrná hodnota:	61,5		62,1
		Směrodatná odchylka:	0,8		0,7

V případě konfigurace 2 odpovídaly naměřené hodnoty tvrdostí hodnotám naměřeným u příslušných rolen v konfiguraci 1. Pro daný materiál a příslušné TZ se naměřené hodnoty lišily v rámci 0,6 HRC.

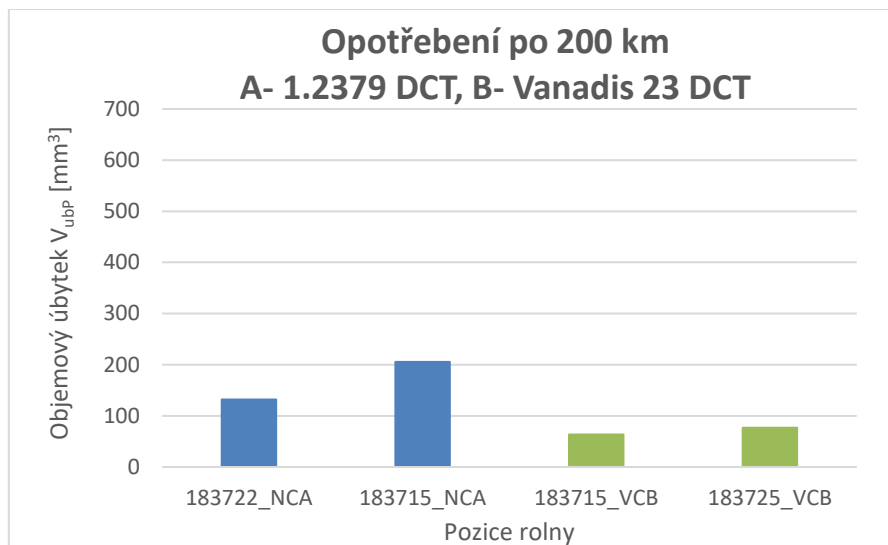
Experiment v provozních podmínkách

Metodika měření i způsob vyhodnocení opotřebení na všech rolnách v rámci konfigurace 2 jsou popsány v kapitole 3.3. V rámci této konfigurace bylo zpracováno 547 km tvářeného plechu, 90 % svitkové oceli S275JR tloušťky 1,5 mm a 10 % svitkové oceli S355MC tloušťky 2 mm. Během tohoto cyklu byly provedeny tři krátké odstávky kvůli proměření opotřebení všech rolen.

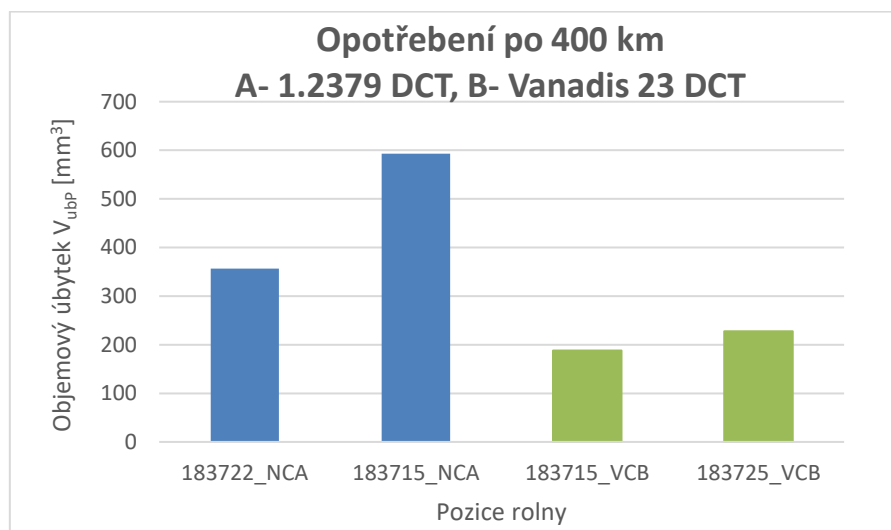
Objemové úbytky sledovaných rolen v závislosti na délce tvářeného materiálu jsou uvedeny v Příloze 2 – c). Stejně jako u konfigurací 0 a 1 i u konfigurace 2 bylo zvoleno rozložení odpovídající reálnému umístění nástrojů ve sledované tvářecí stanici a jednotlivými grafy byly proloženy křivky polynomů druhého stupně. Z průběhů sestavených křivek byly odečteny a do grafů vyneseny objemové úbytky jednotlivých rolen po ujetí 200 km (viz Obrázek 56) a po ujetí 400 km (viz Obrázek 57).

Z Obrázků 56 a 57 je patrné, že rolny na straně B vyrobené z oceli Vanadis 23 DCT vykazují menší známky opotřebení než rolny na straně A vyrobené z 1.2379 DCT. Tento rozdíl by mohl být dán z části tím, že obecně na straně A, obzvláště na vnitřní rolně,

dochází k intenzivnějšímu opotřebení. Míru vlivu tohoto faktoru bude možné hodnotit až z celkových výsledků, které budou uvedeny v kapitole 4.4. Poměr objemových úbytků rolen je v konfiguraci 2 po ujetí 200 i 400 km vzhledem k přesnosti měření téměř totožný.



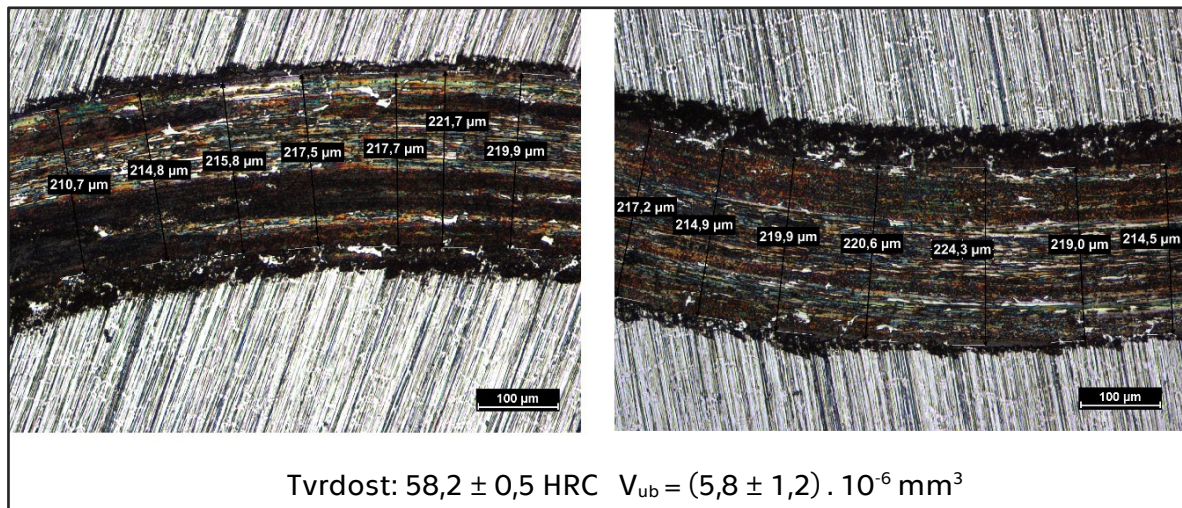
Obrázek 56 Opotřebení po 200 km - Konfigurace 2



Obrázek 57 Opotřebení po 400 km - Konfigurace 2

Pin od disc

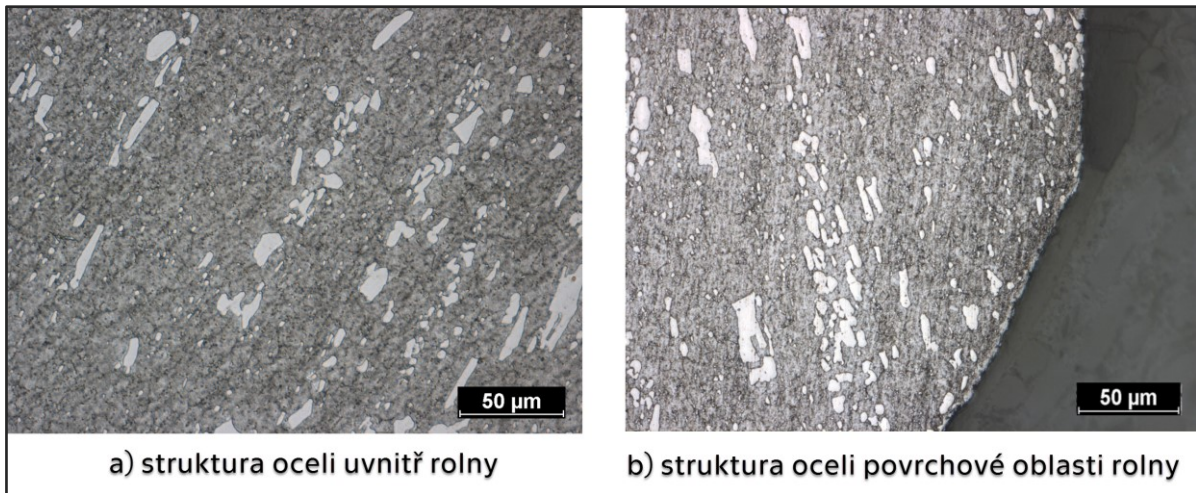
Z nasazených tvářecích kol v konfiguraci 2 byl pomocí metody PoD hodnocen vzorek z rolny 183715_NCA (z materiálu 1.2379 DCT). Zkouška byla provedena za podmínek uvedených v kapitole 3.5. Z naměřených hodnot šířek drážky a pomocí Rovnice 1 byl vypočten objemový úbytek materiálu $V_{ub} = (5,8 \pm 1,2) \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3$. Snímky dvou míst, kdy byla měřena šířka drážky s doplněním tvrdosti vzorku zobrazuje Obrázek 58.



Obrázek 58 Místa měření šířky drážky – 1.2379 DCT

Metalografická analýza

Stejně jako u oceli 1.2379 CHT je i zde ve struktuře viditelná velmi výrazná řádkovitost ve směru osy nástroje při nasazení na lince. Což je patrně dáno tím, že nástroj byl vyroben z tyčového nedostatečně protvářeného polotovaru.



Obrázek 59 Struktura oceli 1.2379 DCT

V rámci pozorování na světelném mikroskopu si struktury 1.2379 CHT a 1.2379 DCT odpovídají, ačkoli by se po DCT dal očekávat výskyt většího množství jemných sekundárních karbidů [32] [35] [45]. Pro tuto podrobnou metalografickou analýzu by bylo vhodné použít řádkovací elektronovou mikroskopii, která je však nad rámec této práce

Zvolení konfigurací 0, 1 a 2 bylo provedeno na základě informací z firmy, která uvádí, že v rámci sledované stanice dochází k různému opotřebení:

- u vnitřních a vnějších rolen,
- liší se velikost opotřebení nástrojů na straně A a B,
- na opotřebení má vliv také skladba tvářeného materiálu.

Autorka si je vědoma toho, že k posuzování opotřebení rolen s ohledem na použitý materiál a jeho TZ je třeba přistupovat komplexně. Nicméně, lze vyvodit dílčí závěry a na základě porovnání výše uvedených výsledků je možné konstatovat:

- a) v konfiguracích 1 a 2 (testované materiály 1.2379 DCT a Vanadis 23 DCT) byly po ujetí 200 km tvářeného materiálu na rozdíl od konfigurace 0 (1.2379 CHT) pozorovány jasné rozdíly mezi objemovými úbytky vnitřních rolen. K rychlejšímu opotřebení docházelo na straně A. (viz Obrázky 48, 52 a 56)
- b) Po 400 km byly rozdíly mezi vnitřními a vnějšími rolnami u konfigurací 0 a 1 obdobné na rozdíl od konfigurace 2. (viz Obrázky 49, 53 a 57)

- c) V konfiguraci 2 vykazovaly rolny z Vanadis 23 DCT nasazené na straně B menší opotřebení než rolny z 1.2379 DCT na straně A. (viz Obrázky 56 a 57)
- d) V konfiguraci 1 (kde byl Vanadis 23 DCT nasazen na více exponované straně A) byly objemové úbytky porovnatelné s objemovými úbytky z 1.2379 DCT na straně B. (viz Obrázky 52 a 53)

Jak již bylo uvedeno, při hodnocení opotřebení v provozních podmínkách by neměla být opomenuta skutečnost, že určitý vliv na velikost opotřebení rolen by mohla mít také skladba tvářeného materiálu během použití jednotlivých konfigurací, viz Tabulka 17. Z tabulky je patrné, že největší podíl pevnějšího materiálu S355MC byl tvářen v případě konfigurace 0, což bude v konečném hodnocení zohledněno. Složení tvářeného materiálu v konfiguraci 1 a 2 bylo podobné, proto je možné jej při porovnání opotřebení těchto konfigurací zanedbat.

Tabulka 17 Podíly tvářeného materiálu a jeho tloušťka pro jednotlivé konfigurace

Tvářený materiál	S275JR/1,5 mm	S355 MC/ 2 mm
Konfigurace 0	71 %	29%
Konfigurace 1	82 %	18 %
Konfigurace 2	90 %	10 %

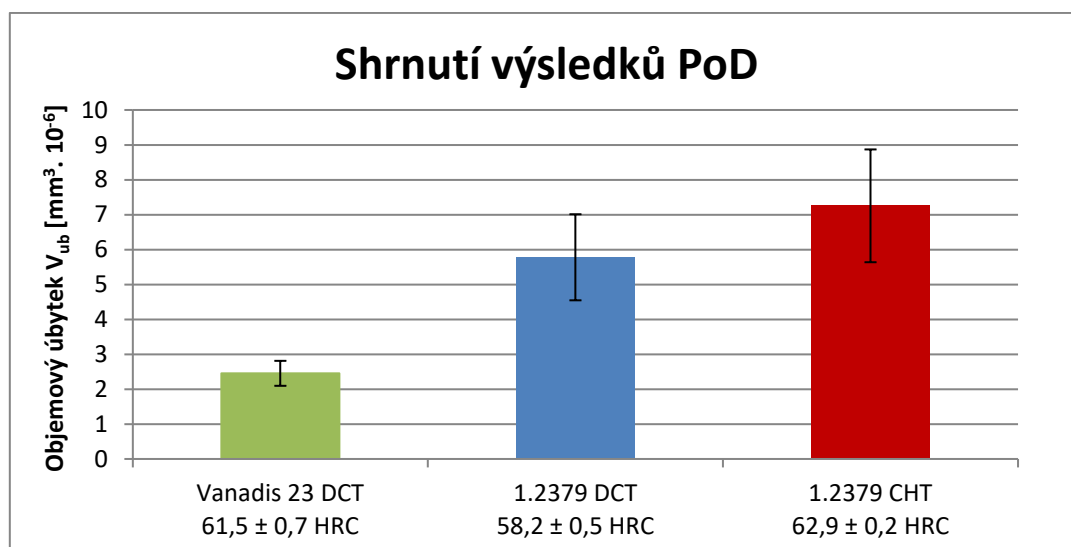
4.4 Kompilace výsledků opotřebení hodnocených v laboratorních a provozních podmínkách

Měření opotřebení v laboratorních podmínkách pomocí metody PoD prokázalo dle očekávání největší odolnost proti opotřebení u materiálu Vanadis 23 DCT, viz Obrázek 60. Pro dané podmínky zkoušky byl naměřen 2 – 3krát menší objemový úbytek než u oceli 1.2379. Tento výsledek je v souladu charakteristikami, které udává pro tyto dvě oceli výrobce [21].

Tvrдость oceli by měla být jednou z vlastností, která pozitivně ovlivňuje odolnost proti opotřebení. V tomto případě však vzorek s největší tvrdostí (1.2379 CHT) vykazoval nejmenší odolnost proti opotřebení. To potvrzuje, že kromě tvrdosti se na vysoké odolnosti proti opotřebení podílejí i další důležité vlastnosti jako je houževnatost nebo struktura oceli. Je známo, že obecně mají oceli vyrobené PM větší houževnatost než oceli vyrobené CM, dále že houževnatost CM ocelí je výrazně snížena v případě nedokonalého protváření [6], které způsobuje přítomnost velkých primárních karbidů a jejich

řádkovitost. Tato řádkovitost byla pozorována u testovaných roln vyroběných z 1.2379 CHT i DCT (viz Obrázky 51 a 59).

Objemový úbytek 1.2379 DCT je nižší než 1.2379 CHT, nicméně při porovnání těchto hodnot včetně směrodatných odchylek je možno konstatovat, že je vliv DCT u oceli 1.2379 na výsledky odolnosti proti opotřebení zjištěné metodou PoD jen minimální.

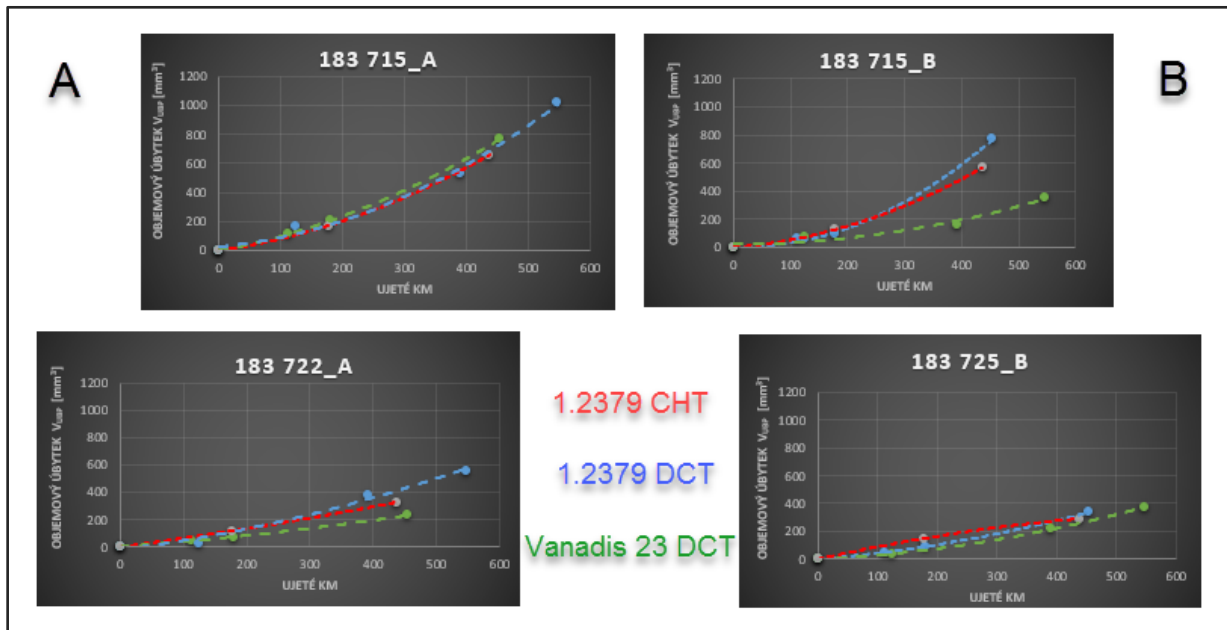


Obrázek 60 Výsledky testu PoD

Získané naměřené hodnoty pro stejnou pozici rolny nelze mezi sebou přímo porovnávat, protože jednotlivé velikosti objemových úbytků byly odečteny při různé ujeté délce tvářeného plechu. Pro snadnější porovnání byly tedy získanými body proloženy křivky popsané polynomy druhého stupně. Autorka práce si je vědoma, že proložení stejného polynomu v případě znalosti dvou měřených bodů (jak tomu bylo v případě měření opotřebení během konfigurace 0) může způsobovat větší nepřesnost výsledků. Při konečném hodnocení bude tato skutečnost také zohledněna.

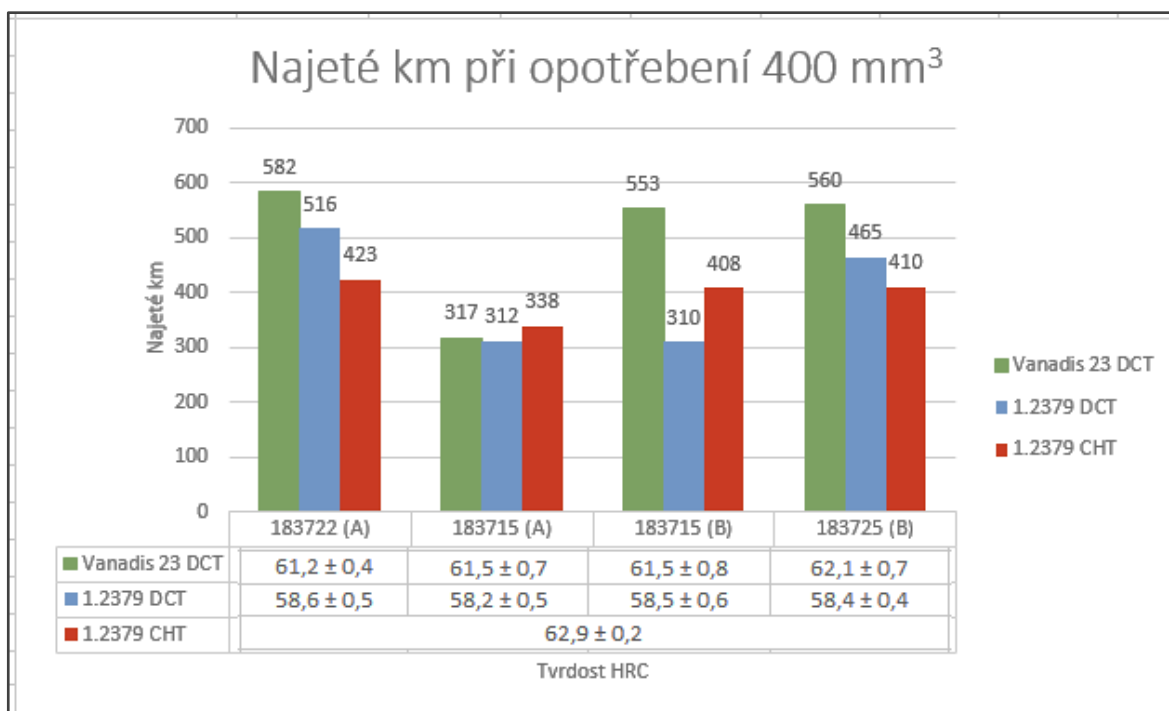
Na Obrázku 61 jsou sloučeny závislosti objemového úbytku na ujeté délce tvářeného materiálu v každé pozici rolny pro všechny tři testované varianty. Z těchto grafů lze vidět, jak již bylo uvedeno, že rozdíly objemových úbytků mezi jednotlivými materiály se projevují až po zpracování 150 až 200 km tvářeného plechu. Nejprogresivnější opotřebení nastává u vnitřní rolny na straně A (183715_A). Je zajímavé, že zde byl vývoj objemových úbytků velmi podobný pro všechny testované

varianty. U ostatních pozic roln lze pozorovat větší či menší rozdíly v rychlosti opotřebení.



Obrázek 61 Průběhy opotřebení jednotlivých roln v závislosti na jejich umístění (horní řádek vnitřní rolny, dolní řádek vnější rolny) a materiálu (resp. TZ)

Pro lepší názornost i z hlediska zadavatele je vhodné uvést porovnání délky tvářeného plech v závislosti na pozici rolny, jejím materiálu a TZ pro stanovenou velikost opotřebení s doplněnými hodnotami tvrdosti (Obrázek 62). Pro všechny hodnocené rolny byl jako kritérium stanoven objemový úbytek 400 mm³. Tato hodnota přibližně odpovídá průměrnému opotřebení nástroje, které se již projevuje zhoršením kvality vyráběného dílu a dalšími souvisejícími problémy (viz kapitola 3.3).



Obrázek 62 Porovnání délky tvářeného plechu v závislosti na pozici rolny, jejím materiálu a TZ pro stanovenou velikost opotřebení

Z Obrázku. 62 je patrné, že u rolen z Vanadis 23 DCT bylo naměřeno opotřebení 400 mm³ po ujetí největšího množství tvářeného plechu. Tato skutečnost však nebyla zjištěna u vnitřní rolny na straně A. Zdá se, že rolny na této pozici mají stejnou životnost nezávisle na materiálu a jeho TZ. Tento výsledek je třeba v další práci ověřit.

Je tedy možné konstatovat, že nejdelší životnost při daném objemovém úbytku obecně vykazují rolny vyrobené z oceli Vanadis 23 DCT. Nárůst životnosti oproti stávajícímu používanému materiálu 1.2379 CHT je však maximálně 30 až 40 %, což je vzhledem k několikanásobně vyšší ceně oceli Vanadis 23 nepřesvědčující výsledek pro jeho použití v této aplikaci. Životnosti rolen z materiálu 1.2379 CHT a 1.2379 DCT je dle tohoto hodnocení srovnatelná, nepatrně delší životnost vykazují vnější rolny z materiálu 1.2379 DCT, opačně je tomu však u vnitřních rolen. Vzhledem ke složení tvářeného materiálu při měření opotřebení rolen z 1.2379 CHT (viz Tabulka 17) nebyl pro tuto aplikaci prokázán pozitivní vliv DCT u oceli 1.2379.

Z porovnání Obrázků 60 a 62 je možno konstatovat dobrou shodu výsledků PoD pro Vanadis 23 DCT a měření opotřebení rolen v reálných podmínkách. Výjimku, však tvoří, jak již bylo uvedeno, vnitřní rolna na straně A. Podobně lze konstatovat shodu

výsledku PoD pro 1.2379 DCT a měření opotřebení vnějších rolen. Pro 1.2379 CHT nelze výsledky na Obrázcích. 60 a 62 porovnávat, protože při použití rolen po CHT byl tvářen větší podíl pevnějšího materiálu S355MC, viz Tabulka 17.

Ačkoliv byla u materiálu PM HS Vanadis 23 DCT prokázána možnost relativního porovnání odolnosti proti opotřebení v laboratorních a provozních podmínkách, tato možnost se jeví menší u oceli 1.2379 vyrobené CM. Proto nelze výsledky zkoušky PoD považovat za směrodatné v případě rozhodování o volbě materiálu na rolny pro tvářecí linku PR 20-28. Ačkoliv výsledky této zkoušky běžně používají výrobci NO pro bližší specifikaci svých produktů, zdá se, že by bylo vhodné vytipovat průkaznější zkoušku odolnosti proti opotřebení tvářecích nástrojů ve vztahu k reálnému namáhání v provozu.

5 Závěry

Bylo provedeno hodnocení životnosti nástrojové oceli pro práci za studena 1.2379 vyrobené konvenční metalurgií a rychlořezné oceli Vanadis 23 vyrobené práškovou metalurgií, a to v závislosti na jejich tepelném zpracování. Sledované nástroje byly zpracovány konvenčním způsobem tepelného zpracování (CHT) nebo do cyklu CHT bylo zařazeno hluboké kryogenní zpracování (DCT).

- 1) Pro měření v provozních podmínkách byla vytvořena a použita metodika průběžného, provozního hodnocení velikosti opotřebení nástrojů tvářecí linky na základě požadavků společnosti Nedcon.
- 2) Bylo sledováno opotřebení ve třech konfiguracích, které se lišily podle materiálu nástroje, jeho tepelného zpracování a pozice v rámci sledované stanice, ve které nástroje vykazují dle informace firmy nejkratší životnost.
- 3) Pro každou konfiguraci byla měřena tvrdost nástrojů, provedena metalografická analýza, zkouška Pin On Disc a měření opotřebení dle navržené metodiky.
- 4) Průměrná tvrdost sledovaných tvářecí nástrojů z oceli Vanadis 23 DCT je $61,8 \pm 0,7$ HRC, z oceli 1.2379 DCT je $58,4 \pm 0,5$ HRC a z 1.2379 CHT je $62,9 \pm 0,2$ HRC.
- 5) Metalografická analýza pomocí světelné mikroskopie potvrdila ve struktuře 1.2379 CHT i DCT výskyt popuštěného martenzitu a velkého množství karbidů. Karbidická řádkovitost svědčí o špatném protváření.
- 6) Struktura PM HS Vanadis 23 DCT je dle očekávání jemnozrnná, homogenní tvořená opět popuštěným martenzitem a karbidy.
- 7) Podíl zbytkového austenitu ani rozdíl ve velikostním rozdělení jemných sekundárních karbidů nelze u žádného sledovaného stavu světelnou mikroskopií analyzovat.
- 8) Metodou Pin On Disc byl u oceli Vanadis 23 DCT zjištěn několikanásobně nižší objemový úbytek než u oceli 1.2379.
- 9) U oceli 1.2379 nebyl prokázán pozitivní vliv DCT na odolnost proti opotřebení zjištěnou metodou Pin On Disc ve srovnání s CHT.
- 10) Bylo provedeno porovnání délky tvářeného plechu v závislosti na pozici rolny, jejím materiálu a tepelném zpracování pro stanovenou velikost opotřebení 400 mm^3 . Rolny z materiálu Vanadis 23 DCT vykazují maximálně o 30-40 % větší životnost než rolny z materiálu 1.2379.
- 11) V rámci provozního měření opotřebení také nebyl prokázán pozitivní vliv DCT na odolnost proti opotřebení roln z materiálu 1.2379.

- 12) Navržená metodika měření velikosti opotřebení splnila požadavky společnosti Nedcon a bude dále firmou využívána Navržená metoda hodnocení opotřebení splnila požadavky společnosti Nedcon i v rámci minimalizace omezení provozu a bude dále používána pro další testování. Naměřené hodnoty jsou v dobrém souladu s pozorováním zkušených operátorů sledované linky.
- 13) Cíle diplomové práce byly splněny.

Přílohy

Příloha 1: Vývojový diagram experimentu

Příloha 2: Objemové úbytky rolen v závislosti na ujeté vzdálenosti tvářeného plechu

Seznam obrázků

Obrázek 1 Zjednodušené schematické rozdělení NO podle normy [11].....	13
Obrázek 2 Obecný předpis značení dle normy [11].....	13
Obrázek 3 Ternární diagramy Fe-C-Cr při obsahu 2 % Cr (vlevo) a 13 % Cr (vpravo) [6]	16
Obrázek 4 Vztah mezi strukturou a požadavky na nástrojové materiály [1] [6] [3].....	17
Obrázek 5 Vliv obsahu V, Mo a W na odolnost proti popouštění [19]	21
Obrázek 6 Rozpuštění sekundárních karbidů a nasycení austenitu ledeburitické	25
Obrázek 7 Schéma vakuové obloukové pece [15] Obrázek 8 Schéma elektrostruskové pece [20]	31
Obrázek 9 Schéma zařízení pro přetavování rychlořezné oceli elektronovým paprskem [9].....	32
Obrázek 10 Schematický vývoj struktury ledeburitické oceli po různém stupni deformace [6]	33
Obrázek 11 Mikrostruktura tvářené tyčové oceli 19 830 - podélně na směr tváření s patrnou silnou řádkovitostí [6]	34
Obrázek 12 Vlevo: rozprašování pomocí inertního plynu, vpravo: rozprašování pomocí elektronového indukčního plynového atomizátoru [30].....	36
Obrázek 13 Schéma metody výroby ocelí pomocí PM [31]	38
Obrázek 14 Oblasti žíhacích teplot v rovnovážném diagramu Fe-Fe ₃ C (žíhání: a - ke snížení pnutí, b - rekrytalizační, c - na měkko, d - homogenizační, e - normalizační) [4]	40
Obrázek 15 Struktura polotovaru oceli po žíhání na měkko: vlevo - CM vyrobená ocel,.....	41
Obrázek 16 Závislost výše teplot počátku a konce martenzitické přeměny pro chromové ledeburitické oceli [6]	43
Obrázek 17 Příspěvek dílčích dějů na tvrdost oceli ledeburitického typu při popouštění [1]	45
Obrázek 18 Schéma zařízení pro kryogenní zpracování [5].....	46
Obrázek 19 Zbytkový austenit v oceli 1.2379 po popouštění při různých teplotách, při různých podmínkách předchozího TZ [39].....	48
Obrázek 20 Popouštěcí křivky oceli 1.2379 pro 3 případy TZ [28].....	48
Obrázek 21 Základní druhy opotřebení [41].....	51
Obrázek 22 Typy poškození NO: a) vyštípování, b) plastická deformace, c) trhliny [31].....	52
Obrázek 23 Schéma abrazivního opotřebení [31]	53
Obrázek 24 Druhy opotřebení: a) abraze (wear), b) adheze (galling) [31]	54
Obrázek 25 Schéma adhezního opotřebení [31].....	55
Obrázek 26 Schéma zařízení pro zkoušení odolnosti proti adheznímu opotřebení s bodovým dotykem [2].....	56
Obrázek 27 Schéma zařízení na zkoušení odolnosti proti abrazivnímu opotřebení [2].....	57
Obrázek 28 Schéma zkoušky Pin-On-Disc	58
Obrázek 29 Load scanner test [44].....	59
Obrázek 30 Popouštěcí diagram oceli 1.2379 dle [46].....	61

Obrázek 31 Graf závislosti dosahované tvrdosti na výši austenitizační teploty pro Vanadis 23 [47]	62
Obrázek 32 Ilustrativní schéma TZ 1.2379 DCT	64
Obrázek 33 Ilustrativní schéma TZ Vanadis 23 DCT	65
Obrázek 34 Tvářený plech	65
Obrázek 35 Finální podoba výrobku [48]	66
Obrázek 36 Technologické části linky PR 20-28 [48]	68
Obrázek 37 Reálný pohled na linku PR 20-28	68
Obrázek 38 Umístění stanice č. 4 na lince PR 20-28 [48]	69
Obrázek 39 Schéma stanice č. 4 a průběh ohýbání plechu [48]	69
Obrázek 40 Rolna s označením 183725B s vyznačením pozic na měřicím přístroji	70
Obrázek 41 Měření profilu rolny na přístroji Vertex 311	71
Obrázek 42 Vlevo: porovnání původního a aktuálního modelu rolny,	71
Obrázek 43 Umístění roln u použitých konfigurací	73
Obrázek 44 Univerzální tvrdoměr EMCOTEST M4C	74
Obrázek 45 Vyříznuté vzorky pro zkoušku Pin On Disc: a) Vanadis 23 DCT, b) 1.2379 DCT, c) 1.2379 CHT	75
Obrázek 46 Tribometr CSM	75
Obrázek 47 Příklad hodnocené šířky drážek po zkoušce PoD	77
Obrázek 48 Opotřebení po 200 km - Konfigurace 0	79
Obrázek 49 Opotřebení po 400 km - Konfigurace 0	79
Obrázek 50 Místa měření šířky drážky - 1.2379 CHT	80
Obrázek 51 Struktura oceli 1.2379 po CHT	81
Obrázek 52 Opotřebení po 200 km - Konfigurace 1	83
Obrázek 53 Opotřebení po 400 km - Konfigurace 1	83
Obrázek 54 Místa měření šířky drážky - Vanadis 23 DCT	84
Obrázek 55 Struktura oceli Vanadis 23 DCT	85
Obrázek 56 Opotřebení po 200 km - Konfigurace 2	87
Obrázek 57 Opotřebení po 400 km - Konfigurace 2	87
Obrázek 58 Místa měření šířky drážky - 1.2379 DCT	88
Obrázek 59 Struktura oceli 1.2379 DCT	89
Obrázek 60 Výsledky testu PoD	91
Obrázek 61 Průběhy opotřebení jednotlivých roln v závislosti na jejich umístění (horní řádek vnitřní rolny, dolní řádek vnější rolny) a materiálu (resp. TZ)	92
Obrázek 62 Porovnání délky tvářeného plechu v závislosti na pozici rolny, jejím materiálu a TZ pro stanovenou velikost opotřebení	93

Seznam tabulek

Tabulka 1 Mezní obsahy legujících prvků [13].....	14
Tabulka 2 Tvrdosti nejčastějších typů karbidických fází v NO [19].....	24
Tabulka 3 Teploty tavení vybraných karbidů [24]	25
Tabulka 4 Shrnutí vlivu přísadových prvků na vlastnosti NO [4, 6, 8].....	29
Tabulka 5 Chemické složení ocelí [46] [47]	62
Tabulka 6 Ekvivalentní označení použitých ocelí [46] [47]	62
Tabulka 7 Tepelné zpracování nástrojů	63
Tabulka 8 Chemické složení tvářených plechů - max. hm. % [50].....	66
Tabulka 9 Vybrané mechanické vlastnosti tvářených plechů [49]	66
Tabulka 10 Označení všech testovaných rolen podle jejich čísla a typu materiálu	72
Tabulka 11 Parametry zkoušky Pin-On-Disc.....	76
Tabulka 12 Měření tvrdosti 1.2379 CHT.....	78
Tabulka 13 Měření tvrdosti Vanadis 23 DCT - Konfigurace 1	81
Tabulka 14 Měření tvrdosti 1.2379 DCT - Konfigurace 1	82
Tabulka 15 Měření tvrdosti 1.2379 DCT – Konfigurace 2	85
Tabulka 16 Měření opotřebení Vanadis 23 DCT - Konfigurace 2	86
Tabulka 17 Podíly tvářeného materiálu a jeho tloušťka pro jednotlivé konfigurace	90

Seznam citací

- [1] MACEK, Karel. *Kovové materiály*. Vyd. 1. V Praze: Nakladatelství ČVUT, 2006. ISBN 80-010-3513-1.
- [2] VOCEL, Milan a Vladimír DUFEK. *Tření a opotřebení strojních součástí*. Praha: SNTL - Nakladatelství technické literatury, 1976.
- [3] JURČI, Peter. *Tepelné zpracování nástrojových ocelí: Heat treatment of tool steels*. V Praze: České vysoké učení technické, 2005. ISBN 80-010-3370-8.
- [4] KRAUS, Václav. *Tepelné zpracování a slinování*. 3. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2013. ISBN 978-80-261-0260-1.
- [5] AKINCIOĞLU, Sitki, Hasan GÖKKAYA a İlyas UYGUR. A review of cryogenic treatment on cutting tools. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2015, **78**(9-12), 1609-1627 [cit. 2017-04-07]. DOI: 10.1007/s00170-014-6755-x. ISSN 0268-3768. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s00170-014-6755-x>
- [6] JURČI, Peter. *Nástrojové oceli ledeburitického typu*. Vyd. 1. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009. ISBN 978-80-01-04439-1.
- [7] MORAVCOVÁ, Nikola. Metodika hodnocení opotřebení vybraných nástrojových ocelí s kryogenním zpracováním při práci za studena. In: *Konference Studentské Tvůrčí Činnosti*. Praha, 2017. ISBN 978-80-01-06143-5.
- [8] KUŘÍK, Martin, Jana SOBOTOVÁ, Nikola MORAVCOVÁ a Jakub LACZA. Study of differences between results from laboratory tests and test of real tools for selected tool steels. In: *The 24th IFHTSE Congress 2017* [online]. Nice, 2017 [cit. 2017-04-09].

- [9] PLUHAŘ, Jaroslav a Václav BENEŠ. *Konstrukční a nástrojové materiály*. 2: České vysoké učení technické v Praze, 1982.
- [10] ČSN EN 10027-1. *Systém označování ocelí: Část : Stavba značek ocelí*. Český normalizační institut, 2006.
- [11] *Systémy označování ocelí: Část 2: Systém číselného označování*. Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a zkušebnictví, 2016.
- [12] SOBOTOVÁ, Jana. *Perspektivní nástrojové oceli*. Praha, 2016. Habilitační přednáška. České vysoké učení technické v Praze.
- [13] ČSN 10020. *Definice a rozdělení ocelí*. Praha: Český normalizační institut, 2001.
- [14] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-720-4248-3.
- [15] *Poldi: Produkty a služby* [online]. b.r. [cit. 2017-07-13]. Dostupné z: <http://www.poldi.cz/produkty>
- [16] *Uddeholm: Prodejní program* [online]. b.r. [cit. 2017-07-13]. Dostupné z: http://uddeholm.cz/oblasti_vyuziti.htm
- [17] *Böhler: Prodejní program: tyčová ocel a plechy* [online]. b.r. [cit. 2017-07-13]. Dostupné z: http://bohler.cz/tycova_ocel_a_plechovy.php
- [18] *Bohdan Bolzano: Nástrojové oceli* [online]. b.r. [cit. 2017-07-13]. Dostupné z: <http://www.bolzano.cz/cz/technicka-podpora/technicka-prirucka/nastrojove-oceli>
- [19] NĚMEC, Karel. *Nástrojové oceli: odborné přednášky*. In: *FSI Forum* [online]. b.r. [cit. 2017-10-06]. Dostupné z: <http://slideplayer.cz/slide/2787846/>

- [20] PŘIBIL, Erich, Augustin ENGST a Václav EICHLER. *Nástrojové oceli POLDI a jejich použití: I. díl*. Kladno: STNL - Nakladatelství technické literatury, 1986.
- [21] UDDEHOLM, . *Švédské nástrojové oceli a slitiny: firemní katalog*. Praha, 2014.
- [22] BÍLEK, Pavel. *Kvantifikace strukturních změn v chrm-vanadové ledeburitické oceli v závislosti na teplotě austenitizace*. Praha, 2011. Diplomová práce. ČVUT, fakulta strojní. Vedoucí práce Ing. Jana Sobotová, Ph.D.
- [23] *Encyclopedia of materials science and engineering*. 1st ed. Oxford: Pergamon Press, 1986. ISBN 00-802-2158-0.
- [24] HUMÁR, Anton. Materiály pro řezné nástroje: Interaktivní multimediální text pro všechny studijní programy FSI. In: *VUT v Brně, fakulta Strojního inženýrství* [online]. b.r. [cit. 2017-06-014]. Dostupné z: http://ust.fme.vutbr.cz/obrabeni/opory-save/mat_pro_rez_nastroje/materialy_pro_rezne_nastroje_v2.pdf
- [25] KOLAŘÍK, Ladislav. *Vliv legujících prvků na vlastnosti ocelí: Přednášky k předmětu TSDM*. ČVUT v Praze, 2017.
- [26] PŘIBIL, Erich. BOLZANO. *Zpracování nástrojových ocelí: Technická příručka*. b.r. Dostupné také z: <http://www.bolzano.cz/cz/technicka-podpora/technicka-prirucka>
- [27] UDDEHOLM. *The Production Line* [online]. In: UDDEHOLM. b.r. [cit. 2017-07-07]. Dostupné z: <http://www.uddeholm.com/en/about-us/the-production-line/>
- [28] UPADHYAYA, G. *Powder metallurgy technology and equipment: selected topics*. Enfield, NH: Trans Tech Publications, 2012. Materials science foundations, v. 73. ISBN 978-3-03785-999-5.
- [29] BOHDAN BOLZANO. *Prášková metalurgie: Interní firemní materiály*. Praha, 2017.

- [30] JANOVEC, Jiří, Jiří CEJP a Josef STEIDL. *Perspektivní materiály*. 3. vydání. Praha: ČVUT, 2008. ISBN 979-80-01-04167-3.
- [31] *Uddeholm tool steel for cold work tooling*. © UDDEHOLMS AB, 2016.
- [32] SOBOTOVÁ, Jana, Martin KUŘÍK a Jiří CEJP. Influence of Heat Treatment Conditions on Properties of High-Speed P/M Steel Vanadis 30. In: *Key Engineering Materials*. 2015, **647**, s. 17-22. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.647.17. ISSN 1662-9795. Dostupné také z: <http://www.scientific.net/KEM.647.17>
- [33] BOHDAN BOLZANO. *Nástrojová ocel 1.2379: informativní list*. b.r. Dostupné také z: http://www.bolzano.cz/assets/files/NO/1.2379_cesky.pdf
- [34] UDDEHOLM. *Heat treatment of tool steel*. Uddeholm AB, 2012. Dostupné také z: <http://www.uddeholm.com/files/heattreatment-english.pdf>
- [35] LACZA, Jakub. *Vplyv chemického zloženia a parametrov tepelného spracovania na vlastnosti a štruktúru vybraných P/M rýchlorezných ocelí*. Praha, 2016. Diplomová práce. České vysoké učení technické. Vedoucí práce Doc. Ing. Jana Sobotová, Ph.D.
- [36] OPPENKOWSKI, A., S. WEBER a W. THEISEN. *Evaluation of factors influencing deep cryogenic treatment that affect the properties of tool steels* [online]. In: . b.r. [cit. 2017-07-12]. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.07.007. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013610002013>
- [37] MOLINARI, A., M. PELLIZZARI, S. GIALANELLA, G. STRAFFELINI a K.H. STIASNY. Effect of deep cryogenic treatment on the mechanical properties of tool steels. In: *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2001, **118**(1-3), s. 350-355 [cit. 2017-07-12]. DOI: 10.1016/S0924-0136(01)00973-6. ISSN 09240136. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013601009736>

- [38] DA SILVA, Flávio, Sinésio FRANCO, Álisson MACHADO, Emmanuel EZUGWU a Antônio SOUZA. *Performance of cryogenically treated HSS tools* [online]. In: . b.r. [cit. 2017-07-12]. DOI: 10.1016/j.wear.2006.01.017. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164806000469>
- [39] SOMMER, Peter a Martin ERNST. Einfluss von Tieftemperaturbehandlungen auf das Anlassverhalten des Kaltarbeitsstahls 90MnCrV8. *Der Wärmebehandlungsmarkt*. 2017, **24**(1), 5-9. ISSN 09 43 - 80 25.
- [40] SUCHÁNEK, Jan. *Erozivní opotřebení materiálů*. 1. vyd. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2014. ISBN 978-80-01-05532-8.
- [41] BEČKA, Jan. *Tribologie*. Vyd. 1. Praha: České vysoké učení technické, 1997. ISBN 80-010-1621-8.
- [42] ASTM G 99. *Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus*1. ASTM International, b.r.
- [43] VLACH, Tomáš. *Vliv způsobu tepelného zpracování PM rychlořezných ocelí Vanadis 23 a Vanadis 30 na odolnost proti opotřebení při teplotě 500 °C*. Praha, 2016. Diplomová práce. ČVUT v Praze. Vedoucí práce Ing. Jana Sobotová, Ph.D.
- [44] PODGORNIK, B., S. HOGMARK a J. PEZDIRNIK. Comparison between different test methods for evaluation of galling properties of surface engineered tool surfaces. *Wear* [online]. 2004, **257**(7-8), 843-851 [cit. 2017-07-18]. DOI: 10.1016/j.wear.2004.05.005. ISSN 00431648. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164804001152>
- [45] KUŘÍK, Martin, Jakub LACZA, Tomáš VLACH a Jana SOBOTOVÁ. Study of the Properties and Structure of the Selected Tool Steels for cold Work Depending on the Parametres of Heat Treatment. In: *3th. Internation Conference of Heat Treatment*

and Surface Engineering in Automotive Application. [online]. Čerčany: Asociace pro tepelné zpracování kovů, 2016.

- [46] *Materiálový list Sverker 21*. Uddeholm, 2006. Dostupné také z: <http://www.uddeholm.cz/czech/files/sverker21.pdf>
- [47] *Materiálový list Vanadis 23*. Uddeholm, 2006. Dostupné také z: <http://www.uddeholm.cz/czech/files/vanadis-23.pdf>
- [48] *Interní firemní materiály společnosti Nedcon Bohemia*. Pardubice: Nedcon Bohemia s.r.o., b.r.
- [49] EVRAZ VÍTKOVICE STEEL. *Plechy: Produktový katalog*. 2009. Dostupné také z: <http://www.vitkovicesteel.com/data/soubory/plechy/katalog-plechy-2009-cz.pdf>
- [50] Steel Classification according to EN 10027-2. : Designation systems for steels. *European Steel and Alloy Grades/Numbers* [online]. b.r. [cit. 2017-07-23].
- [51] ČSN EN ISO 6508. *Kovové materiály: Zkouška podle Rockwella*. Praha: Český normalizační institut, 2006.