

ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE

Fakulta strojní

Ústav materiálového inženýrství

DIPLOMOVÁ PRÁCE

2016

Bc. Tomáš Vlach

ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE
FAKULTA STROJNÍ

DIPLOMOVÁ PRÁCE

Vliv způsobu tepelného zpracování
PM rychlořezných ocelí Vanadis 23 a Vanadis 30
na odolnost proti opotřebení při teplotě 500 °C

Studijní program: (N2301) Strojní inženýrství
Studijní obor: (3911T035) Výrobní a materiálové inženýrství
Autor: Bc. Tomáš Vlach
Vedoucí práce: Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

2016 Praha



ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

pro: **Bc. Tomáše VLACHA**

program: Strojní inženýrství

obor: Výrobní a materiálové inženýrství

název česky: **Vliv způsobu tepelného zpracování P/M rychlořezných ocelí Vanadis 23 a Vanadis 30 na odolnost proti opotřebení při teplotě 500 °C**

název anglicky: Influence of heat treatment of the P/M HSS Vanadis 23 and Vanadis 30 on wear resistance at 500 °C

Zásady pro vypracování:

Cíl: Vyhodnocení vlivu chemického složení, tepelného zpracování a teploty zkoušky na odolnost proti opotřebení vybraných P/M rychlořezných ocelí

Postup:

1. Literární rešerše
2. Experimentální část
 - a. Mechanické zkoušky tepelně zpracovaných vzorků
 - b. Zkouška Pin on disk při pokojové teplotě a teplotě 500 °C
 - c. Světelná mikroskopie
3. Vyhodnocení výsledků, závěry, sepsání DP

Rozsah průvodní zprávy: 40 - 60 stran
Rozsah grafických prací: dle potřeby

SEZNAM DOPORUČENÉ LITERATURY:

- [1] JURČI, P. *Nástrojové oceli ledeburitického typu*. Vyd. 1. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009. ISBN 978-80-01-04439-1.
- [2] KRAUS, V. *Tepelné zpracování a slinování*. 3. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2013. ISBN 978-80-261-0260-1.
- [3] *Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus: G99-05*. Reapproved. United States: ASTM International, 2010.
- [4] PODGORNİK, B., I. PAULIN, B. ZAJEC a S. JACOBSON. Deep cryogenic treatment of tool steels. *Journal of Materials Processing Technology*. 2016, **229**, 398-406. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.09.045. ISSN 09240136. Dostupné také z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013615301515>


Vedoucí diplomové práce: Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

Datum zadání diplomové práce: 25. dubna 2016

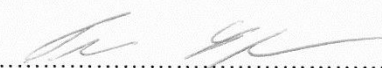
Datum odevzdání diplomové práce: 15. července 2016

Neodevzdá-li student diplomovou práci v určeném termínu, tuto skutečnost předem písemně zdůvodnil a omluva byla děkanem uznána, stanoví děkan studentovi náhradní termín odevzdání diplomové práce. Pokud se však student řádně neomluvil nebo omluva nebyla děkanem uznána, může si student zapsat diplomovou práci podruhé.


Student bere na vědomí, že je povinen 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.

Zadání diplomové práce převzal dne: 25-04-2016 

student


Prof. RNDr. Petr Špatenka, CSc.
vedoucí ústavu




Prof. Ing. Michael VALÁŠEK, DrSc.
děkan fakulty

V Praze dne 18. dubna 2016

Čestné prohlášení

Prohlašuji, že tuto práci jsem vypracoval samostatně, s výjimkou poskytnutých konzultací, a použil jsem pouze podklady (literaturu, projekty atd.) uvedené v příloženém seznamu.

Nemám závažný důvod proti užití tohoto díla ve smyslu § 60 Zákona č. 121/2000 Sb., o právu autorském, o právech souvisejících s právem autorským a o změně některých zákonů (autorský zákon).

Praha, 10. července 2016

.....

vlastnoruční podpis

Poděkování

Děkuji paní Ing. Janě Sobotové, Ph.D. za odborné vedení a cenné připomínky při zpracování diplomové práce a především za trpělivý přístup při četných konzultacích.

Dále panu Ing. Martinu Kuříkovi za odbornou pomoc při přípravě vzorků, provádění experimentů a zpracování jejich výsledků.

Taktéž děkuji zakázkové kalírně PRIKNER - tepelné zpracování kovů, s.r.o. a to jmenovitě paní Ing. Petře Priknerové a panu Ing. Otakaru Priknerovi za provedení tepelného zpracování vzorků.

ABSTRAKT

Práce je zaměřena na porovnání vlivu užití kryogenního zpracování na odolnost proti opotřebení Cr-Mo-V rychlořezné oceli Vanadis 23 a Cr-Mo-V-Co rychlořezné oceli Vanadis 30 vyrobené technologií práškové metalurgie. Vzorokly ocelí byly tepelně zpracovány ve dvou sériích. První série byla kalena a popouštěna, u druhé bylo kryogenní zpracování vloženo mezi kalení a popouštění. V rámci experimentu byla hodnocena tvrdost a odolnost proti opotřebení metodou Pin on Disc, tato zkouška byla provedena při teplotách 23 a 500 °C. Měření tvrdosti neprokázalo výrazný vliv užití kryogenního zpracování na tvrdost sledovaných ocelí. Zkouška Pin on Disc vykazovala pro obě oceli po užití kryogenního zpracování mírné zlepšení odolnosti proti opotřebení při teplotě zkoušky 23 °C. Při teplotě 500 °C byl prokázán pozitivní vliv kryogenního zpracování pro ocel Vanadis 23, pro ocel Vanadis 30 se tento efekt neprojevil.

Klíčová slova: prášková metalurgie, rychlořezná ocel, Vanadis 23, Vanadis 30, Pin on Disc, opotřebení, zmrazování, DCT, Deep Cryogenic Treatment,

ABSTRACT

The work is focused at compare the effect of the use of cryogenic treatment on wear resistance of Cr-Mo-V high speed steel Vanadis 23 and Cr-Mo-V-Co high speed steel Vanadis 30 produced by powder metallurgy. Samples of steel were heat treated in two series. The first series was quenching and tempering, at the second series cryogenic processing was inserted between the quenching and tempering. In the experiment part was evaluated hardness and wear resistance by Pin on disc, this test was performed at temperatures of 23 and 500 ° C. Hardness measurements showed no significant effect use of the cryogenic processing to hardness studied steels. Pin on disc test showed both steel after use cryogenic processing slight improvement in the wear resistance test at 23 ° C. At 500 ° C was demonstrated the positive influence of the cryogenic processing for steel Vanadis 23, for steel Vanadis 30 this effect wasn't demonstrated.

Keywords: powder metalurgy, high-speed steel, Vanadis 23, Vanadis 30, Pin on Disc, wear and tear, cryogennic freezing, DCT, Deep Cryogenic Treatment

Obsah

| | |
|---|----|
| Seznam obrázků..... | 10 |
| Seznam tabulek | 12 |
| Seznam použitých zkratk | 13 |
| Úvod..... | 15 |
| 1. Nástrojové oceli..... | 16 |
| 1.1. Obecné vlastnosti nástrojových ocelí | 16 |
| 1.2. Rozdělení NO | 17 |
| 1.3. Rychlořezné oceli | 19 |
| 1.3.1. Vliv hlavních legujících prvků..... | 19 |
| 1.3.2. Výroba rychlořezných ocelí | 20 |
| 1.3.3. Porovnání vlastností PM ocelí a konvenčních ocelí..... | 24 |
| 1.4. Tepelné zpracování rychlořezných ocelí..... | 25 |
| 1.4.1. Žihání na měkko..... | 25 |
| 1.4.2. Kalení RO..... | 26 |
| 1.4.3. Popouštění..... | 28 |
| 1.4.4. Zmrazování | 29 |
| 2. Opotřebení nástrojových ocelí..... | 32 |
| 2.1. Druhy opotřebení..... | 32 |
| 2.2. Způsoby zlepšení odolnosti proti opotřebení..... | 33 |
| 2.3. Způsoby hodnocení odolnosti proti opotřebení..... | 35 |
| 3. Experimentální část..... | 42 |
| 3.1. Materiál..... | 42 |
| 3.1.1. Vanadis 23 | 42 |
| 3.1.2. Vanadis 30 | 43 |
| 3.2. Tepelné zpracování vzorků | 45 |

| | |
|--|----|
| 3.3. Příprava vzorků | 46 |
| 3.4. Experimentální podmínky | 46 |
| 3.4.1. Vyhodnocení zkoušky PoD..... | 47 |
| 4. Výsledky a jejich diskuze | 51 |
| 4.1. Vliv tepelného zpracování na tvrdost | 51 |
| 4.2. Vliv tepelného zpracování na odolnost proti opotřebení oceli Vanadis 23 | 53 |
| 4.3. Vliv tepelného zpracování na odolnost proti opotřebení oceli Vanadis 30 | 58 |
| 4.4. Vliv kobaltu na odolnost proti opotřebení RO v závislosti na tepelném zpracování a teplotě zkoušky Pin on Disc..... | 62 |
| Závěr | 64 |
| Seznam použité literatury | 65 |

Seznam obrázků

| | |
|--|----|
| obr. 1 Rozdělení nástrojových ocelí | 17 |
| obr. 2 Rozdělení nástrojových ocelí dle struktury a stupně legování. | 18 |
| obr. 3 Schéma vakuového přetavování [4]..... | 21 |
| obr. 4 Schéma elektrostruskového přetavování [4] | 21 |
| obr. 5 Schéma izostatického lisování [5] | 23 |
| obr. 6 Příklad struktury NO vyráběné konvenční metodou. | 24 |
| obr. 7 Příklad struktury NO vyráběné technologií práškové metalurgie..... | 24 |
| obr. 8 Vliv teploty austenitizace na velikost zrna [1]. | 26 |
| obr. 9 Příklad průběhu závislosti tvrdosti na teplotě austenitizace [1] | 28 |
| obr. 10 Příspěvek strukturních změn na průběh popouštěcí křivky nástrojové oceli [1] ... | 29 |
| obr. 11 Schéma rozprašovacího chladicího systému [18] | 30 |
| obr. 12 Schéma zkoušky adhezivního opotřebení při bodovém styku užitím kuličky [2] ... | 35 |
| obr. 13 Schéma zkoušky adhezivního opotřebení při bodovém styku užitím čepu s půlkulovým zakončením [2] | 35 |
| obr. 14 Schéma zkoušky adhezivního opotřebení při bodovém styku užitím zkřížených rotujících válců [2] | 36 |
| obr. 15 Metoda posuvných zkřížených válců [23] | 36 |
| obr. 16 Schéma zkoušky adhezivního opotřebení při plošném styku [2] | 37 |
| obr. 17 Schéma zkoušky abrazivního opotřebení vázanými abrazivními částicemi v podobě brusného plátna [2] | 38 |
| obr. 18 Schéma zkoušky abrazivního opotřebení vázanými abrazivními částicemi v podobě brusného kotouče [2] | 38 |
| obr. 19 Schéma zkoušky abrazivního opotřebení volnými částicemi umístěnými v nádobě [2]..... | 39 |
| obr. 20 Schéma zkoušky abrazivního opotřebení vsypávanými volnými částicemi [2] | 39 |
| obr. 21 schéma zkoušky únavového opotřebení pomocí odvalování dvou kotoučů [2] ... | 40 |
| obr. 22 Závislost tvrdosti na austenitizační teplotě oceli Vanadis 23 | 43 |
| obr. 23 Závislost tvrdosti na austenitizační teplotě oceli Vanadis 30 | 44 |
| obr. 24 Hodnocení a porovnání vlastností RO Vanadis 23 (V23) a Vanadis 30 (V30) | 45 |

| | |
|---|----|
| obr. 25 Příklad snímku drážky (SM) po zkoušce Pin on Disc, okótované měřené rozměry..... | 47 |
| obr. 26 Drsnoměr – Příklad snímku profilu drážky po zkoušce Pin on Disc okótovaná měřená šířka, vyznačené charakteristické oblasti..... | 48 |
| obr. 27 Drsnoměr – Ukázka způsobu vyhodnocení plochy průřezu drážky po zkoušce Pin on Disc | 49 |
| obr. 28 Vliv tepelného zpracování na tvrdost RO Vanadis 23 a Vanadis 30 v závislosti na použitém teplem zpracování..... | 51 |
| obr. 29 Změna průběhu popouštěcí křivky oceli D2 po DCT (K+Z+P) [29] | 52 |
| obr. 30 Snímek pin tělíska (SM), stopa po zkoušce PoD | 56 |
| obr. 31 Makrosnímek povrchu vzorku po zkoušce Pin on Disk za zvýšené teploty (500 °C), Vanadis 23 (K+P)..... | 59 |
| obr. 32 Makrosnímek povrchu vzorku po zkoušce Pin on Disc za zvýšené teploty (500 °C), Vanadis 30 (K+P)..... | 59 |

Seznam tabulek

| | |
|--|----|
| tab. 1 Porovnání vybraných nástrojových ocelí | 25 |
| tab. 2 Relativní porovnání odolnosti proti opotřebení po DCT pro ocel M2 | 31 |
| tab. 3 Směrné chemické složení RO Vanadis 23 [10] | 42 |
| tab. 4 Směrné chemické složení RO Vanadis 30 [11] | 44 |
| tab. 5 Tepelné zpracování vzorků..... | 46 |
| tab. 6 Parametry zkoušky Pin on Disc..... | 47 |
| tab. 7 Vliv tepelného zpracování na tribologické charakteristiky PM RO Vanadis 23, konvenční tepelné zpracování (V23A)..... | 53 |
| tab. 8 Chemické složení ocelí pin tělíska a disku použitých v článku [31]..... | 54 |
| tab. 9 Chemické složení ocelí pin tělíska a disku použitých v článku [32]..... | 55 |
| tab. 10 Vliv tepelného zpracování na tribologické charakteristiky PM RO Vanadis 23, zařazeno zmrazování mezi kalení a popouštění (V23B) | 58 |
| tab. 11 Vliv tepelného zpracování na tribologické charakteristiky PM RO Vanadis 30, konvenční tepelné zpracování (V30A)..... | 60 |
| tab. 12 Vliv tepelného zpracování na tribologické charakteristiky PM RO Vanadis 30, zařazeno zmrazování mezi kalení a popouštění (V30B) | 61 |
| tab. 13 Souhrnné porovnání objemových úbytků v závislosti na materiálu, tepelném zpracování a teplotě zkoušky, tvrdost při pokojové teplotě..... | 63 |

Seznam použitých zkratek

| | |
|--------------------------------|--|
| A ₁ | eutektoidní teplota systému Fe-Fe ₃ C |
| A ₃ | dolní teplota stabilní oblasti austenitu |
| Al | hliník |
| ASTM | American Society for Testing Materials |
| C | uhlík |
| Co | kobalt |
| Cr | chrom |
| Cu | měď |
| CVD | Chemical Vapour Deposition |
| ČSN | česká technická norma |
| DCT | Deep Cryogenic Treatment |
| DP | diplomová práce |
| EDS | Energy Dispersive System |
| F [N] | normální síla v newtonech |
| Fe | železo |
| Fe-Fe ₃ C | binární systém železo-karbid železa |
| HB | tvrdost dle Brinella |
| hm % | hmotnostní procento |
| hod | časová jednotka – hodina |
| HRC | tvrdost dle Rockewella |
| CHTZ | chemicko tepelné zpracování |
| ISO | International Organization for Standardization |
| KTZ | konvenční tepelné zpracování |
| M ₂₃ C ₆ | Karbid na bázi chromu |
| M ₆ C | karbid na bázi wolframu |
| MC | karbid na bázi vanadu |
| min | časová jednotka - minuta |
| Mn | mangan |
| Mo | molybden |
| M _s | teplota martenzit start |
| Nb | niob |
| NO | nástrojové oceli |
| OU | objemový úbytek (počítán na základě plochy průřezu drážky) |
| PM | prášková metalurgie |
| PoD | Pin on Disc |
| PVD | Physical Vapour Deposition |
| RO | rychlořezná ocel |
| SCT | Shallow Cryogenic Treatment |
| SEM | Scanning Electron Microscope |

| | |
|-----------|---|
| Si | křemík |
| T_t [K] | teplota tání ve stupních Kelvina |
| TZ | tepelné zpracování |
| V | vanad |
| V23 | Vanadis 23 |
| V30 | Vanadis 30 |
| V_{ub} | objemový úbytek (počítán na základě šířky drážky) |
| W | wolfram |
| μm | délková jednotka - mikrometr |

Úvod

Opotřebení je nedílnou součástí všech výrobních i provozních procesů. V jeho důsledku dochází ke značným ztrátám napříč všemi průmyslovými i dalšími odvětvími. Ztráty jsou způsobovány nejen vlivem nákladů na výrobu, pořízení a výměnu opotřebovaných dílů, ale především nutnými odstávkami pro jejich výměnu. V krajních případech může docházet i k haváriím celých zařízení, které s sebou nesou nejen finanční, ale i bezpečnostní rizika.

Z těchto důvodů je snahou výrobců strojů i nástrojů vyvíjet materiály i technologické procesy tak, aby v daných aplikacích vykazovaly co nejmenší opotřebení a maximální provozní spolehlivost. V rámci zvyšování životnosti ocelových dílů se již tradičně využívá tepelného zpracování. Novinkou posledních let v této oblasti je tepelné zpracování pomocí extrémně nízkých teplot – kryogenního zpracování, které lze v odborné literatuře najít i pod pojmem zmrazování.

Předkládaná práce je zaměřena na rychlořezné oceli Vanadis 23 a Vanadis 30. Tyto oceli jsou vyráběny technologií práškové metalurgie a určeny pro práci za studena. Cílem diplomové práce je porovnat vliv tepelného zpracování, během kterého je použito i zmrazování, na jejich odolnost proti opotřebení při pokojové teplotě a teplotě 500 °C.

1. Nástrojové oceli

1.1. Obecné vlastnosti nástrojových ocelí

Nástrojové oceli (dále NO) je souhrnné označení pro oceli speciálně určené k výrobě nástrojů. Na NO jsou kladeny specifické požadavky na technologické i užitné vlastnosti. Technologické vlastnosti zajišťují vyrobiteľnost nástroje požadovaného tvaru, užitné zajišťují jeho funkčnost během používání. Nejdůležitějšími užitnými vlastnostmi NO jsou tvrdost, houževnatost, odolnost proti opotřebení a rozměrová stálost.

Tvrdost NO je dána spolupůsobením více faktorů. Rozhodujícím faktorem je tvrdost matrice (základní hmota materiálu). Nejvyšších tvrdostí se dosahuje, je-li matrice tvořena martenzitickou strukturou. Menší vliv na celkovou tvrdost má množství, typ a forma rozmístění karbidů. To neplatí pro vysoce legované oceli, kdy během popouštění lze díky precipitaci jemných karbidů dosáhnout tzv. sekundární tvrdosti. S tvrdostí souvisí odolnost proti popouštění. Odolnost proti popouštění udává, jak klesá tvrdost v závislosti na stoupající provozní teplotě. Všeobecně lze říci, že pracovní teplota nástroje by neměla přesáhnout popouštěcí teplotu [1].

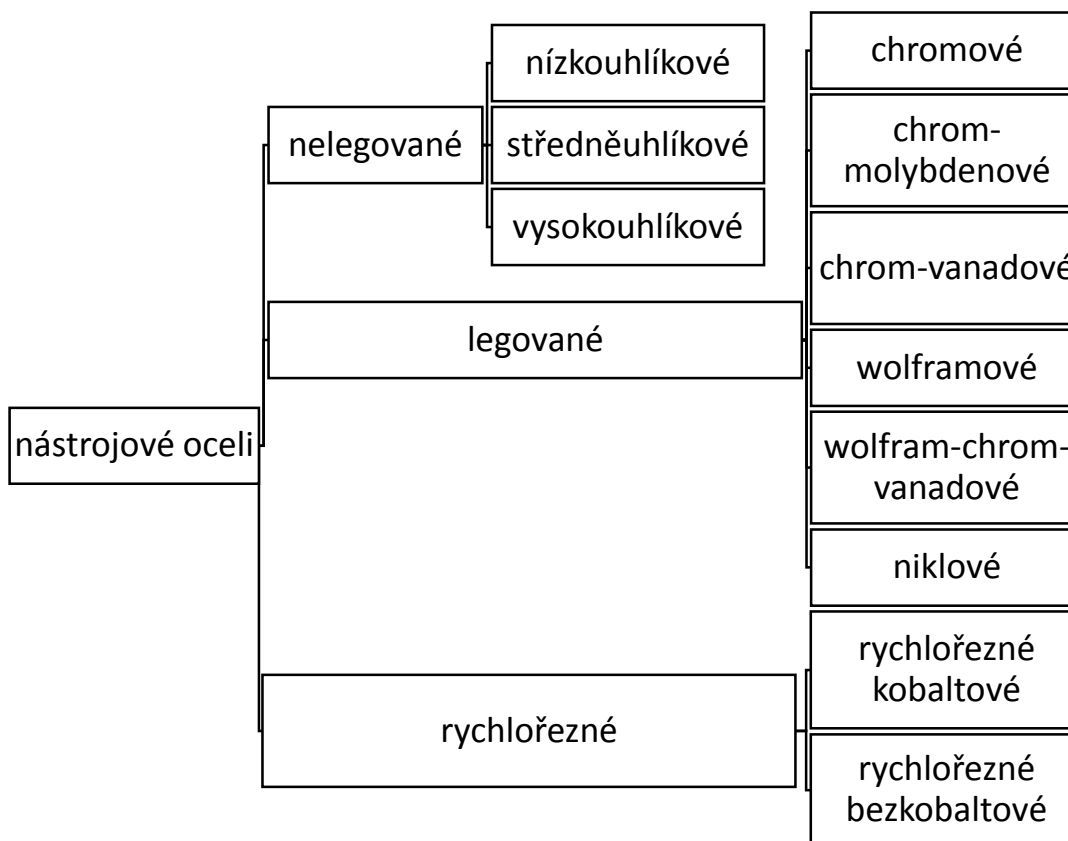
Pro nástroje pracující v dynamických podmínkách je houževnatost základním požadavkem, a v některých případech je upřednostňována před vysokou tvrdostí. Nejvýznamnějšími faktory ovlivňujícími houževnatost jsou izotropie materiálu, homogenita a čistota. Tyto tři základní faktory bezprostředně souvisí s technologií výroby. Další ovlivnění vzniká při tepelném zpracování (déle TZ) volbou vhodných teplot a časů prodlev při kalení a následném popouštění [1].

Odolnost proti opotřebení je další důležitý požadavek kladený na materiály nástrojů. Výsledná odolnost proti opotřebení je obecně dána vhodnou kombinací tvrdosti a houževnatosti. Obecně lze říci, že opotřebení je změna geometrie funkčních ploch nástroje v důsledku přemísťování a odstraňování částic hmoty [2].

Zejména u nástrojů, jako jsou různé etalony a kalibry, je vyžadováno, aby jejich tvar i rozměry byly po co nejdelší dobu neměnné. Rozměrové změny nastávají během výroby a mohou nastat i během používání. Rozměrové změny během výroby lze eliminovat například pomocí přísadků v kombinaci s dokončovacími operacemi. Větším problémem

jsou změny nastalé v důsledku transformačních jevů během používání nástroje, například v důsledku zvýšené teploty. Těmto změnám lze zpravidla zabránit pouze vhodným a správně provedeným tepelným zpracováním. Příkladem nežádoucího transformačního jevu vedoucího ke změně rozměru je transformace zbytkového austenitu na martenzit [1].

1.2. Rozdělení NO

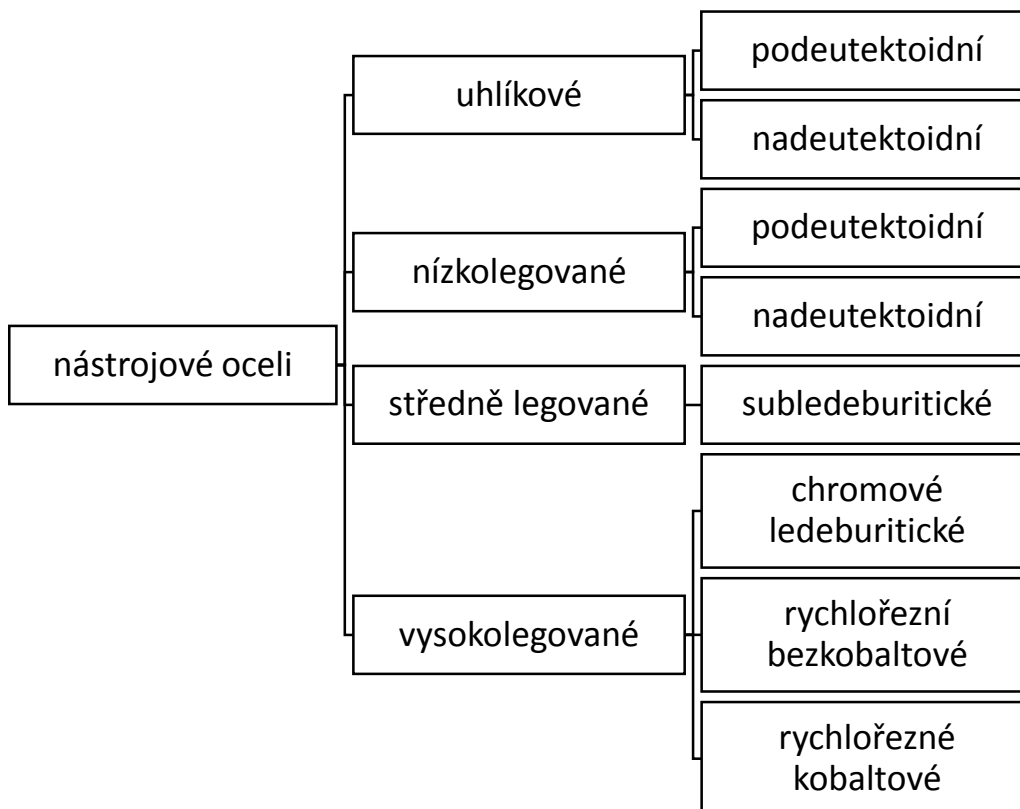


obr. 1 Rozdělení nástrojových ocelí

Zdroj [1] uvádí, že podle normy ČSN EN 10027 se oceli pro výrobu nástrojů dělí do skupin a podskupin podle chemického složení. Pro přehlednost jsou tyto skupiny a podskupiny zaneseny do diagramu na obr. 1.

Fyzikální, mechanické i užité vlastnosti NO jsou ovlivněny nejen chemickým složením, ale především jejich vnitřní strukturou. Proto se v praxi využívá další způsob

značení, který zohledňuje strukturu a stupeň legování [1]. Pro názornost je toto dělení zakresleno do diagramu na obr. 2.



obr. 2 Rozdělení nástrojových ocelí dle struktury a stupně legování.

Z obr. 1 a obr. 2 je možno porovnat rozdíl v rozdělení podle chemického složení a hlavních legujících prvků a rozdělení NO podle jejich struktury a stupně legování.

Vlastnosti uhlíkových ocelí jsou dány obsahem uhlíku (C) a doprovodných prvků, jako jsou křemík (Si) a mangan (Mn). Pro jejich další dělení je významný obsah uhlíku přibližně 0,8 %, podle kterého se dělí na podeutektoidní a nadeutektoidní. U podeutektoidních je struktura po žhání tvořena feritem a perlitem, u nadeutektoidních perlitem a sekundárním cementitem. Do 0,8 % uhlíku narůstá pevnost i tvrdost po tepelném zpracování, nad tento obsah se již výrazně nemění a narůstá především otěruvzdornost. Prokalitelnost nástrojových uhlíkových ocelí je obecně špatná. Proto při průřezech větších než 10 mm [1] nemusí dojít k prokalení v celém průřezu.

Této skutečnosti se v některých praktických aplikacích využívá. Lze tak získat součást, která má tvrdý povrch a houževnaté jádro [1].

Nízkolegované a subledeburitické NO jsou legovány především karbidotvornými prvky jako jsou chrom (Cr), molybden (Mo), wolfram (W), vanad (V). Dalšími legujícími prvky jsou niob (Nb) a Si. Celkové množství přísad se pohybuje do 5 % [1] u nízkolegovaných a 5 až 10 % u subledeburitických. Označení subledeburitická ocel vychází z přítomnosti nepatrného množství eutektické fáze v její struktuře. Oproti nelegovaným uhlíkovým ocelím mají lepší prokalitelnost (subledeburitické i na vzduchu), dobrou houževnatost a svou tvrdost si zachovávají i při vyšších teplotách [1].

Vysokolegované NO obsahují více než 10 % [1] legujících prvků, s obsahem uhlíku od 0,7 % do 4 % [3]. Horní hranice obsahu uhlíku se vyskytuje pouze u ocelí s vysokým podílem karbidotvorných prvků. Běžně používaný obsah uhlíku se pohybuje do 1,5 % [3]. Součástí vysokolegovaných ocelí je i skupina NO ledeburitického typu. Označení těchto ocelí vychází z přítomnosti ledeburitu, který při vysokém obsahu legujících prvků omezujících rozpustnost uhlíku může existovat i při nižším obsahu uhlíku než v samotné soustavě Fe-Fe₃C. Základními legujícími prvky ledeburitických NO jsou Cr, V, W, Mo, nebo i kobalt (Co). Celkový obsah těchto prvků se pohybuje nad hranicí 12 % [3]. Zvláštní skupinou mezi vysokolegovanými ledeburitickými NO jsou rychlořezné oceli (dále RO) [1] [3] [4].

1.3. Rychlořezné oceli

Charakteristickými vlastnostmi RO jsou vysoká odolnost proti opotřebení a vhodný poměr tvrdosti a houževnatosti. RO mají velkou odolnost proti popouštění, díky níž si své vlastnosti zachovávají i při vyšších teplotách. Mohou tak dosahovat vysokých řezných rychlostí, výkonů i trvanlivosti [4].

1.3.1. Vliv hlavních legujících prvků

Základním legujícím prvkem je Cr, který se v ledeburitických RO ocelích vyskytuje do 4 % [3]. Vytváří karbidy na bázi chromu (M₂₃C₆), které jsou zcela rozpustné v austenitu. Rozpuštěním těchto karbidů při austenitizaci dojde k obohacení austenitu o uhlík a ke zlepšení prokalitelnosti [3].

Wolfram vytváří ve slitinách základ pro směsné karbidy na bázi wolframu (M_6C), které se částečně rozpouštějí v austenitu a částečně zůstávají nerozpuštěny. Rozpuštěná část karbidů má význam při tepelném zpracování. Nerozpuštěná část zvyšuje odolnost proti opotřebení. Díky nízké rychlosti difúze wolframu v železe (Fe) mají wolframové karbidy dobrou teplotní stabilitu [3].

Z běžných legujících prvků má největší afinitu k uhlíku vanad a vytváří tak velice stabilní vanadové karbidy (MC). Molybden zvyšuje prokalitelnost a při obsahu do 5 % [3] také houževnatost.

Rozdílný vliv na strukturu RO má kobalt, který netvoří karbidy, ale díky své schopnosti zpomalovat růstové děje při precipitaci karbidů zajišťuje vyšší odolnost proti popouštění. Nevýhodou Co je zvyšování podílu zbytkového austenitu po kalení. Proto se RO s obsahem kobaltu popouštějí vícekrát a při vyšší teplotě než bezkobaltové [3].

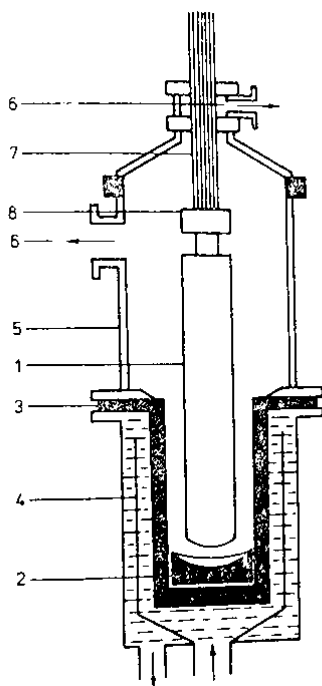
1.3.2. Výroba rychlořezných ocelí

Rychlořeznou ocel lze vyrábět dvěma způsoby. Historicky starší metodou je výroba konvenční (též tavné) metalurgie. Druhou a v současné době perspektivnější technologií je metoda práškové metalurgie (PM).

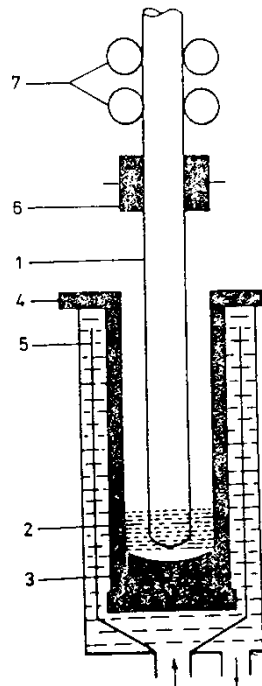
Při výrobě rychlořezných ocelí je nutné zajistit nízký obsah škodlivých prvků a minimální rozptyl ve složení mezi jednotlivými tavbami dané oceli. Tyto požadavky lze splnit pečlivou přípravou vsázky z vhodných surovin, k jejíž tavbě se využívají elektrické obloukové nebo indukční pece. Výroba oceli se skládá z tavení samotné vsázky a mimopecního zpracování (rafinace) pro snížení obsahu škodlivých prvků. Po dokončení rafinačního procesu je ocel odlita v kokile do podoby ingotu. Postupným chladnutím však dochází k rozdílům v chemickém složení v různých místech ingotu, segregaci a středové pórovitosti. K eliminaci dopadů těchto vad se používá prokování ingotu za tepla nebo vakuové či elektrostruskové přetavování [4].

Před elektrostruskovým a vakuovým přetavováním je z ingotu vytvořena elektroda. Při vakuovém přetavování (schéma obr. 3) je elektroda tavena elektrickým obloukem vytvořeným mezi elektrodou a taveninou. Při elektrostruskovém přetavování (schéma obr. 4) je elektroda odtavována vrstvou elektricky vodivé roztavené strusky.

Odtavující se ocel následně stéká do krystalizátoru, kde rychle tuhne. Krystalizátor je měděná nádoba chlazená vodou. Výhodou obou metod je vznik jemnější struktury s vyšší homogenitou chemického složení oproti litému ingotu. Přetavováním ve vakuu snižujeme obsah rozpuštěných plynů v tavenině, zejména vodíku a kyslíku. Snižováním obsahu kyslíku dochází i k poklesu obsahu oxidických vměstků. Elektrostruskové přetavování pomáhá dalšímu snížení obsahu síry a sulfidických vměstků [4].



obr. 3 Schéma vakuového přetavování [4]



obr. 4 Schéma elektrostruskového přetavování [4]

Z obr. 3 je patrné základní uspořádání pro vakuové přetavování (1 - odtavovaná elektroda; 2 - ingot; 3 - krystalizátor; 4 - vodní chlazení krystalizátoru; 5 - plášť pece; 6 - připojení ke zdroji podtlaku; 7 - elektrodová tyč; 8 - upínací hlava).

Z obr. 4 je patrné základní uspořádání pro elektrostruskové přetavování (1 - odtavovaná elektroda; 2 - strusková lázeň; 3 - ingot; 4 - krystalizátor; 5 - vodní chlazení krystalizátoru; 6 - elektrický kluzný kontakt; 7 - podávací mechanismus)

Lití do kokily je taktéž možno nahradit kontinuálním litím. Tavenina je lita do svislého krystalizátoru, kde dochází k rychlejší krystalizaci a vzniku jemnější struktury s vyšší

homogenitou. Po úplném ztuhnutí je ocel dále zpracovává válcováním či kováním za tepla [5].

Technologie práškové metalurgie spočívá ve výrobě makroskopicky homogenního materiálu z jemných prášků vyrobených z čistých kovů, kovových slitin nebo z nekovových materiálů. Tato technologie umožňuje kombinovat i takové materiály, které by byly konvenčními metalurgickými metodami vzájemně nekombinovatelné, například z důvodu rozdílných teplot tání, hustoty či vzájemné nerozpustnosti. Lze tak kombinovat například tvrdé a křehké částice s houževnatějším pojivem k získání ořezavzdorného materiálu s dobrou houževnatostí. Výsledná struktura je homogenní s rovnoměrným rozložením jednotlivých složek i částic o rovnoměrné velikosti.

Prvním krokem výroby je příprava surovin do podoby prášku. Zde se používají tři způsoby – mechanický, chemický a elektrochemický. Připravené prášky se po roztřídění dle velikosti a žhání smísí a zhutní do požadovaného tvaru [6] [7].

Z mechanických způsobů výroby se používá mletí a rozprašování tekutého kovu. Při mletí je materiál rozemílán v mlecích agregátech (kulové, vířivé a kladívkové mlýny). Tato metoda je postupně na ústupu, neboť v důsledku abraze dílů agregátu klesá čistota vzniklého prášku. Stále se však využívá pro špatně tavitelné a křehké materiály, jako jsou karbidy a keramika [6] [7].

Druhým a v současné době nejpoužívanějším způsobem výroby kovových prášků je rozprašování tekutého kovu (myšleno i slitiny kovů). Jde o nejproduktivnější a nejrozšířenější metodu. Je založena na rychlém ztuhnutí taveniny rozprášené v inertním plynu či kapalině [7].

Dýzové rozprašování (tekutý kov je rozprašován vléváním do proudu plynného či kapalného média, kde dojde k jeho prudkému ochlazení) vodou je používáno pro kovy s malou rozpustností kyslíku, případně kovy, jejichž vlastnosti nejsou kyslíkem příliš ovlivňovány. Vzniklé částice mají tvar kapek [6].

Kovy a slitiny náchylnější na styk s kyslíkem se rozprašují pomocí inertních plynů s dochlazením ve vodě. V tomto případě mají částice opět kulovitý tvar, navíc s hrubým

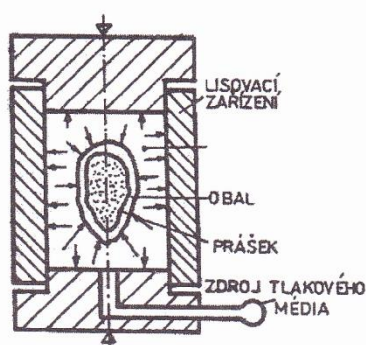
povrchem, což usnadňuje slinování. V případě potřeby nulového ovlivnění povrchu částic kyslíkem je možno i dochlazení provést v plynu [6] [7].

Třetím mechanickým způsobem je metoda REP (Rotating Electrode Process). Při tomto způsobu je materiál taven elektrickým obloukem mezi wolframovou elektrodou a elektrodou z dané slitiny, která rotuje. Rotací se natavený kov odděluje a rozprašuje. Vzniklé částice jsou rovnoměrné, kulového tvaru a přibližně stejného rozměru [6] [7].

Chemickým a elektrochemickým způsobem jsou vyráběny prášky velmi vysoké chemické čistoty z chemických sloučenin (oxidů, kovových solí) daných kovů [6].

Vyrobený prášek je následně upravován tříděním dle velikostí a tepelně zpracováván pro odstranění zbytkových pnutí. Po roztřídění a úpravě je provedeno smíchání v potřebném poměru s prášky z dalších materiálů a dalšími pomocnými látkami. Po získání sypké směsi požadovaného složení jí je třeba převést do kompaktního tvaru [6].

Nejllepších výsledků se dosahuje při izostatickém lisování. Prášková směs je uzavřena v nádobě, na kterou je vyvíjen všestranný tlak, pod níž je nádoba deformována a působí rovnoměrné zhutnění prášku. Schéma izostatického lisování zobrazuje obr. 5. Po ukončení lisování je materiál nádoby odstraněn obráběním. Izostatické lisování se nejčastěji využívá pro výrobu větších polotovarů. Jako další způsob zhutnění lze použít například válcování (práškové pásy) a protlačování (profily, trubky) [1] [5].



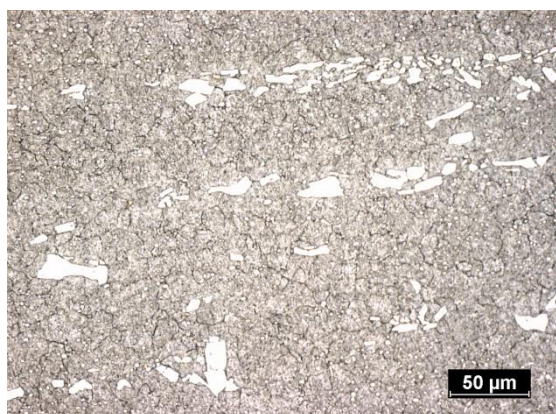
obr. 5 Schéma izostatického lisování [5]

Zhutněním prášku jsou získávána tělesa, se kterými je možno dále manipulovat a která si již zachovávají svůj tvar i při mechanickém namáhání. Jejich vlastnosti však ještě nejsou pro použití vyhovující. Konečných vlastností se dosahuje slinováním.

Slinování je založeno na difúzním vytvoření spojů mezi jednotlivými částicemi za teploty $0,65-0,8 T_t$ [K] materiálu s nejvyšší teplotou tání [6]. Výsledné vlastnosti jsou tedy dány nejen složením, ale i teplotou a časem slinování.

1.3.3. Porovnání vlastností PM ocelí a konvenčních ocelí

Rozdíl ve struktuře NO vyráběné konvenční a práškovou metalurgií je patrný z obr. 6 a obr. 7. Na obr. 6 je nerovnoměrná struktura s různě velkými karbidy po konvenční výrobě NO. Na obr. 7 je rovnoměrná struktura PM oceli, ve které jsou karbidy rovnoměrně rozloženy v celém objemu, mají shodnou velikost a kulový tvar. Snímky byly pořízeny při metalografické analýze v rámci [8].



obr. 6 Příklad struktury NO vyráběné konvenční metodou.



obr. 7 Příklad struktury NO vyráběné technologií práškové metalurgie.

Tvrдость NO vyráběných práškovou metalurgií je většinou srovnatelná s konvenčně vyráběnými NO. Mají však vyšší houževnatost. Ve struktuře PM ocelí se nevyskytuje karbidická ani jiná řádkovitost, nevykazuje tedy anizotropii mechanických vlastností [1].

Práškově a konvenčně vyráběné oceli mají rozdílné reakce na tepelné zpracování. Práškové oceli mají menší sklon k hrubnutí austenitického zrna při vyšších teplotách a delších výdržích na austenitizační teplotě [9].

1.4. Tepelné zpracování rychlořezných ocelí

1.4.1. Žihání na měkko

Prvním tepelným zpracováním RO je žihání na měkko, které je většinou prováděno přímo v hutích, kde se ocel vyrábí. Důvodem je potřeba snížit tvrdost, které se dosáhne při ochlazení z kovací teploty. Teplota i doba žihání se volí podle chemického složení, zejména podle obsahu vanadu, niobu a uhlíku. S narůstajícím obsahem karbidů vanadu se doba žihání prodlužuje, aby došlo k jejich sferoidizaci (daný karbid získá kulový tvar). Obecně lze říci, že žihání na měkko u RO probíhá při teplotách 800 - 880 °C [1] po dobu až 24 [1] hodin. Tvrdost vybraných NO po žihání na měkko je uvedena v tab. 1.

Dále je v tab. 1 uvedeno směrné chemické složení vybraných NO. Tabulka uvádí vždy dvě NO z kategorie nelegovaných, legovaných (zahrnuje nízko, středně i vysoko legované NO) a RO a jejich maximální tvrdost po žihání na měkko. Z tabulky je také patrný nárůst tvrdosti NO v závislosti na stupni legování již v základním stavu po žihání na měkko. Informace uvedené v tabulce jsou kompilací z více zdrojů : [4] [10] [11] [12] [13] [14] [15].

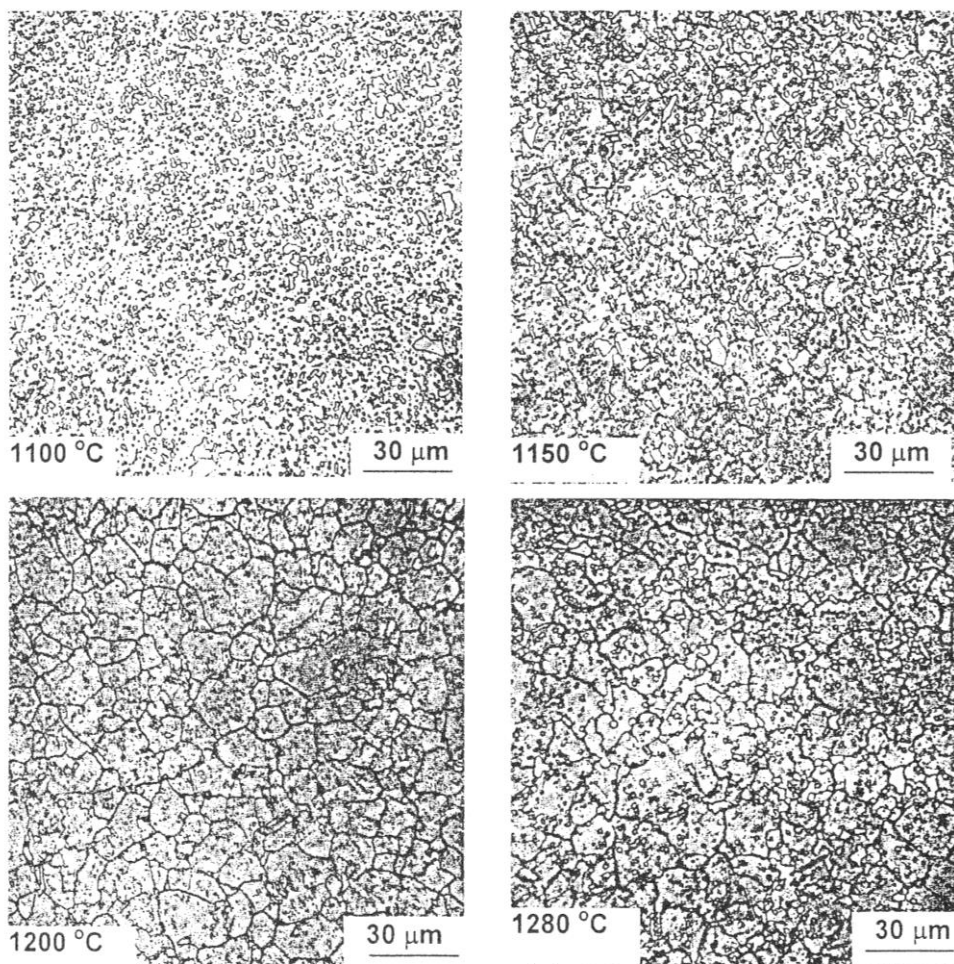
tab. 1 Porovnání vybraných nástrojových ocelí

| Kategorie | DIN | W.-Nr. | ČSN | AISI | Směrné chemické složení | | | | | | | | max HB (žiháno na měkko) | |
|-------------|-----------------|--------|--------|-------|-------------------------|------|------|------|-----|-----|-----|-----|-----------------------------|-----|
| | | | | | C | Si | Mn | Cr | Mo | V | W | Co | | |
| Nelegované | C 45 W | 1.173 | 19 083 | 1148 | 0,46 | 0,2 | 0,7 | | | | | | | 190 |
| | C 125 W | 1.663 | 19 255 | W 112 | 1,3 | 0,15 | 0,25 | | | | | | | 210 |
| Legované | 100 MnCrW4 | 1.2510 | 19 314 | O1 | 0,95 | 0,3 | 1,1 | 0,6 | | 0,1 | 0,6 | | | 240 |
| | X155 CrVMo 12 1 | 1.2397 | 19 573 | D2 | 1,55 | 0,3 | 0,4 | 11,8 | 0,8 | 0,8 | | | | 255 |
| | X210Cr12 | 1.2080 | 19 426 | D3 | 2,1 | 0,3 | 0,35 | 12 | | | | | | 248 |
| Rychlořezné | HS 6-5-3 | 1.3344 | 19 837 | M2:3 | 1,28 | | | 4,2 | 5 | 3,1 | 6,4 | | | 260 |
| | HS 10-4-3-10 | 1.3207 | 19 861 | | 1,28 | | | 4,2 | 5 | 3,1 | 6,4 | 8,5 | | 300 |
| | HS 65-2 | 1.3343 | 19 830 | M2 | 0,9 | 0,35 | 0,3 | 0,3 | 5 | 2 | 6 | | | 269 |

Hlavní užité vlastnosti NO jsou dány až jejich tepelným zpracováním. Základní tepelné zpracování se skládá z kalení a následného popouštění. U některých druhů NO bývá doplněno o zmrazování. Toto tepelné zpracování si již provádí nástrojárny samy nebo je prováděno v zakázkových kalárnách.

1.4.2. Kalení RO

Kalení se skládá z ohřevu na austenitizační teplotu a následného prudkého ochlazení. Aby došlo k rozpuštění většiny, i těžko rozpustných karbidů, austenitizační teploty RO se pohybují v úzkém pásmu pod teplotou solidu dané slitiny. Je-li požadována vyšší houževnatost, je možno volit austenitizační teploty nižší a omezit tak nárůst austenitického zrna. Příklad vlivu teploty austenitizace na strukturu je parný z obr. 8, kde je zachycen nárůst velikosti austenitického zrna při narůstající austenitizační teplotě. Při teplotě austenitizace 1100 °C se jeho velikost na uvedeném příkladu pohybuje v řádech jednotek μm . Při teplotě austenitizace 1200 °C se rozměr austenitického zrna pohybuje v řádu 10 μm . Poslední snímek z obr. 8 zobrazuje vzniklou nerovnoměrnou strukturu v důsledku nárůstu některých zrn při teplotě 1280°C [1].



obr. 8 Vliv teploty austenitizace na velikost zrna [1].

Ohřev RO na kalící teplotu je v současné době prováděn nejčastěji ve vakuových pecích. Vakuové pece nabízejí vysokou čistotu (díly není po kalení potřeba čistit), spolehlivé řízení a automatizaci celého procesu kalení. Ohřev je taktéž možno provádět v solných lázních, avšak od tohoto způsobu se z ekologických důvodů ustupuje [16]

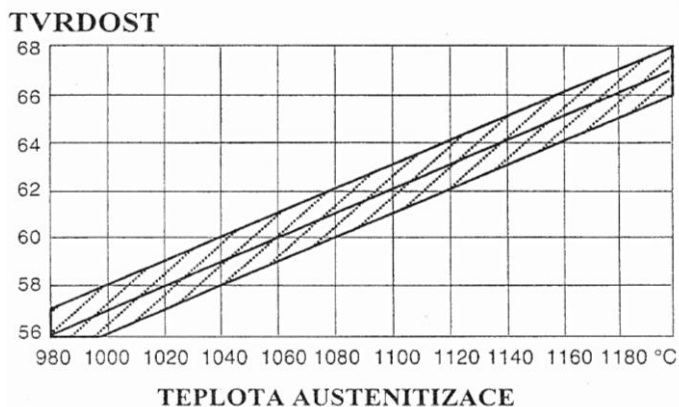
Během ohřevu je nutné zohlednit obecně horší tepelnou vodivost vysokolegovaných ocelí. Ohřev proto není prováděn jednorázově, ale s provedením dvou nebo tří prodlev při různých teplotách. Těmi jsou omezovány trvalé deformace a praskání v důsledku nerovnoměrného ohřevu a fázových přeměn. Délka prodlev se volí tak, aby došlo k vyrovnání teploty mezi povrchem a jádrem nástroje [1] [16].

Při nižších teplotách je nejefektivnějším způsobem přenosu tepla konvekce. Proto se první fáze ohřevu provádí v dusíkové atmosféře a je ukončena prodlevou při teplotě okolo 400 °C [1]. Účelem první prodlevy je vyrovnání teploty mezi povrchem a jádrem dříve, než dojde nárůstem teploty k poklesu meze kluzu a vzniku trvalých deformací [1].

Teplota druhé prodlevy je volena těsně pod teplotou A_1 (eutektoidní teplota systému Fe-Fe₃C). Účelem druhé prodlevy je vyrovnání tepelných rozdílů před začátkem fázových přeměn. Fázové přeměny způsobují objemové změny uvnitř materiálu, a pokud by neprobíhaly rovnoměrně, mohlo by opět dojít k trvalým deformacím [1].

Poslední prodleva je realizována těsně pod teplotou A_3 (dolní teplota určující stabilní oblast austenitu v systému Fe-Fe₃C) za účelem zajistit průběh fázových transformací při co nejvyrovnanější teplotě [1].

Poté následuje ohřev na konečnou teplotu, která je závislá na obsahu legujících prvků, respektive na typu přítomných karbidů. Čas i teplota austenitizace se volí nejen na základě chemického složení, ale i podle požadovaných budoucích vlastností. Na obr. 9 je příklad nárůstu tvrdosti s rostoucí teplotou autenitizace pro NO. Tento nárůst je způsoben rozpouštěním karbidů, které se později při vysokoteplotním popouštění vyloučí ve formě jemného precipitátu [1].



obr. 9 Příklad průběhu závislosti tvrdosti na teplotě austenitizace [1]

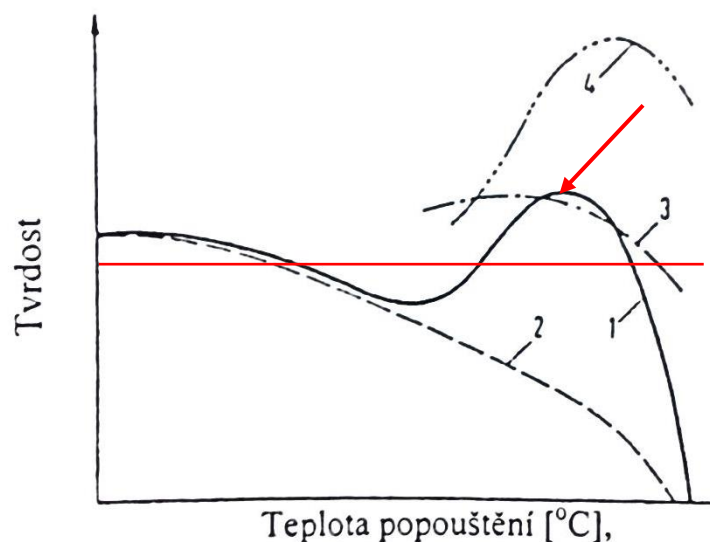
Obecně lze ochlazování legovaných ocelí při kalení provádět do oleje, polymerního roztoku, vzduchu či inertního plynu. RO jsou v závislosti na složení kaleny termálně například ve vakuových pecích [16]. Termální kalení spočívá v nadkritickém ochlazení těsně nad teplotu martenzit start (M_s), kde je provedena prodleva k vyrovnání teploty v celém průřezu. Touto prodlevou jsou omezována tepelná napětí a s nimi související deformace či trhliny. Po vyrovnání teploty probíhá dochlazení na vzduchu [17]. Výsledná struktura NO po kalení je obecně tvořena martenzitem, nerozpuštěnými karbidy a zbytkovým austenitem, který snižuje tvrdost a může způsobit dodatečná pnutí [1] [5] [16] [17].

1.4.3. Popouštění

Popouštění snižuje křehkost po kalení a obsah měkkého zbytkového austenitu, k jehož odstranění se u NO využívá několikanásobného popouštění následujícího bezprostředně po kalení. Podle zdroje [1] se austenit během výdrže na popouštěcí teplotě difúzně ochuzuje o legující prvky a při ochlazování se mění na martenzit – sekundární martenzitická transformace.

Se sekundární martenzitickou transformací souvisí další jev, nazývaný sekundární tvrdost. Na tomto jevu se podílí strukturní změny při vysokoteplotním popouštění - obr. 10. Jedná se o transformačně-precipitační proces založený na precipitaci jemných karbidů z austenitu během výdrže na popouštěcí teplotě. Příspěvek precipitace karbidů na celkovou tvrdost je znázorněn na obr. 10 křivkou č. 3, maximum sekundární tvrdosti je označeno šipkou. Křivka č. 2 zobrazuje příspěvek pouštěného martenzitu,

č. 4 vliv transformace zbytkového austenitu a křivka č. 1 zachycuje výslednou závislost tvrdosti na popouštěcí teplotě. Z obr. 10 je zřejmé, že při popouštění některých typů ocelí lze dosáhnout stejné tvrdosti při různých teplotách (viz červená přímka). Rozdíl v popouštěcí teplotě se projeví na ostatních mechanických vlastnostech, zejména na houževnatosti [1].



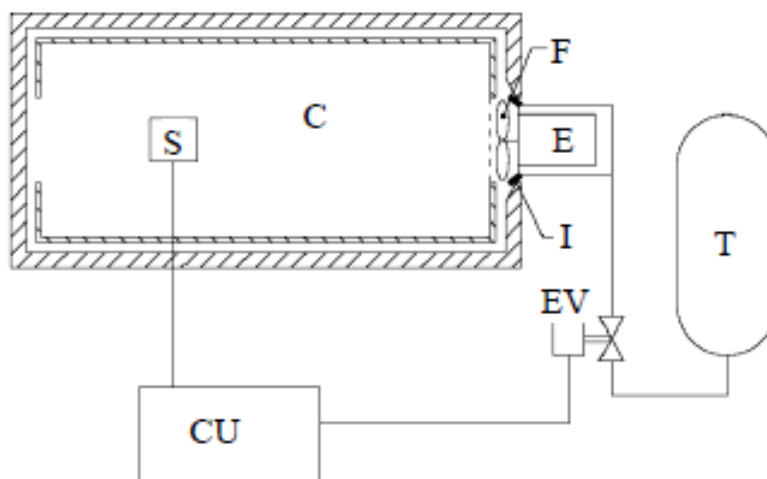
obr. 10 Příspěvek strukturních změn na průběh popouštěcí křivky nástrojové oceli [1]

Při překročení vhodné popouštěcí teploty dochází k dalšímu rozpadu martenzitu, sferoidizaci a růstu karbidických precipitátů. Nárůstem částic se zmenšuje jejich počet a tak s poklesem tvrdosti zároveň narůstá houževnatost. Aby došlo k maximální transformaci zbytkového austenitu na martenzit, je bezkobaltové RO potřeba popouštět nejméně třikrát [1] a pro RO s obsahem Co obvykle čtyřikrát [1].

1.4.4. Zmrazování

Zmrazování je doplňkový způsob zpracování za účelem snížení obsahu zbytkového austenitu, který se obvykle provádí bezprostředně po kalení. Využívá se zejména v aplikacích, kdy požadujeme rozměrovou stálost a vysokou tvrdost - měřidla, kalibry. Taktéž se zlepšují mechanické vlastnosti, jako je tvrdost a odolnost proti opotřebení, a zlepšuje se poměr mezi tvrdostí a houževnatostí. Tyto změny autoři [17] [18] připisují dokonalejší transformaci martenzitu a precipitaci velmi jemných karbidů.

K ochlazování se používá zmrazovací zařízení využívající kapalný dusík či hélium. Používá se ochlazování pomocí tepelného výměníku, rozprašování nebo ponoření. V prvním případě proudí kapalný plyn uvnitř tepelného výměníku. Přes tento výměník je nasáván plyn z prostoru pro vsázku (komory), ochlazován a vypuštěn do komory zpět. V případě ochlazování rozprašováním je kapalný plyn rozprašován přímo v komoře nebo v dutině obklopující komoru. K zajištění rovnoměrného ochlazovacího prostředí je využit ventilátor. Schéma tohoto systému chlazení je znázorněno na obr. 11, kde CU - kontrolní jednotka; S a C - senzory; EV - elektricky ovládaný ventil; I - injektor; F - ventilátor; E - elektromotor. Třetím nejpoužívanějším způsobem ochlazení je ponoření vsázky přímo do kapalného dusíku (riziko vzniku prasklin). Vsázka je po určité době vytažena a pozvolna ohřává na pokojovou teplotu [18].



obr. 11 Schéma rozprašovacího chladičského systému [18]

První pokusy s tepelným zpracováním při teplotách pod bodem mrazu se objevily již v počátku 20. století, skutečný zájem se však objevil až v jeho posledních letech. Základní zmrazování je složeno z ochlazení na určenou teplotu, výdrže na této teplotě a následného pozvolného ohřátí zpět na pokojovou teplotu. Základními parametry zmrazování je minimální teplota, rychlost ochlazování a ohřevu a doba výdrže. Rychlost ochlazování by se měla pohybovat v intervalu 0,3-1,2 K/min [18], aby se předešlo praskání. Minimální teploty zmrazování se pohybují až k -196°C . Z důvodu snížení vnitřních pnutí je i po zmrazování nutno popouštět [17].

Článek [19] uvádí, že zmrazování lze rozdělit podle nejnižších teplot na dva způsoby. Shallow Cryogenic Treatment (SCT) je označení pro zmrazování při teplotách v rozmezí -50 až -100 °C. Pokud jsou během procesu teploty nižší než -125 °C, jedná se o Deep Cryogenic Treatment (DCT).

Podle [20] se vliv DCT na mechanické vlastnosti projevil u nízkouhlíkové NO pro práci za studena. Zde zmrazování výrazně zlepšilo lomovou houževnatost i při zachování vysoké tvrdosti. Negativně se zmrazování projevilo u vysokouhlíkové NO pro práci za studena a pro rychlořeznou ocel se vliv výrazně neprojevil.

Článek [18] s odkazem na další literaturu uvádí několik příkladů vlivu DCT na PM RO M2 (1.3343) z hlediska opotřebení (hodnoceno metodou Pin on Disc bez uvedení parametrů zkoušky). Relativní změny odolnosti proti opotřebení, případně rychlost opotřebení z uvedeného článku jsou v tab. 2, kde jsou společně s autorem původního zdroje uvedeny rychlosti ochlazování, ohřevu, doba výdrže a její teplota při zmrazování vzorků.

tab. 2 Relativní porovnání odolnosti proti opotřebení po DCT pro ocel M2

| Autor | Teplota zmrazování [°C] | Rychlost ochlazování [K/min] | Výdrž [h] | Rychlost ohřevu [K/min] | Změna [%] |
|----------|-------------------------|------------------------------|-----------|-------------------------|--|
| Mohan | -110 až -180 | - | 35 | - | 135 % (nárůst odolnosti proti opotřebení) |
| Molinari | -196 | 0,3-0,5 | 6 a 24 | 0,07 | 51 % (snížení velikosti opotřebení) |
| Da Silva | -196 | 1 | 20 | 1 | Zanedbatelná |

Z tab. 2 je patrné, že změna odolnosti proti opotřebení nezávisí pouze na teplotě zmrazování, ale také na rychlosti ochlazování a době výdrže. Proto není možné výsledné změny vlastností předem jednoznačně předpokládat pouze na základě teploty zmrazování.

2. Opotřebení nástrojových ocelí

Podle [2] lze opotřebení definovat jako nežádoucí změnu povrchu nebo rozměrů tuhých těles, způsobenou vzájemnou interakcí funkčních povrchů, případně povrchu a média toto opotřebení vyvolávající. Opotřebení se projevuje jako přemísťování nebo odstraňování částic, nejčastěji mechanickými účinky, z funkčního povrchu [2].

2.1. Druhy opotřebení

Opotřebení lze rozdělit do šesti základních druhů, kterými jsou opotřebení adhezivní, abrazivní, erozivní, kavitační, únavové a vibrační. V praxi se jmenované typy většinou kombinují nebo na sebe navazují. Příkladem takové návaznosti je abraze částicemi uvolněnými v důsledku únavy povrchu součásti. Bližší pozornost bude věnována opotřebení adhezivnímu, abrazivnímu a únavovému, neboť se jedná o nejvýznamnější případy opotřebení v běžných technologických procesech (tváření, obrábění) [2].

Při adhezivním opotřebení dochází k porušování mikrospojů, které vznikají v místě dotyku nerovností dvou vzájemně se pohybujících povrchů, a je doprovázeno přenosem materiálu z jednoho povrchu na druhý [2].

Nejvýznamnějšími faktory ovlivňujícími adhezivní opotřebení jsou velikost a charakter nerovností, schopnost příslušných materiálů vytvářet mikrospoj, rychlost pohybu společně s velikostí zatížení a geometrií třecího uzlu (bodový, čarový nebo plošný kontakt). Významným faktorem je též přítomnost média (zejména kapalného) mezi povrchy, které jím mohou být částečně nebo úplně odděleny [2].

Intenzitu adheze ovlivňuje mimo jiné i rychlost vzniku oxidických vrstev. Je-li rychlost jejich vzniku vyšší než rychlost jejich rozrušování, hovoříme o mírném opotřebení. Probíhá-li rozrušování oxidických vrstev rychleji než jejich obnovování, je opotřebení funkčních povrchů výrazné a intenzivní. Dochází k oddělování částic a změnám funkčních povrchů zapříčiněných plastickou deformací mikro a makro nerovností obou z povrchů [2].

Abrazivní opotřebení je zapříčiněno účinkem abrazivních částic (tvrdé částice způsobující opotřebení) nebo relativním pohybem makroskopicky hladkého povrchu

a povrchu tvrdého a drsného. Typickým projevem abrazivního opotřebení je vznik rýh. K abrazivnímu opotřebení dochází interakcí dvou nebo tří těles [2].

Interakce dvou těles nastává, pokud dochází k opotřebení funkčních ploch jednoho dílu pouze volnými abrazivními částicemi. Jako příklad lze uvést ostří pluhů nebo břity nakladačů zeminy. Abrazivní opotřebení interakcí tří těles nastává, pokud jsou abrazivní částice přítomny mezi dvěma vzájemně funkčními povrchy. Často lze pozorovat výraznější opotřebení na tvrdším z obou povrchů. To je zapříčiněno částečným zamáčknutím abrazivních zrn do měkčího povrchu. Takto fixovaná zrna následně vytvářejí v tvrdším povrchu rýhy [2].

Při míjivém zatěžování funkčních povrchů dochází v důsledku míjivých napětí ke kumulaci mřížkových poruch v povrchové a podpovrchové vrstvě funkční plochy. Pohybují-li se vznikající napětí pod mezí kluzu daného materiálu, jedná se o vysokocyklovou únavu. V opačném případě se jedná o únavu nízkocyklovou [2].

U tvrdých a málo plastických materiálů může růst koncentrace poruch vést až k oddělování částic z povrchu. Vzniklé vruby pak mohou iniciovat růst trhliny končící únavovým lomem [2].

2.2. Způsoby zlepšení odolnosti proti opotřebení

Podle [2] lze zlepšení odolnosti proti opotřebení dosáhnout zvýšením tvrdosti a pevnosti materiálu, především v místě funkčních ploch. V případě změn tvrdosti a pevnosti jen v povrchových vrstvách funkčních ploch je nutno zajistit jejich dostatečnou hloubku. V opačném případě dochází k prolamování těchto vrstev a opotřebení se zvyšuje. Základními principy zvyšování povrchové tvrdosti a pevnosti je tepelné a chemicko-tepelné zpracování. V případě nanášení tvrdých povlaků se dosahuje pouze nárůstu tvrdosti.

U nejméně namáhaných součástí na opotřebení se využívá povrchového kalení. Povrchové kalení je založeno na nízké prokalitelnosti materiálu umožňující zakalení pouze do určité hloubky.

Jak již bylo uvedeno, zařazení zmrazování do procesu tepelného zpracování NO je jednou z možností zvýšení odolnosti proti opotřebení. Například zdroj [18] s odkazem na

další literaturu uvádí, že po zmrazování dojde k nárůstu odolnosti proti opotřebení u RO oceli M2 (chemické složení viz tab. 1) o 135 %, a u oceli pro práci za studena D3 (chemické složení viz tab. 1) k nárůstu o 174 %. Přesné parametry a postup celého tepelného zpracování však nejsou v uvedené práci specifikovány.

Chemicko-tepelné zpracování (CHTZ) spočívá v sycení povrchu součásti nejčastěji uhlíkem (cementování) nebo dusíkem (nitridování) za zvýšené teploty. Sycení lze provádět i oběma prvky (nitro-cementování). Po cementování je nutné součásti dále tepelně zpracovat. Nitridace se naopak provádí na již tepelně zpracovaných dílech. Další důvod nitridace po tepelném zpracování je nutnost zajistit vyšší tvrdost a pevnost i pod nitridovanou vrstvou. Jako příklad zlepšení odolnosti proti opotřebení zdroj [3] uvádí Cr-Mo-V PM ocel Vanadis 6. Pro tuto ocel konstatuje 60% pokles objemového úbytku po užití nitridování v porovnání s toutéž ocelí bez použití nitridace.

Z technologií nanášení povlaků se u NO využívá tvrdého chromování, PVD (Physical Vapour Deposition) a CVD (Chemical Vapour Deposition).

Tvrdé chromování je založeno na galvanickém nanášení vrstvy chromu na nástroj. Vzniklá vrstva je odolná proti opotřebení, korozi i vysokým teplotám. Proto se tento způsob využívá například pro nástroje na zpracování nekovových materiálů, jež mají oproti kovovým materiálům výrazně nižší tepelnou vodivost [1].

CVD proces je založen na chemické reakci mezi plynnými sloučeninami v blízkosti povrchu nástroje za vysoké teploty (přibližně 1000°C [1]). Povlak je tvořen produkty těchto reakcí a dosahuje tloušťky několika μm . V porovnání s PVD povlakováním mají CVD vrstvy lepší přilnavost [21].

PVD povlakování je založeno na chemické reakci odpařeného, odprášeného nebo ionizovaného materiálu z tzv. terče s plynným prostředím. Například pro nejznámější žlutý povlak je terč tvořen čistým titanem, který reaguje s dusíkovou atmosférou. Oproti CVD povlakům mají PVD povlaky horší přilnavost k nástroji [1] [21].

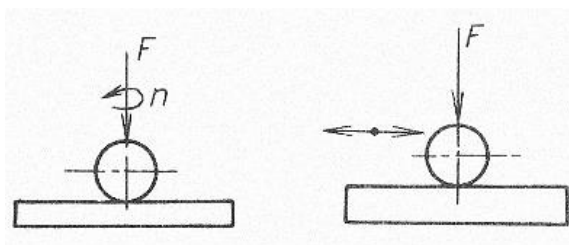
Zdroj [22] uvádí, že použitím technologií upravujících povrchové vrstvy a technologií nanášení povlaků (nitridace, PVD a CVD povlaky, tvrdé chromování apod.) lze u nástrojů očekávat dvounásobné až čtyřnásobné zvýšení životnosti.

Výše zmíněné metody zlepšení odolnosti proti opotřebení jsou jen základním přehledem. Jednotlivé metody lze dále dělit podle způsobu provádění nebo je vzájemně kombinovat.

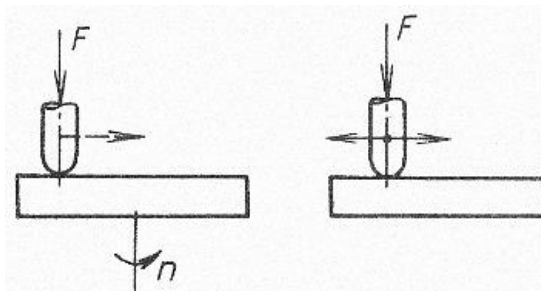
2.3. Způsoby hodnocení odolnosti proti opotřebení

Jak již bylo uvedeno, pro adhezivní opotřebení je charakteristický vzájemný pohyb dvou pevných těles a geometrie jejich vzájemného dotyku. Z toho se také vychází při hodnocení adhezivního opotřebení.

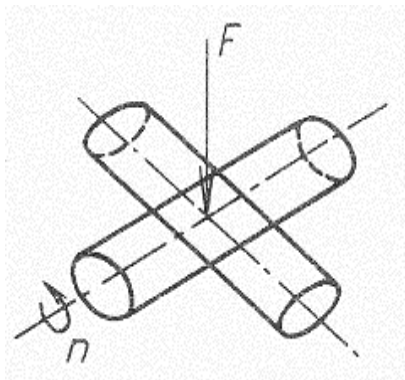
Zkouška adhezivního opotřebení při bodovém styku se provádí pohybem kuličky - obr. 12 (respektive čepu s půlkulovým zakončením - obr. 13) po rovinné ploše nebo pomocí zkřížených válců (z nichž jeden rotuje) - obr. 14 při působení konstantní normální síly F [N] dané hodnoty. Nutno zdůraznit, že kulička (nebo čep) se po vzorku neodvaluje, ale je po něm smýkána. Obě tyto metody dovolují dosahovat vysokých třecích rychlostí i tlaků bez nutnosti použití drahých pohonů a složitých konstrukcí přístrojů. Při využití speciálního přípravku lze zkoušku se zkříženými válci provádět i na běžných soustruzích. Nevýhodou zmíněných způsobů je pokles měrného tlaku v průběhu zkoušky způsobený změnou kontaktní geometrie [2].



obr. 12 Schéma zkoušky adhezivního opotřebení při bodovém styku užitím kuličky [2]

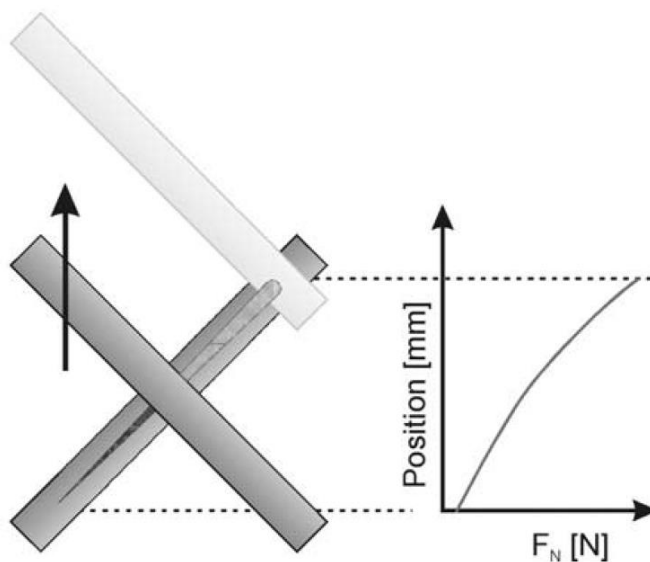


obr. 13 Schéma zkoušky adhezivního opotřebení při bodovém styku užitím čepu s půlkulovým zakončením [2]



obr. 14 Schéma zkoušky adhezivního opotřebení při bodovém styku užitím zkřížených rotujících válců [2]

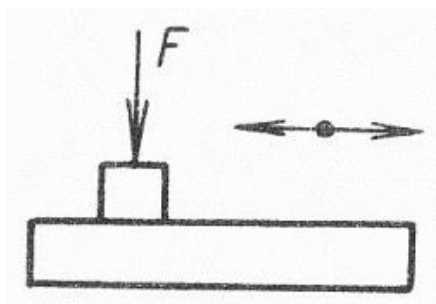
Zdroj [23] se zmiňuje o jedné z novějších metod adhezivního zkoušení materiálů. Pro názornost je schéma zobrazeno na obr. 15, ze kterého je patrný vzájemný posuvný pohyb válců, z nichž jeden je pevný a druhý posuvný. Na rozdíl od výše zmíněné metody (obr. 14) válce nerotují a normální síla mezi nimi působící není konstantní. Příklad průběhu působící síly v závislosti na poloze posuvného válce je na obr. 15 vpravo.



obr. 15 Metoda posuvných zkřížených válců [23]

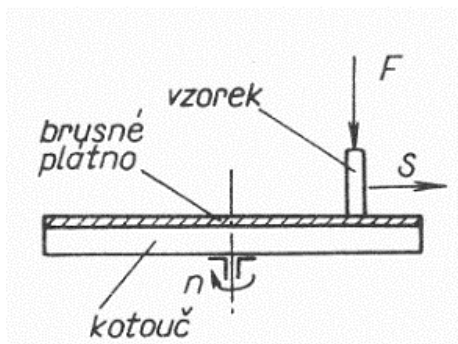
Čarový dotyk zkušebních tělísek se realizuje kombinací válcové a rovinné plochy, případně dvou válcových ploch. Výhodou této geometrie je jednodušší výroba zkušebních vzorků a široké rozmezí podmínek zkoušky. I zde však dochází důsledkem opotřebení k poklesu měrného tlaku [2].

Ke zkoušení adhezivního chování konkrétních materiálových dvojic se nejčastěji využívá zkoušek s plošným stykem - obr. 16. Všechny tři zmíněné metody zkoušení umožňují provádění zkoušek jak suchého třením, tak i tření při mazání. Moderní přístroje taktéž umožňují zkoušky při vysokých teplotách, případně ve specifickém plynném prostředí [2] [24].

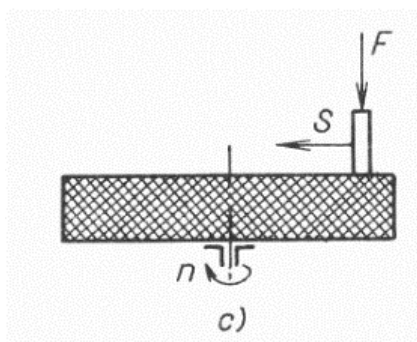


obr. 16 Schéma zkoušky adhezivního opotřebení při plošném styku [2]

Zkoušku abrazivní odolnosti lze provádět třemi variantami aplikace abrazivních částic. V první variantě (obr. 17) jsou částice vázány ve formě brusného plátna nebo brusných tělísek nebo kotoučů (obr. 18). Ke zkouškám kovových materiálů se používají především brusná plátna, a to díky malým rozptylům výsledků. Nevýhodou používání vázaných abrazivních částic je postupný pokles abrazivity v průběhu zkoušky (vylamování a otupování částic) [2].

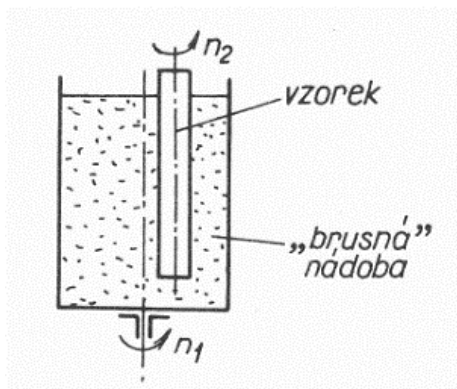


obr. 17 Schéma zkoušky abrazivního opotřebení vázanými abrazivními částicemi v podobě brusného plátna [2]

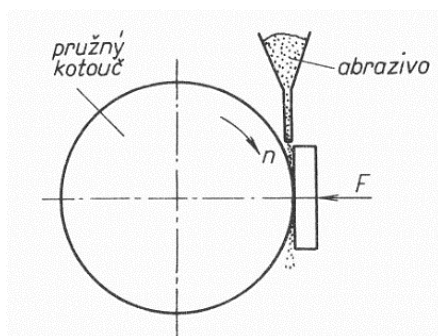


obr. 18 Schéma zkoušky abrazivního opotřebení vázanými abrazivními částicemi v podobě brusného kotouče [2]

Druhá varianta (obr. 19) zkoušky se provádí volnými částicemi. Ty jsou umístěny v nádobě a „míchány“ zkoušenými vzorky. Během zkoušky dochází obdobně jako v případě vázaných částic k drcení, utupování a znečišťování abraziva. Proto je abrazivum během zkoušek průběžně měněno. V třetím případě (obr. 20) je abrazivum vsypáváno mezi rotující pružný (například pryžový) kotouč a destičku ze zkoušeného materiálu [2].

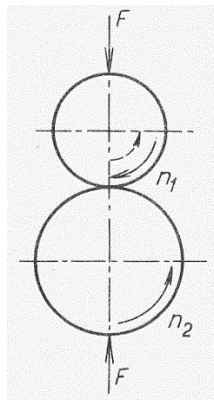


obr. 19 Schéma zkoušky abrazivního opotřebení volnými částicemi umístěnými v nádobě [2]



obr. 20 Schéma zkoušky abrazivního opotřebení vsypávanými volnými částicemi [2]

Odolnost před únavovým opotřebením se testuje vzájemným odvalováním dvou kotoučů (obr. 21). Může se jednat buď o čisté valení, nebo o valení s určitým podílem skluzu. Zkoušky na únavové opotřebení jsou časově velice náročné a lze je urychlit užitím více kotoučů [2].



obr. 21 schéma zkoušky únavového opotřebení pomocí odvalování
dvou kotoučů [2]

Literární zdroj [2] byl vydán již v roce 1976, avšak všechny citované údaje a principy jsou stále platné. V současné době mají ČSN normy z výše uvedených typů zkoušek opotřebení standardizovány pouze zkoušky abrazivního opotřebení (ČSN 01 5082). Z tohoto důvodu se pro zkoušku adhezivního opotřebení využívá zkouška Pin on Disc (dále PoD), která je standardizovaná dle ASTM normy [25].

Zkouška PoD principiálně vychází z výše popsané zkoušky adhezivní odolnosti, kde se jako zkušební tělísko (tělísko pin) využívá kulička. Základními parametry zkoušky jsou normální síla mezi pin tělískem a zkoušeným materiálem, rychlost relativního pohybu mezi pin tělískem a vzorkem, vzdálenost je celková dráha, kterou pin tělísko urazí po vzorku během celé zkoušky, teplota vzorku a parametry prostředí – například zda je zkouška prováděna v konkrétním plynu či na vzduchu, případně jeho relativní vlhkost, zda bylo použito mazadlo apod [25].

Pomocí zkoušky PoD je možno vyhodnocovat kromě odolnosti proti opotřebení také dynamický součinitel smykového tření. Ten se určuje z velikosti tečné síly mezi pin tělískem a vzorkem společně se znalostí přitlačné síly [26].

Pro vyhodnocení odolnosti proti opotřebení lze použít dvou metod. První je založena na určování hmotnostního úbytku vzorku pomocí vážení. Vzhledem k velice malým hmotnostním úbytkům vzorku je tato metoda náročná na vybavení a jeho přesnost. Zdroj [25] udává, že měření hmotnostního úbytku by se mělo provádět s přesností na 0,0001 g.

Druhá metoda vyhodnocení využívá lineárního měření rozměru (konkrétně šířky) vzniklé stopy a výpočtu objemu materiálu, který byl během zkoušky odstraněn nebo

přemístěn. Vychází se z předpokladu, že drážka má tvar kruhové úseče, a že pomocí světelné mikroskopie, případně jiných metod, určíme délku její tětivy. Objemový úbytek V_{ub} se vypočte podle vztahu (1), kde R - poloměr dráhy kuličky [mm]; d - šířka drážky („tětiva“) na vzorku [mm] a r - poloměr pin tělíska (kuličky) [mm] [25].

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

Autoři článku [23] se zaměřili na porovnání tří metod testování třecích vlastností materiálů. Testovanými metodami byla zkouška pomocí zkřížených válců, metoda Pin on Disc a metoda vzájemně se posouvajících zkřížených válců. Po zpracování výsledků dospěli k následujícím závěrům. Metoda PoD se jeví jako nejjednodušší, avšak časově náročná. Metoda vzájemně se posouvajících válců umožňuje vyhodnotit kritické zatížení nutné pro vzájemné zadření součástí a taktéž umožňuje analýzu vlivu zátěžné síly na vzhled a strukturu vzniklých stop po skončení zkoušky. Oproti metodě vzájemně se posouvajících válců je metoda zkřížených válců omezena vznikem pouze jedné stopy, což znemožňuje analýzu změn v povrchu během testu.

3. Experimentální část

3.1. Materiál

Oceli řady Vanadis jsou produktem společnosti Uddeholm. Jedná se o nástrojovou ocel vyráběnou práškovou metalurgií, určenou především pro práci za studena. Uplatňuje se tedy při výrobě střížných nástrojů pro kovové i nekovové materiály, tvářecích nástrojů, razníků, průmyslových nožů či kalibrů. Předmětem této práce jsou rychlořezné oceli Vanadis 23 a Vanadis 30 [10] [11].

3.1.1. Vanadis 23

Ocel Vanadis 23 (dále V23) má ekvivalentní číselné označení 1.3344. Je legována zejména wolframem a molybdenem, dále vanadem a chromem. Směrné chemické složení uvádí tabulka tab. 3 [10].

tab. 3 Směrné chemické složení RO Vanadis 23 [10]

| Prvek | C | Cr | Mo | W | V |
|-----------|------|-----|----|-----|-----|
| Obsah [%] | 1,28 | 4,2 | 5 | 6,4 | 3,1 |

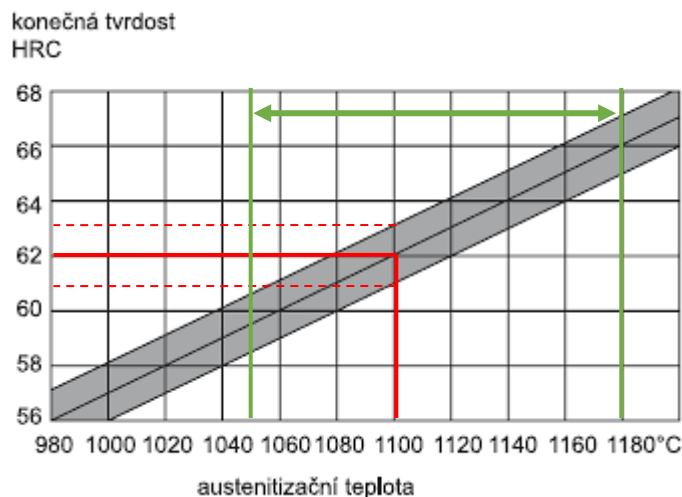
Hlavní oblastí použití V23 je stříhání a tváření materiálů způsobujících abrazivní a adhezivní opotřebení nástroje. Dále pro stříhání tvrdých materiálů, zejména oceli se středním či vyšším obsahem uhlíku. Je též vhodná pro výrobu forem na zpracování plastů obsahujících abrazivní plniva [10].

Výrobce [10] doporučuje pro V23 následující tepelné zpracování. Po výrobě žíhat na měkko při teplotě 850-950 °C. Z této teploty ochlazovat rychlostí 10 °C/hod na teplotu 700 °C a poté volně na vzduchu. Po hrubém obrobení nástroje je třeba provést žíhání na snížení vnitřního pnutí při teplotě 600-700 °C po dobu 2 hodin, dále ochlazovat pozvolna v peci do teploty 500 °C, poté volně na vzduchu.

Kalení oceli se doporučuje provádět ve vakuové peci nebo v solné lázni, aby se zabránilo oxidaci a oduhličení povrchu. Ohřev provést s prodlevami při teplotách 450-500 a 850-900 °C [10]. Konečná austenitizační teplota se volí podle požadované tvrdosti – viz obr. 22 a doporučuje se ji volit v rozmezí 1050-1180 °C. Na obr. 22 je

konečná tvrdost oceli V23 v závislosti na austenitizační teplotě po kalení a popouštění 3x560 °C/1 hod. V obrázku je zeleně vyznačen interval doporučených kalících teplot [10].

Například při zakalení z austenitizační teploty 1100 °C a po doporučeném popouštění výrobce garantuje dosažení tvrdosti 62 ± 1 HRC (obr. 22).



obr. 22 Závislost tvrdosti na austenitizační teplotě oceli Vanadis 23

Doporučené popouštění je 3x560 °C/1 hod s mezi chlazením na teplotu okolí, hned po kalení při poklesu teploty nástroje na 50-70 °C.

Pokud je u vyráběného nástroje požadavek na maximální rozměrovou stabilitu, doporučuje výrobce mezi kalení a popouštění zmrazování. Při zmrazování nástroj hned po kalení ochladit na teplotu -70 °C až -80 °C po dobu 1-3 hodiny a poté popoustit dle doporučení [10].

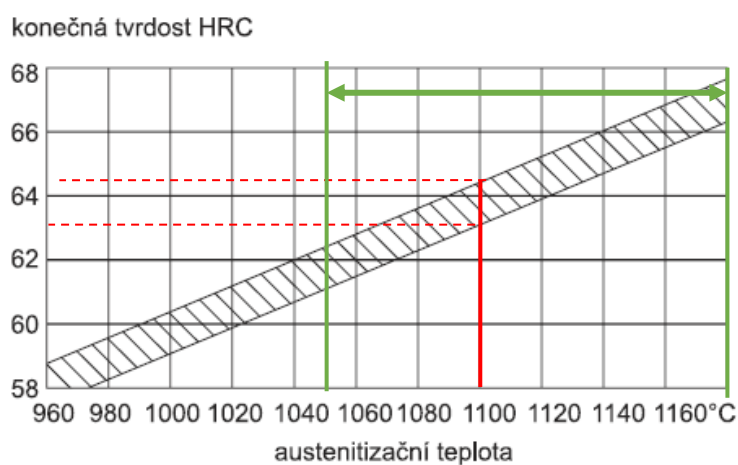
3.1.2. Vanadis 30

Ocel Vanadis 30 (dále V30) má ekvivalentní označení 1.3207. Její směrné chemické složení (tab. 4) se oproti V23 liší pouze obsahem kobaltu, který zajišťuje zachování mechanických vlastností i při vyšších teplotách – odolnost proti popouštění. Lze ho tedy uplatnit pro výrobu tvářecích a střížných nástrojů, kde lze v důsledku vyšších tvářecích tlaků a rychlostí očekávat nárůst teploty nad 200 °C [11].

tab. 4 Směrné chemické složení RO Vanadis 30 [11]

| Prvek | C | Cr | Mo | W | V | Co |
|-----------|------|-----|----|-----|-----|-----|
| Obsah [%] | 1,28 | 4,2 | 5 | 6,4 | 3,1 | 8,5 |

Pro V30 je v [11] doporučen stejný způsob tepelného zpracování jako pro V23. Konečná austenitizační teplota se volí podle požadované tvrdosti (obr. 23) v rozmezí 1050-1180 °C. Na rozdíl od V23 výrobce [11] pro V30 vhodnost, způsob ani parametry zmrazování výrobce neuvádí. Přesto lze na základě prostudované literatury očekávat příznivý efekt zmrazování i na tento materiál.

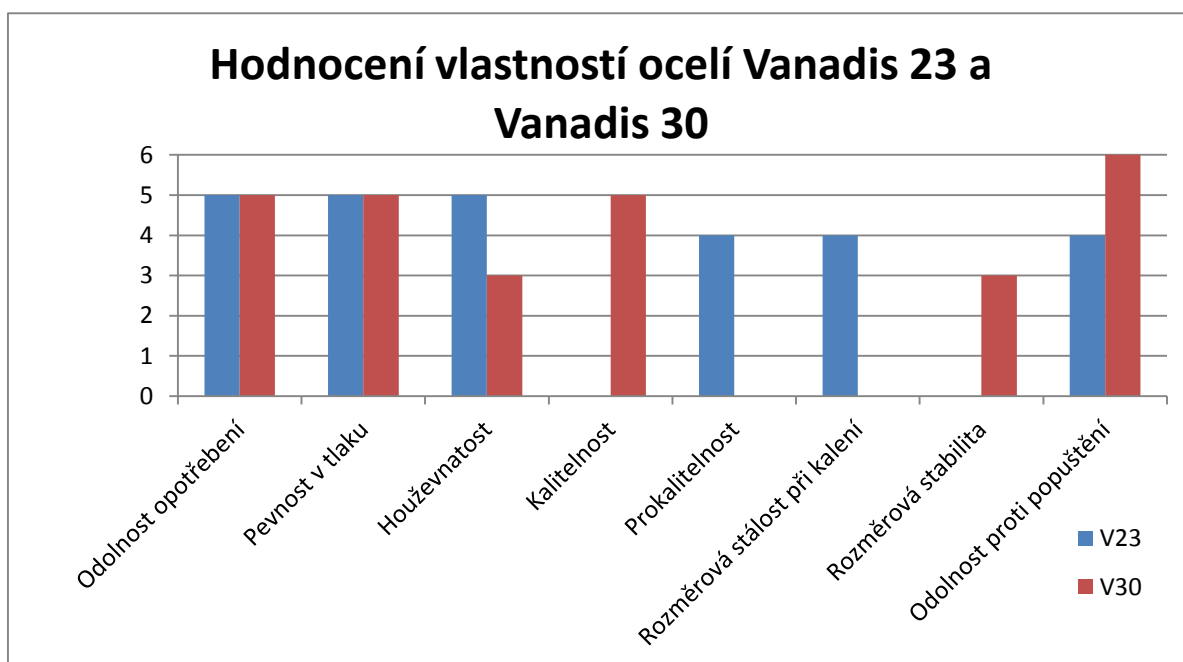


obr. 23 Závislost tvrdosti na austenitizační teplotě oceli Vanadis 30

Na obr. 23 je konečná tvrdost oceli V30 v závislosti na austenitizační teplotě po kalení a popuštění 3x560 °C/1 hod, a dále zeleně označen interval doporučených kalících teplot [11]. Z porovnání obr. 22 (V23) a obr. 23 (V30) je patrné, že za stejných podmínek tepelného zpracování (teplota austenitizace 1100 °C a popouštění 3x560 °C/1 hod), lze u materiálu V30 díky vlivu obsahu kobaltu na matici oceli získat tvrdost v rozmezí 63-64,5 HRC a u materiálu V23 jen 61-63 HRC.

Relativní porovnání obou experimentálních materiálů je uvedeno v grafu na obr. 24 [10]. Číselné hodnoty vyjadřují úroveň daných vlastností, kde nejlepší hodnocení odpovídá stupeň 6. Zdroje [10] a [11] neuvádějí vždy stejné vlastnosti pro oba materiály. Proto u některých vlastností nejsou oba materiály uvedeny. Z grafu je patrné,

že v odolnosti proti opotřebení při pokojové teplotě a v pevnosti v tlaku se V23 a V30 neliší, v houževnatosti dosahuje lepšího hodnocení V23 a v odolnosti proti popuštění V30. Jak již bylo uvedeno v kapitole 1.3.1, tyto rozdíly korespondují s obsahem Co v matici oceli V30 [3].



obr. 24 Hodnocení a porovnání vlastností RO Vanadis 23 (V23) a Vanadis 30 (V30)

3.2. Tepelné zpracování vzorků

Základní TZ v předložené práci bylo provedeno dle doporučení výrobce v [10] a [11], které bylo doplněno o DCT zařazené mezi kalení a popouštění. To by se mělo v souladu s literaturou (např. [18], [20]) projevit na vyšší tvrdosti a odolnosti proti opotřebení proti konvenčnímu tepelnému zpracování. Přehled tepelného zpracování jednotlivých zkušebních sérií je v tab. 5.

Kalení vzorků bylo provedeno ve vakuové peci dusíkovou atmosférou o přetlaku 5 barů s nucenou konvekcí. Zmrazování bylo provedeno v mrazicím boxu, do kterého byl postupně vpouštěn kapalný dusík.

tab. 5 Tepelné zpracování vzorků

| Série | Materiál | Kalení | Zmrazování (DCT) | Popouštění | Zkratka TZ |
|-------|----------|---------------|------------------|-------------------|------------|
| V23A | V23 | 1050 °C/5 min | - | 3x 560 °C / 1 hod | K+P |
| V23B | | | - 196 °C / 4 hod | | K+Z+P |
| V30A | V30 | 1100 °C/5 min | - | | K+P |
| V30B | | | - 196 °C / 4 hod | | K+Z+P |

V tabulce je uvedeno i zkrácené označování TZ jednotlivých sérií, kde K - kaleno, Z - zmrazováno, P - popouštěno.

3.3. Příprava vzorků

Zkušební materiál byl dodán ve dvou provedeních. V23 v podobě čtyřhranných tyčí o rozměrech 10x10x100 mm, a V30 v kruhových tyčích o \varnothing 11x100 mm. Takto dodané vzorky byly použity na zkoušku pevnosti třibodovým ohybem. Po této zkoušce byla na přelomených vzorcích měřena tvrdost podle Rockwella - stupnice C a provedena zkouška PoD. Na vzorcích V23 byla tvrdost měřena přímo, na volných koncích původních vzorků, které nebyly ovlivněny zkouškou třibodovým ohybem. Výsledky této zkoušky jsou součástí souběžně zpracovávané práce [27]. Pro měření tvrdosti V30 byl z neovlivněných konců odříznut kotouč o rozměrech \varnothing 11x15 mm. Aby bylo možno provést zkoušku PoD i na V30, byly na úlomcích vybroušeny dvě podélné rovnoběžné plochy. Poté probíhala příprava vzorků V23 i V30 standardním postupem, používaným pro přípravu metalografických vzorků.

3.4. Experimentální podmínky

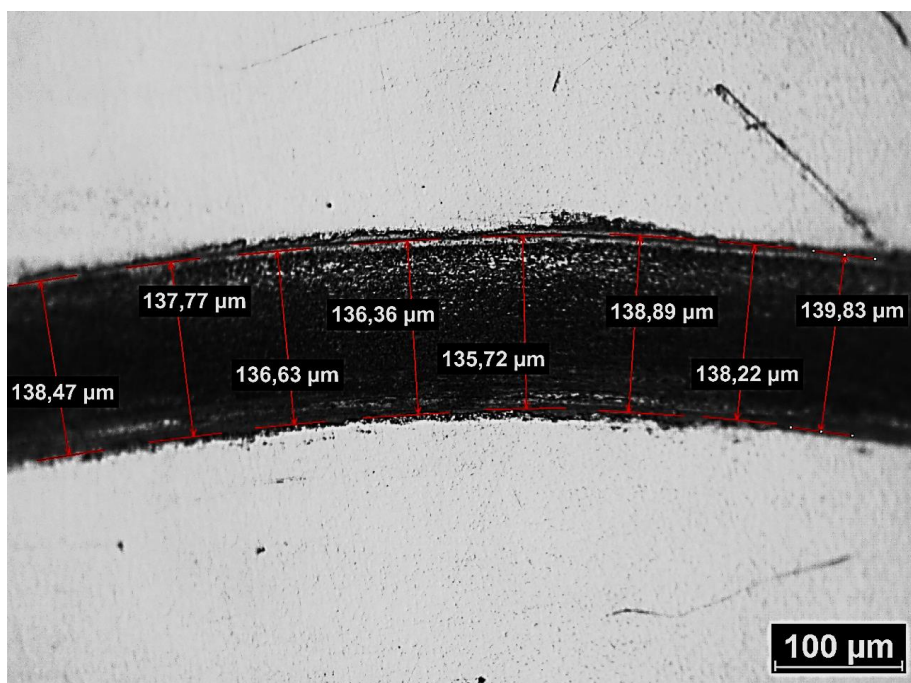
Měření tvrdosti bylo provedeno na univerzálním tvrdoměru EMCOTEST M4C metodou HRC [28]. Pro každý vzorek bylo provedeno 10 vpichů, určen aritmetický průměr a směrodatná odchylka. Zkouška PoD byla provedena na stroji THT-S-CE-0000 při podmínkách, které jsou uvedeny v tab. 6. Materiál pin tělíska byl použit Al_2O_3 . Každá série byla měřena při pokojové (23 °C) a zvýšené teplotě (500 °C).

tab. 6 Parametry zkoušky Pin on Disc

| Parametr | Pokožová teplota | Zvýšená teplota |
|--------------------|------------------|-----------------|
| teplota [°C] | 23 | 500 |
| síla [N] | 5 | 5 |
| celková dráha [m] | 100 | 100 |
| ∅ pin-tělíška [mm] | 6 | 6 |
| ∅ stopy [mm] | 4 | 4 |

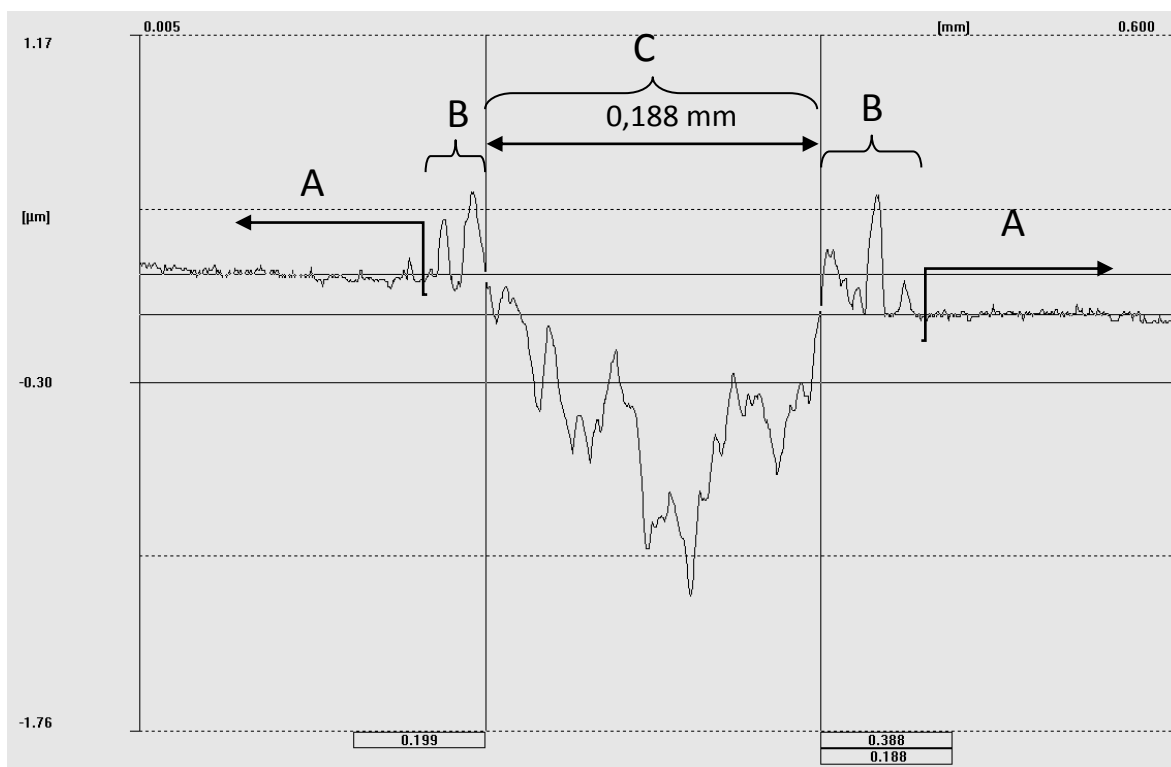
3.4.1. Vyhodnocení zkoušky PoD

K vyhodnocení zkoušky byly použity tři metody. První metoda vychází z [25] a byla provedena pomocí světelného mikroskopu (dále SM) NEOPHOTO 32 a softwaru NIS Elements Advanced Research, který umožňuje měření lineárních rozměrů s přesností na $0,01 \mu\text{m}$. Vzhledem k členitosti stopy a subjektivnímu zadávání jejich hranic je postačující do výpočtů zahrnout naměřené hodnoty s přesností na $1 \mu\text{m}$. Na obr. 25 je snímek z měření šířky drážky pomocí SM s vyznačenými měřicími kótami. Tímto způsobem byla stopa proměřena vždy v osmi oblastech, určen aritmetický průměr a následně objemový úbytek V_{ub} dle vztahu (1).



obr. 25 Příklad snímku drážky (SM) po zkoušce Pin on Disc, okótované měřené rozměry

Druhá metoda opět vychází z [25], jen k proměření šířky stopy byl použit drsnoměr HOMMEL TESTER 1000. Způsob odečtu šířky drážky je znázorněn na obr. 26. ze kterého je patrný profil samotné drážky, jejího okolí a původní profil povrchu vzorku. Oblasti A, na obr. 26, jsou původní povrch vzorku, který nebyl zkouškou ovlivněn. B je označen ovlivněný povrch v bezprostředním okolí drážky. Toto ovlivnění může vznikat v důsledku plastických deformací a ulpíváním materiálu přemístěného z oblasti stopy. Oblast C je již oblast samotné drážky, jejíž šířka je vyhodnocována. Členitost povrchu drážky může být důsledkem vzniku a rozrušování mikrospojů mezi vzorkem a pin tělískem. Z obr. 25 společně s obr. 26 je patrné, že volba hranice drážky (hranice oblasti C) je při měření pomocí SM ovlivněna subjektivním vnímáním, neboť v mnoha případech nelze tuto hranici jednoznačně určit. Z tohoto důvodu, v případě měření pomocí SM, by se měla mezi sebou vždy porovnávat data získaná jedním experimentátorem v rámci jednoho dne.

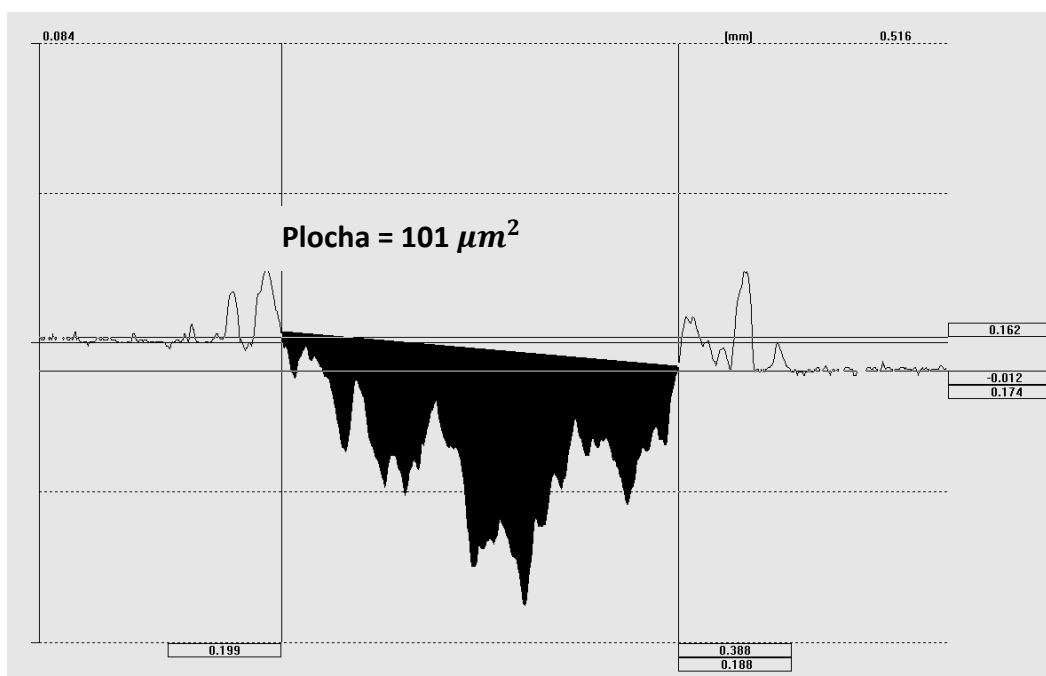


obr. 26 Drsnoměr – Příklad snímku profilu drážky po zkoušce Pin on Disc okótovaná měřená šířka, vyznačené charakteristické oblasti

Třetí způsob již nevychází z předpokládaného tvaru drážky (viz kapitola 2.3), ale využívá analytických funkcí ovládacího softwaru drsnoměru, a tak zohledňuje její skutečný tvar. Po označení okrajů drážky lze zobrazit plošný obsah odpovídající jejímu průřezu – viz (obr. 27). Pro každé měření daného vzorku byl podle vzorce (2) určen objemový úbytek OU, určena průměrná hodnota a směrodatné odchylky. Každá drážka byla měřena 8x s úhlovou roztečí přibližně 45°.

$$OU = S * \pi * D \quad [mm^3] \quad (2)$$

kde D - průměr stopy [mm]; S - plošný obsah průřezu drážky [mm²]



obr. 27 Drsnoměr – Ukázka způsobu vyhodnocení plochy průřezu drážky po zkoušce Pin on Disc

Po porovnání obr. 25, obr. 26 a obr. 27 lze konstatovat několik skutečností:

- Chyba měření na SM je dána subjektivním vnímáním pozorovatele a předpokladem profilu drážky.
- Měření šířky drážky pomocí drsnoměru je ovlivněno především předpokladem tvaru profilu drážky. V porovnání s SM výrazně méně subjektivním vnímáním.

- Analýza plochy průřezu drážky pomocí drsnoměru zohledňuje skutečný tvar jejího profilu s minimálním subjektivním zkreslením.
- Metoda vyhodnocování zkoušky PoD má vliv na absolutní hodnotu výsledků.
- Pro souhrnné vyhodnocování PoD lze použít vždy jen ta data, která byla získána stejným způsobem vyhodnocení.

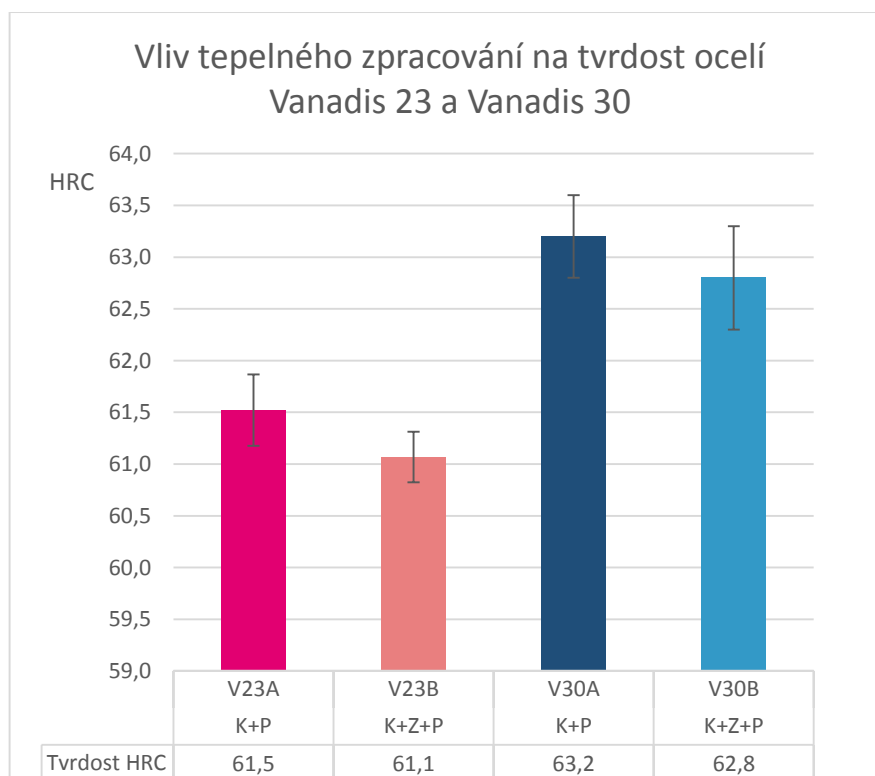
Na základě výše uvedeného rozboru budou experimentální data v této práci vyhodnocována třetí metodou, tedy metodou vycházející při výpočtu objemového úbytku z plochy průřezu drážky dle vzorce (2).

4. Výsledky a jejich diskuze

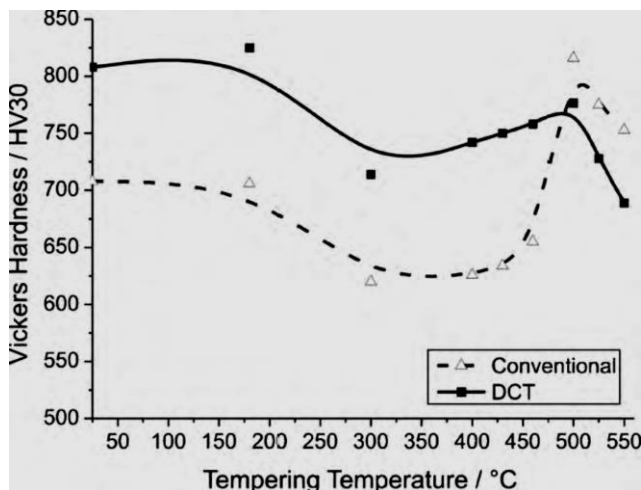
4.1. Vliv tepelného zpracování na tvrdost

Tvrdost sledovaných ocelí V23 a V30 v závislosti na použitém TZ dokumentuje obr. 28. Po konvenčním TZ (K+P) (dále KTZ) bylo u obou ocelí dosaženo hodnot tvrdostí odpovídajících obr. 22 a obr. 23. Dle předpokladu je tvrdost po KTZ oceli V30 vyšší než oceli V23.

V rámci směrodatných odchylek se tvrdost ocelí V23 a V30 po KTZ a po DCT (K+Z+P) liší jen minimálně, přesto lze konstatovat mírný pokles. Tento pokles není nutně v rozporu se snížením podílu zbytkového austenitu a precipitací jemných karbidů, ke kterému dle literatury [17] [18] při užití zmrazování dochází. Po použití zmrazování mohlo dojít ke změně průběhu popouštěcích křivek, o čemž pojednává [29], který se zabývá změnou popouštěcích křivek NO pro práci za studena D2 (viz tab. 1) [12], jež je vyráběna tavnou metalurgií [30]. Tato změna je patrna z obr. 29.



obr. 28 Vliv tepelného zpracování na tvrdost RO Vanadis 23 a Vanadis 30 v závislosti na použitém tepelném zpracování



obr. 29 Změna průběhu popouštěcí křivky oceli D2 po DCT (K+Z+P) [29]

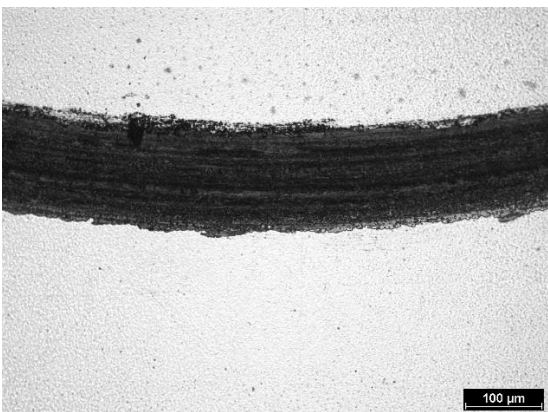
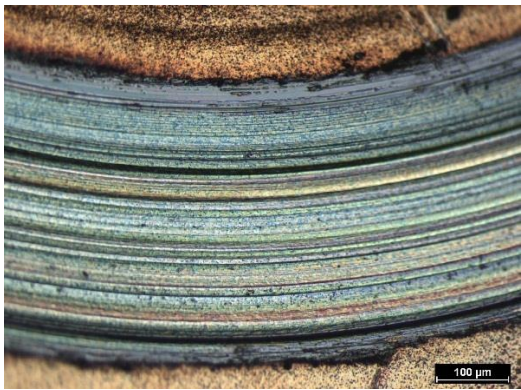
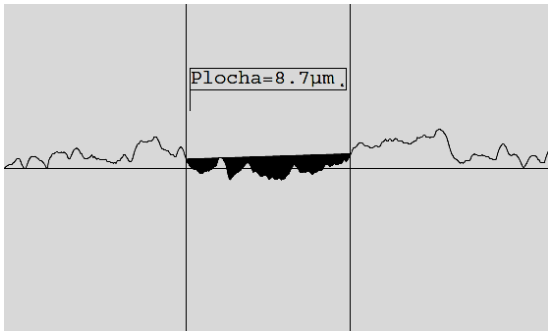
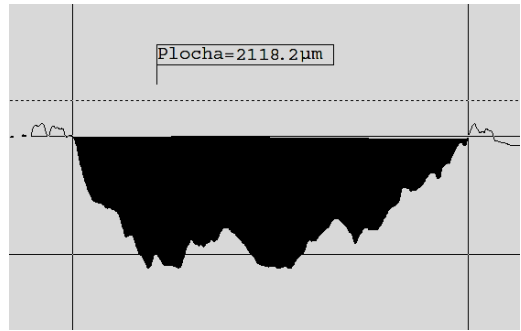
Z obr. 29 je zřetelný rozdílný průběh popouštěcí křivky oceli D2 po KTZ a po DCT. Do určité popouštěcí teploty lze po DCT dosáhnout vyšších tvrdostí v porovnání s KTZ. Po překročení této teploty lze dosáhnout vyšší tvrdosti pomocí KTZ. Lze předpokládat, že tyto změny budou mít u různých ocelí různý průběh, avšak pro RO nebyla v prostudované literatuře tato problematika řešena.

Je známo, že vyšší odolnost proti opotřebení je dána vhodnou kombinací houževnatosti a tvrdosti. Vzhledem k vyšší tvrdosti V30 lze tedy očekávat i její lepší odolnost proti opotřebení ve srovnání s ocelí V23.

4.2. Vliv tepelného zpracování na odolnost proti opotřebení oceli Vanadis 23

Výsledky zkoušek provedených na oceli V23 po KTZ jsou uvedeny v tab. 7. Tato tabulka mimo hodnot OU při pokojové (23 °C) a zvýšené (500 °C) teplotě uvádí tvrdost za pokojové teploty, snímky drážek pořízené pomocí SM [23a) a 500a) tab. 7] a profily drážek z měření pomocí drsnoměru [23b) a 500b) tab. 7] při obou teplotách.

tab. 7 Vliv tepelného zpracování na tribologické charakteristiky PM RO Vanadis 23, konvenční tepelné zpracování (V23A)

| Teplota zkoušky Pin on Disc | |
|---|--|
| 23 °C | 500 °C |
|  <p>23a)</p> |  <p>500a)</p> |
| Snímek drážky, SM | |
|  <p>23b)</p> <p>Plocha: 8,7 μm²</p> |  <p>500b)</p> <p>Plocha: 2118,2 μm²</p> |
| Průřez drážky, drsnoměr | |
| Tvrdost : 61,5 ± 0,3 HRC | --- |
| Objemový úbytek (OU) | |
| (94 ± 37) · 10 ⁻⁶ mm ³ | (27 457 ± 1 791) · 10 ⁻⁶ mm ³ |

Z hodnot OU v tab. 7 je zřejmý výrazný (přibližně 292x) nárůst opotřebení při zvýšené teplotě v porovnání s pokojovou teplotou zkoušky PoD. Z hlediska prostudované literatury se jedná o překvapivý výsledek, neboť například [31] hovoří o snižování OU při rostoucí teplotě zkoušky. Tento pokles autor článku vysvětluje tvorbou „tribochemických“ vrstev, které ulpívají na povrchu pin tělíska a zabraňují tak kontaktu samotného kovu disku a pinu a tím i dalšímu opotřebovávání. Nutno podotknout, že autor článku sleduje vliv na OU pinu, nikoliv disku. Dalším zásadním rozdílem proti předkládané diplomové práci (dále DP) je fakt, že ve zmíněném článku byla použita jako materiál pin tělíska ocel X5CrNi 18-10 a materiál disku RO HS 6-5-3-5 (přesné chemické složení ocelí z uvedeného článku je v tab. 8). Tedy kombinace značně odlišná od kombinace Al₂O₃ – RO použité v této DP, především tvrdostí a odolností proti opotřebení pin tělíska. Dále je možno předpokládat rozdílnou tendenci k tvorbě mikrospojů.

tab. 8 Chemické složení ocelí pin tělíska a disku použitých v článku [31]

| | Chemické složení [hm %] | | | | | | | | |
|------|-------------------------|-----|-----|------|-----|-----|-----|-----|-----|
| | C | Ni | Mn | Cr | Mo | V | W | Si | Co |
| Pin | 0,05 | 11 | 1,9 | 16,4 | 0,2 | | | 0,4 | |
| Disc | 1,09 | 0,2 | 0,3 | 4,2 | 4,7 | 3,5 | 6,1 | 0,5 | 4,6 |

Dalším článkem zabývajícím se zkouškou PoD za zvýšené teploty je [32]. I tento článek hovoří o vzniku vrstev (především vrstev oxidů Fe) na pin tělíska i disku. Autor článku se na rozdíl od [31] nezabýval hodnotami OU, ale především sledoval chování zmíněných vrstev v průběhu zkoušky z hlediska jejich struktury a pevnosti. Výsledky ukázaly, že mechanismus opotřebení pin tělíska lze rozdělit do tří fází. V první fázi zkoušky si oxidické vrstvy vzniklé před přiložením pin tělíska k disku zachovávaly svou kompaktnost i tloušťku. Během druhé fáze docházelo k rozrušování původně vzniklé vrstvy a odkrytá místa opět oxidovala. V poslední třetí fázi již byla vrstva nesouvislá a výrazně silnější než v prvních dvou fázích. Nově vzniklé i ulpělé oxidy tedy chránily pin tělísko před dalším opotřebením a volné částice oxidů působily jako abrazivum. Výsledným mechanismem opotřebení ve třetí fázi zkoušky PoD v uvedeném článku je tedy adheze, abraze a oxidace. V rámci článku [32] byla použita konfigurace pin – RO disc - nízkouhlíková „pásová“ ocel. Přesné chemické složení pin tělíska i disku je uvedeno v tab. 9. Opět se tedy jedná o výrazně

odlišnou kombinaci materiálů, a lze tak předpokládat jiný poměr mezi adhezivním a abrazivním opotřebením.

tab. 9 Chemické složení ocelí pin tělíska a disku použitých v článku [32]

| | Chemické složení [hm %] | | | | | | | | | | | |
|------|-------------------------|-------|------|------|--------|---|-----|------|-------|-------|------|--------|
| | C | Ni | Mn | Cr | Mo | V | W | Si | P | S | Cu | Al |
| Pin | 1,96 | 0,78 | 1,26 | 4,85 | 4,47 | 4 | 3,4 | 0,99 | 0,028 | 0,034 | | |
| Disc | 0,215 | 0,006 | 0,79 | 0,02 | <0,002 | | | 0,34 | 0,015 | | 0,14 | <0,003 |

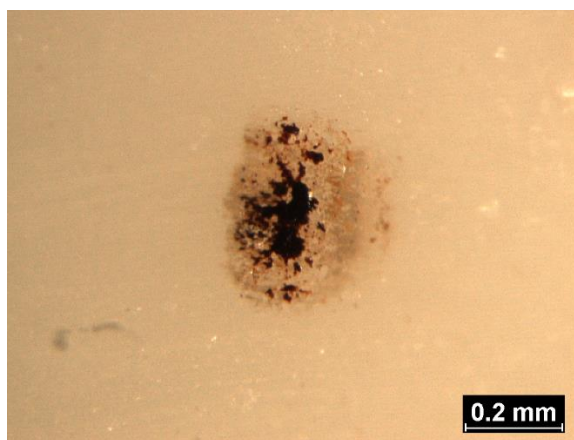
V předložené DP zjištěný výrazný nárůst OU s rostoucí teplotou zkoušky PoD je taktéž v rozporu s nevýrazným (max. o 1 HRC) poklesem tvrdosti, jež [10] uvádějí v závislosti na TZ pro teplotu 600 °C. Lze tak předpokládat, že pokles tvrdosti při teplotě 500 °C s výdrží méně než 1 hodina, bude zanedbatelný. Toto tvrzení by však bylo nutno ověřit zkouškami tvrdosti za zvýšené teploty. Dle dostupných informací však není v České republice zařízení pro měření tvrdosti za vyšších teplot k dispozici.

Velký rozptyl hodnoty OU při zkoušce PoD za pokojové teploty nasvědčuje značné citlivosti zkoušky na přípravu vzorků. V tomto případě pravděpodobně nebyla dodržena rovnoběžnost povrchu zkoumaného vzorku s rovinou jeho rotace. Jako doporučení pro větší vypovídající hodnotu zkoušky PoD za pokojové teploty lze společně s důkladnější přípravou vzorků uvést zvýšení zátěžné síly. Tak by došlo k nárůstu absolutní hodnoty výsledku a snížení relativní chyby způsobené nepřesnostmi při přípravě vzorků.

Po porovnání snímků ze SM vzniklých drážek za obou teplot zkoušky PoD uvedených v tab. 7, je patrný rozdílný charakter a zbarvení samotné drážky i jejího okolí. Drážka po zkoušce za pokojové teploty [23a) tab. 7] se jeví jako kompaktní povrch bez výrazných podélných stop. Naopak drážka vzniklá za zvýšené teploty [500a) tab. 7] vykazuje znatelné podélné stopy - rýhování. Z hlediska zbarvení se drážka po zkoušce za pokojové teploty jeví jako šedo-černá a původní povrch vzorku jako bílý. Snímek po zkoušce za zvýšené teploty vykazuje zbarvený povrch vzniklé drážky i výrazně zbarvený povrch vzorku. Rozdíly ve zbarvení nasvědčují přítomnosti oxidické vrstvy na povrchu vzorků zkoušených při teplotě 500 °C na vzduchu. Jak již bylo uvedeno v kapitole 2.1, má rychlost vzniku a rozrušování oxidických vrstev významný vliv na rychlost i mechanismus opotřebením v podobě doplnění adhezivního mechanismu opotřebením o abrazi.

Rozdílná členitost povrchu samotné drážky je taktéž patrná ze snímků profilů pořízených pomocí drsnoměru [23b) a 500b) tab. 7]. Při jejich porovnání je možno pozorovat, že členitost profilu povrchu drážky vzniklé za pokojové teploty je menší než drážky vzniklé za teploty 500 °C. Pro důkladnější analýzu povrchu vzniklých drážek by bylo vhodné provést další pozorování pomocí SEM (Scanning Electron Microscope), které je však již nad rámec předkládané DP. Toto pozorování by umožnilo potvrdit, případně vyvrátit, hypotézu o abrazivním mechanismu opotřebení při teplotě zkoušky 500 °C. Ze snímků [23b) a 500b) tab. 7] je taktéž možno při teplotě zkoušky PoD 500 °C pozorovat výrazný nárůst plochy, při méně výrazném nárůstu šířky drážky. Tato skutečnost potvrzuje fakt, že při vyhodnocení zkoušky PoD na základě měření šířky drážky (zejména pomocí SM), může být při stávajících parametrech zkoušky výsledek značně zkreslen. To je způsobeno nelineární závislostí mezi šířkou drážky a plochou jejího průřezu.

Na obr. 30 je snímek pin tělíska po provedení zkoušky PoD. Ze snímku je patrné, že během zkoušky docházelo v místě kontaktu lokálně ke změně povrchu pin tělíska v podobě ulpívání blíže nspecifikovaných částic. Pro bližší specifikaci těchto částic ulpělých na povrchu pin tělíska po zkoušce PoD by bylo vhodné použít analýzu EDS (Energy Dispersive System). Tato analýza je však již nad rámec předkládané DP. Z pohledu SM dle očekávání nevykazuje pin tělísko z Al_2O_3 stopy opotřebení, což je dáno výrazně větší tvrdostí ve srovnání se zkoušeným materiálem.



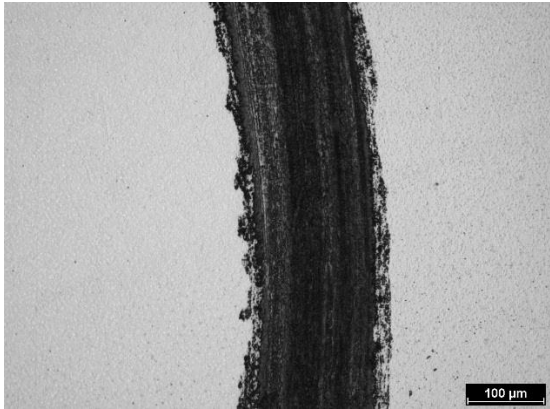
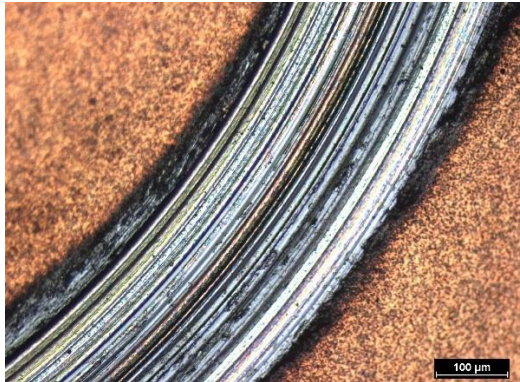
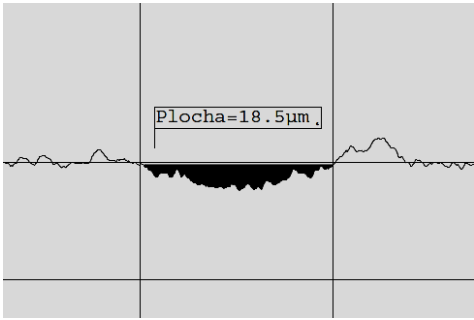
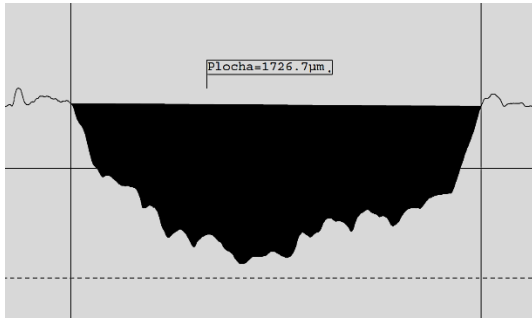
obr. 30 Snímek pin tělíska (SM), stopa po zkoušce PoD

Výsledky zkoušek provedených na oceli V23, do jejíž TZ bylo zařazeno DCT, jsou uvedeny v tab. 10. Tato tabulka dále uvádí snímky (SM) drážek vzniklých za pokojové (23 °C) [23a) tab. 10] a zvýšené (500 °C) [500a) tab. 10] teploty a profily drážek pořízené pomocí drsnoměru [23b) a 500b) tab. 10], taktéž za obou teplot.

Jak je patrné z porovnání tab. 7 a tab. 10, charakter výsledků i vzniklých drážek zůstal zachován i po zařazení DCT do procesu TZ. Lze tak předpokládat stejné příčiny nárůstu OU s teplotou zkoušky jako v případě KTZ.

Proti konvenčním TZ oceli V23 došlo po užití DCT k přibližně dvounásobnému nárůstu OU při zkoušce PoD za pokojové teploty a to při nepatrném poklesu tvrdosti. Naopak při použití DCT došlo u oceli V23 při zkoušce PoD za teploty 500 °C k poklesu OU. Lze tak vliv zařazení DCT do procesu tepelného zpracování oceli V23, z hlediska odolnosti proti opotřebení za teploty 500 °C, hodnotit jako kladný. Z hlediska absolutních hodnot dosáhla za teploty zkoušky 500 °C ocel V23 po užití DCT o 23 % menšího OU než po KTZ. Tento pokles by mohl být způsoben vlivem jemných karbidů, jež podle [18] během TZ s DCT vznikají. Vliv těchto karbidů se však neprojevil při pokojové teplotě zkoušky, což by mohlo být způsobeno vlivem nízké zátěžné síly použité při zkoušce PoD. Podrobná metalografická analýza, jež by potvrdila přítomnost těchto karbidů ve sledovaných ocelích je součástí paralelně vznikající diplomové práce [27].

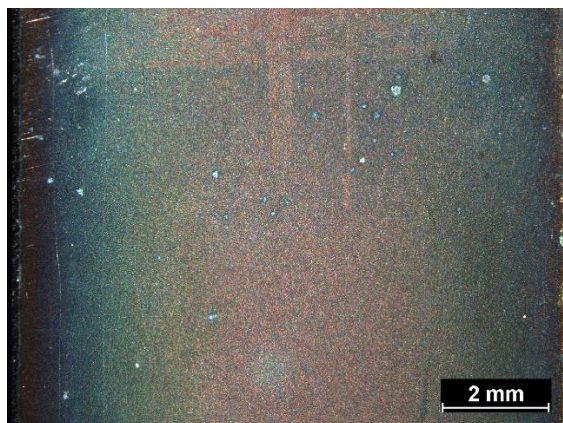
tab. 10 Vliv tepelného zpracování na tribologické charakteristiky PM RO Vanadis 23, zařazeno zmrazování mezi kalení a popouštění (V23B)

| Teplota zkoušky Pin on Disc | |
|--|--|
| 23 °C | 500 °C |
|  <p>23a)</p> |  <p>500a)</p> |
| Snímek drážky, SM | |
|  <p>23b) Plocha: 18,5 μm²</p> |  <p>500b) Plocha: 1726,7 μm²</p> |
| Průřez drážky, drsnoměr | |
| Tvrdost : 61,1 ± 0,2 HRC | --- |
| Objemový úbytek (OU) | |
| (196 ± 89) · 10 ⁻⁶ mm ³ | (21 187 ± 4 116) · 10 ⁻⁶ mm ³ |

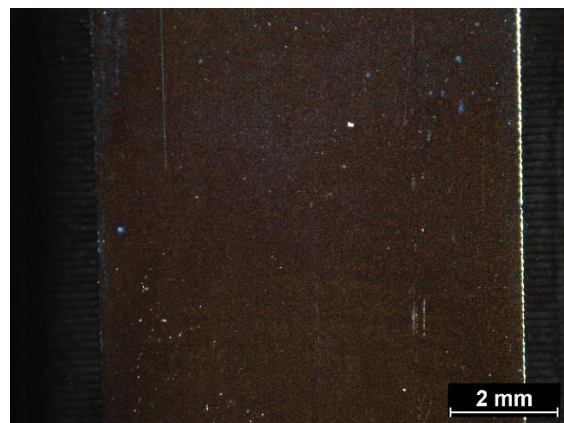
4.3. Vliv tepelného zpracování na odolnost proti opotřebení oceli Vanadis 30

Jak již bylo uvedeno, při zkoušce PoD při teplotě 500 °C dochází na povrchu vzorku ke vzniku oxidické vrstvy, způsobené přístupem vzduchu během zkoušky. Na obr. 31 (V23) a obr. 32 (V30) je povrch vzorků po zkoušce PoD za zvýšené teploty. Z porovnání těchto snímků je patrné rozdílné zbarvení i odrazivost, jež je způsobena rozdílným chemickým složením ocelí V23 a V30. I když má kobalt nižší afinitu ke kyslíku (než ostatních legujících prvků), lze vzhledem k jeho obsahu (8,5 % [11]) předpokládat nezanedbatelný vliv na

složení vzniklé oxidické vrstvy. Ta tak může mít u ocelí V23 a V30 rozdílné vlastnosti, jež mohou rozdílně ovlivňovat intenzitu opotřebení během zkoušky při teplotě 500 °C. Rozdílné chemické složení vznikajících oxidů na povrchu sledovaných ocelí, by bylo vhodné ověřit pomocí analýzy EDS, která z časových důvodů nemůže být obsahem této práce.



obr. 31 Makrosnímek povrchu vzorku po zkoušce Pin on Disk za zvýšené teploty (500 °C), Vanadis 23 (K+P)



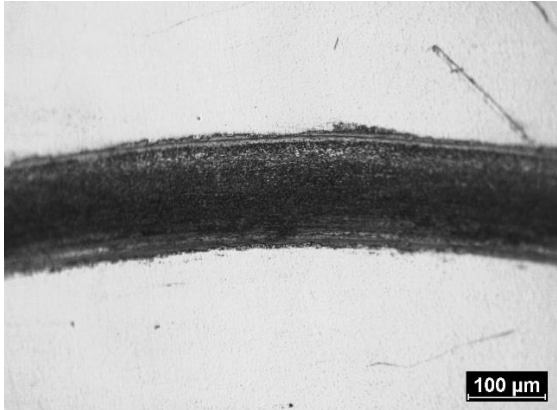
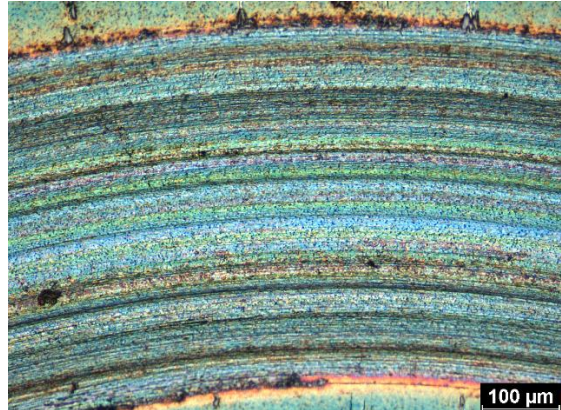
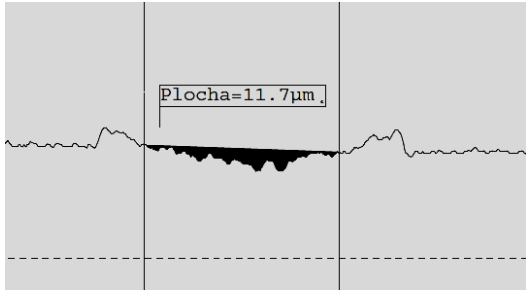
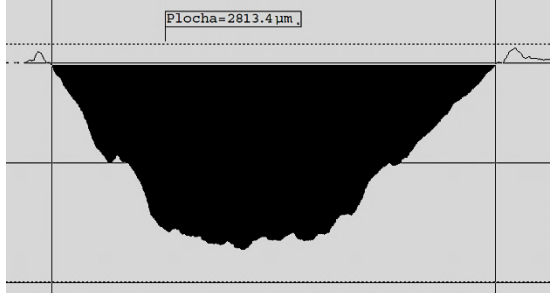
obr. 32 Makrosnímek povrchu vzorku po zkoušce Pin on Disc za zvýšené teploty (500 °C), Vanadis 30 (K+P)

Výsledky provedených zkoušek pro materiál V30 po KTZ jsou uvedeny v tab. 11. Tato tabulka mimo hodnot OU při pokojové (23 °C) a zvýšené (500 °C) teplotě uvádí tvrdost za pokojové teploty, snímky drážek pořízené pomocí SM [23a) a 500a) tab. 11] a profily drážek z měření pomocí drsnoměru [23b) a 500b) tab. 11] za obou teplot.

Z tab. 11 je patrné, že základní charakter výsledků i vzniklých drážek je velice podobný výsledkům oceli V23. Rozdíly je možno pozorovat až v absolutních hodnotách OU. Lze tak předpokládat shodný proces opotřebení jako u materiálu V23.

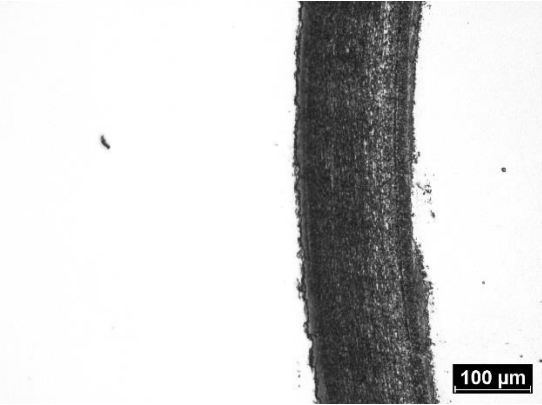
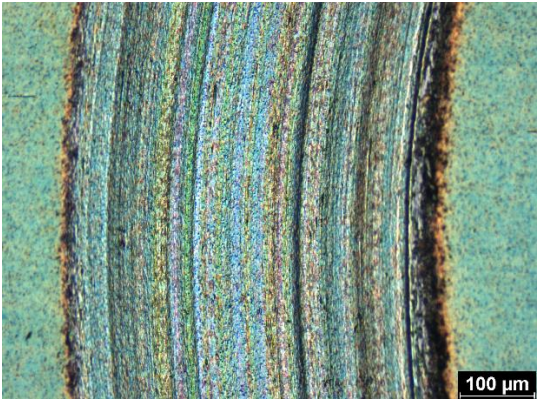
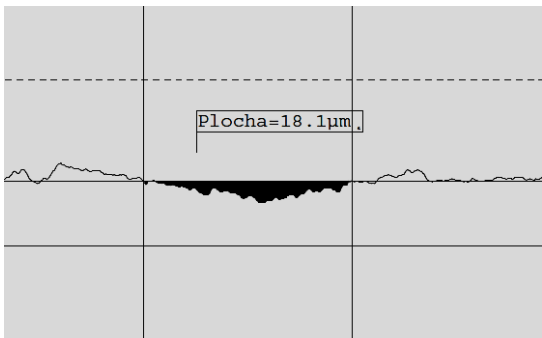
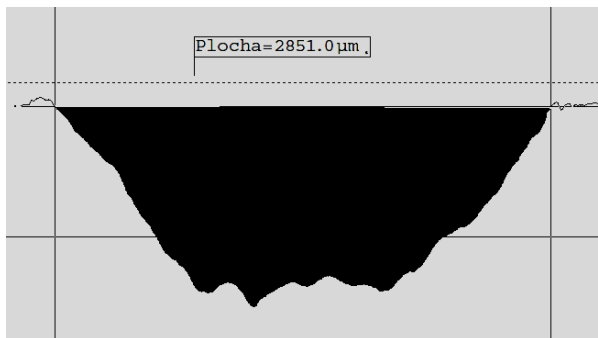
Za zvýšené teploty (500 °C) zkoušky PoD došlo u KTZ oceli V30 k méně výraznému (260x) nárůstu OU oproti zkoušce za pokojové (23 °C) teploty (u oceli V23 došlo k nárůstu 292x). Tento rozdílný poměr mezi OU při 23 a 500 °C může být způsoben právě výše zmíněným vlivem Co ve vzniklé oxidické vrstvě při teplotě 500 °C.

tab. 11 Vliv tepelného zpracování na tribologické charakteristiky PM RO Vanadis 30, konvenční tepelné zpracování (V30A)

| Teplota zkoušky Pin on Disc | |
|--|---|
| 23 °C | 500 °C |
|  <p>23a)</p> |  <p>500a)</p> |
| Snímek drážky, SM | |
|  <p>23b) Plocha: 11,7 μm^2</p> |  <p>500b) Plocha: 2 813,4 μm^2</p> |
| Průřez drážky, drsnoměr | |
| Tvrdost : 63,2 ± 0,4 HRC | --- |
| Objemový úbytek (OU) | |
| (139 ± 42) · 10 ⁻⁶ mm ³ | (36 147 ± 840) · 10 ⁻⁶ mm ³ |

Základní charakter výsledků a vzniklých drážek zůstal zachován i po zařazení DCT do procesu TZ oceli V30. To je patrné z tab. 12. Není tak nutno předpokládat výrazně odlišné děje probíhající během zkoušky PoD.

tab. 12 Vliv tepelného zpracování na tribologické charakteristiky PM RO Vanadis 30, zařazeno zmrazování mezi kalení a popouštění (V30B)

| Teplota zkoušky Pin on Disc | |
|---|--|
| 23 °C | 500 °C |
|  <p>23a)</p> |  <p>500a)</p> |
| Snímek drážky, SM | |
|  <p>23b) Plocha: 18,1 μm^2</p> |  <p>500b) Plocha: 2 851,0 μm^2</p> |
| Průřez drážky, drsnoměr | |
| Tvrdość : 62,8 ± 0,5 HRC | --- |
| Objemový úbytek (OU) | |
| (207 ± 33) · 10 ⁻⁶ mm ³ | (36 155 ± 1 001) · 10 ⁻⁶ mm ³ |

Rozdíly jsou patrné až při porovnávání absolutních hodnot uvedených v tab. 12 s hodnotami v tab. 11. Z tohoto srovnání je patrné, že zařazením DCT do procesu TZ opět došlo k přibližně dvounásobnému nárůstu OU po zkoušce PoD za pokojové

teploty ve srovnání se stavem po KTZ. Na hodnotách OU za zvýšené teploty se vliv DCT u oceli V30 prakticky neprojevil.

Na základě provedených experimentů a získaných výsledků, lze pro zkoušku PoD za pokojové i zvýšené (500 °C) teploty pro sledované materiály doporučit vyšší zátěžné síly. Je možné předpokládat, že v takovém případě budou očekávané rozdíly sledovaných stavů výraznější s poměrově menší směrodatnou odchylkou. Z ekonomického hlediska se zvýšení zátěžné síly jeví jako výhodnější než zvětšení celkové dráhy pin tělíška, jež by také bylo jednou z možností zvýraznění rozdílů ve sledovaných stavech.

Ověření skutečného vlivu oxidických vrstev vniklých při zkoušce PoD za teploty 500 °C, by bylo vhodné ověřit provedením této zkoušky v ochranné atmosféře či ve vakuu. Touto zkouškou by však došlo k dalšímu odchýlení od reálných pracovních podmínek nástrojových ocelí, neboť pro zlepšení funkce vyrobených nástrojů bývá často používáno mazadel, procesních a chladicích kapalin, jež mohou povrch nástroje taktéž chemicky ovlivňovat.

4.4. Vliv kobaltu na odolnost proti opotřebení RO v závislosti na tepelném zpracování a teplotě zkoušky Pin on Disc

V této kapitole je v tab. 13 uvedeno souhrnné porovnání již diskutovaných výsledků. Z tabulky je patrný vliv kobaltu na OU při pokojové (23°C) i zvýšené (500 °C) teplotě po konvenčním i kryogenním tepelném zpracování. Taktéž je uvedena i tvrdost za pokojové teploty, tentokrát již bez směrodatných odchylek. Po KTZ vykazovala při pokojové teplotě zkoušky PoD ocel V30 v porovnání s konvenčně tepelně zpracovanou ocelí V23 vyšší OU, což je vzhledem k vyšší tvrdosti oceli V30 závažnější. Dosvědčuje to však, že odolnost proti opotřebení není dána pouze tvrdostí, ale i dalšími vlastnostmi dané oceli. Stejně se projevil vliv kobaltu na opotřebení i při teplotě 500 °C, kdy ocel V30 po KTZ dosáhla většího OU než stejným způsobem zpracovaná ocel V23.

Po zařazení DCT do procesu tepelného zpracování se vliv kobaltu na OU při pokojové teplotě a použitých podmínkách zkoušky vzhledem k směrodatným odchýlkám prakticky neprojevil. Naopak při teplotě zkoušky 500 °C se vliv kobaltu projevil výrazným rozdílem objemových úbytků mezi zmrazovanými ocelmi V30 a V23.

tab. 13 Souhrnné porovnání objemových úbytků v závislosti na materiálu, tepelném zpracování a teplotě zkoušky, tvrdost při pokojové teplotě

| Materiál | Tepelné zpracování | Teplota zkoušky | | |
|------------|--------------------|-----------------|-----------------------------------|---|
| | | 23 °C | | 500 °C |
| | | Tvrdost HRC | Objemový úbytek (OU) | |
| Vanadis 23 | KTZ | 61,5 | $(94 \pm 37) \cdot 10^{-6} mm^3$ | $(27\,457 \pm 1\,791) \cdot 10^{-6} mm^3$ |
| Vanadis 30 | | 63,2 | $(139 \pm 42) \cdot 10^{-6} mm^3$ | $(36\,147 \pm 840) \cdot 10^{-6} mm^3$ |
| Vanadis 23 | DCT | 61,1 | $(196 \pm 89) \cdot 10^{-6} mm^3$ | $(21\,187 \pm 4\,116) \cdot 10^{-6} mm^3$ |
| Vanadis 30 | | 62,8 | $(207 \pm 33) \cdot 10^{-6} mm^3$ | $(36\,155 \pm 1\,001) \cdot 10^{-6} mm^3$ |

K diskutovaným výsledkům je třeba uvést, že zkouška odolnosti proti opotřebení metodou PoD při teplotě 500 °C dosud nebyla na sledovaných ocelích vyhodnocována. Z tohoto důvodu je nutno v následujících pracích výsledky ověřit. Nutno podotknout, že za použitých parametrů zkoušky PoD, byli drážky vzniklé při pokojové teplotě nevýrazné, ploché a obtížně měřitelné. To může být jednou z příčin velikosti směrodatných odchylek.

Zdroj [11] uvádí porovnání odolnost pro oceli V 23 a V30 proti abrazivnímu i adhezivnímu opotřebení. Při pokojové teplotě a předpokladu, že při této teplotě výrazně převládá adhezivní mechanismus opotřebení, výsledky korespondují s porovnáním z uvedeného zdroje. Porovnáním výsledků získaných při teplotě 500 °C se srovnáním odolnosti proti opotřebení ocelí V23 a V30 uvedeným v [11], by bylo možno předpokládat převládající adhezivní mechanismus opotřebení i při této teplotě. V dalších pracích by tedy bylo vhodné se zaměřit na podrobnou analýzu vzniklých drážek, především drážek vzniklých za teploty 500 °C, aby byla objasněna příčina jejich tvaru, velikosti a mechanismus opotřebení.

Závěr

Cílem předložené diplomové práce bylo zhodnotit vliv tepelného zpracování na odolnost ocelí Vanadis 23 a Vanadis 30 proti opotřebení při teplotě 500 °C.

Na základě zjištěných výsledků lze pro PM rychlořeznou ocel Vanadis 23 konstatovat, že zařazením DCT do procesu tepelného zpracování mezi kalení a popouštění došlo za zvolených podmínek zkoušky Pin on Disc k:

- poklesu tvrdosti o přibližně 0,4 HRC
- nárůstu objemového úbytku při zkoušce Pin on Disc za pokojové teploty
- poklesu objemového úbytku při zkoušce Pin on Disc za teploty 500 °C

Na základě zjištěných výsledků lze pro PM rychlořeznou ocel Vanadis 30 konstatovat, že zařazením DCT do procesu tepelného zpracování mezi kalení a popouštění došlo za zvolených podmínek zkoušky Pin on Disc k:

- poklesu tvrdosti o cca 0,4 HRC
- nárůstu objemového úbytku při zkoušce Pin on Disc za pokojové teploty
- zanedbatelné změně objemového úbytku při teplotě zkoušky 500 °C v porovnání s konvenčním tepelným zpracováním

Na základě porovnání získaných výsledků pro PM rychlořezné oceli Vanadis 23 a Vanadis 30 lze pro tyto oceli konstatovat následující:

- vlivem obsahu kobaltu a vyšší kalící teploty dosáhla ocel Vanadis 30 při pokojové teplotě přibližně o 2-2,5 HRC vyšší tvrdosti než ocel Vanadis 23
- při pokojové teplotě a použitých podmínkách zkoušky Pin on Disc byl u oceli Vanadis 30 po konvenčním tepelném zpracování zjištěn větší objemový úbytek než u konvenčně tepelně zpracované oceli Vanadis 30
- Po zařazení zmrazování do procesu tepelného zpracování se vliv obsahu kobaltu na objemový úbytek za pokojové teploty výrazně neprojevil
- při teplotě zkoušky Pin on Disc 500 °C byl v obou variantách tepelného zpracování zjištěn větší objemový úbytek u oceli Vanadis 30

Cíle diplomové práce byly splněny.

Seznam použité literatury

- [1] MACEK, K. *Kovové materiály*. Vyd. 1. V Praze: Nakladatelství ČVUT, 2006, 164 s. ISBN 8001035131.
- [2] VOCEL, M. a V. DUFEK *Tření a opotřebení strojních součástí*. Vyd. 1. Praha: Nakladatelství technické literatury, 1976, 374 s.
- [3] JURČI, P. *Nástrojové oceli ledeburitického typu*. Vyd. 1. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009, 221 s. ISBN 978-80-01-04439-1.
- [4] PŘIBIL, E. *Nástrojové oceli POLDI a jejich použití*. 1. vyd. Kladno: POLDI - Spojené ocelárny, 1986, 224 s. ISBN SIP-41144/04918.
- [5] MACEK, K. a P. ZUNA *Strojírenské materiály*. Vyd. 1. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2003, 204 s. ISBN 8001027988.
- [6] *Prášková metalurgie* [online]. 1. Západočeská univerzita: Katedra materiálů a strojírenské technologie, 2005 [cit. 2016-03-25]. ISBN neuvedeno. Dostupné z: http://www.ateam.zcu.cz/praskova_metalurgie.pdf
- [7] KRAUS, Václav. *Tepelné zpracování a slinování*. 3. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2013. ISBN 978-80-261-0260-1.
- [8] VLACH, T. a J. LACZA *Hodnotenie odolnosti proti opotrebeniu nástrojových ocelí v laboratorných podmienkach* [online]. Praha: České vysoké učení technické v Praze | Fakulta strojní, 2016 [cit. 2016-05-08]. ISBN 978-80-01-05929-6.
- [9] KUŘÍK, M. *Vliv tepelného zpracování na strukturu a mechanické vlastnosti P/M rychlořezné oceli Vanadis 30*. Praha, 2014. Diplomová práce. ČVUT v Praze, fakulta strojní, Ústav materiálového inženýrství.
- [10] *Materiálový list k Vanadis 23*. Uddeholm, 2006. Dostupné také z: <http://www.uddeholm.cz/czech/files/vanadis-23.pdf>
- [11] *Materiálový list k Vanadis 30*. Uddeholm, 2013. Dostupné také z: http://www.uddeholm.com/files/vanadis_30-english.pdf
- [12] *Přehled materiálů*. Uddeholm, 2006. Dostupné také z: http://www.uddeholm.cz/czech/files/UT-Prehled_materialu.pdf
- [13] Převodní tabulky ocelí. *Tumilkovo: Metal Cutting Technologies* [online]. b.r. [cit. 2016-05-08]. Dostupné z: <http://www.tumlikovo.cz/prevodni-tabulky-oceli/>
- [14] *Materiálový list oceli 1.2080: Poldi*. b.r.. Dostupné také z: <http://www.poldi.cz/web-galerie-soubory/Produkty%20a%20slu%C5%BEby/materi%C3%A1lov%C3%A9%20listy/2002cze.pdf>

- [15] *Materiálový list k oceli 1.3343*. Poldi, b.r.. Dostupné také z: http://www.poldi.cz/web-galerie-soubory/Produkty%20a%20slu%C5%BEby/materi%C3%A1lov%C3%A9%20listy/maxspmo5s_cze.pdf
- [16] UDDEHOLMS AB. *HEAT TREATMENT OF TOOL STEEL*. b.r.. Dostupné také z: <http://www.uddeholm.com/files/heattreatment-english.pdf>
- [17] Technická podpora. *Bohdan Bolzano* [online]. b.r. [cit. 2016-03-10]. Dostupné z: <http://www.bolzano.cz/cz/technicka-podpora/technicka-prirucka/nastrojove-oceli/zpracovani-nastrojovych-oceli>
- [18] BALDISSERA, P. a C. DELPRETE Deep Cryogenic Treatment: A Bibliographic Review. *The Open Mechanical Engineering Journal* [online]. 2008, **2**(1), 1-11 [cit. 2016-04-11]. DOI: 10.2174/1874155X00802010001. ISSN 1874155x. Dostupné z: <http://benthamopen.com/ABSTRACT/TOMEJ-2-1>
- [19] AKHBARIZADEH, A., A. SHAFYEI a M.A. GOLOZAR Effects of cryogenic treatment on wear behavior of D6 tool steel. *Materials* [online]. 2009, **30**(8), 3259-3264 [cit. 2016-05-29]. DOI: 10.1016/j.matdes.2008.11.016. ISSN 02613069. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S026130690800561X>
- [20] PODGORNIK, B., I. PAULIN, B. ZAJEC, S. JACOBSON a V. LESKOVŠEK Deep cryogenic treatment of tool steels. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2016, **229**, 398-406 [cit. 2016-04-17]. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.09.045. ISSN 09240136. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013615301515>
- [21] MÁDL, J. *Technologie obrábění*. Vyd. 2., přeprac. V Praze: Nakladatelství ČVUT, 2007, 3 sv. (80, 84, 88 s.). ISBN 9788001037522.
- [22] *TriboTechnika* [online]. Žilina, Slovakia: TechPark, o. z., 2013, **2012**(3) [cit. 2016-04-27]. ISSN 1338–0524. Dostupné z: http://www.tribotechnika.sk/application_data/tribo/uploads/Data/93750302-tribotechnika-3-2012.pdf
- [23] 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), 843–851 [cit. 2016-05-03]. DOI: doi:10.1016/j.wear.2004.05.005. ISSN 0043-1648.
- [24] Hot Hardness Testing: Observing Material Strength at Elevated Temperatures. *Bruker* [online]. b.r. [cit. 2016-07-02]. Dostupné z: <https://www.bruker.com/products/surface-and-dimensional-analysis/tribometers-and-mechanical-testers/application-pages/hot-hardness-testing-application.html>
- [25] ASTM G 99 - 95A. *Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus1*. b.r..

- [26] NEŠPOR, V. *Přehled současných metod a zařízení pro měření koeficientu tření v mazaném kontaktu třecích povrchů*. Brno, 2011. Bakalářská. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Ing. Daniel Koutný, Ph.D.
- [27] LACZA, J. *Vplyv chemického zloženia a parametrov tepelného spracovania na vlastnosti a štruktúru vybraných P/M rýchlorezných ocelí*. Praha, 2016. Diplomová práce. České vysoké učení technické v Praze, Fakulta strojní, Ústav materiálového inženýrství. Vedoucí práce Ing. Jana Sobotová, Ph.D.
- [28] ČSN EN ISO 6508: *Kovové materiály- Zkouška podle Rockwella*. Praha: Český normalizační institut, 2006.
- [29] OPPENKOWSKI, A., S. WEBER a W. THEISEN Evaluation of factors influencing deep cryogenic treatment that affect the properties of tool steels. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2010, **210**(14), 1949-1955 [cit. 2016-05-29]. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.07.007. ISSN 09240136. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013610002013>
- [30] *Materiálový list k oceli 1.2379*. b.r.. Dostupné také z: [http://www.bolzano.cz/assets/files/materialove_listy/1.2379_\(19%20573\).pdf](http://www.bolzano.cz/assets/files/materialove_listy/1.2379_(19%20573).pdf)
- [31] WALTER, M., G. EGELS, J. BOES, A. RÖTTGER a W. THEISEN An investigation of the tribological behaviour of high-speed tool steels at elevated temperatures. In: *European Conference on Heat Treatment 2016: 3rd International Conference on Heat Treatment and Surface Engineering in Automotive Applications*. 2016.
- [32] ZHU, H., Q. ZHU, A. TIEU, B. KOSASIH a Ch. KONG A simulation of wear behaviour of high-speed steel hot rolls by means of high temperature pin-on-disc tests. *Wear* [online]. 2013, **302**(1-2), 1310-1318 [cit. 2016-06-25]. DOI: 10.1016/j.wear.2012.11.032. ISSN 00431648. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0043164812003754>