

**České vysoké učení technické v Praze**

**Fakulta strojní**

**Ústav materiálového inženýrství**



**Diplomová práce**

**Studium popouštěcí křehkosti nástrojové oceli 55NiCrMoV7**

**Study of tempering brittleness of tool steel 55NiCrMoV7**

**Vypracovala: Bc. Klára Horáková**

**Vedoucí práce: doc. Ing. Jana Sobotová, Ph.D.**

**2021**

## I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Horáková** Jméno: **Klára** Osobní číslo: **465333**  
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**  
Zadávající katedra/ústav: **Ústav materiálového inženýrství**  
Studijní program: **Výrobní inženýrství**  
Specializace: **Bez specializace**

## II. ÚDAJE K DIPLOMOVÉ PRÁCI

Název diplomové práce:

**Studium popouštěcí křehkosti nástrojové oceli 55NiCrMoV7**

Název diplomové práce anglicky:

**Study of tempering brittleness of tool steel 55NiCrMoV7**

Pokyny pro vypracování:

1. Teoretická část
2. Experimentální část
  - a. Zkouška rázem v ohybu
  - b. Metalografická analýza
  - c. Měření tvrdosti
3. Zpracování výsledků a jejich diskuse
4. Závěry

Seznam doporučené literatury:

- KRAUS, V. Tepelné zpracování a slinování. 3. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2013, 270 s. ISBN 978-80-261-0260-1.
- JURČI, P. Nástrojové oceli ledeburitického typu. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009, 221 s. ISBN 978-80-01-04439-1.
- FREMUNT, Přemysl. Nástrojové oceli. Brno: Dům techniky, 1994.
- PTÁČEK, L. Nauka o materiálu II. 1999. Brno: CERM, c1999. ISBN 80-720-4130-4

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) diplomové práce:

**doc. Ing. Jana Sobotová, Ph.D., ústav materiálového inženýrství FS**

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

Datum zadání diplomové práce: **04.04.2021**

Termín odevzdání diplomové práce: **25.07.2021**

Platnost zadání diplomové práce: \_\_\_\_\_

\_\_\_\_\_  
doc. Ing. Jana Sobotová, Ph.D.  
podpis vedoucí(ho) práce

\_\_\_\_\_  
prof. RNDr. Petr Špatenka, CSc.  
podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry

\_\_\_\_\_  
prof. Ing. Michael Valášek, DrSc.  
podpis děkana(ky)

## III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

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

\_\_\_\_\_  
Datum převzetí zadání

\_\_\_\_\_  
Podpis studentky

## Prohlášení

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

V Praze dne: .....

Podpis: .....

## Poděkování

Mé poděkování patří paní doc. Ing. Janě Sobotové, PhD. za její čas, energii, cenné rady a připomínky věnované této diplomové práci. Dále děkuji firmě PRIKNER - tepelné zpracování kovů, s.r.o., především paní Ing. Petře Priknerové a panu Petru Smejkalovi, za přípravu vzorků, poskytnutí laboratoře a vybavení a pomoc s vypracováním experimentu. Rovněž děkuji paní Ing. Eleně Čižmárové, Ph.D., panu Ing. Janu Krčilovi a panu Ing. Stanislavu Krumovi, PhD. za vstřícnost a pomoc při realizaci částí experimentu ve školní laboratoři.

## Abstrakt

Diplomová práce se zabývá zkoumáním vlivu různých režimů tepelného zpracování nástrojové oceli 55NiCrMoV7 na výskyt popouštěcí křehkosti. Pro experiment byly vyrobeny vzorky z oceli 55NiCrMoV7 od dvou různých dodavatelů.

Ke zkoumání bylo zvoleno sedm popouštěcích teplot v rozmezí 200–600 °C a tři různé způsoby ochlazování z popouštěcích teplot: Na klidném vzduchu, v dusíku s přetlakem 0,5 baru a v dusíku s přetlakem 3 bary. Vzorky byly podrobeny rázové zkoušce dle Charpy, měření tvrdosti, metalografické a fraktografické analýze. Pro stanovení vlivu režimu popouštění na výskyt popouštěcí křehkosti byly porovnány výsledky vzorků pro různé režimy, a rovněž bylo provedeno srovnání stejného tepelného zpracování na vzorcích z materiálu stejné značky, ale od dvou různých dodavatelů.

## Klíčová slova

Nástrojová ocel, 55NiCrMoV7, tepelné zpracování, popouštění, popouštěcí křivky, popouštěcí křehkost

## Abstract

The diploma thesis studies the effect of various tempering regimes of tool steel NiCrMoV7 to the appearance of tempering brittleness. There was used the steel 55NiCrMoV7 by two different producers for the experiment.

There were chosen seven tempering temperatures ranging from 200 to 600 °C for the experiment and three types of cooling methods: On still air, in nitrogen with pressure 0,5 bar and in nitrogen with pressure 3 bars. Charpy impact test, hardness, metallographic and fractographic analysis are measured. To determine the effect of the tempering regime to appearance of tempering brittleness, the results obtained by measurement for different regimes were compared and also results for same tempering regime, but different producer of the steel were compared.

## Keywords

Tool steel, 55NiCrMoV7, heat treatment, tempering, tempering diagram, tempering brittleness

## Seznam použitých symbolů, zkratek a veličin

Ni	chemická značka pro nikl
Cr	chemická značka pro chrom
Mo	chemická značka pro molybden
V	chemická značka pro vanad
°C	stupeň Celsia, jednotka teploty
s.r.o.	společnost s ručením omezeným
ČSN	československé normy
EN	evropské normy
Mn	chemická značka pro mangan
C	chemická značka pro uhlík
%	značka pro procento
<	matematické znaménko – je menší než
≥	matematické znaménko – je větší nebo rovno než
W	chemická značka pro wolfram
Co	chemická značka pro kobalt
Si	chemická značka pro křemík
Ni	chemická značka pro nikl
ASTM	Americká společnost pro testování a materiály (American Society for Testing and Materials)
DIN	německá národní norma (Deutsche Industrie-Norm)
JIS	japonská státní norma (Japanese Industrial Standards)
BS	britská národní norma (British Standards)
P	chemická značka pro fosfor
S	chemická značka pro síru
mm	milimetr, jednotka délky
MPa	megapascal, jednotka tlaku
A <sub>c1</sub>	označení teploty v diagramu Fe-Fe <sub>3</sub> C a Fe-C, teplota eutektoidní přeměny
A <sub>c3</sub>	označení teploty v diagramu Fe-Fe <sub>3</sub> C a Fe-C, teplota vylučování feritu α z austenitu pro podeutektoidní oceli

$A_{cm}$	označení teploty v diagramu Fe-Fe <sub>3</sub> C a Fe-C, teplota vylučování sekundárního cementitu z austenitu pro nadeutektoidní oceli
$M_s$	teplota martenzit start, teplota začátku martenzitické přeměny
např.	například
HB	jednotka tvrdosti dle Brinella
HRC	jednotka tvrdosti dle Rockwella
kpm/cm <sup>2</sup>	kilopondmetr na centimetr čtvereční, jednotka vrubové houževnatosti (dnes již nepoužívaná)
min	minuta, jednotka času
hod	hodina, jednotka času
aj.	a jiné
$M_3C$	schématický molekulový vzorec karbidu
$M_{23}C_6$	schématický molekulový vzorec karbidu
$M_6C$	schématický molekulový vzorec karbidu
$M_7C_3$	schématický molekulový vzorec karbidu
$M_2C$	schématický molekulový vzorec karbidu
MC	schématický molekulový vzorec karbidu
$(M_4C_3)$	schématický molekulový vzorec karbidu
Fe	chemická značka pro železo
Ti	chemická značka pro titan
J	joule, jednotka energie
Nb	chemická značka pro niob
H	označení tvrdosti
$\varepsilon$	objemová změna
RA	zbytkový austenit (Residual Austenite)
DP	diplomová práce
obj. %	objemové procento
Fe <sub>3</sub> C	molekulový vzorec karbidu železa
$c_c$	koncentrace uhlíku
hm. %	hmotnostní procento
HV	jednotka tvrdosti dle Vickerse



apod.	a podobně
$\mu\text{m}$	mikrometr, jednotka délky
NaCl	molekulový vzorec chloridu sodného
s	sekunda, jednotka času
$\alpha'$	přesycený tuhý roztok
$\varepsilon$	označení pro nerovnovážný karbid železa
$\text{Mo}_2\text{C}$	molekulový vzorec pro karbid molybdenu
VC	molekulový vzorec pro karbid vanadu
NTPK	nízkoteplotní popouštěcí křehkost
ft-lbs	foot-pound, jednotka energie dle imperiálního systému
SEM	skenovací elektronový mikroskop
VTPK	vysokoteplotní popouštěcí křehkost
tzv.	tak zvaný
Sb	chemická značka pro antimon
Sn	chemická značka pro cín
As	chemická značka pro arsen
ozn.	to znamená
kol.	kolektiv
$\mu\text{g}$	mikrogram, jednotka hmotnosti
g	gram, jednotka hmotnosti
Cu	chemická značka pro měď
Al	chemická značka pro hliník
HBS	jednotka tvrdosti dle Brinella, měření s použitím kuličky z kalené oceli, označení dle současné platné normy
$\text{Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$	watt na metr čtvereční na kelvin, jednotka tepelné vodivosti
K	nárazová práce, jednotka joule (J)
KV	nárazová práce pro zkušební těleso s vrubem ve tvaru V, jednotka joule (J)
$\text{SiO}_2$	molekulový vzorec pro oxid křemičitý
EDS	energieová disperzní spektroskopie
Mg	chemická značka pro hořčík
Ca	chemická značka pro vápník

# Obsah

Úvod.....	9
Teoretická část.....	10
1 Nástrojové oceli.....	10
1.1 Rozdělení nástrojových ocelí .....	10
1.1.1 Ocel 55NiCrMoV7 .....	13
1.2 Vlastnosti nástrojových ocelí .....	16
1.3 Tepelné zpracování nástrojových ocelí.....	22
1.3.1 Žíhání .....	22
1.3.2 Kalení .....	24
1.3.3 Popouštění.....	28
2 Popouštěcí křehkost .....	31
2.1 Druhy popouštěcí křehkosti.....	31
2.1.1 Nízkoteplotní popouštěcí křehkost .....	31
2.1.2 Vysokoteplotní popouštěcí křehkost.....	34
2.2 Náchylnost ocelí k popouštěcí křehkosti .....	35
2.3 Metody hodnocení.....	35
2.4 Dosavadní výzkum jevu popouštěcí křehkosti.....	36
Experimentální část .....	37
3 Experimentální materiál .....	37
4 Popis experimentu.....	42
5 Výsledky a jejich diskuse.....	44
5.1 Vliv rychlosti ochlazování na popouštěcí křivky oceli 55NiCrMoV7 .....	45
5.1.1 Materiál dodavatele A .....	45
5.1.2 Materiál dodavatele B .....	51

5.2	Vliv struktury výchozího materiálu oceli 55NiCrMoV7 na popouštěcí křivky s různým režimem ochlazování – porovnání materiálu dodavatelů A a B.....	54
6	Závěr .....	59
	Seznam použité literatury .....	60
	Seznam použitých obrázků .....	64
	Seznam použitých tabulek.....	66
	Příloha 1 – výsledky měření tvrdosti výchozí struktury.....	67
	Příloha 2 – výsledky měření nárazové práce a tvrdosti.....	68
	Příloha 3 – popouštěcí křivky nástrojové oceli 55NiCrMoV7 .....	76

## Úvod

Popouštění je druh tepelného zpracování, který je prováděn za účelem získání rovnovážnějších struktur, převážně po kalení. Vhodnou kombinací teploty a času popouštění se snižuje pevnost a tvrdost za současného růstu houževnatosti a tažnosti materiálu. Ne vždy tomu tak ale je – v některých případech může docházet naopak k poklesu houževnatosti. Tento fenomén se nazývá popouštěcí křehkostí. [1]

Popouštěcí křehkost je negativní jev, který se objevuje při popouštění v určitých teplotních intervalech u některých druhů ocelí (především v závislosti na chemickém složení). Projevuje se poklesem rázové houževnatosti a snížením únavových vlastností. [1; 2] V praxi to znamená, že popouštění v této oblasti by se nemělo provádět. Tento fakt v některých případech značně komplikuje splnění předepsaných požadavků na mechanické vlastnosti zpracovávaného dílu, protože jinou kombinací popouštěcí teploty a času nelze daných požadavků dosáhnout. [2; 3]

Předložená diplomová práce, která vznikla ve spolupráci s firmou PRIKNER - tepelné zpracování kovů, s.r.o., studuje vliv různých režimů tepelného zpracování na výskyt popouštěcí křehkosti. Sledovaným materiálem je nástrojová ocel 55NiCrMoV7, která byla nakoupena u dvou různých dodavatelů. Je známo, že popouštěcí křehkost se u tohoto materiálu vyskytuje v rozmezí popouštěcích teplot 350–450 °C po ochlazení na klidném vzduchu. [4] Není již ale popsáno, jak na výskyt popouštěcí křehkosti působí jiné rychlosti ochlazování. V předloženém experimentu byly vzorky popuštěny na sedm různých teplot v rozmezí intervalu 200–600 °C a zvoleny tři způsoby ochlazování z popouštěcí teploty: klidný vzduch, přetlak dusíku 0,5 baru a přetlak dusíku 3 bary, přičemž nejvyšší ochlazovací rychlost má poslední zmíněné médium.

K hodnocení užitečných vlastností byla použita zkouška rázem v ohybu metodou Charpy, měření tvrdosti, metalografická a fraktografická analýza.

Cílem předložené diplomové práce je zhodnocení vlivu různých popouštěcích režimů na výskyt popouštěcí křehkosti při tepelném zpracování nástrojové oceli 55NiCrMoV7.

## Teoretická část

### 1 Nástrojové oceli

#### 1.1 Rozdělení nástrojových ocelí

Nástrojové oceli jsou širokou a rozmanitou skupinou ocelí a lze je dělit dle několika různých norem a hledisek.

Evropská norma ČSN EN 10027 o označování ocelí uvádí dva způsoby značení, označování značkou (ČSN EN 10027-1) a číselné označování (ČSN EN 10027-2) [5]. Nástrojové oceli jsou dle těchto norem děleny do skupin podle chemického složení následovně:

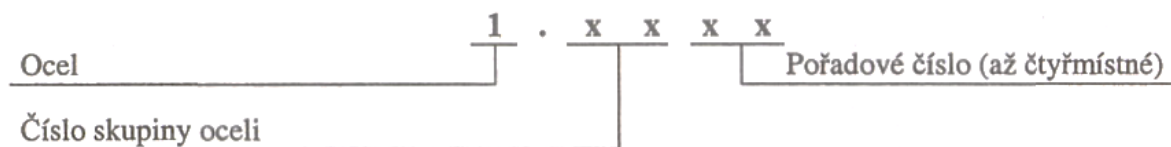
#### **Označení značkou dle ČSN EN 10027-1**

- a) Nelegované oceli (s výjimkou automatových ocelí) se středním obsahem Mn < 1 % - skupina U = oceli na nástroje
  - Příklad: C90U - nástrojová ocel se středním obsahem uhlíku 0,9 %
- b) Nelegované oceli se středním obsahem Mn  $\geq$  1 %, nelegované automatové oceli a legované oceli (kromě rychlořezných) se středními obsahy jednotlivých legujících prvků < 5 %
  - Příklad: 40CrMnMo7 - legovaná nástrojová ocel s obsahem 0,4 % C, 1,75 % Cr a neudaným obsahem Mn a Mo
- c) Korozivzdorné a legované oceli (kromě rychlořezných) s obsahem minimálně jednoho legujícího prvku  $\geq$  5%
  - Příklad: X37CrMoV5-1 – legovaná nástrojová ocel s obsahem 0,37 % C, 5 % Cr, 1 % Mo a neudaným obsahem V
- d) Rychlořezné oceli
  - Příklad: HS6-5-2-5 – rychlořezná ocel s obsahem 6 % W, 5 % Mo, 2 % V a 5 % Co [6; 7]

Do skupiny b) patří i ocel 55NiCrMoV7, která je použita v experimentální části předložené diplomové práce. Tato ocel proto bude podrobněji popsána v další kapitole.

## Číselné označení dle ČSN EN 10027-2

Tento způsob značení je považován za doplňkový k předchozímu způsobu. Spočívá v pětimístném číselném kódu dle schématu na Obrázku 1: [5]



Obrázek 1: Schéma číselného označování ocelí dle ČSN EN 10027-2 [5]

Pořadové číslo je v současné době dvoumístné, ale v budoucnu se počítá s pořadovým číslem až čtyřmístným. [5]

Podle tohoto systému se nástrojové oceli rozdělují na:

- a) Nelegované nástrojové oceli (číslo skupiny 15–18), dále se dělí podle obsahu uhlíku
- b) Legované nástrojové oceli, dále se dělí podle obsahu hlavních legujících prvků:
  - Cr (číslo skupiny 20),
  - Cr-Si, Cr-Mn, Cr-Mn-Si (číslo skupiny 21),
  - Cr-V, Cr-V-Si, Cr-V-Mn, Cr-V-Mn-Si (číslo skupiny 22),
  - Cr-Mo, Cr-Mo-V, Mo-V (číslo skupiny 23),
  - W, Cr-W (číslo skupiny 24),
  - W-V, Cr-W-V (číslo skupiny 25),
  - W (kromě skupin 24, 25, 27) (číslo skupiny 26),
  - Ni (číslo skupiny 27),
  - ostatní (číslo skupiny 28),
  - rychlořezné oceli s obsahem Co (číslo skupiny 32),
  - rychlořezné oceli bez kobaltu (číslo skupiny 33). [8]

Nástrojová ocel použitá pro následující experiment je dle tohoto systému označena kódem 1.2714, spadá tedy do skupiny 27 – legované niklové nástrojové oceli. [9]

## Další rozdělení nástrojových ocelí

Velmi často se také používají další kritéria pro dělení nástrojových ocelí do různých skupin.

Jedním z nich, používaným především v odborné literatuře, může být například rozdělení podle mechanismu tuhnutí. Chemické složení oceli ovlivňuje tvar rovnovážného diagramu a můžeme rozlišit oceli

- podeutektoidní,
- eutektoidní,
- nadeutektoidní,
- subledeburitické
- ledeburitické. [8]

Dalším kritériem může být způsob tepelného zpracování, respektive druh ochlazovacího prostředí při kalení. Rozeznáváme oceli

- kalitelné do vody
- kalitelné do oleje,
- kalitelné na vzduchu. [10]

V zahraniční literatuře se rovněž používá dělení do tříd podle ASTM, případně zjednodušené rozdělení do skupin podle způsobu použití oceli:

- nástrojové oceli pro práci za tepla,
- nástrojové oceli pro práci za studena,
- oceli pro zpracování plastů,
- rychlořezné oceli. [11; 12]

Rozdělení podle účelu použití rovněž uváděla norma ČSN 42 0075 (Tabulka 1) – tato norma je již neplatná, ale rozdělení je v tuzemské technické praxi stále používané. [13]

Tabulka 1: Skupiny nástrojových ocelí dle ČSN 42 0075 (sestaveno dle [13])

Skupina nástrojových ocelí	Označení
Na řezné nástroje	NA
Na nástroje pro stříhání	NB
Na nástroje pro tváření (za studena/za tepla)	NC (NCS/NCT)
Na formy	ND
Na nástroje pro drčení a mletí	NE
Na ruční nástroje a nářadí	NF
Na měřidla	NG
Na upínací nářadí	NH

### 1.1.1 Ocel 55NiCrMoV7

Jak již bylo zmíněno výše, ocel 55NiCrMoV7 je použita jako experimentální materiál v další části předložené diplomové práce, dále jsou proto podrobněji popsány vlastnosti této oceli.

Ekvivalenty značení oceli jsou 19 663 (ČSN), 1.2714, 56NiCrMoV7 (DIN), TBM EXTRA 1 (POLDI) a SKT4 (JIS), a dále pak některé zdroje uvádějí jako ekvivalent ocel L6 (ASTM) a BH224/5 (BS), ačkoliv mají mírně odlišné chemické složení (viz Tabulka 2). [9; 14; 15]

Tabulka 2: Směrné chemické složení oceli 55NiCrMoV7 a jejích ekvivalentů [15]

Označení (standard)	Minimální a maximální obsah prvku [%]								
	C	Mn	P	S	Si	Cr	V	Mo	Ni
55NiCrMoV7	0,50	0,60	-	-	0,10	0,80	0,05	0,35	1,50
	0,60	0,90	0,03	0,02	0,40	1,20	0,15	0,55	1,80
L6	0,65	0,60			0,10	0,60	-	-	1,25
	0,75	0,90	0,03	0,03	0,50	1,20	-	0,50	2,00
BH224/5	0,49	0,70			-	0,70	-	0,25	1,25
	0,57	1,00	0,03	0,025	0,35	1,10	-	0,40	1,80

Ocel se řadí do skupiny nízkolegovaných chrom-nikl-molybden-vanadových ocelí. Vykazuje se velkou prokalitelností (150 mm při kalení do oleje), houževnatostí a dobrou odolností proti tepelné únavě. Má dobrou tvařitelnost za tepla a je snadno obrobitelná ve stavu po žíhání na měkko. Mez pevnosti po zušlechtnění se pohybuje v rozmezí 1 200–1 600 MPa. [4; 16]



Přibližné teploty fázových přeměn, důležité například pro navrhování tepelného zpracování, jsou v Tabulce 3:

Tabulka 3: Přibližné teploty fázových přeměn oceli 55NiCrMoV7 [16]

<b>A<sub>c1</sub> [°C]</b>	<b>A<sub>c3</sub> [°C]</b>	<b>M<sub>s</sub> [°C]</b>
740	770	300

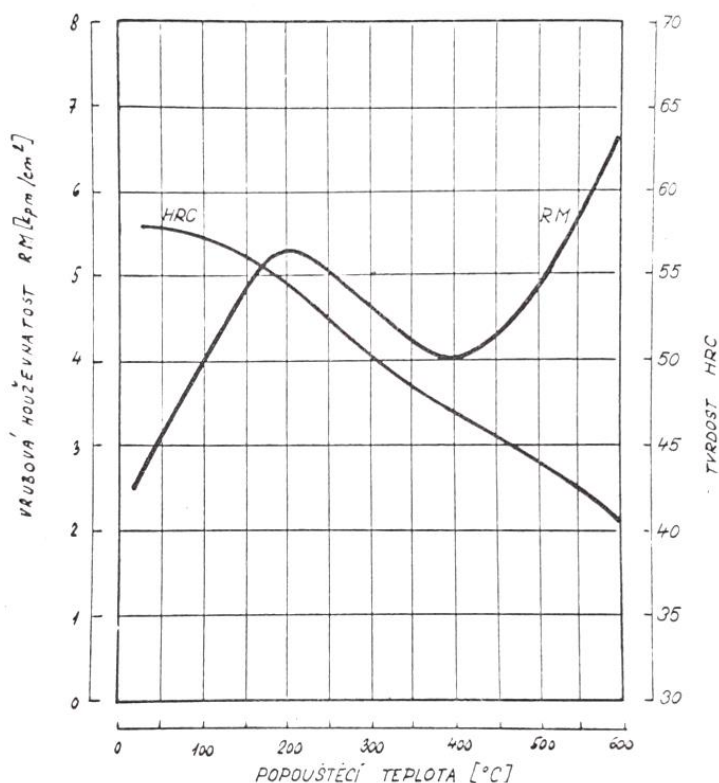
Doporučené teploty pro tváření a tepelné zpracování, doby ohřevu, způsoby ochlazování a dosažitelné přibližné hodnoty tvrdosti jsou uvedeny v Tabulce 4:

Tabulka 4: Doporučené teploty pro tváření a tepelné zpracování oceli 55NiCrMoV7 (sestaveno dle [4; 17])

<b>Operace</b>	<b>Doporučená teplota [°C]</b>	<b>Doporučení ke zpracování</b>	<b>Dosažitelná tvrdost</b>
Kování	1 100–850	Pomalou ochlazovat např. na vzduchu nebo v žároizolačním materiálu (např. Sibrál)	
Žíhání na měkko	680–700	Prohřát dle velikosti kusu (většinou stačí 4 hodiny), pomalu ochlazovat v peci	211 HB
Žíhání ke snížení pnutí	600–650	1–2 hodiny prohřát, pomalu ochlazovat v peci	
Kalení – menší a jednodušší nástroje	840–870	Ochladit v oleji do 100 °C, pak dochladiť na klidném vzduchu	56 HRC
Kalení – větší a členitější nástroje	870–900	Ochlazovat na vzduchu	56 HRC
Popouštění	450–650	Ochlazovat na vzduchu	

V závislosti na popouštěcí teplotě klesá tvrdost, na křivce se neobjevuje sekundární tvrdost (viz křivka tvrdosti HRC na Obrázku 2). Křivka závislosti vrubové houževnatosti na popouštěcí teplotě (rovněž na Obrázku 2) vykazuje pokles vrubové houževnatosti s minimem při

popouštěcí teplotě 400 °C. [4] Tento jev je vysvětlován výskytem popouštěcí křehkosti a je dále předmětem zkoumání předložené diplomové práce.



Obrázek 2: Tvrdost a vrubová houževnatost v závislosti na popouštěcí teplotě (ocel 55NiCrMoV7) - kalicí teplota 855 °C, doba austenitizace 30 min., ochlazovací prostředí olej, popuštění 1x2 hod., velikost vzorku dle ČSN420381 s vrubem 2 mm [4]

Svařitelnost této oceli, stejně jako nástrojových ocelí obecně, je obtížná z důvodu vysokého obsahu uhlíku a jiných legujících prvků (Cr, Ni, Mo aj.). Pokud je svařování nezbytné, například z důvodu opravy součásti, doporučuje se speciální postup s přehřevem a následným žháním. [18]

Ocel 55NiCrMoV7 se používá na tvářecí nástroje, u kterých se teplota tvářeného materiálu pohybuje mezi 150–300 °C, tedy na zápustky všech velikostí pro buchary i lisy, průtlačníky pro lisování neželezných kovů, nástroje pro stříhání za tepla, nože pro stříhání za studena materiálů velkých tlouštěk, velké tvárníky a tvárnice pro lisování plastických hmot, pomocné nástroje pro tváření za studena. [4; 10]

V kalárně PRIKNER – tepelné zpracovávání kovů, s.r.o., v jejíž spolupráci předložená práce vzniká, z tohoto materiálu zpracovávají kovací zápustky a polotovary, ze kterých se dále vyrábějí upínače na frézy a soustružnické nože. [3]

## 1.2 Vlastnosti nástrojových ocelí

Na vlastnosti nástrojových ocelí jsou kladeny velmi rozdílné požadavky především v závislosti na účelu použití konkrétní skupiny nástrojových ocelí. Pro většinu nástrojů jsou významné především tyto vlastnosti [10; 19]:

### Tvrdość

Požadavky na tvrdost nástrojových ocelí se velmi liší v závislosti na typu nástroje – například u nástrojů pro zpracování polymerů je požadována tvrdost v rozmezí 30–35 HRC, pro tváření kovů za tepla 40–50 HRC a za studena 55–65 HRC. [12]

Tvrdość nástrojové oceli je dána tvrdostí matrice a dále typem, rozmístěním a množstvím karbidických fází, přičemž tvrdost matrice je obvykle určující. Tyto faktory lze regulovat tepelným zpracováním, kterému se podrobněji věnuje další kapitola předložené diplomové práce. [10; 20]

Typy karbidů vyskytujících se v nástrojových ocelích, jejich přibližná tvrdost a teplota rozpustnosti jsou uvedeny v Tabulce 5. Se stoupající tvrdostí karbidů roste jejich vliv na výslednou tvrdost struktury. Teplota rozpustnosti bude komentována později. [13]

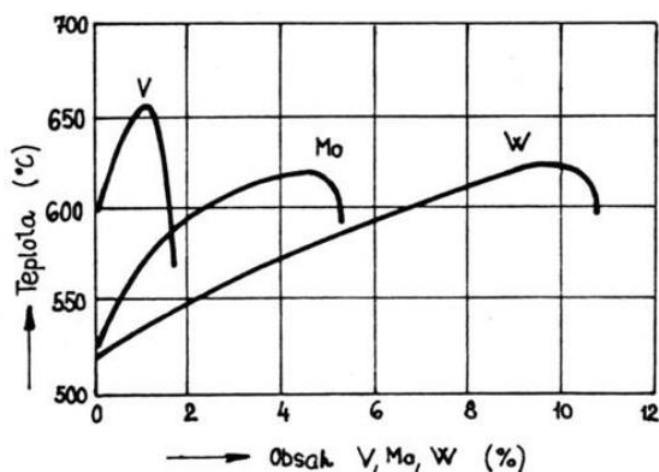
Tabulka 5: Typy karbidů a jejich tvrdost vyskytujících se v nástrojových ocelích (sestaveno podle [13; 21])

Karbidy	Tvrdość [HV 0,1]	Teplota rozpustnosti [°C]	Prvky (M)
M <sub>3</sub> C	asi 950	asi 1300	Fe, Mn
M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	1000–1100	950–1000	Cr
M <sub>6</sub> C	1200–1300	eutektická část vůbec	W
M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	1600–1800	1100	Cr
M <sub>2</sub> C	1700–1900	600	W, Mo
MC (M <sub>4</sub> C <sub>3</sub> )	2200–3000	950–1300	V

### Odolnost proti popouštění

Tato vlastnost je důležitá zejména u nástrojů pracujících za vyšších teplot (například nástroje pro tváření za tepla nebo pro tlakové lití) a u rezných nástrojů. Nástroje s nízkou odolností proti popouštění ztrácí při použití za vyšších teplot své vlastnosti, především tvrdost.

U nelegovaných ocelí tvrdost klesá přibližně od teploty 200 °C, odolnost lze zvýšit legováním karbidotvornými prvky (Cr, W, V, Mo, Ti) a přísadou kobaltu. Vliv vybraných prvků na odolnost proti popuštění je znázorněn na Obrázku 3. Je patrné, že teplota odolnosti proti popuštění závisí na obsahu daného prvku ve struktuře. S rostoucím obsahem prvku roste i teplota odolnosti. Maximální účinek vanadu je při obsahu 1 % tohoto prvku ve struktuře, u molybdenu je to přibližně 5 % a u wolframu 9 %. Po tomto maximumu teplota odolnosti proti popuštění klesá. [19]

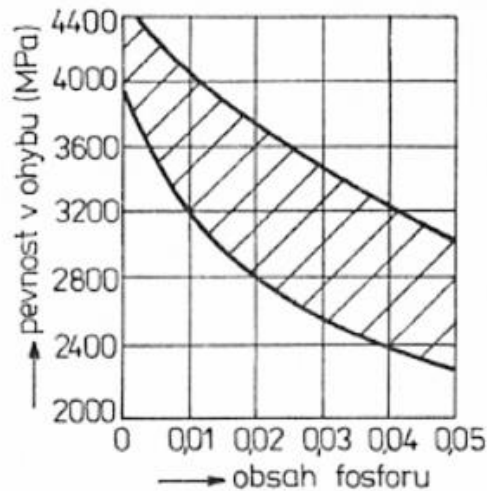


Obrázek 3: Vliv obsahu V, Mo a W na odolnost proti popuštění u nástrojových ocelí [13]

### Houževnatost

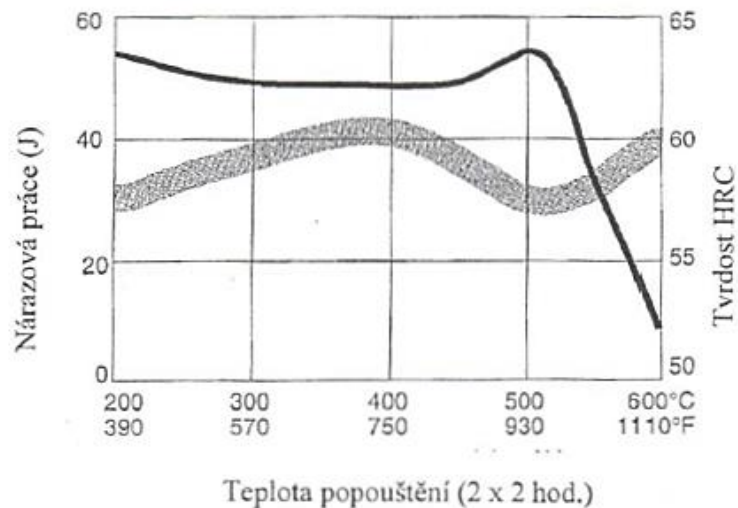
Houževnatost je důležitá především pro zajištění životnosti u nástrojů pracujících v dynamických podmínkách. Závisí na několika faktorech, především na chemickém složení, podobě matrice, způsobu výroby materiálu a rozložení karbidů, dále pak na jeho čistotě a tepelném zpracování. [10; 20]

Houževnatost materiálu roste s klesajícím obsahem uhlíku, rovněž také se zjemňujícím se zrnem. Karbidy by měly být jemné a rozložené rovnoměrně v matrici, nežádoucí a vysoce snižující houževnatost je vyloučení karbidů po hranicích zrn jako síťoví (u litých ocelí) nebo řetízky (u tvářených ocelí). Významně houževnatost roste se vzrůstající mikročistotou, tedy s nižším obsahem vměstků – příkladem je Obrázek 4 znázorňující vliv obsahu fosforu na pevnost v ohybu. [10; 19; 20]

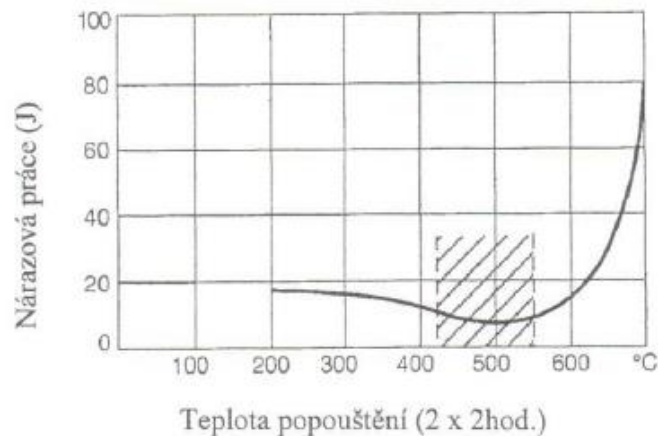


Obrázek 4: Vliv obsahu fosforu na pevnost v ohybu, ledeburitická rychlořezná ocel HS 18-0-1 [21]

Houževnatost je rovněž ovlivněna výší popouštěcí teploty – obecně s rostoucí popouštěcí teplotou houževnatost vzrůstá. U určitých druhů ocelí se ale vyskytují výjimky, například při vysokoteplotním popuštění oceli na sekundární tvrdost, obvykle v okolí popouštěcí teploty 500 °C, kdy houževnatost klesá v oblasti dosažení maximální sekundární tvrdosti (Obrázek 5), anebo výskyt popouštěcí křehkosti (šrafovaná oblast popouštěcí křivky na Obrázku 6). Popouštěcí křehkosti bude dále věnována samostatná kapitola předložené diplomové práce. [10; 19; 20]



Obrázek 5: Závislost houževnatosti na popouštěcí teplotě (nástrojová ocel pro práci za studena) – výrazný pokles houževnatosti v místě dosažení maximální sekundární tvrdosti [20]



Obrázek 6: Závislost houževnatosti na popouštěcí teplotě – pokles houževnatosti v důsledku výskytu popouštěcí křehkosti (šrafovaná oblast) [20]

Houževnatost se u ocelí s pevností přibližně do 1 800 MPa obvykle ověřuje rázovou zkouškou v ohybu metodou Charpy, u tvrdších ocelí s vyšší pevností statickou zkouškou v ohybu. [19]

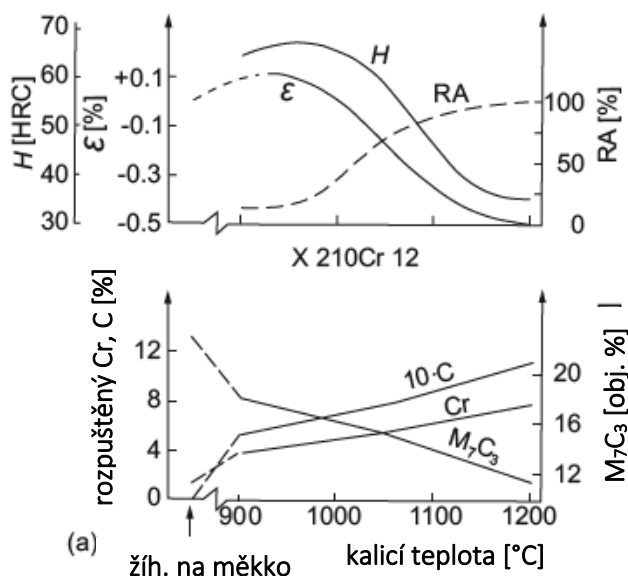
### Řezivost

Řezivost je důležitou vlastností řezných nástrojů. Je velmi ovlivněna strukturou materiálu, především pak typem, velikostí, množstvím a rozmístěním karbidů. Řezivost lze zvýšit legováním prvky, které tvoří tvrdé a termicky stabilní karbidy (V, Nb, Ti, W, Mo, Cr – tvrdost a teplota rozpustnosti karbidů je uvedena v Tabulce 5), dále pak vhodnou povrchovou úpravou nástrojů (nitridací, povlakováním). [19; 20]

### Rozměrová stálost

Tato vlastnost je důležitá u měřidel, etalonů a tvarových nástrojů na přesné obrábění. Rozlišujeme rozměrovou stálost dvojího druhu: stabilitu během tepelného zpracování, kterou lze eliminovat dokončovacími operacemi, a rozměrové změny během používání nástroje, které jsou způsobeny transformačními jevy (například transformace zbytkového austenitu na martenzit, precipitační jevy z martenzitu) a kterým lze předcházet vhodným tepelným zpracováním. Příklad objemových změn při kalení ledeburitických chromových ocelí je na Obrázku 7: Se vzrůstající kalící teplotou dochází k rozpouštění karbidů  $M_7C_3$ , a tedy k nárůstu obsahu rozpuštěného uhlíku a chromu v matici. Toto nejprve způsobuje nárůst tvrdosti  $H$  a objemové změny  $\varepsilon$ , ale obě tyto veličiny začnou klesat s nárůstem podílu zbytkového austenitu  $RA$ . Tedy například při kalící teplotě 960 °C bude objemová změna  $\varepsilon$  rovna přibližně 0,1 %, což znamená, že zpracovávaný díl se bude rozpínat. Pokud se

kalicí teplota navýší na 1 020 °C, objemová změna materiálu bude přibližně nulová, materiál se tedy nebude rozpínat ani smršťovat. S dalším navýšením kalicí teploty bude hodnota objemové změny  $\varepsilon$  záporná, což značí smršťování materiálu (například pro kalicí teplotu 1 100 °C je velikost objemové změny  $\varepsilon$  - 0,3 %). [19; 20]



Obrázek 7: Kalení ledeburitických chromových ocelí (X210Cr12) (pro potřeby DP přeloženo dle [12])

### Odolnost vůči tepelné únavě

Odolnost vůči tepelné únavě se týká především nástrojů pracujících za tepla, a jsou tedy vystaveny střídání teploty. Při styku nástroje s predehřátým polotovarem se ohřívá chladnější povrchová vrstva nástroje, roztahuje se, ale protože studenější podpovrchové vrstvy dilataci brání, vzniká tlakové pnutí. Při ochlazování se tlakové pnutí mění na tahové. Tyto jevy mohou vyvolat vznik trhlinek, které se dále šíří rychlostí danou vlastnostmi oceli a velikostí vznikajícího pnutí, a při větším rozsahu mohou vést až k prasknutí nástroje. [10; 19]

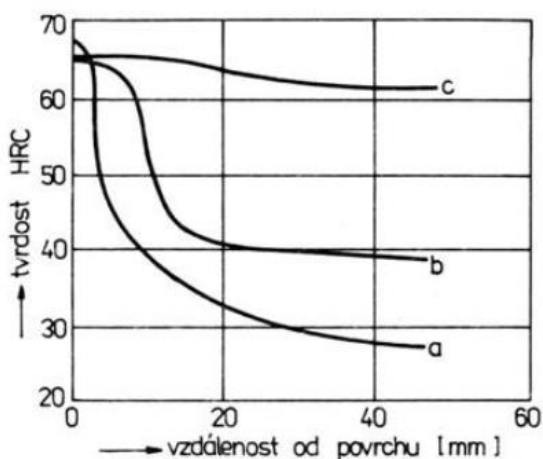
Odolnost vůči tepelné únavě závisí především na mezi kluzu a houževnatosti oceli. Čím je materiál pevnější, tím je vůči tepelné únavě odolnější. Zároveň ale nástroj musí mít kromě vysoké pevnosti i dostatečnou houževnatost. Tyto požadavky nejlépe splňují nástrojové oceli s vyšším obsahem chromu a přísadou molybdeny. [19]

## Prokalitelnost

Prokalitelností se rozumí schopnost materiálu získat požadovanou tvrdost do určité hloubky. Požadavkem na nástrojové oceli je obvykle prokalitelnost v celém průřezu. Pokud je žádáno houževnatější jádro a tvrdší povrch, používají se oceli nelegované nebo k cementování. [10]

Prokalitelnost závisí především na chemickém složení oceli – u nástrojových ocelí ji zvyšují mangan, chrom, molybden, dále pak nikl, křemík, wolfram a uhlík. U karbidotvorných prvků ovšem závisí pouze na té části, která je při kalicí teplotě rozpustná v austenitu. Prvek vázaný jako karbid tvoří krystalizační zárodky a na prokalitelnost působí spíše naopak. [10; 19]

Prokalitelnost lze přehledně zobrazit křivkami prokalitelnosti (Obrázek 8), které udávají hodnotu dosažitelné tvrdosti v závislosti na vzdálenosti od kaleného čela. Z obrázku je patrné, že legovaná ocel X210CrW12 má větší prokalitelnost než ocel uhlíková (C105U) a nízkolegovaná (90MnCrV8), protože, jak již bylo řečeno výše, vyšší obsah uhlíku a legury, jako chrom a wolfram, prokalitelnost zvyšují. [13]



Obrázek 8: Křivky prokalitelnosti vybraných nástrojových ocelí: a - C105U, b - 90MnCrV8, c - X210CrW12 [13]

## Brousitelnost

Brousitelnost je důležitou technologickou vlastností pro dokončování funkčních ploch nástroje. Závisí na tvrdosti matrice, množství, velikosti a tvrdosti karbidů a na obsahu zbytkového austenitu. Pokud je tvrdost matrice a karbidů příliš vysoká, zvyšuje se tím teplota při broušení tak vysoko, že se v povrchové vrstvě tvoří ostrůvky austenitu, které následně po zchladnutí transformují na martenzit, což je provázeno objemovými změnami a má za následek vznik pnutí a následně trhlinek. Další negativní účinek, který může mít příliš vysoká



teplota při broušení, je snižování tvrdosti povrchové vrstvy a tím odolnosti proti opotřebení. [10; 20]

Na brousitelnost působí velmi nepříznivě karbidy vanadu, které mají vysokou mikrotvrdot, a dále síťoví cementitu, ve kterém při broušení snadno vznikají rychle se šířící praskliny. [10]

### 1.3 Tepelné zpracování nástrojových ocelí

Tepelné zpracování je nedílnou součástí výroby nástrojů. Účel tepelného zpracování je dvojitý: za prvé získání vhodné struktury pro samotnou výrobu nástroje, například pro dělení, mechanické opracování apod., a za druhé dosažení konečných užitečných vlastností. Pro vlastní výrobu nástroje se obvykle používá materiál ve stavu vyžíhaném na měkko, konečných vlastností se dosahuje kalením a popouštěním. [10]

Princip tepelného zpracování vychází z teorie fázových přeměn, ovšem při navrhování správné technologie je nutno vzít v úvahu i konkrétní velikost a tvar zpracovávané součásti, požadavky na kvalitu povrchu a rozměrovou a tvarovou stabilitu. V průběhu tepelného zpracování vznikají vlivem fázových přeměn velká pnutí, která mohou způsobit deformace součásti a v krajním případě i porušení její integrity. [19]

Pro ohřev materiálu se používají pece nebo lázně. V pecích, které pracují se vzdušnou atmosférou, dochází vlivem obsahu kyslíku k oxidaci (tvorbě okují) a oduhličování součásti. Pokud jsou pro ohřev použity pece s ochrannou atmosférou (například inertní plyny dusík a argon) anebo vakuové pece, k nežádoucím změnám povrchu oxidací a oduhličením docházet nebude. [19]

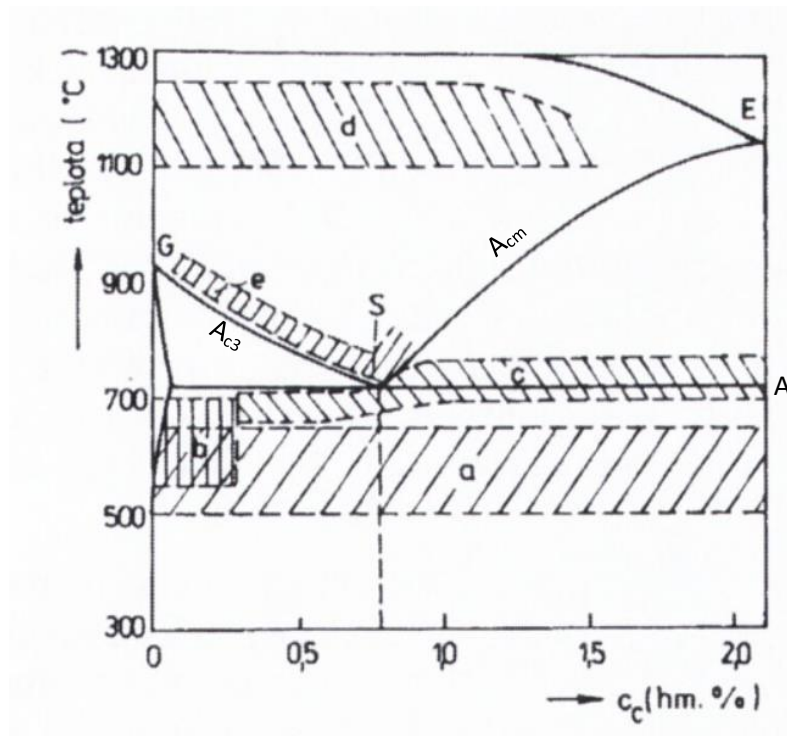
V dalších podkapitolách jsou uvedeny hlavní způsoby tepelného zpracování se zaměřením na nástrojové oceli.

#### 1.3.1 Žíhání

Cílem žíhání je dosažení rovnovážných struktur, které jsou tvořeny rovnovážnými fázemi, proto charakteristickým znakem žíhacích procesů je dlouhá výdrž na žíhací teplotě (1 až 4 hodiny) a nízká ochlazovací rychlost, obvykle odpovídající rychlosti ochlazování na klidném vzduchu. [10; 19]

Nejčastější způsoby žíhání aplikované na nástrojové oceli jsou žíhání na měkko, žíhání na snížení pnutí a normalizační žíhání. Obvyklé žíhací teploty jsou vyznačeny v diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C na Obrázku 9. [10]

- Žíhání na měkko je používáno k vytvoření struktury globulárního perlitu tvořené feritickou základní hmotou se sferoidizovanými karbidickými částicemi. Ohřev se provádí těsně pod teplotou  $A_{c1}$  (oblast c na Obrázku 9) s dobou výdrže dle složení oceli a velikosti součásti v rozmezí 2–4 hodiny, ochlazování probíhá zvolna v peci. Takto zpracovaný materiál má nízkou tvrdost, dobrou obrobitelnost a tvažitelnost za studena. Stav po žíhání na měkko je obvykle výchozí před konečným tepelným zpracováním. [10]
- Žíhání na snížení pnutí se používá k eliminaci vnitřního pnutí v součásti, které může být způsobeno předchozím obráběním nebo tvářením za studena. Při výrobě přesných nebo tvarově složitých nástrojů se zařazuje jako mezioperační žíhání po hrubování, aby se zbytkové pnutí nevolňovalo až během ohřevu při kalení a nezpůsobovalo nežádoucí deformace. Obvyklá žíhací teplota se pohybuje v rozmezí 600–650 °C po dobu 1 hodiny (na Obrázku 9 oblast a), ochlazení probíhá pomalu na vzduchu a při těchto hodnotách lze dosáhnout relaxace pnutí na minimální hodnoty. [10]
- Normalizační žíhání se provádí k získání jemnějšího austenitického zrna a rovnoměrnější sekundární struktury, obvykle se zařazuje u výkovků, svařenců a odlitků z nelegovaných a nízkolegovaných ocelí. Ohřev probíhá nad teplotou přeměny  $A_{c3}$  nebo  $A_{c1}$  (oblast e na Obrázku 9), ochlazování se provádí na vzduchu po dosažení teploty v celém průřezu součásti. Výsledkem je jemnozrnná homogenní struktura s rovnoměrným rozložením karbidů. [10; 19]

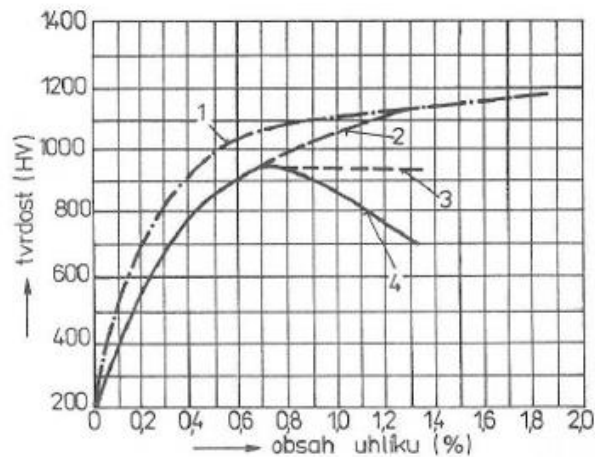


Obrázek 9: Oblasti žhacích teplot v rovnovážném diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C.  
*a - žhání ke snížení pnutí, b - rekrytalizační žhání, c - žhání naměkko, d - homogenizační žhání, e - normalizační žhání* ([22], upraveno pro potřeby DP)

### 1.3.2 Kalení

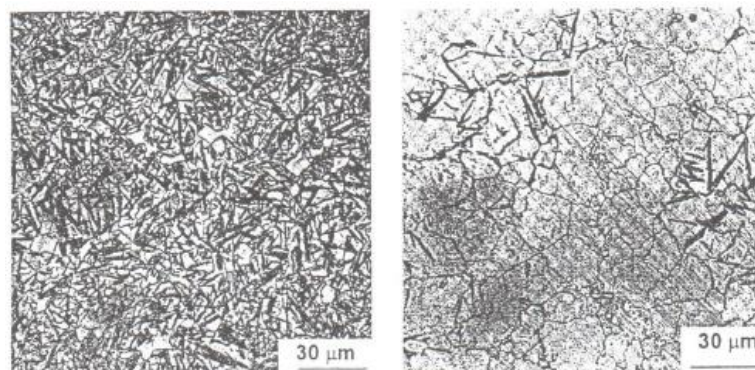
Kalení je prováděno za účelem zvýšení tvrdosti oceli. Proces spočívá v zahřátí oceli na teplotu austenitizace, výdrži na této teplotě, při níž dochází k rozpuštění karbidů a obohacení austenitu uhlíkem, a následném ochlazení takovou rychlostí, při které se co nejvíce potlačí rovnovážné přeměny a dojde ke vzniku nerovnovážné martenzitické nebo bainitické struktury s určitým podílem zbytkového austenitu. [10; 23]

Kalící teplota je dána druhem a chemickým složením oceli – u podeutektoidních ocelí je správná kalící teplota přibližně 30–80 °C nad teplotou  $A_{c3}$ , u nadeutektoidních 30–80 °C nad teplotou  $A_{c1}$ . Pro oceli s vyšším obsahem karbidotvorných prvků je nutno zvolit teplotu rozpustnosti karbidů (viz Tabulka 5 v kapitole 1.2). Výsledná tvrdost zakalené struktury je pak dána především obsahem uhlíku v oceli – viz Obrázek 10. Pro podeutektoidní oceli platí, že se vzrůstajícím obsahem uhlíku roste tvrdost (křivka 2). V případě nadeutektoidních ocelí je tvrdost konstantní, protože obsah rozpuštěného uhlíku v austenitu je u všech ocelí stejný (přímka 3). [8; 10; 19; 22]



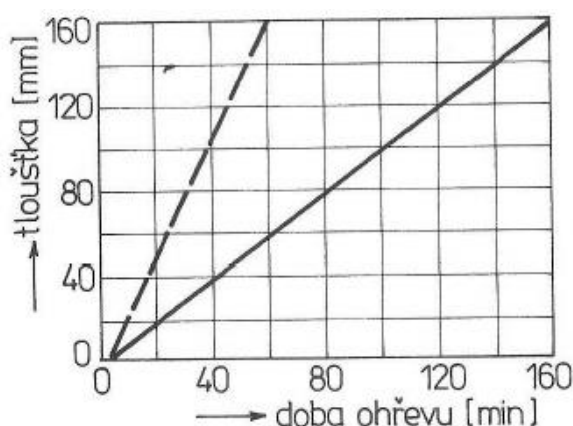
Obrázek 10: Vliv uhlíku a kalicích teplot na tvrdost nelegovaných ocelí.  
 1 - tvrdost po odečtení vlivu samopopuštění při kalení,  
 2 - tvrdost martenzitických jehlic,  
 3 - tvrdost matrice po kalení z teplot nad čarou  $A_{c1}$ ,  
 4 - tvrdost matrice po kalení z teplot nad čarou  $A_{cm}$ . [10]

Překročení správné kalicí teploty vede ke zhrubnutí austenitického zrna a rozpuštění většího podílu uhlíku v austenitu, což se po zakalení projeví větším obsahem uhlíku v martenzitu a tím zhoršení mechanických vlastností, hrubším martenzitickým zrnem a také větším podílem zbytkového austenitu. Výsledkem je měkčí, křehčí a méně teplotně stabilní struktura než při dodržení správné kalicí teploty (křivka 4 na Obrázku 10). Porovnání struktury se správně zvolenou kalicí teplotou a teplotou vyšší, než je doporučena, je na Obrázku 11. Naopak velké podkročení kalicí teploty způsobí u podeutektoidní oceli ve výsledné struktuře výskyt feritu a tím snížení tvrdosti oceli, menší podkročení nebo příliš krátká doba výdrže nedostatečnou homogenizaci austenitu, zvýšení kritické ochlazovací rychlosti a následný vznik troostitu, což opět vede k nižší tvrdosti. [10; 19; 22]



Obrázek 11: Struktura rychlořezné oceli po kalení a popouštění.  
 Vlevo – správné kalení s jemnou martenzitickou strukturou.  
 Vpravo – kalení s příliš vysokou teplotou, hrubé martenzitické jehlice a přibližně 70% podíl zbytkového austenitu.  
 [20]

Doba ohřevu na kalicí teplotu je závislá na průřezu zpracovávaného materiálu, výši kalicí teploty a typu zařízení použitého k ohřevu. Na Obrázku 12 je uvedena závislost doby ohřevu na tloušťce průřezu materiálu v různých typech použitého zařízení. Po ohřevu následuje výdrž na teplotě v závislosti na druhu kalené oceli. Tato doba nezávisí na velikosti průřezu nástroje a pro uhlíkové a nízkolegované nástrojové oceli (mimo rychlořezných) se obvykle volí 10–15 minut, pro vysokolegované 20–30 minut. U rychlořezných ocelí se výdrž pohybuje v jednotkách minut, s delší prodlevou dochází k nežádoucímu hrubnutí austenitického zrna. [10]



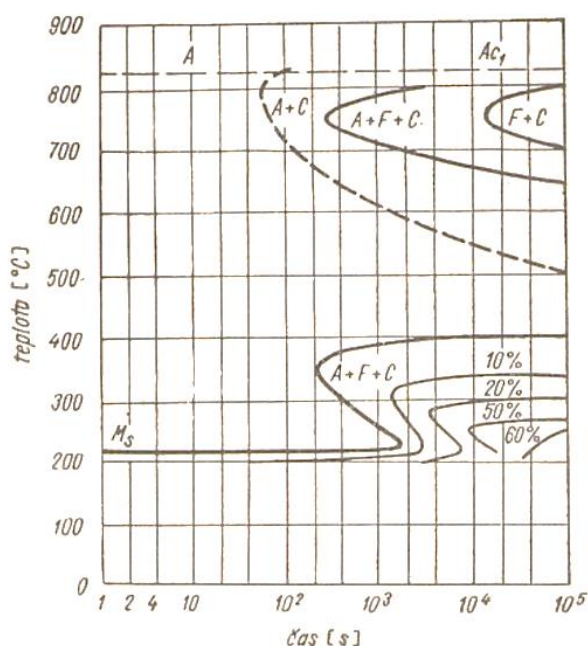
Obrázek 12: Doba ohřevu na kalicí teplotu v celém průřezu nástroje v závislosti na jeho tloušťce. Plnou čarou - komorová pec, čárkovanou čarou - solná lázeň. [10]

Aby vznikla požadovaná nerovnovážná struktura, musí ochlazení z kalicí teploty probíhat rychlostí vyšší, než je kritická. Toho je dosaženo různým ochlazovacím prostředím – voda, olej, solná lázeň, vzduch. Vhodné prostředí se volí podle chemického složení, průběhu anizotermického rozpadu austenitu oceli, rozměrů a tvaru zpracovávaného dílu. Optimální odvod tepla a rozrušení parního polštáře (v případě odpařujícího se média) je zajišťován pohybem kaleného předmětu a prostředí. Rychlost ochlazování nemá být vyšší, než je bezpodmínečně nutné pro dosažení maximální tvrdosti, jinak hrozí nebezpečí velkých deformací, vysokého vnitřního pnutí a vznik kalických trhlin. Nelegované oceli se kalí do vody o teplotě 20–30 °C, někdy s přidávkem solí, např. 5–10 % NaCl, pro zvýšení účinnosti ochlazování a zamezení vzniku parních polštářů. Legované oceli mají vyšší prokalitelnost než oceli nelegované, kalí se proto do oleje s teplotou 30–80 °C (oleje mají ve srovnání s vodou 3–4x menší ochlazovací rychlost v perlitické oblasti a až 10x menší v oblasti martenzitické) nebo na vzduchu. [10; 19]

## Způsob kalení nástrojových ocelí

Kalení nástrojů má vzhledem k chemickému složení nástrojových ocelí svá specifika. Vysoký obsah uhlíku (obvykle více než 0,5 %) zvyšuje náchylnost k oduhličení povrchu, což může mít za následek snížení tvrdosti, a k praskání. Rychlořezné oceli navíc mají nízkou tepelnou vodivost v důsledku vysoké koncentrace legujících prvků. Proto je důležité dodržovat danou technologii, zejména volbu prostředí pro ohřev, předehřev, stejnoměrné kalení a neprodleně po zakalení zařadit popuštění. [24]

Nejvíce se zvláštnosti tepelného zpracování projevují, jak již bylo zmíněno, u rychlořezných ocelí. Jejich IRA diagram má vlivem legujících prvků typický tvar s oddělenou oblastí bainitické a perlitické přeměny (viz Obrázek 13). Počátek transformace austenitu je posunut k delším časům, tyto oceli lze tedy kalit i proudem vzduchu. [24]

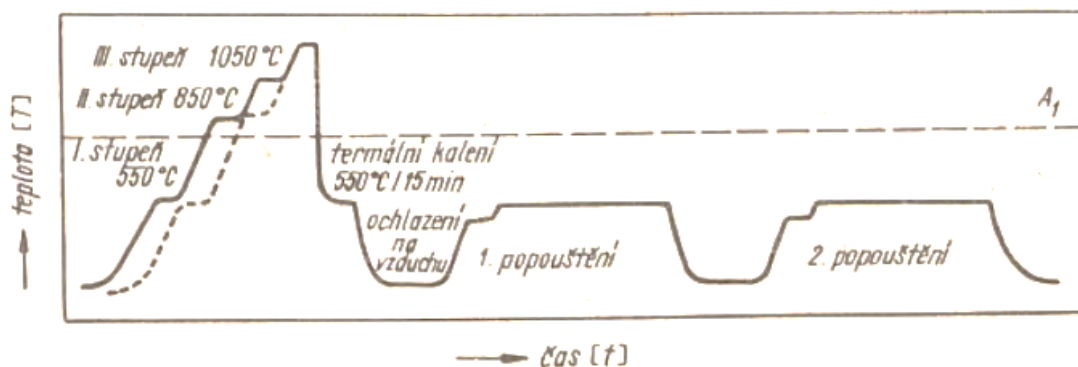


Obrázek 13: IRA diagram ledeburitické rychlořezné oceli typu 18 % W, 4 % Cr, 1 % V, 5 % Co [24]

Typický postup tepelného zpracování nástrojů z rychlořezné oceli je na Obrázku 14: Předehřev probíhá ve dvou nebo třech stupních, především z důvodu již zmíněné horší tepelné vodivosti. Výdrž na teplotě předehřevu se provádí za účelem vyrovnání teplot v celém průřezu nástroje, doporučuje se 0,5 minuty na 1 mm tloušťky nástroje při teplotě předehřevu do 650 °C a přibližně 1 minuta na 1 mm tloušťky při teplotě předehřevu 850–900 °C. Následuje krátká austenitizace na kalicí teplotě. Volba výše kalicí teploty a doby výdrže byla popsána již dříve. Poté proběhne zakalení, obvykle do termální lázně o teplotě přibližně 500 °C

s prodlevou 15–30 minut a dochlazení na vzduchu. Struktura po zakalení obsahuje 40–70 % zbytkového austenitu. Bezprostředně po zakalení musí následovat popouštění oceli. U rychlořezných ocelí probíhá popouštění ve dvou, někdy i třech krocích: Při prvním popouštění (obvykle při teplotách 540–600 °C po dobu dvou hodin) se větší část zbytkového austenitu ve struktuře přemění na martenzit. Tento martenzit je však nutné také popustit, proto následuje druhé popouštění. V některých případech, především u ocelí s vysokým obsahem wolframu a s přísadou kobaltu, i při druhém popouštění transformuje na martenzit zbytkový austenit, který se při prvním popouštění nerozpadl, proto musí být zařazeno třetí popouštění. [10; 24]

Problematicke popouštění se bude dále podrobněji věnovat následující kapitola.



Obrázek 14: Postup tepelného zpracování nástrojů z rychlořezných ocelí [24]

### 1.3.3 Popouštění

Popouštění se provádí po kalení za účelem získání finálních vlastností zpracovávaného dílu. Struktura po kalení je křehká a náchylná k praskání, její bezprostřední popouštění zajistí požadovanou houževnatost, únavovou pevnost a tvrdost materiálu. Proces spočívá v ohřátí předmětu na určenou teplotu pod  $A_{c1}$ , výdrži na této teplotě, při které dojde ke vzniku struktur bližších k rovnovážnému stavu oceli, a následnému ochlazení vhodným způsobem. Dochází k přeměnám základních fází (martenzitu a zbytkového austenitu), ale i minoritních fází (karbidů, karbonitridů aj.), které již existují v zakaleném stavu, anebo vznikají během popouštění. [10; 22]

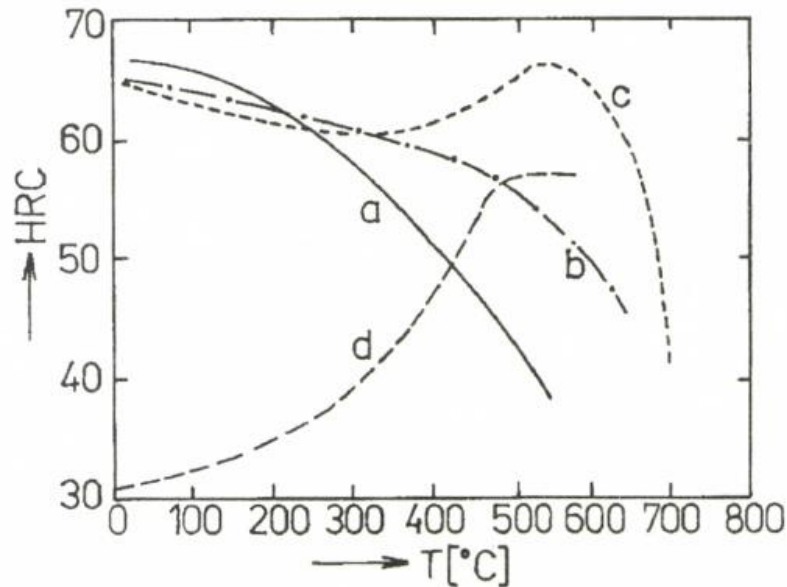
Při popouštění kalené oceli jsou rozlišovány čtyři stadia procesu:

- 1. stadium (do cca 200 °C) – rozpad uhlíkem silně přesyceného tuhého roztoku  $\alpha'$  (tetragonálního martenzitu) na nerovnovážný karbid  $\varepsilon$  ( $Fe_{2,4}C$ ) s těsně

uspořádanou šesterečnou mřížkou a nízkouhlíkový martenzit (přibližně 0,25 % C). Výsledným produktem je popuštěný (kubický) martenzit a při jeho vzniku dochází k mírnému snížení vnitřních pnutí.

- 2. stádium (přibližně 200 až 300 °C) – rozpad zbytkového austenitu ve struktuře bainitického typu stejným mechanismem jako při rozpadu austenitu při přímém ochlazení z oblasti stabilního austenitu. Dochází k zvětšení měrného objemu oceli.
- 3. stádium (nad 250 °C) – tvorba cementitu a rozpad nízkouhlíkového martenzitu na ferit. Za nižších teplot (do 400 °C) mají částice cementitu tyčinkový tvar, nad 400 °C vznikají kulovitá zrnka. Při přeměně martenzitu na ferit dochází k postupnému snižování uhlíku v tuhém roztoku a zotavovacím procesům. Proces je doprovázen snížením tvrdosti, zvýšením tvárnosti a houževnatosti, poklesem zbytkového pnutí a zmenšením objemu oceli. Výsledkem třetího stadia je feriticko-cementitická struktura (sorbit).
- 4. stádium (nad 500 °C) – hrubnutí částic cementitu, rekrytalizace a hrubnutí feritu. Klesají pevnostní vlastnosti oceli, roste houževnatost a plasticita. Výslednou strukturou je za nižších teplot sorbit, za vyšších (těsně pod teplotou  $A_{c1}$ ) zrnitý perlit. U legovaných ocelí, kam patří mimo jiné i oceli nástrojové, dochází k obohacování cementitu karbidotvornými prvky, anebo vzniku nových karbidů s odlišnou krystalickou mřížkou, než má cementit (např.  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $Mo_2C$ , VC). Precipitace těchto karbidů u vysokolegovaných ocelí má za následek zvýšení tvrdosti (tzv. sekundární tvrdost) – křivka *c* na Obrázku 15. U uhlíkových a nízkolegovaných ocelí naopak během čtvrtého stadia tvrdost klesá (křivky *a* a *b* na Obrázku 15). Příkladové prvky zpomalují průběh difuzních přeměn, proto je křivka *b* nízkolegované oceli méně strmá než křivka *a* oceli uhlíkové. [19; 22]





Obrázek 15: Závislost tvrdosti na popouštěcí teplotě (tzv. popouštěcí křivky). a - uhlíková ocel, b – nízkolegovaná chromová ocel, c- rychlořezná ocel, d – maraging ocel [19]

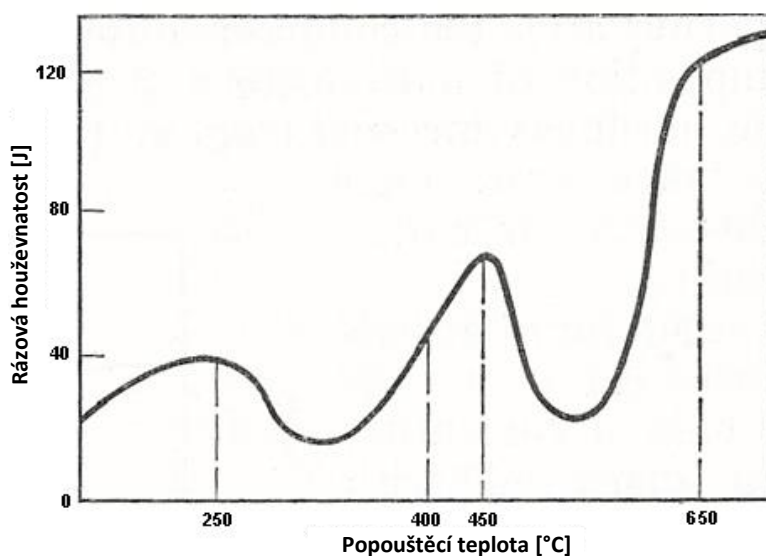
Podle účelu a výše popouštěcí teploty se proces dělí na dvě skupiny:

- Popouštění při nízkých teplotách (100–350 °C) – účelem je snížení vnitřních pnutí po kalení, zmenšení podílu zbytkového austenitu, zvýšení houževnatosti a stabilizace rozměrů.
- Popouštění při vysokých teplotách (400–650 °C) – cílem je dosažení optimální kombinace mechanických vlastností, především vysoké houževnatosti při vysoké mezi kluzu a mezi únavy. Rovněž sem patří popouštění ocelí na sekundární tvrdost. [19; 22]

U některých ocelí nedochází v určitých oblastech popouštěcích teplot k nárůstu houževnatosti, ale naopak k jejímu poklesu. Tento jev se nazývá popouštěcí křehkost a bude podrobněji popsán v následující kapitole. [19]

## 2 Popouštěcí křehkost

Popouštěcí křehkost lze charakterizovat poklesem rázové houževnatosti (příklad na Obrázku 16) v důsledku změn mikrostruktury a chemických vlivů. Vyskytuje se u kalených a následně popuštěných ocelí i u tvárných litin s určitým složením. Kromě již zmíněného poklesu rázové houževnatosti a únavových charakteristik způsobuje zvýšení tranzitní teploty, zvýšení náchylnosti ke koroznímu praskání a vodíkovému zkřehnutí. [1; 19; 25]



Obrázek 16: Vliv výše popouštěcí teploty na rázovou houževnatost (pro potřeby DP přeloženo dle [25])

### 2.1 Druhy popouštěcí křehkosti

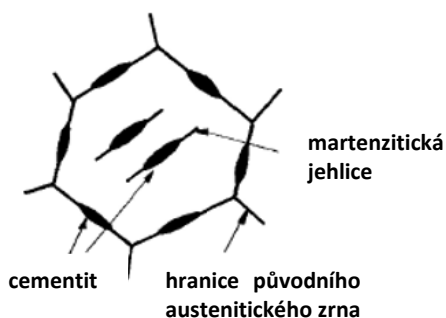
Podle podmínek a mechanismu, za kterých popouštěcí křehkost vzniká, se rozlišují dva základní druhy: nízkoteplotní a vysokoteplotní. [1; 19]

#### 2.1.1 Nízkoteplotní popouštěcí křehkost

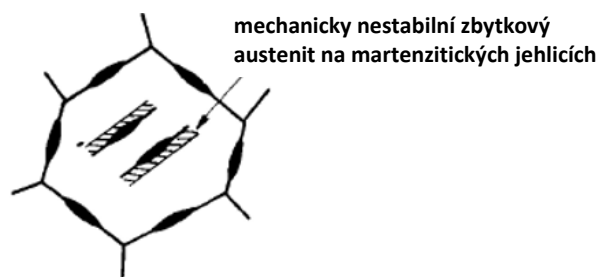
Nízkoteplotní popouštěcí křehkost (NTPK), v anglické literatuře označována jako křehkost popuštěného martenzitu, (Tempered Martensite Embrittlement, TME), je rovněž známá pod názvem „350 °C křehkost“ či nevratná popouštěcí křehkost. Dostupná literatura obvykle uvádí, že se vyskytuje v intervalu popouštěcích teplot 250–400 °C, nicméně například studie M. R. Horna a R. O. Ritchie [26] prokázala u materiálu 300-M (41SiNiCrMoV7-6) maximum nízkoteplotní popouštěcí křehkosti při 425 °C. Konkrétní teplota závisí především na chemickém složení dané oceli. NTPK se rozvíjí za izotermických podmínek, tedy při výdrži na dané teplotě. [1; 25; 26; 27]

Nejčastěji se za důvod vzniku NTPK považuje precipitace karbidů (především cementitu) ve formě filmu na povrchu martenzitických jehlic nebo na hranicích původních austenitických zrn. D. Herring ve svém článku [1] uvádí, že kromě precipitace karbidů ke vzniku NTPK přispívá segregace nečistot na hranicích zrn. Dále byly provedeny studie [26; 28], které prokazují, že na vznik NTPK má rovněž vliv mechanicky nestabilní zbytkový austenit, který je usazen na povrchu martenzitických jehlic. Dosavadní výzkumy [26; 29] ukazují, že o tom, který mechanismus vzniku NTPK bude převažující, rozhoduje chemické složení a mikrostruktura oceli. M. R. Horn a R. O. Ritchie ve své studii [26] shrnují, že u ocelí s velkým obsahem austenitu vede kombinace precipitace cementitu a nestabilního austenitu na hranicích martenzitických jehlic ke křehkému štěpení podél jehlic. Oceli se značným množstvím nečistot (především fosforu) jsou náchylné ke kombinaci precipitace cementitu a segregaci škodlivých prvků na hranici původních austenitických zrn, což se projeví interkrystalickým křehkým lomem. K segregaci nečistot na hranicích zrn dochází již v průběhu austenitizace. V ocelích s nízkým obsahem austenitu i nečistot vede praskání křehkých precipitátů cementitu na martenzitických jehlicích i hranicích austenitických zrn k transkrystalickému lomu. Všechny mechanismy jsou schematicky znázorněny na Obrázku 17.

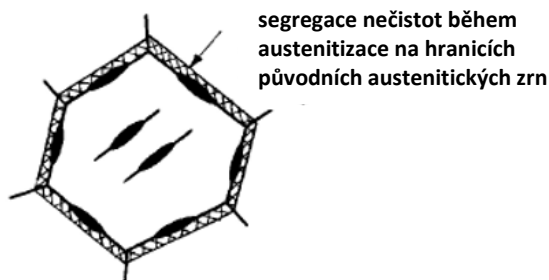
a) TRANSKRYSTALICKÉ PORUŠENÍ



b) ŠTĚPENÍ PODÉL MARTENZITICKÝCH JEHLIC

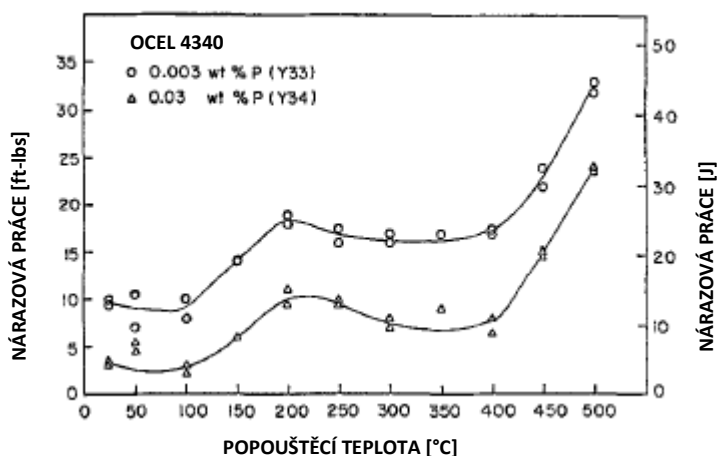


c) INTERKRYSTALICKÉ PORUŠENÍ



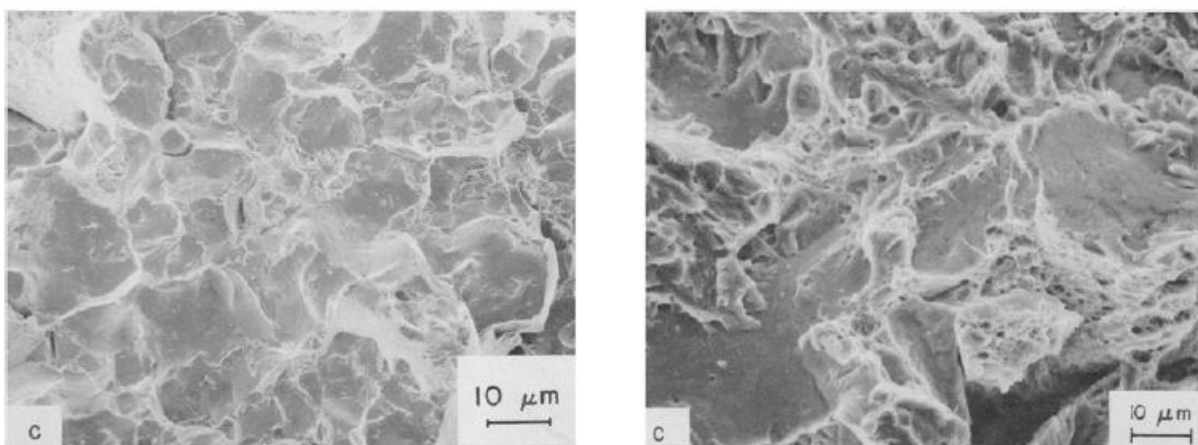
Obrázek 17: Schematické znázornění mechanismů nízkoteplotní popouštěcí křehkosti zobrazující výsledný typ porušení (pro potřeby DP přeloženo dle [26])

Tuto studii [26] ilustruje například výzkum [30], který porovnává výskyt popouštěcí křehkosti u oceli SAE 4340 (41NiCrMo7-3-2) s nízkým (0,003 %) a vysokým (0,03 %) obsahem fosforu. Výsledek rázové zkoušky je na Obrázku 18: Oba vzorky vykazují pokles nárazové práce v oblasti popouštěcích teplot 250–400 °C, ale vzorek s nižším obsahem fosforu dosahuje podle očekávání celkově vyšších hodnot nárazové práce.



Obrázek 18: Závislost nárazové práce na popouštěcí teplotě pro dva vzorky materiálu SAE 4340 (41NiCrMo7-3-2) s odlišným obsahem fosforu (pro potřeby DP přeloženo dle [30])

Fraktografické snímky na Obrázku 19 pak ukazují, že u vzorku s vyšším obsahem fosforu (vlevo) převládá při maximu popouštěcí křehkosti (popouštěcí teplota 350 °C) interkrystalický lom, kdežto u vzorku s nižším obsahem fosforu (vpravo) při stejné teplotě je dominantní štěpení podél martenzitických jehlic. [30]



Obrázek 19: Fraktografické snímky SEM lomů vzorků materiálu SAE 4340 (41NiCrMo7-3-2) s vysokým obsahem fosforu (vlevo) a s nízkým obsahem fosforu (vpravo), popouštěných při teplotě 350 °C. [30]

Nízkoteplotní popouštěcí křehkost je nevratný proces, úpravou podmínek a opakovaným popuštěním ji nelze odstranit, ačkoliv v prostudované literatuře nebyla nalezena studie, která by nevratnost dokazovala, tato skutečnost je pouze konstatována jako fakt. [1; 19]

### 2.1.2 Vysokoteplotní popouštěcí křehkost

Vysokoteplotní popouštěcí křehkost (VTPK), nazývána též jako vratná popouštěcí křehkost, v anglické literatuře pouze popouštěcí křehkost (Temper Embrittlement, TE, též Tempering Brittleness), se může v oceli rozvinout ve dvou případech:

- při popuštění na teplotu, pro kterou je daná ocel náchylná k VTPK a výdrži na této teplotě (tzv. izotermický vývin),
- při popuštění na teplotu vyšší, než je kritická teplota, po kterém následuje příliš pomalé ochlazení přes interval teplot, pro které hrozí nebezpečí vzniku VTPK (tzv. anizotermický vývin) [1; 19; 25]

Udávané rozmezí teplot se v dostupné literatuře liší – například D. Herring uvádí 375–575 °C [1], R. M. Horn a R. O. Ritchie 350–550 °C [26], článek uveřejněný na portálu Total Materia 450–600 °C [25]. Konkrétní teplota opět závisí na druhu a chemickém složení zpracovávané oceli. Obecně lze ale říci, že při popuštění nad teplotou 600 °C a vhodně zvoleném způsobu ochlazení nehrozí riziko vzniku VTPK.

Zejména starší výzkumy (60. až 80. léta minulého století) uvádějí, že hlavním mechanismem VTPK je segregace škodlivých prvků (S, P, Sb, Sn, As) na hranicích původních austenitických zrn, což způsobuje oslabení soudržnosti hranice a vede k interkrystalickému lomu. [1; 26] Nicméně novější studie prokázala, že dalším mechanismem, který se podílí na zkřehnutí oceli, je přítomnost karbidů  $M_{23}C_6$  a  $M_7C_3$  na hranicích zrn a jejich následné hrubnutí anebo nukleace. Tento jev se při rázové zkoušce projeví transkrystalickým lomem. [31]

Proces VTPK je vratný, tzn. pokud je ocel, ve které vznikla vysokoteplotní popouštěcí křehkost, znovu popuštěna nad kritickou teplotu a rychle ochlazená, křehkost bude eliminována. [1; 25]

## 2.2 Náchylnost ocelí k popouštěcí křehkosti

Jak vyplývá z předchozích kapitol, náchylnost oceli k popouštěcí křehkosti závisí na jejím chemickém složení, především obsahu škodlivých prvků, jako je P, Sn, Sb a As. Segregace těchto prvků je ale významně ovlivněna dalšími legujícími přísadami. Cr, Mn a Ni reagují se škodlivými prvky a výrazně zvyšují segregaci nečistot, což přispívá k vyšší náchylnosti k popouštěcí křehkosti. Nejvyšší náchylnost byla zaznamenána u Cr-Ni a Cr-Mo ocelí, kde působení dvou legujících prvků současně způsobí vyšší segregaci nečistot, než by byl prostý součet účinků každého legujícího prvku zvlášť. Naopak příznivě proti vzniku popouštěcí křehkosti působí přísada Mo, ale pouze v malém množství (0,15–0,3 %), větší množství již působí nepříznivě. [1; 25]

Dalším významným faktorem ovlivňujícím výskyt a rozsah popouštěcí křehkosti je mikrostruktura a mechanické vlastnosti oceli, především velikost původního austenitického zrna a tvrdost. D. Herring [1] uvádí, že jemnozrnná struktura uhlíkové oceli s nízkou tvrdostí bude méně náchylná k výskytu křehkosti, ačkoliv má vyšší obsah fosforu, zatímco vysocelegovaná Cr-Ni ocel s vysokou tvrdostí bude náchylnější i přes nižší obsah nečistot. Jiná studie [26] prokázala, že výskyt, a především závažnost popouštěcí křehkosti, závisí na obsahu zbytkového austenitu, který se vylučuje na povrchu martenzitických jehlic. Například izotermicky transformovaná, na vzduchu ochlazená ocel 300-M (41SiNiCrMoV7-6) obsahující více než 12 % zbytkového austenitu je výrazně náchylnější než jiné oceli s jeho nižším obsahem.

## 2.3 Metody hodnocení

Jak již bylo zmíněno dříve, popouštěcí křehkost se nejvýrazněji projevuje poklesem nárazové práce. Nejčastější zkouškou pro ověření výskytu popouštěcí křehkosti je tedy zkouška rázem v ohybu metodou Charpy. Některé studie také určují lomovou houževnatost. Pro další zkoumání se využívá fraktografie lomových ploch pomocí optického a skenovacího elektronového mikroskopu, a metalografická analýza mikrostruktury rovněž optickým a elektronovým mikroskopem (skenovacím i transmisním). Dále se určuje závislost tvrdosti na teplotě popouštění. V některých výzkumech proběhlo měření tahových vlastností, především pro ověření hypotézy, že popouštěcí křehkost za pokojových teplot tahové vlastnosti neovlivňuje. [1; 26; 31; 32]

## 2.4 Dosavadní výzkum jevu popouštěcí křehkosti

Fenomén popouštěcí křehkosti byl zaznamenán na konci 19. století, ale první výzkumy vysvětlující tento jev se objevují až v 50. a převážně 60. letech minulého století. Počáteční studie se zabývaly především vlivem obsahu nečistot na vznik popouštěcí křehkosti. [33] Pozdější výzkumy se zaměřují na prokázání dalších mechanismů vzniku především nízkoteplotní popouštěcí křehkosti, jako je vliv zbytkového austenitu a precipitace cementitu, a zkoumání souvislostí mezi segregací nečistot a obsahem legujících prvků. [26; 34; 35; 36] V současné době se provádějí podrobnější studie závislosti vzniku popouštěcí křehkosti na nejrůznějších parametrech, například na době popouštění [32], výši popouštěcí teploty [37] nebo velikosti výchozího austenitického zrna [38]. Mezi hlavní předměty zkoumání rovněž patří předcházení nebo odstranění popouštěcí křehkosti, například použitím moderních technologií a nových způsobů tepelného zpracování. [31; 39; 40]

Materiál 55NiCrMoV7 v souvislosti s popouštěcí křehkostí zmiňuje z prostudované literatury pouze studie M. Mutavdžiće a kol. [41], která se zabývá volbou optimální popouštěcího režimu pro kovací zápusky opatřené návarovou vrstvou. Autoři zvolili pět režimů popouštění, na vzorcích následně provedli měření tvrdosti, tahovou zkoušku a zkoušku rázem v ohybu dle Charpy. Protože ale výzkum probíhal na vzorcích s tvrdonávarovou vrstvou, základní materiál 55NiCrMoV7 byl tímto značně ovlivněn. V práci rovněž není uveden metalografický rozbor struktur získaných jednotlivými režimy popouštění ani zdůvodněn výběr těchto režimů, výsledky proto nelze použít pro srovnání a diskusi následného experimentu předložené diplomové práce.

## Experimentální část

Experimentální část předložené diplomové práce se věnuje studiu popouštěcí křehkosti u nástrojové oceli 55NiCrMoV7. Na základě prostudované literatury se zdá, že u tohoto materiálu nebyl výzkum popouštěcí křehkosti v tomto rozsahu dosud publikován.

### 3 Experimentální materiál

Pro účel experimentu byl za účelem nezávislého porovnání zvolen materiál 55NiCrMoV7 od dvou dodavatelů: firmy Schmolz + Bickenbach s.r.o. (dále označováno jako A) a firmy PrJSC Diprospectsstal (dále označováno jako B).

V průvodním certifikátu materiálu od firmy A jsou uvedeny následující údaje: chemické složení dodaného kusu (viz Tabulka 6), stav dodaného materiálu po sféroidizačním žíhání a tvrdost materiálu 219 HB.

Průvodní certifikát k materiálu firmy B udává chemické složení (v Tabulce 6), dále stav dodaného materiálu rovněž po sféroidizačním žíhání, s tvrdostí 219 HB.

U obou materiálů byla následně provedena vstupní kontrola chemického složení pomocí doutnavého výboje (GD-OES spektrometrie s detekčním limitem 1–10 µg/g, relativní směrodatnou odchylkou 1–5 % [42]), měření tvrdosti a mikrostruktury. Výsledky jsou uvedeny v Tabulkách 6 a 7 a Obrázcích 20, 22 a 23. Uvedená naměřená hodnota tvrdosti je průměrnou hodnotou z deseti měření, kompletní výsledky jsou v Příloze 1.

*Tabulka 6: Chemické složení materiálu 55NiCrMoV7 uváděné v průvodních certifikátech dodavatelů A a B a hodnoty naměřené metodou GD-OES*

		Obsah prvku [%]											
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Cu	Al	Co
A	dodavatel	0,58	0,26	0,81	0,009	0,001	1,080	0,47	1,56	0,081	-	-	-
	měřeno	0,54	0,25	0,73	<0,001	0,002	0,940	0,41	1,56	0,085	0,35	0,027	0,026
B	dodavatel	0,52	0,25	0,73	0,013	0,004	0,930	0,40	1,67	0,080	0,16	0,027	0,030
	měřeno	0,58	0,24	0,78	<0,001	0,006	1,056	0,46	1,47	0,080	0,12	0,023	0,011

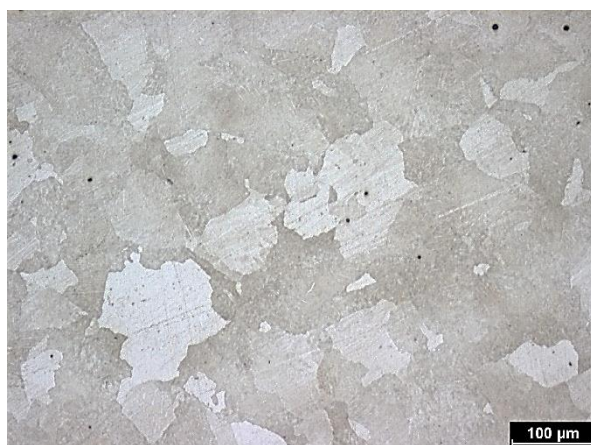
*Tabulka 7: Tvrdost experimentálního materiálu 55NiCrMoV7*

Dodavatel	Tvrdost dle dodavatele	Tvrdost měřená
	HB	HBS 2,5/62,5
A	219	188±4
B	219	210±5

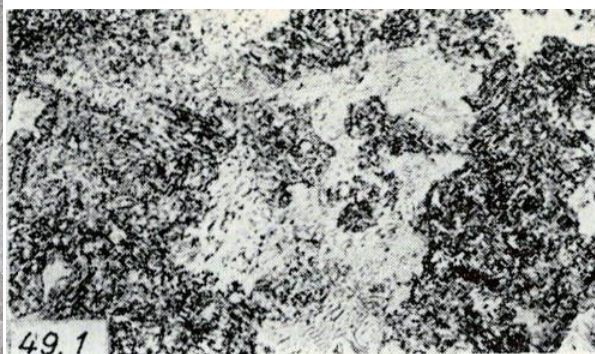


Naměřené chemické složení v obou případech odpovídá udávanému rozmezí pro 55NiCrMoV7 – viz Tabulka 2 v kapitole 1.1.1 (výjimku tvoří obsah niklu v oceli dodavatele B, kdy naměřená hodnota 1,47 % nedosahuje dolní hranice 1,5 % udávané v tabulce obvyklého složení, což ale může být způsobeno nepřesností měřicího přístroje). Významné rozdíly ve složení ocelí jednotlivých dodavatelů lze pozorovat pouze u obsahu mědi, jinak je složení velmi podobné (viz Tabulka 6).

Zatímco naměřená tvrdost (dle současné platné normy označovaná symbolem HBS) materiálu B přibližně odpovídá tvrdosti deklarované dodavatelem, tvrdost materiálu A je nižší (viz Tabulka 7).



Obrázek 20: Výchozí struktura nástrojové oceli 55NiCrMoV7 dodavatele A, Nital 2%



Obrázek 21: Žíhaná ocel 55NiCrMoV7, zvětšení 500x, Nital 1% [43]



Obrázek 22: Výchozí struktura nástrojové oceli 55NiCrMoV7 dodavatele B, Nital 2%



Obrázek 23: Struktura nástrojové oceli 55NiCrMoV7 dodavatele B po žíhání na měkko (690 °C / 2 hod.), Nital 2%

Z metalografických snímků (Obrázky 20 a 22) je patrná feriticko-perlitická struktura, lze pozorovat směs globulárního a lamelárního perlitu. Pro porovnání je uveden snímek

z publikace J. Jecha [23] (Obrázek 21) pro ocel 55NiCrMoV7 ve stavu vyžíhaném na měkko. Autor publikace neuvádí, při jaké teplotě a čase bylo žíhání provedeno, nicméně výsledky struktury se zdají být srovnatelné. Zdá se, že nižší tvrdost materiálu A než je tvrdost deklarovaná dodavatelem by mohla být způsobena větší velikostí zrna. U materiálu B se zdá patrná nehomogenní struktura a dendritická segregace, která vzniká bezprostředně po lití materiálu. Nicméně, v tomto případě, jak již bylo uvedeno, je naměřená tvrdost v dobrém souladu s informací od dodavatele.

Vzhledem k výše uvedeným skutečnostem by pro lepší porovnatelnost výsledků bylo vhodné, aby materiály obou dodavatelů měly stejnou výchozí strukturu. Dva zkušební vzorky dodavatele B proto byly zpracovány žíháním na měkko (690 °C / 2 hod.) Žíhací teplota byla zvolena na základě materiálového listu POLDI [4] jako střední hodnota doporučeného rozmezí, doba žíhání byla po konzultaci s vedením kalírny PRIKNER, kde tepelné zpracování vzorků probíhalo, stanovena na 2 hodiny. Účinnost byla ověřena metalografickou analýzou a měřením tvrdosti, kdy naměřená průměrná tvrdost dle Brinella je  $200 \pm 6$  HBS a metalografický snímek je na Obrázku 23. Kompletní hodnoty měření tvrdosti jsou opět v Příloze 1.

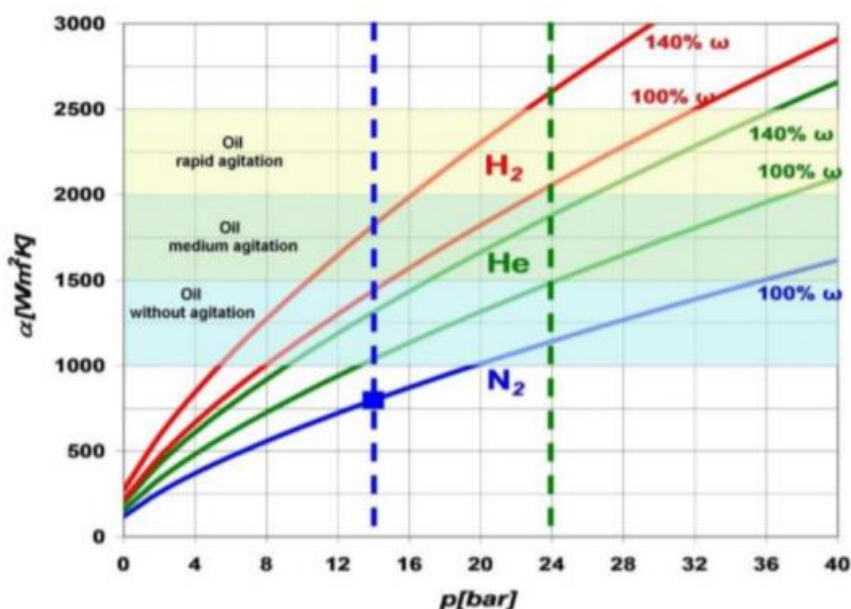
Z metalografického snímku i hodnoty naměřené tvrdosti je patrné, že tento způsob tepelného zpracování neměl na strukturu téměř žádný efekt, zdá se, že došlo ke zjemnění výchozí struktury, nicméně nebyly odstraněny útvary vzniklé dendritickou segregací. Vysvětlením může být nevhodná vstupní struktura pro žíhání již u dodavatele, který žíhání provedl, a nové žíhání proto strukturu nijak nezměnilo. Odborník z praxe se domnívá, že jediná možnost, jak ovlivnit výchozí strukturu, je její protváření [3], což ale není v možnostech přípravy vzorků pro tuto diplomovou práci. Materiál byl pro následný experiment ponechán ve stavu dodaném dodavatelem B.

Z každého materiálu bylo pro první část experimentu připraveno 105 zkušebních vzorků ve tvaru tělesa pro zkoušku rázem v ohybu metodou Charpy, tedy hranolů o průřezu 10x10 mm, délce 55 mm a vrubem ve tvaru V, v souladu s normou ČSN ISO 148.

Vzorky byly austenitizovány na teplotu 860 °C po dobu 30 minut a zakaleny do soli AS140 při teplotě 160 °C. Austenitizační teplota byla zvolena dle doporučeného rozmezí kalicích teplot pro malé vzorky z oceli 55NiCrMoV7 (viz Tabulka 4 v kapitole 1.1.1), doba austenitizace

a ochlazovací prostředí dle zkušeností a zvyklostí firmy PRIKNER, kde byly vzorky připravovány. Poté byly vzorky rozděleny do skupin po pěti kusech a každá skupina byla podrobena jiným parametrům popouštění (viz Tabulka 8).

Na základě již známé popouštěcí křivky pro tento materiál (viz Obrázek 2 v kapitole 1.1.1) byly zvoleny tyto popouštěcí teploty: 200, 300, 350, 400, 450, 500 a 600 °C. Doba výdrže je na základě obvyklého doporučení a zkušeností kalírny PRIKNER pro všechny teploty stejná, a to 2 hodiny. Dále byly zvoleny tři způsoby ochlazování z popouštěcí teploty: Na klidném vzduchu, v dusíku s přetlakem 0,5 baru a v dusíku s přetlakem 3 bary. Ochlazovací prostředí byla zvolena dle možností kalírny Prikner a dle následující úvahy: Nejpomalejším ochlazovacím prostředím je s tepelnou vodivostí přibližně  $0,026 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$  klidný vzduch. Je zde proto nejvyšší pravděpodobnost vzniku popouštěcí křehkosti. Tepelná vodivost, a tedy ochlazovací schopnost dusíku je naznačena na Obrázku 24 (modrá křivka). Je patrné, že tepelná vodivost dusíku je již při nízkém tlaku vyšší než tepelná vodivost klidného vzduchu, a s rostoucím tlakem stoupá. Z toho vyplývá, že druhým nejpomalejším prostředím bude dusík s přetlakem 0,5 baru a nejrychlejším prostředím dusík s přetlakem 3 bary. K Obrázku 24 je nutno podotknout, že jednotka tepelné vodivosti  $\text{Wm}^2\text{K}$  uváděná zdrojem [44] je chybná, správná jednotka této veličiny je  $\text{Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ . [44; 45]



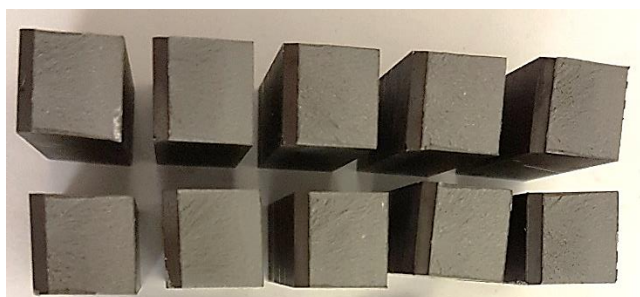
Obrázek 24: Závislost tepelné vodivosti vybraných plynů na tlaku [44]

Tabulka 8: Rozdělení vzorků dle teploty popouštění a způsobu ochlazování. Doba popouštění je pro všechny vzorky 2 hod.

Označení vzorků – dodavatel A	Označení vzorků – dodavatel B	Teplota popouštění [°C]	Způsob ochlazování
A-KV20-1-5	B-KV20-1-5	200	Na klidném vzduchu
A-KV30-1-5	B-KV30-1-5	300	
A-KV35-1-5	B-KV35-1-5	350	
A-KV40-1-5	B-KV40-1-5	400	
A-KV45-1-5	B-KV45-1-5	450	
A-KV50-1-5	B-KV50-1-5	500	
A-KV60-1-5	B-KV60-1-5	600	
A-DN20-1-5	B-DN20-1-5	200	V dusíku s přetlakem 0,5 baru
A-DN30-1-5	B-DN30-1-5	300	
A-DN35-1-5	B-DN35-1-5	350	
A-DN40-1-5	B-DN40-1-5	400	
A-DN45-1-5	B-DN45-1-5	450	
A-DN50-1-5	B-DN50-1-5	500	
A-DN60-1-5	B-DN60-1-5	600	
A-DV20-1-5	B-DV20-1-5	200	V dusíku s přetlakem 3 bary
A-DV30-1-5	B-DV30-1-5	300	
A-DV35-1-5	B-DV35-1-5	350	
A-DV40-1-5	B-DV40-1-5	400	
A-DV45-1-5	B-DV45-1-5	450	
A-DV50-1-5	B-DV50-1-5	500	
A-DV60-1-5	B-DV60-1-5	600	

## 4 Popis experimentu

Vzorky byly podrobeny zkoušce rázem v ohybu metodou Charpy, která probíhala na Charpyho kladivu PH-300-S s nárazovou prací  $K = 300 J$ . Ze zkoušky byla vyhodnocena nárazová práce  $KV$  pro všechny vzorky, a následně vypočtena průměrná hodnota a směrodatná odchylka pro každou skupinu pěti vzorků kombinace teplota popouštění-způsob ochlazování. Na Obrázku 25 je ukázka skupiny vzorků po zkoušce rázem v ohybu.



Obrázek 25: Vzorky nástrojové oceli 55NiCrMoV7 po zkoušce rázem v ohybu metodou Charpy

Následně byly všechny vzorky podrobeny měření tvrdosti na tvrdoměru RR-4 metodou dle Rockwella C (HRC). Na každém vzorku (respektive vždy pouze na jedné polovině vzorku) byly provedeny tři vtisky a určena hodnota tvrdosti HRC. Následně byla vypočtena průměrná hodnota a směrodatná odchylka ze všech měření pro každou skupinu pěti vzorků kombinace teplota popouštění-způsob ochlazování.

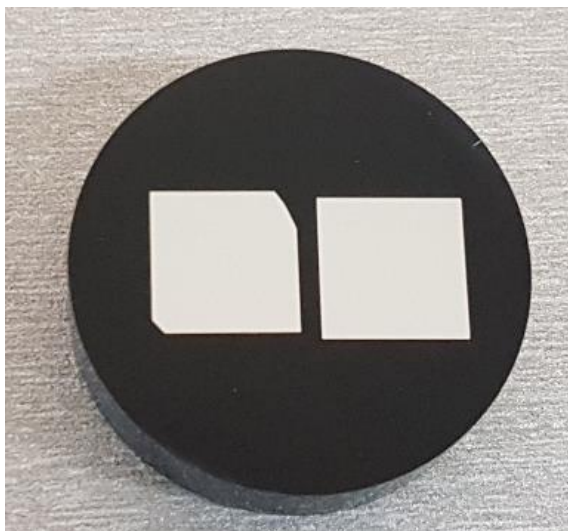
Průměrné hodnoty nárazové práce a tvrdosti byly dále použity pro sestavení popouštěcích křivek, tedy závislosti nárazové práce a tvrdosti na popouštěcí teplotě, pro jednotlivé způsoby ochlazování a dodavatele materiálu (viz kapitola 5 – Výsledky a jejich diskuse).

Na základě výsledků zkoušky rázem v ohybu byly vybrány vzorky pro metalografickou a fraktografickou analýzu. Pro pozorování byly zvoleny vzorky takových režimů tepelného zpracování, které na popouštěcí křivce vykazují významnější pokles nebo nárůst nárazové práce. Pro režim ochlazování na klidném vzduchu byly pro pozorování vybrány popouštěcí teploty 400, 450 a 500 °C, pro ochlazování v dusíku s přetlakem 0,5 baru teploty 400 a 500 °C a pro ochlazování v dusíku s přetlakem 3 bary teploty 350, 400 a 500 °C. Pozorovány byly vzorky dodavatele A i B, ze skupiny pěti vzorků pro režim tepelného zpracování byl vybrán vždy takový vzorek, který svou hodnotou nárazové práce nejvíce odpovídá vypočtené průměrné



hodnotě skupiny (vybrané konkrétní vzorky jsou označeny tučně v Tabulkách 14 a 15 v Příloze 2).

Na pile Struers Labotom-5 byly ze zkušebních těles odděleny lomové plochy pro fraktografické pozorování. Na stejném zařízení byly vyhotoveny příčné řezy, které byly zalisovány do puků na lisu Leco PR-36 do termosetické bakelitové lisovací hmoty. Poté bylo provedeno broušení a leštění standardním způsobem. Jako leštidlo byla použita koloidní silika  $\text{SiO}_2$ . Následně byl povrch vzorků naleptán leptadlem Nital o koncentraci 2 % a pozorován na světelném mikroskopu Neophot 32. Ukázka připraveného metalografického vzorku je na Obrázku 26.



*Obrázek 26: Metalografický vzorek nástrojové oceli 55NiCrMoV7 připravený pro pozorování mikrostruktury. Vlevo - dodavatel B, vpravo - dodavatel A.*

Pro fraktografické pozorování byl proveden užší výběr vzorků – zvoleny byly tři vzorky dodavatele A, pro popouštěcí teploty 400 a 500 °C s ochlazováním na klidném vzduchu a pro popouštěcí teplotu 500 °C s ochlazením v dusíku s přetlakem 0,5 baru. Analýza dalších vzorků by již byla nad rámec předložené diplomové práce.

Lomové plochy byly pozorovány na světelném mikroskopu Olympus DSX1000 a analyzovány pomocí řádkovacího elektronového mikroskopu JSM-7600F. Dále byla provedena chemická analýza vybraných oblastí metodou EDS (energievá disperzní spektroskopie) pomocí detektoru Oxford X-Mas 50 mm<sup>2</sup>.

## 5 Výsledky a jejich diskuse

V Tabulce 9 jsou průměrné hodnoty nárazové práce pro danou popouštěcí teplotu a způsob ochlazování, které byly výchozí pro sestavení grafů pro následnou diskusi v další kapitole.

V Tabulce 10 jsou obdobně uvedeny průměrné hodnoty z měření tvrdosti. Kompletní naměřené a vypočtené hodnoty pak jsou v Příloze 2.

*Tabulka 9: Průměrné hodnoty a směrodatné odchylky nárazové práce v závislosti na teplotě popouštění a způsobu ochlazování pro materiál 55NiCrMoV7 dodavatelů A a B*

Nárazová práce KV [J]						
Popouštěcí teplota [°C]	Klidný vzduch		Dusík 0,5 baru		Dusík 3 bary	
	A	B	A	B	A	B
200	7,9 ± 2,2	15,7 ± 2,9	12,6 ± 2,8	12,9 ± 2,6	9,5 ± 1,5	9,9 ± 1,3
300	12,2 ± 0,9	11,9 ± 3,6	12,9 ± 1,1	13,3 ± 2,9	12,1 ± 1,3	17,6 ± 1,4
350	12,9 ± 1,8	12,5 ± 2,7	14,3 ± 0,4	15,1 ± 4,4	12,2 ± 1,1	19,3 ± 0,7
400	10,8 ± 1,3	16,2 ± 1,4	18,2 ± 1,2	17,1 ± 1,0	14,2 ± 1,5	16,6 ± 2,9
450	20,7 ± 1,1	17,8 ± 1,0	16,1 ± 0,8	18,5 ± 1,0	16,1 ± 0,7	17,6 ± 2,0
500	17,9 ± 0,5	21,8 ± 0,6	16,9 ± 0,9	21,7 ± 1,1	20,0 ± 0,5	20,4 ± 0,4
600	24,8 ± 1,1	35,6 ± 1,4	34,4 ± 1,9	37,0 ± 2,9	31,7 ± 0,9	39,4 ± 2,3

*Tabulka 10: Průměrné hodnoty a směrodatné odchylky tvrdosti v závislosti na teplotě popouštění a způsobu ochlazování pro materiál 55NiCrMoV7 dodavatelů A a B*

Tvrdost HRC						
Popouštěcí teplota [°C]	Klidný vzduch		Dusík 0,5 baru		Dusík 3 bary	
	A	B	A	B	A	B
200	55 ± 0,6	56 ± 0,5	55 ± 0,6	56 ± 0,6	56 ± 0,8	56 ± 0,5
300	52 ± 0,5	53 ± 0,6	51 ± 0,7	53 ± 0,3	52 ± 0,7	53 ± 0,3
350	50 ± 0,5	51 ± 0,6	50 ± 0,8	51 ± 0,5	50 ± 0,9	51 ± 0,5
400	47 ± 0,4	49 ± 0,7	47 ± 0,4	50 ± 0,4	48 ± 0,7	49 ± 0,7
450	46 ± 0,6	47 ± 0,6	45 ± 0,8	48 ± 0,6	46 ± 0,7	47 ± 0,6
500	44 ± 0,8	46 ± 0,3	44 ± 0,7	46 ± 0,5	45 ± 0,7	46 ± 0,6
600	39 ± 0,5	42 ± 0,3	39 ± 0,5	42 ± 0,4	41 ± 0,6	42 ± 0,7

## 5.1 Vliv rychlosti ochlazování na popouštěcí křivky oceli 55NiCrMoV7

Pro oba materiály byly nakresleny popouštěcí křivky (závislost nárazové práce a tvrdosti na popouštěcí teplotě), a to pro všechny použité režimy ochlazování. Šipky směřující k ose x zvýrazňují popouštěcí teploty, při kterých došlo k viditelnému poklesu nárazové práce. Pro přehlednost budou dále výsledky odděleny a diskutovány pro každý materiál zvlášť, vzájemné porovnání bude provedeno v další kapitole.

### 5.1.1 Materiál dodavatele A

Křivky závislosti nárazové práce na popouštěcí teplotě jsou zobrazeny na Obrázku 27, podrobnější vyobrazení pro jednotlivé ochlazovací režimy je pak v Příloze 3. Nárazová práce, v souladu s teoretickým předpokladem, s narůstající popouštěcí teplotou roste pro všechny sledované způsoby ochlazování z popouštěcí teploty. Na závislostech je však možno pozorovat při některých teplotách pokles, který by mohl indikovat výskyt popouštěcí křehkosti.

Na křivce pro ochlazování na klidném vzduchu lze pozorovat výraznější pokles nárazové práce při popouštěcí teplotě přibližně 400 °C, což koresponduje s již známou popouštěcí křivkou (viz Obrázek 2, kapitola 1.1.1) uváděnou firmou POLDI [4]. Nutno ovšem podotknout, že v této studii [4] není uvedeno, jakým způsobem byly vzorky z popouštěcí teploty ochlazovány. Velikost poklesu naměřeného v předložené diplomové práci je přibližně 3 J, nicméně, vzhledem ke směrodatným odchylkám může být popsán pokles i menší. Na základě této skutečnosti nelze s určitostí konstatovat, že se jedná o jev způsobený popouštěcí křehkostí – v dostupné prostudované literatuře [26; 28; 29; 30] zabývající se studiem popouštěcí křehkosti je obvyklý měřený pokles nárazové práce v takovém případě v rozmezí 8–20 J. Naměřená závislost vykazuje ještě jeden pokles nárazové práce, a to při 500 °C, což by mohlo značit výskyt vysokoteplotní popouštěcí křehkosti. Pro toto lokální minimum platí totéž jako pro teplotu 400 °C. Na základě výše uvedeného je možné konstatovat, že velikost tohoto poklesu může být v důsledku směrodatných odchylek měření i menší. Způsob ochlazování na klidném vzduchu je z praktického hlediska časově i energeticky nejvýhodnější, nicméně, na základě dosažených výsledků v rozmezí popouštěcích teplot 350–500 °C se zdá, že by zde mohlo dojít k výskytu popouštěcí křehkosti. Tyto výsledky by bylo v budoucnu vhodné ověřit na větším počtu vzorků.

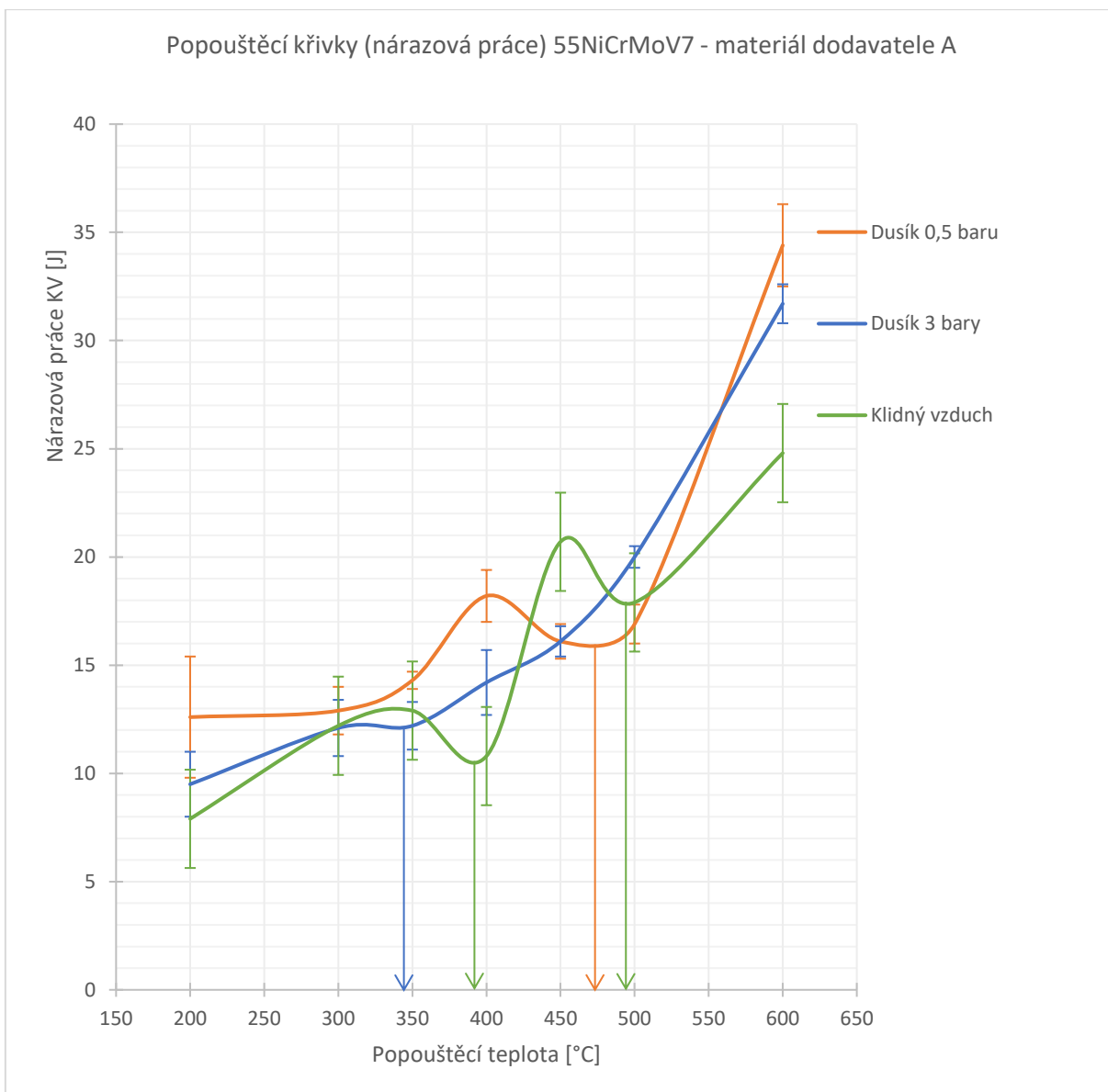


V případě způsobu ochlazování z popouštěcí teploty v dusíku s přetlakem 0,5 baru lze zaznamenat pokles nárazové práce při teplotě přibližně 470 °C. Stejně jako v případě poklesů na křivce pro ochlazování na klidném vzduchu, i zde je velikost změny přibližně 2 J a vzhledem ke směrodatným odchylkám měření může být i menší, a nelze tedy opět jednoznačně rozlišit, zda se jedná o projev popouštěcí křehkosti, nebo rozptyl naměřených hodnot.

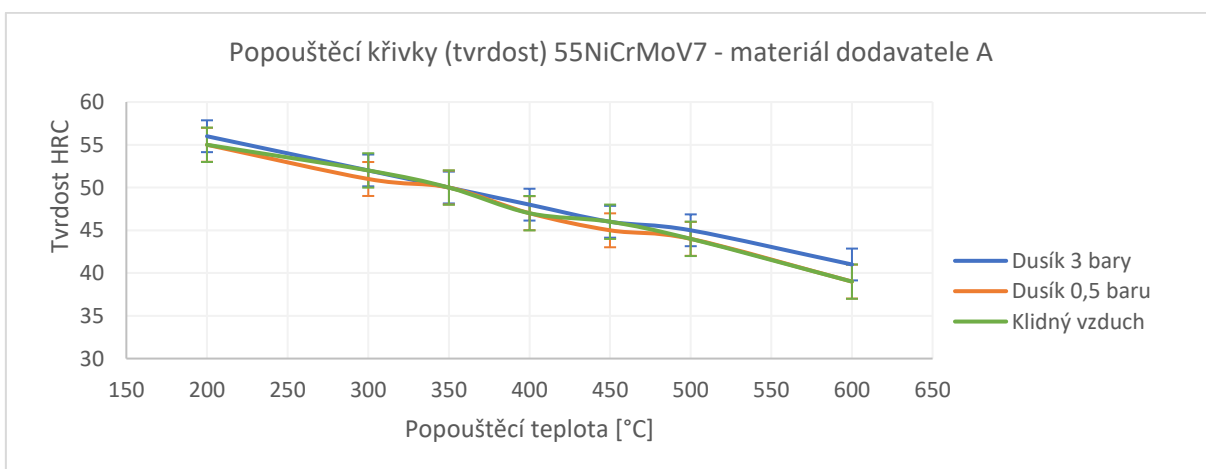
Při nejrychlejším způsobu ochlazování v rámci předložené práce, tedy v dusíku s přetlakem 3 bary, lze očekávat potlačení popouštěcí křehkosti. Na křivce je vidět pouze velmi mírný pokles nárazové práce při teplotě popouštění 350 °C. Uvedený pokles je přibližně 0,5 J a na základě této skutečnosti lze předpokládat, že se pravděpodobně jedná pouze o odchylku měření. Nicméně, pokud by závislost procházela extrémy v rámci měřených směrodatných odchylek, vznikl by při teplotě 350 °C na závislosti mírný pokles o 2,5 J. Zdá se tedy, že tento způsob ochlazování by mohl být vhodný k předejití vzniku popouštěcí křehkosti a dosažení optimální hodnoty tvrdosti a rázové houževnatosti, nicméně, tento předpoklad by bylo v budoucnu vhodné ověřit na větším počtu vzorků.

Z porovnání ochlazovacích křivek pro materiál dodavatele A nelze vzhledem k jejich průběhu vydedukovat zcela jednoznačný závěr hodnotící vliv rychlosti ochlazování z popouštěcí teploty na ocel 55NiCrMoV7 bez dalšího ověření výsledků na větším počtu experimentálních vzorků.

Křivky závislosti tvrdosti na popouštěcí teplotě jsou uvedeny na Obrázku 28, podrobněji opět v Příloze 3. Dle teoretického předpokladu vykazují pokles s narůstající teplotou popouštění. Je možno konstatovat, že nezávisle na rychlosti ochlazování z popouštěcí teploty jsou v rámci směrodatných odchylek srovnatelné a jejich průběh i velikost tvrdosti dle očekávání odpovídá křivce udávané firmou POLDI [4] na Obrázku 2 v kapitole 1.1.1.

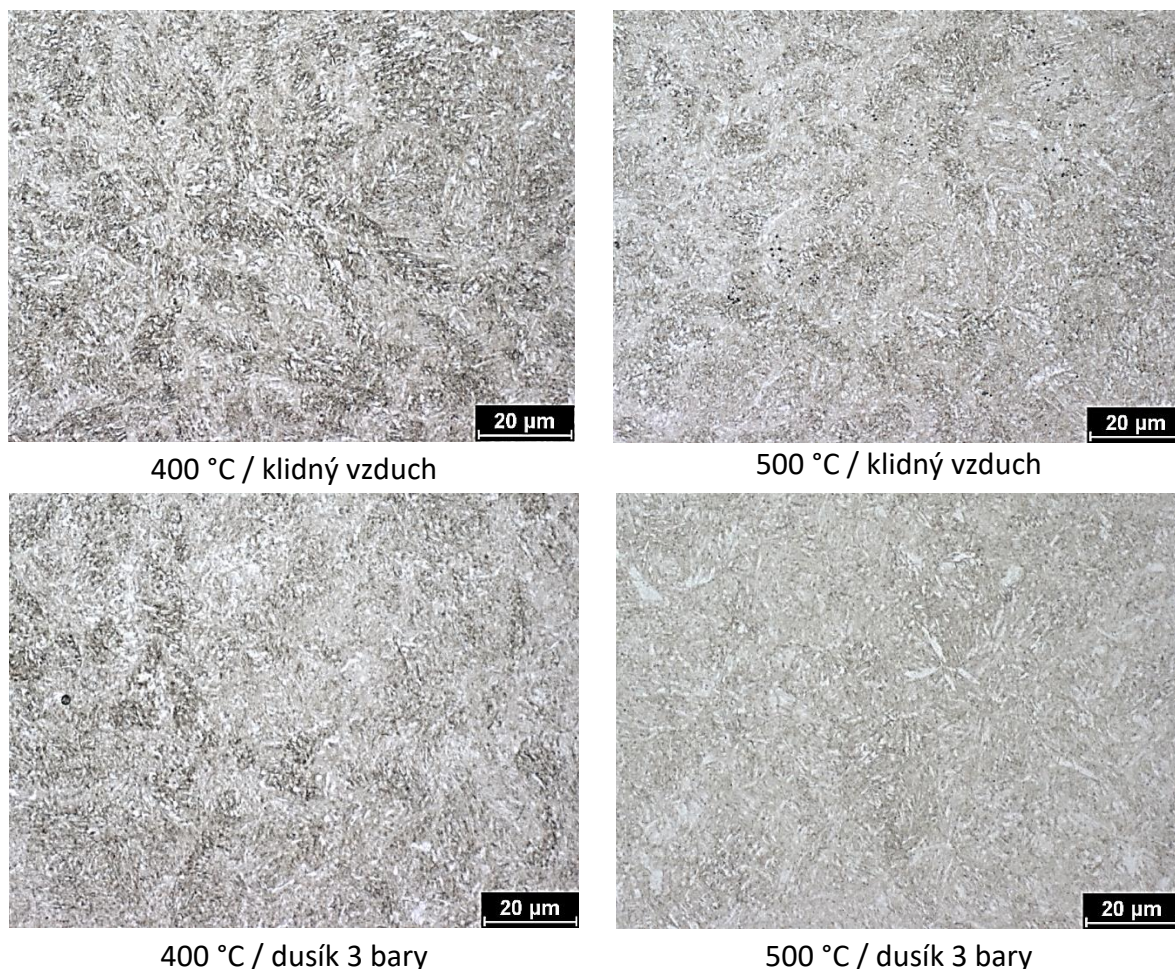


Obrázek 27: Popouštěcí křivky (závislost rázové houževnatosti na popouštěcí teplotě), vyznačena lokální minima, materiál 55NiCrMoV7, dodavatel A



Obrázek 28: Popouštěcí křivky (závislost tvrdosti na popouštěcí teplotě), materiál 55NiCrMoV7, dodavatel A

Příklad porovnání mikrostruktury pro nejpomalejší a nejrychlejší způsob ochlazování materiálu A z teploty popouštění 400 a 500 °C je na Obrázku 29. Obecně lze konstatovat, že všechny vybrané zkoumané vzorky vykazují sorbitickou strukturu, ačkoliv dle teoretického předpokladu by měla být struktura pro nižší teploty smísená z popuštěného martenzitu a sorbitu, a s narůstající popouštěcí teplotou by měl podíl sorbitu stoupat. V každém případě lze ve struktuře očekávat také podíl zbytkového austenitu, který však světelnou mikroskopií není detekovatelný. Z obrázku se zdá, že různé způsoby ochlazování a nárůst popouštěcí teploty ze 400 na 500 °C nemají na strukturu vzorků téhož dodavatele téměř žádný vliv. Rovněž nejsou patrné žádné projevy popouštěcí křehkosti, které byly popsány v teoretické části předložené práce. Zde je nutno podotknout, že zmíněné projevy popouštěcí křehkosti v dostupné literatuře nebývají analyzovány pomocí světelné mikroskopie. Lze předpokládat, že by mohly být zjištěny s pomocí elektronové mikroskopie, tato analýza je však nad rámec předložené práce. Kompletní porovnání struktur zkoumaných vzorků je uvedeno dále v Tabulce 12.



Obrázek 29: Porovnání mikrostruktury nástrojové oceli 55NiCrMoV7, světelná mikroskopie, dodavatel A

Jak již bylo zmíněno v kapitole 4 Popis experimentu, pro fraktografické pozorování byly zvoleny tři vzorky: Pro popouštěcí teploty 400 a 500 °C s ochlazením na klidném vzduchu, a pro teplotu 500 °C s ochlazením v dusíku s přetlakem 0,5 baru. Výsledky jsou na Obrázku 30 – nahoře. Při pozorování světelnou mikroskopií se všechny lomy jeví jako křehké, s malým podílem houževnatého lomu. V souladu s hodnotami nárazové práce tento podíl mírně narůstá. Při tomto zvětšení opět nelze určit, zda se na lomových plochách vyskytují projevy popouštěcí křehkosti, proto jsou tyto plochy dále pozorovány na elektronovém skenovacím mikroskopu (SEM).

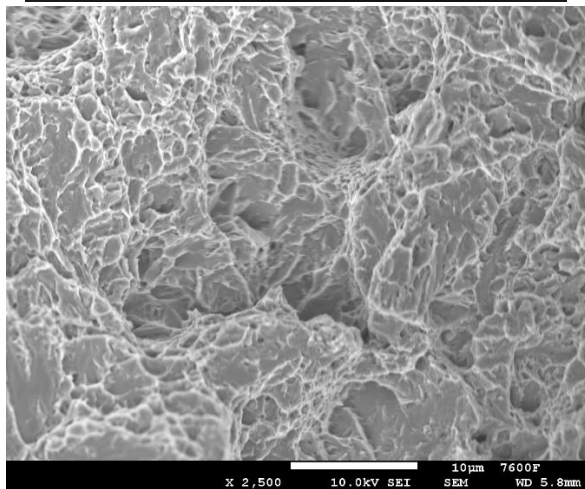
Při pozorování SEM (Obrázek 30 – dole) se lom ve středové oblasti zkušební vzorku jeví jako směs tvárného a křehkého transkrystalického lomu. Stejně jako v případě pozorování lomových ploch na světelném mikroskopu, i zde podíl tvárného lomu se zvyšující se teplotou mírně narůstá. U vzorku popuštěného na 500 °C a ochlazovaného v dusíku 0,5 baru lze ojediněle pozorovat drobné kulové útvary, které pomocí analýzy chemického složení byly identifikovány jako sulfidy manganu a vápníku (rozbor chemického složení je v Tabulce 11). U ostatních dvou vzorků se sulfidy nenašly, ale ve všech vzorcích se dají místy pozorovat důlky, ve kterých se pravděpodobně tyto útvary mohly nacházet. Lze předpokládat, že vypadly při manipulaci s lomovými plochami, protože všechny vzorky pocházejí z jednoho polotovaru.

*Tabulka 11: Chemické složení sulfidu*

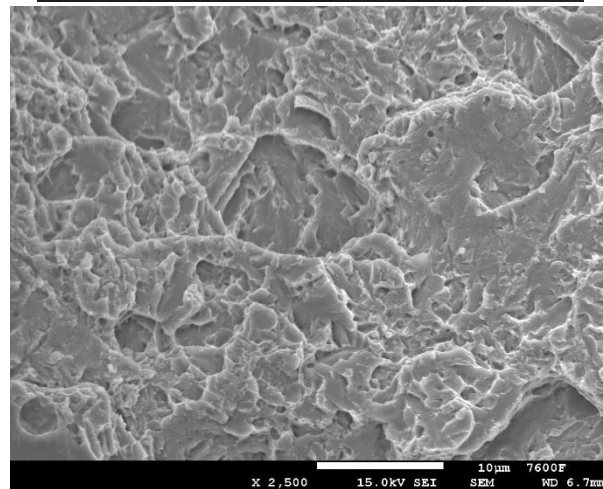
<b>Obsah prvku [%]</b>							
<b>C</b>	<b>Mg</b>	<b>Al</b>	<b>S</b>	<b>Ca</b>	<b>Cr</b>	<b>Mn</b>	<b>Fe</b>
2,00	0,54	0,70	35,18	26,35	0,22	22,01	12,91

Je otázkou, zda by tyto sulfidy mohly být projevem popouštěcí křehkosti a způsobit pokles rázové houževnatosti na popouštěcí křivce. Pro jednoznačnější závěr by bylo v budoucnu nutné provést pozorování více lomových ploch a pomocí obrazové analýzy porovnat množství a velikostní podíl sulfidů ve vzorcích vykazujících pokles rázové houževnatosti a vzorcích, které pokles nevykazují. Rovněž by bylo vhodné doplnit pozorování mikrostruktury vzorků na elektronovém mikroskopu, ale toto je již nad rámec předložené diplomové práce.

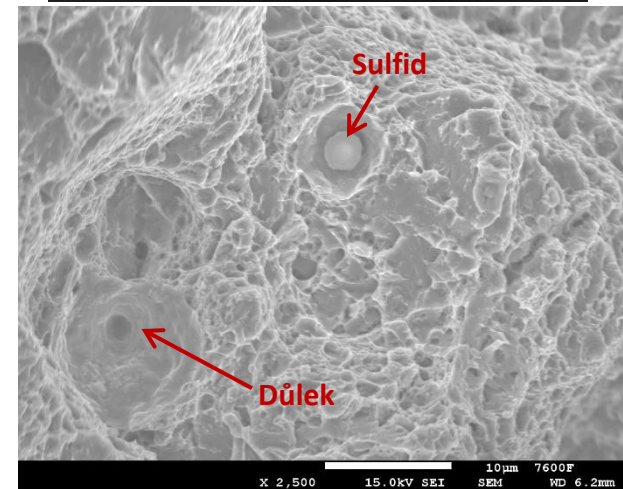




400 °C / klidný vzduch



500 °C / klidný vzduch



500 °C / dusík 0,5 baru

Obrázek 30: Fraktografické snímky lomových ploch nástrojové oceli 55NiCrMoV7, dodavatel A.  
Nahore – světelná mikroskopie, dole – SEM.

### 5.1.2 Materiál dodavatele B

Křivky závislosti nárazové práce na popouštěcí teplotě jsou na Obrázku 31, další zobrazení je uvedeno v Příloze 3. Stejně jako v případě materiálu dodavatele A, trend popouštěcích křivek je obecně vzrůstající.

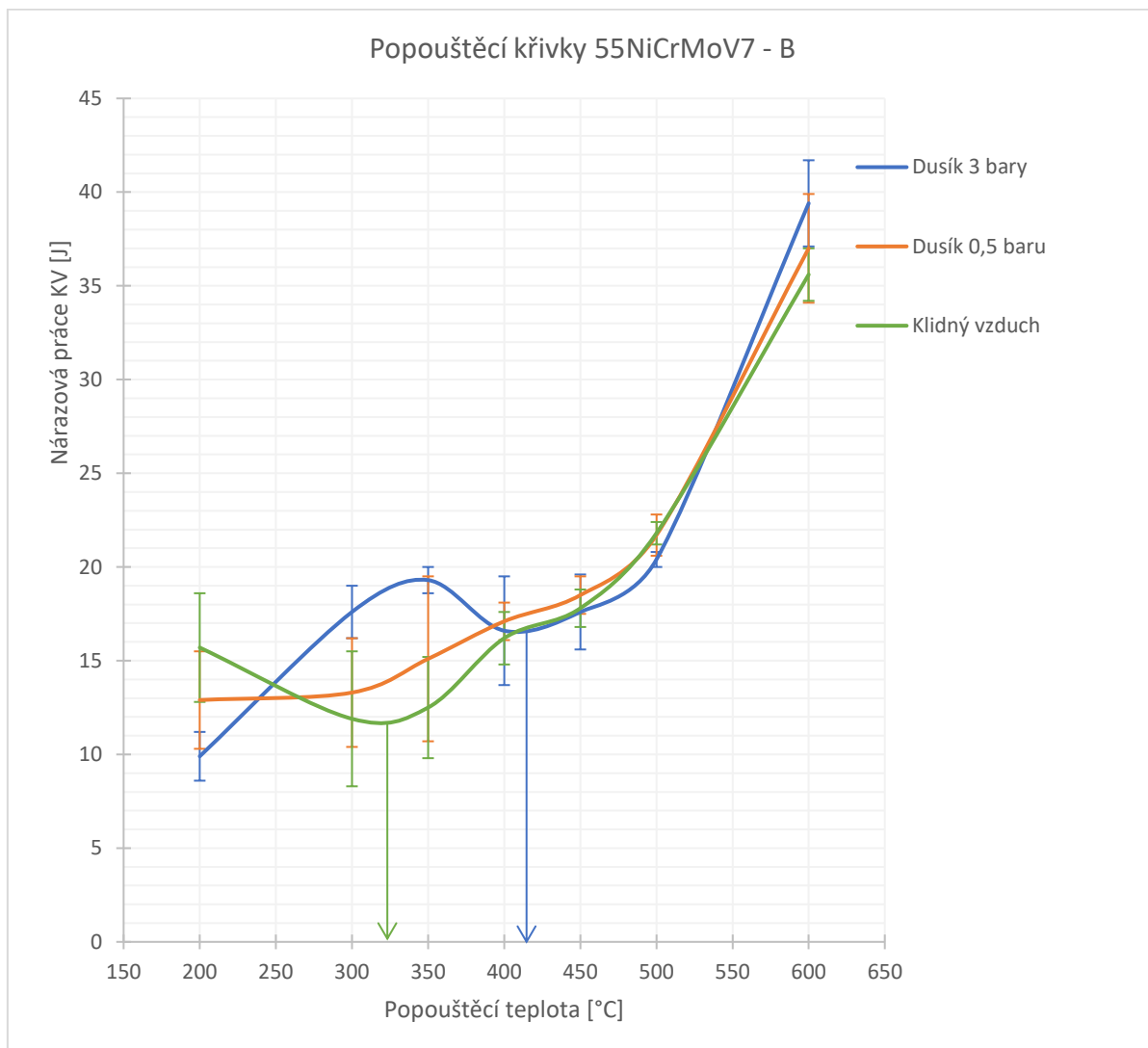
Nicméně, při ochlazování na klidném vzduchu závislost nárazové práce na popouštěcí teplotě, narozdíl od všech ostatních naměřených závislostí, v intervalu teplot 200–330 °C klesá. Od teploty 330 °C je pak její trend stoupající. Naměřené hodnoty pro první tři popouštěcí teploty ale vykazují vysoké směrodatné odchylky ( $\pm 2,9$  J pro teplotu 200 °C,  $\pm 3,6$  J pro 300 °C a  $\pm 2,7$  J pro 350 °C) a křivka proložená těmito extrémy by mohla získat zcela jiný charakter. Nelze tedy určit, zda může být vzniklé lokální minimum při 330 °C způsobeno výskytem popouštěcí křehkosti, anebo je zapříčiněno vysokým rozptylem naměřených hodnot. Pro formulaci jednoznačného závěru by v budoucnu bylo nutné ověřit výsledky na větším počtu zkušebních vzorků.

Křivka pro ochlazování v dusíku s přetlakem 0,5 baru nevykazuje žádný výrazný pokles, ale směrodatné odchylky měření jsou zvláště pro teplotu 350 °C vysoké ( $\pm 4,4$  J), což opět může značně ovlivnit průběh křivky – například při propojení extrémů pro 300 a 350 °C by mohl vzniknout výrazný pokles při teplotě 350 °C, a to až 5 J, obdobně při teplotě 400 °C. Bez ověření výsledků na větším počtu vzorků tedy nelze s jistotou konstatovat, že se při tomto způsobu ochlazování nevyskytuje popouštěcí křehkost a že lze tento způsob v praxi použít.

Závislost pro nejrychlejší způsob ochlazování, v dusíku s přetlakem 3 bary, vykazuje nejprve prudký růst v rozmezí popouštěcích teplot 200–350 °C, a následný pokles nárazové práce o 4 J s lokálním minimem přibližně při teplotě 410 °C. Toto minimum je ovšem na úrovni hodnot předchozích dvou křivek, které v této oblasti plynule narůstají, dá se tedy říci, že tento pokles není pod úroveň běžných hodnot a není jasné, zda by mohl být způsoben popouštěcí křehkostí. Nicméně, stejně jako v předchozích případech, i zde jsou směrodatné odchylky měření vysoké, a především v okolí teploty 400 °C by mohla mít naměřená křivka odlišný charakter.

Stejně jako v případě dodavatele A, ani zde nelze z porovnání ochlazovacích křivek pro nástrojovou ocel 55NiCrMoV7 dodavatele B vydedukovat jednoznačný závěr, který by

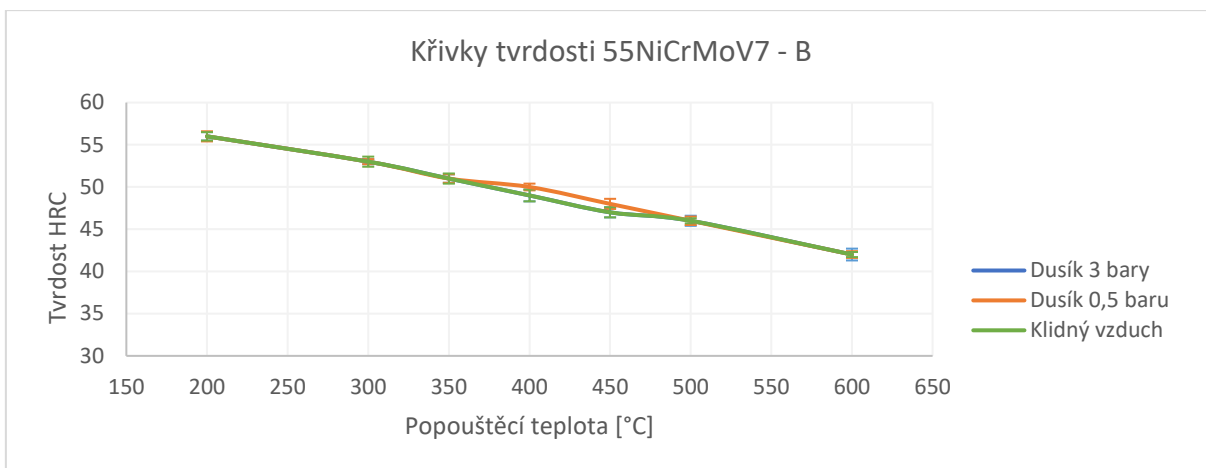
zhodnotil vliv rychlosti ochlazování z popouštěcí teploty na výskyt popouštěcí křehkosti, bez dalšího ověření výsledků na větším počtu vzorků.



Obrázek 31: Popouštěcí křivky (závislost rázové houževnatosti na popouštěcí teplotě), vyznačena lokální minima, materiál 55NiCrMoV7, dodavatel B

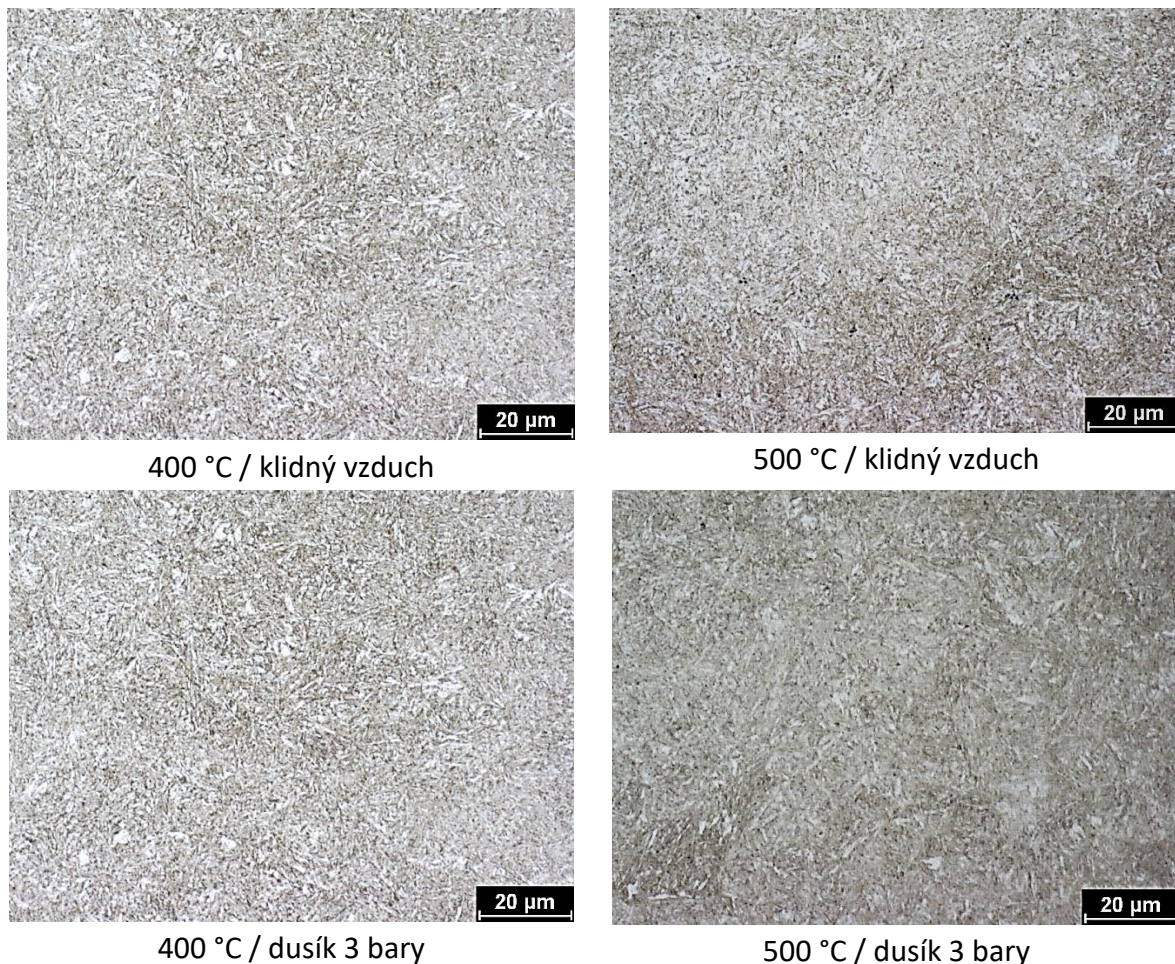
Křivky závislosti tvrdosti na popouštěcí teplotě (Obrázek 32, podrobněji v Příloze 3) jsou pro všechny způsoby ochlazování v rámci směrodatných odchylek srovnatelné, v případě ochlazování na klidném vzduchu a v dusíku s přetlakem 3 bary křivky zcela splývají. Křivky mají dle očekávání sestupný charakter a korespondují s Obrázkem 2, ačkoliv hodnoty tvrdosti jsou vyšší (o 2-3 HRC).





Obrázek 32: Popouštěcí křivky (závislost tvrdosti na popouštěcí teplotě), materiál 55NiCrMoV7, dodavatel B

Pro pozorování mikrostruktury (ukázka na Obrázku 33) platí popis a diskuse uvedená u materiálu dodavatele A. Vzájemné porovnání bude provedeno v další kapitole.



Obrázek 33: Porovnání mikrostruktury nástrojové oceli 55NiCrMoV7, světelná mikroskopie, dodavatel B

Při fraktografickém pozorování vzorků na světelném mikroskopu se lomové plochy jeví rovněž křehce s určitým podílem tvárného lomu po okrajích lomové plochy. Ukázka lomové plochy



pro vzorek popuštěný na 500 °C a ochlazený v dusíku s přetlakem 3 bary je na Obrázku 34. Pozorování lomových ploch pomocí skenovacího elektronového mikroskopu pro zjištění eventuálních rozdílů by bylo vhodné doplnit v dalším výzkumu této problematiky.



Obrázek 34: Lomová plocha vzorku dodavatele B, popuštěno 500 °C / dusík 3 bary, světelná mikroskopie

## 5.2 Vliv struktury výchozího materiálu oceli 55NiCrMoV7 na popouštěcí křivky s různým režimem ochlazování – porovnání materiálu dodavatelů A a B

Na Obrázku 35 jsou pro jednotlivé způsoby ochlazování porovnány výsledky měření nárazové práce a tvrdosti v závislosti na popouštěcí teplotě materiálu dodavatele A a B.

Závislost nárazové práce na popouštěcí teplotě materiálu A pro ochlazování na klidném vzduchu nekoresponduje se závislostí materiálu B v oblasti popouštěcích teplot 200–330 °C a 300–350 °C. Zatímco v prvním uvedeném rozmezí nárazová práce materiálu A narůstá, u materiálu B klesá. Ve druhém rozmezí je tomu naopak. Rozdíl může být způsoben odlišnou výchozí strukturou, ale také velkým rozptylem hodnot jednotlivých měření, výsledky by bylo, jak již bylo uvedeno, vhodné ověřit měřeními s větším počtem vzorků. Při teplotě 450 °C se hodnoty v rámci směrodatných odchylek vyrovnají. Významný rozdíl v nárazové práci (více než 10 J) je při popouštěcí teplotě 600 °C, což může být rovněž způsobeno odlišnou výchozí strukturou, ale ve studiu popouštěcí křehkosti tato teplota již není významná, protože je známo, že při popouštění nad 600 °C se popouštěcí křehkost prakticky nevyskytuje.

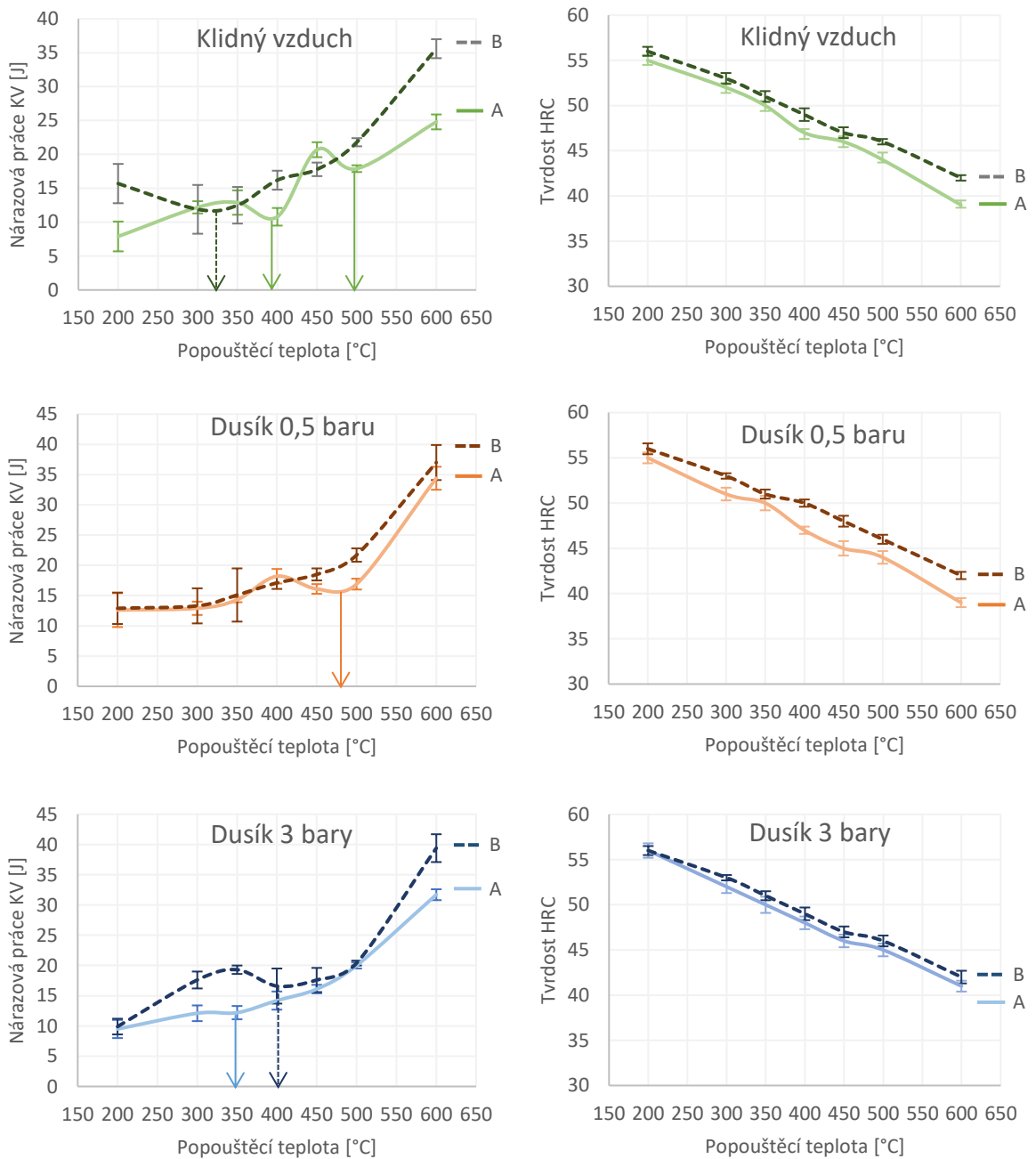
Křivky závislosti nárazové práce na popouštěcí teplotě pro ochlazování v dusíku s přetlakem 0,5 baru jsou do popouštěcí teploty 400 °C v rámci směrodatných odchylek podobné, ačkoliv jak již bylo řečeno při popisu výsledků materiálu dodavatele B, křivka B vykazuje především

pro teplotu 350 °C vysokou směrodatnou odchylku ( $\pm 4,4$  J). Pro teploty 450 °C a 500 °C je hodnota nárazové práce materiálu B vyšší, a to i v rámci měřených směrodatných odchylek. Toto by opět bylo možné vysvětlit odlišnou výchozí strukturou dodaných materiálů.

Při ochlazování v dusíku s přetlakem 3 bary jsou patrné rozdíly především v rozmezí popouštěcích teplot 250–400 °C, kdy materiál B dosahuje vyšších hodnot než materiál A. Rozdíl si lze opět vysvětlit odlišnou výchozí strukturou. Od 400 °C jsou průběhy křivek v rámci směrodatných odchylek podobné, ačkoliv při teplotě 600 °C materiál B stejně jako v případě ochlazování na klidném vzduchu opět vykazuje vyšší hodnotu než A.

Z porovnání závislosti tvrdosti na popouštěcí teplotě pro materiály dodavatelů A a B je vidět, že B dosahuje mírně vyšších hodnot tvrdosti než A, ačkoliv v některých případech jsou rozdíly v rámci směrodatných odchylek zanedbatelné. Příčinou může být vliv primární struktury.

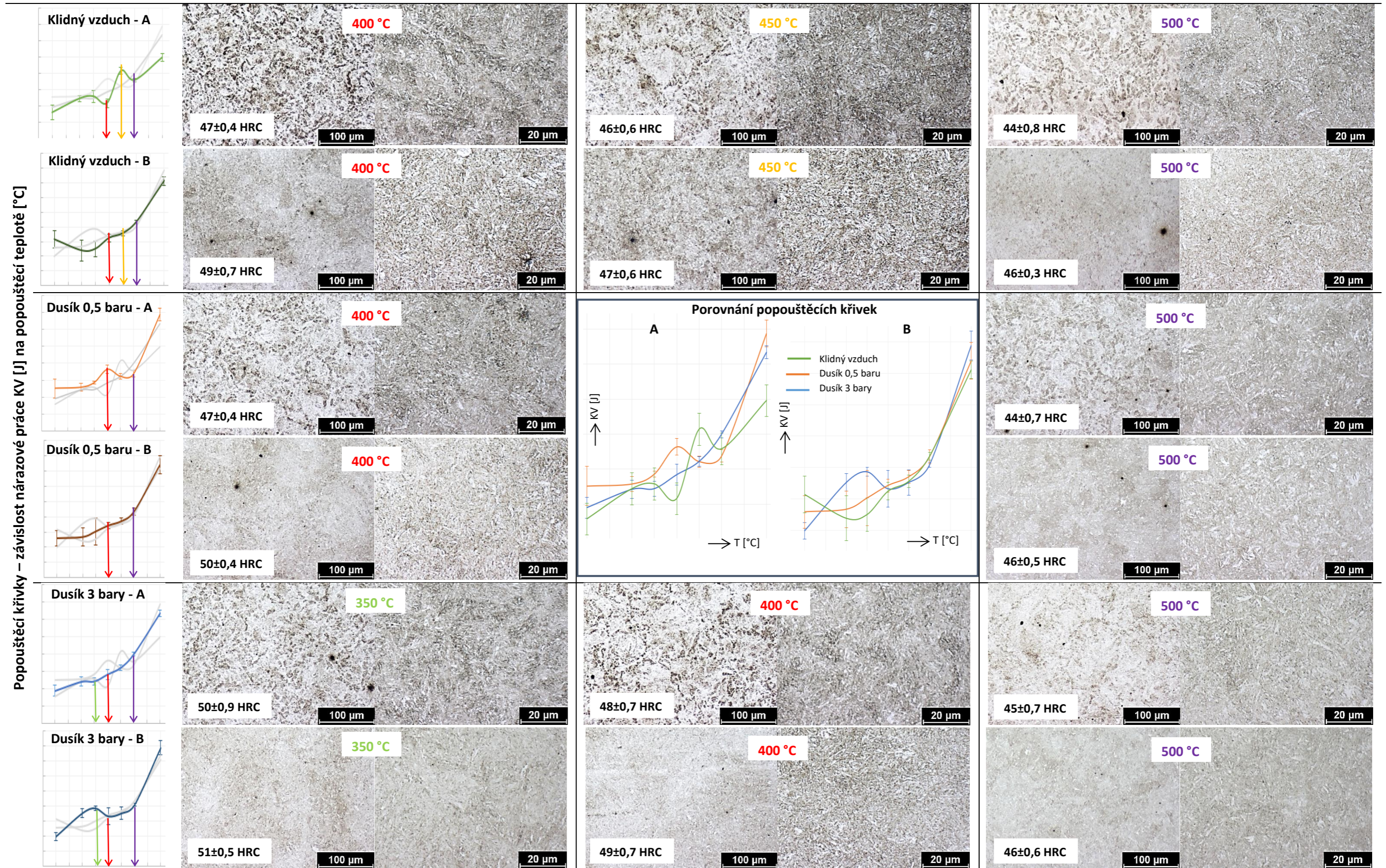
Souborné výsledky světlené mikroskopie a popouštěcích křivek pro materiál 55NiCrMoV7 od dvou dodavatelů jsou uvedeny v Tabulce 12. Je možno konstatovat, že materiál A vykazuje hrubší strukturu než B. Jak již bylo uvedeno, důvodem tohoto rozdílu může být odlišná struktura výchozího materiálu v rámci jedné značky oceli.



Obrázek 35: Závislost nárazové práce (vlevo) a tvrdosti (vpravo) na popouštěcí teplotě, materiál 55NiCrMoV7, porovnání dodavatelů A a B



Tabulka 12: Studium popouštěcí křehkosti materiálu 55NiCrMoV7 – souborné výsledky





Z naměřených výsledků je patrné, že pod jednou značkou oceli lze získat materiál s odlišnou výchozí strukturou i chováním při následném tepelném zpracování. Pro praktické použití z toho vyplývá, že pro vyvarování se popouštěcí křehkosti nelze zcela spoléhat na určitý režim popouštění, a rovněž výsledné dosahované hodnoty tvrdosti se liší dle struktury vstupního materiálu.

Z dosažených výsledků by se dalo říci, že v rozmezí popouštěcích teplot 350–500 °C nelze doporučit ochlazování na klidném vzduchu – materiál dodavatele A vykazuje pokles nárazové práce, a ačkoliv v tomto případě není jeho hodnota natolik vysoká, aby se dala jednoznačně považovat za projev popouštěcí křehkosti, nelze jej zcela zanedbat. Materiál B v tomto případě vykazuje tak vysoké odchylky měření, že nelze zcela jednoznačně určit průběh křivky. Pro ochlazení z popouštěcích teplot v dusíku s přetlakem 0,5 baru materiál A rovněž vykazuje určitý pokles a materiál B velmi vysoké směrodatné odchylky, tudíž tento způsob ochlazování z popouštěcích teplot 350–500 °C rovněž nelze doporučit. V posledním zkoumaném režimu ochlazování, tedy v dusíku s přetlakem 3 bary, lze u materiálu A pozorovat průběh popouštěcí křivky bez výkyvů, nicméně u materiálu B je patrný nárůst nárazové práce pro teplotu 350 °C a následný pokles při zhruba 400 °C, ačkoliv je toto lokální minimum na úrovni hodnot jiných způsobů ochlazování, které zde žádný pokles nevykazují. Další měřené hodnoty ovšem vykazují vysokou směrodatnou odchylku, nelze tedy říci, zda nárůst a následný pokles nárazové práce není způsoben rozptylem měření. Tento způsob popouštění tedy rovněž pro teploty 350–500 °C nelze doporučit, ačkoliv kdyby bylo z nějakého důvodu nezbytné popouštět v rozmezí těchto teplot, ochlazování v dusíku s přetlakem 3 bary se jeví jako nejméně nevhodná varianta.

Pro sestavení jednoznačnějších doporučení pro praktické použití by v budoucnu bylo nutné provést studii na větším počtu vzorků, a materiál rovněž podrobit podrobnější metalografické a fraktografické analýze pomocí elektronového mikroskopu a následnému statistickému vyhodnocení sulfidických částic. Zatím lze konstatovat, že při dostupných způsobech ochlazování materiálu (na klidném vzduchu, v dusíku s přetlakem 0,5 baru a 3 bary) je vhodnější nástrojovou ocel 55NiCrMoV7 v rozmezí teplot 350–500 °C nepopouštět.

## 6 Závěr

Předložená diplomová práce se věnuje studiu popouštěcí křehkosti u nástrojové oceli 55NiCrMoV7. Experiment byl proveden na vzorcích dvou různých dodavatelů (kalení 860 °C/30 min, sůl AS140 při teplotě 160 °C). Byly sledovány režimy popouštění v oblasti 200–600 °C/2 hodiny a tři různé režimy ochlazování: na klidném vzduchu, v dusíku s přetlakem 0,5 baru a v dusíku s přetlakem 3 bary. Z dosažených výsledků lze konstatovat následující:

1. Naměřené chemické složení experimentálního materiálu dodavatelů A a B se výrazněji neliší a odpovídá normovaným hodnotám pro ocel 55NiCrMoV7.
2. Výchozí feriticko-perlitická struktura materiálů dodavatelů A a B je odlišná – A je v obvyklém stavu po žíhání na měkko, u materiálu B se zdá patrná nehomogenní struktura a dendritická segregace vznikající po lití materiálu.
3. Tvrdost výchozí struktury dodavatele A je nižší přibližně o 30 HBS, u dodavatele B přibližně odpovídá tvrdosti udávané normou po žíhání na měkko.
4. Popouštěcí křivky pro oba materiály vykazují obecně se zvyšující se teplotou popouštění nárůst houževnatosti, ale v oblasti 350–500 °C, ve které se očekává výskyt popouštěcí křehkosti, se chovají následovně:
  - a. Při ochlazování na klidném vzduchu materiál A vykazuje pokles nárazové práce při teplotách 400 a 500 °C, materiál B při přibližně 330 °C.
  - b. Při ochlazování v dusíku s přetlakem 0,5 baru materiál A vykazuje pokles při 470 °C, materiál B je bez výrazného poklesu.
  - c. Při ochlazení v dusíku s přetlakem 3 bary materiál A nevykazuje téměř žádný pokles, materiál B dosahuje v rozmezí 250–400 °C vyšších hodnot nárazové práce než A a při 400 °C vykazuje pokles na úroveň hodnot materiálu A.
  - d. Všechny naměřené hodnoty vykazují vysoké směrodatné odchylky a nelze tedy s jistotou říci, zda jsou výše popsané průběhy křivek a poklesy nárazové práce způsobeny výskytem popouštěcí křehkosti, anebo rozptylem měření.
5. Závislost tvrdosti na popouštěcí teplotě je pro materiály obou dodavatelů dle očekávání klesající, materiál B dosahuje mírně vyšších hodnot než A, což může být způsobeno jemnějším zrnem ve struktuře.
6. Při pozorování světelnou mikroskopií nejsou pozorovány žádné rozdíly mezi jednotlivými popouštěcími režimy a rovněž žádné známky popouštěcí křehkosti. Světelná mikroskopie ovšem nemá dostatečnou rozlišovací schopnost pro pozorování tohoto jevu.
7. Při fraktografickém pozorování na skenovacím elektronovém mikroskopu byl zaznamenán výskyt sulfidů, nicméně pro dokázání vlivu na výskyt popouštěcí křehkosti by byla nutná podrobnější analýza.
8. Pro zkoumané ochlazovací režimy popouštění nástrojové oceli 55NiCrMoV7 v oblasti teplot 350–500 °C nelze doporučit bez dalšího podrobnějšího ověření výsledků.
9. Cíle diplomové práce byly splněny.

## Seznam použité literatury

- [1] HERRING, D. H. The Embrittlement Phenomena in Hardened & Tempered Steel. *Industrial Heating* [online]. [cit. 2021-02-08]. Dostupné z: <https://www.industrialheating.com/articles/86998-the-heat-treat-doctor-the-embrittlement-phenomena-in-hardened-tempered-steel>
- [2] Popouštění. *ONEINDUSTRY* [online]. 2021 [cit. 2021-04-09]. Dostupné z: <https://www.oneindustry.one/lexikon/popousteni/>
- [3] PRIKNEROVÁ, P. *Osobní sdělení - odborná konzultace*. Martínkovice, 2021.
- [4] *Ušlechtilé nástrojové oceli POLDI*. Kladno: Spojené ocelárny, n.p. Kladno, 1975.
- [5] SVOBODA, P., J. BRANDEJS a F. PROKEŠ. *Výběry z norem pro konstrukční cvičení*. Vyd. 3. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2009. ISBN 978-80-7204-636-2.
- [6] Značení ocelí: Evropské značení ocelí. *FERONA online* [online]. Praha: Feron a.s., 2017 [cit. 2021-04-07]. Dostupné z: <https://online.ferona.cz/znaceni-oceli/?typ=2>
- [7] MIČÍKOVÁ, I. *Nauka o materiálu: Označování oceli dle ČSN*. Dostupné také z: <https://docplayer.cz/31763853-Nauka-o-materialu-oznacovani-oceli-dle-csn-en-ing-iveta-micikova.html>
- [8] SOBOTOVÁ, J. *Perspektivní nástrojové oceli*. Praha, 2016. Habilitační přednáška. České vysoké učení technické v Praze.
- [9] 1.2714 / 19663/ 55NICRMOV7 / 56NICRMOV7 / L6 / TBM EXTRA 1. *TOOLSTEEL* [online]. Kladno, 2019 [cit. 2020-10-21]. Dostupné z: <http://toolsteel.cz/1-2714-19663-55nicrmov7-56nicrmov7-l6-tbm-extra-1/>
- [10] FREMUNT, P., J. KREJČÍK a T. PODRÁBSKÝ. *Nástrojové oceli*. Brno: Dům techniky, 1994.
- [11] MESQUITA, R. A. *Tool steels: Properties and Performance*. Boca Raton: CRC Press, 2017. ISBN 978-1-4398-8171-2.
- [12] BERNS, H. a W. THEISEN. *Ferrous materials: steel and cast iron* [online]. Berlin: Springer, 2008 [cit. 2021-02-01]. ISBN 978-3-540-71848-2. Dostupné z: <https://www.springer.com/gp/book/9783540718475>
- [13] NĚMEC, K. *Nástrojové oceli: Odborné přednášky* [online]. [cit. 2021-02-01]. Dostupné z: <https://slideplayer.cz/slide/2787846/>
- [14] Převodník značení ocelí. *Školní intranet - Střední škola technická* [online]. Opava: Střední škola technická Opava, 2011 [cit. 2020-10-21]. Dostupné z: <https://sst.opava.cz/prevodnik/prevodnik.xls>
- [15] L6 Tool steel. *ASTM Steel* [online]. [cit. 2020-10-21]. Dostupné z: <https://www.astmsteel.com/product/l6-tool-steel-1-2714-55nicrmov7-skt4-bh224-5/>
- [16] PŘIBIL, E. Technická příručka: Materiálový list oceli 55NiCrMoV7. *Bohdan Bolzano* [online]. Kladno, 2020 [cit. 2021-04-13]. Dostupné z: <https://bbolzano.cz/cz/technicka->

podpora/technicka-prirucka/nastrojove-oceli/nastrojove-oceli-pro-praci-za-tepla/materialove-listy/materialovy-list-oceli-55nicrmov7

- [17] RAŠKOVÁ, S. *Osobní sdělení - odborná konzultace*. Martínkovice, 2021.
- [18] *Příručka svařování: Opravy a údržba* [online]. 6. aktualizované vyd. Vamberk: ESAB VAMBERK, s.r.o., 2011 [cit. 2021-04-13]. Dostupné z: <http://products.esab.com/ESABImages/prirucka%206%20vydani%202011.pdf>
- [19] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. Brno: CERM, 1999. ISBN 80-720-4130-4.
- [20] MACEK, K. *Kovové materiály*. V Praze: Nakladatelství ČVUT, 2006. ISBN 80-010-3513-1.
- [21] JURČI, P. *Nástrojové oceli ledeburitického typu*. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009. ISBN 978-80-01-04439-1.
- [22] KRAUS, V. *Tepelné zpracování a slinování*. 3. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2013. ISBN 978-80-261-0260-1.
- [23] JECH, J. *Tepelné zpracování oceli: metalografická příručka*. 4., přeprac. a dopl. vyd. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1983. Řada hutnické literatury.
- [24] PLUHAŘ, J. aj. KORITTA. *Strojírenské materiály*. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1966. Řada strojírenské literatury.
- [25] Temper Embrittlement. *Total Materia: The world's most comprehensive materials database* [online]. 2021 [cit. 2021-02-08]. Dostupné z: <https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&NM=102>
- [26] HORN, R. M. a R. O. RITCHIE. Mechanisms of tempered martensite embrittlement in low alloy steels. *Metallurgical Transactions A* [online]. 1978, **9**(8), 1039-1053 [cit. 2021-02-12]. ISSN 0360-2133. Dostupné z: doi:10.1007/BF02652208
- [27] *Equivalent materials* [online]. München [cit. 2021-04-11]. Dostupné z: <https://equivalentmaterials.com/>
- [28] THOMAS, G. Retained austenite and tempered martensite embrittlement. *Metallurgical Transactions A* [online]. 1978, **9**(3), 439-450 [cit. 2021-02-15]. ISSN 0360-2133. Dostupné z: doi:10.1007/BF02646396
- [29] BANDYOPADHYAY, N. a C. J. MCMAHON. The micro-mechanisms of tempered martensite embrittlement in 4340-type steels. *Metallurgical Transactions A* [online]. 1983, **14**(7), 1313-1325 [cit. 2021-02-15]. ISSN 0360-2133. Dostupné z: doi:10.1007/BF02664814
- [30] MATERKOWSKI, J. P. a G. KRAUSS. Tempered martensite embrittlement in SAE 4340 steel. *Metallurgical Transactions A* [online]. 1979, **10**(11), 1643-1651 [cit. 2021-02-24]. ISSN 0360-2133. Dostupné z: doi:10.1007/BF02811697
- [31] DRAPER, M. a S. ANKEM. Mechanisms of temper embrittlement and recovery in cast HY-80 high-strength low-alloy steel. *Journal of Materials Science* [online]. 2019, **54**(3),



- 2601-2611 [cit. 2021-02-12]. ISSN 0022-2461. Dostupné z: doi:10.1007/s10853-018-2973-1
- [32] LI, Ch., L. HAN a G. YAN. Time-dependent temper embrittlement of reactor pressure vessel steel: Correlation between microstructural evolution and mechanical properties during tempering at 650 °C. *Journal of Nuclear Materials* [online]. 2016, **480**, 344-354 [cit. 2021-02-22]. ISSN 00223115. Dostupné z: doi:10.1016/j.jnucmat.2016.08.039
- [33] BRUSCATO, R.. Temper Embrittlement and Creep Embrittlement of 2-1/4 Cr-1 Mo Shielded Metal-Arc Weld Deposits. *Welding Research Supplements* [online]. 1970, , 148-156 [cit. 2021-02-22]. Dostupné z: [https://app.aws.org/wj/supplement/WJ\\_1970\\_04\\_s148.pdf](https://app.aws.org/wj/supplement/WJ_1970_04_s148.pdf)
- [34] PETERS, J.A., J.V. BEE, B. KOLK a G.G. GARRETT. On the mechanisms of tempered martensite embrittlement. *Acta Metallurgica* [online]. 1989, **37**(2), 675-686 [cit. 2021-02-23]. ISSN 00016160. Dostupné z: doi:10.1016/0001-6160(89)90251-4
- [35] GUTTMANN, M. Equilibrium segregation in a ternary solution: A model for temper embrittlement. *Surface Science* [online]. 1975, **53**(1), 213-227 [cit. 2021-02-23]. ISSN 00396028. Dostupné z: doi:10.1016/0039-6028(75)90125-9
- [36] KULA, E. B. a A. A. ANCTIL. Tempered martensite embrittlement and fracture toughness in 4340 steel. *ARMY MATERIALS RESEARCH AGENCY WATERTOWN MA* [online]. 1967 [cit. 2021-02-23]. Dostupné z: <https://apps.dtic.mil/sti/citations/AD0651066>
- [37] ZHANG, Ch., P. LI, S. WEI et al. Effect of Tempering Temperature on Impact Wear Behavior of 30Cr3Mo2WNi Hot-Working Die Steel. *Frontiers in Materials* [online]. 2019, **6** [cit. 2021-02-12]. ISSN 2296-8016. Dostupné z: doi:10.3389/fmats.2019.00149
- [38] GUROVICH, B., E. KULESHOVA, O. ZABUSOV et al. Influence of structural parameters on the tendency of VVER-1000 reactor pressure vessel steel to temper embrittlement. *Journal of Nuclear Materials* [online]. 2013, **435**(1-3), 25-31 [cit. 2021-02-23]. ISSN 00223115. Dostupné z: doi:10.1016/j.jnucmat.2012.12.020
- [39] JUDGE, V. K., J. G. SPEER, K. D. CLARKE et al. Rapid Thermal Processing to Enhance Steel Toughness. *Scientific Reports* [online]. 2018, **8**(1) [cit. 2021-02-12]. ISSN 2045-2322. Dostupné z: doi:10.1038/s41598-017-18917-3
- [40] GODBOLE, K., C.R. DAS, S.K. ALBERT a B. B. PANIGRAHI. Grain boundary engineering to overcome temper embrittlement in martensitic steel. *Materials Letters* [online]. 2020, **264** [cit. 2021-02-23]. ISSN 0167577X. Dostupné z: doi:10.1016/j.matlet.2020.127321
- [41] MUTAVDŽIĆ, M., V. LAZIĆ, D. MILOSAVLJEVIĆ et al. Determination of the optimal tempering temperature in hard facing of the forging dies. *Materials Engineering-Materiálové inžinierstvo (MEMI)* [online]. 2012, **2012**(19), 95-103 [cit. 2021-02-22]. ISSN 1338-6174. Dostupné z: <http://fstroj.uniza.sk/journal-mi/PDF/2012/14-2012.pdf>
- [42] ŠMÍD, P.. *Analytické metody na bázi nízkotlakého doutnavého výboje: GD-OES a GD-MS*. Dostupné také z: [http://physics.ujep.cz/~mkormund/P323/Smid\\_LSVT\\_2015\\_Analytick%C3%A9%20meto](http://physics.ujep.cz/~mkormund/P323/Smid_LSVT_2015_Analytick%C3%A9%20meto)

dy%20na%20b%C3%A1zi%20n%C3%ADzkotlak%C3%A9ho%20doutnav%C3%A9ho%20v  
%C3%BDboje\_GD\_OES\_a\_GD\_MS.pdf

- [43] JECH, J. *Tepelné zpracování oceli*. Metalografická příručka. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1983.
- [44] STUPNIŠEK, M. a B. MATIJEVIĆ. TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ NÁSTROJŮ V PROSTŘEDÍ INERTNÍCH PLYNŮ. In: *Vakuové tepelné zpracování a tepelné zpracování nástrojů: mezinárodní konference*. Čerčany: Asociace pro tepelné zpracování kovů, 2011, s. 7-11. ISBN 978-80-904462- 4-3.
- [45] Thermal Conductivity of some selected Material and Gases. *Engineering ToolBox* [online]. 2001 [cit. 2021-04-15]. Dostupné z: [https://www.engineeringtoolbox.com/thermal-conductivity-d\\_429.html](https://www.engineeringtoolbox.com/thermal-conductivity-d_429.html)

## Seznam použitých obrázků

Obrázek 1: Schéma číselného označování ocelí dle ČSN EN 10027-2 [5] .....	11
Obrázek 2: Tvrdost a vrubová houževnatost v závislosti na popouštěcí teplotě (ocel 55NiCrMoV7) - kalicí teplota 855 °C, doba austenitizace 30 min., ochlazovací prostředí olej, popuštění 1x2 hod., velikost vzorku dle ČSN420381 s vrubem 2 mm [4] .....	15
Obrázek 3: Vliv obsahu V, Mo a W na odolnost proti popuštění u nástrojových ocelí [13] ....	17
Obrázek 4: Vliv obsahu fosforu na pevnost v ohybu, ledeburitická rychlořezná ocel HS 18-0-1 [21] .....	18
Obrázek 5: Závislost houževnatosti na popouštěcí teplotě (nástrojová ocel pro práci za studena) – výrazný pokles houževnatosti v místě dosažení maximální sekundární tvrdosti [20] .....	18
Obrázek 6: Závislost houževnatosti na popouštěcí teplotě – pokles houževnatosti v důsledku výskytu popouštěcí křehkosti (šrafovaná oblast) [20] .....	19
Obrázek 7: Kalení ledeburitických chromových ocelí (X210Cr12) (pro potřeby DP přeloženo dle [12]) .....	20
Obrázek 8: Křivky prokalitelnosti vybraných nástrojových ocelí: a - C105U, b - 90MnCrV8, c - X210CrW12 [13] .....	21
Obrázek 9: Oblasti žíhacích teplot v rovnovážném diagramu Fe-Fe <sub>3</sub> C. a - žíhání ke snížení pnutí, b - rekrytalizační žíhání, c - žíhání naměkko, d - homogenizační žíhání, e - normalizační žíhání ( [22], upraveno pro potřeby DP) .....	24
Obrázek 10: Vliv uhlíku a kalicích teplot na tvrdost nelegovaných ocelí. 1- tvrdost po odečtení vlivu samopopuštění při kalení, 2 - tvrdost martenzitických jehlic, 3 - tvrdost matrice po kalení z teplot nad čarou A <sub>c1</sub> , 4 - tvrdost matrice po kalení z teplot nad čarou A <sub>cm</sub> [10] .....	25
Obrázek 11: Struktura rychlořezné oceli po kalení a popouštění. Vlevo – správné kalení s jemnou martenzitickou strukturou. Vpravo – kalení s příliš vysokou teplotou, hrubé martenzitické jehlice a přibližně 70% podíl zbytkového austenitu. [20] .....	25
Obrázek 12: Doba ohřevu na kalicí teplotu v celém průřezu nástroje v závislosti na jeho tloušťce. Plnou čarou - komorová pec, čárkovanou čarou - solná lázeň. [10] .....	26
Obrázek 13: IRA diagram ledeburitické rychlořezné oceli typu 18 % W, 4 % Cr, 1 % V, 5 % Co [24] .....	27
Obrázek 14: Postup tepelného zpracování nástrojů z rychlořezných ocelí [24] .....	28
Obrázek 15: Závislost tvrdosti na popouštěcí teplotě (tzv. popouštěcí křivky). a - uhlíková ocel, b – nízkolegovaná chromová ocel, c- rychlořezná ocel, d – maraging ocel [19] .....	30
Obrázek 16: Vliv výše popouštěcí teploty na rázovou houževnatost (pro potřeby DP přeloženo dle [25]) .....	31
Obrázek 17: Schematické znázornění mechanismů nízkoteplotní popouštěcí křehkosti zobrazující výsledný typ porušení (pro potřeby DP přeloženo dle [26]) .....	32
Obrázek 18: Závislost nárazové práce na popouštěcí teplotě pro dva vzorky materiálu SAE 4340 (41NiCrMo7-3-2) s odlišným obsahem fosforu (pro potřeby DP přeloženo dle [30]) ....	33

Obrázek 19: Fraktografické snímky SEM lomů vzorků materiálu SAE 4340 (41NiCrMo7-3-2) s vysokým obsahem fosforu (vlevo) a s nízkým obsahem fosforu (vpravo), popuštěných při teplotě 350 °C. [30] .....	33
Obrázek 20: Výchozí struktura nástrojové oceli 55NiCrMoV7 dodavatele A, Nital 2% .....	38
Obrázek 21: Žíhaná ocel 55NiCrMoV7, zvětšení 500x, Nital 1% [43].....	38
Obrázek 22: Výchozí struktura nástrojové oceli 55NiCrMoV7 dodavatele B, Nital 2% .....	38
Obrázek 23: Struktura nástrojové oceli 55NiCrMoV7 dodavatele B po žíhání na měkko (690 °C / 2 hod.), Nital 2% .....	38
Obrázek 24: Závislost tepelné vodivosti vybraných plynů na tlaku [44].....	40
Obrázek 25: Vzorky nástrojové oceli 55NiCrMoV7 po zkoušce rázem v ohybu metodou Charpy .....	42
Obrázek 26: Metalografický vzorek nástrojové oceli 55NiCrMoV7 připravený pro pozorování mikrostruktury. Vlevo - dodavatel B, vpravo - dodavatel A.....	43
Obrázek 27: Popouštěcí křivky (závislost rázové houževnatosti na popouštěcí teplotě), vyznačena lokální minima, materiál 55NiCrMoV7, dodavatel A.....	47
Obrázek 28: Popouštěcí křivky (závislost tvrdosti na popouštěcí teplotě), materiál 55NiCrMoV7, dodavatel A.....	47
Obrázek 29: Porovnání mikrostruktury nástrojové oceli 55NiCrMoV7, světelná mikroskopie, dodavatel A .....	48
Obrázek 30: Fraktografické snímky lomových ploch nástrojové oceli 55NiCrMoV7, dodavatel A. Nahoře – světelná mikroskopie, dole – SEM. ....	50
Obrázek 31: Popouštěcí křivky (závislost rázové houževnatosti na popouštěcí teplotě), vyznačena lokální minima, materiál 55NiCrMoV7, dodavatel B.....	52
Obrázek 32: Popouštěcí křivky (závislost tvrdosti na popouštěcí teplotě), materiál 55NiCrMoV7, dodavatel B.....	53
Obrázek 33: Porovnání mikrostruktury nástrojové oceli 55NiCrMoV7, světelná mikroskopie, dodavatel B.....	53
Obrázek 34: Lomová plocha vzorku dodavatele B, popuštěno 500 °C / dusík 3 bary, světelná mikroskopie.....	54
Obrázek 35: Závislost nárazové práce (vlevo) a tvrdosti (vpravo) na popouštěcí teplotě, materiál 55NiCrMoV7, porovnání dodavatelů A a B.....	56
Obrázek 36: Závislost nárazové práce (vlevo) a tvrdosti (vpravo) na popouštěcí teplotě, materiál 55NiCrMoV7, dodavatel A .....	76
Obrázek 37: Závislost nárazové práce (vlevo) a tvrdosti (vpravo) na popouštěcí teplotě, materiál 55NiCrMoV7, dodavatel B .....	77

## Seznam použitých tabulek

Tabulka 1: Skupiny nástrojových ocelí dle ČSN 42 0075 (vytvořeno dle [13]).....	13
Tabulka 2: Směrné chemické složení oceli 55NiCrMoV7 a jejích ekvivalentů [15].....	13
Tabulka 3: Přibližné teploty fázových přeměn oceli 55NiCrMoV7 [16] .....	14
Tabulka 4: Doporučené teploty pro tváření a tepelné zpracování oceli 55NiCrMoV7 (sestaveno dle [4] [17]) .....	14
Tabulka 5: Typy karbidů a jejich tvrdost vyskytujících se v nástrojových ocelích (sestaveno podle [13; 21]) .....	16
Tabulka 6: Chemické složení materiálu 55NiCrMoV7 uváděné v průvodních certifikátech dodavatelů A a B a hodnoty naměřené metodou GD-OES .....	37
Tabulka 7: Tvrdost experimentálního materiálu 55NiCrMoV7 .....	37
Tabulka 8: Rozdělení vzorků dle teploty popouštění a způsobu ochlazování. Doba popouštění je pro všechny vzorky 2 hod.....	41
Tabulka 9: Průměrné hodnoty a směrodatné odchylky nárazové práce v závislosti na teplotě popouštění a způsobu ochlazování pro materiál 55NiCrMoV7 dodavatelů A a B.....	44
Tabulka 10: Průměrné hodnoty a směrodatné odchylky tvrdosti v závislosti na teplotě popouštění a způsobu ochlazování pro materiál 55NiCrMoV7 dodavatelů A a B.....	44
Tabulka 11: Chemické složení sulfidu .....	49
Tabulka 12: Studium popouštěcí křehkosti materiálu 55NiCrMoV7 – souborné výsledky .....	57
Tabulka 13: Výsledky měření tvrdosti výchozí struktury nástrojové oceli 55NiCrMoV7.....	67
Tabulka 14: Výsledky zkoušky rázem v ohybu, 55NiCrMoV7, dodavatel A .....	68
Tabulka 15: Výsledky zkoušky rázem v ohybu, 55NiCrMoV7, dodavatel B .....	70
Tabulka 16: Výsledky měření tvrdosti, 55NiCrMoV7, dodavatel A.....	72
Tabulka 17: Výsledky měření tvrdosti, 55NiCrMoV7, dodavatel A.....	74

## Příloha 1 – výsledky měření tvrdosti výchozí struktury

Tabulka 13: Výsledky měření tvrdosti výchozí struktury nástrojové oceli 55NiCrMoV7

<b>Tvrdost HBS 2,5/62,5</b>		
<b>A</b>	<b>B</b>	<b>B po žihání</b>
185	210	195
188	218	195
195	214	198
185	204	195
188	214	191
195	207	207
188	214	207
185	201	207
182	204	204
188	210	204
<b>Průměr HB</b>	<b>188</b>	<b>210</b>
<b>Směrodatná odchylka HB</b>	<b>4</b>	<b>6</b>

## Příloha 2 – výsledky měření nárazové práce a tvrdosti

Tabulka 14: Výsledky zkoušky rázem v ohybu, 55NiCrMoV7, dodavatel A

Ochlazovací prostředí	Teplota [°C]	Vzorek	Šířka [mm]	Výška [mm]	KV [J]	Průměr KV [J]	Směrodatná odchylka [J]
Dusík s přetlakem 3 bary	200	A-DV20-1	10,02	10	7,0	9,5	1,5
		A-DV20-2	9,97	9,98	9,4		
		A-DV20-3	9,97	9,96	9,9		
		A-DV20-4	9,95	9,96	11,7		
		A-DV20-5	9,96	9,98	9,6		
	300	A-DV30-1	10,01	10,03	10,4	12,1	1,3
		A-DV30-2	9,98	9,99	14,0		
		A-DV30-3	9,96	9,97	11,3		
		A-DV30-4	9,96	10,00	13,4		
		A-DV30-5	9,93	9,97	11,6		
	350	A-DV35-1	9,94	9,95	11,7	12,2	1,1
		<b>A-DV35-2</b>	<b>9,96</b>	<b>9,96</b>	<b>12,1</b>		
		A-DV35-3	9,97	9,96	10,6		
		A-DV35-4	9,95	9,94	13,7		
		A-DV35-5	9,96	9,96	13,0		
	400	A-DV40-1	9,98	9,96	16,0	14,2	1,5
		A-DV40-2	9,94	9,96	11,6		
		A-DV40-3	9,95	9,95	13,7		
		<b>A-DV40-4</b>	<b>9,93</b>	<b>9,98</b>	<b>14,3</b>		
		A-DV40-5	9,97	9,98	15,2		
	450	A-DV45-1	9,93	10,10	15,4	16,1	0,7
		A-DV45-2	9,99	9,95	16,2		
		A-DV45-3	9,95	9,97	17,1		
		A-DV45-4	9,92	9,96	15,4		
		A-DV45-5	10,01	9,97	16,5		
500	<b>A-DV50-1</b>	<b>9,94</b>	<b>9,96</b>	<b>20,0</b>	20,0	0,5	
	A-DV50-2	9,97	9,98	20,6			
	A-DV50-3	9,93	9,98	20,5			
	A-DV50-4	9,95	9,99	19,9			
	A-DV50-5	9,94	9,95	19,1			
600	A-DV60-1	9,94	9,99	31,9	31,7	0,9	
	A-DV60-2	10,00	9,99	31,8			
	A-DV60-3	9,94	9,96	33,0			
	A-DV60-4	9,95	9,75	30,3			
	A-DV60-5	9,93	9,96	31,4			
Dusík s přetlakem 0,5 baru	200	A-DN20-1	9,95	9,99	14,4	12,6	2,8
		A-DN20-2	9,97	9,97	13,4		
		A-DN20-3	9,98	9,97	14,2		
		A-DN20-4	9,98	9,96	7,0		
		A-DN20-5	9,98	9,98	14,1		
	300	A-DN30-1	9,97	9,98	11,7	12,9	1,1
		A-DN30-2	9,99	9,97	13,1		
		A-DN30-3	9,98	9,97	12,5		
		A-DN30-4	9,96	10,00	12,2		
		A-DN30-5	9,97	9,98	14,8		
	350	A-DN35-1	9,96	9,94	14,3	14,3	0,4
		A-DN35-2	9,95	9,98	14,5		
		A-DN35-3	9,96	9,91	14,9		
		A-DN35-4	9,96	9,97	13,7		
		A-DN35-5	9,97	9,96	14,1		

	400	<b>A-DN40-1</b>	<b>10,00</b>	<b>9,97</b>	<b>18,0</b>	18,2	1,2
		A-DN40-2	10,03	10,03	16,0		
		A-DN40-3	10,03	10,02	19,4		
		A-DN40-4	9,99	9,98	18,5		
		A-DN40-5	9,98	9,97	19,0		
	450	A-DN45-1	9,95	10,02	17,6	16,1	0,8
		A-DN45-2	10,02	9,96	15,6		
		A-DN45-3	9,98	9,98	15,1		
		A-DN45-4	10,01	10,00	16,2		
		A-DN45-5	9,94	10,03	16,1		
	500	A-DN50-1	9,98	9,97	16,4	16,9	0,9
		A-DN50-2	9,98	10,02	18,6		
		A-DN50-3	9,97	9,99	16,1		
		<b>A-DN50-4</b>	<b>9,93</b>	<b>10,01</b>	<b>16,6</b>		
		A-DN50-5	9,95	9,97	17,0		
	600	A-DN60-1	9,97	9,97	35,7	34,4	1,9
		A-DN60-2	9,97	9,97	33,4		
		A-DN60-3	9,98	9,96	31,2		
		A-DN60-4	9,97	9,97	35,4		
		A-DN60-5	9,96	9,96	36,5		
Klidný vzduch	200	A-KV20-1	9,98	9,96	11,6	7,9	2,2
		A-KV20-2	9,97	9,98	9,3		
		A-KV20-3	9,96	9,97	5,6		
		A-KV20-4	9,97	9,97	6,0		
		A-KV20-5	9,97	9,99	7,2		
	300	A-KV30-1	10,02	9,96	14,0	12,2	0,9
		A-KV30-2	10,01	9,97	11,7		
		A-KV30-3	9,96	9,96	11,9		
		A-KV30-4	9,97	9,98	11,5		
		A-KV30-5	9,97	9,98	11,8		
	350	A-KV35-1	9,99	10,01	13,9	12,9	1,8
		A-KV35-2	9,93	10,02	10,0		
		A-KV35-3	9,97	9,96	14,5		
		A-KV35-4	10,04	9,95	14,5		
		A-KV35-5	9,96	9,97	11,8		
	400	A-KV40-1	9,98	9,97	9,8	10,8	1,3
		A-KV40-2	9,97	9,96	13,4		
		A-KV40-3	9,95	9,97	10,4		
		<b>A-KV40-4</b>	<b>9,98</b>	<b>9,97</b>	<b>10,8</b>		
		A-KV40-5	9,97	9,96	9,8		
450	A-KV45-1	10,01	10,02	20,1	20,7	1,1	
	A-KV45-2	10,02	10,01	21,9			
	<b>A-KV45-3</b>	<b>9,98</b>	<b>10,02</b>	<b>20,5</b>			
	A-KV45-4	10,00	9,99	21,8			
	A-KV45-5	10,00	10,01	19,1			
500	A-KV50-1	9,99	10,02	17,7	17,9	0,5	
	A-KV50-2	10,03	9,99	17,1			
	A-KV50-3	10,04	9,98	18,6			
	<b>A-KV50-4</b>	<b>10,02</b>	<b>10,01</b>	<b>18,0</b>			
	A-KV50-5	10,01	9,99	18,3			
600	A-KV60-1	9,95	10,01	23,6	24,8	1,1	
	A-KV60-2	9,94	9,96	23,5			
	A-KV60-3	9,96	9,95	25,1			
	A-KV60-4	9,96	9,96	26,3			
	A-KV60-5	9,95	10,13	25,3			



Tabulka 15: Výsledky zkoušky rázem v ohybu, 55NiCrMoV7, dodavatel B

Ochlazovací prostředí	Teplota [°C]	Vzorek	Šířka [mm]	Výška [mm]	KV [J]	Průměr KV [J]	Směrodatná odchylka [J]
Dusík 3 bary	200	B-DV20-1	9,97	9,97	12,0	9,9	1,3
		B-DV20-2	10,00	10,01	9,3		
		B-DV20-3	9,96	9,98	9,0		
		B-DV20-4	10,00	9,99	8,5		
		B-DV20-5	9,98	9,98	10,8		
	300	B-DV30-1	9,96	9,97	17,2	17,6	1,4
		B-DV30-2	9,99	9,98	17,5		
		B-DV30-3	9,99	9,98	18,4		
		B-DV30-4	9,97	9,99	19,4		
		B-DV30-5	9,97	9,99	15,3		
	350	B-DV35-1	9,99	9,98	18,6	19,3	0,7
		B-DV35-2	9,98	9,97	18,8		
		B-DV35-3	9,99	9,98	19,0		
		<b>B-DV35-4</b>	<b>9,99</b>	<b>9,97</b>	<b>19,3</b>		
		B-DV35-5	9,97	9,98	20,7		
	400	B-DV40-1	9,97	9,98	18,5	16,6	2,9
		B-DV40-2	9,97	9,97	11,2		
		<b>B-DV40-3</b>	<b>9,97</b>	<b>9,97</b>	<b>16,3</b>		
		B-DV40-4	9,97	9,99	19,5		
		B-DV40-5	9,97	9,99	17,4		
	450	B-DV45-1	10,00	9,98	17,6	17,6	2,0
		B-DV45-2	9,99	9,98	20,1		
		B-DV45-3	9,98	9,98	19,0		
		B-DV45-4	9,96	9,98	16,8		
		B-DV45-5	9,97	9,98	14,4		
500	<b>B-DV50-1</b>	<b>9,97</b>	<b>10,00</b>	<b>20,2</b>	20,4	0,4	
	B-DV50-2	9,97	9,98	20,0			
	B-DV50-3	9,97	9,98	21,1			
	B-DV50-4	9,96	9,98	20,6			
	B-DV50-5	9,96	9,98	20,2			
600	B-DV60-1	9,96	9,97	38,5	39,4	2,3	
	B-DV60-2	9,98	9,97	35,6			
	B-DV60-3	9,95	9,97	41,7			
	B-DV60-4	9,98	9,96	42,0			
	B-DV60-5	9,96	9,98	39,2			
Dusík 0,5 baru	200	B-DN20-1	9,98	10,02	12,5	12,9	2,6
		B-DN20-2	9,99	9,97	12,5		
		B-DN20-3	10,00	9,96	16,5		
		B-DN20-4	9,96	9,99	8,7		
		B-DN20-5	9,99	9,97	14,5		
	300	B-DN30-1	9,97,00	9,98,00	15,6	13,3	2,9
		B-DN30-2	9,97	10,00	14,8		
		B-DN30-3	9,96	10,00	11,2		
		B-DN30-4	9,99	9,97	8,7		
		B-DN30-5	9,98	9,99	16,3		
	350	B-DN35-1	9,98	9,98	16,0	15,1	4,4
		B-DN35-2	9,98	9,98	17,7		
		B-DN35-3	9,99	9,98	6,3		
		B-DN35-4	9,96	9,98	18,3		
		B-DN35-5	9,97	9,97	17,0		
400	B-DN40-1	9,95	9,98	18,0	17,1	1,0	

		B-DN40-2	9,98	9,96	17,6		
		B-DN40-3	9,99	9,96	17,7		
		B-DN40-4	9,97	9,24	15,2		
		<b>B-DN40-5</b>	<b>9,97</b>	<b>9,97</b>	<b>16,8</b>		
	450	B-DN45-1	9,97	9,97	19,1	18,5	1,0
		B-DN45-2	9,97	9,98	18,4		
		B-DN45-3	9,96	9,97	19,9		
		B-DN45-4	9,96	9,97	17,0		
		B-DN45-5	9,95	9,99	18,2		
	500	B-DN50-1	9,96	9,98	22,2	21,7	1,1
		B-DN50-2	9,96	10,03	21,9		
		<b>B-DN50-3</b>	<b>9,97</b>	<b>9,97</b>	<b>21,8</b>		
		B-DN50-4	9,97	9,99	19,6		
		B-DN50-5	9,96	9,98	22,9		
	600	B-DN60-1	9,97	9,95	38,1	37,0	2,9
		B-DN60-2	9,96	9,97	37,0		
		B-DN60-3	9,98	9,96	40,2		
		B-DN60-4	9,96	9,97	31,6		
		B-DN60-5	9,98	9,94	38,2		
	Klidný vzduch	200	B-KV20-1	9,97	9,98	13,8	15,7
B-KV20-2			9,99	9,97	15,9		
B-KV20-3			9,97	9,97	18,1		
B-KV20-4			9,98	9,96	11,3		
B-KV20-5			10,00	9,96	19,4		
300		B-KV30-1	9,99	9,96	5,3	11,9	3,6
		B-KV30-2	9,98	9,97	11,0		
		B-KV30-3	9,99	9,91	14,5		
		B-KV30-4	9,97	9,98	14,9		
		B-KV30-5	9,98	9,98	13,7		
350		B-KV35-1	9,97	9,98	9,0	12,5	2,7
		B-KV35-2	9,96	9,98	14,0		
		B-KV35-3	9,97	9,98	14,9		
		B-KV35-4	9,96	9,99	15,3		
		B-KV35-5	9,98	9,96	9,5		
400		<b>B-KV40-1</b>	<b>9,96</b>	<b>10,00</b>	<b>16,4</b>	16,2	1,4
		B-KV40-2	9,96	9,97	13,9		
		B-KV40-3	9,98	9,97	15,5		
		B-KV40-4	9,98	10,00	17,5		
		B-KV40-5	9,99	9,96	17,7		
450		B-KV45-1	10,00	9,96	18,6	17,8	1,0
		B-KV45-2	9,96	9,97	16,4		
		<b>B-KV45-3</b>	<b>9,96</b>	<b>9,97</b>	<b>18,6</b>		
		B-KV45-4	9,96	9,97	16,8		
		B-KV45-5	9,98	9,99	18,8		
500		B-KV50-1	9,97	9,96	21,2	21,8	0,6
		B-KV50-2	9,96	9,96	22,4		
		B-KV50-3	9,98	10,02	21,0		
		B-KV50-4	9,97	9,91	22,5		
		<b>B-KV50-5</b>	<b>9,96</b>	<b>9,98</b>	<b>21,8</b>		
600	B-KV60-1	9,95	9,96	33,7	35,6	1,4	
	B-KV60-2	9,99	9,96	35,5			
	B-KV60-3	9,96	9,98	34,7			
	B-KV60-4	9,96	9,96	36,5			
	B-KV60-5	9,96	9,97	37,6			

Tabulka 16: Výsledky měření tvrdosti, 55NiCrMoV7, dodavatel A

Ochlazovací prostředí	Teplota [°C]	Vzorek	Tvrdost HRC				Směrodatná odchylka
			Měření 1	Měření 2	Měření 3	Průměr	
Dusík 3 bary	200	A-DV20-1	57	57	57,5	56	0,8
		A-DV20-2	57,5	57,5	57		
		A-DV20-3	56	56	55,5		
		A-DV20-4	56	55,5	56		
		A-DV20-5	56	55,5	55,5		
	300	A-DV30-1	51,5	51	52,5	52	0,7
		A-DV30-2	53	52	51,5		
		A-DV30-3	51	51,5	52		
		A-DV30-4	52,5	53	51		
		A-DV30-5	51	52	52		
	350	A-DV35-1	50,5	50	50	50	0,9
		A-DV35-2	49	50	50		
		A-DV35-3	50	49,5	50,5		
		A-DV35-4	48,5	49	50		
		A-DV35-5	47	50	50		
	400	A-DV40-1	47	47,5	48	48	0,7
		A-DV40-2	47	47	49		
		A-DV40-3	47	47,5	47		
		A-DV40-4	48	47	48,5		
		A-DV40-5	48,5	48,5	48		
	450	A-DV45-1	46	47	46,5	46	0,7
		A-DV45-2	46,5	46	46		
		A-DV45-3	45	46	46,5		
		A-DV45-4	45	46,5	47		
		A-DV45-5	46	48	46,5		
500	A-DV50-1	44	44	44,5	45	0,7	
	A-DV50-2	43,5	44,5	45			
	A-DV50-3	44	44,5	44,5			
	A-DV50-4	44,5	46	45			
	A-DV50-5	44	44,5	46			
600	A-DV60-1	41	41	41	41	0,6	
	A-DV60-2	40,5	41	41			
	A-DV60-3	40	42	40			
	A-DV60-4	40	41	42			
	A-DV60-5	40,5	40	41			
Dusík 0,5 baru	200	A-DN20-1	54	55,5	55	55	0,6
		A-DN20-2	55	55	54,5		
		A-DN20-3	54,5	54	54		
		A-DN20-4	56	55	56		
		A-DN20-5	54,5	55,5	55		
	300	A-DN30-1	50	51	52	51	0,7
		A-DN30-2	49,5	51	51		
		A-DN30-3	50,5	51,5	52		
		A-DN30-4	50	51	52		
		A-DN30-5	50,5	51	51		
	350	A-DN35-1	48,5	50	48	50	0,8
		A-DN35-2	49	50	50		
		A-DN35-3	49	51	50		
		A-DN35-4	50	50	49,5		
		A-DN35-5	51	50,5	50,5		

	400	A-DN40-1	47,5	47	47	47	0,4
		A-DN40-2	47	47,5	47,5		
		A-DN40-3	46,5	47	47		
		A-DN40-4	47	47	48		
		A-DN40-5	47	48	48		
	450	A-DN45-1	45,5	46	46	45	0,8
		A-DN45-2	43	44	45		
		A-DN45-3	45	45,5	45		
		A-DN45-4	45	46	46		
		A-DN45-5	46	46	46		
	500	A-DN50-1	43	44	44,5	44	0,7
		A-DN50-2	44,5	44,5	44,5		
		A-DN50-3	43,5	43	44,5		
		A-DN50-4	45	45	45		
		A-DN50-5	44	45	44		
	600	A-DN60-1	38	39	39	39	0,5
		A-DN60-2	38	39,5	39		
		A-DN60-3	39	39,5	38		
		A-DN60-4	39	38,5	38		
		A-DN60-5	38,5	38,5	38,5		
Klidný vzduch	200	A-KV20-1	55,5	56	55,5	55	0,6
		A-KV20-2	54,5	54,5	55,5		
		A-KV20-3	55	55,5	55		
		A-KV20-4	55	55	54		
		A-KV20-5	55	56	56		
	300	A-KV30-1	52,5	51,5	51,5	52	0,5
		A-KV30-2	51	52,5	52		
		A-KV30-3	52	51,5	51,5		
		A-KV30-4	51,5	51	52		
		A-KV30-5	51,5	51	51,5		
	350	A-KV35-1	49,5	49	49,5	50	0,5
		A-KV35-2	49	50	50		
		A-KV35-3	49	49	50		
		A-KV35-4	50	50	50,5		
		A-KV35-5	49	49	49		
	400	A-KV40-1	47	47,5	48	47	0,4
		A-KV40-2	47	47	47		
		A-KV40-3	47,5	48	47		
		A-KV40-4	48	48	47,5		
		A-KV40-5	47	47	48		
450	A-KV45-1	45,5	46	46	46	0,6	
	A-KV45-2	45,5	45,5	47			
	A-KV45-3	45	45	46,5			
	A-KV45-4	46	46	46,5			
	A-KV45-5	45,5	45	45			
500	A-KV50-1	44	44,5	43	44	0,8	
	A-KV50-2	45	44	45			
	A-KV50-3	43	43	42,5			
	A-KV50-4	43	44	45			
	A-KV50-5	43	43,5	44			
600	A-KV60-1	40	39	39	39	0,5	
	A-KV60-2	39	39	39			
	A-KV60-3	40	39	40			
	A-KV60-4	39	40,5	39			
	A-KV60-5	39	40	40			

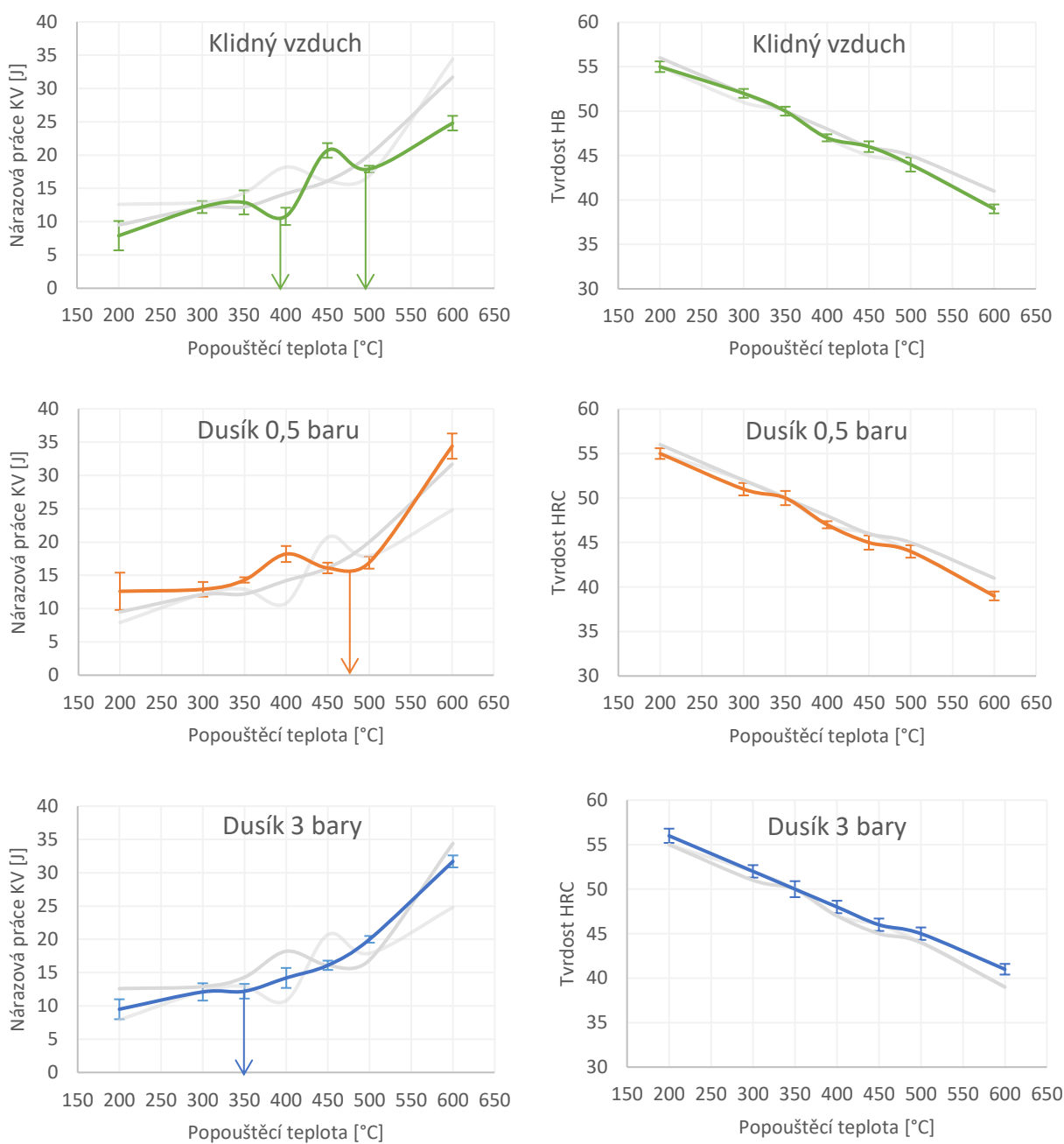
Tabulka 17: Výsledky měření tvrdosti, 55NiCrMoV7, dodavatel A

Ochlazovací prostředí	Teplota [°C]	Vzorek	Tvrdost HRC				Směrodatná odchylka
			Měření 1	Měření 2	Měření 3	Průměr	
Dusík 3 bary	200	B-DV20-1	56	56	56	56,3	0,5
		B-DV20-2	55	56	57		
		B-DV20-3	56,5	56	56,5		
		B-DV20-4	56,5	56,5	57		
		B-DV20-5	56,5	56,5	56,5		
	300	B-DV30-1	53	53	52,5	52,7	0,3
		B-DV30-2	52	53	52,5		
		B-DV30-3	52	52,5	52,5		
		B-DV30-4	53	53	52,5		
		B-DV30-5	53	52,5	53		
	350	B-DV35-1	51	51	50	50,8	0,5
		B-DV35-2	51	51	50,5		
		B-DV35-3	51	50,5	50,5		
		B-DV35-4	50	51,5	52		
		B-DV35-5	50,5	51	51		
	400	B-DV40-1	48,5	50	49,5	49,2	0,7
		B-DV40-2	48,5	49	48		
		B-DV40-3	50	50	50		
		B-DV40-4	49	48	49,5		
		B-DV40-5	49	49,5	50		
450	B-DV45-1	46	46	47,5	47,3	0,6	
	B-DV45-2	47,5	47,5	48			
	B-DV45-3	47	47	47,5			
	B-DV45-4	48	47	47			
	B-DV45-5	48	47,5	47,5			
500	B-DV50-1	46	47	46,5	46,4	0,6	
	B-DV50-2	46	46,5	46,5			
	B-DV50-3	45	46	46			
	B-DV50-4	46	47	47			
	B-DV50-5	46	47	47			
600	B-DV60-1	42	43	43	42,4	0,7	
	B-DV60-2	42	42,5	43			
	B-DV60-3	42	43	41			
	B-DV60-4	42,5	42	44			
	B-DV60-5	43	42	41,5			
Dusík 0,5 baru	200	B-DN20-1	57	55	56	55,9	0,6
		B-DN20-2	56	55	56		
		B-DN20-3	56	56	57		
		B-DN20-4	56	56	56		
		B-DN20-5	55	56	56		
	300	B-DN30-1	53	53	53	52,8	0,3
		B-DN30-2	52,5	52,5	53		
		B-DN30-3	53	52,5	52		
		B-DN30-4	52,5	53	53		
		B-DN30-5	53	53	53		
	350	B-DN35-1	51	51	51	51,2	0,5
		B-DN35-2	52	51,5	51		
		B-DN35-3	50	51	51,5		
		B-DN35-4	50,5	51,5	51,5		
		B-DN35-5	52	51	51		

	400	B-DN40-1	49	49	50	49,6	0,4
		B-DN40-2	50	50	49,5		
		B-DN40-3	49,5	50	50		
		B-DN40-4	49	49	50		
		B-DN40-5	50	49	49,5		
	450	B-DN45-1	47,5	48	48	47,5	0,6
		B-DN45-2	47,5	48	47,5		
		B-DN45-3	48	47,5	48		
		B-DN45-4	46	47,5	48		
		B-DN45-5	46,5	47	47		
	500	B-DN50-1	46	46	46	45,9	0,5
		B-DN50-2	45	45	47		
		B-DN50-3	46	45,5	46,5		
		B-DN50-4	45,5	46	46		
		B-DN50-5	45,5	46	46		
	600	B-DN60-1	42	42	43	42,3	0,4
		B-DN60-2	42	43	43		
		B-DN60-3	42,5	42	42,5		
		B-DN60-4	42	42	42		
		B-DN60-5	42	42,5	42,5		
Klidný vzduch	200	B-KV20-1	55	56	55,5	55,6	0,5
		B-KV20-2	55	56	56,5		
		B-KV20-3	55	55,5	56		
		B-KV20-4	56	55	56		
		B-KV20-5	55,5	55	56		
	300	B-KV30-1	54	53	52,5	53,1	0,6
		B-KV30-2	53	52	54		
		B-KV30-3	53	52,5	53,5		
		B-KV30-4	53	53	53		
		B-KV30-5	52,5	54	53		
	350	B-KV35-1	52	50	51	51,2	0,6
		B-KV35-2	51,5	52	51		
		B-KV35-3	50,5	52	51		
		B-KV35-4	50,5	52	51,5		
		B-KV35-5	51,5	51	51		
	400	B-KV40-1	49	49	47,5	48,8	0,7
		B-KV40-2	47	49	49		
		B-KV40-3	48,5	49	48		
		B-KV40-4	49	49	49		
		B-KV40-5	49	50	49,5		
450	B-KV45-1	47	47	47	47,4	0,6	
	B-KV45-2	46	48	47,5			
	B-KV45-3	47	48	47,5			
	B-KV45-4	48	47	48,5			
	B-KV45-5	47,5	48	47			
500	B-KV50-1	46	46	46	46,2	0,3	
	B-KV50-2	47	46	46,5			
	B-KV50-3	46	46	46			
	B-KV50-4	46	46	46			
	B-KV50-5	46	46,5	46,5			
600	B-KV60-1	42	42	42,5	42,1	0,3	
	B-KV60-2	42	42	42			
	B-KV60-3	43	42	42			
	B-KV60-4	42	42	42			
	B-KV60-5	42	41,5	42			

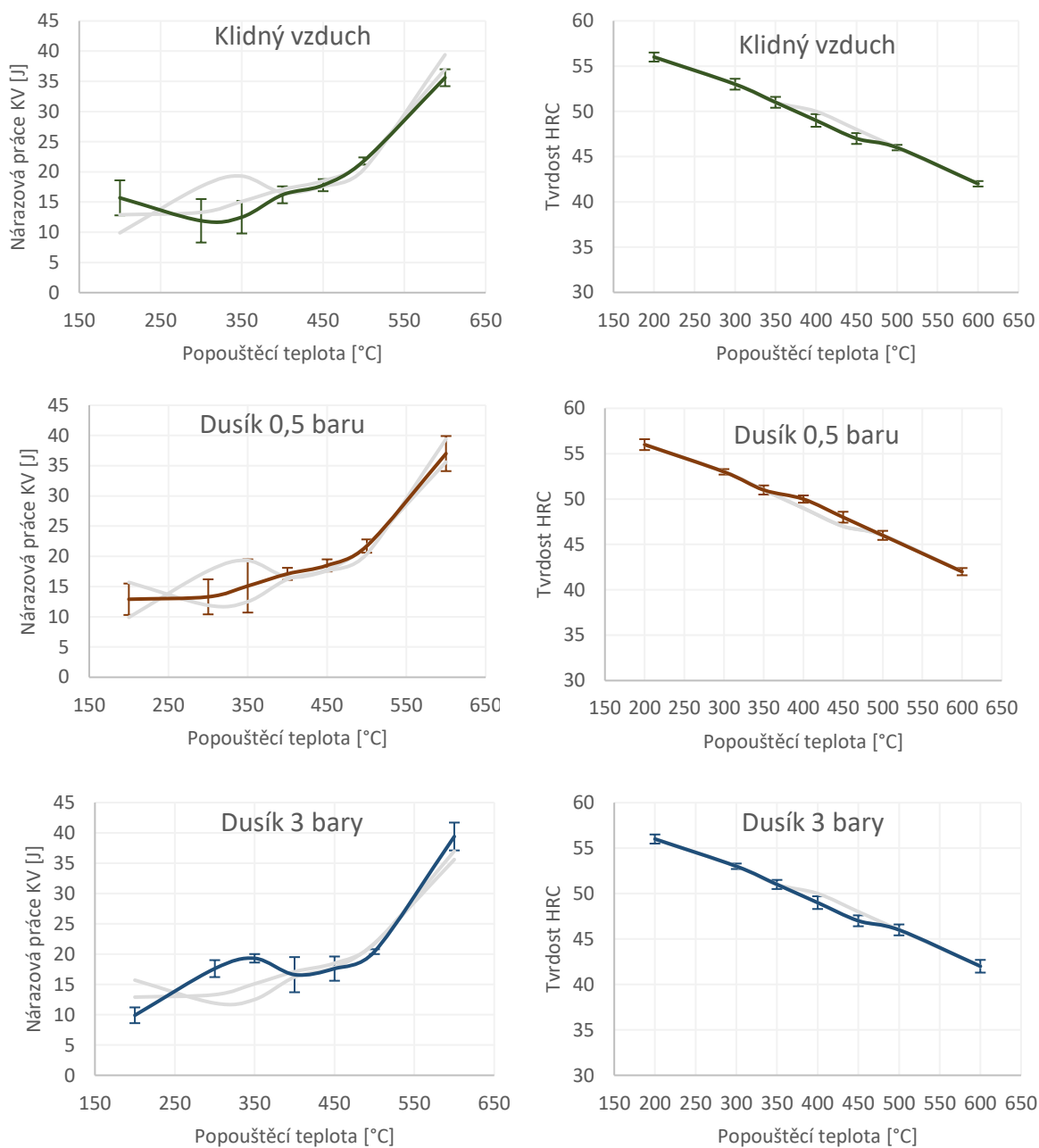
## Příloha 3 – popouštěcí křivky nástrojové oceli 55NiCrMoV7

### Materiál dodavatele A



Obrázek 36: Závislost nárazové práce (vlevo) a tvrdosti (vpravo) na popouštěcí teplotě, materiál 55NiCrMoV7, dodavatel A

## Materiál dodavatele B



Obrázek 37: Závislost nárazové práce (vlevo) a tvrdosti (vpravo) na popouštěcí teplotě, materiál 55NiCrMoV7, dodavatel B