



# VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

## FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

## ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

# KALENÍ ČEPELÍ MEČŮ PRO HEMA S VYUŽITÍM KALICÍHO LISU

PRESS QUENCHING OF HEMA SWORD BLADES

## DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

## AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Šimon Achberger

## VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Miloslav Kouřil, CSc.

BRNO 2024

# Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav materiálových věd a inženýrství  
Student: **Bc. Šimon Achberger**  
Studijní program: Materiálové inženýrství  
Studijní obor: bez specializace  
Vedoucí práce: **Ing. Miloslav Kouřil, CSc.**  
Akademický rok: 2023/24

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.1111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

## Kalení čepelí mečů pro HEMA s využitím kalicího lisu

### Stručná charakteristika problematiky úkolu:

V posledních letech stoupá zájem o historický sportovní šerm známý jako HEMA, kde jsou využívány sportovní meče vyráběné moderními technologiemi. Při kalení čepelí těchto mečů konvenčními metodami jsou běžné značné deformace čepelí, což komplikuje a prodražuje výrobní proces a v některých případech i znemožňuje využití čepelí. Vzniká proto snaha navrhnout alternativní způsob kalení, který by minimalizoval deformace čepelí a současně by byl vhodný pro malou až středně velkou výrobu s tím, že by nevyžadoval otevřený okruh chladicí tekutiny, popřípadě velmi nákladný zapouzdřený kalicí stroj. Možným řešením využití (suchého kalicího) lisu, který by čepelí bránil v deformaci a odvod tepla by probíhal přímo do materiálu použitých čelistí. Tato práce se zabývá návrhem kalicího cyklu, který by využíval lis pro zabránění deformaci čepelí a v ideálním případě nevyžadoval přímý kontakt chladicí kapaliny s čepelími. Tato práce je vypracovávána v spolupráci s firmou SIGI Forge s.r.o.

### Cíle diplomové práce:

Návrh a praktické ověření technologie kalení čepelí sportovních mečů s využitím kalicího lisu

### Seznam doporučené literatury:

BILLUR, Eren. Hot Stamping of Ultra High-Strength Steels: From a Technological and Business Perspective. Cham: Springer International Publishing AG, 2018.

KVAPIL, Jiří. Tepelný odpor v kontaktu těles za vysokých teplot. Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství, 2016.

MADHUSUDANA, Chakravarti. Thermal Contact Conductance. 2014. DOI: 10.1007/978-3-319-01276-6

BHADESHIA, Harry; HONEYCOMBE, Robert. Steels - Microstructure and Properties (3rd Edition). Elsevier, 2006.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2023/24

V Brně, dne

L. S.

---

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.  
ředitel ústavu

---

doc. Ing. Jiří Hlinka, Ph.D.  
děkan fakulty

## **ABSTRAKT**

Martenzitická transformácia pri kalení oceli je nevyhnutne spojená so vznikom vnútorného napätia, čo vo väčšine prípadov vedie k plastickej deformácii kalenej súčasti. Existuje viacero spôsobov, ako znížiť rozsah deformácií pri kalení. Jeden z najviac efektívnych je aplikácia kaliaceho lisu. Konštrukcia kaliaceho lisu bez otvoreného prúdu kvapalného kaliaceho média pre kalenie tenkých, plochých súčastí je relatívne jednoduchá, v praxi je však technológia využívaná vzácne. Hlavným obmedzením metódy je okrem vysokej investičnej ceny náročnosť predpovedania odvodu tepla z kalenej súčasti kvôli komplexnosti stanovenia tepelnej vodivosti v kontakte medzi kalenou súčasťou a kaliacim lisom.

Príkladom súčasti, ktorej výroba je značne predražovaná vplyvom kalením indukovaných deformácií, sú čepele športových mečov. Experimentálna časť tejto diplomovej práce testuje kalenie vzoriek z oceli používanej na výrobu čepelí mečov, 42CrMo4, s využitím dvoch odlišných konštrukcií kaliacich čeľustí. Analýza kalených vzoriek dokazuje, že kalenie kaliacim lisom dosahuje výsledkov podobných až lepších ako kalenie konvenčnými kaliacimi médiami. Navrhovaný spôsob kalenia výrazne obmedzuje deformácie vznikajúce pri kalení a má minimálne prevádzkové náklady spojené s používaním tekutých kaliacich médií a preto sa ukazuje byť vhodným pre kalenie čepelí športových mečov.

## **KLÚČOVÉ SLOVÁ**

Kaliaci lis, suché lisové kalenie, kalením indukované deformácie, čepeľ meča, HEMA

## **ABSTRACT**

Martensitic transformation during quenching is inherently related to creation of residual stresses within the quenched part, which lead to quenching-induced distortion. There are multiple approaches to reducing quenching-induced distortion. Among the more effective is utilising cold die quenching. Construction of a cold die quench press for quenching thin, flat parts is relatively simple, but scarcely used due to high investment costs and the difficulty of determining thermal contact conductance between quench press dies and quenched part.

An example of a part whose manufacture is complicated because of quenching-induced distortion is a sword blade. The experimental part of this thesis examines quenching samples of a steel used for making sword blades, 42CrMo4, using two different quench press die constructions. Analysis of said samples shows that proposed quenching method is comparable or superior to quenching via conventional quenchants. Proposed quenching method lowers quenching-induced distortion and has minimal recurring costs connected to using liquid quenchants and the method is therefore viable for quenching sword blades.

## **KEY WORDS**

Quench press, cold die quenching, quenching-induced distortion, sword blade, HEMA

### **Bibliografická citácia**

ACHBERGER, Šimon. *Kalení čepelí mečů pro HEMA s využitím kalícího lisu*. Brno, 2024. Dostupné také z: <https://www.vut.cz/studenti/zav-prace/detail/157620>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Miloslav Kouřil.

### **Prehlásenie**

Prehlasujem, že predložená diplomová práca je pôvodná a spracoval som ju samostatne s použitím uvedenej literatúry. Prehlasujem, že citácia použitých prameňov je úplná, a že som vo svojej práci neporušil autorské práva.

V Brne dňa 24.5.2024

.....  
Podpis autora

## **Pod'akovanie**

Ďakujem Ing. Miloslavovi Kouřilovi, CSc. za vedenie práce, konzultácie a rady spojené s výrobou mečov vo firme SIGI Forge s.r.o. Zároveň chcem poďakovať vedeniu firmy SIGI Forge s.r.o za možnosť vypracovania tejto diplomovej práce. Veľká vďaka patrí Ing. Ondrejovi Šaušovi za rady a spoluprácu s návrhom a vykonávaním experimentov.

# Obsah

1	Úvod.....	10
2	Teoretická časť .....	11
2.1	Dejiny metalurgie, tepelného spracovania a výroby mečov.....	11
2.1.1	Neolit.....	11
2.1.2	Doba bronzová .....	12
2.1.3	Doba železná .....	13
2.1.4	Stredovek a skorý novovek .....	15
2.2	Tepelné spracovanie oceli .....	17
2.2.1	Kalenie oceli.....	18
2.2.2	Kalením indukované deformácie .....	21
2.2.3	Popúšťanie oceli .....	23
2.3	Technológie kaliaceho lisu .....	25
2.3.1	Mokrú lisové kalenie .....	26
2.3.2	Suché lisové kalenie .....	26
2.3.3	Tvarovanie s kalením .....	28
2.3.4	Kaliace čeľuste .....	28
2.4	Termomechanický rozbor problematiky .....	30
2.4.1	Fourierova rovnica vedenia tepla .....	31
2.4.2	Tepelná vodivosť v kontakte .....	31
2.4.3	Materiálové charakteristiky .....	33
2.5	HEMA a meče pre HEMA .....	34
2.5.1	Vlastnosti mečov pre HEMA .....	36
2.5.2	Súčasná výroba čepeľí mečov vo firme SIGI Forge s.r.o. ....	37
2.6	Návrh nového kaliaceho cyklu čepeľí HEMA mečov .....	40
3	Experimentálna časť .....	41
3.1	Experimentálne zariadenia .....	41
3.1.1	Homogenita teplotného poľa pece.....	44
3.2	Analytické zariadenia a postupy .....	44
3.2.1	Svetelná mikroskopia .....	44
3.2.2	Meranie tvrdosti .....	45
3.2.3	Skúška 3-bodovým ohybom.....	45
3.2.4	Elektrónová mikroskopia .....	45
3.2.5	Štatistické spracovanie dát .....	45

3.3	Vstupný materiál .....	46
3.4	Pilotný experiment .....	46
3.5	Porovnávacie konvenčne kalené vzorky .....	46
3.6	Kalenie monolitickými kaliacimi čeľust'ami.....	47
3.7	Kalenie dvojkomponentnými kaliacimi čeľust'ami.....	47
3.7.1	Posúdenie deformácie kalených telies.....	48
3.7.2	Meranie teploty dvojkomponentných kaliacich čeľustí .....	48
4	Výsledky .....	49
4.1	Vstupný materiál .....	49
4.2	Pilotný experiment .....	50
4.3	Porovnávacie vzorky .....	51
4.4	Séria vzoriek S .....	52
4.4.1	Stav po kalení monolitickými kaliacimi čeľust'ami .....	52
4.4.2	Stav po nízkoteplotnom popustení .....	54
4.5	Séria vzoriek L .....	55
4.5.1	Stav po kalení dvojkomponentnými kaliacimi čeľust'ami .....	55
4.5.2	Stav po nízkoteplotnom popustení .....	57
4.5.3	Deformácia kalených telies .....	58
4.5.4	Teplota dvojkomponentných kaliacich čeľustí počas kalenia .....	59
4.6	Skúška 3-bodovým ohybom.....	59
4.7	Fraktografia .....	61
5	Diskusia.....	63
6	Záver .....	68
7	Zoznam použitej literatúry .....	69

# 1 Úvod

Technologický proces kalenia oceľových predmetov je založený na zmene štruktúry z austenitu na martenzit. Táto štruktúrna transformácia je spojená s nárastom objemu, čo môže viesť k plastickej deformácii súčastí, miera deformácie je pri tom závislá okrem iného i na tvare súčasti. Dlhé a štíhle čepele športových mečov sú na deformáciu pri kalení obzvlášť náchylné. Kvôli tomu je po kalení čepelí nevyhnutné ich narovnávanie, ktoré je zdĺhavé a predražuje výrobný proces.

V technickej praxi sa na zamedzenie kalením indukovaných deformácií používajú kaliace lisu, a to hlavne pri kalení plochých, tenkých či dlhých súčastí vyžadujúcich rozmerovú presnosť. Kaliace lisu bez otvoreného prúdenia kaliaceho média odvádzajú teplo z kalenej súčasti do samotného telesa lisu, čím sa pri nadkritickej rýchlosti ochladzovania dosahuje zakalenie. Rýchlosť odvodu tepla je pri tom funkciou použitého prítlačného tlaku, kvality povrchu čeľustí lisu a kalenej súčasti, koeficientu tepelnej vodivosti použitých materiálov a mnohých iných faktorov.

Táto práca sa zaoberá implementáciou technológie kaliaceho lisu do procesu výroby čepele športového meča. Kalenie kaliacim lisom má vyššiu investičnú hodnotu ako kalenie do konvenčných kvapalných kaliacich médií a súčasne je ťažké analyticky nájsť možnosti a limitácie tejto metódy. Preto použitie technológie kaliaceho lisu experimentálne overuje táto záverečná práca.

Primárny cieľ práce je navrhnúť proces tepelného spracovania pomocou kaliaceho lisu tak, aby boli splnené všetky požiadavky kladené na čepeľ športového meča za súčasného zníženia deformácií čepelí spojených s kalením. Druhým cieľom je návrh procesu tepelného spracovania bez potreby otvoreného okruhu chladiacej kvapaliny, čím by sa znížila ekonomická nákladovosť prevádzky.

V teoretickej časti práce je popísaný historický vývin konštrukcie meča a jeho výroby, ďalej je do kontextu tepelného spracovania vsadená technológia kaliaceho lisu spolu s náležitým termomechanickým rozborom a nakoniec sú popísané požadované vlastnosti a súčasná výroba čepelí športových mečov. V experimentálnej časti sú vzorky z materiálu používaného na výrobu čepelí mečov, oceli 42CrMo4, tepelne spracované za pomoci kaliaceho lisu s monolitickými čeľusťami a vodou chladenými čeľusťami skonštruovanými z dvoch častí.

Táto práca bola vypracovaná v spolupráci s firmou SIGI Forge s.r.o.

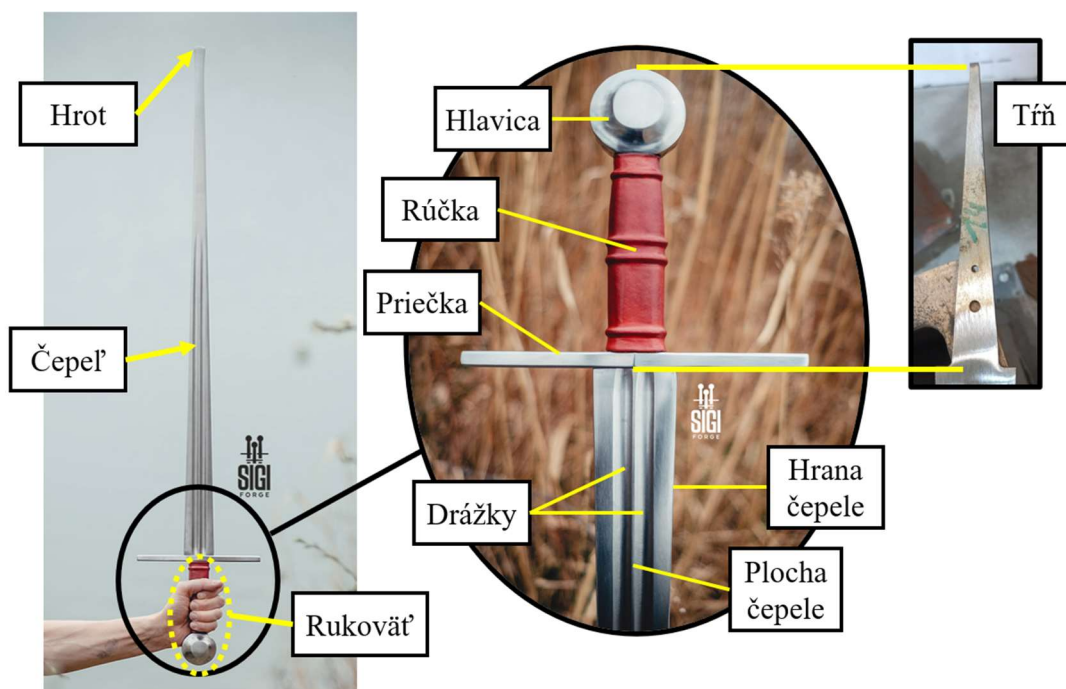
## 2 Teoretická časť

### 2.1 Dejiny metalurgie, tepelného spracovania a výroby mečov

Výroba a používanie mečov nielenže vyplývajú z niekoľko tisícročného technologického vývinu, ale v prípade historických európskych bojových umení (ďalej HEMA) výroba a používanie mečov priamo imitujú historické konštrukcie a stratégie boja. Vzhľadom na fakt, že táto diplomová práca sa zaoberá výrobou mečov pre HEMA, je preto vhodné krátko popísať historický vývin tejto zbrane a jej výroby. Špeciálna pozornosť je pri tom venovaná čepeliam mečov.

Na čepel meča boli kladené veľmi vysoké požiadavky. Musela mať tvrdé ostrie ktoré si udrží ostrosť, ale súčasne sa nebude odštepovať. Čepel musela byť húževnatá, pretože jej lom počas boja mal fatálne následky, súčasne ale odolnosť čepele proti ohybu definuje, aká dlhá môže byť a dlhšia čepel predstavuje v boji strategickú výhodu. Je preto prirodzené, že v dobách, kedy bol meč tou najdôležitejšou zbraňou, odzrkadľovala výroba čepule špičkové technológie príslušnej doby a oblasti. Historický vývin čepelí mečov je tým pádom náhľadom do evolúcie materiálov, metalurgie a tepelného spracovania až po obdobie industriálnej revolúcie, kedy používanie mečov ustupuje.

V tejto kapitole a vo zvyšku diplomovej práce budú používané termíny spojené s konštrukciou meča. Základné termíny sú pre pochopenie schematicky znázornené v obrázku 1.



Obrázok 1: Schéma konštrukcie jednoručného meča, obrázky prebrané z webu sigiforge.com

#### 2.1.1 Neolit

V neolite, pred dobou bronzovou, bolo používanie kovov obmedzené na meteorické železo a rýdze kovy ako meď, zlato a striebro. Malé objekty z rýdzej medi sa vyskytujú už v roku 9000 p.n.l. [1]. Takéto medené objekty boli často tvarované. Bolo však experimentálne dokázané, že

prírodná meď sa bez žihania tvaruje len ťažko [2]. Dôvodom je intrinsická deformácia zrna a prítomnosť trhlín v rýdzej medi. Podobná podmienka zväčša platí i pre meteorické železo, pre ktoré je typická krehká Widmanstättenova štruktúra [3, 4]. To môže svedčiť o tom, že tepelné spracovanie kovov ľudstvo využíva už odpradávna.

Prirodzeným predchodcom meča sú nože a dýky, ktoré boli ľudstvom používané už od doby kamennej [5, 6]. V širšom slova zmysle sa potom za predchodcu meča dajú považovať rôzne sekery a tyče z organického materiálu, do ktorých boli vsadené úlomky tvrdého materiálu – kameňov, minerálov, kostí a pod [6]. Príkladom takejto zbrane je aztécky *Macuahuitl*, drevená páłka s kusmi ostrého obsidiánu.



Obrázok 2: Bojovníci nosiaci Macuahuitl [7]

### 2.1.2 Doba bronzová

Výroba a použitie mečov s celokovovou čepeľou začalo až v dobe bronzovej, konkrétne v Európe sa meč v pravom zmysle slova začína objavovať približne v polovine druhého tisícročia p.n.l. [5]. Prvým kovom redukovaným z rudy bola meď, častokrát obsahujúca jednotky percent arzénu. Prirodzený výskyt arzénu s meďou pravdepodobne viedol k začiatku používania arzénových bronzov, eventuálne sa popredným materiálom stali cínové bronzy [1].

Typický meč z doby bronzovej bol i vrátane rukoväte vyrobený odlievaním, a to preto, lebo rukoväte spojené s čepeľou nitovaním mali pre nedostatočnú pevnosť konštrukcie v tomto období tendenciu rozpadáť sa [5]. Najprv bola odliata čepeľ a nechala sa vychladnúť. Potom bola na trní čepele vytvorená druhá forma na odlíatie rukoväte. Hrana čepele bola nakoniec vytvrdená tvarovaním za studena. [1]

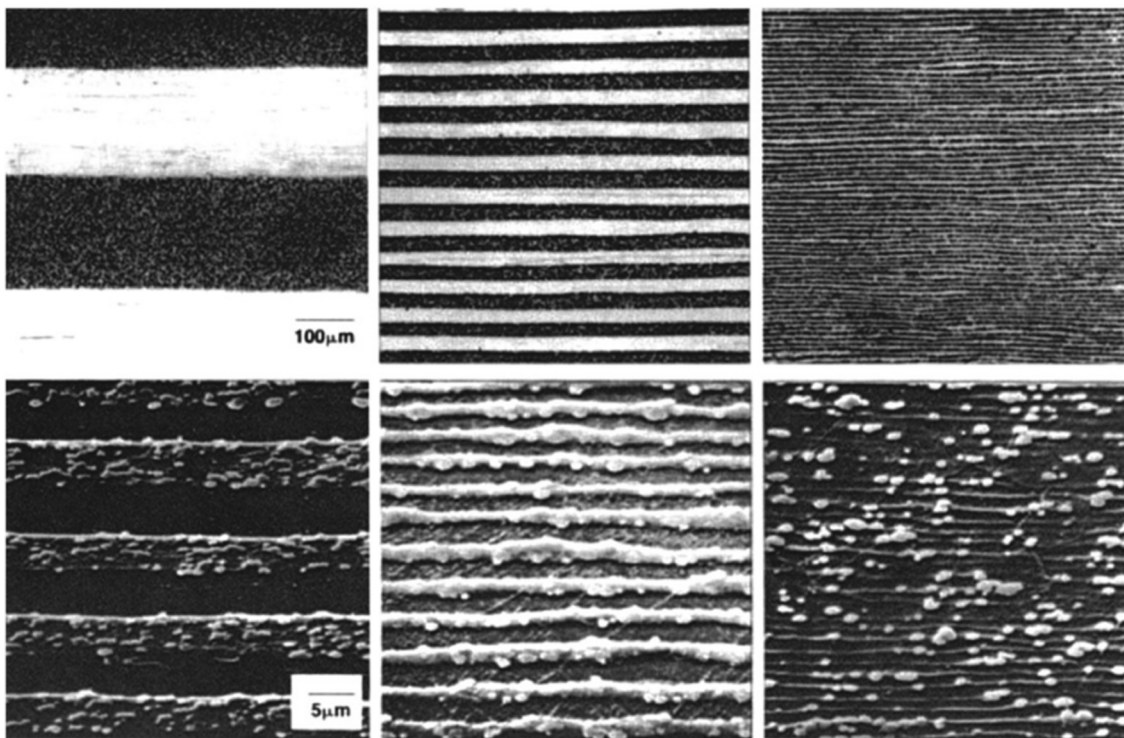


Obrázok 3: Bronzová rukoväť meča z 14. st. p.n.l. [8]

### 2.1.3 Doba železná

Používanie železa redukovaného zo železnej rudy, datované približne na 2. tisícročie p.n.l. [1] posunulo hranice, ktorých bol materiál schopný dosiahnuť. Železná ruda bola najprv mletá a pražená pre zníženie obsahu síry. Redukcia železnej rudy až do novoveku prebiehala zväčša v tuhom skupenstve (s výnimkou istých ázijských oblastí, prevažne Číny). Takéto zlievarenské spracovanie rudy prebiehalo v peciach za teploty približne 1200 °C, produkt tavby (čo je tuto zavádzajúci pojem, keďže železo nebolo prítomné v tavenine) bola tzv. železná huba alebo hruda, teda vysoko nehomogénny, porézny útvar obsahujúci okrem železa i kusy trosky a uhlia. Železná huba musela byť ďalej spracovaná, najprv oddelením mäkkého železa od tvrdých nehomogenít, a potom skompaktnená kovaním za tepla. Prvé nálezy ingotov v Európe indikujú, že obsah uhlíku býval 0-0,85% [1], čo je menej ako v súčasnom surovom železe. Z toho dôvodu sa táto prvotná forma železa v angličtine nazýva *wrought iron* (a nie *pig iron*, teda surové železo), v tejto práci bude pre túto formu železa používaný pojem mäkké železo alebo iba železo.

Pre zvýšenie kvality železnej huby ju bolo nutné homogenizovať. To sa dalo dosiahnuť jej pakovaním, resp. prekladaním – rozkovaním, naseknutím, prehnutím a kováckym zvarom (skutím za kováčich teplôt) do nového celku [5]. Tento proces sa opakoval do dosiahnutia dostatočnej homogenity. Paketovaná oceľ má vrstevnatú mikroštruktúru, obsahuje tenké, ploché vmestky. Paketovanie pri tom zvyšuje homogenitu až dokým nedosiahne izolovaná vrstva hrúbku približne 1 μm, potom sa diskretnosť vrstiev stráca [9].



Obrázok 4: Oceľ prekladaná s Fe-3Si zliatinou. Hore: snímky stúpajúceho počtu vrstiev zaopatrené svetelnou mikroskopiou. Dole: SEM snímky kompozitu s 2500 vrstvami po finálnom tvarovaní na dosiahnutie hrúbky vrstiev (zľava doprava) 5 μm, 2 μm a 1 μm. [6]

Kováčske zváranie je uskutočniteľné iba ak je zváraný povrch čistý. Vzhľadom na tvorbu okují na železných zliatinách počas kovania je preto kováčske zváranie neprevediteľné bez spojovacích prísad. Najstarším príkladom spojovacej prísady je jemný kremičitý piesok. Oxid kremičitý reaguje s wüstitom (okujami) na povrchu oceli za vzniku fayalitu. Fayalit má relatívne nízku teplotu tavenia a počas kovania vyteká zo zvaru. Výsledkom je tak pevné kováčske zvarenie dvoch čistých povrchov.

Pre zvýšenie kvality železa bol dôležitým objavom odpich tekutej trosky počas tavby. Ten bol v Európe používaný za čias Rímskej ríše, nezávisle od Európy boli však pece s odpichom trosky vyvinuté i v starovekej Indii. Práve tam bola okolo roku 400 n.l. metalurgia na úrovni Malej Ázie a Európy. Pre Indiu bolo výnimočné pretavovanie mäkkého železa so zdrojom uhlíku (listy, uhlie) v uzatvorených kelímkoch, výsledkom čoho bola homogénna nadeutektoidná oceľ s obsahom uhlíku 1-1,6% prezývaná *wootz*. Táto oceľ bola neskôr prekurzorom na výrobu dnes preslávenej damascénskej ocele. [1, 10]

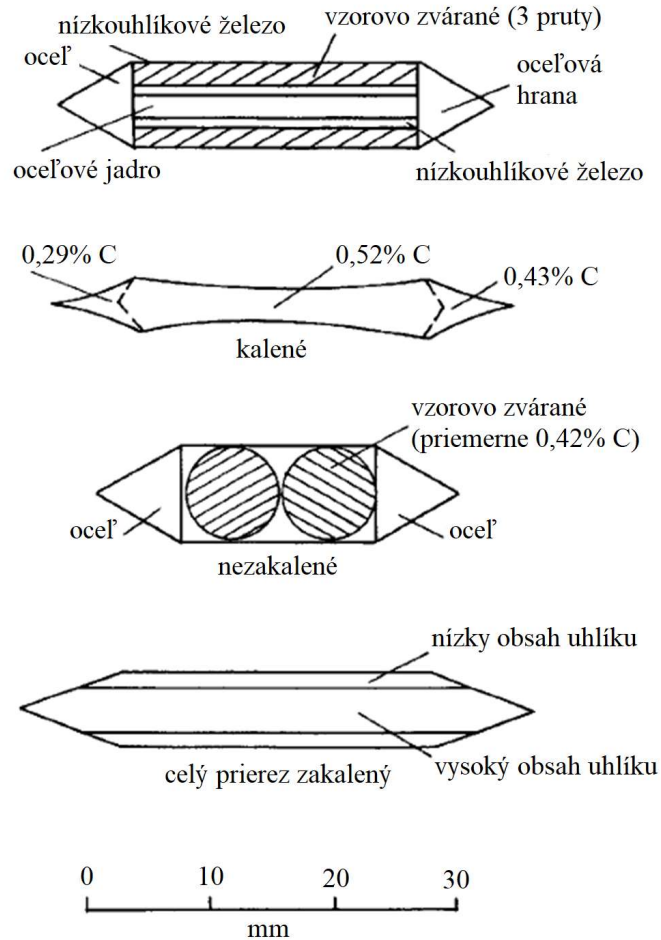
Zvýšením pomeru uhlíku k železnej rude počas zlievarenského spracovania, sekundárnym spracovaním mäkkého železa s uhlím alebo cementáciou železa bola produkovaná oceľ. Z historického hľadiska je oceľ zliatina železa obsahujúca aspoň 0,2 hm. % uhlíku [5], je typicky homogenizovaná, má lepšie vlastnosti ako mäkké železo a jej používanie je vzácnejšie.

Používanie ocele je neodlúčiteľné od jej tepelného spracovania, výsledkom ktorého je zmena mikroštruktúry. U starovekých a stredovekých artefaktov na báze železa je však náročné skúmať mikroštruktúru kvôli korózii, ktorá postihuje železné zliatiny. Informácie o používaní tepelného spracovania preto často musia byť vyvádzané z iných zdrojov, napr. písomných.

Jeden z prvých dôkazov kalenia pochádza 9. storočia p.n.l. z Egyptu. Hlavica sekery bola zakalená a nasledovne vlastné teplo sekery spôsobilo jej popustenie. Obsah uhlíku bol 0% v jadre sekery a 0,9% na jej hrane, tvrdosť hrany bola 444 HB, tvrdosť ďalej od hrany 70 HB. Celá hlavica sekery bola pokrytá vrstvou magnetitu, čo nasvedčuje, že po výrobe nebola použitá. V Číne počas dynastie Han (3 storočie p.n.l. až 1. storočie n.l.) sa taktiež začali vyskytovať meče s martenzitickou štruktúrou. [1]

Výrobu železných mečov v Európe výrazne zdokonalila keltská civilizácia trvajúca od roku 500 p.n.l. až do 1. storočia n.l. V tomto období sú čepele obojstranné, relatívne dlhé a tenké s výrazným hrotom a šošovicovitým tvarom prierezu. Pri ich výrobe sa uplatňovala konštrukcia kompozitnej čepele z rôznych typov železa a ocele, typicky bolo oceľové ostrie navarené na jadro z mäkkého železa. Taktiež bolo využívané vzorové zváranie, resp. damaskovanie, čo je typ kováčskeho zvárania s primárnym účelom tvorby kontrastujúceho povrchového vzoru. Damaskovanie pri tom nesúvisí so spomínanou damascénskou oceľou, tento názov vyplýva z relatívne novodobej snahy napodobiť pôvodné povrchové vzory damascénských ocelí. [5]

Používanie mečov v Európe rozšírila Rímska armáda. Primárnou zbraňou rímskeho legionára po 2. storočí p.n.l. bol krátky, bodný meč zvaný *gladius*, potom od 2. storočia n.l. dlhší, sečný meč zvaný *spatha*, ktorý bol výhodný pre boj na koni. Na tvar *spathy* potom naväzujú Európske meče v období sťahovania národov. Rukoväte rímskych a rannostredovekých mečov boli skladané z troch zvyčajne drevených častí, zo zaoblenej časti oddeľujúcej čepeľ od rúčky, z časti tvoriacu rúčku a z guľovitej hlavice. Kvôli tomu bolo ťažisko meča posunuté na čepeľ, čo sťažovalo manipuláciu s mečom. [5]



Obrázok 5: Prierezy čepelí komplikovanejších konštrukcií z Nydamu zo skorého tretieho storočia nášho letopočtu, preložené z [1]

#### 2.1.4 Stredovek a skorý novovek

Po rozpade Rímskej ríše a počas obdobia sťahovania národov v Európe používanie mečov dočasne ustupuje. Veľké množstvo mečov v rannom stredoveku malo dekoratívny účel pre spoločenskú elitu, čo je potrhované využívaním damaskovania vo výrobe čepelí. Damaskovanie produkuje unikátne vzorky na povrchu čepelí, jeho vplyv na mechanické vlastnosti je však prevažne negatívny. Počas damaskovania bolo prekladané železo s rozličným obsahom fosforu, uhlíku a prípadne vzácne kovy, čím vznikal unikátny štruktúrny kontrast na úkor zhoršenia mechanických vlastností, čo však u dekoratívnych mečov nebolo podstatné. [5]

Meče v rannom stredoveku neboli kalené a boli preto mäkké. Kovová zbroj bola v rannom stredoveku vzácna a peší bojovníci s mečmi sa chránili štítmi, tým pádom nedochádzalo ku kontaktu dvoch mečov ani meča s kovovým brnením a čepel' nemala podnet deformovať sa. [5]

Približne od 8. storočia začínajú prevládať kovové hlavice a krátke kovové záštity. Hlavica bývali dvojdielne, tvorené základovou doskou a korunou hlavice. Táto zmena posunula ťažisko meča k rukoväti, čo uľahčilo manipuláciu a umožnilo prevedenie pokročilejších bojových techník. Postupne sa tiež pre výrobu čepelí začal používať vyšší podiel ocele, teda kvalitnejšieho materiálu. Čepele bývajú kalené, čo výrazne zvýšilo pevnosť zbrane. Výzdoba damaskovanými panelmi sa postupne stráca. [5]

V priebehu prvej poloviny 9. storočia sa ďalej mení konštrukcia rukovätí. Záštity sa predlžujú a hlavice bývajú jednodielne, prichytené roznitovaním trňu čepele, rúčky bývajú zväčša drevené. Od 10. storočia takáto konštrukcia dominuje. Absencia výzdoby a zjednodušená konštrukcia svedčí o náraste produkcie mečov v tomto období. Jednodielne hlavice majú typicky tvar mince. Železné záštity s dlhými ramenami sú dôkazom zásadných zmien v technike boja – dlhá záštita chráni ruku a umožňuje využívanie komplikovanejších šermiarskych techník, pri ktorých dochádza ku styku so súperovou čepeľou, resp. ku kontaktu dvoch mečov. Meč tak začína získavať mimo útočnej i obrannú funkciu a do istej miery nahrádza štít. [5]

V druhej polovine 9. storočia sa v Európe objavuje nová konštrukcia čepelí mečov, kde je húževnaté železné jadro obalené oceľovým plášťom. Spočiatku bola táto technológia prevádzaná v malovýrobných dielňach spojením piatich pásov materiálu – jedného železného a štyroch oceľových – ktoré mali približný tvar čepele. Produktom kováčskej dielne bol výkovok čepele, ktorý mal jasný tvar vrátane prípadných drážok na odľahčenie čepele. Výkovok bol pravdepodobne hneď po kovaní nahrubo opracovaný pilníkom. Nasledovne bol výkovok kalený a pravdepodobne i popustený. Kalenie čepelí bolo citlivým a riskantným procesom, ktorý mohol viesť k deformácii či až lomu čepele a znehodnoteniu dosiahnutej práce. Kalič teda niesol veľkú zodpovednosť a proces kalenia niesol veľký symbolizmus. [5, 11]

Nasledovne bola čepeľ brúsená, rovnako ako hlavica a záštita. Na brúsenie boli už od antiky používané rotačné kamenné brúsky chladené vodou. Brúsky mohli byť v neskorších obdobiach mechanizované. Vybrúsená a naoštréná čepeľ bola na záver jemne ručne vyhladená. [5]

V 11. storočí sa konštrukcia ďalej zjednodušila na plát železného jadra „zosendvičovaný“ medzi dva oceľové pláty alebo železnú tyč obohnanú hrubým oceľovým plechom, polotovár bol pri tom kratší a vyžadoval intenzívnejšiu kováčsku prácu pre dosiahnutie finálneho tvaru čepele. To bolo umožnené mechanizáciou výroby vodou poháňanými kladivami vo veľkovýrobných centrách. [5]



Obrázok 6: Ilustrácia zo šermiarskeho manuskriptu z 16. storočia [12]. Šermiari používajú tzv. *federschwert*, cvičný meč typický rozšírením čepele nad priečkou nazývaným *schilt*. Tento tvar čepele je dodnes používaný v HEMA.

V priebehu 13. storočia sa začali predlžovať čepele aj rukoväte mečov, hlavice bývali okrúhle a oválne. V prípade potreby bolo vďaka tomu možné meč uchopiť dvoma rukami, čo bolo užitočné v boji proti oponentovi v plátovom, resp. celoplátovom brnení bežnom od 13. storočia, resp. 14. storočia [5]. Takýto meč uchopiteľný dvoma rukami sa nazýva dlhý meč a šerm s ním je hlavnou bojovou disciplínou v HEMA [13, 14].

Prvé dlhé meče mali čepele šošovicového a hexagonálneho prierezu s menej výraznými hrotmi, dĺžka čepele bola 90 až 100 cm a dĺžka rukoväte 18 až 25 cm, jednalo sa hlavne o sečnú zbraň. Od 14. storočia sú čepele prispôbené i na bodné útoky užitočné v boji proti obrnenému oponentovi, majú výrazné hroty a vysokú tuhosť. V priebehu 15. storočia sa meče stávajú silno individualizovanými, existujú nálezy veľkého množstva originálnych hlavíc, záštit a ochranných košov. Súčasná výroba mečov pre HEMA imituje návrhy mečov hlavne z tohoto obdobia, mimo dobovej korelácie i kvôli výhodnosti výberu z odlišných návrhov hlavíc a záštit pre prispôbenie výzoru meča požiadavkám zákazníka. [5]



Obrázok 7: Niektoré typy hlavíc ponúkané firmou SIGI Forge s.r.o., prebrané z webu sigiforge.com

Neskorý stredovek so sebou prináša pokles ceny ocele a čepele preto bývajú konštruované z jedného kusu ocele – monolitu [5]. V 15. a 16. storočí je vďaka renesančnému zmýšľaniu, šíreniu literatúry o šermi a zakladaniu šermiarskych škôl meč značne popularizovaný [15], taktiež sa prvýkrát vyskytujú detailné písomné záznamy o výrobe a tepelnom spracovaní čepelí mečov. Presné príklady tu nebudú uvádzané, renesančný človek však už dokázal presne popísať kaliace a popúšťacie teploty, rozoznať efektívne kaliace médiá ako roztoky solí a olej, vedel, že kalenie do čistej vody môže viesť k vzniku kaliacich trhlín a dokonca bolo používané mydlo na spomalenie odvodu tepla z čepele [1, 16].

V priebehu 16. storočia používanie dlhých mečov začína ustupovať a do popredia sa dostávajú tenšie, jednoručné zbrane ako rapíre a šable. Rozširovanie ručných strelných zbraní potom spôsobuje, že meč sa ako reálna zbraň stáva irelevantný [15], čo spolu s nástupom industriálnej revolúcie začiatkom 18. storočia vedie k postupnému strácaniu tradičných spôsobov výroby meča.

## 2.2 Tepelné spracovanie oceli

Tepelné spracovanie je špeciálny proces, počas ktorého sú využívané fázové a štruktúrne zmeny materiálu v tuhom skupenstve pre získanie požadovaných mechanických či iných vlastností [4]. V tejto kapitole budú rozobrané procesy a pojmy súvisiace s tepelným spracovaním v kontexte kalenia a popúšťania ocelí.

## 2.2.1 Kalenie oceli

Kalenie oceli je rýchle ochladenie vedúce k zmene štruktúry ocele z vysokoteplotnej fáze – austenitu na nerovnovážnu fázu – martenzit, príp. bainit, ideálne bez vzniku vedľajších fáz ako ferit, perlit a bainit [17]. Pre účely práce je podstatné iba martenzitické kalenie.

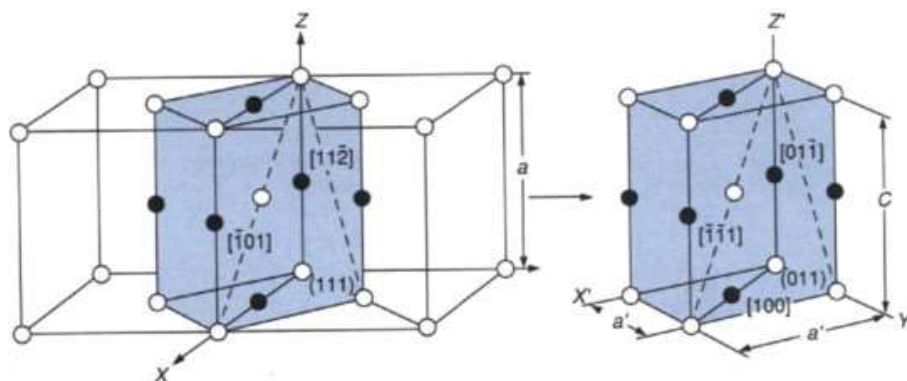
### 2.2.1.1 Austenitizácia

Východnou štruktúrou pri kalení je austenit, preto je nevyhnutné pred kalením oceľ dostať do stavu, kedy je primárnou fázou austenit. Táto premena, zvaná austenitizácia, je difúzna, teda je riadená teplotou a výdržou na teplote. Pri podeutektoidných oceliach je teplota austenitizácie zvyčajne 30-50 °C nad teplotou  $A_{c3}$  [4], čím sa (po istej minimálnej výdrži) zabezpečí premena najprv perlitu, potom feritu na austenit. Výdrž na teplote je zvolená kompromisom medzi dvoma časovo závislými javmi [4]:

1. Homogenizácia austenitu – difúzne vyrovnanie chemických heterogenít, čo zvyšuje homogenitu výsledných mechanických vlastností;
2. Hrubnutie austenitického zrna – zväčšovanie austenitického zrna pri dlhých výdržiach, čo degraduje vlastnosti martenzitickej štruktúry po zakalení, spôsobuje nárast vnútorných napätí spôsobených kalením a tým pádom i rozsah kalením indukovaných deformácií.

### 2.2.1.2 Martenzitická transformácia

Schladenie austenitu na pokojovú teplotu môže viesť k vzniku martenzitu, veľmi tvrdej fáze kde uhlík ostáva rozpustený v matici, rovnako ako u austenitu. Martenzit vzniká pri potlačení difúzných transformácií austenitu na štruktúry zložené z feritu a cementitu (ferit, perlit, bainit) [18] a jedná sa preto o bezdifúznu, resp. strihovú premenu. Transformácia austenitu na martenzit je sprevádzaná nárastom objemu. Keď je tento nárast objemu okolím obmedzovaný, martenzit sa formuje do dosičiek a latick, aby bolo minimalizované vznikajúce napätie. [17]



Obrázok 8: Bainov model vzťahu medzi kryštálovou mriežkou austenitu a martenzitu (modrý) [19]. Čierne body predstavujú možné polohy atómov uhlíku v oktahedrálnej dutinách.

Martenzitická transformácia je atermálna, množstvo transformovaného martenzitu závisí na podchladení pod teplotu *martenzit start* (ďalej  $M_s$ ), čo je vyjadrené Koistinenovou-Marburgerovou rovnicou [17]:

$$1 - V_{\alpha'} = \exp[\beta(M_s - T_q)] \quad (1)$$

Kde  $V_{\alpha'}$  je objemový zlomok vzniknutého martenzitu,  $T_q$  je teplota, na ktorú je vzorka ochladená a  $\beta$  je konštanta rovná približne -0,011.  $T_q$  musí byť nižšie ako  $M_s$ .

Teplota  $M_s$  je teda limitnou teplotou, na ktorú musí byť ochladený austenit pre započatie martenzitickej transformácie.

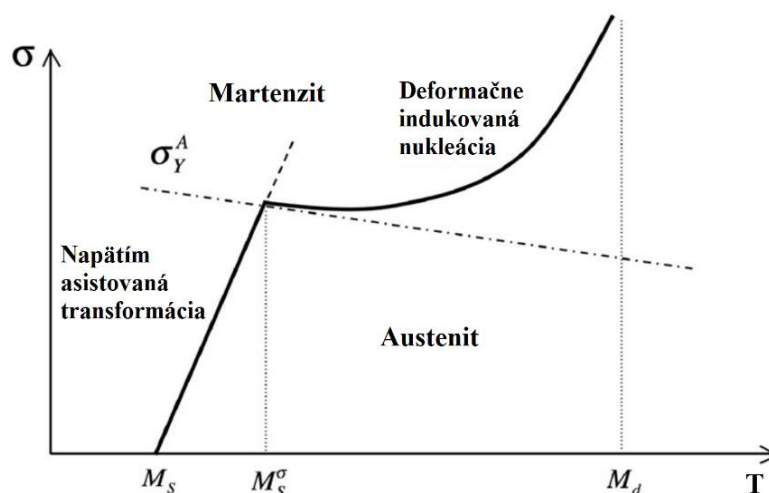
Kvantita transformácie zdanlivo nezávisí na čase – transformácia prebieha rýchlosťou približne 1100 m/s, tak rýchlo, že vplyv času je zanedbateľný. Namiesto toho je kvantita transformácie závislá na množstve zárodkov martenzitu. [17]

Z rovnice 1 vyplýva, že i pri veľkom ochladiení štruktúra nebude čisto martenzitická, vždy bude prítomné isté množstvo vstupnej fáze, tzv. zbytkového austenitu. Z toho vyplýva, že neexistuje žiadna skutočná teplota *martenzit finiš* (ďalej  $M_f$ ), kedy by martenzitická transformácia bola kompletná. Teplota  $M_f$  je namiesto toho stanovená ako teplota, kde martenzitická transformácia dosiahne 95 obj.%. [17]

Štandardne je pre vznik martenzitu nutné dostatočne rýchle ochladenie, aby sa zabránilo ostatným difúznym premenám v štruktúre, u ocelí sú to premeny na ferit, perlit a cementit [17]. Rýchlosť ochladzovania, ktorá zabezpečí, že bude prebiehať iba bezdifúzna, resp. martenzitická premena, sa nazýva *kritická rýchlosť ochladzovania* (ďalej  $R_{krit}$ ).

### 2.2.1.3 Vplyv napätia na martenzitickú transformáciu

Vonkajšie jednoosé napätie typicky zvyšuje teplotu  $M_s$ , čím sa kalenie technologicky zjednodušuje [17, 20]. Napätie samo o sebe uľahčuje nukleáciu martenzitu (napätím asistovaná transformácia) a napätie vyššie ako medza klzu spôsobuje plastickú deformáciu, čo produkuje nové možné nukleačné miesta pre martenzit (deformačne indukovaná transformácia) [21]. Najvyššia teplota, za ktorej môže byť martenzitická transformácia vyvolaná elastickou deformáciou (napätím) je značená  $M_s^\sigma$  [21]. Nad týmto napätím prebieha deformačne indukovaná nukleácia martenzitu až do hodnoty  $M_d$ , kedy je plastická deformácia austenitu tak výrazná, že bráni transformácii na martenzit [22] alebo dochádza k lomu [21].

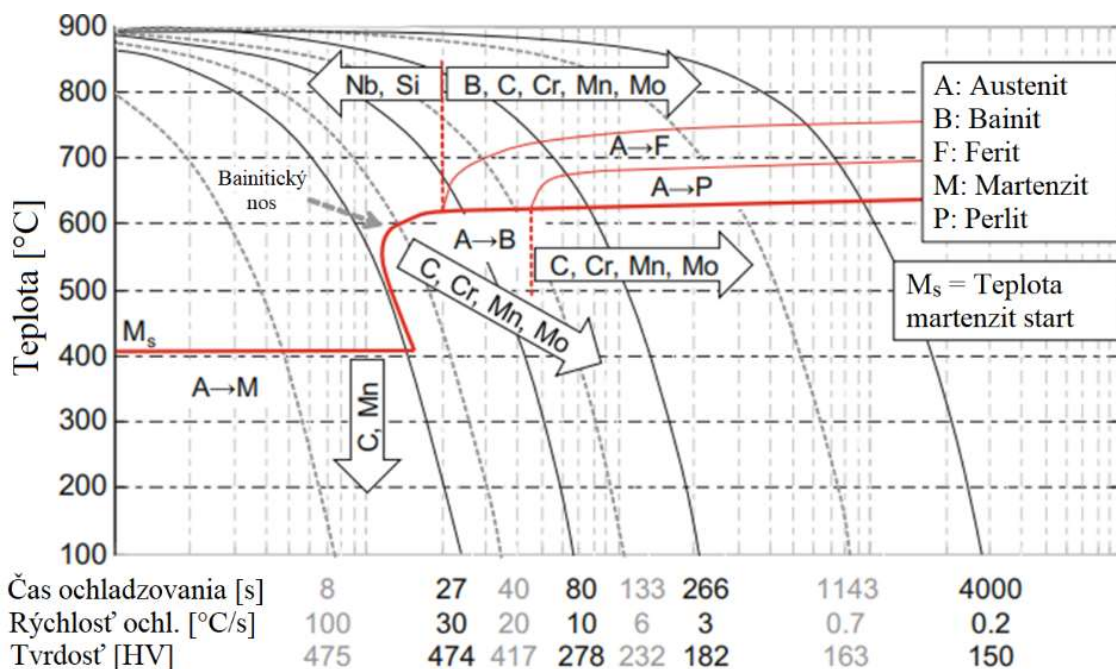


Obrázok 9: Grafické znázornenie závislosti napätia potrebného pre započatie martenzitickej transformácie na teplote.  $\sigma_Y^A$  značí medzu klzu austenitu. Preložené z [22].

### 2.2.1.4 Prekaliteľnosť, zakaliteľnosť

Pri kalení súčasti bude odvod tepla z jej stredu pomalší ako na jej povrchu, dôsledkom čoho môže byť od istej kritickej vzdialenosti od povrchu väčšina štruktúry zložená nie z martenzitu, ale z feritu, perlitu, cementitu či bainitu. Táto kritická vzdialenosť sa dá popísať prekaliteľnosťou.

Prekaliteľnosť je schopnosť oceli dosiahnuť martenzitickú štruktúru počas kalenia. Vyjadruje sa ako vzdialenosť od povrchu, kde bola dosiahnutá aspoň 50% transformácia na martenzit po kalení [17]. Presnejšie teda prekaliteľnosť charakterizuje hĺbku, do ktorej je možné oceľovú súčasť zakaliť. Prekaliteľnosť súvisí s potlačením difúzných transformácií v oceli a je závislá na chemickom zložení oceli [17, 18]. Legúry, ktoré posúvajú difúzne premeny v ARA diagrame k dlhším časom, vid. graf 1, zvyšujú prekaliteľnosť. Jedná sa hlavne o chróm, mangán, molybdén a bór. Rovnako oceli s vyšším obsahom uhlíku majú vyššiu prekaliteľnosť.



Graf 1: Vplyv legúr na ARA diagram, preložené z [23]

Veľkosť zrna má taktiež vplyv na prekaliteľnosť. Zväčšenie zrna z 0,02 na 0,125 mm môže zvýšiť prekaliteľnosť až o 50% [17].

Prekaliteľnosť definuje martenzitickú transformáciu kvantitatívne, ale nie kvalitatívne. Pre kvalitatívne zhodnotenie zakalenej štruktúry je zavedená veličina pomenovaná zakaliteľnosť. Zakaliteľnosť je tvrdosť, ktorej je po kalení martenzit schopný dosiahnuť [4]. Zakaliteľnosť je rovnako ako prekaliteľnosť závislá na chemickom zložení a štruktúre austenitu pred kalením.

### 2.2.1.5 Kaliace prostredia

Z ARA diagramov vyplýva, že rýchlosť ochladzovania má zásadný vplyv na výslednú štruktúru oceli po tepelnom spracovaní. Hlavný spôsob, ako sa ovplyvňuje rýchlosť ochladzovania, je pomocou voľby kaliaceho prostredia, resp. média, t.j. okolia kalenej súčasti, ktoré do seba poníma teplo. Odlišné kaliace médiá poskytujú nielen odlišnú rýchlosť ochladzovania kalenej

súčasti sprostredkovanú tepelnou vodivosťou kaliaceho média, ale majú i odlišný priebeh rýchlosti ochladzovania v závislosti na teplote. To je spojené s tepelnou závislosťou súčiniteľa tepelnej vodivosti daného média a so zmenou skupenstva u väčšiny kvapalných kaliacich médií (voda, olej), kde sa za vysokých teplôt kaliace médium vyparuje a vytvára okolo kalenej súčasti tzv. parný vankúš, teda súvislú medzivrstvu plynu. Kaliace médiá v plynnom skupenstve majú nižšiu tepelnú vodivosť ako v kvapalnom, preto je tvorba parného vankúša prevažne nežiadaná a potláčaná, u vody napr. prísadami solí a polymerov.

Najbežnejšie kaliace médiá sú [24]:

1. Voda, resp.:
  - a. Vodné roztoky solí,
  - b. Vodné roztoky polymerov;
2. Oleje;
3. Inertné, resp. kvazi inertné plyny ako hélium, argón a dusík.

Ďalšie metódy používané na prispôsobenie rýchlosti ochladzovania počas kalenia sú prúdenie kvapaliny, striekanie kvapaliny, kalenie do pary (hmly), zvýšenie teploty resp. viskozity oleja a i. [24]

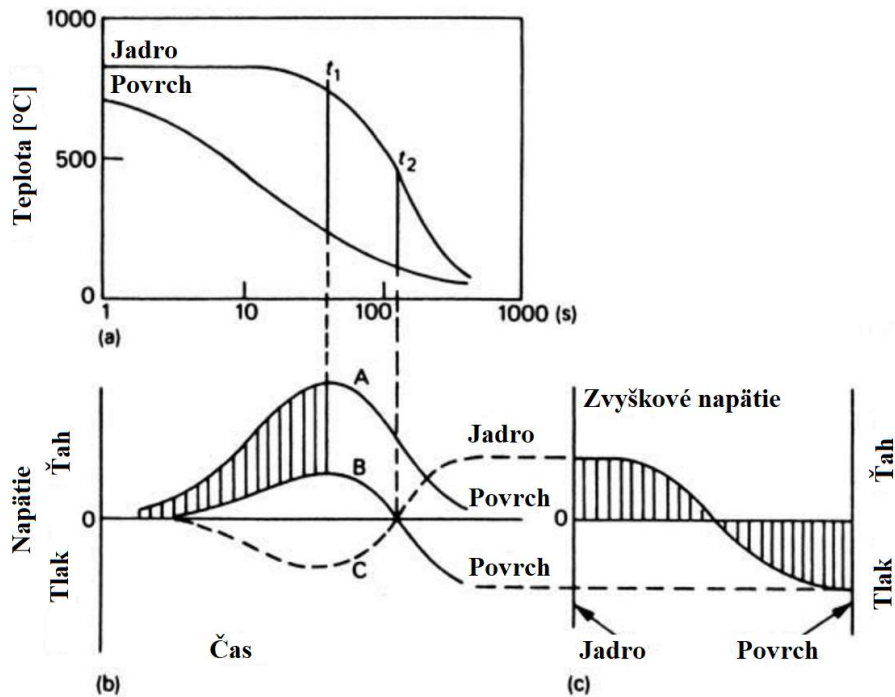
Unikátnym typom kaliaceho média sú kaliace lisy bez otvoreného prúdu oleja/vody. Kalenie kaliacimi lisami je hlbšie rozobrané v kapitole 2.3 Technológie kaliaceho lisu.

## 2.2.2 Kalením indukované deformácie

Kalenie oceľových súčastí vytvára v súčasti vnútorné napätie, ktoré po presiahnutí medze klzu materiálu vedie ku kalením indukovanej deformácii súčasti (a po presiahnutí medze pevnosti k vzniku kaliacich trhlin). Vnútorné napätie vznikajúce počas kalenia má dva hlavné zdroje [17, 25]:

1. Teplotné napätie spôsobené odlišnou rýchlosťou ochladzovania povrchu a vnútra súčasti;
2. Transformačné napätie spôsobené zmenou objemu pri transformácii austenitu na martenzit [18].

Príklad priebehu vnútorných napätí v súčasti počas kalenia je na obrázku 10, kde je znázornené napätie v oceľovom valci o priemere 100 mm kalenom do vody z teploty 850°C. Z obrázku (a) je možné vyčítať, že najvyšší teplotný rozdiel medzi povrchom a jadrom počas kalenia je približne 500 °C. V prípade, že nenastane žiadna relaxácia napätia, má napätie na povrchu priebeh ako u krivky A. V realite však nastane plastická deformácia a priebeh napätia na povrchu súčasti je potom popísaný krivkou B. Ťahové napätie na povrchu súčasti je vyvážené tlakovým napätím v jej jadre, popísaným krivkou C. Pri nižšej teplote sa charakter napätí prevráti – na povrchu vzniká tlakové napätie a v jadre ťahové napätie. [17]



Obrázok 10: Priebeh napätia v ocelovom valci kalenom do vody. (a) Rozdiel teplôt medzi povrchom a jadrom kalenej súčasti. (b) Vývin vnútorného napätia v súčasti počas kalenia. (c) Priebeh vnútorného napätia v súčasti po ochladení na pokojovú teplotu. Preložené z [17].

Dôvod, prečo sa charakter napätí na povrchu a v jadre v priebehu kalenia obracia je, že v prvej časti ochladzovania má na napätie vplyv iba teplotné napätie – t.j. povrch znižuje svoj objem rýchlejšie, ako jadro. Akonáhle však začne prebiehať martenzitická transformácia, povrch začína svoj objem zvyšovať, čo produkuje tlakové napätie. Zvýšenie objemu je mimo iného úmerné obsahu uhlíku v oceli. [17]

Čím rýchlejšie je ochladenie súčasti, tým väčší je rozdiel teploty medzi povrchom a jadrom a tým väčšie bude výsledné vnútorné napätie. V praxi sa preto pre zníženie vnútorného napätia (a tým pádom i zníženie deformácie súčasti a zabránenie vzniku kaliacich trhlín) používajú menej intenzívne kaliace médiá, ak je to možné. [17]

Na deformáciu kalených súčastí majú okrem veľkosti a tvaru súčasti vplyv i:

1. Zvyškové napätie prítomné v súčasti pred tepelným spracovaním [24, 26];
2. Fluktuácie teploty kaliaceho média [24, 25];
3. Spôsob, akým je kalená súčasť uchytená počas kalenia [24];
4. Orientácia kalenej súčasti pri vkladaní do kaliaceho média, resp. smer ponoru [27];
5. Prekaliteľnosť oceli a fluktuácia prekaliteľnosti spôsobená chemickou nehomogenitou [24];
6. Mikroštruktúrna nehomogenita [26];
7. Teplota austenitizácie [26, 28];
8. Obsah uhlíku.

V technickej praxi sa kvôli kalením indukovaným deformáciám po kalení mnohých súčastí zaraďuje ich nasledovné narovnávanie [24], v niektorých prípadoch však narovnávanie nie je možné (u masívnych či komplikovaných súčastí) a podľa toho, u akého množstva súčastí a ako intenzívne musí byť narovnávanie vykonávané, tento krok viac alebo menej predražuje výrobný

proces. Na zníženie deformácií spojených s kalením sa preto okrem menej intenzívnych kaliacich médií (olej, soľná lázeň) využívajú i rôzne typy kaliacich lisov. Rozmerné ale veľmi ploché súčasti s požiadavkou na vysokú plochosť (niektoré ozubené kolesá, pláty či ploché pružiny) sa kalia primárne pomocou kaliacich lisov [24].

Pre predpoveď deformácie kalených súčastí sa súčasne úspešne využíva modelovanie materiálov pomocou metódy konečných prvkov (ďalej MKP) [27, 29]. Tento prístup nachádza uplatnenie hlavne pri návrhu tepelného spracovania veľkého množstva súčastí a pre aplikácie, ktoré vyžadujú presné rozmery súčastí. Jedným z najťažších bodov návrhu modelu kalenia súčasti pomocou MKP je pri tom určenie koeficientu tepelnej vodivosti na rozhraní súčasť-kaliace médium [27].

V súčasnosti je predmetom výskumu i aplikácia umelej inteligencie, resp. neurónovej siete, na problematiku predpovedania deformácie kalených súčastí [25]. Výhodami využitia neurónovej siete namiesto MKP je možnosť simulácie nelineárnych modelov a rýchlejšie dosiahnutie výsledkov.

### 2.2.3 Popúšťanie oceli

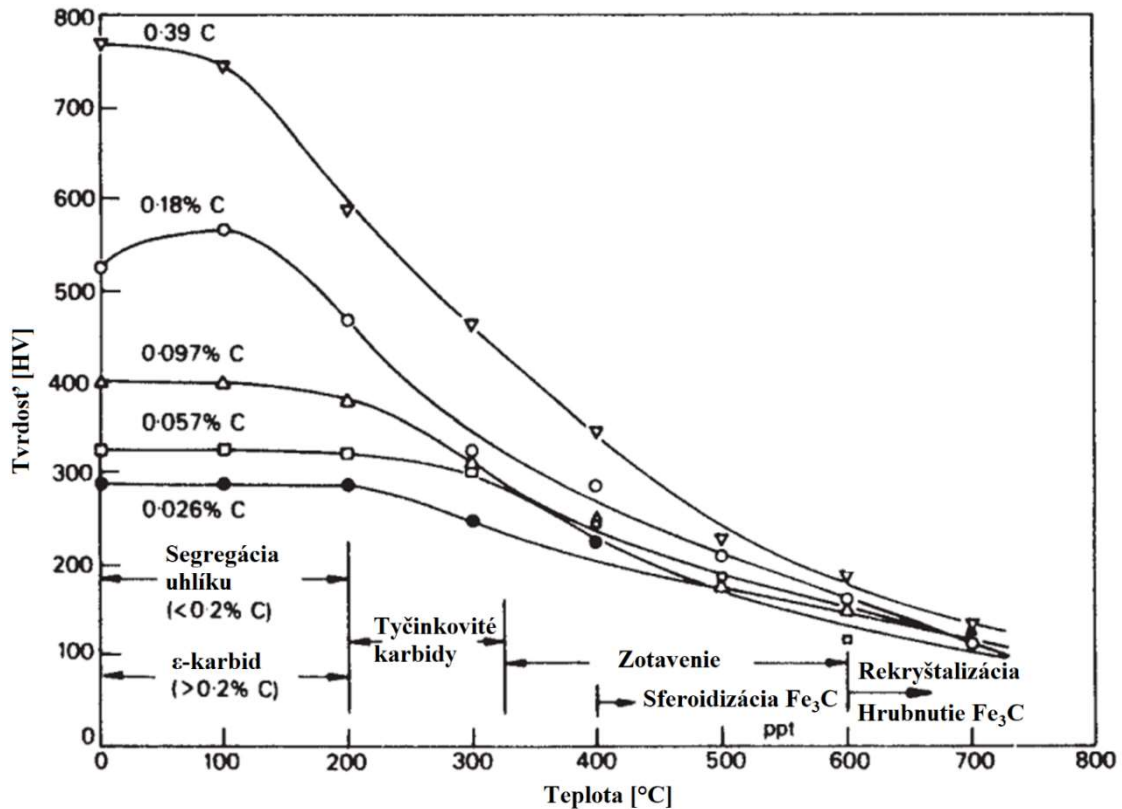
Martenzit je v panenskom stave veľmi tvrdý a krehký hlavne kvôli distorzii mriežky spôsobenej uväznením uhlíku v oktahedrálnej dutinách martenzitickej mriežky [18]. Pre zlepšenie jeho húževnatosti je preto nutné ho popustiť. Popúšťanie je difúzny proces, počas ktorého sa štruktúra blíži k rovnovážnej, resp. voľná energia systému klesá. Typicky prebieha za teplôt 150-700°C. [17]

Popúšťanie uhlíkových ocelí sa dá rozdeliť do štyroch základných fáz [17, 18]:

1. Pokles tetragonality martenzitu a precipitácia  $\epsilon$ -karbidu, teplota 100-250 °C. Vplyvom difúzie uhlíku z oktahedrálnej dutiny dochádza k poklesu tetragonality martenzitu. Prevažne u ocelí s vyšším obsahom uhlíku sú difúzia uhlíku a pokles tetragonality spojené s precipitáciou prechodných karbidov v martenzite ( $\epsilon$ -karbid,  $\eta$ -karbid [30]). Na konci tejto fázy obsah uhlíku rozpusteného v martenzite dosahuje približne 0,25 hm.%.
2. Rozklad zbytkového austenitu, teplota 200-300 °C. Zbytkový austenit prítomný medzi laticami (dostičkami) martenzitu sa rozkladá na (bainitický) ferit a cementit.
3. Prechodné karbidy sú nahrádzané cementitom, martenzit stráca tetragonalitu, teplota 250-350 °C. Cementit primárne nukleuje na rozhraní prechodných karbidov a martenzitickej matrice, rastom zárodkov cementitu prechodné karbidy zanikajú. Ďalšími možnými nukleačnými miestami sú martenzitické dvojčatá, medzilatkové hranice a hranice pôvodného austenitického zrna. Cementit vznikajúci na hraniciach martenzitických latic a pôvodného austenitického zrna môže mať negatívny dopad na ťažnosť ocele. Martenzit stráca svoju tetragonalitu a stáva sa kubickým martenzitom, resp. rozpadá sa na ferit a cementit.
4. Hrubnutie a sferoidizácia cementitu, rekryštalizácia feritu, teplota nad 350 °C. Cementit mení morfológiu mechanizmom zvaným *Ostwald ripening*, kde častice cementitu rastú na úkor zanikania menších častíc. Pri teplotách približne 700 °C sa vplyvom rekryštalizačných procesov vychádza štruktúra transformuje na feritickú. Výsledná štruktúra je feritická s hrubými sferoidizovanými časticami cementitu. Ak popúšťanie pokračuje, cementitické častice ďalej hrubnú a feritické zrno rastie.

Je dôležité poznamenať, že kvôli difúznemu charakteru popúšťania teplota nie je jediným určujúcim faktorom horeuvedených procesov. Efektu vyššej teploty sa dá dosiahnuť i riadením času – dlhšou výdržou na nižšej teplote. Zameniteľnosť teploty a času sa dá vyjadriť popúšťacím parametrom  $T(20+\log t) \cdot 10^{-3}$ , kde T je teplota [K] a t je čas [hod]. Horeuvedené intervaly teplôt platia pre výdrž na teplote približne 1 hod. [18]

Vplyv teploty popúšťania na výslednú tvrdosť kalenej oceli je pozorovateľný na grafe 2. U väčšiny ocelí popúšťanie vedie k poklesu tvrdosti, výnimkou je ocel' s obsahom uhlíku 0,18%, kde je nárast tvrdosti spôsobený precipitáciou  $\epsilon$ -karbidu. [17]



Graf 2: Tvrdosť kalených ocelí s rozličným obsahom uhlíku po hodinovom popúšťaní na teplotách 100-700°C, preložené z [17]

### 2.2.3.1 Nízkotepelná popúšťacia krehkosť

Pri popúšťaní ocelí v teplotnom rozmedzí 200-400 °C môže nastať zníženie lomovej húževnatosti označované ako nízkotepelná popúšťacia krehkosť. Toto oslabenie materiálu je spôsobené vznikom častíc cementitu v druhej a tretej fáze popúšťania, čo znižuje pevnosť martenzitickej matrice. Pri vysokých obsahoch fosforu môže vplyvom nízkotepelnej popúšťacej krehkosti nastať interkrystalický lom po hraniciach pôvodného austenitického zrna, pri nižšom obsahu fosforu je typický štepový lom alebo u nízkouhlíkových ocelí tvárne porušenie vyznačujúce sa relatívne veľkými dutinami na lomovej ploche. [18]

### 2.2.3.2 Samopopúšťanie

V prípadoch, kedy je teplota  $M_s$  vysoká (pri nízkom obsahu uhlíku, aplikácii externého napätia), nastáva zmena austenitu na martenzit za teplôt zrovnateľných s teplotou popúšťania. Po

martenzitickej premene potom môže pri nedostatočnom podchladení pod  $M_s$  nastať jav známy ako samopopúšťanie (*auto-tempering*), kvôli čomu môžu vznikať prevažne nežiadané častice karbidov vo forme ihlíc či dostičiek. [17]

### 2.2.3.3 Vplyv legúr na popúšťanie

Legúry v oceli môžu ovplyvňovať štruktúru oceli počas popúšťania. U uhlíkových ocelí bez legúr sa tetragonalita martenzitu stráca pri teplote 300°C, pri legovaní prvkami ako chróm, molybdén, volfrám, vanád, titán a kremík si však martenzit zachováva tetragonalitu i pri popúšťaní na teplote 450°C. Tieto legúry tým pádom zvyšujú stabilitu presýteného roztoku uhlíku vo ferite. Naopak mangán a nikel túto stabilitu znižujú. [17]

Legúry ako kremík, chróm, molybdén a volfrám bránia v štvrtej fáze popúšťania hrubnutiu cementitických častíc a stabilizujú tak jemnú disperziu cementitu. [17]

Karbidotvorné legúry ako chróm, molybdén, vanád, volfrám a titán reagujú s uhlíkom za vzniku jemnej disperzie karbidov, ktoré sú stabilnejšie ako cementit a majú nižšiu zmesnú entalpiu. Tieto karbidy sa tvoria až za teploty 500-600°C, kedy je difúzia uľahčená dostatočne na formovanie karbidov napriek nízkej koncentrácii legúry. Vznik karbidov legúr za týchto teplôt vedie k nárastu pevnosti ocele a je nazývaný sekundárne vytvrdzovanie (z anglického *secondary hardening*). Sekundárne vytvrdzovanie je typické pre nástrojové oceli. Odolnosť karbidov legúr proti hrubnutiu predurčuje takto vytvrdený materiál na použitie za zvýšených teplôt. [17, 18]

## 2.3 Technológie kaliaceho lisu

Pre kalenie súčastí s požiadavkami na vysokú rozmerovú presnosť po zakalení boli vyvinuté rôzne typy kaliacich lisov, teda zariadení, ktoré bránia deformácii súčasti počas kalenia.

Pod pojmom „kaliaci lis,“ resp. pod technológiou kaliaceho lisu, sa dajú všeobecne predstaviť viaceré odlišné technológie:

1. Kalenie v lise, z anglického „*press quenching*“ [24]. Súčasť je počas kalenia pridržiavaná v lise a ponorená do kvapalného kaliaceho média. V tejto práci bude táto metóda nazývaná „mokré lisové kalenie“.
2. Kalenie studeným lisom, z anglického „*cold die quenching*“ [24]. Súčasť je zakalená stlačením čeľustami (zvyčajne pokojovej teploty) lisu, teplo prechádza zo súčasti do materiálu čeľustí lisu. Súčasne môže byť súčasť stlačená aby bola zvýšená jej plochosť. V tejto práci bude táto metóda nazývaná „suché lisové kalenie“.
3. Lisovanie za tepla s kalením, z anglického „*hot stamping*,“ [23]. Súčasť je v lise tvarovaná za tepla, pri čom odvod tepla do telesa lisu súčasne zabezpečuje zakalenie súčasti. V tejto práci bude táto metóda nazývaná „tvarovanie s kalením“.

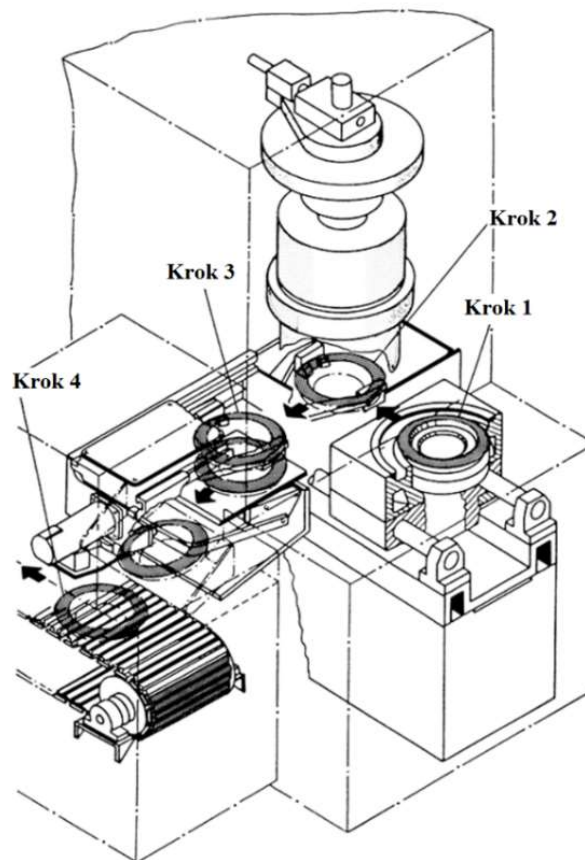
Vzhľadom na charakter kalenia v experimentálnej časti je obzvlášť zaujímavá technológia suchého lisového kalenia, literárnych zdrojov o tejto metóde je však málo – tepelné spracovanie rozličných materiálov plochými čeľustami v rámci stanovenia tepelnej vodivosti v kontakte je skúmané napr. v [31]. Metóda má však mnoho spoločného s tvarovaním s kalením, ktoré je v literatúre popísané podrobne [23, 32, 33]. V nasledujúcich podkapitolách budú jednotlivé technológie popísané podrobnejšie.

### 2.3.1 Mokré lisové kalenie

Mokrú lisové kalenie je kalenie do kvapalného média asistované lisom, kde lis pridrižiava kalenú súčasť a bráni tak jej deformácii počas kalenia. Je využívané zvyčajne u kruhových súčastí, ktoré majú vysoké požiadavky na tvarovú presnosť, napr. niektoré ozubené kolesá a tanierové pružiny [24, 34].

Čeluste lisu na mokré lisové kalenie sú vyrobené tak, aby pevne držali súčasť počas kalenia a súčasne umožňovali tok kaliaceho média, zvyčajne oleja [24]. Intenzita prúdenia oleja a záťaž vyvinutá lisom na pridržanie kalenej súčasti sú pri tom hlavné parametre ovládania procesu.

Schéma zariadenia na mokré lisové kalenie je na obrázku 11:



Obrázok 11: Zariadenie na mokré lisové kalenie [24]. Samotný proces kalenia prebieha v kroku 2.

### 2.3.2 Suché lisové kalenie

Pri suchom lisovom kalení, rovnako ako pri tvarovaní s kalením, sú vlastným kaliacim médiom čeluste lisu (ďalej kaliace čeluste), t.j. tuhé teleso, do ktorého prechádza teplo z kalenej súčasti, čím je dosiahnuté schladenie nadkritickou rýchlosťou a zakalenie.

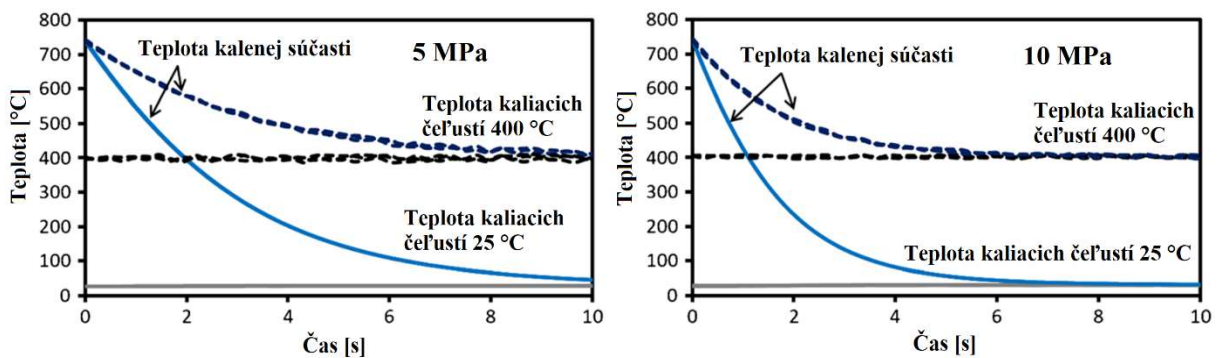
Čeluste lisu na suché lisové kalenie kopírujú tvar kalenej súčasti – môžu byť ploché alebo tvarované [24]. Počas stláčania lisom nie je tvar súčasti výrazne menený, dochádza iba k zvyšovaniu plochosti a bráneniu zmene tvaru spôsobenej kalením. Stlačením kalenej súčasti

je zvyšovaná kontaktná plocha medzi súčast'ou a čeľust'ami lisu, čím je zvyšovaný odvod tepla a hĺbka zakalenia, viac v podkapitole 2.4.2 Tepelná vodivosť v kontakte.

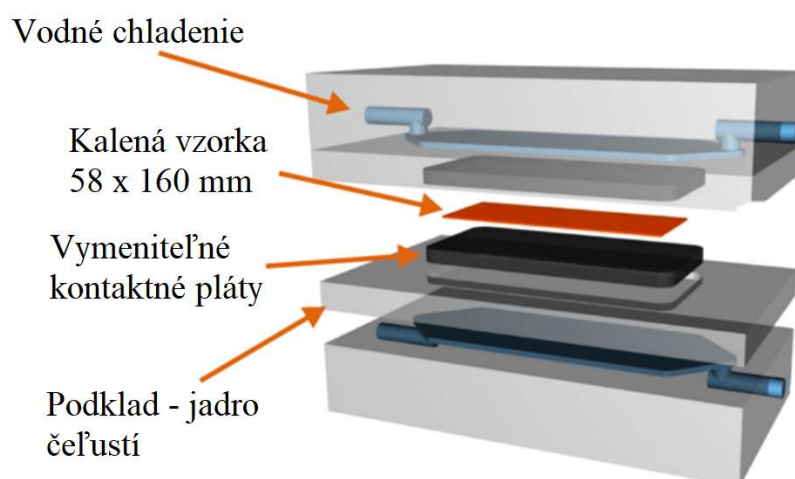
Kontaktný tlak má na intenzitu odvodu tepla najväčší vplyv, okrem toho je ale dôležitá i kvalita povrchu kaliacich čeľustí a kalených súčastí [35]. Počiatočná teplota čeľustí má malý vplyv na tepelnú vodivosť v kontakte [31], vid. tabuľka 1, teplotný gradient medzi teplotou súčastí a čeľustí je však kľúčový pre zakalenie súčastí. Použitie lubrikantov medzi kalenou súčast'ou a čeľust'ami má zanedbateľný vplyv na odvod tepla [31].

Kontaktný tlak	5 MPa	10 MPa	20 MPa
Teplota kaliacich čeľustí			
23 °C	1104 ± 131	1987 ± 76	3180 ± 239
400 °C	1201 ± 103	2061 ± 160	

Tabuľka 1: Dosahované hodnoty tepelnej vodivosti v kontakte v  $[W/m^2K]$  oceli Usibor® 1500 A-S za rozličných kontaktných tlakov a teplôt kaliacich čeľustí [31]



Graf 3 a 4: Krivky ochladzovania oceli Usibor® 1500 A-S za rozličných kontaktných tlakov a teplôt kaliacich čeľustí, preložené z [31]

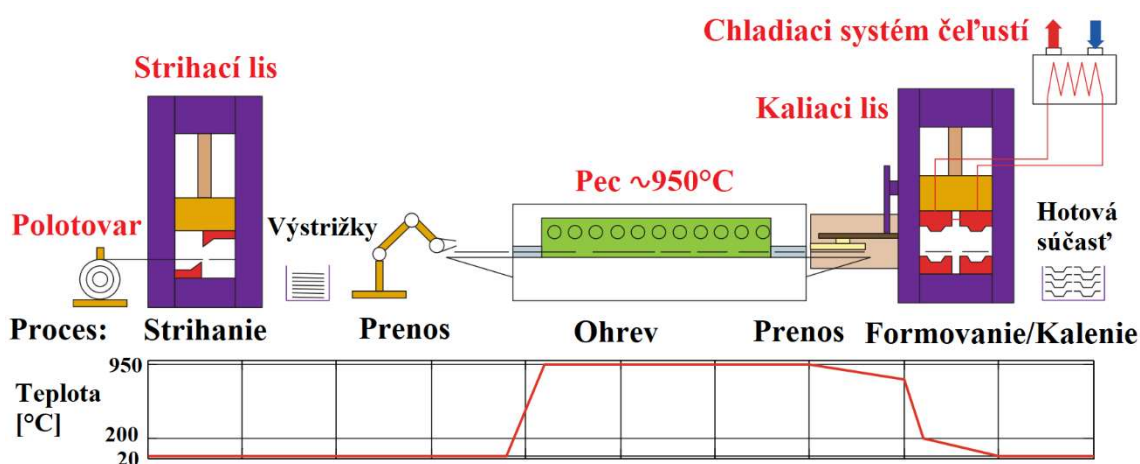


Obrázok 12: Schéma zariadenia na experimentálne stanovenie tepelnej vodivosti v kontakte využívajúceho princíp suchého lisového kalenia, preložené z [36]

Suchým lisovým kalením je možné zakaliť iba ploché súčasti a súčasti jednoduchých, lisovateľných tvarov, ktoré majú veľký povrch v styku s kaliacimi čeľusťami a nízky objem [24]. V praxi sa preto táto metóda využíva na kalenie rozmerných, ale tenkých plochých súčastí ako napr. veľké vymedzovacie podložky [24].

### 2.3.3 Tvarovanie s kalením

Technológiou tvarovania s kalením sú spracovávané hlavne UHSS (*ultra high strength steel*) oceli v automobilovom priemysle, konkrétne pre súčasti karosérií. Tvarovanie s kalením spočíva v stlačení polotovaru (obyčajne plechu) ohriateho na teplotu austenitizácie v chladenom tvarovacom lise. Súčasť je najprv plasticky deformovaná do požadovaného tvaru, potom nastáva odvod tepla pod tlakom do čeľustí lisu – súčasť je ochladzovaná rýchlosťou aspoň 27 °C/s, čo zabezpečuje, že finálna štruktúra je u UHSS oceli (22MnB5) martenzitická. [23, 37]



Obrázok 13: Proces tvarovania s kalením, preložené z [23]

Obdobná technológia sa pre rovnaké aplikácie dá použiť pri tvarovaní a súčasnom rýchlom schladení (prekursor precipitačného vytvrdzovania) hliníkových zliatin. Vtedy je technológia zvyčajne nazývaná *Hot Forming Cold Die Quenching* alebo HFQ [38–40], teda lisovanie za tepla a kalenie studeným lisom.

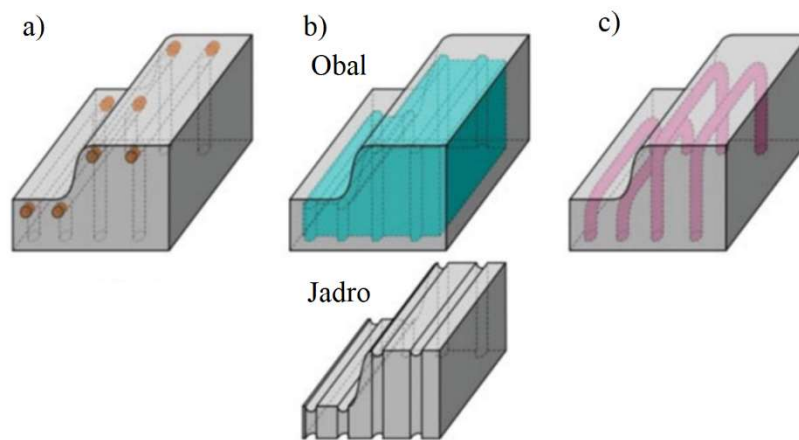
Kľúčovou súčasťou kaliaceho lisu pre tvarovanie s kalením a suché lisové kalenie sú kaliace čeľuste. Pre obe technológie sú pri tom na čeľuste kladené podobné požiadavky. Konštrukcia kaliacich čeľustí preto bude detailne rozobraná nižšie.

### 2.3.4 Kaliace čeľuste

Kaliace čeľuste, teda časti kaliaceho lisu v kontakte s kalenou súčasťou, môžu mať odlišné konštrukcie podľa toho, ako je riešené ich chladenie. Pri sériovom kalení sa kaliace čeľuste graduálne zahrievajú, a preto štandardne obsahujú kanáliky s chladiacou kvapalinou (voda, tekutý dusík [41]). V prípade, že chladiace kanáliky neodvádzajú teplo z čeľustí rovnomerne, vznikajú po viacerých kaliacich cykloch na povrchu čeľustí tzv. *hot spots*, teda miesta so zvýšenou teplotou vedúce k nerovnomernému zakaleniu. Návrh špecifických kaliacich čeľustí by sa mal snažiť vzniku *hot spots* čo najviac predchádzať. [23]

V technickej praxi sú zaužívané tri hlavné konštrukcie kaliacich čelústí s ohľadom na výrobu a tvar chladiacich kanálikov [23]:

1. Vyvrtané chladiace kanáliky – táto konštrukcia je z hľadiska technologickosti najjednoduchšia. Do kaliacich čelústí sa vyvrtávajú kanáliky a nadbytočné otvory sú zaslepené. Výhodou dizajnu je jeho jednoduchosť, možnosť opravy a minimálne požiadavky na materiál čelústí. Nevýhodou je, že kanáliky sú priamky a nemôžu tak rovnomerne odvádzať teplo zo zložitejších krivkových kontúr.
2. Obal a jadro – u tejto konštrukcie sú chladiace kanáliky vyrobené obrobením dvoch častí čelústí – obalu a jadra. Obal je pri tom v styku s kalenou súčasťou. Výhodou konštrukcie je jednoduchšie obrábanie kanálikov a možnosť návrhu zložitejšieho chladiaceho systému, ktorý bude lepšie odvádzať teplo. Taktiež je možné v rámci údržby kaliace čeluste rozložiť. Nevýhodou je nutnosť utesnenia priestoru mimo chladiacich kanálikov.
3. Kanáliky vložené do odliatku čelústí – treťou možnosťou je vloženie trubičiek do formy na odlievanie a odliatie kaliacich čelústí. Je pri tom nutné zabezpečiť, aby tavenina neroztavila vložené trubičky. To obmedzuje voľbu materiálu čelústí, pretože musia mať nižšiu teplotu tavenia ako zalievané trubičky. Výhodou dizajnu je možnosť tvorby komplikovaného chladiaceho systému bez potreby tesnenia. Nevýhodami je technologická zložitosť, nemožnosť vykonávať úpravy po odliatí a zníženie prechodu tepla medzi čelustami a chladiacou kvapalinou kvôli zakomponovaniu druhého rozhrania.



Obrázok 14: Tri konštrukcie chladienia kaliacich čelústí: a) Vyvrtané chladiace kanáliky, b) Obal a jadro, c) Kanáliky vložené do odliatku čelústí. [23]

Je zrejmé, že na kaliace čeluste je kladených mnoho technologických požiadaviek závislých na sériovosti výroby a typu kalených súčastí. Kaliace čeluste musia:

1. Mať vysokú tepelnú vodivosť;
2. Odolávať teplotným rázom, teplotnému cyklovaniu, mať konzistentné vlastnosti za zvýšených teplôt;
3. Odolávať oteru a opotrebeniu.

Ideálny materiál by navyše mal odolávať korózii spôsobenej chladiacim systémom, táto požiadavka je však ťažko dosiahnuteľná za súčasného splnenia horeuvedených požiadaviek. Sú preto využívané alternatívne spôsoby ochrany materiálu proti korózii: hladké kanáliky sú menej

náchylné na koróziu, uzatvorený systém pre cirkuláciu vody zabraňuje jej kontaminácii, ktorá by stupňovala koróziu a voda môže byť obohatená o inhibítory korózie [23].

Kaliace čeluste musia byť pre minimalizáciu opotrebenia vyrobené z materiálu s vysokou medzou klzu, resp. vysokou tvrdosťou. Táto požiadavka a požiadavka na vysokú tepelnú vodivosť si však odporujú. Väčšina kovov s vysokou tepelnou vodivosťou sú skoro čisté kovy s minimálnym obsahom prímiesí, kým naopak väčšina kovových materiálov s vysokou pevnosťou obsahuje relatívne vysoký podiel prímiesí. Materiál, ktorý poskytuje dobrý kompromis tvrdosti a tepelnej vodivosti je berýliová meď. Vodou chladené čeluste z berýliovej meďi dosahujú rýchlosti ochladzovania porovnateľných s vodou [24]. Berýliová meď je však výrazne drahšia ako obdobné materiály, čo obmedzuje jej použitie. V drvivej väčšine prípadov je na výrobu kaliacich čelustí používaná nástrojová oceľ, preferovane s čo najnižším obsahom legúr, napr. 1.2343 (AISI H11) a 1.2344 (AISI H13) [23].

Ďalším potenciálnym materiálom na výrobu kaliacich čelustí je oceľ 1.1545 (ČSN 19 191). Jedná sa o uhlíkovú nástrojovú oceľ bežne používanú na výrobu nožov, razníkov a bucharových kladív. Táto oceľ má lepšiu tepelnú vodivosť a dosahuje vyšších tvrdostí ako horeuvedené oceli, je však náchylná na nízko teplotné popustenie, kvôli čomu pri teplotnom cyklovaní môže klesať jej tvrdosť.

## 2.4 Termomechanický rozbor problematiky

Pri procese kalenia je nevyhnutný prenos tepla z kalenej súčasti do jej okolia, zvyčajne kaliaceho média. Prenos tepla je výmena tepelnej energie medzi systémami s odlišnou teplotou. Z druhého zákona termodynamiky pri tom vyplýva, že prenos tepla prebieha z telesa s vyššou teplotou na teleso s nižšou teplotou.

Prenos tepla je všeobecne charakterizovaný tepelným tokom  $q$ , definovaným ako:

$$q = \frac{dQ}{dt} \quad (2)$$

Kde  $Q$  je množstvo tepla prenesené za čas  $t$ . Jednotkou tepelného toku je watt [W].

Vedenie tepla je taktiež možné popísať rovnicou:

$$Q = \lambda S \frac{\Delta T}{d} t \quad (3)$$

Kde  $Q$  je teplo v jouloch [J] vedené medzi plochami  $S$  o vzdialenosti  $d$  a teplotnom rozdielom  $\Delta T$  za čas  $t$ . Množstvo vedeného tepla je priamo úmerné súčiniteľu tepelnej vodivosti  $\lambda$ .

Prenos tepla sa môže uskutočňovať tromi spôsobmi [42]:

1. Vedením v látke – kondukcia. Molekuly látky si vymieňajú kinetickú energiu zrážkami, čo sa makroskopicky prejavuje prenosom tepla. Kondukcia je jediným spôsobom prenosu tepla v tuhých látkach;
2. Prúdením tekutej látky – konvekcia. Molekuly s vyššou tepelnou energiou sú premiestňované (prúdia) medzi molekulami s nižšou tepelnou energiou a naopak, uskutočňuje sa v kvapalinách a plynách;

3. Žiarením – radiácia. Prenos tepla je uskutočnený emitáciou, resp. absorpciou elektromagnetického žiarenia látky. Tento mechanizmus sa v technickej praxi uplatňuje medzi telesami s rôznymi teplotami v tzv. priateľstvom prostredí, teda takým, ktoré netlmí žiarenie (napr. vákuum, suchý vzduch).

#### 2.4.1 Fourierova rovnica vedenia tepla

Tepelný tok je možné popísať Fourierovou rovnicou vedenia tepla:

$$q = -\lambda \nabla T \quad (4)$$

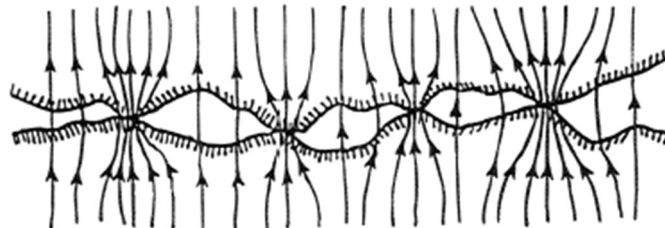
Kde  $\nabla T$  je teplotný gradient. Vedenie tepla prebieha proti smeru teplotného gradientu, t.j. z telesa s vyššou teplotou na teleso s nižšou teplotou.

V kartézskych súradniciach sa potom dá rovnica vedenia tepla vyjadriť nasledovne:

$$q = -\lambda \left( \vec{i} \frac{\partial T}{\partial x} + \vec{j} \frac{\partial T}{\partial y} + \vec{k} \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad (5)$$

#### 2.4.2 Tepelná vodivosť v kontakte

V mieste kontaktu dvoch telies sa nedá vedenie tepla charakterizovať rovnako ako v objeme telesa. Pri dotyku dvoch telies nenastáva dokonalé prepojenie medzi telesami. Namiesto toho vznikajú bodové kontakty a medzery, ktoré môžu byť vyplnené nejakým médiom, napr. vzduchom, vodou, či vákuom. Prenos tepla na rozhraní dvoch telies je potom charakterizovaný veličinou zvanou tepelná vodivosť v kontakte a značí sa  $h$ , prípadne  $h_k$ . [35, 42]



Obrázok 15: Kontakty a medzery na rozhraní dvoch telies [42]

Tepelná vodivosť v kontakte  $h$ , resp.  $h_k$  je definovaná ako [35]:

$$h = \frac{q}{A \Delta T} \quad (6)$$

Kde  $q$  je tepelný výkon cez kontakt,  $A$  je zdanlivá plocha kontaktu a  $\Delta T$  je rozdiel teplôt na rozhraní spôsobený nedokonalým spojením dvoch telies. Jednotkou tepelnej vodivosti v kontakte je  $[\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})]$ .

Tepelná vodivosť v kontakte sa skladá z troch zložiek, z kondukcie cez bodové kontakty  $h_d$ , konvekcie cez medzery  $h_m$  a z radiácie  $h_r$  [42]:

$$h = h_d + h_m + h_r \quad (7)$$

Nižšie sú jednotlivé zložky tepelnej vodivosti v kontakte popísané podrobne.

#### 2.4.2.1 Kondukcia cez bodové kontakty

Tento mechanizmus tvorí najvýznamnejšiu zložku prenosu tepla v kontakte. Plocha bodových kontaktov, resp. kontaktná plocha v nezaťaženom stave zvyčajne tvorí okolo 0,01-0,1 % z celkovej zdanlivej kontaktnej plochy [43]. Zvýšením kontaktnej plochy sa potom zlepšuje prenos tepla v kontakte. Veľkosť kontaktnej plochy je ovplyvnená viacerými faktormi [42]:

1. Zvýšenie tlaku v kontakte – pri tlaku v rádoch desiatok MPa môže kontaktná plocha tvoriť až 1-2 % z celkovej zdanlivej plochy [42]. Tento vplyv sa v literatúre často uvádza ako najvýznamnejší [35].
2. Kvalita povrchu – drsnosť povrchu hrá výrazný vplyv na veľkosť kontaktnej plochy. Špecifický vplyv má i vlnitosť povrchu.
3. Tepelná vodivosť materiálov – pri materiáloch s nízkou tepelnou vodivosťou, napr. pri vysokolegovaných oceliach, bude kondukcia cez bodové kontakty menej výrazná a prenos tepla cez medzery či radiáciu naberá väčší význam [35].
4. Tvrdosť materiálov – obzvlášť za zvýšeného tlaku sa povrchy telies v kontakte plasticky deformujú a kontaktná plocha sa zvyšuje. Menej tvrdé materiály vďaka tomu vykazujú lepšiu tepelnú vodivosť v kontakte.
5. Modul pružnosti materiálov – materiály s nižším modulom pružnosti sa budú pri zvýšenom tlaku ľahšie elasticky deformovať a kontaktná plocha bude vyššia.
6. Zvýšenie teploty – ak materiál za danej teploty vykazuje pokles tvrdosti, resp. medze klzu, bude sa jeho povrch za zvýšeného tlaku ľahšie deformovať a zvýši sa kontaktná plocha.

Pri zvýšených teplotách a ľahko oxidujúcich materiáloch je kľúčovým faktorom odstránenie alebo aspoň minimalizovanie vrstvy oxidov na povrchu, resp. okují, pretože degradujú pozitívny vplyv bodov 2-6.

Základný vzťah pre výpočet tepelnej vodivosti v kontakte tvorenej kondukciou cez viaceré bodové kontakty je [35]:

$$h_d = \frac{2na_m\lambda_m}{\psi} \quad (8)$$

Kde  $n$  je hustota bodových kontaktov,  $a_m$  je priemerný polomer bodových kontaktov,  $\psi$  je koeficient obmedzenia tepelného toku (*constriction alleviation factor*) a  $\lambda_m$  je priemer tepelných vodivostí  $\lambda_1$  a  $\lambda_2$  dvoch materiálov v kontakte vypočítaný ako [35]:

$$\lambda_m = \frac{2\lambda_1\lambda_2}{\lambda_1 + \lambda_2} \quad (9)$$

Z rovnice 8 je zrejmé, že pre výpočet tepelnej vodivosti v kontakte i so zanedbaním vedenia tepla cez medzery je nutné poznať množstvo bodových kontaktov a distribúciu ich veľkostí, čo je v reálnych prípadoch ťažko aplikovateľné. V realite sa preto častejšie uplatňuje experimentálne stanovenie tepelnej vodivosti v kontakte [31, 36, 42, 44–46].

### 2.4.2.2 Konvekcia cez medzery

Prenos tepla cez medzery predstavuje menšiu časť prenosu tepla, za istých okolností však môže byť vedúcim mechanizmom prenosu tepla v kontakte, napríklad [35]:

- Veľmi nízky tlak v kontakte – môže nastať napr. po vložení kalenej súčasti do kaliaceho lisu a pred aplikovaním tlaku.
- Medzery vyplňa médium s vysokou tepelnou vodivosťou – pri použití lubrikačných filmov, mazív, plynov či fólií s vysokou tepelnou vodivosťou.

### 2.4.2.3 Prenos tepla radiáciou

Tento mechanizmus je významný za teplôt vyšších ako približne 500°C. Tepelný tok spôsobený radiáciou  $q_r$  je silne závislý na teplote a je definovaný ako:

$$q_r = \varepsilon\sigma T^4 \quad (10)$$

Kde  $\varepsilon$  je emisivita materiálu a  $\sigma$  je Stefan-Boltzmannova konštanta.

Prenos tepla radiáciou a prenos tepla konvekciou cez medzery je v porovnaní s kondukciou cez bodové kontakty nízky a v kontexte technológie kaliaceho lisu môžu mať skôr negatívny vplyv kvôli predčasnému ochladeniu kalených súčastí po vyňatí z pece.

## 2.4.3 Materiálové charakteristiky

### 2.4.3.1 Súčiniteľ tepelnej vodivosti

Súčiniteľ tepelnej vodivosti alebo kratšie tepelná vodivosť je materiálová charakteristika udávajúca pomer medzi teplom vedeným v látke a termodynamickou hnacou silou vedenia tepla, teda  $\Delta T$ , vid. rovnica 3. Súčiniteľ tepelnej vodivosti teda určuje, aký je materiál dobrý tepelný vodič. Stanovuje sa experimentálne. Jeho jednotkou je [W/(m·K)].

V tuhom skupenstve je teplo vedené kmitmi kryštálovej mriežky, t.j. fonónmi. V kovoch je tiež možné vedenie tepla pomocou voľných elektrónov v elektrónovom oblaku, čo je pre kovy dominantný mechanizmus vedenia tepla. Za zvýšených teplôt sú kolízie medzi voľnými elektrónmi a molekulami kovu častejšie, voľná dráha elektrónov sa preto skraca a to sa u čistých kovov makroskopicky prejaví poklesom tepelnej vodivosti, vid. graf 5.

Pre kvapaliny je dominantným mechanizmom prenosu tepla konvekcia. Konvekcia sa uplatňuje jednoduchšie pri kvapalinách s nízkym vnútorným trením, pretože atómy kvapaliny kladú menší odpor vzájomnému pohybu. Vnútorné trenie kvapaliny je kvantifikovateľné viskozitou kvapaliny. U kvapaliny s nižšou viskozitou sa bude konvekcia uplatňovať viac ako u kvapaliny s vysokou viskozitou. Vzhľadom na fakt, že viskozita kvapalín má tendenciu klesať s nárastom teploty preto výsledný súčiniteľ tepelnej vodivosti väčšiny kvapalných kaliacich médií (hlavne olejov) s teplotou stúpa [47].

### 2.4.3.2 Tepelná kapacita

Ak teleso prijme teplo  $\Delta Q$ , jeho teplota sa môže zvýšiť o  $\Delta T$ . Množstvo tepla, ktoré je nutné dodať telesu pre zvýšenie jeho teploty o jeden kelvin sa nazýva tepelná kapacita  $C$ :

$$C = \frac{\Delta Q}{\Delta T} \quad (11)$$

Jednotkou tepelnej kapacity je [J/K].

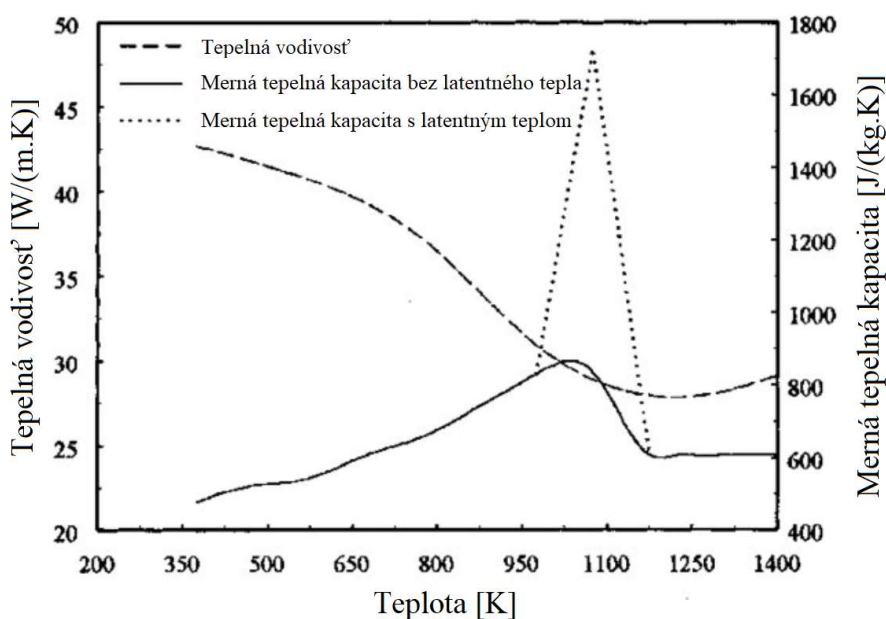
Tepelná kapacita vzťahnutá na hmotnosť  $m$  sa nazýva merná (príp. hmotnostná) tepelná kapacita  $c$  a je definovaná ako:

$$c = \frac{C}{m} = \frac{Q}{m \Delta T} \quad (12)$$

Jednotkou mernej tepelnej kapacity je [J/kg·K].

Tepelná kapacita, resp. merná tepelná kapacita, naberá odlišných hodnôt za stáleho tlaku – izobarická tepelná kapacita  $C_p$ , a za stáleho objemu – izochorická tepelná kapacita  $C_V$ . Izobarická tepelná kapacita je pri tom vyššia ako izochorická o prácu vykonanú expanziou plynu.

Merná tepelná kapacita všeobecne stúpa s teplotou. Ak v látke prebieha fázová premena, bude za jej teploty merná tepelná kapacita nekonečná, pretože všetko teplo dodávané, resp. odoberané látke bude spotrebovávané na zmenu fáze.



Graf 5: Tepelná závislosť súčiniteľa tepelnej vodivosti a mernej tepelnej kapacity oceli AISI 4140 (EN 42CrMo4), preložené z [48]

## 2.5 HEMA a meče pre HEMA

Pre účely práce je vhodné krátko popísať HEMA, aby bolo ujasnené, akým spôsobom je produkt výroby, resp. tepelného spracovania (meč) používaný.

Šport známy ako HEMA (skratka pre *Historical European Martial Arts*, teda historické stredoveké bojové umenia) vznikol okolo roku 2000. Vznik HEMA je spojený hlavne s šírením kópií stredovekých šermiarskych manuskriptov, resp. ich prekladov. V kontexte Česka

a Slovenska mnohé HEMA skupiny nadväzovali na tradíciu skupín historického šermu, ktoré praktizovali šerm predovšetkým pre scénické účely.

HEMA je od definície bojové umenie. Na rozdiel od východných bojových umení, kde sa techniky boja prenášali od majstra na majstra po mnoho generácií, HEMA čerpá z bojového umenia, ktoré niekedy v novoveku zaniklo, príp. sa vyvinulo do športovej podoby. Touto znalosťou sa dá HEMA oddeliť od čisto športového šermu, príp. scénického šermu. HEMA je náuka o boji (prevažne mečom) z praktického hľadiska s využitím historických zdrojov ako prameňov pre výuku. V dnešnej dobe však bežný praktikant HEMA nemusí čerpať priamo zo stredovekých manuskriptov – k dispozícii je množstvo literatúry, napr. [13, 14] a videotutoriálov vysvetľujúcich rozličné techniky zrozumiteľne pre moderného človeka.

Odlíšné HEMA kluby majú odlišné spôsoby výuky, väčšinou však výuka prebieha individuálnou a párovou replikáciou techník z historických manuskriptov či ich moderných adaptácií. Prakticky a kompetitívne potom šermiar môže svoje znalosti aplikovať v súboji s iným šermiarom napr. na HEMA turnajoch.



*Obrázok 16: HEMA turnaj Brünner Stich 2023, fotograf: Marie Adamcová*

Pre bezpečné, pohodlné a autentické cvičenie HEMA sa používajú oceľové meče, ktoré svojou konštrukciou napodobujú historické predlohy, splňajú však bezpečnostné podmienky a sú vyrobené modernými technológiami, viac v podkapitole 2.5.1 Vlastnosti mečov pre HEMA.

Niektoré kluby taktiež používajú plastové meče.

Pre osobnú ochranu počas cvičenia HEMA sa využíva ochranné oblečenie, ktoré je kompletne na obrázku 17. Množstvo ochranných prvkov potrebných pre cvičenie HEMA závisí od požiadaviek klubu, pre účasť na HEMA turnaji je potrebné mať kompletnú výstroj.

Nakoniec je vhodné uviesť škálu praktikantov HEMA. K roku 2024 je v databáze hemaratings.com zaznamenaných vyše 1300 klubov a viac ako 12000 šermiarov súťažiacich v turnajoch. Je ale dôležité poznamenať, že väčšina šermiarov nesúťaží, skutočné množstvo praktikantov HEMA je teda v skutočnosti niekoľkonásobne vyššie. Zároveň je tiež nutné dodať, že v databáze hemaratings.com figurujú i už neaktívni šermiari. Finálny počet praktikantov HEMA sa preto dá odhadnúť na nižšie desiatky tisíc, pri čom podľa hemaalliance.com sa väčšina klubov nachádza v Európe a Severnej Amerike.



Obrázok 17: HEMA ochranná výstroj, fotograf: Filip Cepka

### 2.5.1 Vlastnosti mečov pre HEMA

Pre bezpečné používanie musí mať HEMA meč hlavne zaoblené hrany, tupý hrot a flexibilnú čepeľ, ktorá sa pri bodnutí pružne ohne a tým pohltí energiu bodnutia, ktoré by inak mohlo zraniť súpera. V prípade nadmernej záťaže by sa mala čepeľ plasticky ohnúť. Lom čepele môže mať fatálne následky pre oponenta (zlomená čepeľ dokáže prebodnúť ochrannú výstroj) a na rozdiel od plastického ohnutia je lom neopraviteľný. Priečka meča by sa taktiež nemala pri nárazoch ohýbať ani lámať.

Dôležité konštrukčné vlastnosti mečov pre HEMA sú:

1. Pružnosť – pružnosť čepele meča je nevyhnutná pre jeho bezpečné používanie, uvádza sa pod veličinou zvanou *flex*. Jedná sa o záťaž, pri ktorej meč prestáva elasticky pohlcovať silu bodnutia a uvádza sa v kilogramoch. Prakticky sa flex overuje ohnutím meča o meradlo hmotnosti, dokým nezačne byť nárast hmotnosti zanedbateľný – hmotnosť v tomto okamžiku je flex meča. Pre dlhé meče vyrábané firmou SIGI Forge s.r.o. je flex rovný približne 12,5 kg, tuhšie a kratšie čepele majú flex od 13-15 kg, vzácne i viac. V prípade, že sa čepeľ meča nepružne ohne po zaťažení predpísanou silou, je meč závadný a nepredajný. Napriek tomu môžu trvalé deformácie počas používania meča nastať vplyvom preťaženia čepele, takéto deformácie sú zväčša opraviteľné, jedná sa však o nežiadany jav.  
V ideálnom prípade sa čepeľ v blízkosti hrotu pružne ohýba výrazne viac ako v blízkosti rukoväte, vid. obrázky 18 a 19. Vďaka tomu si čepeľ okrem pružnosti udržuje i potrebnú tuhosť v priebehu rozličných šermiarskych techník.
2. Pozícia ťažiska – vzdialenosť ťažiska meča od rukoväte má veľký vplyv na manérovateľnosť s mečom a tým pádom ovplyvňuje, s akou kvalitou a akým

spôsobom môže jeho používateľ šermovať. U mečov vyrábaných firmou SIGI Forge s.r.o. sa ťažisko nachádza 5-7 cm od rukoväte na strane čepele.

3. Hmotnosť – hmotnosť meča má taktiež vplyv na jeho používanie, ľahký meč má vysokú obratnosť, kým ťažký má vysokú prieraznosť útokov. Štandardné modely dlhých mečov firmy SIGI Forge s.r.o. majú hmotnosť 1580 g, kým u jednoručných mečov býva hmotnosť 1000-1170 g.
4. Geometria meča – vlastnosti ako celková dĺžka meča, šírka priečky a tvar čepele, priečky, rúčky a hlavice sú do istej miery obmedzované turnajovými pravidlami, zväčša sa však jedná o záležitosť osobnej preferencie používateľa. Štandardne majú dlhé meče dĺžku 125-140 cm, jednoručné meče majú dĺžku okolo 100 cm.



Obrázok 18 a 19: Pružnosť čepelí mečov SIGI Gothic Feder (vľavo) a SIGI King (vpravo)

Z toho vyplýva, že rozhodujúce materiálové vlastnosti pre HEMA meče sú:

1. Vysoká medza klzu ( $R_e$ ), resp. ohybová medza klzu ( $R_{e0}$ ) – zabezpečuje, že počas ohybov a nárazov sa čepeľ trvalo nedeformuje, navyše znižuje mieru opotrebenia hrán čepele a priečky pri rázoch;
2. Vysoká lomová húževnatosť – znižuje riziko lomu pri rázoch.
3. Vysoká medza pevnosti ( $R_m$ ) – zvyšuje odolnosť voči neopraviteľnému porušeniu čepele pri jej preťažení nad medzu klzu.

Na výrobu mečov sa tradične používa oceľ, aby boli čo najviac napodobené vlastnosti a vzhľad historických mečov.

## 2.5.2 Súčasná výroba čepelí mečov vo firme SIGI Forge s.r.o.

Z materiálového hľadiska sú najvyššie požiadavky kladené na čepeľ meča. Súčasne je čepeľ najviac časovo a finančne náročnou súčasťou meča na výrobu.

Aktuálne sa dá výroba čepelí vo firme SIGI Forge s.r.o. zhrnúť do nasledujúcich krokov:

1. Laserové vypaľovanie obrysu čepele z plechového polotovaru;
2. Frézovanie profilu;
3. Kalenie a nízko-teplotné popúšťanie;
4. Brúsenie profilu (pre dosiahnutie presnej požadovanej pružnosti, pozície ťažiska a hmotnosti);
5. Leštenie povrchu.

Medzi každým týmto krokom (a niekedy v rámci finálnej kontroly kvality) musí byť každá čepeľ rovnaná. Pri prvom a druhom rovaní sa pracuje s nezakaleným materiálom a rovanie je vďaka tomu rýchle, v prvom prípade sa dá poloautomatizovať valcovaním za studena. Druhé rovanie je vykonávané ešte v kaliarni pomocou hydraulických lisov. Ďalšie rovanie zakalenej a vybrúsenej čepele sa prevádza iba ručne. Jedná sa o citlivú, časovo náročnú prácu. Skúsenému pracovníkovi trvá rovanie jednej čepele priemerne 15 minút, v prípade výrazne deformovanej čepele až 30 a viac minút. Celkový čas strávený rovaním je preto porovnateľný s časom stráveným brúsením, čo bol donedávna časovo najnáročnejší krok výroby meča.

Okrem toho existuje počas rovania riziko lomu čepele vplyvom preťaženia. Takýto lom predražuje výrobu, a to hlavne ak nastane v záverečných fázach výroby.

V mnohých prípadoch navyše čepeľ ostáva plasticky ohnutá po kontrole flexu, i keď by vzhľadom na svoj vybrúsený profil nemala vykazovať takéto správanie. Je možné, že toto plastické ohýbanie súvisí s vnútorným napätím indukovaným predvýrobným spracovaním polotovaru valcovaním, kalením počas výroby alebo príp. laserovým vyrezávaním. Ako bolo povedané v kapitole 2.5.1 Vlastnosti mečov pre HEMA, čepeľ, ktorá ostáva plasticky ohnutá, je závadná. Extrémnou závadou je, keď je takáto chyba odhalená až pri finálnej kontrole kvality alebo ak je takáto vada reklamovaná zákazníkom. Finálne škody vtedy môžu presiahnuť samotnú cenu meča.

### **2.5.2.1 Súčasné tepelné spracovanie čepelí mečov**

V dobe písania tejto diplomovej práce sú čepele používané na výrobu mečov firmou SIGI Forge s.r.o. kalené a popúšťané externou firmou. Detaily tepelného spracovania sú:

- Teplota austenitizácie je 820 °C, výdrž na teplote je 15-20 minút. Používaná teplota je nižšia ako odporúčaná teplota austenitizácie v materiálových listoch (860 °C). Zníženie teploty vedie k minimalizácii kalením indukovaných deformácií, čo je v zhode s literatúrou [49].
- V kaliacej peci sú čepele umiestnené s rozstupmi a ležia na hranách pre minimalizáciu deformácií počas ohrevu. Pre vsádzkovanie nie je využívaný rošt, čepele sú umiestnené v spodnej časti pece.
- Čepele sú kalené do oleja. Smer vnorenia čepele do kaliaceho média je diagonálny, plocha čepele je kolmá na hladinu kaliaceho média. Podľa firmy vykonávajúcej kalenie pri horizontálnom vnáraní dochádzalo k častým deformáciám v rovine plochy čepele (vid. obrázok 20), ktoré sú ťažko rovnateľné. Vertikálne vnáranie vykazovalo najmenej deformácií, ale bolo nepraktické kvôli nutnosti umiestnenia pracovníka vysoko nad kaliacou lážňou. Diagonálne vnáranie sa ukázalo byť vo výsledku podobné vertikálnemu s výhodou faktu, že pracovník vykonávajúci kalenie nemusí stáť na vyvýšenej plošine.

Je vhodné poznamenať, že podľa [27] vedie vertikálne vnáranie k väčším deformáciám ako horizontálne vnáranie, čo je v kontraste s vyššie uvedenými poznatkami. Pravdepodobným vysvetlením je, že podľa [27] je zvýšený rozsah deformácií pri vertikálnom vnáraní spôsobený tvorbou dvoch martenzitických frontov na koncoch kalenej súčasti, ktoré po stretnutí v strede súčasti stupňujú výslednú deformáciu. Pri kalení čepelí mečov je však kladená požiadavka na nezakalenie tŕnu meča, ktorý preto nie je vkladán do kaliaceho média a nevzniká tak protiídúci martenzitický front.

- Teplota popúšťania je 200°C, výdrž na teplote je 2 hod. Výsledná dosahovaná tvrdosť je 52 HRC.



*Obrázok 20: Čepel' ohnutá v rovine plochy čepele. Deformácia tohto rozsahu je často neopraviteľná.*

Napriek opatreniam proti kalením indukovaným deformáciám bývajú čepele po kalení značne deformované. Podľa firmy vykonávajúcej kalenie je po kalení každá čepel' deformovaná v rovine hrany čepele a približne každá piata čepel' je deformovaná v rovine plochy čepele.

Navyše napriek častej krivosti čepelí pred a po kalení do výrobného procesu nie je zaradené žíhanie pre zníženie vnútorného napätia, ktoré je štandardným opatrením pre zníženie kalením indukovaných deformácií spôsobených vnútorným napätím v súčasti [50]. Podľa firmy vykonávajúcej kalenie by žíhanie na zníženie vnútorného napätia mohlo znížiť rozsah kalením indukovaných deformácií až o 60%. Žíhanie by navyše mohlo znížiť množstvo defektných čepelí, ktoré po kontrole flexu ostávajú plasticky ohnuté. Žíhanie zatiaľ nebolo do výrobného procesu zaradené, pretože by dodatočne zvýšilo logistickú a pracovnú náročnosť výroby čepelí. Pre nízke výrobné objemy SISI Forge s.r.o. bolo doteraz ekonomickejšie individuálne rovnanie čepelí, s nárastom výroby za posledné roky sa však otázka zaradenia žíhania na zníženie vnútorných napätí stáva aktuálnou.

## 2.6 Návrh nového kaliaceho cyklu čepelí HEMA mečov

Značná časť výrobného procesu meča je strávená opravou kalením indukovaných deformácií čepele. Ako už bolo popísané, kalením indukované deformácie sa dajú minimalizovať kalením v kaliacom lise. Konkrétne deformácie dlhých, tenkých súčastí je možné obmedziť aplikovaním suchého lisového kalenia.

Čepeľ meča je dlhá, tenká súčasť, ktorú je možné kalieť v stave kedy má jednotnú hrúbku. To teoreticky umožňuje jej efektívne zakalenie suchým kaliacim lisom.

Táto diplomová práca preto navrhuje nový postup kalenia čepelí s využitím suchého lisového kalenia. Teoretický návrh kalenia kontaktom s tuhým médiom vyžaduje znalosť (experimentálne stanovenej) tepelnej vodivosti v kontakte. Nie je preto možné bez empirických znalostí s istotou navrhnúť kaliaci lis, ktorý by spoľahlivo dosahoval výsledky zrovnateľné so súčasnými metódami kalenia. Kalenie suchým kaliacim lisom je preto najprv vhodné experimentálne otestovať na menších vzorkách. Takéto vzorky budú vhodné na mechanické a štruktúrne analýzy, ktoré bude možné porovnať so súčasnými metódami kalenia.

Ako bolo popísané v kapitole 2.3.4 Kaliace čeľuste, kaliace čeľuste obsahujú chladiace kanáliky, ktoré stabilizujú ich teplotu medzi kaliacimi cyklami, na samotné kalenie však majú menší vplyv. Pre experimentálne použitie, kedy nie sú kaliace čeľuste používané cyklicky, ale je zakalená iba jedna vzorka a potom sa čeľuste nechajú voľne vychladnúť, je nutnosť chladiacich kanálikov nižšia.

V prvotnej fáze experimentu teda stačí otestovať, či je malá vzorka zakaliteľná jednoduchými kaliacimi čeľustami bez vnútorného chladenia. Za predpokladu, že je materiál čepelí mečov touto metódou zakaliteľný, je vhodné otestovať i konštrukciu s chladiacimi kanálikmi. Nakoniec môže byť navrhnutá finálna konštrukcia suchého kaliaceho lisu, ktorý by bol schopný zakaliť čepeľ meča.

### 3 Experimentálna časť

#### 3.1 Experimentálne zariadenia

Na ohrev vzoriek bola použitá elektrická laboratórna pec od firmy LAC s.r.o., typ LE 09/11 s maximálnou teplotou 1100°C. Komora pece má rozmery 300x190x170 mm.



Obrázok 21: Pec LAC LE 09/11

Lisové kalenie prebiehalo v hydraulickom lise metallkraft® WPP 50 M s maximálnou lisovacou záťažou 50 kN a rýchlosťou lisovania 1,7 mm/s.



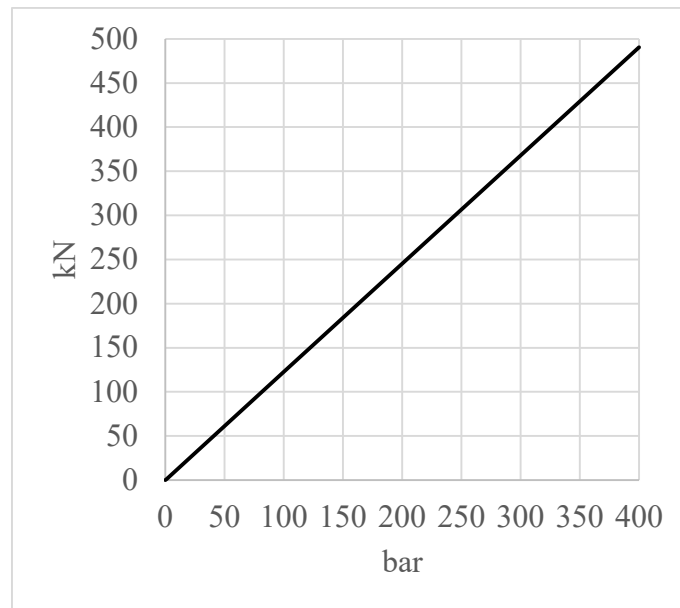
Obrázok 22: Hydraulický lis metallkraft® WPP 50 M

Hydraulický lis obsahuje tlakomer ukazujúci tlak vo valci v baroch a prepočtový graf na zistenie skutočnej záťaže, ktorú lis vyvíja. Záťaž je pri tom uvádzaná v tonách (t), čo sa dá prepočítať na newtony (N), resp. kilonewtony (kN) podľa vzťahu:

$$F = m \cdot g \quad (13)$$

Kde  $F$  je sila resp. záťaž lisu uvádzaná v kilonewtonoch,  $m$  je hmotnosť resp. záťaž lisu uvádzaná v tonách a  $g$  je gravitačné zrýchlenie Zeme približne rovné  $9,81 \text{ m/s}^2$ .

Prepočtový graf potom vypadá nasledovne:



Graf 6: Prepočtový graf na zistenie záťaže lisu v kN

1 bar je pri tom rovný približne 1,23 kN.

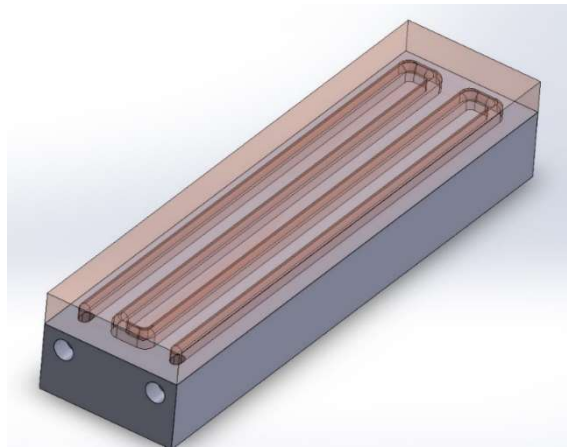
Na lisové kalenie boli pre účely práce skonštruované dva odlišné typy kaliacich čelustí. Prvá konštrukcia využíva monolitické kaliace čeluste, ktoré boli zostavené z dvoch blokov z oceli 1.1545 (EN C105U, ČSN 19 191) rozmerov 100x100x50 mm, bloky boli zakalené a popustené. Bloky sú uchytené do podstáv, podstavy sú spojené štyrmi stĺpikmi, vertikálny pohyb hornej čelusti je umožnený ložiskami zabudovanými do hornej podstavy. Stĺpiky majú zabudované pružiny, ktoré bránia spadnutiu hornej čelusti pred aplikovaním tlaku – sila potrebná na stlačenie pružín je však vzhľadom na používanú záťaž (zvyčajne minimálne 6,25 kN) zanedbateľná.



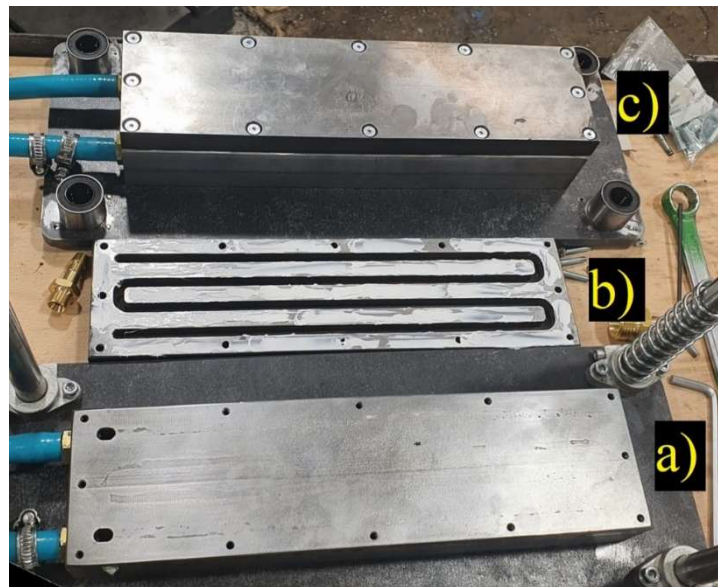
Obrázok 23: Bloky monolitických kaliacich čelustí

V neskoršej fáze experimentu bola zostrojená druhá konštrukcia využívajúca dvojkomponentné čeľuste chladené vodou. Telesá čeľustí boli zostavené z oceľových pásov s plochou 300x76 mm (umožňujúc zakalenie najdlhšej vzorky, ktorá sa vojde do laboratórnej pece) s vyfrézovanými kanálikmi na chladenie, pásy sú pripevnené na oceľové jadro do ktorého je vedená voda. Hrúbka pásov je 17 mm, celková hrúbka čeľustí i s jadrom je 55 mm. Materiál pásov a jadier je oceľ 1.2343 (EN X37CrMoV5-1, AISI H11) zakalená a popustená na tvrdosť 52 HRC. Na rozhranie jadier a pásov bola aplikovaná teplovodná pasta (DOWSIL™ 340, tepelná vodivosť  $0,67 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ), na utesnenie okrajov čeľustí a zabráneniu úniku vody bola použitá vysokoteplotná silikónová tesniaca hmota (CORTECO® EVO300, maximálna teplota použitia 300 °C). Podobne ako u predošlej konštrukcie i dvojkomponentné čeľuste sú uchytené do podstáv spojených stĺpkami s pružinami, vertikálny pohyb je umožnený ložiskami zabudovanými do hornej podstavy. Pre uľahčenie efektívneho vkladania vzorky do kaliacich čeľustí bol jeden zo spojovacích stĺpkov odstránený.

Prietok vody cez obe čeľuste je približne 155 ml za sekundu, t.j. 9,3 l za minútu.



Obrázok 24: Schéma dvojkomponentných kaliacich čeľustí



Obrázok 25: Dvojkomponentné vodou chladené kaliace čeľuste: a) jadro s prívodom vody, b) pás s chladiacimi kanálikmi s aplikovanou teplovodnou pastou, c) spojené teleso kaliacich čeľustí.



Obrázok 26: Dvojkomponentné vodou chladené kaliace čeluste, vložené v lise

Na bezkontaktné meranie teploty dvojkomponentných kaliacich čelustí a kaliaceho oleja bol použitý infračervený teplomer Elma 615A.

### 3.1.1 Homogenita teplotného poľa pece

Pec používaná na účely experimentov nebola pred tým používaná a preto pre overenie rovnomernosti jej ohrevu bolo vykonané meranie homogenity teplotného poľa v peci.

Pec disponuje zadným otvorom pre vloženie externého termočlánku pre tento účel. Komora pece je 30 cm dlhá a 19 cm široká a meranie teploty externým termočlánkom bolo vykonávané po päťcentimetrových úsekoch, t.j. dokopy bolo vykonaných 6 meraní.

Po zistení, že teplotné pole pece vykazuje maximálnu odchýlku  $7,5^{\circ}\text{C}$  sa pokračovalo s experimentálnou časťou diplomovej práce.

## 3.2 Analytické zariadenia a postupy

### 3.2.1 Svetelná mikroskopia

Vzorky boli pripravené na metalografickú analýzu nasledujúcimi krokmi:

1. Rezanie na metalografickej píle Struers Discotom-2;
2. Zalisovanie do živice pre zalievanie metalografických vzoriek Struers MULTIFAST GREEN a Dentacryl;
3. Brúsenie a leštenie vzoriek na strojoch Struers LaboForce-50 a Struers Pedemin 2;
4. Leptanie leptadlom Nital 2% a Nital 5% po dobu 10-20 s podľa potreby vytvorenia štruktúrneho kontrastu.

Svetelná optická mikroskopia bola vykonaná na mikroskope Olympus GX51.

### 3.2.2 Meranie tvrdosti

Meranie tvrdosti podľa Rockwella bolo prevedené na tvrdomere LECO LR-3E v súlade s normou ISO 6508 [51].

Meranie tvrdosti podľa Vickersa bolo prevedené na tvrdomere LECO LV-700 v súlade s normou ISO 6507 [52], záťažová sila bola 294,2 N, čo odpovedá značeniu HV30.

### 3.2.3 Skúška 3-bodovým ohybom

Skúška 3-bodovým ohybom bola vykonaná na stroji TIRA TEST 2300 v súlade s normou ISO 7438 [53]. Určovaná materiálová charakteristika bola medza klzu v ohybe. Rýchlosť deformácie bola približne 2 mm/min. Test bol ukončený po dosiahnutí prehnutia 10 mm alebo po lome vzorky.

### 3.2.4 Elektrónová mikroskopia

Sledovanie skenovacou elektrónovou mikroskopiou (SEM) bolo vykonané na elektrónovom mikroskope TESCAN VEGA.

### 3.2.5 Štatistické spracovanie dát

Štatistické charakteristiky tvrdosti a medze klzu v ohybe boli vypočítané nasledovne:

Aritmetický priemer:

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i \quad (14)$$

Kde  $\bar{x}$  je aritmetický priemer,  $n$  je veľkosť súboru,  $x_i$  je variabilná – tuto hodnota tvrdosti.

Smerodajná odchýlka:

$$\sigma = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2} \quad (15)$$

Kde  $\sigma$  je smerodajná odchýlka.

Interval spoľahlivosti Studentovho T-rozdelenia:

$$CI = \frac{\sigma}{\sqrt{n}} \cdot t_p \quad (16)$$

Kde  $CI$  je interval spoľahlivosti Studentovho T-rozdelenia a  $t_p$  je kvantil Studentovho rozdelenia pre danú hladinu významnosti  $\alpha$  a stupeň voľnosti  $k$ , kde  $k$  je rovné  $n - 1$ .

Intervaly spoľahlivosti v tejto diplomovej práci boli určené na hladine významnosti  $\alpha = 0,05$ .

### 3.3 Vstupný materiál

Materiál použitý na experimenty bol rovnaký ako materiál používaný firmou SIGI Forge s.r.o. na výrobu čepelí mečov, t.j. oceľ 1.7225 (EN 42CrMo4, ČSN 15 142). Jedná sa o nízkoлегovanú ušľachtilú chrom-molybdenovú oceľ určenú k zušľachtovaniu.

Chemické zloženie oceli je uvedené v tabuľke:

Prvok		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu
Obsah [%]	Min.	0,38	0,10	0,60			0,90	0,15	
	Max.	0,45	0,4	0,9	0,025	0,035	1,2	0,3	0,4
Povolená odchýlka [%]		± 0,03	± 0,03	± 0,04	± 0,005	± 0,005	± 0,05	± 0,03	± 0,05

Tabuľka 2: Chemické zloženie oceli 42CrMo4

### 3.4 Pilotný experiment

Skôr ako bol presne navrhnutý systém prevádzania experimentov bol prevedený pilotný experiment. V tomto experimente bola z polotovaru na výrobu čepelí – plechu hrúbky 5 mm – vyrezaná vzorka tvaru obdĺžniku s rozmermi 30x15 mm.

Vzorka bola ohriata na teplotu 880 °C, výdrž na teplote bola 15 minút. Nasledovne bola vzorka vložená do monolitických kaliacich čelústí uložených v hydraulickom lise, kde na vzorku bola vyvinutá záťaž približne 3 kN. Vzorka bola ponechaná v lise až do vychladnutia na pokojovú teplotu.

Po preukázaní, že oceľ je touto metódou zakaliteľná (vid. kapitola 4 Výsledky), sa pokračovalo s lisovým kalením ďalších vzoriek.

### 3.5 Porovnávacie konvenčne kalené vzorky

Pre porovnanie kalenia kaliacim lisom s kalením do konvenčných kvapalných médií boli rovnaké vzorky hrúbky 5 mm, šírky 15 mm a dĺžky 20 mm tepelne spracované nasledujúcimi spôsobmi:

1. Vzorka kalená do vody a nízko-teplotne popustená. Kaliaca teplota 860°C, výdrž na teplote 8 minút. Popúšťacia teplota 180°C, výdrž na teplote 1 hod. Vzorka bola tepelne spracovaná firmou Q.I.P. s.r.o.
2. Vzorka kalená do vody. Kaliaca teplota 840 °C, výdrž na teplote 15 minút.
3. Vzorka kalená do minerálneho oleja. Kaliaca teplota 860 °C, výdrž na teplote 15 minút.

Pre účely skúšky 3-bodovým ohybom boli do oleja zakalené 4 vzorky hrúbky 5 mm, šírky 10 mm a dĺžky 70 mm označené O1-O4. Parametre tepelného spracovania boli rovnaké ako v podkapitole 2.5.2.1 Súčasné tepelné spracovanie čepelí mečov. Teplota austenitizácie bola 820 °C, výdrž na teplote bola 15-20 minút. Vzorky boli zakalené do syntetického oleja predohriateho na teplotu 60-70 °C a popustené na teplote 200 °C po dobu 2 hod.

### 3.6 Kalenie monolitickými kaliacimi čeľust'ami

Pre kalenie monolitickými kaliacimi čeľust'ami bola zo vstupného materiálu vyrezaná séria vzoriek značených písmenom S s rovnakými rozmermi ako u porovnávacím vzoriek, t.j. 20x15x5 mm. Účelom tejto časti experimentu bolo zistiť ideálnu kaliacu teplotu pre požadovanú aplikáciu, t.j. pre dosiahnutie tvrdosti 52 HRC.

Táto séria vzoriek bola kalená z teplôt 790-920 °C, vid. tabuľka 3. Najnižšia použitá kaliaca teplota 790°C je teplota  $A_{C3}$  pre oceľ 42CrMo4. Výdrž na príslušných teplotách bola 15 min. Pec bola umiestnená vedľa lisu s vloženými monolitickými kaliacimi čeľust'ami, v ktorých prebehlo kalenie. Doba uplynulá medzi vyňatím vzorky z pece a jej stlačením v kaliacich čeľustiach spravidla nepresahovala 10 s. Všetky vzorky boli v kaliacich čeľustiach zaťažené silou 7,66 kN, čo odpovedá tlaku valca 50 bar.

Vzorka	S790/50	S820/50	S840/50	S860/50	S880/50	S900/50	S920/50
Teplota [°C]	790	820	840	860	880	900	920

Tabuľka 3: Kaliace teploty vzoriek série S

Poz. k nomenklatúre vzoriek: písmeno S značí, že vzorka je zo série krátkych vzoriek (z anglického *short*), prvé číslo značí kaliacu teplotu, z ktorej bola vzorka kalená, číslo 50 za lomítkom značí tlak valca lisu 50 bar.

Po kalení boli vzorky zo série S očistené od okují oceľovou kefou.

Vzorky boli nasledovne rozrezané napoly metalografickou pílou. Jedna polovina každej vzorky bola analyzovaná v zakalenom stave, druhá polovina bola pred analýzou popustená na teplote 180°C po dobu 1 hod.

### 3.7 Kalenie dvojkomponentnými kaliacimi čeľust'ami

Pre kalenie dvojkomponentnými vodou chladenými kaliacimi čeľust'ami bola zo vstupného materiálu hrúbky 5 mm laserom vypálená séria vzoriek značených písmenom L s rozmermi 280x30 mm. Tieto vzorky boli pred kalením ručne narovnané a očistené etanolom.

Dve vzorky boli ohriate na teplotu 860 °C, výdrž na teplote bola 15 minút. Vzorky boli po jednej presunuté medzi chladené čeľuste, ktoré boli okamžite stlačené. Pre čo najrýchlejšie presunutie vzoriek do kaliacich čeľustí bola opäť pec umiestnená vedľa lisu a približne 15 mm z dĺžky vzorky trčalo von z kaliacich čeľustí kvôli potrebe uchopenia vzorky pri manipulácii. Doba medzi vyňatím vzorky z pece a stlačením čeľustí nepresahovala 8 s. Tieto dve vzorky boli označené L860/50-I a L860/50-II, princíp značenia je podobný ako u vzoriek kalených monolitickými čeľust'ami: písmeno L značí, že vzorka bola dlhá (z anglického *long*), prvé číslo značí kaliacu teplotu, druhé použitý tlak lisu (50 bar, čo odpovedá záťaži 7,66 kN). Rímska číslica na konci značí poradové číslo vzorky s rovnakými kaliacimi parametrami. Ostatné vzorky z tejto série boli označované podobne.

Jedna vzorka bola zakalená rovnakým spôsobom z teploty 900 °C. Výdrž na teplote bola taktiež 15 minút. Táto vzorka bola označená L900/50.

Všetky vzorky zo série L boli očistené od okují radiálnou štetinovou kefou na kotúčovej brúske.

Vzorky L860/50-II a L900/50 boli po prvom meraní tvrdosti popustené na teplote 200 °C po dobu 2 hod.

Rovnakým postupom ako vzorky vyššie, vrátane rovnakého popustenia, boli pripravené ešte 4 vzorky kalené z teplôt 840 °C až 900 °C. Táto štvorica vzoriek bola ale po kalení z jednej strany obrúsená pásovou brúskou.

Obrúsené vzorky kalené z príslušných teplôt boli označené L840/50-B, L860/50-B, L880/50-B a L900/50-B.

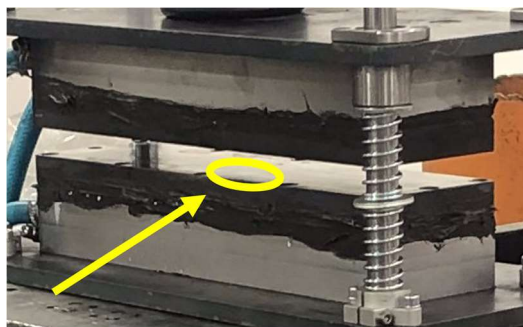
Pre účely skúšky 3-bodovým ohybom boli kaliacim lisom zakalené 4 vzorky hrúbky 5 mm, šírky 10 mm a dĺžky 70 mm (rozmery rovnaké ako u porovnávacích vzoriek na ohybovú skúšku) označené L1-L4. Vzorky boli austenitizované na teplote 860 °C po dobu 15-20 minút a zakalené dvojkomponentnými vodou chladenými kaliacimi čeľusťami, nasledovne boli popustené na teplote 200 °C po dobu 2 hod.

### 3.7.1 Posúdenie deformácie kalených telies

Pre porovnanie miery deformácie, resp. priamosti v rovine hrany vzoriek kalených kaliacim lisom a vzoriek kalených do oleja bolo oboma príslušnými metódami zakalených 5 vzoriek zo série L. Nasledovne boli tieto vzorky popustené na teplote 200 °C. Priamosť vzoriek bola posúdená zrkovou optickou kontrolou. Bola pri tom využitá rezacia podložka s veľkosťou najmenšieho dielika 1 mm a vyznačenými úsekmi so šírkou 5 mm, čo je rovné hrúbke vzoriek.

### 3.7.2 Meranie teploty dvojkomponentných kaliacich čeľustí

Počas kalenia jednej zo vzoriek zo série L bolo prevedené meranie teploty na povrchu spodnej kaliacej čeľuste pomocou infračerveného teplomeru. Meranie bolo prevedené na ploche v kontakte s kaleným telesom, vedľa kaleného telesa, vid. obrázok 27.

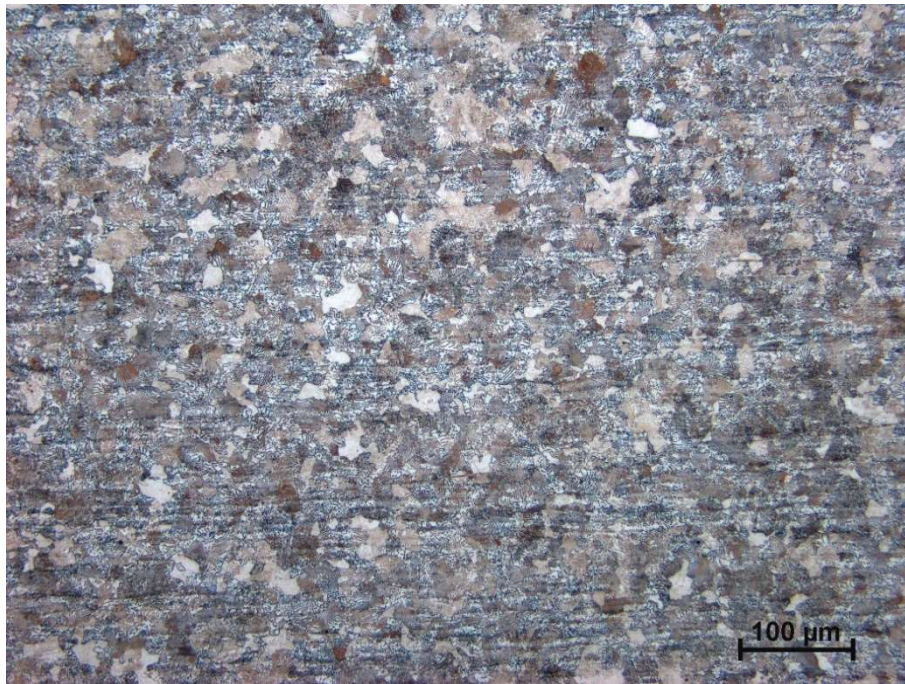


Obrázok 27: Plocha, na ktorej bola meraná teplota

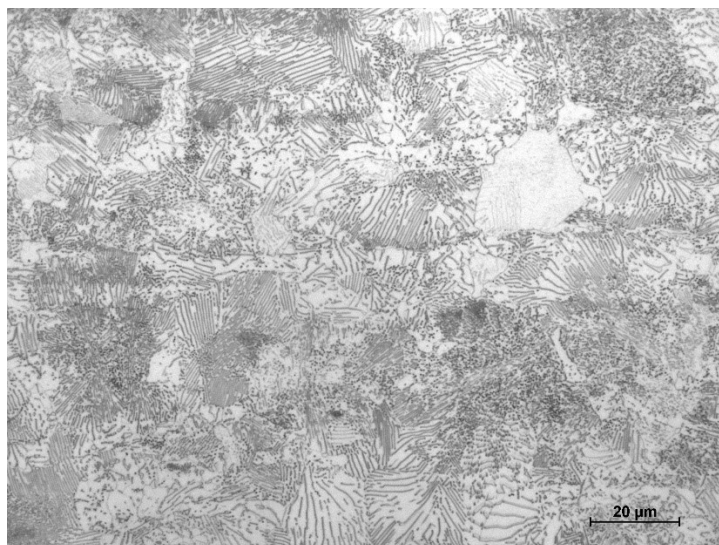
## 4 Výsledky

### 4.1 Vstupný materiál

Mikroštruktúra vstupného materiálu experimentov, oceli 1.7225, je feriticko-perlitická, perlit je zväčša lamelárny. Mikroštruktúra vykazuje anizotropiu spôsobenú valcovaním. Niektoré zrná nemajú predĺžený tvar, ale polyedrický, čo môže svedčiť o priebehu rekrytalizačných procesov.



Obrázok 28: Vstupný materiál, anizotropia spôsobená valcovaním, predĺžené zrná orientované vodorovne. 200-násobné zväčšenie. Jas a kontrast upravený programom ImageJ.



Obrázok 29: Vstupný materiál, lamelárny perlit a ferit. 1000-násobné zväčšenie. Obrázok upravený programom ImageJ.

## 4.2 Pilotný experiment

Vzorka zakalená v pilotnom experimente vykazuje nepopustenú martenzitickú mikroštruktúru. Bolo možné v malej miere pozorovať anizotropiu, ktorá je pozostatkom po valcovaní vstupného materiálu.



Obrázok 30: Pilotný experiment, jemný martenzit. 1000-násobné zväčšenie.

Dosahovaná hodnota tvrdosti podľa Rockwella na povrchu vzorky bola:

Meranie č.	1	2	3
Tvrdosť [HRC]	48,5	53,9	53
Priemer. tvrdosť [HRC]	51,8 ± 5,9		

Tabuľka 4: Pilotný experiment, dosahovaná tvrdosť podľa Rockwella

Pre upresnenie bola tvrdosť podľa Vickersa meraná i v priereze vzorky:

Vzdialenosť od povrchu [mm]	<1	2,5	<1	Priemer. tvrdosť [HV]
Tvrdosť [HV]	669,1	690,7	658,3	672,7 ± 33,5

Tabuľka 5: Pilotný experiment, dosahovaná tvrdosť v priereze podľa Vickersa

Tvrdosť nameraná oboma metódami odpovedá tvrdosti nízko teplotne popustenej martenzitickej štruktúry oceli 42CrMo4 a pilotný experiment bol preto prehlásený za úspešný. Tvrdosť podľa Vickersa meraná 0,5 mm od oboch plôch v kontakte s kaliacimi čeľusťami a v strede vzorky dokazuje, že nedochádza k poklesu tvrdosti v strede vzorky, čo svedčí o dobrej prekaliteľnosti.

### 4.3 Porovnávacie vzorky

Prvá porovnávacia vzorka bola zakalená na tvrdosť 62 HRC a nízkoteplotne popustená na tvrdosť 57 HRC. Je na nej možné sledovať štruktúru nízkoteplotne popusteného martenzitu. Opäť je do istej miery viditeľná anizotropia štruktúry.



Obrázok 31: Kalenie 860 °C/8 min/voda, popustenie 180 °C/1 hod. Nízkoteplotne popustený martenzit. 1000-násobné zväčšenie.

Dosahované hodnoty tvrdosti podľa Vickersa vzorky kalenej do vody z teploty 840 °C bez nasledujúceho popustenia boli:

Vzdialenosť od povrchu [mm]	<1	2,5	<1	Priemer. tvrdosť [HV]
Tvrdosť [HV]	652,9	636,0	647,1	645,3 ± 17,4

Tabuľka 6: Porovnávacia vzorka, 840 °C/15 min/olej, dosahovaná tvrdosť v priereze podľa Vickersa

Priemerná tvrdosť u tejto vzorky je nižšia ako u pilotného experimentu a nižšia, než by mal tento materiál po kalení dosahovať. Materiál vykazuje mierny pokles tvrdosti v strede prierezu, ktorý však nepresahuje interval spoľahlivosti.

Dosahované hodnoty tvrdosti podľa Vickersa vzorky kalenej do oleja z teploty 860 °C bez nasledujúceho popustenia boli:

Vzdialenosť od povrchu [mm]	<1	2,5	<1	Priemer. tvrdosť [HV]
Tvrdosť [HV]	618,1	634,5	584,7	612,4 ± 51,5

Tabuľka 7: Porovnávacia vzorka, 860 °C/15 min/olej, dosahovaná tvrdosť v priereze podľa Vickersa

Priemerná tvrdosť je opäť nižšia ako očakávaná tvrdosť po kalení do oleja tohto materiálu.



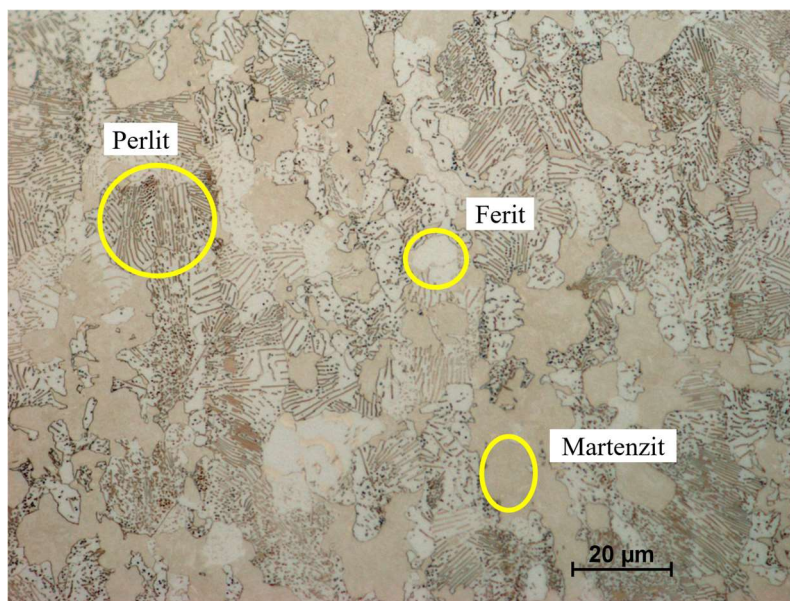
Obrázok 32 (vľavo): Porovnávací vzorka, 840 °C/15min/voda, martenzit. Obrázok 33 (vpravo): Porovnávací vzorka, 860 °C/15min/olej, martenzit.

## 4.4 Séria vzoriek S

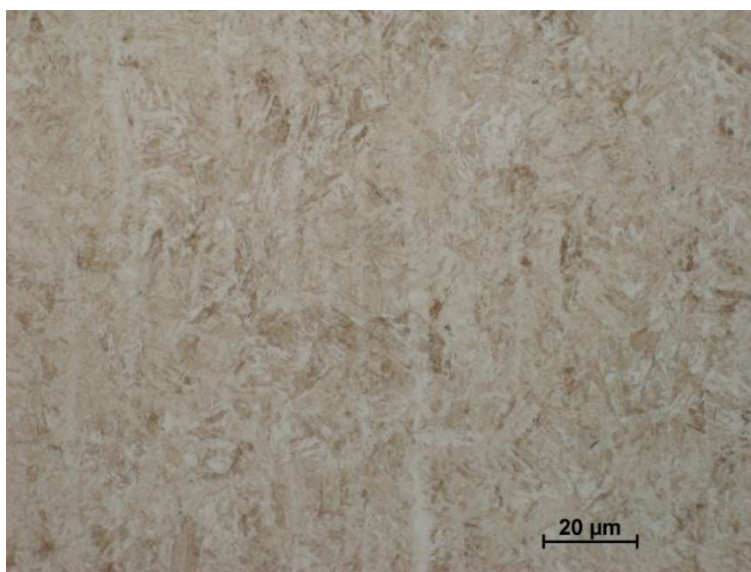
### 4.4.1 Stav po kalení monolitickými kaliacimi čeľustami

Sledovaním mikroštruktúry série vzoriek S bolo zistené, že pri kalení z teploty 790 °C dochádza iba k čiastočnej austenitizácii kvôli nedostatočne vysokej teplote a krátkej výdrž na teplote. To vedie k neúplnému zakaleniu, ktoré je nežiadané. Vzorka S790/50 preto bola vylúčená z merania tvrdosti.

Na ostatných vzorkách, t.j. S820/50 až S920/50, bola sledovaná martenzitická mikroštruktúra s malými vzájomnými rozdielmi. Na vzorkách bola viditeľná anizotropia pozostalá po valcovaní vstupného materiálu.



Obrázok 34: Vzorka S790/50 kalená monolitickými kaliacimi čeľustami z teploty 790 °C (teplota  $A_{C3}$ ), perlit, ferit, martenzit. 1000-násobné zväčšenie. Jas a kontrast upravený programom ImageJ.



Obrázok 35: Vzorka S900/50 kalená monolitickými kaliacimi čelustami z teploty 900 °C, martenzitická mikroštruktúra. 1000-násobné zväčšenie.

Dosahované hodnoty tvrdosti podľa Rockwella vzoriek zo série S kalených monolitickými kaliacimi čelustami z príslušných teplôt sú:

Kaliaca teplota [°C]	820	840	860	880	900	920
Priemer. tvrdosť [HRC]	53,4 ± 6,0	56,6 ± 4,9	54,6 ± 2,1	53,3 ± 3,7	56,5 ± 1,1	54,8 ± 2,2

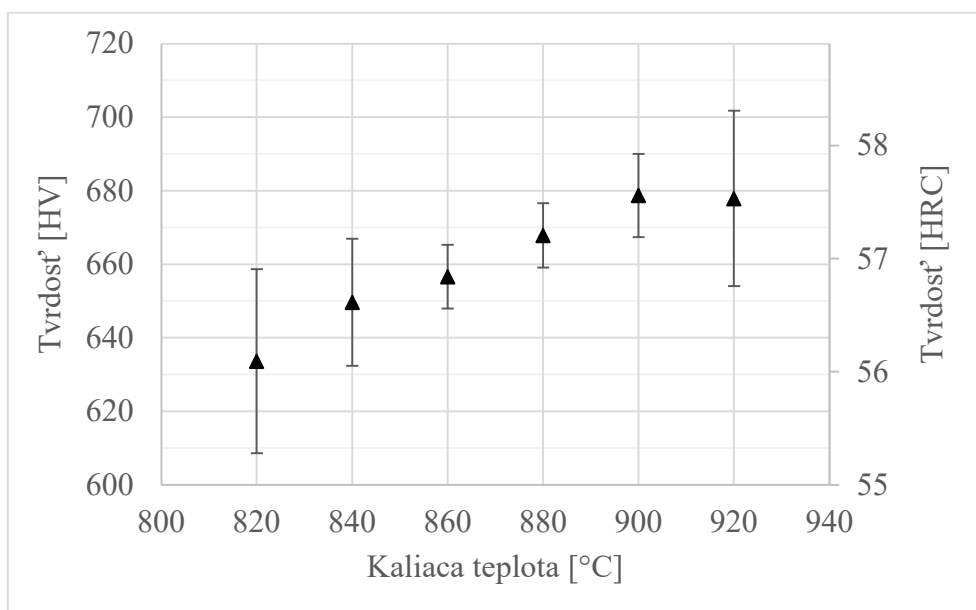
Tabuľka 8: Séria vzoriek S, kalenie monolitickými kaliacimi čelustami, dosahovaná tvrdosť podľa Rockwella

Dosahované hodnoty tvrdosti podľa Vickersa namerané v priereze vzoriek zo série S kalených monolitickými kaliacimi čelustami z príslušných teplôt sú:

Vzdialenosť od povrchu [mm]	<1	2,5	<1	
Kaliaca teplota [°C]	Tvrdosť [HV]			Priemer. tvrdosť [HV]
820	643,4	637,8	619,8	633,7 ± 25,0
840	659,5	645,2	644,3	649,7 ± 17,3
860	661,3	655,8	652,9	656,7 ± 8,7
880	667,5	672,4	663,8	667,9 ± 8,7
900	683,5	680,1	672,6	678,7 ± 11,3
920	664,9	687,8	681,1	677,9 ± 23,9

Tabuľka 9: Séria vzoriek S, kalenie monolitickými kaliacimi čelustami, dosahovaná tvrdosť v priereze podľa Vickersa

Opäť je možné pozorovať, že v strede prierezu nedochádza k poklesu tvrdosti, čo svedčí o dobrej prekaliteľnosti metódy kalenia. Tvrdosť série vzoriek S podľa Vickersa je graficky znázornená v grafe 7.



Graf 7: Grafické znázornenie tvrdosti podľa Vickersa série vzoriek S kalených monolitickými kaliacimi čeľusťami

Najvyššia priemerná tvrdosť podľa Rockwella bola dosiahnutá pri kalení z teploty 840 °C, táto hodnota je však spojená s vysokou štatistickou odchýlkou. Vyššiu presnosť dosahujú hodnoty tvrdosti podľa Vickersa, kde je najvyššia tvrdosť dosahovaná pri kalení z teploty 900 °C. Ideálna kaliaca teplota pre dosiahnutie najvyššej tvrdosti pri kalení do monolitických kaliacích čeľustí je preto 900 °C, kedy je dosahovaná tvrdosť 678,7 HV, resp. po prevode prevodovou tabuľkou 57,7 HRC.

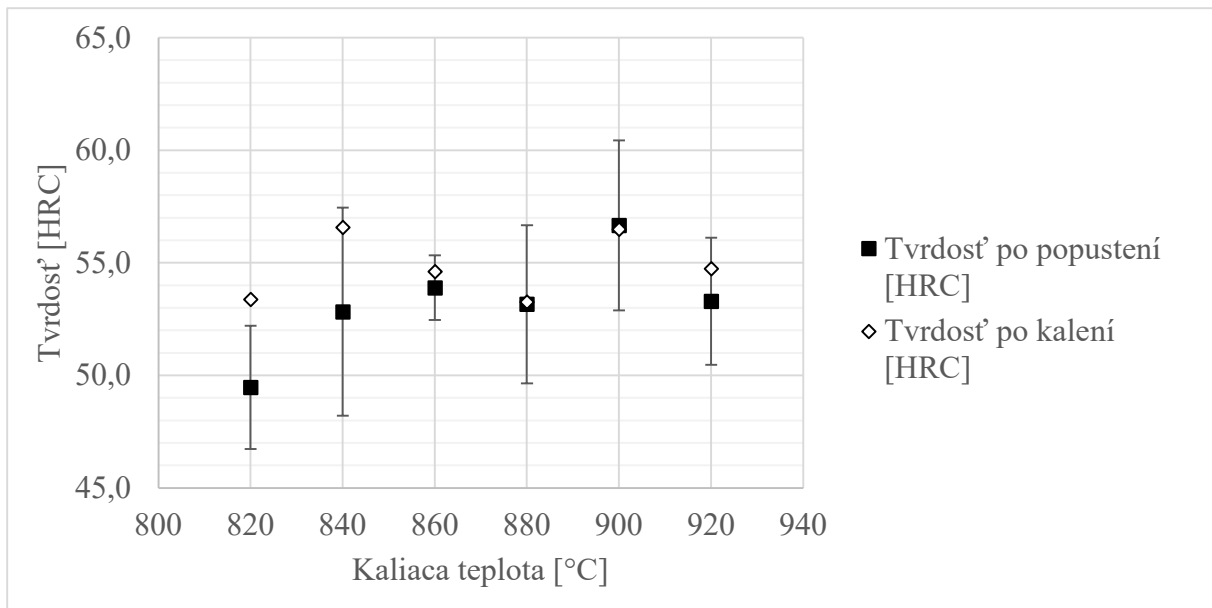
#### 4.4.2 Stav po nízkoteplotnom popustení

Dosahované hodnoty tvrdosti podľa Rockwella po popustení vzoriek zo série S kalených monolitickými kaliacimi čeľusťami, vrátane rozdielu tvrdosti medzi kalenou (vid. vyššie) a popustenou vzorkou, sú:

Kaliaca teplota [°C]	820	840	860	880	900	920
Priemer. tvrdosť [HRC]	49,5 ± 2,7	52,8 ± 4,6	53,9 ± 1,4	53,2 ± 3,5	56,7 ± 3,8	53,3 ± 2,8
Pokles tvrdosti [HRC]	3,9	3,7	0,7	0,1	-0,2	1,5

Tabuľka 10: Série vzoriek S, kalenie monolitickými kaliacimi čeľusťami a popustenie na teplote 180 °C po dobu 1 hod, dosahovaná tvrdosť podľa Rockwella

Vynesené do grafu:



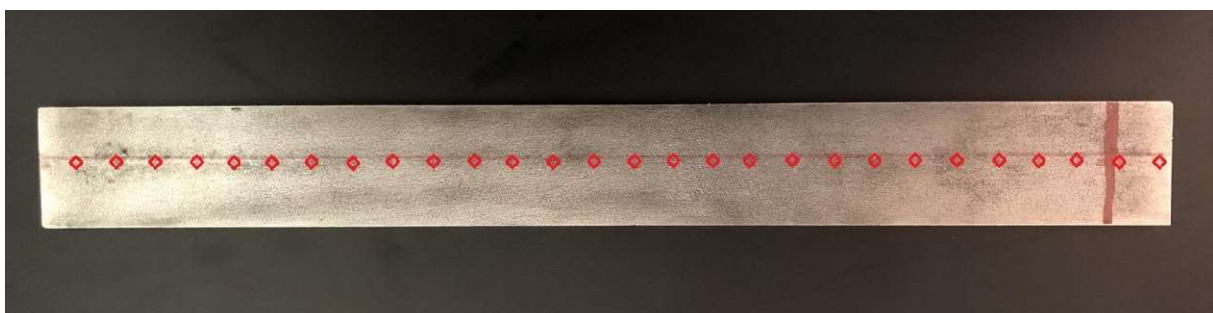
Graf 8: Grafické znázornenie tvrdosti podľa Rockwella série vzoriek S kalených monolitickými kaliacimi čeľustami a popustených na teplote 180 °C po dobu 1 hod

Na základe získaných hodnôt bola pre ďalšie experimenty zvolená kaliaca teplota 900 °C vzhľadom na najvyššie dosahované hodnoty tvrdosti a 860 °C vzhľadom na potenciál dosiahnuť požadovanú hodnotu tvrdosti 52 HRC (s prípadnou toleranciou nad 52 HRC) po úprave popúšťacích parametrov.

## 4.5 Séria vzoriek L

### 4.5.1 Stav po kalení dvojkomponentnými kaliacimi čeľustami

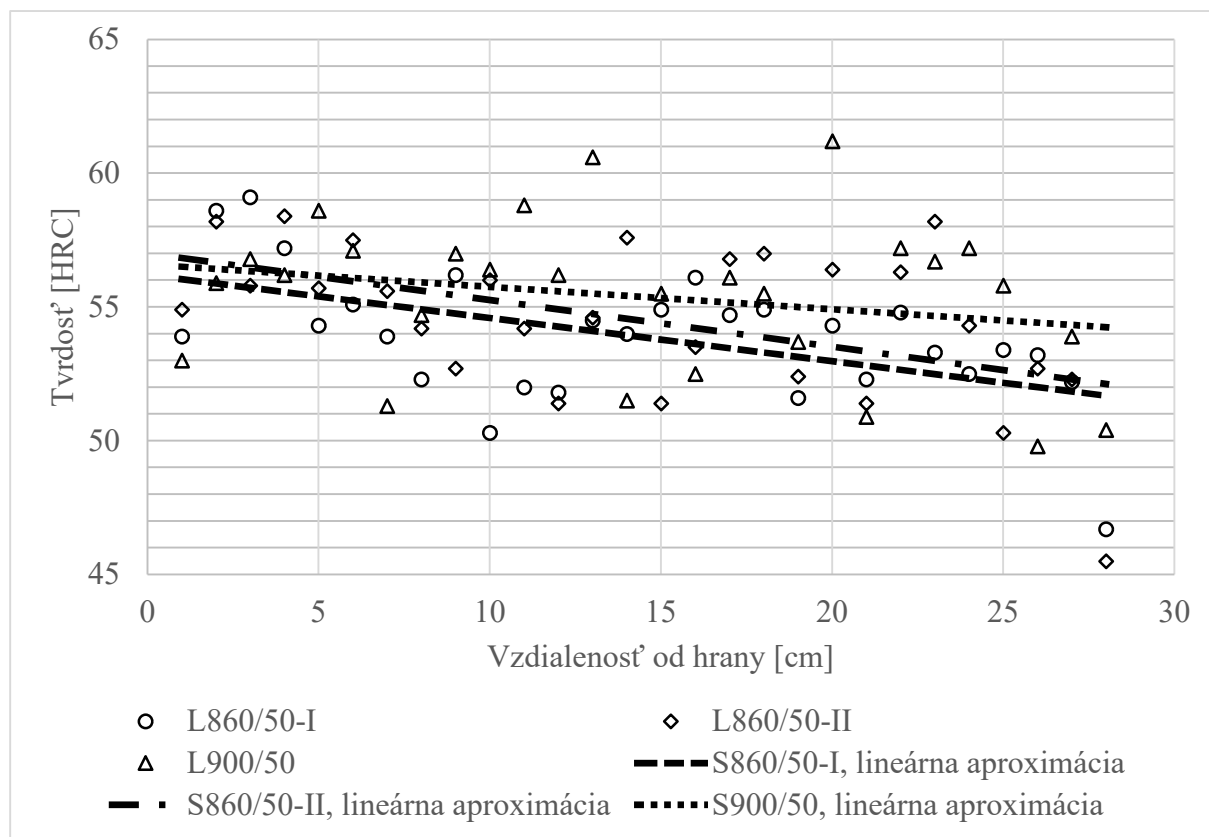
Na vzorkách L860/50-I, L860/50-II a L900/50 bola analyzovaná tvrdosť po dĺžke vzoriek. Celkovo bolo na každej vzorke vykonaných 28 meraní, začínajúc 1 cm od hrany vsunutej do kaliacich čeľustí a pokračujúc po 1 cm až k hrane trčiacej von z kaliacich čeľustí, vid. obrázok 36.



Obrázok 36: Body merania tvrdosti, graficky zvýraznené. Úsek trčiaci von z kaliacich čeľustí je vyznačený čiarou.

Priebeh tvrdosti vzoriek L860/50-I, L860/50-II a L900/50 je v grafe 9. Priemerná dosahovaná tvrdosť rovnakých vzoriek je v tabuľke 11, z tejto hodnoty však bola vylúčená hodnota nameraná na 28. centimetri, pretože kalenie skutočnej čepele môže byť prispôbené aby bolo

zakalenie časti meča trčiacej von z kaliaceho lisu zanedbateľné. Dosahovaná tvrdosť brúsených vzoriek L840/50-B až L900/50-B je v tabuľke 12.



Graf 9: Priebeh tvrdosti vzoriek L860/50-I, L860/50-II a L900/50

Vzorka	L860/50-I	L860/50-II	L900/50
Priemer. tvrdosť [HRC]	54,1 ± 0,8	54,8 ± 0,9	55,6 ± 1,1

Tabuľka 11: Vzorky L860/50-I, L860/50-II a L900/50, dosahovaná tvrdosť podľa Rockwella

Vzorka	L840/50-B	L860/50-B	L880/50-B	L900/50-B
Priemer. tvrdosť [HRC]	53,5 ± 0,5	53,5 ± 1,6	54,2 ± 0,6	54,1 ± 0,8

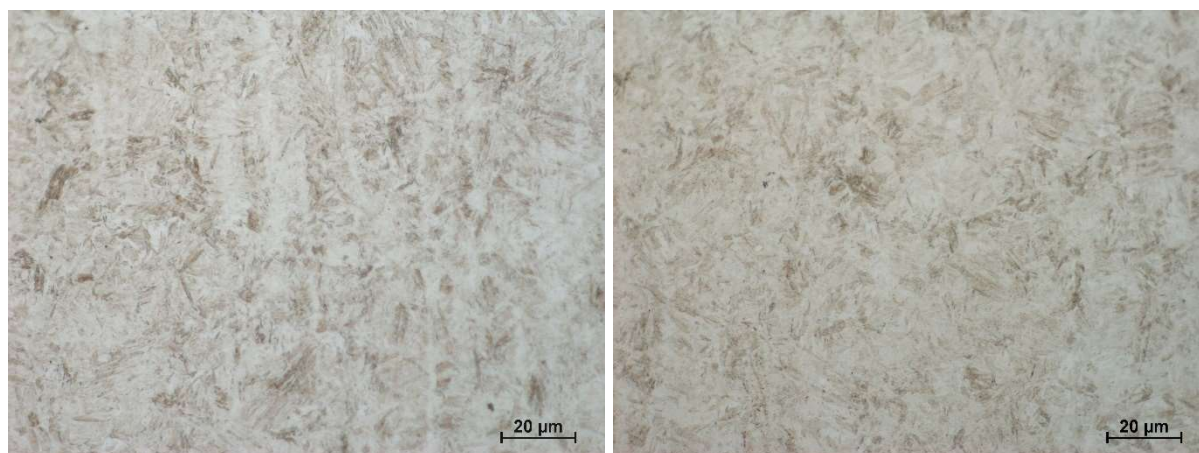
Tabuľka 12: Brúsené vzorky L840/50-B až L900/50-B, dosahovaná tvrdosť podľa Rockwella

Priebeh tvrdosti vykazuje výrazné odchýlky, je však možné pozorovať trend poklesu tvrdosti smerom ku koncu trčiacemu z kaliacich čeľustí. Možnými príčinami gradientnej tvrdosti je:

1. Nerovnoběžnosť rovín kaliacich čeľustí, pravdepodobne súvisiaca s absenciou štvrtej pružiny v konštrukcii pre uľahčenie vkladania vzorky do čeľustí. Nerovnoběžnosť vedie ku gradientnému tlaku medzi plochami kalenej súčasti a čeľustí;
2. Gradientné zaťaženie vzorky súvisiace s asymetrickým vložením vzorky do lisu. Kým na jednom konci kaliacich čeľustí časť vzorky trčala z lisu, na druhom bola medzi vzorkou a koncom lisu približne rovnako veľká medzera.

Taktiež je pozorovateľný lokálny pokles tvrdosti na konci vzorky vloženom v lise.

Mikroštruktúra vzoriek L860/50-II a L860/50-B odpovedá štandardnej martenzitickej štruktúre s viditeľnou anizotropiou po valcovaní polotovaru, vid. obrázok 37 a 38.



Obrázok 37 a 38: Vzorky L860/50-II (vľavo) a L860/50-B (vpravo) kalené dvojkomponentnými kaliacimi čelustami z teploty 860 °C, martenzitická mikroštruktúra. 1000-násobné zväčšenie.

#### 4.5.2 Stav po nízkoteplotnom popustení

Dosahovaná tvrdosť vzoriek zo série L je:

Popustená vzorka	L860/50-II	L900/50	L840/50-B	L860/50-B	L880/50-B	L900/50-B
Tvrdosť [HRC]	52,9 ± 1,8	55,0 ± 2,5	52,3 ± 0,7	52,9 ± 0,3	53,2 ± 1,2	53,3 ± 0,8

Tabuľka 13: Dosahovaná tvrdosť podľa Rockwella série vzoriek L po popustení

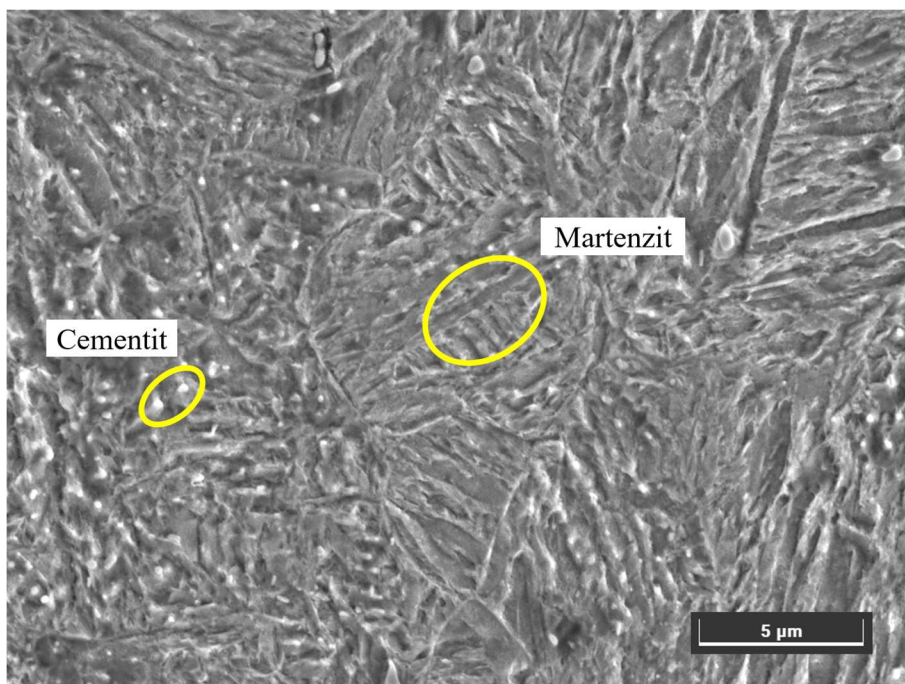
Tvrdosť vzorky L860/50-II bola meraná i v priereze podľa Vickersa:

Vzorka	L860/50-II
Tvrdosť po kalení [HV]	627,0 ± 16,2
Tvrdosť po popustení [HV]	611,8 ± 8,8

Tabuľka 14: Vzorka L860/50-II, dosahovaná tvrdosť v priereze podľa Vickersa

Kalením dvojkomponentnými kaliacimi čelustami z teploty 860°C a nasledovným popustením na teplote 200 °C po dobu 2 hod je teda možné dosiahnuť tvrdosť približne 52 HRC.

Mikroštruktúra po popustení odpovedá nízkoteplotne popustenému martenzitu, na snímkach zriadených SEM je možné okrem lankového martenzitu sledovať i globulárne častice cementitu, ktoré vznikli buď počas popúšťania alebo sú pozostatkom nehomogenity štruktúry po nedostatočnej homogenizácii austenitu počas austenitizácie (zbytkový cementit, [37]).



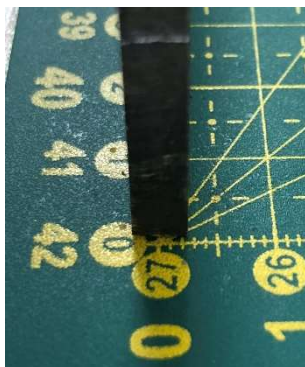
Obrázok 39: Vzorka L860/50-II kalená dvojkomponentnými kaliacimi čelustami a popustená na teplote 200 °C po dobu 2 hod, nízko teplotne popustený martenzit a častice cementitu. 1000-násobné zväčšenie.

### 4.5.3 Deformácia kalených telies

Výchylky z priamosti vzoriek zo série L kalených do kaliaceho lisu (5 kusov) a do oleja (5 kusov) s nasledovným nízko teplotným popustením sú v tabuľke 15. Vzorky kalené do oleja vykazujú až 7-násobne väčšie deformácie v ose hrany vzorky než vzorky kalené kaliacim lisom.

Kaliace médium	Výchylka [mm]					Priemerná výchylka [mm]
Kaliaci lis	1	0	0	0	0	0,2
Olej	3	0	0	3	1	1,4

Tabuľka 15: Rovnosť vzoriek



Obrázok 40: Výchylka z priamosti rovná približne 3 mm

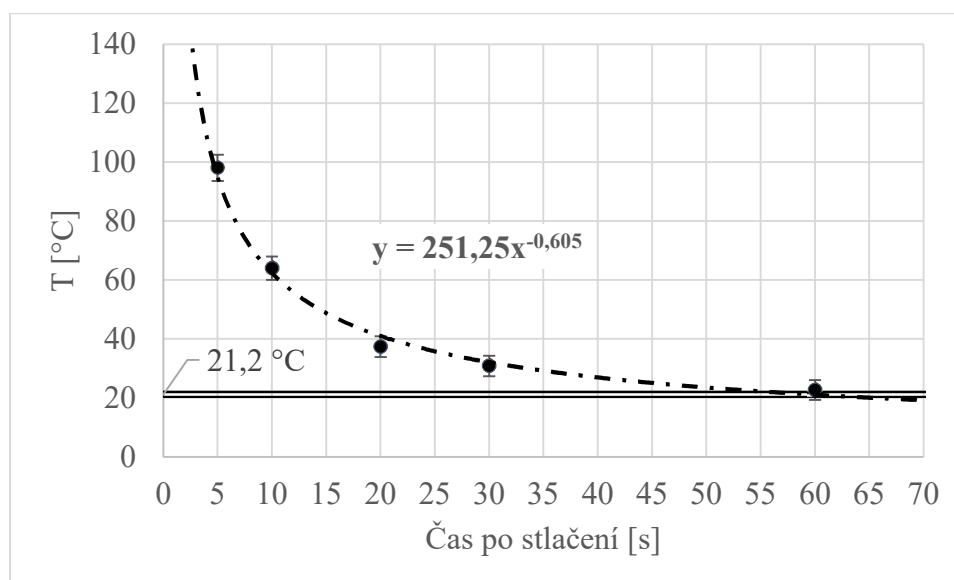
#### 4.5.4 Teplota dvojkomponentných kaliacich čeľustí počas kalenia

Teplota nameraná na povrchu kaliacich čeľustí po zovretí kaleného telesa je v tabuľke 16.

Čas po stlačení [s]	T [°C]
5	98,1 ± 4,5
10	64 ± 4,0
20	37,4 ± 3,6
30	30,8 ± 3,5
60	22,7 ± 3,3
Mimo používania	21,2 ± 3,3

Tabuľka 16: Teplota kaliacich čeľustí počas kalenia

Po vynesení do grafu a aproximácii hodnôt nameraných od 5 s do 60 s, vodorovná čiara znázorňuje ambientnú teplotu čeľustí:



Graf 10: Teploty kaliacich čeľustí počas kalenia

Teplota povrchu kaliacich čeľustí môže byť záchytným bodom pre odhad teploty vzorky počas kalenia, nejedná sa však o informáciu, ktorá by bola vhodná napr. pre vynesenie do ARA diagramu. Teplota kaliacich čeľustí má význam hlavne pre návrh trvania kaliacich cyklov, v tomto prípade je možné vyvodit' záver, že ideálna perióda kalenia v kaliacich čeľustiach je približne 1 min, resp. ideálna frekvencia kalenia je 1 súčasť/min, súčasť je však možné vyňať z čeľustí omnoho skôr (spravidla po dosiahnutí manipulačnej teploty po približne 20 s).

#### 4.6 Skúška 3-bodovým ohybom

Skúška 3-bodovým ohybom bola vykonaná na štyroch vzorkách kalených dvojkomponentnými kaliacimi čeľustami (označených L1-L4) a štyroch porovnávacích vzorkách kalených do oleja

(označených O1-O4). Skúškou boli získané hodnoty ohybovej medze klzu  $R_{eo}$  (vypočítanej ako zmluvná medza klzu  $R_{p0,2}$ , vid. graf 11), dosahované hodnoty  $R_{eo}$  sú v tabuľke 17.

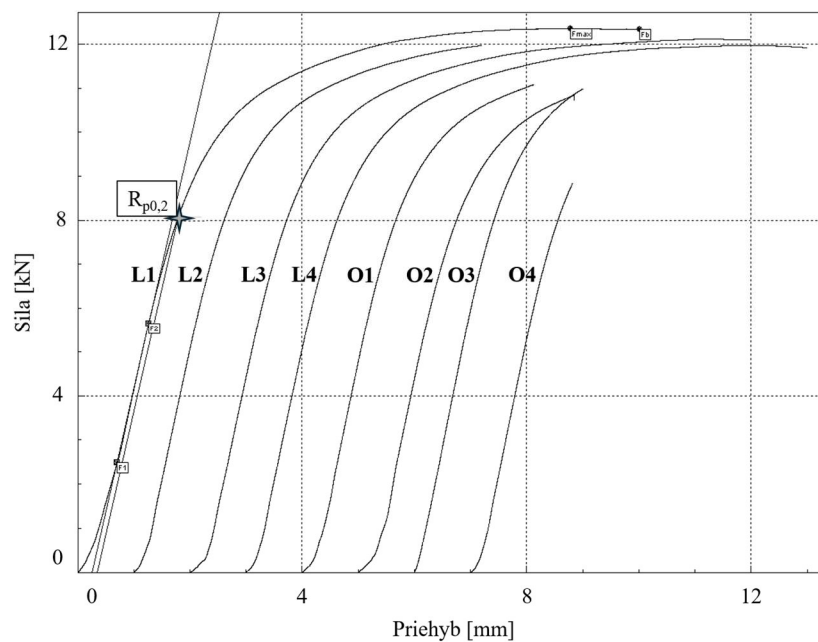
Označenie vzorky	$R_{eo}$ [MPa]	Priemer. $R_{eo}$ [MPa]	Lom
L1	2560	$2501 \pm 60$	Nie
L2	2486		Áno
L3	2499		Nie
L4	2457		Nie
O1	2414	$2431 \pm 23$	Áno
O2	2422		Áno
O3	2453		Áno
O4	2433		Áno

Tabuľka 17: Výsledky skúšky 3-bodovým ohybom

Vzorky kalené kaliacim lisom vykazujú vyššiu medzu klzu v ohybe ako vzorky kalené do oleja. Toto je analogické k hodnotám mikrotvrdości nameraných na vzorkách L1 a O1, vid. tabuľka 18. Rozdiel v ohybovej medzi klzu týchto dvoch vzoriek bol 146 MPa, rozdiel v mikrotvrdości bol priemerne 38,9 HV.

Vzorka	Tvrdość [HV]
L1	$627,5 \pm 8,4$
O1	$588,6 \pm 4,8$

Tabuľka 18: Mikrotvrdość vzoriek L1 a O1



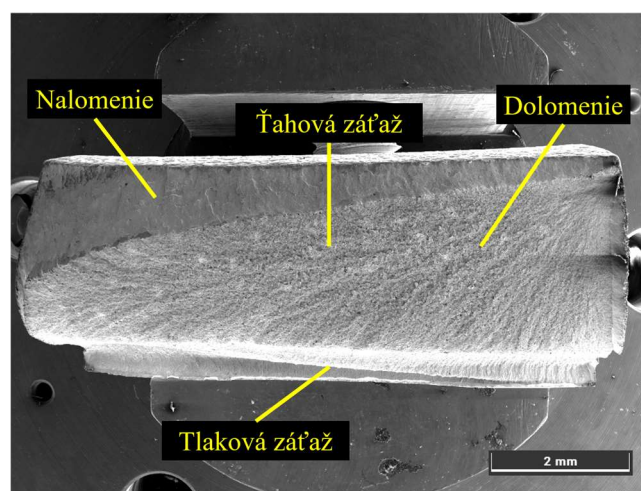
Graf 11: Záznam skúšky 3-bodovým ohybom

Z príslušných záznamov skúšok 3-bodovým ohybom je výrazná zvýšená plasticita vzoriek kalených kaliacim lisom, čo je navyše podtrhnuté faktom, že tri zo štyroch týchto vzoriek na konci skúšky nevykazovali lom. U vzorky L2 nastal lom pri napätí 3754 MPa, najnižšie napätie do lomu bolo u vzorky O4, t.j. 2781 MPa.

## 4.7 Fraktografia

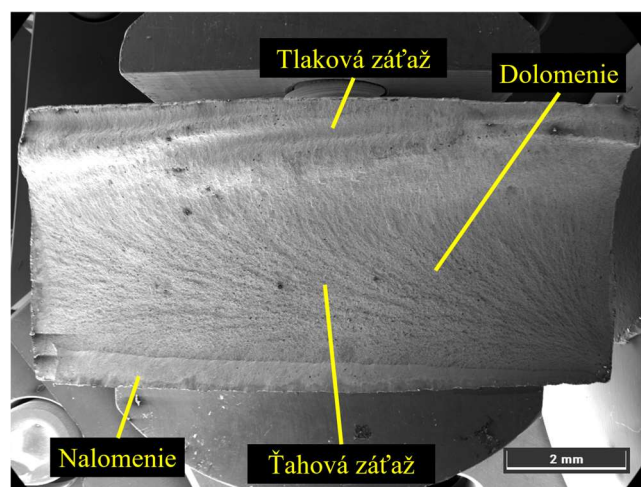
Lomové plochy vzoriek L2 a O4 boli fraktograficky analyzované.

U vzorky L2 došlo k nalomeniu iniciovanom v (ľavom) rohu vzorky, čo je typické pre lom u ohybových skúšok. Lom bol pravdepodobne iniciovaný na povrchovom vrube. Dolomenie bolo iniciované v blízkosti druhého (pravého) rohu vzorky. Na vzorkách je jasne vidieť, kde bolo dominantné ťahové zaťaženie a kde tlakové.



Obrázok 41: Lomová plocha vzorky L2, kalenie kaliacim lisom, nízko-teplotné popustenie, lom pri vysokom napätí

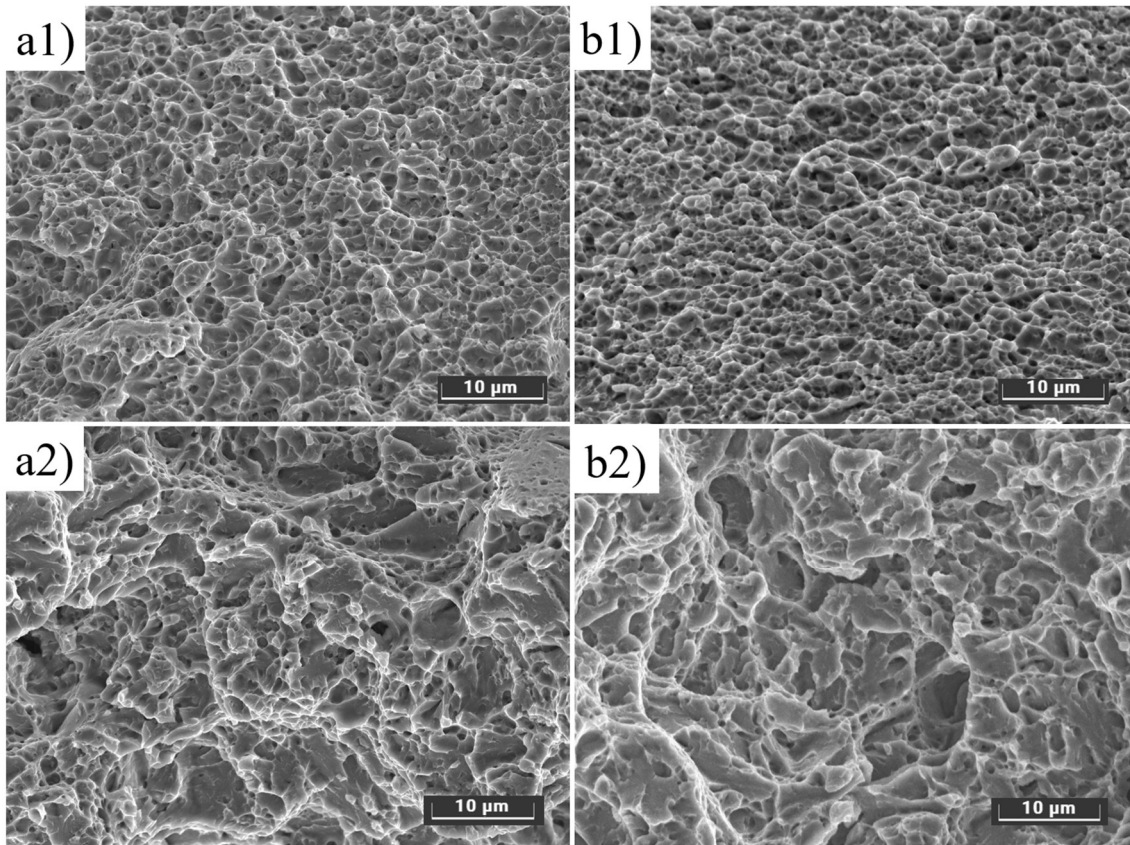
U vzorky O4 je taktiež viditeľné nalomenie a miesto iniciácie lomu v rohu vzorky pravdepodobne na povrchovom vrube. Oblasť nalomenia je značne menšia ako u vzorky L2, čo je známkou nižšej lomovej húževnatosti. Dráha lomu je menej členitá ako u vzorky L2.



Obrázok 42: Lomová plocha vzorky O4, kalenie do oleja, nízko-teplotné popustenie, lom pri nízkom napätí

Hlavne v oblasti nalomenia je u oboch vzoriek veľmi dobre viditeľný dutinový mechanizmus porušenia, čo je dôkazom, že dominantný mechanizmus porušenia bol transkrystalický tvárny lom [54]. U vzorky O4 majú dutiny menší priemer, čo je známkou nízkoenergetického tvárneho lomu. Lomové plochy nevykazujú jasné dôkazy kvazištiepenia. V oblastiach nalomenia a dolomenia sú prítomné odlišné trajektórie tvárneho porušenia, vid. obrázok 43.

Lom bol v oboch prípadoch pravdepodobne spôsobený vrubom na povrchu, ktorý bol pozostatkom po nedostatočnej úprave hrán vzoriek.



Obrázok 43: a1) Oblasť nalomenia vzorky L2, tvárne porušenie dutinovým mechanizmom s napäťovo-deformačne usmernenou trajektóriou. a2) Oblasť dolomenia vzorky L2, dominantne tvárne porušenie so štatisticky náhodnou trajektóriou. b1) Oblasť nalomenia vzorky O4, nízkoenergetický tvárny lom, tvárne porušenie dutinovým mechanizmom s napäťovo-deformačne usmernenou trajektóriou. b2) Oblasť dolomenia vzorky O4, podobný typ porušenia ako u a2).

## 5 Diskusia

Primárnym cieľom diplomovej práce bolo zistiť, či je možné oceľ 42CrMo4, súčasne používanú na výrobu čepelí mečov, kalit' s využitím kaliaceho lisu a či je produkt kalenia porovnateľný so štandardným kalením do oleja, a ďalej zistiť optimálne parametre kaliaceho cyklu. Teória, že vloženie austenitizovanej vzorky medzi oceľové bloky a ich nasledovné stlačenie vedie k ochladeniu vzorky nadkritickou rýchlosťou a tým pádom k vzniku martenzitickej štruktúry, bola potvrdená už v pilotnom experimente a opätovne bola potvrdená v nadväzujúcich experimentoch.

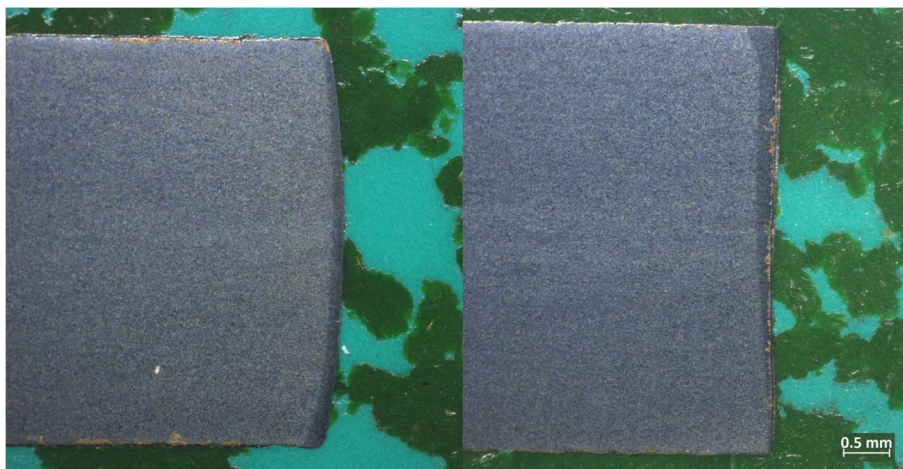
Ako bolo popísané v kapitole 2.4.2 Tepelná vodivosť v kontakte, vedenie tepla medzi dvoma telesami je silno závislé na tlaku medzi telesami. Rýchlosť odvodu tepla z kalenej súčasti a teda i výsledná štruktúra a mechanické vlastnosti sa odvíjajú od napätia prevažne na povrchu vzorky. Napätie v tuhých telesách sa dá popísať nasledovne:

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad 17$$

Kde  $\sigma$  je napätie [MPa],  $F$  je záťaž [N] a  $A$  je plocha vzorky v kontakte [mm].

V pilotnom experimente bola vzorka zaťažená silou 3 kN. Zaťaženie hydraulickým lisom je však kontrolované dominantne rýchlosťou posunu piestu a nie vyvíjanou záťažou. Použitý hydraulický lis navyše neumožňoval nastavenie maximálneho zaťaženia, resp. dorazu. Z týchto dôvodov bol nárast záťaže počas ovládania lisu relatívne rýchly a reprodukcia zaťaženia 3 kN náročná, preto bolo v nadväzujúcich experimentoch zvolené zaťaženie silou 7,66 kN. Táto vyššia hodnota zaťaženia bola dobre reprodukovateľná.

Zaťaženie pre vzorky série L nebolo zvýšené napriek tomu, že vzorky majú vyššiu plochu ako vzorky série S. Dôvodom je, že séria vzoriek S po kalení vykazovala deformácie spôsobené vysokým zaťažením pri kalení. Výrobný proces čepelí mečov vyžaduje, aby mal polotovar pred obrobením hrúbku približne 4,7-5,0 mm, zníženie hrúbky deformovaním v lise je teda neakceptovateľné. Séria vzoriek S po kalení v lise vykazovala pokles hrúbky pod túto hodnotu. Séria vzoriek L má väčší prierez, t.j. plochu, takže pri zaťažení rovnakou silou je výsledné napätie nižšie a deformácie zanedbateľné.



Obrázok 44: Deformácia vzorky zo série S (vľavo), hrúbka po kalení v lise 4,51 mm. Vzorka zo série L (vpravo) vykazuje minimálne deformácie, hrúbka po kalení v lise 4,73 mm.

Vzorka	Kaliace čeľuste	Napätie [MPa]	Tvrdosť [HV]
Pilotný experiment	Monolitické	6,7	672,7 ± 33,5
S860/50		25,5	656,7 ± 8,7
L860/50-II	Dvojkomponentné	0,9	627,0 ± 16,2
L1*		7,7	626,5 ± 8,4

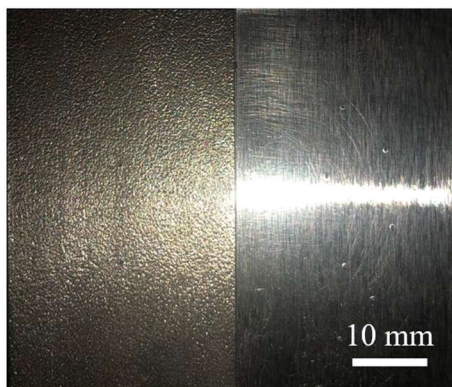
\*po nízkoteplotnom popustení

Tabuľka 19: Dosahované napätie v rozličných vzorkách počas kalenia kaliacimi čeľustami

Vyššie napätie na povrchu vzorky pri kalení lisom vytvára lepší tepelný kontakt a intenzívnejšie kaliace médium. Toto sa dá pozorovať na vzorkách S860/50 a L860/50-II: napätie v menšej vzorke (S860/50) dosahovalo 25,5 MPa a viedlo k zakaleniu na tvrdosť 656,7 HV, kým napätie v dlhšej vzorke (L860/50-II) bolo iba 0,9 MPa a výsledná tvrdosť postačujúcich 627,0 HV. Napätie na povrchu vzorky približne 1 MPa je preto dostačujúce pre jej zakalenie. Pre zakalenie čepele bežného dlhého meča (prierez čepele bez trňu 256 cm<sup>2</sup>, napätie 1 MPa) tým pádom treba vynaložiť prítláčnú silu približne 25,6 kN.

Ďalší aspekt s výrazným vplyvom na tvorbu tepelného kontaktu v kaliacom lise je úprava povrchu kalenej súčasti. Tento aspekt však nebol skúmaný z dôvodu, že k postačujúcemu zakaleniu došlo i pri kalení vzorky s neupraveným povrchom. Tým vzniká predpoklad, že i čepele mečov vo svojej plnej dĺžke bude možné kalit' kaliacim lisom bez úpravy povrchu za predpokladu, že nebudú vykazovať výraznú vlnitosť povrchu (definovanou napr. výškou profilu Wt podľa ISO 21920 [55]).

Zokujenie povrchu počas austenitizácie taktiež neznížilo odvod tepla pod kritickú hodnotu.



Obrázok 45: Neupravený povrch (vľavo) a brúsený povrch (vpravo)

Austenitizáciou vzorky zo série L na teplote 860 °C po dobu 15 min, zakalením do dvojkomponentných kaliacich čeľustí a popustením na teplote 200 °C po dobu 2 hod bola dosiahnutá tvrdosť priemerne 52,9 HRC, čo je vzhľadom na požiadavku 52 HRC akceptovateľný výsledok. V tabuľke 18 (Mikrotvrdosť vzoriek L1 a O1) je však vidieť výrazný rozdiel v tvrdosti podľa Vickersa v priereze vzorky kalenej do kaliaceho lisu pri použití horeuvedených parametrov a vzorky kalenej do oleja a z tabuľky 19 je zrejmé, že rozdiel nebol spôsobený vyšším napätím na rozhraní vzorka-kaliace čeľuste. Rozdiel je teda pravdepodobne zapríčinený odlišnou hodnotou povrchovej a prierezovej tvrdosti u vzoriek kalených kaliacim

lisom, zvýšenou o odchýlku merania spôsobenú pružením vzorky a nedostatočnou kalibráciou použitého tvrdomeru.

Tvrdosť podľa Vickersa pri správnej príprave povrchu vzorky vykazuje menšie odchýlky ako tvrdosť podľa Rockwella. Preto sú dosahované hodnoty tvrdosti v priereze podľa Vickersa porovnané v tabuľke 20. Vzorku O1 na skúšku 3-bodovým ohybom sa podarilo tepelne spracovať na tvrdosť porovnateľnú s čepelou odobranou z výroby, vzorky kalené kaliacim lisom však vykazujú tvrdosť vyššiu rádovo o desiatky HV.

	Čepeľ odobraná z výroby	Vzorka O1	Vzorka L1	Vzorka L860/50-II
Tvrdosť [HV]	576,6	587,6	626,5	611,8

Tabuľka 20: Tvrdoti v priereze podľa Vickersa čepele odobranej z produkcie a vybraných vzoriek

Tento rozdiel v tvrdosti sa čiastočne odzrkadlil v skúške 3-bodovým ohybom, kde vzorky kalené kaliacim lisom vykazovali vyššiu medzu klzu ako vzorky kalené do oleja. Klasicky je u vzoriek kalených a popustených na nižšiu tvrdosť možné sledovať zvýšenú plasticitu, čo však v tomto prípade neplatí – zo záznamov skúšky je zrejmé, že vzorky kalené kaliacim lisom vykazujú vyššiu plasticitu ako vzorky kalené do oleja.

Fraktografická analýza neodhalila známky odlišného mechanizmu lomu u vzorky kalenej kaliacim lisom a vzorky kalenej do oleja. V oboch prípadoch sa jedná o tvárny lom iniciovaný na povrchovom vrube. Oceľ AISI 4140 (ekvivalent EN 42CrMo4) vykazuje po popúšťaní na teplotách 200-400 °C nízkotepelnú popúšťaciu krehkosť [56]. Podobne oceľ AISI 4130 (ekvivalent EN 25CrMo4) pri nízkom obsahu fosforu a popúšťaní na teplote 300 °C vykazuje nízkotepelnú popúšťaciu krehkosť prejavujúcu sa tvárnym lomom [57], jamky na lomovej ploche vtedy majú priemer približne 5-10 µm. Tieto jamky sú väčšie ako jamky vznikajúce po popúšťaní na teplote 200 °C, kedy táto oceľ vykazuje nízkotepelné maximum (vzhľadom na popúšťaciu teplotu) nárazovej energie [18]. U vzorky L1 majú jamky priemer približne  $1,3 \pm 0,2$  µm a u vzorky O4 približne  $1,1 \pm 0,2$  µm, v oboch prípadoch menší ako jamky, ktoré by mali vzniknúť pri nízkotepelnej popúšťacej krehkosti. Na základe SEM analýzy sa preto dá prehlásiť, že v prípade vzoriek O1-O4 a L2 sa pravdepodobne nejedná o lom spôsobený nízkotepelnou popúšťacou krehkosťou. Pre potvrdenie tohto verdiktu by musela byť na lomovej ploche aplikovaná jedna z metód fázovej analýzy pre odhalenie prítomnosti cementitu zodpovedného za nízkotepelnú popúšťaciu krehkosť.

Lom bol pravdepodobne zapríčinený nedostatočnou úpravou povrchu skúšaných telies, skúška 3-bodovým ohybom je ale napriek tomu dôkazom, že pri kalení kaliacim lisom je dosahovaná vyššia medza klzu ako pri štandardnom kalení do oleja a súčasne dobrá ťažnosť. Vyššia medza klzu je pri tom ľahko vysvetliteľná zakalením na vyššiu tvrdosť a prípadným prebytočným tlakovým napätím pozostalým po kalení v kaliacom lise.

Vzhľadom na fakt, že použitá oceľ má po kalení do oleja a popúšťaní na teplote 200 °C vykazovať ťažnosť 9,5 % je pravdepodobné, že vzorky O1-O4 na skúšku 3-bodovým ohybom boli zakalené nesprávne. Pokles ťažnosti rovnakého materiálu v kalenom a nízkotepelne popustenom stave síce sledoval vo svojej diplomovej práci i Bednárík [58], jednalo sa však o vzorky z odliatku, ktoré sú tým pádom nevhodné pre porovnanie so vzorkami O1-O4.

Použitie znečisteného oleja môže viesť k nehomogénemu odvodu tepla z kalenej súčasti a tvorbe koncentrátorov napätia, ktoré vedú k predčasnému lomu, podobne ako u vzoriek O1-O4. V priemyselných aplikáciách sa z i tohto dôvodu kaliaci olej v pravidelných intervaloch mení. Výhodou využitia kaliaceho lisu je, že nevyžaduje obdobné pravidelné investície.

Ďalšou výhodou kalenia kaliacim lisom je pri tom minimalizácia kalením indukovaných deformácií, ktoré sú výrazne nižšie ako pri kalení do oleja z nízkej austenitizačnej teploty. Kalenie kaliacim lisom bráni vzniku plastických deformácií pri kalení, nedokáže však zabrániť elastickej deformácii, ktorá sa prejaví po odťažení a okamžitom odpružení kalenej súčasti. Miera tejto latentnej deformácie je v porovnaní s bežnými kalením indukovanými deformáciami veľmi malá. Je možné, že pri kalení dlhých (cca 135 cm) čepelí by prehnutie čepele dosiahlo veľkosť v rádoch vyšších jednotiek mm, čo by však vzhľadom na dĺžku čepele nemuselo byť zrakovou kontrolou povšimnuteľné.

Kalenie kaliacim lisom taktiež nebráni plastickým deformáciám v rovine plochy čepele. Kalená súčasť však pre prejav kalením indukovanej deformácie musí najprv prekonať vysoký statický trecí odpor medzi súčasťou a čeľusťami.

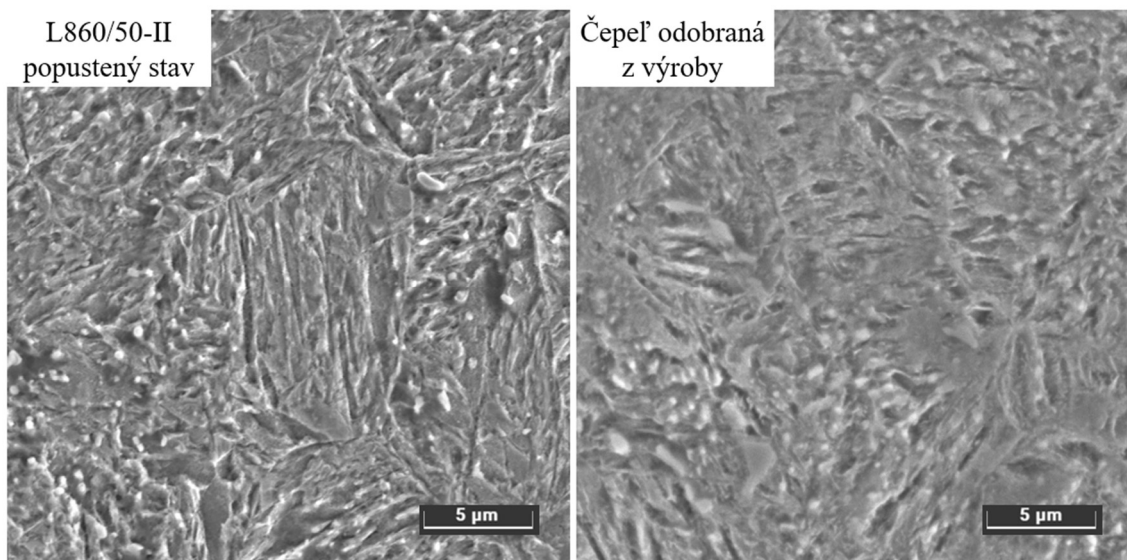
Celková dĺžka kaliaceho lisu, ktorý by bol schopný poňať čepeľ najdlhšieho meča vyrábaného firmou SIGI Forge s.r.o. musí byť minimálne 115 cm – najdlhšia čepeľ je dlhá 156 cm, trň čepele však kalený nie je a ako je vidieť v grafe 9 (Priebeh tvrdosti vzoriek L860/50-I, L860/50-II a L900/50), pokles tvrdosti pri vytrčaní kalenej súčasti z lisu nastáva až na ploche mimo lisu. Dĺžka kaliaceho lisu je teda rovná dĺžke čepele mínus dĺžka trňa čepele.

Konštrukcia kaliaceho lisu typu „obal a jadro“ je potenciálnym spôsobom ako navrhnuť kaliaci lis pre plnú dĺžku čepelí, vysoká požiadavka na toleranciu vlnitosti povrchu však komplikuje konštrukciu kaliacich čeľustí z dvoch dlhých blokov. Výhodná by preto mohla byť konštrukcia poskladaná z viacerých sériovo spojených blokov, pre takéto menšie bloky by navyše mohlo byť výhodné zvoliť chladenie vyvrtanými chladiacimi kanálkami. Je však otázne, či by na prepojení takýchto blokov kaliacich čeľustí nedochádzalo k markantnému poklesu mechanických vlastností spôsobených lokálnym znížením odvodu tepla.



Obrázok 46: Oceľ 42CrMo4, zušľachtený stav, vysokoteplotne popustený martenzit

Materiál súčasne používaný firmou SIGI Forge s.r.o. na výrobu čepelí mečov, t.j. oceľ 1.7225 (EN 42CrMo4) nie je primárne určená kalenie a nízkoteplotné popúšťanie, ale na zušľachtovanie, výsledkom čoho má materiál vysokú lomovú húževnatosť vhodnú pre vysoko namáhané strojné súčasti, nevhodnú však pre aplikácie vyžadujúce vysokú medzu klzu ako u čepelí mečov. Iní výrobcovia mečov [59, 60] používajú na výrobu čepelí pružinové oceli ako 51CrV4, AISI 5160 a AISI 9260 (EN 61SiCr7), podobné materiály sa používajú i na výrobu nožov. Tieto oceli dosahujú po kalení a popustení vyššie hodnoty medze klzu ako oceľ 42CrMo4. Taktiež však majú nižšie hodnoty nárazovej energie, čo sa dá spojiť s faktom, že meče od firmy SIGI Forge s.r.o. majú reputáciu vzácneho lámania sa v porovnaní s mečmi od iných výrobcov.



Obrázok 47: SEM snímky mikroštruktúry vzorky L860/50-II (kalenej kaliacim lisom a nízkoteplotne popustenej) a čepele odobranej z výroby (kalenej do oleja a nízkoteplotne popustenej). Obe štruktúry obsahujú látkový martenzit a karbidické častice.

Súčasný materiál taktiež vykazuje výraznú anizotropiu (vid. obrázok 28), ktorá sa pravdepodobne odzrkadľuje i na zakalenej štruktúre vo forme nerovnomerne dispergovaných cementitických častíc, čo môže mať negatívny vplyv na výsledné mechanické vlastnosti. Firme SIGI Forge s.r.o. sa preto odporúča používať polotovary dodávané v normalizačne žíhanom stave alebo zvýšiť dĺžku austenitizácie pre homogenizáciu austenitu a výslednej martenzitickej štruktúry. Zároveň sa odporúča medzi laserovým vypaľovaním a kalením čepelí zaviesť žíhanie na zníženie vnútorných pnutí, ktoré dodatočne zníži rozsah kalením indukovaných deformácií a potenciálne zníži chybovosť čepelí spojenú s pretrvávajúcou plastickou deformáciou vybrúsenej čepele vďaka minimalizácii vnútorných napätí v čepeli.

## 6 Záver

Teoretická časť tejto diplomovej práce sa zaoberala praktickými aspektami výroby mečov a vysvetlila pojmy súvisiace s ich tepelným spracovaním. Boli popísané rozličné technológie využívajúce kaliaci lis a termomechanické veličiny a javy, ktoré majú vplyv na použitie suchého kaliaceho lisu. Na tieto poznatky nadväzuje návrh nového tepelného spracovania čepelí mečov využívajúceho suchý kaliaci lis.

V experimentálnej časti boli vzorky z materiálu používaného na výrobu čepelí mečov, t.j. oceli 42CrMo4, kalené využitím kaliaceho lisu s monolitickými čeľusťami a dvojkomponentnými vodou chladenými čeľusťami. Na vzorkách bola analyzovaná mikroštruktúra, tvrdosť, bola vykonaná skúška 3-bodovým ohybom pre zistenie ohybovej medze klzu a fraktografická analýza vybraných vzoriek. Získané charakteristiky boli porovnané so vzorkami tepelne spracovanými podobne ako súčasné čepele mečov.

Experiment preukázal, že po austenitizácii na teplote 860 °C po dobu 15 minút, kalení kaliacim lisom s dvojkomponentnými vodou chladenými čeľusťami a popustení na teplote 200 °C po dobu 2 hodín je u materiálu 42CrMo4 dosahovaná vyššia tvrdosť a medza klzu v ohybe ako u vzoriek kalených do oleja a popustených rovnakým spôsobom. Vzorky kalené kaliacim lisom vykazovali dobrú ťažnosť a boli menej náchylné na lom súvisiaci s vrubovými účinkami ako vzorky kalené do oleja.

Použitie nižšej austenitizačnej teploty a vyvinutie nižšieho napätia na povrchu súčasti počas kalenia kaliacim lisom vedie k nižším dosahovaným hodnotám tvrdosti, naopak vyššie teploty austenitizácie a vyššie napätie vedie k zakaleniu na vyššiu tvrdosť, čo vytvára možnosť do istej miery ovládať intenzitu kalenia kaliacim lisom. Príliš vysoké napätie v kalených súčastiach (približne nad 25,5 MPa) však vedie k zníženiu hrúbky súčasti počas kalenia. Kalenie kaliacim lisom z teploty nad  $A_{C3}$  pri vyvinutí tlaku iba 0,9 MPa s vysokou spoľahlivosťou vedie k vzniku martenzitickej štruktúry.

Kalenie kaliacim lisom skoro úplne zamedzuje vzniku kalením indukovaných deformácií v ose zaťažovania kalenej súčasti, vďaka čomu by aplikáciou tejto technológie boli výrazne znížené náklady spojené s rovnaním čepelí mečov.

## 7 Zoznam použitej literatúry

- [1] TYLECOTE, Ronald. *A History of Metallurgy*. Online. British corrosion journal. 1977. ISSN 0007-0599. Dostupné z: <https://doi.org/10.1179/000705977798319233>. [cit. 2024-05-23]
- [2] CHILDE, Vere Gordon. *Notes on the Prehistoric Metallurgy of Copper and Bronze in the Old World*. H. H. Coghlan, Pitt-Rivers Museum, Oxford, Occasional Papers on Technology, No. 4. 1951. *Antiquity* 26, no. 103. Online. 1952. Dostupné z: <https://doi.org/10.1017/S0003598X00023942>. [cit. 2024-05-23]
- [3] BRITANNICA, T. Editors of Encyclopaedia. *Widmanstätten pattern*. *Encyclopedia Britannica*. 9. 4. 2012. Dostupné z: <https://www.britannica.com/science/Widmanstatten-pattern>. [cit. 2024-05-23]
- [4] PTÁČEK, Luděk; CIHLÁŘ, Jaroslav; DORAZIL, Eduard; FORET, Rudolf; PACAL, Bohumil et al. *Nauka o materiálu II*. Brno: CERM, 1999. ISBN 80-7204-130-4.
- [5] ŽÁKOVSKÝ, Petr; BÁRTA Patrick; HOŠEK Jiří. *Středověké meče v českých zemích*. Prvé vydanie. Brno: Archeologický ústav AV ČR, Brno, v. v. i., 2023.
- [6] WADSWORTH, Jeffrey. *Archaeometallurgy Related to Swords*. *Materials Characterization*. Online. 2015. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.10.019>. [cit. 2024-05-23]
- [7] DE SAHAGÚN, Bernardino. *General History of the Things of New Spain by Fray Bernardino de Sahagún: The Florentine Codex. Book IX: The Merchants*. 1577.
- [8] GUY, Jack; SCHMIDT, Nadine. *Archaeologists find a 3,000-year-old sword so well preserved it's still gleaming*. CNN. 2023. Dostupné z: <https://edition.cnn.com/style/article/bronze-age-sword-germany-scli-intl-scn/index.html>. [cit. 2024-05-23]
- [9] WADSWORTH, Jeffrey. *Ancient and Modern Steels and Laminated Composites Containing Steels*. MRS Bulletin. Online. 2002. Dostupné z: <https://doi.org/10.1557/mrs2002.305>. [cit. 2024-05-23]
- [10] VERHOEVEN, John; PENDRAY, Al; DAUKSCH William; WAGSTAFF Samuel. *Damascus Steel Revisited*. *JOM* [online]. 2018. Dostupné z: [doi:10.1007/s11837-018-2915-z](https://doi.org/10.1007/s11837-018-2915-z)
- [11] HAWTHORNE, John.; SMITH, Cyril. *On Divers Arts: The Treatise of Theophilus*. Online. ISBN 0-486-23784-2. Midway reprints. University of Chicago Press. 1963. Dostupné z: <https://books.google.cz/books?id=G-5PpwaACAAJ>. [cit. 2024-05-23]
- [12] MAIR PAULUS HECTOR. *Opus Amplissimum de Arte Athletica*. Online. 1542. Dostupné z: [https://wiktenauer.com/wiki/Opus\\_Amplissimum\\_de\\_Arte\\_Athletica\\_\(MSS\\_Dresd.C.93/C.94\)](https://wiktenauer.com/wiki/Opus_Amplissimum_de_Arte_Athletica_(MSS_Dresd.C.93/C.94)). [cit. 2024-05-20]
- [13] FABIAN, Martin; VODIČKA, Ondřej. *Šerm majstra Lichtenauera*. Prvé vydanie. 2018. ISBN 978-80-972976-0-2.
- [14] FABIAN, Martin. *Šermiarska kniha*. Prvé vydanie. 2021. ISBN 978-80-570-2837-6

- [15] BURTON, Richard Francis. *The Book of the Sword, by Richard F. Burton*. California: Chatto and Windus, 1884, 1985.
- [16] MACKENZIE, D. S. *The History of Quenching*. ASM International. 2006. ISSN 0882-7958
- [17] BHADESHIA, Harry; HONEYCOMBE, Robert. *Steels - Microstructure and Properties (3rd Edition)*. Tretia edícia. Elsevier, 2006. ISBN 9780750680844.
- [18] KRAUSS, George. *Steels : Processing, Structure, and Performance*. Druhá edícia. Materials Park: ASM International, 2016. ISBN 978-1-62708-083-5.
- [19] OHRING, Milton. *9 – How Engineering Materials Are Strengthened and Toughened*. Engineering Materials Science. Online. San Diego: Academic Press. 1995. ISBN 978-0-12-524995-9. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/B978-012524995-9/50033-7>. [cit. 2024-05-23]
- [20] FISHER, J. C.; TURNBULL, D. Influence of stress on martensite nucleation. *Acta Metallurgica*. Online. 1953. ISSN 0001-6160. Dostupné z: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(53\)90105-9](https://doi.org/10.1016/0001-6160(53)90105-9). [cit. 2024-05-23]
- [21] OLSON, G.; SHANMUGASUNDARAM S. Effects of Stress and Deformation on Martensite Formation. *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*. Online. 2017. ISBN 9780128035818. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.03146-5>. [cit. 2024-05-23]
- [22] KUBLER, Regis; BERVEILLER Marcel; BUSSLER Pascal. Semi phenomenological modelling of the behavior of TRIP steels. *International Journal of Plasticity*. Online. 2011. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2010.05.002>. [cit. 2024-05-23]
- [23] BILLUR, Eren. *Hot Stamping of Ultra High-Strength Steels: From a Technological and Business Perspective*. Prvá edícia. Cham: Springer International Publishing AG. 2019. ISBN 9783319988689.
- [24] ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE. *Heat Treating*. Desiata edícia. ASM International. 1991. ISBN 9780871703798.
- [25] SAMUEL, Augustine; PRABHU, K. Narayan. Residual Stress and Distortion during Quench Hardening of Steels: A Review. *Journal of Materials Engineering and Performance*. Online. 2022. ISSN 1544-1024. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s11665-022-06667-x>. [cit. 2024-05-23]
- [26] ISMARTAYA, Kristian; PURNOMO, Roberts; BAWONO, Baju; ANGGORO, Paulus. Experimental investigation of SC108 clamping components hardening parameter based on AISI 4140 steel to distortion minimization. *Cogent Engineering*. Online. 2023. Dostupné z: <https://doi.org/10.1080/23311916.2023.2234716>. [cit. 2024-05-23]
- [27] LOPEZ-GARCIA, R. D.; GARCIA-PASTOR, F. A.; CASTRO-ROMAN, M. J.; ALFARO-LOPEZ, E. a ACOSTA-GONZALEZ, F. A. Effect of Immersion Routes on the Quenching Distortion of a Long Steel Component Using a Finite Element Model. Online. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2016. ISSN 0972-2815. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s12666-015-0738-y>. [cit. 2024-05-23]

- [28] FARIVAR, H.; PRAHL, U.; HANS, M. a BLECK, W. Microstructural adjustment of carburized steel components towards reducing the quenching-induced distortion. Online. *Journal of materials processing technology*. 2019. ISSN 0924-0136. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.08.040>. [cit. 2024-05-23]
- [29] HARDIN, R. A.; BECKERMANN, C. Simulation of Heat Treatment Distortion. *Proceedings of the 59th SFSA Technical and Operating Conference*. Chicago: Steel Founders' Society of America, 2005.
- [30] HIROTSU, Y; NAGAKURA S. Crystal structure and morphology of the carbide precipitated from martensitic high carbon steel during the first stage of tempering. *Acta Metallurgica*. Online. 1972. ISSN 0001-6160.
- [31] OMER, Kaab; BUTCHER, Clifford; WORSWICK, Michael. Characterization of heat transfer coefficient for non-isothermal elevated temperature forming of metal alloys. *International Journal of Material Forming*. Online. 2020. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s12289-019-01478-3>. [cit. 2024-05-23]
- [32] MORI, K; BARIANI P. F.; BEHRENS B. A.; BROSIUS A.; BRUSCHI, S.; MAENO, T; MERKLEIN, M; YANAGIMOTO, J. Hot stamping of ultra-high strength steel parts. *CIRP Annals*. Online. 2017. ISSN 0007-8506. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2017.05.007>. [cit. 2024-05-23]
- [33] NADERI, Malek. *Hot Stamping of Ultra High Strength Steels*. Dizertačná práca. 2007.
- [34] JONES, L E. The Fundamentals of Gear Press Quenching. *Gear technology*. 1994. ISSN 0743-6858.
- [35] MADHUSUDANA, C. V. *Thermal contact conductance*. New York: Springer, 1996. ISBN 0-387-94534-2.
- [36] BOSETTI, P.; BRUSCHI, S.; STOEHR, T.; LECHLER, J.; MERKLEIN, M. Interlaboratory comparison for heat transfer coefficient identification in hot stamping of high strength steels. Online. *International journal of material forming*. 2010. ISSN 1960-6206. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s12289-010-0895-9>. [cit. 2024-05-23]
- [37] CAI, J; LIN, J; WILSIUS, J. Modelling phase transformations in hot stamping and cold die quenching of steels. *Microstructure Evolution in Metal Forming Processes*. Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering. 2012.
- [38] BAGHBANI BARENJI, A.; EIVANI, A. R.; VAFAEENEZHAD, H.; PARK, N.; JAFARIAN, H. R. Finite Element Simulation and Experimental Investigation of Hot Forming Cold Die Quenching and Equal Channel Angular Pressing of AA2024 Aluminum Alloy. Online. *Journal of materials engineering and performance*. 2022. ISSN 1059-9495. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s11665-022-07584-9>. [cit. 2024-05-23]
- [39] LIN, Jian Guo; WANG, Ai Ling; EL FAKIR, Omer; LUAN, Xi; LIU, Jun et al. Studies on the Hot Forming and Cold-Die Quenching of AA6082 Tailor Welded Blanks. Online. *Key Engineering Materials*. 2016. ISBN 9783038357049. ISSN 1013-9826. Dostupné z: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.716.941>. [cit. 2024-05-23].
- [40] SZEGDA, D; MOHAMED, M; ZIANE, M. On thermal compensation of Hot-Form-Quench stamping die. Online. *IOP conference series. Materials Science and*

- Engineering*. 2021. ISSN 1757-8981. Dostupné z: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/1157/1/012087>. [cit. 2024-05-23]
- [41] NADERI, Malek; UTHAISANGSUK, Vitoon; PRAHL, Ulrich; BLECK, Wolfgang. A Numerical and Experimental Investigation into Hot Stamping of Boron Alloyed Heat Treated Steels. Online. *Steel research international*. 2008. ISSN 1611-3683.
- [42] KVAPIL, Jiří. *Teplný odpor v kontaktu těles za vysokých teplot*. Dizertačná práca. Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství. 2016
- [43] HU, Shi-cheng; MA, Wei-ce; DU, Lei; LI, Xiao-qian; ZHONG, Jue. Thermal contact conductance at continuous roll-casting interface. *Journal of Central South University of Technology*. Online. 2007. ISSN 1993-0666. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s11771-007-0074-4>. [cit. 2024-05-23]
- [44] MERKLEIN, M.; LECHLER, J.; STOEHR, T. Investigations on the thermal behavior of ultra high strength boron manganese steels within hot stamping. Online. *International journal of material forming*. 2009. ISSN 1960-6206. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s12289-009-0505-x>. [cit. 2024-05-23]
- [45] HUNG, Tzu-hao; TSAI, Pei-wu; CHEN, Fuh-kuo; HUANG, Tyng-bin a LIU, Wei-liang. Measurement of Heat Transfer Coefficient of Boron Steel in Hot Stamping. Online. *Procedia engineering*. Elsevier, 2014, s. 1750-1755. ISSN 1877-7058. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2014.10.226>. [cit. 2024-05-23]
- [46] ZHANG, Zhiqiang; GAO, Peng; LIU, Chaoyang a LI, Xiangji. Experimental and Simulation Study for Heat Transfer Coefficient in Hot Stamping of High-Strength Boron Steel. Online. *Metallurgical and materials transactions. B, Process metallurgy and materials processing science*. 2015. ISSN 1073-5615. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s11663-015-0452-5>. [cit. 2024-05-23]
- [47] BELGHARZA, M; ELHABIB E; HASSANAIN, I; ROCHDI, R; EL HAMIDI, A.; I ELLOUZI, I; MAKHOUKHI, Fadoua; BELGHITI, M. A. et al. *Viscosity of rapeseed and argan vegetable oils, and their comparison with the mineral oil*. 2014.
- [48] THOMAS, R; GANESA-PILLAI, M; ASWATH, P. B; LAWRENCE, K. L.; HAJI-SHEIKH, A. Analytical/finite-element modeling and experimental verification of spray-cooling process in steel. Online. *Metallurgical and materials transactions. A, Physical metallurgy and materials science*. 1998. ISSN 1073-5623. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s11661-998-0364-y>. [cit. 2024-05-23]
- [49] NUNES, Marlon Muniz; SILVA, Eduardo Miguel da; RENZETTI, Reny Angela; BRITO, Tarcisio Gonçalves. Analysis of Quenching Parameters in AISI 4340 Steel by Using Design of Experiments. Online. *Materials research (São Carlos, São Paulo, Brazil)*. 2019. ISSN 1516-1439. Dostupné z: <https://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2018-0315>. [cit. 2024-05-23]
- [50] GALE, William; TOTEMEIER, Terry. *Smithells Metals Reference Book (8th Edition)*. Elsevier, 2003. ISBN 9780750675093.
- [51] ISO 6508. *Metallic materials — Rockwell hardness test*. International Organization for Standardization. 2023.

- [52] ISO 6507. *Metallic materials — Vickers hardness test*. International Organization for Standardization. 2023.
- [53] ISO 7438. *Metallic materials — Bend test*. International Organization for Standardization. 2020.
- [54] BECKER, W. T.; LAMPMAN, S. Fracture Appearance and Mechanisms of Deformation and Fracture. *Failure Analysis and Prevention*. ASM International. 2002. ISBN 978-1-62708-180-1.
- [55] ISO 21920. *Geometrical product specifications (GPS) — Surface texture: Profile*. International Organization for Standardization. 2021.
- [56] ZIA-EBRAHIMI, F.; KRAUSS, G. Mechanisms of tempered martensite embrittlement in medium-carbon steels. *Acta Metallurgica*. 1984. ISSN 0001-6160.
- [57] ZIA-EBRAHIMI, F.; KRAUSS, G. The Evaluation of Tempered Martensite Embrittlement in 4130 Steel by Instrumented Charpy V-Notch Testing. *Metallurgical Transactions A* [online]. 1983. ISSN 2379-0180. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/BF02659859>. [cit. 2024-05-23]
- [58] BEDNÁRIK, Marko. *Návrh změny výroby tvářené součásti na technologii lití do keramických skořepin*. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství, 2021. Dostupné z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/132254>. [cit. 2024-05-23]
- [59] REGENYEI ARMORY KFT. *Regenyei Armory, Standard Feder*. Online. Dostupné z: <https://regenyei.com/product/standard-feder/#blade>. [cit. 2024-05-23]
- [60] SWORD BUYERS GUIDE LIMITED. *SBG Sword Store*. Online. Dostupné z: <https://sbg-sword-store.sword-buyers-guide.com/kingston-steel-trainers.html>. [cit. 2024-05-23]