

Kalení laserem a vliv jeho parametrů na výsledné mechanické vlastnosti

Zbyněk Macháček

Bakalářská práce
2021



Univerzita Tomáše Bati ve Zlíně
Fakulta technologická

Univerzita Tomáše Bati ve Zlíně

Fakulta technologická

Ústav výrobního inženýrství

Akademický rok: 2020/2021

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

(projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení: **Zbyněk Macháček**
Osobní číslo: **T18203**
Studijní program: **B3909 Procesní inženýrství**
Studijní obor: **Technologická zařízení**
Forma studia: **Prezenční**
Téma práce: **Kalení laserem a vliv jeho parametrů na výsledné mechanické vlastnosti**

Zásady pro vypracování

1. Vypracování literární rešerše na dané téma se zaměřením na problematiku tepelného zpracování.
2. Příprava zkušebních těles kalením laserem při různých parametrech (šířka, rychlost a teplota paprsku).
3. Měření mechanických vlastností.
4. Zhodnocení naměřených výsledků.

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

Seznam doporučené literatury:

TOTTEN, George E., ed. *Steel heat treatment: metallurgy and technologies*. Second edition. Boca Raton: CRC, Taylor & Francis, Taylor & Francis Group, [2007], 833 s. ISBN 9780849384554.

PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu I*. Brno: CERM, c2001, 505 s. ISBN 8072041932.

Vedoucí bakalářské práce: **Ing. Martin Bednařík, Ph.D.**
Ústav výrobního inženýrství

Datum zadání bakalářské práce: **5. ledna 2021**
Termín odevzdání bakalářské práce: **21. května 2021**

prof. Ing. Roman Čermák, Ph.D. v.r.
děkan

L.S.

prof. Ing. Berenika Hausnerová, Ph.D. v.r.
ředitel ústavu

Ve Zlíně dne 1. dubna 2021

PROHLÁŠENÍ AUTORA BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

Beru na vědomí, že:

- bakalářská práce bude uložena v elektronické podobě v univerzitním informačním systému a dostupná k nahlédnutí;
- na moji bakalářskou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. o právu autorském, o právech souvisejících s právem autorským a o změně některých zákonů (autorský zákon) ve znění pozdějších právních předpisů, zejm. § 35 odst. 3;
- podle § 60 odst. 1 autorského zákona má Univerzita Tomáše Bati ve Zlíně právo na uzavření licenční smlouvy o užití školního díla v rozsahu § 12 odst. 4 autorského zákona;
- podle § 60 odst. 2 a 3 autorského zákona mohu užít své dílo – bakalářskou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití jen s předchozím písemným souhlasem Univerzity Tomáše Bati ve Zlíně, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly Univerzitou Tomáše Bati ve Zlíně na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- pokud bylo k vypracování bakalářské práce využito softwaru poskytnutého Univerzitou Tomáše Bati ve Zlíně nebo jinými subjekty pouze ke studijním a výzkumným účelům (tj. k nekomerčnímu využití), nelze výsledky bakalářské práce využít ke komerčním účelům;
- pokud je výstupem bakalářské práce jakýkoliv softwarový produkt, považují se za součást práce rovněž i zdrojové kódy, popř. soubory, ze kterých se projekt skládá. Neodevzdání této součásti může být důvodem k neobhájení práce.

Prohlašuji,

- že jsem na bakalářské práci pracoval samostatně a použitou literaturu jsem citoval. V případě publikace výsledků budu uveden jako spoluautor.
- že odevzdaná verze bakalářské práce a verze elektronická nahraná do IS/STAG jsou obsahově totožné.

Ve Zlíně, dne:

Jméno a příjmení studenta:

.....
podpis studenta

ABSTRAKT

Bakalářská práce se zabývá problematikou povrchového kalení za použití diodového laseru a vlivu jednotlivých parametrů nastavení procesu na výsledné mechanické vlastnosti povrchu oceli EN C45. V úvodu teoretické části je pojednáno o možnostech tepelného zpracování slitin železa a možných způsobů povrchového kalení. Dále jsou zmíněny typy laserů a hlavní výhody a nevýhody užití této technologie. V závěru teoretické části jsou popsány některé zkoušky tvrdosti ocelí. V praktické části je popsán použitý materiál, příprava zkušebních vzorků a vyhodnocení tvrdosti a mikrotvrdosti zakalených vzorků vůči původnímu materiálu a výchozímu nastavení kalicího procesu.

Klíčová slova: mikrotvrdost, tvrdost, mechanické vlastnosti, kalení laserem, povrchové kalení, tepelné zpracování ocelí

ABSTRACT

The bachelor's thesis deals with the issue of surface hardening using a diode laser and the influence of individual parameters of process settings on the resulting mechanical properties of the steel surface EN C45. In introduction, the theoretical part deals with the possibilities of heat treatment of iron alloys and possible methods of surface hardening. The types of lasers and the main advantages and disadvantages of using this technology are also mentioned. At the end of the theoretical part are some hardness tests of steels described. The experimental part describes the used material, the preparation of test samples and the evaluation of the hardness and microhardness of the hardened samples relative to the original material and the initial settings of the hardening process.

Keywords: microhardness, hardness, mechanical properties, laser hardening, surface hardening, steel heat treatment

Rád bych zde poděkoval vedoucímu této práce Ing. Martinovi Bednaříkovi, Ph.D., za vedení, cenné rady, připomínky a ochotu při řešení bakalářské práce. Dále bych chtěl poděkovat Ing. Martinovi Ovsíkovi, Ph.D., za pomoc s měřením vzorků v laboratoři.

V neposlední řadě poděkování patří mé rodině za jejich podporu mého studia a také mým kamarádům/spolužákům kteří mi byli oporou při studiu. Tímto bych rád ještě poděkoval firmě KOVOMONT – Přerov za přípravu zkušebních vzorků.

Prohlašuji, že odevzdaná verze bakalářské/diplomové práce a verze elektronická nahraná do IS/STAG jsou totožné.

OBSAH

ÚVOD.....	10
I TEORETICKÁ ČÁST.....	11
1 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ SLITIN ŽELEZA	12
1.1 AUSTENITIZACE	12
1.2 ŽÍHÁNÍ	13
1.3 POPOUŠTĚNÍ	16
1.4 KALENÍ	17
2 POVRCHOVÉ KALENÍ.....	23
2.1 TYPY POVRCHOVÉHO KALENÍ PODLE ZPŮSOBU OHŘEVU.....	24
3 POVRCHOVÉ KALENÍ LASEREM	26
3.1 PRINCIP LASERU	27
3.2 LASERY VYUŽÍVANÉ V PRŮMYSLU	29
3.3 VÝHODY A NEVÝHODY POUŽITÍ LASERU V PRŮMYSLU	32
4 ZKOUŠKY TVRDOSTI OCELÍ.....	33
4.1 VNIKACÍ ZKOUŠKY TVRDOSTI.....	33
II PRAKTICKÁ ČÁST.....	36
5 CÍL PRÁCE	37
6 TESTOVANÝ MATERIÁL A PŘÍPRAVA ZKUŠEBNÍCH TĚLES.....	38
6.3 PÁSOVÁ PILA	39
6.4 FRÉZKA	40
6.5 BRUSKA	41
6.6 DIODOVÝ LASER.....	42
6.7 PRŮMYSLOVÝ ROBOT	43
6.8 KALÍČÍ HLAVICE.....	44
7 NAMĚŘENÉ VÝSLEDKY A JEJICH DISKUZE	45
7.1 TVRDOST HRC.....	47
7.2 MIKROTVRDOST	48
7.3 POROVNÁNÍ JEDNOTLIVÝCH NASTAVENÍ KALÍČÍHO PROCESU	53
ZÁVĚR	55
SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY.....	57
SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK.....	60
SEZNAM OBRÁZKŮ	62

SEZNAM TABULEK.....	64
----------------------------	-----------

ÚVOD

S tepelným zpracováním ocelí se lidstvo setkává již dlouho, kdy starověcí kováři při výrobě a zdokonalování zbraní objevili mnohonásobný nárůst tvrdosti oceli po jejím prudkém ochlazení z kalící teploty. V té době neměli patřičné znalosti o strukturách vznikajících uvnitř materiálu, tudíž nevěděli, proč k tomuto nárůstu tvrdosti dochází.

V dnešní době známe způsob vzniku těchto tvrdých struktur. Díky tomu jsme schopni u materiálů dosáhnout požadovaných vlastností pomocí správné volby kalícího procesu. V současné době jde vývoj kalení dopředu zejména změnou zdroje tepelné energie potřebné k ohřevu materiálu. Jednou z nejprogresivnějších technologií je laserový paprsek, který byl objeven v sedmdesátých letech dvacátého století. Díky své schopnosti být fokusován do velmi malého bodu dokáže materiál velmi rychle ohřát bez zasažení okolí.

Mezi nejzákladnější mechanické vlastnosti materiálů patří tvrdost. Základy zkoušek tvrdosti se objevili v 19. století pro porovnání tvrdosti jednotlivých minerálů, kdy nejnižší tvrdosti (1) dosahoval mastek a naopak nejvyšší (10) diamant. Další vývoj zkoušek tvrdosti měl za následek vznik nových metod měření, jako například podle Brinella, Rockwella nebo Vickerse. Tyto zkoušky ale nejsou vhodné pro měření velmi tenkých vrstev vlivem proražení této vrstvy zkušebním tělesem. Tyto důvody dali vzniknout metodám měření mikro a nanotvrdosti.

Předložená práce se zabývá metodikou povrchového kalení materiálu. Cílem práce je posoudit vliv jednotlivých parametrů kalícího procesu na výsledné mechanické vlastnosti.

I. TEORETICKÁ ČÁST

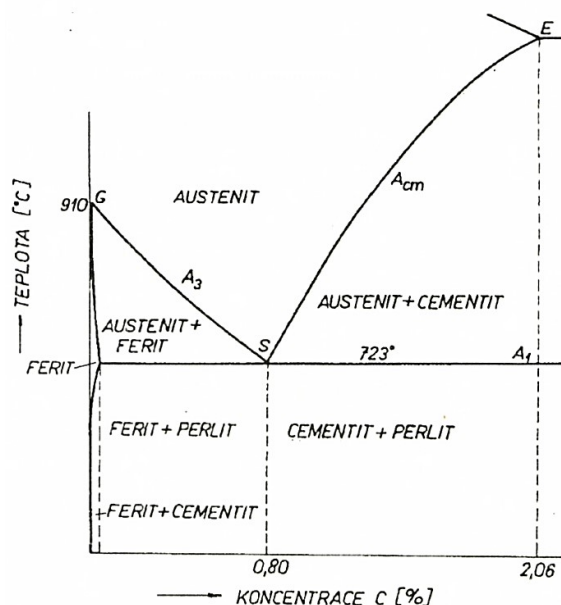
1 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ SLITIN ŽELEZA

Tepelné zpracování se využívá za účelem získání požadovaných technologických, mechanických, či jiných vlastností materiálu. K těmto změnám vlastností dochází řízením fázových a strukturních přeměn v tuhém stavu. Průběh těchto přeměn závisí na chemickém složení materiálu (popř. povrchové vrstvy), rychlosti ohřevu na požadovanou teplotu, setrvání na této teplotě a rychlosti ochlazení.

Oproti ostatním strojařským technologiím se tvar výrobku nemění. Tepelným zpracováním lze docílit trvanlivější a výkonnější strojní součástky, ale za cenu zvýšení výrobních nákladů zejména spojených se spotřebou energie [1-3].

1.1 Austenitizace

Pro každé tepelné zpracování založené na principu překrystalizace je podstatný proces austenitizace. K tomuto procesu dochází, za rovnovážných podmínek, přeměnou sekundární ferito-cementitické struktury na austenit. Jak lze vidět na části rovnovážného diagramu Fe-Fe₃C (Obr. 1), u pondeutektoidní oceli k tomuto procesu dochází v rozmezí teplot A_{c1} až A_{c3} a u nadeutektoidní oceli v rozmezí teplot A_{c1} až A_{cm} [1,2,4].



Obrázek 1. Část diagramu Fe-Fe₃C [2].

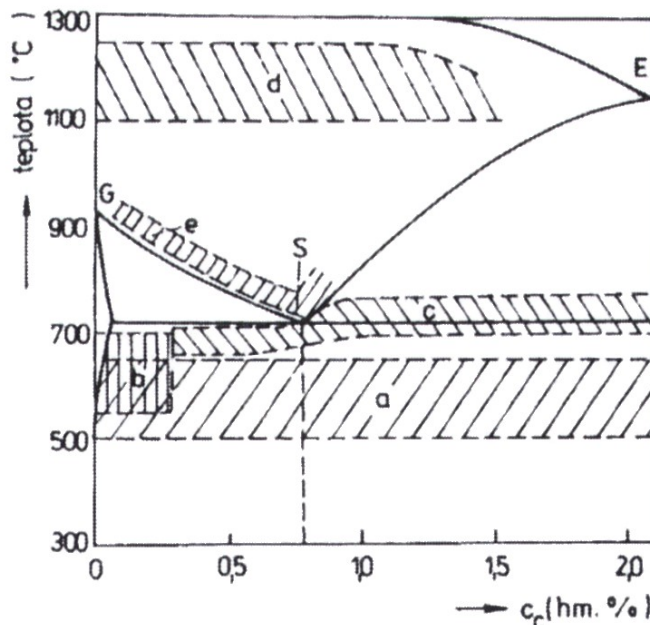
Během ohřevu všech ocelí začíná austenitizace přeměnou perlitu na austenit a je doprovázena postupným rozpouštěním feritu/cementitu (podeutektoidní/nadeutektoidní oceli) v austenitu při teplotách vyšších než A_{c1} . K těmto změnám dochází pomocí difúzní

přeměny, při které dochází k tvorbě zárodků a jejich růstu. Zárodky vznikají díky heterogenní nukleaci feritu na rozhraní ferit-cementitické struktury nebo na strukturálních poruchách v perlitickém feritu. V takto vzniklém austenitu stále zůstávají zbytky karbidů, které se dalším ohřevem postupně rozpouštějí. Z tohoto důvodu je rychlost austenitizace závislá nejen na podmínkách ohřevu, ale i na výchozí struktuře a složení oceli. U uhlíkových ocelí je rychlost homogenizace austenitu vyšší než v případě legovaných ocelí, a to z důvodu nerovnoměrného rozložení přísad výchozí struktury [1,2,4].

1.2 Žihání

Žihání se využívá s cílem dosáhnout rovnovážného stavu struktury. Tento typ tepelného zpracování se sestává z ohřevu, setrvání na teplotě a pro žihání charakteristického pomalého ochlazování. Využívá se zejména pro tyto účely: odstranění nerovnoměrnosti struktury a její zjemnění, vyrovnání rozdílů v chemickém složení, snížení tvrdosti, zlepšení obrobitelnosti a snížení velikosti vnitřního pnutí. Žihání může být použito jako mezioperace za účelem připravit strukturu materiálu pro další výrobu, nebo jako konečná operace tepelného zpracování, kdy určuje vlastnosti konečného výrobku/polotovaru. Podle použité teploty a probíhajících přeměn se dělí na tyto dvě skupiny:

- žihání bez překrystalizace,
- žihání s překrystalizací [1-6].



Obrázek 2. Oblast žihacích teplot v Fe-Fe₃C (a – ke snížení vnitřního pnutí, b – rekrytalizační, c – na měkko, d – homogenizační, e – normalizační) [1].

1.2.1 Žihání bez překrytalizace

Žihání pod teplotou A_{c1} , kdy se v ocelích mění rozpustnost uhlíku a dusíku, dochází k rozpadu nerovnoměrných fází. Fázové přeměny jsou při tomto způsobu ohřevu bezvýznamné [4,5].

Žihání na snížení vnitřního pnutí

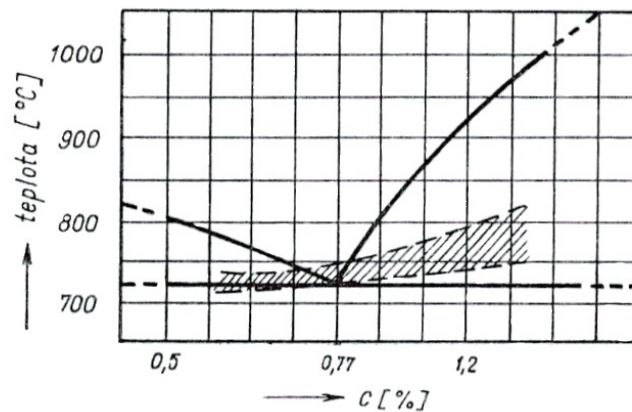
Cílem tohoto způsobu žihání je snížit nebo odstranit vnitřní pnutí ve výrobcích, které vzniklo předchozím zpracováním, a to bez výrazných změn původních mechanických vlastností. Jedná se o ohřev na teplotu nižší než A_{c1} , setrvání a velmi pomalé ochlazování (v peci). Teplota žihání pro konstrukční oceli bývá v rozmezí 450 až 650 °C. Dolní teplota koresponduje s poklesem meze kluzu potřebné pro lokální snížení pnutí plastickou deformací mřížky materiálu. Při žihání výrobků určených pro následující kalení z vysoce legovaných ocelí se využívá ohřevu na teplotu vyšší, nebo lehce pod teplotu A_{c1} . U povrchově kalených součástí se žihání používá pouze při teplotách 150 až 200 °C, aby byla zachována co největší možná tvrdost zakalené vrstvy [1,2,4].

Rekrytalizační žihání

Cílem tohoto způsobu žihání je obnova schopnosti plastické deformace oceli po tváření za studena. Při rekrytalizačním žihání se v materiálu odstraní deformace zrn, zpevnění materiálu a vzniknou nová feritická zrna. Rekrytalizační žihání se skládá z ohřevu oceli na teplotu nižší než A_{c1} , setrvání na teplotě 1 až 5 hodin a následné ochlazení na vzduchu. Doba setrvání na teplotě závisí na velikosti deformace a požadovaných výsledných vlastností materiálu. Při žihání také většinou dochází ke zjemňování zrn, ale ve speciálních případech může docházet k zhrubnutí zrna např.: pokud ocel po malé deformaci způsobené tvářením za studena žiháme při vyšších teplotách [1-6].

Žihání na měkko

Cílem tohoto způsobu žihání je snížení tvrdosti a tím zlepšení obrobiteľnosti, nebo vylepšení výchozí struktury materiálu pro následné kalení. Postup žihání na měkko se skládá z ohřevu na teplotu okolo A_{c1} , setrvání nebo teplotní kolísání okolo jmenovité teploty a velmi pomalé řízené ochlazování v peci. Následující obrázek (Obr. 3) zobrazuje rozmezí teplot používaných pro žihání na měkko. Použitá teplota závisí na obsahu uhlíku v oceli.



Obrázek 3. Rozmezí teplot žihání na měkko [5].

U podeutektoidních ocelí je teplota ohřevu při žihání okolo 600 až 720 °C. Setrvání na teplotě nebo kolísání okolo jmenovité teploty trvá několik hodin, v případě vyššího obsahu prvků snižujících difúzi až několik desítek hodin. Poté následuje pomalé ochlazování v peci. Při tomto typu žihání dochází k strukturální přeměně lamelárního perlitu na globulární. U nadeutektoidních nebo vysokolegovaných ocelí dochází k ohřevu nad teplotu A_{c1} , díky čemuž dojde k rychlé přeměně sekundárních nebo popř. ledeburických karbidů na sférický. Následné ochlazování se odehrává v peci s rychlostí chladnutí 10 až 15 °C po teplotu 600 °C. Při tomto pomalém ochlazování vzniká uvnitř materiálu zrnitý eutektoid [1,2,4,5].

1.2.2 Žihání s překrystalizací

Při tomto druhu žihání dochází k úplnému nebo skoro úplnému rozpuštění feriticko-cementitické struktury a následnému vzniku austenitu. Obecně podeutektoidní oceli žiháme na teplotou A_{c3} , nadeutektoidní nad teplotou A_{cm} nebo v rozmezí teplot A_{c1} a A_{cm} [4,5].

Homogenizační žihání

Cílem homogenizačního žihání je zjemnění zrna a tím získání co nejvíce stejnoměrného chemického složení ocelí s využitím difúze. Tyto nehomogenity v oceli vznikají tuhnutím odlitků, tvářením za tepla nebo při dlouhém žihání s vysokou teplotou ohřevu. Při homogenizačním žihání se ocel ohřeje na teplotu 1100 až 1250 °C. Doba setrvání na teplotě, jež odpovídá hrubosti zrna, je obvykle 5 až 15 hodin. Během tohoto procesu musí být v peci ochranná atmosféra, jinak by docházelo ke vzniku velkého množství okují vlivem takto vysokých teplot. Doba ochlazování závisí na složitosti tvaru výrobku. Vzhledem k vysokým teplotám použitých při tomto druhu žihání dochází k vyrovnání chemického složení a zlepšení makrostruktury oceli, ale také dochází k oxidaci a oduhličení povrchu.

Také dochází k růstu austenitického zrna. Homogenizační žíhání je vzhledem k použití vysokých teplot a dlouhého setrvání velmi ekonomicky náročná operace, proto se prakticky využívá u odlitků nebo výkovků z legované oceli [1-3,5].

Normalizační žíhání

Cílem normalizačního žíhání je získání jemného austenitického zrna a rovnoměrné sekundární struktury tvořené směsí feritu a perlitu. Využívá se především u odlitků, malých svařenců a výkovků z uhlíkové nebo nízko legované oceli. Ocel se ohřeje na teplotu 30 až 50 °C nad teplotou A_{c3} s následným chladnutím na vzduchu, popřípadě v ochlazovací peci, aby bylo zajištěno malé vnitřní pnutí. Doba ohřevu a následného setrvání nesmí být dlouhá, aby nedošlo k oduhličení povrchu oceli. Normalizační žíhání nemá normovanou výslednou strukturu materiálu. Ta velmi závisí na rychlosti ochlazení. Pokud je rychlost ochlazení malá, získáme rozpadem austenitu hrubší, tvárnější a měkčí strukturu. Pokud je rychlost ochlazení velká, získáme především jemnější, pevnější a tvrdší strukturu. Ve výjimečných případech se můžeme setkat s normalizačním žíháním i u nadeutektoidních ocelí, kde slouží především k odstranění síťové sekundárního cementitu, které se nachází na hranicích zrn. K tomuto žíhání dochází ohřevem mezi A_{c1} až A_{cm} následované rychlým ochlazením na vzduchu na teplotu pod 700 °C [1-3,5].

1.3 Popouštění

Popouštění se provádí jako operace následující po kalení. Cílem popouštění je snížit vnitřní pnutí oceli vzniklé kalením, nebo ve zvláštních případech zvýšit samotnou tvrdost materiálu. Ohřev se provádí na teplotu nižší než A_{c1} , aby nedošlo k fázové přeměně. Teplota se volí v závislosti na požadovaných výsledných vlastnostech a výchozím složení oceli od 100 do 650 °C. Doba setrvání a chladnutí závisí na velikosti teploty. Popouštění a ním způsobené změny v materiálu můžeme podle použité teploty rozdělit na dvě základní skupiny:

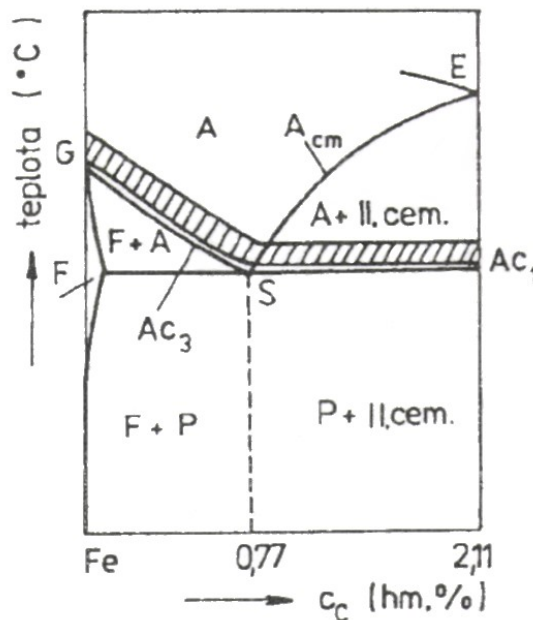
- Nízkoteplotní popouštění (ohřev na teplotu 100 až 300 °C). Účelem je snížení vnitřního pnutí při zachování vysoké tvrdosti. Dále dochází ke stabilizování rozměrů a ke zlepšení struktury. Uplatňuje se pro výrobky z nástrojové oceli.
- Vysokoteplotní popouštění (ohřev na teplotu 400 až 650 °C). Cílem je dosáhnout sorbidické struktury, díky které získáme vhodnou kombinaci pevnosti a houževnatosti materiálu [2,4].

1.4 Kalení

Kalení je druh tepelného zpracování ocelí s ohřevem nad teplotu A_{c3} , při kterém prudkým zchlazením získáme nerovnovážený stav struktury materiálu. Díky tomuto nerovnovážnému stavu vzroste tvrdost oceli. Při prudkém ochlazení dochází k přeměně austenitu na martenzit nebo bainit. Podle převažující složky ve vzniklé struktuře rozdělujeme kalení na martenzitické a bainitické. Ocel musí být kalitelná, tedy být schopná dosáhnout tohoto nerovnoměrného stavu se zvýšením tvrdosti. Zakalitelnost je vlastnost, která udává maximální možnou bezdifúzní přeměnu austenitu, tedy svou maximální možnou tvrdost a pevnost [2,5,5].

1.4.1 Kalicí teplota

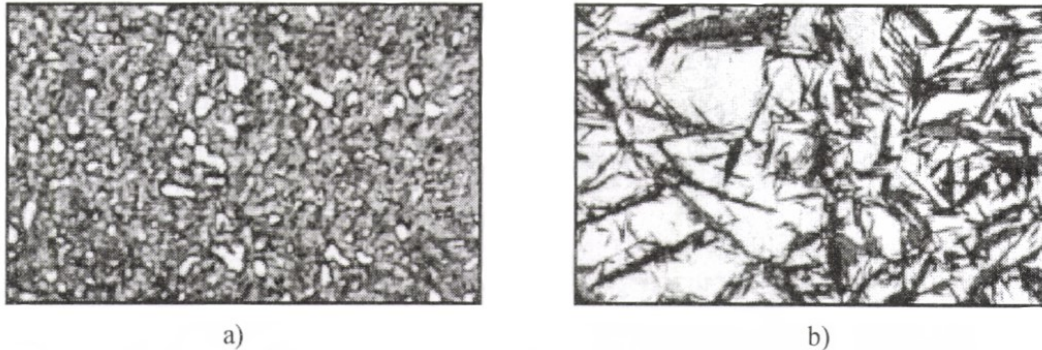
Následující obrázek (Obr. 4) znázorňuje pásmo kalících teplot nelegovaných ocelí v diagramu Fe-Fe₃C. Nízkouhlíkové oceli se kalí při teplotách 30 až 50 °C nad teplotou A_{c3} . Tato teplota je vhodnou volbou pro rychlé získání homogenního austenitu a zároveň nezměnění jemného austenitického zrna. U nadeutektoidní oceli se využívá kalicí teploty 30 až 50 °C nad teplotou A_{c1} .



Obrázek 4. Pásmo kalících teplot [2].

Po kalení s využitím těchto teplot získáme martenzitickou strukturu se zbytkovým martenzitem a částí nerozpuštěného sekundárního cementitu. Při kalení za použití teploty nad A_{cm} dochází k rozpadu sekundárního cementitu, hrubnutí austenitického zrna a zvýšení koncentrace uhlíku v austenitu. Vyšší koncentrace uhlíku v austenitu má po prudkém ochlazení za následek vyšší koncentraci uhlíku v martenzitu, čímž vzroste vnitřní pnutí

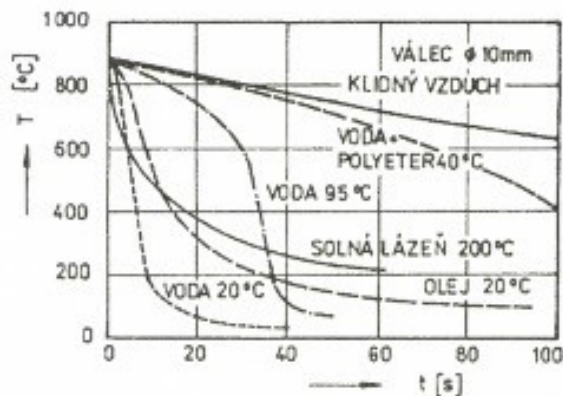
a může docházet k mikrotrhlinám. Tudíž kalení za použití teplot nad A_{cm} je velmi nežádoucí vlivem výsledné struktury a nevhodných vlastností ocelí jako je měkkost, křehkost a teplotní nestabilita [2,4,5].



Obrázek 5. Struktura zakalené nadeutektoidní oceli a) kaleno z teploty 30 až 50 °C nad A_{c1} (zvětšeno 1000x); b) kaleno z teploty nad A_{cm} (zvětšeno 100x) [2].

1.4.2 Ochlazování

K dosažení požadované martenzitické struktury v předem stanoveném segmentu průřezu je potřeba ochladit ocel z kalící teploty. Rychlost ochlazování musí být stejná nebo vyšší než kritická rychlost ochlazování dána složením materiálu. S rostoucím obsahem uhlíku a legujících prvků klesá ochlazovací rychlost. Další zpomalení je ovlivněno velikostí kalící teploty a velikostí austenitického zrna. Pro ochlazování je voleno takové prostředí, ve kterém je rychlost ochlazování o málo větší než kritická rychlost. Při použití nepřiměřeně rychlého ochlazení dochází uvnitř materiálu ke zvýšení hladiny vnitřních teplotních a strukturálních pnutí. Reálná ochlazovací rychlost pro zakalení dané oceli především závisí na tepelné vodivosti a měrném teple jak součástky, tak i ochlazovacího prostředí a na velikosti povrchu součástky. Na následujícím obrázku (Obr. 6) můžeme vidět průběh ochlazování u nejběžněji používaných kalících prostředí, hodnoty jsou uvedeny pro střed ocelového válce o průměru 10 mm.



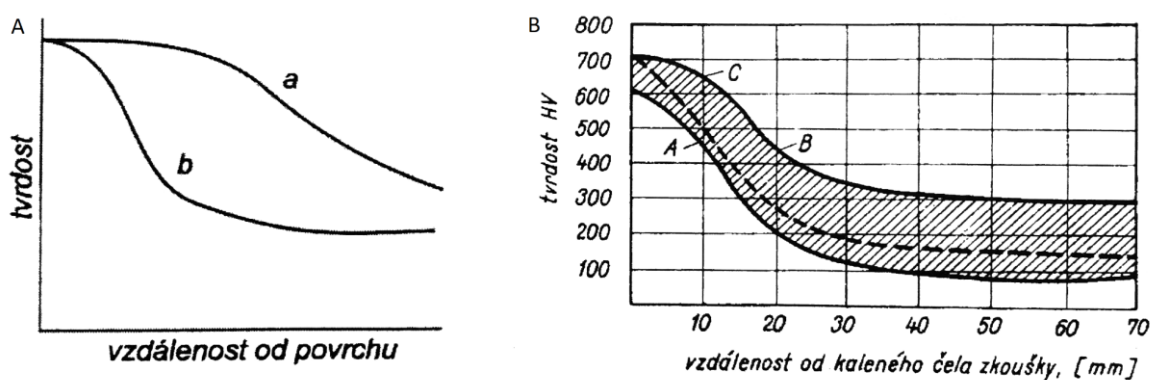
Obrázek 6. Ochlazovací křivky [2].

U kalícího prostředí je většinou požadována poměrně velká rychlost ochlazení v oblasti perlitické přeměny (tj. 650 až 550 °C) a následně poměrně malá rychlost chladnutí v martenzitické oblasti (tj. 350 až 250 °C) [2,5].

Při ochlazování se můžeme setkat i se speciálními případy, kdy ochlazujeme austenit až pod teplotu ukončení martenzitické přeměny M_f . Tato teplota se ve většině případů nachází pod teplotou mrazu, takže předmět ihned po zakalení musíme vložit do zmrazovací lázně. Samotná lázeň bývá většinou tvořena směsí lihu a tuhého CO_2 , se schopností ochladit materiál až na teplotu -80°C . V případě vysokolegovaných ocelí je potřeba zvolit jiné chladicí médium, dosahující nižších teplot jako například tekutý N_2 s teplotou -196°C . Tento typ ochlazování se nazývá kryogenní kalení a tímto způsobem jsme schopni získat struktury tvrdší až o 5 HRC oproti běžnému způsobu ochlazení [4].

1.4.3 Prokalitelnost

Nejrychleji k ochlazování dochází na povrchu kalené součástky. Uvnitř kaleného materiálu je rychlost ochlazování závislá na tepelné vodivosti materiálu a na hloubce pod povrchem. Pokud není v určité hloubce dosaženo kritické rychlosti ochlazování, získáme na martenzit zakalenou pouze povrchovou vrstvu a jádro bude tvořeno perlitem nebo bainitem. Prokalitelnost je schopnost materiálu po zakalení získat větší tvrdost do určité hloubky pod povrchem. Smluvně se ocel považuje za prokalenou, je-li její jádro tvořeno z 50 % martenzitem. Pro některé kalené výrobky, zejména nástroje, je vhodné, aby vlivem jejich špatné prokalitelnosti došlo k zakalení pouze povrchu, a aby jádro zůstalo nadále houževnaté. Jednotlivé kalitelné oceli mají svůj diagram prokalitelnosti (Obr. 7). Ten vzniká na základě vztahu mezi tvrdostí a hloubkou zakalené vrstvy [4,5].

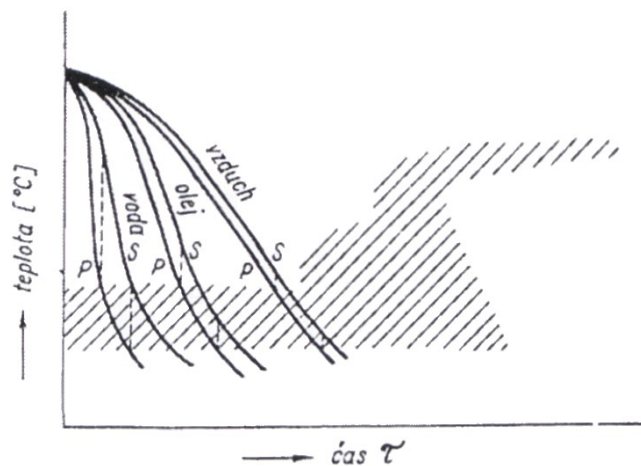


Obrázek 7. Diagram prokalitelnosti oceli: vlevo - schéma křivky (a – značně prokalitelné, b – málo prokalitelné), vpravo – schéma pásma prokalitelnosti konkrétní oceli [4].

1.4.4 Postupy kalení

Kalení základní (nepřetržité)

Díky své jednoduchosti se jedná o nejčastější způsob kalení. Spočívá z ohřevu na kalící teplotu a poté následného nepřerušovaného ochlazení na teplotu ochlazovacího prostředí. Při rychlém ochlazení dochází k nerovnoměrnému ochlazení na povrchu a v jádru materiálu. Na následujícím obrázku (Obr. 8) je znázorněné ochlazení v diagramu ARA v závislosti na chladicím prostředí, dále je svislou přerušovanou čarou znázorněn rozdíl teplot povrchu p a jádra s kalené součástky na začátku a na konci martenzitické přeměny. Tento rozdíl teplot zvyšuje riziko vzniku trhlin a deformací [1,4,5].



Obrázek 8. schematické znázornění ochlazení [1].

Kalení lomené

Tato metoda kalení spočívá v ochlazení vyšší rychlostí v oblasti nad teplotou začátku martenzitické přeměny M_s a poté následných přenesením do prostředí s nižší intenzitou ochlazení. Tímto způsobem dosáhneme zmenšení rozdílu teplot povrchu a jádra na konci martenzitické přeměny oproti základnímu kalení. Výsledná martenzitická struktura má menší vnitřní pnutí. Lomené kalení se využívá v případě, kdy kalením v prostředí s nižší intenzitou ochlazení nezískáme požadovanou tvrdost a při použití více intenzivního prostředí dochází k příliš velkému pnutí až praskání předmětů. Nevýhodou je obtížné určení teploty po ochlazení v prvním prostředí [1,4,5].

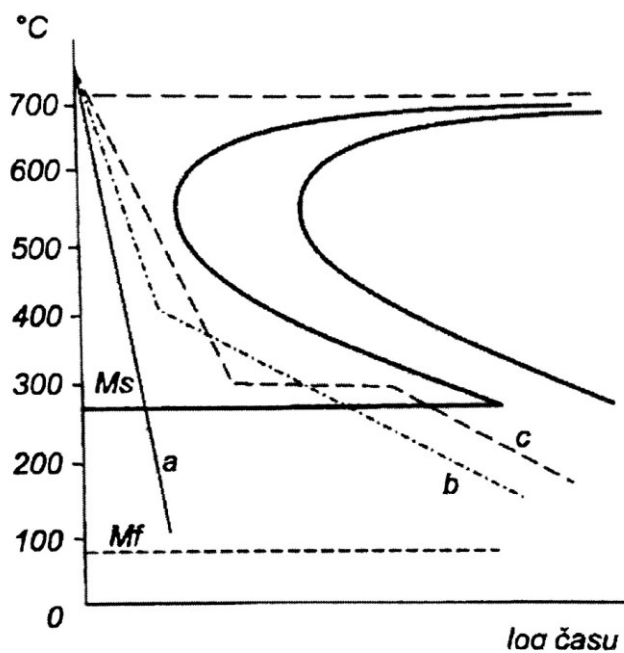
Kalení hysteretzní

Využívá se za účelem snížit pnutí v materiálu při kalení. Ohřev se provádí na vyšší teplotu, takže dochází k větší homogenizaci austenitu a zhrubnutí austenitického zrna. Touto

strukturální úpravou dochází ke zvětšení samotné prokalitelnosti. Při tomto způsobu kalení se ohřátý předmět nejprve pozvolna ochladí těsně nad kalící teplotu a poté se ochladí v ochlazovacím prostředí, obvykle ve vodě nebo oleji [1,4,5].

Kalení termální

Snahou termálního kalení je co nejvíce snížit rozdíl teplot povrchu a jádra kaleného předmětu. Kalený předmět se ochladí v lázni těsně nad teplotu M_s s následným setrváním na této teplotě. Tato doba setrvání musí být kratší než u *izotermického kalení*, aby nedošlo k začátku bainitické přeměny. Následně se předmět přenesse do jiného prostředí, kde dojde k rychlému ochlazení pod teplotu M_s . U tohoto způsobu kalení je velmi důležitý interval setrvání na teplotě těsně nad M_s , který závisí na vhodnosti diagramu ARA. Z tohoto důvodu se tento způsob kalení používá pro oceli s vyšším obsahem legur [1,4,5].

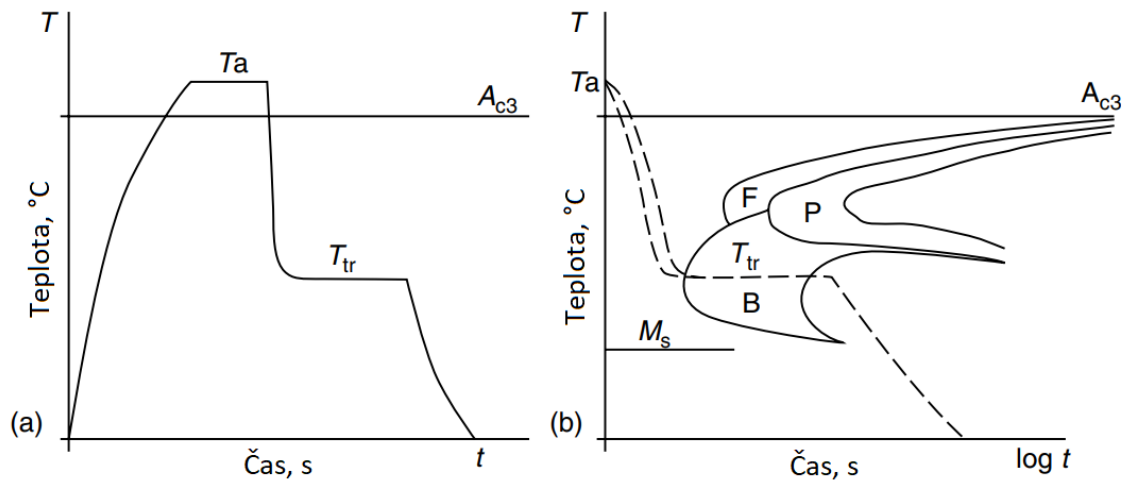


Obrázek 9. Rozdíl průběhu kalení eutektoidní oceli v diagramu ARA (a – přímé, b – lomené, c – termální) [4].

Izotermické kalení

Izotermické kalení se využívá za účelem získat požadované vlastnosti po kalení bez následné potřeby popouštění. Ohřátá ocel se nadkritickou rychlostí ochladí do oblasti přeměny austenitu na bainit, následuje setrvání na této teplotě, dokud není všechny austenit přeměněn na bainit. Poté následuje ochlazení na teplotu okolí. Výhodou je získání vyšší vrubové

houževnatosti a meze únavy oproti kalení s následným popouštěním. Dále se v materiálu vyskytuje minimální vnitřní pnutí [1,4,7].

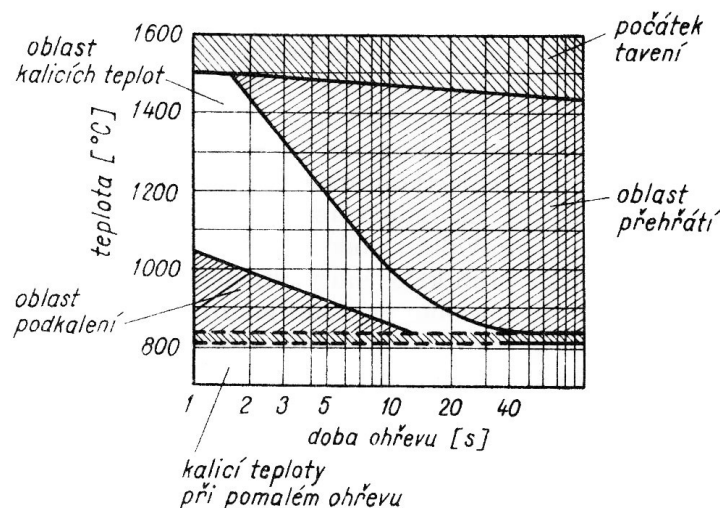


Obrázek 10 Schéma průběhu izotermického kalení [7].

2 POVRCHOVÉ KALENÍ

Cílem povrchového kalení je získat tvrdou a otěru odolnou vrstvu, která bude rovnoměrně velká po celém povrchu zakalené součásti s pozvolným gradientem přechodu do nezakaleného a houževnatého jádra. Struktura povrchu je tvořena martenzitem, zatímco jádro zůstává tvořeno výchozí feriticko-perlitickou popřípadě sorbitickou strukturou. Pro získání takovéto výsledné struktury je potřeba povrch materiálu nejprve rychle ohřát na teplotu kalení a poté následuje rychlé ochlazení. Díky ohřevu rychlejšímu, než je rychlost vedení tepla uvnitř materiálu, vzniká mezi povrchovou vrstvou a vnitřkem materiálu tepelný spád. Tento spád nám umožňuje zakalit předmět jen do určité hloubky závislé na jeho velikosti. Se zvyšující se rychlostí ohřevu tepelný spád roste a po ochlazení získáme zakalenou pouze tenkou povrchovou vrstvu. Pokud bychom povrch předmětu ohřívali moc velkou rychlostí s dlouhým časem působení ohřevu, mohlo by vlivem tohoto tepelného spádu dojít k přehřátí nebo spálení povrchu. Naopak u pomalejšího ohřevu je tepelný spád menší, tudíž dojde k zakalení do větší hloubky. [2,4,5].

Při povrchovém kalení se kvůli vysoké rychlosti ohřevu využívá vyšších teplot než při úplném ohřevu materiálu. Fázové přeměny struktury materiálu zůstávají stejné jako při klasickém kalení, ale vzhledem k vysoké rychlosti ohřevu je pro získání dostatečně homogenního austenitu zapotřebí kalící teplota vyšší až o 200 °C. Samotné takto vzniklé austenitické zrno je velmi jemné a nehrubne. Po zakalení vzniká jemnozrnná martenzitická struktura. Zvláštností povrchově zakalené vrstvy je její vyšší tvrdost oproti objemově zakalené oceli. Tento jev nese označení superhardness a je zapříčiněn absencí zbytkového austenitu ve výsledné zakalené struktuře [1,2,4,5].



Obrázek 11. Vliv rychlosti ohřevu na kalící teploty [1].

Vzhledem k rychlému ohřevu a krátkému setrvání má výchozí struktura kaleného materiálu při povrchovém kalení velký význam. Homogenity austenitu při ohřevu je docíleno rychleji, pokud výchozí strukturou byl sorbit nebo jemný lamelární perlit, díky lepší rozpustnosti. Z tohoto důvodu je lepší součást před povrchovým kalením minimálně normalizačně vyžítat [4,5].

2.1 Typy povrchového kalení podle způsobu ohřevu

Pro hospodárnost povrchového kalení je nutné před kalením zvolit vhodný způsob ohřevu. Za tímto účelem jsou sledovány parametry jako přesnost, rychlost, efektivita využití energie ohřevu materiálu a pořizovací cena dané technologie. V následující tabulce (Tab. 1) jsou uvedené charakteristiky různých zdrojů ohřevu. [1]

Tabulka 1 Charakteristika různých zdrojů ohřevu (převzato [1])

Zdroj energie	Nejmenší plocha ohřevu (cm ²)	Maximální měrný výkon (W.cm ⁻²)
Sluneční světlo	10 ⁻³	5
Indukční ohřev	1	10 ²
Kyslíko-acetylenový plamen	10 ⁻²	5.10 ²
Elektrický oblouk	10 ⁻³	10 ³
Laserové záření	10 ⁻⁴	10 ⁸
Elektronové záření	10 ⁻⁷	5.10 ⁸

2.1.1 Ohřev plamenem

K ohřevu povrchu materiálu dochází plamenem, vzniklým pomocí spalování topných plynů s čistým kyslíkem. Nejběžněji se využívá kyslíko-acetylenového hořáku, jehož tvar závisí na tvaru a velikosti kalené plochy. Vzniklé teplo je distribuováno dovnitř materiálu vedením. Výsledná tloušťka zakalené vrstvy závisí na výkonu hořáku, tvaru a velikosti součástky, době ohřevu a prodlevou mezi setrváním na teplotě a ochlazováním. Celkově se jedná o velmi jednoduchý způsob ohřevu s malou počáteční investicí [1,2,4].

2.1.2 Indukční ohřev

Kalený předmět je umístěn v induktoru tvořeném měděnou trubkou stočenou do závitů, ve které protéká ochlazovací kapalina. K ohřevu povrchu materiálu dochází pomocí induktoru, v němž se indukují vířivé proudy o střední frekvenci (1 až 15 kHz) nebo vysoké frekvenci (150 kHz až 2 MHz). Zvolená frekvence a samotný měrný příkon induktoru je velmi důležitý, jelikož s rostoucím příkonem roste i rychlost intenzity ohřevu a tím vzniká

teplotní spád, který ovlivní výslednou tloušťku zakalené vrstvy. Podle frekvence, rychlosti a době ohřevu se získaná tloušťka zakalené vrstvy pohybuje obvykle v rozmezí 1 až 6 mm. Indukční ohřev je nejefektivnější způsob povrchového kalení a lze jej snadno automatizovat a samotný proces zařadit do výrobní linky. Jedná se o velmi rychlý a přesný způsob, ale nese s sebou velké pořizovací náklady na výrobu induktoru, tudíž je vhodný pro velké série kusů. [1,2,4].

2.1.3 Ponorné kalení v lázních

Jedná se o méně používaný způsob povrchového kalení, kdy k prudkému ohřevu dochází vložením materiálu do ohřáté lázně solí nebo roztavených kovů. Lázeň má teplotu 1100 až 1200 °C. Podle tvaru a požadované tloušťky zakalené vrstvy se určí čas ponoru. Samotná tepelná vodivost lázně a její měrné teplo mají také vliv na tloušťku zakalené vrstvy. Nevýhodou této technologie je nevhodnost použití pro součásti s velmi rozdílnými tloušťkami a také z důvodu nerovnoměrného zakalení, kdy dochází k většímu zakalení na hranách materiálu [1].

2.1.4 Elektronový ohřev

K rychlému ohřevu materiálu dochází díky dopadu svazku elektronových paprsků s velkou energetickou hustotou vzhledem k ploše působení paprsku. Proces ohřevu musí pobíhat ve vakuu a při dopadu svazku elektronů vznikají sekundární jevy jako jsou odraz, elektronová emise a vznik rentgenového záření. Výhodou využití vakua pro tuto energii je zvýšení využití dopadající energie až na 70 %. Energie dodávaná materiálu nestíhá být odváděna dovnitř materiálu a dochází ke vzniku velkého teplotního spádu. Tloušťka zakalené vrstvy se v závislosti na nastavení procesu obvykle pohybuje v hodnotách od 0,1 až 2,5 mm. Oproti běžným způsobům zakalení dochází ke vzniku jemnější struktury martenzitu s větším zůstatkem zbytkového austenitu. [1,8].

2.1.5 Laserovým paprskem

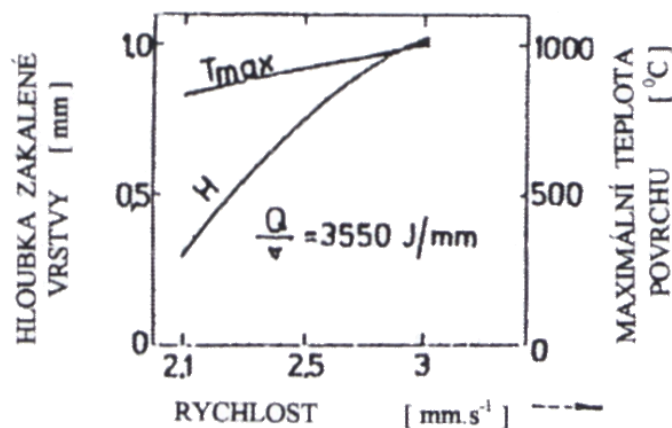
Jedná se o velmi rychle rozšiřující se způsob místního povrchového ohřevu součásti. K ohřevu dochází pohlcováním tepelné energie dopadající na povrch součásti ve formě svazku fotonů. Díky optickým vlastnostem svazku je možné měnit velikost plochy na kterou je soustředěna energie. Tímto způsobem lze docílit zakalení součásti v požadovaných oblastech bez velkého vlivu na okolní části materiálu. Díky tomu po zakalení součásti pomocí laserového paprsku dochází jen k velmi malému vnitřnímu pnutí. [1]

3 POVRCHOVÉ KALENÍ LASEREM

Oproti konvenčním metodám tepelného zpracování, kde dochází k ohřevu celé součásti a k následnému prudkému ochlazení pro získání požadovaných vlastností, při kalení laserem dochází k ohřevu součástí pouze v částech, kde požadujeme vysokou tvrdost a otěruvzdornost. Působením laserového záření lze povrch velmi rychle ohřát v povrchové vrstvě, ze které je teplo následně odváděno vedením dovnitř materiálu. Vzhledem k vysoké rychlosti odvodu tepla materiálem odpadá nutnost použít chladicí médium. Díky velkému množství koncentrované energie na malou plochu vzniká velký teplotní spád, takže dochází k zakalení malé povrchové vrstvy. Tloušťka zakalené vrstvy je mimo energie absorbované povrchem z laserového záření závislá na těchto parametrech:

- rychlost pohybu paprsku,
- výkonu paprsku,
- defokusaci svazku paprsku (velikost plochy soustředěného paprsku),
- tepelné vodivosti materiálu,
- kvalitě povrchu a jeho schopnosti absorbovat záření.

Na následujícím obrázku (Obr. 12) lze vidět, že při konstantním toku energie Q , hloubka zakalené vrstvy roste se zvyšující se rychlostí posuvu, jelikož dochází k ohřívání povrchu rychleji, než je materiál schopen teplo odvádět. Při příliš vysoké rychlosti pohybu kalení součásti může dojít k natavení materiálu [1,2,4,9,10].



Obrázek 12. Vliv rychlosti pohybu na hloubku zakalení [1].

Při některých způsobech tepelného zpracování je natavení povrchové vrstvy materiálu vzniklé příliš vysokým výkonem laseru žádoucí. V tom případě mluvíme o kalení po natavení nebo anglicky *laser glazing*. Působením vysokého výkonu laserového svazku

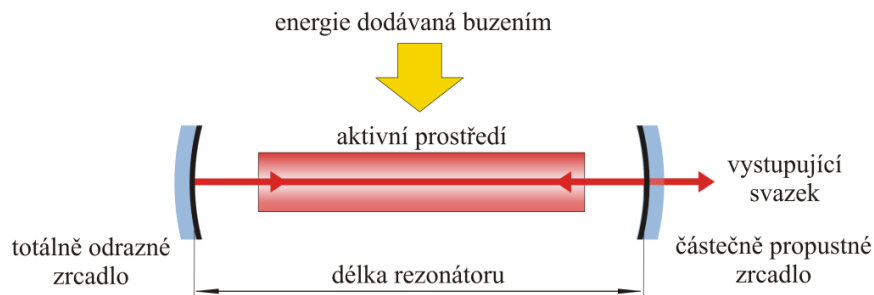
dojde vlivem prudkého tepelného spádu k roztavení tenké povrchové vrstvy při zachování chladného matečného materiálu. Tato skutečnost má za následek prudké ochlazení roztavené vrstvy, jakmile je odstraněn zdroj energie. Při této metodě vznikají dendritické struktury, které svou rozvětvenou strukturou připomínají stromy a u rychlořezných ocelí navíc vznikají drobné karbidy, díky kterým se zvýší životnost řezného nástroje až o 300 %. Touto metodou lze u litin dosáhnout jemného ledeburitu v povrchové vrstvě a tím výrazně zvýšit její tvrdost. Naopak, nevýhodou této metody je vznik pórů povrchové vrstvy, vzniklých vylučováním plynů tavených kovů [1,11].

Obecně při kalení laserem dochází k velmi malému vnitřnímu pnutí a minimální deformaci materiálu. Velkou výhodou je až desetinásobně nižší spotřeba energie oproti indukčnímu kalení [1,2].

3.1 Princip laseru

Princip laseru spočívá v řízené stimulaci emisivity fotonů pomocí optického zesilovače. Na následujícím obrázku (Obr. 13) je zobrazeno schéma generátoru laserového paprsku. Generátor laserového paprsku se skládá ze tří základních komponentů a teoreticky může být vytvořen z obrovské škály materiálů a zdrojů. Tyto tři hlavní části generátoru jsou:

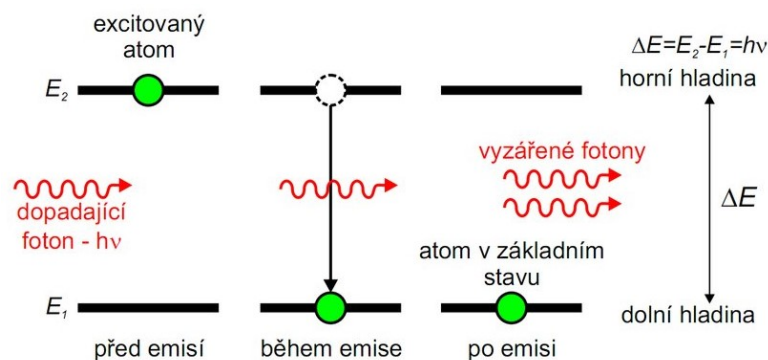
- *Aktivní prostředí* – slouží jako prostředek k zesílení světla. Jako aktivní prostředí lze použít jakýkoliv materiál jak pevný, tekutý, plyn nebo i plazma. Nejběžněji se ale využívá rubín, CO₂, Nd:YAG, argon a dusík.
- *Zdroj buzení* – slouží k dodávání energie aktivnímu médiu a tím ho přivádí do zesíleného stavu, kdy začne pomocí této energie emitovat laserový paprsek. Jakýkoliv zdroj energie lze použít jako zdroj buzení, ale nejběžněji se využívá klasické světlo (nekoherentní), laserový paprsek, elektrony, chemické reakce, iontové paprsky a rentgenové záření.
- *Optický rezonátor* – využívá se k zesílení efektu emise fotonů. Skládá se ze zrcadla a polopropustného zrcadla [12,14,15].



Obrázek 13. Schéma generátoru laserového paprsku [15].

3.1.1 Vznik laserového paprsku

Elementy aktivního prostředí jsou pomocí zdroje buzení přivedeny do roviny excitovaného stavu, kdy je v elementu nahromaděno velké množství energie. Element při přechodu do stavu základní roviny vyzáří foton. Tento zářivý přechod vzniká samovolně snahou elementu setrvat v základní energetické rovině. V okamžiku, kdy je většina elementů aktivního prostředí převedena do excitovaného stavu, lze energii dodanou aktivnímu prostředí přeměnit na laserový svazek. Na následujícím obrázku (Obr. 14) je znázorněn přechod atomu z excitovaného stavu do stavu základního emisí fotonu. V tomto případě je přechod vyvolán dopadem fotonu vyzářeným jiným atomem. Tímto způsobem dochází k lavinovému efektu emise dalších fotonů [14,15,16].



Obrázek 14. Vznik laserového svazku [14].

3.1.2 Vlastnosti laserového svazku

Emitovaný foton vzniklý stimulovanou emisí má stejnou frekvenci, směr, polarizaci a fázi jako dopadající foton. Díky tomu součtem jednotlivých fotonů dochází k zesílení záření se stejnou vlnovou délkou. Z toho vyplývají základní vlastnosti svazku laseru:

- Svazek je kolimovaný, tudíž se nerozbíhá do různých směrů a lze zaměřit do jednoho bodu.
- Monochromatický, jeho barva závisí na vlnové délce paprsku.
- Koherentní, vlnění má stejnou frekvenci, směr i fázi [14-16].

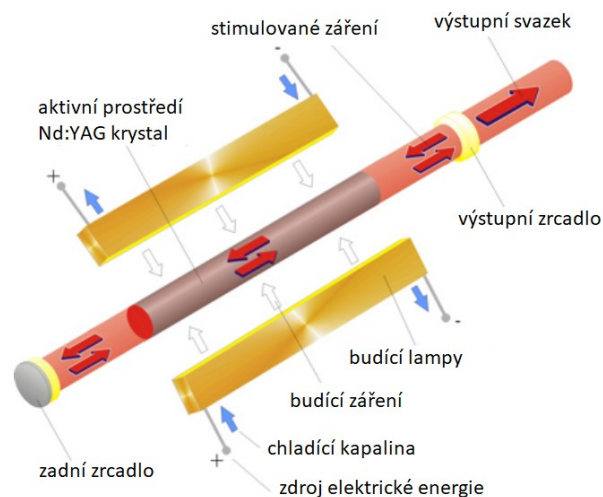
3.2 Lasery využívané v průmyslu

V současné době se nejběžněji setkáváme s pěti základními typy laserů, které se setkávají s velkým úspěchem v různých průmyslových aplikacích, a to jak z pohledu technologického, tak i ekonomického. Jednotlivé typy se liší ve výkonu, efektivitě přeměny elektrické energie na světelnou, životností a způsobu využití [12-14,17,18].

3.2.1 Nd:YAG laser

Jedná se o pevnolátkový laser. Používají se dva hlavní typy, a to laser buzený výbojkami (LPSS) nebo buzený laserovými diodami (DPSS). LPSS se vyznačuje vysokou energií pulsu, jeho hlavní nevýhodou je ale malá účinnost přeměny energie na světelnou, tudíž jsou vysoké energetické nároky a potřeba chlazení. Využívá se pro svařování s velkou hloubkou průvaru a vrtání. K zefektivnění Nd:YAG laseru lze docílit změnou budící výbojky za laserové diody pro buzení aktivního prostředí. Tímto způsobem dochází ke zlepšení účinnosti přeměny energie na světelnou, a to až na 45 %. DPSS Nd:YAG laser se využívá v režimu velmi krátkých pulzů pro gravírování a značení. Ve vysokovýkonnostním kontinuálním režimu slouží k řezání a svařování. [14,15].

Oba tyto typy trpí velkým nedostatkem způsobeným zahřátým středem krystalu a jeho ochlazeným povrchem. Vlivem teplotního pole dochází k deformaci původně válcového krystalu. Takto zdeformovaný krystal se poté chová jako tlustá čočka způsobující zhoršení kvality výsledného svazku. Tento jev lze potlačit nebo omezit změnou geometrie aktivního prostředí. Na následujícím obrázku (Obr. 15) je vyobrazeno schéma diodou buzeného vysokovýkonnostního kontinuálního Nd:YAG laseru [15].



Obrázek 15 Vznik DPSS Nd:YAG laseru [15].

3.2.2 Diskový laser

Aktivní prostředí diskového laseru na rozdíl od Nd:YAG laseru je tvořeno diskem ze speciálního krystalu. Díky tomuto tvaru dochází k rovnoměrnému chlazení a vysoké kvalitě laserového paprsku. Využívá se pro svařování a řezání kovů [15,17,18].

3.2.3 Vláknový laser

Tento nejmodernější typ pevnolátkového laseru využívá jako aktivní prostředí několik metrů dlouhé křemíkové vlákno s průměrem několik milimetrů. Při výrobě samotného vlákna jsou podle požadované výsledné vlnové délky laserového paprsku přidány ionty Er (dosahující vlnové délky 1540 až 1620 nm), Yb (dosahující vlnové délky 1060 až 1120 nm) nebo Tm (dosahující vlnové délky 1720 až 2000 nm). Buzení je vedeno do aktivního vlákna přes optickou spojku. Na následujícím obrázku (Obr. 16) je vyobrazeno schéma vzniku svazku laseru vláknovým laserem, kdy jsou v optickém vláknu ionty Yb. Místo zrcadel se na optickém vlákne nachází Braggovské mřížky, které fungují jako optický frekvenční filtr. Spektrální složky paprsku s příslušnými vlastnostmi jsou odraženy zpět a zbývající část světla je mřížkou propuštěna. Výsledný laserový svazek se z vlákna získá průchodem přes kolimátor [15,17-19].

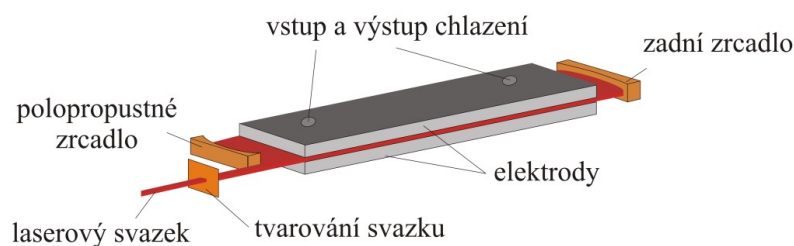


Obrázek 16. Vznik vláknového laseru [18].

Výsledný svazek má vysokou kvalitu a lze velmi přesně fokusovat na malý průměr. Díky absenci opto-mechanických prvků má tento typ nejdelší životnost (až 100000 hodin) a nulové nároky na údržbu. Využívá se ve vysokovýkonnostním kontinuálním režimu pro dělení materiálu a laserové svařování. V pulsním a kvazi kontinuálním režimu slouží k značení, gravírování a mikro-obrábění [15,17,18].

3.2.4 CO₂ laser

Aktivní prostředí je tvořeno směsí plynů s obsahem CO₂. Pro tento typ laseru se nejběžněji využívá buzení radio-frekvenční (RF), nebo elektrickými výboji (DC). Nejmodernějším typem CO₂ laseru je deskový CO₂ laser. Princip tohoto laseru je zobrazen na následujícím obrázku (Obr. 17). K buzení aktivního plynu dochází pomocí radio-frekvenčního vlnění proudícího mezi dvěma elektrodami. Díky svému tvaru dosahuje dobrého odvodu tepla pomocí difuze a proudění chladícího média přímo elektrodami. Uplatnění nalézá pro značení, gravírování a řezání nekovů. V případě vyšších výkonů se využívá k řezání a svařování [14,15,18].



Obrázek 17 Princip deskového CO₂ laseru [15].

3.2.5 Diodový laser

Aktivním prostředím je polovodič neboli krystal obsahující PN přechod. Tímto způsobem vzniká laserový svazek s výkonem dosahujícím pouze několika málo miliwattů. Složením množství výkonových laserových diod do bloků s výstupem do jednoho svazku pomocí optiky získáme laser potřebného výkonu (několik kW). Takto vzniklý svazek má nižší kvalitu než u předchozích typů laseru. Z tohoto důvodu nalézá uplatnění především pro povrchové úpravy materiálů, kdy není vyžadováno soustředění paprsku do jednoho bodu. Záření vzniklé tímto způsobem lze snadno vést optickým vláknem na místo určení. Takto může být laserové záření vedeno do kalící hlavy umístěné na rameno robota odkud je aplikováno na materiál. Díky velké škále výkonu lze diodové lasery využít pro zpracování

povrchů, svařování, značení, kontrolu nečistot a vad při výrobě vodičů, stereolitografii, medicíně a v neposlední řadě jako zdroj buzení u pevnolátkových laserů [15,17,18].

3.3 Výhody a nevýhody použití laseru v průmyslu

Mezi výhody povrchového kalení laserem především patří:

- úspora energie oproti klasickému tepelnému zpracování povrchu,
- jednoduchá změna výkonu laseru,
- laserový svazek lze pomocí optických členů upravovat do plošných tvarů,
- odpadá potřeba chladicího prostředí díky samovolnému odvodu tepla dovnitř materiálu,
- povrchové úpravy lze aplikovat i pro malé součásti a malé otvory,
- vznikají pouze malé deformace a vnitřní pnutí materiálu,
- reprodukovatelnost děje [9,13,15,17].

Stejně jako jiné technologie vykazuje i povrchové kalení laserem nevýhody a limitující činitele, na které se musí brát zřetel. Mezi takové patří:

- vysoké investiční náklady na pořízení technologie,
- špatné pohlcování záření některými povrchy,
- nutná ochrana před laserovým zářením [9,13].

4 ZKOUŠKY TVRDOSTI OCELÍ

Ocel, která prošla procesem tepelného zpracování, je potřeba otestovat, zdali nově získané vlastnosti odpovídají technologickým požadavkům. Po tepelném zpracování jsou součástí obvykle podrobeny zkoušce tvrdosti [20].

Tvrdot, jedna z mechanických vlastností, je odolnost povrchových oblastí materiálu proti porušení vnikáním cizího tělesa. Jedná se o schopnost vzdorovat trvalé plastické deformaci. Tvrdot jako taková není jednoznačně definovanou fyzikální vlastnost, ale jedná se o funkci mnoha faktorů, jako jsou pružnost a tvárnost tělesa, jeho rozměry, velikost zatěžující síly, tvar indentoru, rychlost a doba vnikání indentoru atd. Zkouška tvrdosti je velmi rychlá, levná, snadno opakovatelná a nenáročná zkouška. Z tvrdosti lze usoudit i další mechanické vlastnosti materiálu jako je například mez pevnosti. Zkouška může být provedena přímo na výrobku nebo na zkušebním tělese [3,21,22].

4.1 Vnikací zkoušky tvrdosti

Jedná se o nejběžněji používanou zkoušku materiálu pro určení tvrdosti. Princip spočívá v zatlačení indentoru do zkoušeného materiálu tak, aby došlo ke vzniku vtisku. Na základě rozměrů vtisku je vypočítána tvrdost. Mezi nejvíce používané vnikací zkoušky patří zkoušky tvrdosti podle Brinella, Rockwella a Vickerse. Jednotlivé zkoušky se liší v geometrii a materiálu indentoru a zatěžující síle. Výsledky zkoušek tvrdosti vyjadřují dvě vlastnosti materiálu a to: odpor proti pružným deformacím a odpor proti plastickým deformacím. U těchto zkoušek převažuje odpor proti plastickým deformacím [3,21].

4.1.1 Zkouška tvrdosti podle Brinella

Tato zkouška spočívá ve vtláčování kalené ocelové nebo tvrdokovové kuličky do zkoušeného materiálu po určitou dobu za působení konstantního zatížení. Doba mezi začátkem zatěžování a dosažením požadovaného zatížení se pohybuje v rozmezí 2-8 sekund. Působení plného zatížení u kovů bývá v rozmezí 10-15 sekund. Zkušební materiál by měl mít tloušťku minimálně 8krát větší, než je hloubka vtisku. Podle druhu materiálu a jeho tloušťce se volí průměr indentoru D . Nejběžněji používaný průměr je 10 mm, dále se využívají průměry 5 mm, 2,5 mm a 1 mm. Podle průměru indentoru se dále volí zatěžující síla F . V následující tabulce (Tab. 2) je uvedeno standardizované zatížení pro vybrané průměry indentoru [3,20,21,23].

Tabulka 2. Velikost zatížení podle průměru indentoru [20].

Průměr indentoru D [mm]	2,5	2	10
Velikost zatížení F [N]	1838,75	2647,8	29419,95

Po provedení zkoušky se změří průměr a hloubka vtisku. Při použití tvrdokovové kuličky se tvrdost podle Brinella značí HBW.

4.1.2 Zkouška tvrdosti podle Rockwella

Zkoušky podle Rockwella jsou založeny na principu vtláčování indentoru v podobě diamantového kuželu, tvrdokovové nebo ocelové kuličky do testovaného materiálu. Zkouška spočívá v předzatížení indentoru silou $F_0 = 98$ N, nastavením stupnice na nulu a poté indentor zatížíme přídatnou silou F_1 po dobu 2-8 sekund. Po odlehčení na sílu F_0 se odečte hloubka vtisku, kde přímo na tvrdoměru je hloubka vtisku převedena na jednotky tvrdosti podle Rockwella. Tvrdost podle Rockwella se značí HR, přičemž je dále členěna podle stupnice tvrdosti (Tab. 3). Na základě této stupnice jsou definovány podmínky měření, jako jsou typ a rozměr indentoru, velikost zatížení a druh použití [3,21].

Tabulka 3. Velikost zatížení podle průměru indentoru [3,21].

Stupnice tvrdosti	Značka tvrdosti	Tvar a velikost indentoru	Předběžné zatížení F_0	Přídavné zatížení F_1	Celkové zatížení F	Rozsah použití
A	HRA	kužel	98 N	490,3 N	588,4 N	20 až 88 HRA
B	HRB	kulička \varnothing 1,5875 mm	98 N	882,6 N	980,7 N	20 až 100 HRB
C	HRC	kužel	98 N	1372,9 N	1471 N	20 až 70 HRC
D	HRD	kužel	98 N	882,6 N	980,7 N	40 až 77 HRD
E	HRE	kulička \varnothing 3,175 mm	98 N	882,6 N	980,7 N	70 až 100 HRE
F	HRF	kulička \varnothing 1,5875 mm	98 N	490,3 N	588,4 N	60 až 100 HRF
G	HRG	kulička \varnothing 1,5875 mm	98 N	1372,9 N	1471 N	30 až 94 HRG
H	HRH	kulička \varnothing 3,175 mm	98 N	490,3 N	588,4 N	80 až 100 HRH
K	HRK	kulička \varnothing 3,175 mm	98 N	1372,9 N	1471 N	40 až 100 HRK

4.1.3 Zkouška tvrdosti podle Vickerse

Zkouška podle Vickerse spočívá ve vtláčování diamantového indentoru tvaru čtyřbokého jehlanu s vrcholovým úhlem 136° do zkušebního tělesa při zatížení silou F po stanovenou dobu. Doba mezi začátkem zatěžování a dosažením požadovaného zatížení se pohybuje v rozmezí 2-8 sekund. Působení plného zatížení u kovů bývá v rozmezí 10-15 sekund. U ocelí musí být tloušťka zkoušené vrstvy minimálně 1,5krát větší, než je délka úhlopříčky

a současně nesmí být rychlost zatěžování větší než 0,2 mm/s. V následující tabulce (Tab. 4) jsou uvedeny typy zkoušek podle Vickerse včetně velikosti zatěžující síly [3,20,21].

Tabulka 4. Zkoušky tvrdosti podle Vickerse [3].

Označení typů zkoušek	Značení tvrdosti	Zkušební zatížení F [N]
Zkouška tvrdosti podle Vickerse	$\geq HV 5$	$F \leq 49,03$
Zkouška tvrdosti podle Vickerse při nízkém zatížení	HV 0,2 až HV 5	$1,961 \leq F \leq 49,03$
Zkouška mikrotvrdosti podle Vickerse	$HV 0,01 < HV 0,2$	$0,09807 \leq F < 1,961$

Po provedení zkoušky se změří velikosti úhlopříček vtisku a vypočítá se jejich aritmetický průměr. Tvrdost podle Vickerse se značí HV.

Tato metoda je vhodná pro všechny tvrdosti. Jedná se o velmi přesnou zkoušku, která je velmi málo závislá na velikosti zkušebního zatížení. Díky možnosti měřit tvrdost i při velmi malém zatížení, lze touto zkouškou změřit i mikrotvrdost. V oblasti měření mikrotvrdosti dochází k poklesu přesnosti měření se zmenšující se zatěžující silou, hodnota mikrotvrdosti je značně závislá na velikosti zatěžující síly [3,21,22,24].

II. PRAKTICKÁ ČÁST

5 CÍL PRÁCE

Cílem bakalářské práce bylo porovnat vliv jednotlivých nastavení parametrů diodového laseru LDM 5000-100 na výsledné mechanické vlastnosti zkušebních vzorků. Vzorky byly připraveny z materiálu C45 a následně upraveny a zakaleny. Jedná se o válcové vzorky o rozměrech \varnothing 70 mm a výšky 20 mm. U zkušebních vzorků byla změřena tvrdost podle Rockwella a také mikrotvrdost podle Vickerse.

Cíle bakalářské práce byly následující:

1. Vypracování literární rešerše na dané téma se zaměřením na problematiku tepelného zpracování.
2. Příprava zkušebních těles kalením laserem při různých parametrech (šířka, rychlost a teplota paprsku).
3. Měření mechanických vlastností.
4. Zhodnocení naměřených výsledků.

6 TESTOVANÝ MATERIÁL A PŘÍPRAVA ZKUŠEBNÍCH TĚLES

6.1 Testovaný materiál

Pro testování byl vybrán materiál EN C45. Tato uhlíková ocel určená k zušlechťování a povrchovému kalení má zaručený obsah uhlíku ($C = 0,42-0,50 \%$), manganu ($Mn = 0,5-0,8\%$), křemíku ($Si = \text{max. } 0,40\%$), chromu ($Cr = \text{max. } 0,40\%$), molybdenu ($Mo = \text{max. } 0,10\%$), niklu ($Ni = \text{max. } 0,4\%$), fosforu ($P = \text{max. } 0,045\%$) a síry ($S = 0,045\%$). Tato ocel je vhodná na hřídele těžních strojů, turbokompresorů, karuselů, dále na větší ozubená kola, šneky, ozubené věnce, ojnice, pístnice, vřetena, čepy, šrouby, vrtací tyče a frézovací trny. Jedná se tedy o velmi často využívaný konstrukční materiál [25].

6.2 Příprava zkušebních těles

Ze zkušebního materiálu bylo na gravitační pásové pile 230x280 GH-LR naděleno 6 zkušebních vzorků, které byly následně zarovnaný na frézce FA3V a jejich povrch byl vybroušen na brusce BP 20. Takto připravené vzorky byly zakaleny pomocí diodového laseru LaserLine LDM 5000-100. V následující tabulce (Tab. 5) jsou uvedeny parametry při kterých byly dané vzorky zakaleny. Laserový paprsek byl dopraven do procesní hlavice pomocí optických vláken, ze které byl následně směřován do místa kalení.

Tabulka 5. Nastavení kalícího procesu.

Vzorek	kalící teplota [°C]	Velikost paprsku šířka x délka [mm]	Rychlost posuvu laserové hlavy [cm · min ⁻¹]	poznámka
1	0	0	0	nezakalený materiál
2	1150	20 x 7	38,5	výchozí nastavení procesu
3	1150	20 x 7	11	snížená rychlost posuvu
4	1150	7 x 7	38,5	zmenšená plochy paprsku
5	1000	20 x 7	38,5	nižší teplota paprsku
6	1300	20 x 7	38,5	vyšší teplota paprsku

Procesní hlavice je upevněna na rameni průmyslového robota FUNAC M-20/35M. Na následujícím obrázku (Obr. 18) je zobrazeno kalící středisko ve firmě Kovomont Přerov, kde lze vidět kalící hlavici upevněnou na robotickém rameni. V pozadí lze vidět laserový zdroj a řídicí jednotku.



Obrázek 18. Kalící středisko Kovomont Přerov.

6.3 Pásová pila

Kulatina zvoleného materiálu byla uřezána gravitační pásovou pilou 230x280 GH-LR od firmy PEGAS-GONDA (Obr. 19).












Obrázek 19. Gravitační pásová pila 230x280 GH-LR [26].

Pracovní pohyb ramene je zde zajištěn vlastní hmotností ramene a k regulaci rychlosti pracovního pohybu dochází pomocí škrtícího ventilu hydraulického válce. Pila může provádět kolmě řezy, ale i úhlové řezy nastavitelné od 0 do + 60 stupňů vpravo a od 0 do - 45 stupňů vlevo. Velmi často se využívá v kusové a malosériové výrobě. V následující tabulce (Tab. 6) jsou uvedeny základní technické parametry a pod ní jsou uvedeny řezné parametry pily (Tab. 7) [26].

Tabulka 6. Technické parametry pásové pily [26].

Řezná rychlost	35/70 m/min
Rozměr pilového pásu	2720x27x0,9 mm
Napájecí napětí	3x400V, 50 Hz
Rozměry (délka – šířka – výška)	1610–890–1950 mm
hmotnost	320 Kg

Tabulka 7. Řezné parametry pásové pily [26].

Řezné parametry						
		 0°	 45°	 60°	 45°	 $\frac{b}{a}$ 0
	D [mm]	230	190	120	185	x
	D [mm]	150*	110*	80*	110*	x
	axb [mm]	280x220	180x170	120x90	180x120	280x120

6.4 Frézka

Pro zarovnání čela a předpřípravu materiálu pro následné broušení byla použita svislá frézka FA3V vyrobena firmou TOS Olomouc (Obr. 20).



Obrázek 20. Frézka FA3V [27].

Jedná se o klasickou frézku starší výroby, která je díky své dostupnosti a spolehlivosti stále velmi využívanou v méně automatizovaných provozech. V následující tabulce (Tab. 8) jsou uvedeny základní technické parametry této frézky [27].

Tabulka 8. Technické parametry svislé frézky [27].

Upínací plocha stolu	250 x 1250 mm
Podélný pohyb stolu – osa x	800 mm
Příčný pohyb stolu – osa z	275 mm
Svislý pohyb stolu – osa y	400 mm
Kužel vřetena	ISO 40
Pracovní posuv – počet stupňů	13
Otáčky vřetene – 2 řady	45-2000, 63-2800 ot/min
Příkon stroje	4,2 kW
Hmotnost stroje	1600 kg

6.5 Bruska

Povrch vzorků byl upraven pomocí rovinné brusky BP 20 od firmy Považské strojárne (Obr. 21).



Obrázek 21. Bruska BP 20 [28].

Tento stroj je uzpůsoben pro přesné broušení rovinných a profilových rovinných ploch při kusové i sériové výrobě. V následující tabulce (Tab. 9) jsou uvedeny základní technické parametry této brusky [28].

Tabulka 9. Technické parametry rovinné brusky [28].

Upínací plocha stolu	200 x 630 mm
Maximální délka broušení	630 mm
Maximální šířka broušení	230 mm
Otáčky brousícího vřetena	2440, 3220 ot/min
Příkon stroje	2,7 kW
Hmotnost stroje	1380 kg

6.6 Diodový laser

Pro samotné zakalení vzorků byl použit diodový laserový zdroj s aktivním vláknem LaserLine LDM 5000-100 (Obr. 22).



Obrázek 22. Diodový laserový zdroj [29].

Jedná se o kompaktní, spolehlivý a lehce integrovatelný zdroj. Zdroj je vhodný pro kalení a navařování. V následující tabulce (Tab. 10) jsou uvedeny základní technické parametry tohoto laseru.

Tabulka 10. Technické parametry diodového laserového zdroje [29].

Maximální výstupní výkon	5000 W
Minimální kvalita paprsku	60 mm · mrad
Průměr optického vlákna	600 μm
Stabilita výkonu	<+/- 2% za 2 hodiny
Vlnová délka záření	900 – 1080 nm
Příkon	14 kW

6.7 Průmyslový robot

Průmyslový robot FANUC M-20iA/35M (Obr. 23) je vhodný pro různé aplikace od manipulace s materiálem po montáž.



Obrázek 23. Průmyslový robot [31].

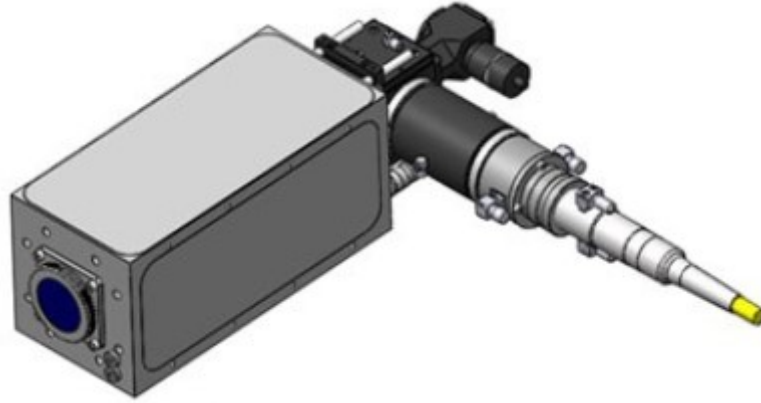
Má duté horní rameno, díky čemuž umožňuje lépe uspořádat potřebné kabely a tím eliminovat jejich překážení při pohybu ramene. V následující tabulce (Tab. 11) jsou uvedeny základní technické parametry.

Tabulka 11. Technické parametry průmyslového robota [30].

Nosnost	35 kg
Maximální dosah	1811 mm
Opakovatelná přesnost	± 0.08 mm
Stupňů volnosti	6
Hmotnost	252 kg

6.8 Kalící hlavice

Procesní hlavice pro laserové kalení (Obr. 24) s nastavitelnou laserovou stopou ve dvou osách. Hlavice je vybavena pyrometrem a termokamerou. Parametry tvaru paprsku se upravují na počítači.



Obrázek 24. Kalící hlavice [32].

7 NAMĚŘENÉ VÝSLEDKY A JEJICH DISKUZE

U připravených a zakalených vzorků byla změřena jejich tvrdost podle Rockwella a následně mikrotvrdost Vickersovým indektorem. Měření bylo provedeno v laboratoři Ústavu výrobního inženýrství Fakulty technologické ve Zlíně.

Tvrdoměr Rockwell

Tvrdoměr Rockwell 150 A (Obr. 25) slouží pro měření tvrdosti materiálů podle Rockwella HRA, HRC vtláčováním indektoru do povrchu materiálu. Jedná se analogový přístroj s velmi jednoduchou obsluhou. Díky tomu je vhodný pro laboratorní, ale i dílenskou kontrolu při tepelném zpracování součástí, určování tvrdosti použitého materiálu apod. Na obrázku 26 lze vidět záběr na testovaný materiál během měření tvrdosti HRC. V následující tabulce (Tab. 12) jsou uvedeny základní technické parametry.

Tabulka 12. Technické parametry tvrdoměru Rockwell [33].

Zkušební zatížení	60, 100, 150 kg
Počáteční zatížení	10 kg
Max. výška vzorku	108 mm
Zkušební stolec	∅ 62 mm, ∅ 150 mm
Úhel zkušebního diamantového kužele	120°
Průměr zkušební kuličky	1.5875 mm
Rozsah měření	20-88 HRA, 20-70 HRC



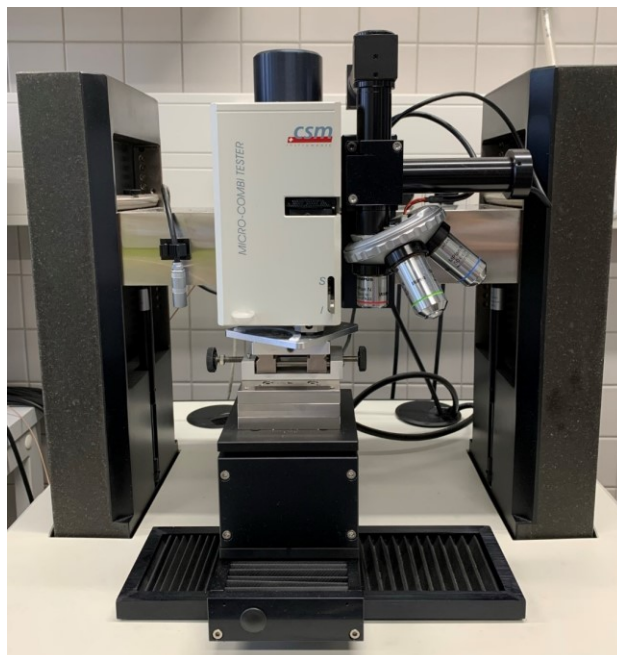
Obrázek 25. Tvrdoměr Rockwell 150 A [33].



Obrázek 26. Průběh měření.

Mikrotvrdoměr

Micro-Combi Tester od firmy CSM Instruments (Obr. 27) je vhodný pro určení tvrdosti a modulu pružnosti povlaků a povrchu s extrémně vysokou přesností v makro-, mikro- a nano- měřících, které pomáhají při výběru a vývoji vhodného materiálu. Na tomto zařízení lze například provádět měření definující tvrdost, plastickou a elastickou deformaci a modul pružnosti [34].



Obrázek 27. Micro-combi tester.

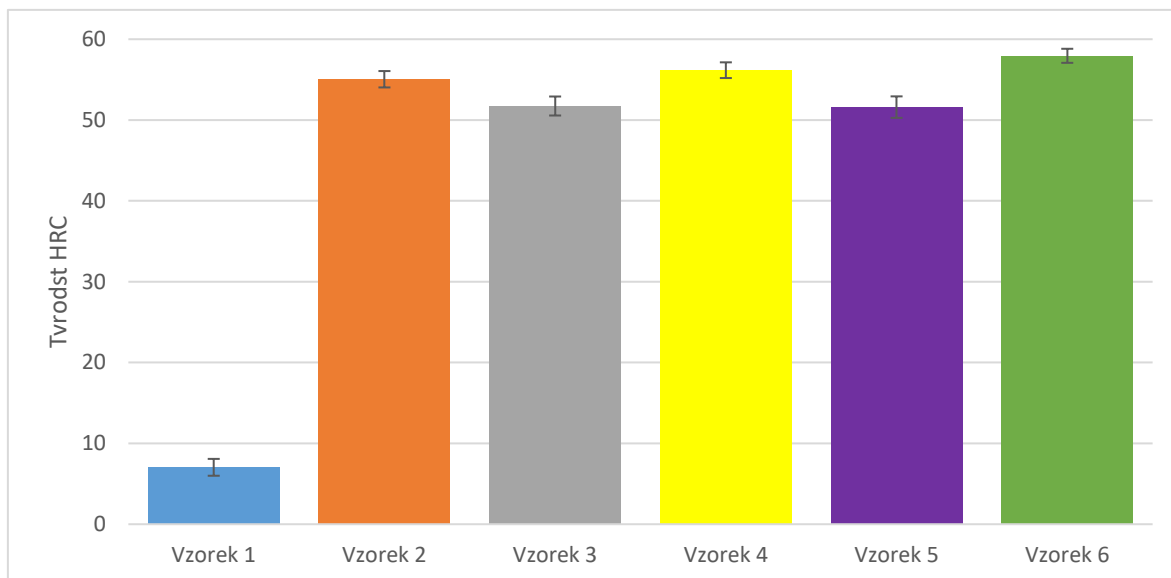
7.1 Tvrdość HRC

Měření probíhalo na tvrdoměru Rockwell 150 A který umožňuje měření tvrdosti materiálů podle Rockwella typu HRA a typu HRC. Postup měření byl zvolen podle typu HRC, kde předzatěžující síla byla $F_0 = 98 \text{ N}$ a celkové zatížení bylo 1471 N. Jako indentor byl použit diamantový kužel s vrcholovým úhlem 120° . Pro každý vzorek bylo provedeno vždy 10 měření. Následně byly takto získané výsledky statisticky vyhodnoceny.

Tabulka 13. Naměřené hodnoty tvrdosti podle Rockwella HRC

Měření	Tvrdość HRC					
	Vzorek 1	Vzorek 2	Vzorek 3	Vzorek 4	Vzorek 5	Vzorek 6
1	7,0	55,0	50,5	56,0	51,0	57,2
2	7,6	54,5	51,5	57,0	50,0	58,0
3	8,0	54,5	49,5	56,5	50,5	57,0
4	5,8	55,0	52,0	54,0	52,0	59,0
5	5,0	53,0	52,2	56,0	53,0	58,5
6	8,5	56,0	54,0	56,0	50,5	57,5
7	7,5	56,0	52,2	55,5	53,0	56,8
8	6,5	54,5	51,5	56,2	54,0	58,0
9	7,0	55,5	52,0	57,5	51,0	58,0
10	7,5	56,5	52,0	57,0	51,0	59,5
Aritmetický průměr	7,0	55,1	51,7	56,2	51,6	58,0
Směrodatná odchylka	1,0	1,0	1,2	1,0	1,3	0,9

Nezakalený materiál dosáhl hodnoty tvrdosti $7,0 \pm 1,0$ HRC. Všechna zvolená nastavení kalicího procesu měla za následek nárůst hodnoty tvrdosti vůči materiálu nezakalenému. Při měření tvrdosti HRC byl zjištěn nárůst tvrdosti zakaleného povrchu při výchozím nastavení kalicího procesu (vzorek 2) o 48,1 HRC vůči nezakalenému materiálu, tedy na hodnotu $55,1 \pm 1,0$ HRC. Nejvyššího nárůstu tvrdosti HRC dosáhl vzorek 6, kdy tvrdost vzrostla o 51,0 HRC vůči původnímu materiálu, tedy na hodnotu $58,0 \pm 0,9$ HRC. Zvýšení procesní teploty o 150°C tedy mělo za následek zvětšení tvrdosti HRC o 5 % vůči výchozímu nastavení procesu kalení. Naopak nejnižší hodnoty tvrdosti HRC byly změřeny u vzorku 5, jehož tvrdost průměrně dosáhla hodnoty $51,6 \pm 1,3$ HRC. Při porovnání vůči základnímu nastavení (vzorek 2) došlo ke snížení tvrdosti o 6 %. Tento pokles byl způsoben snížením teploty kalení o 150°C . Podobné snížení tvrdosti vůči výchozímu nastavení lze pozorovat i u vzorku 3. V tomto případě mělo snížení rychlosti posuvu za následek snížení výsledné tvrdosti o 6 % vůči vzorku 2. V následujícím obrázku (Obr. 28) lze vidět grafické znázornění výsledků tvrdosti HRC jednotlivých vzorků.



Obrázek 28. Porovnání tvrdosti HRC.

7.2 Mikrotvrdość

Měření mikrotvrdości proběhlo pomocí přístroje Micro-Combi Tester od firmy CSM Instruments při aplikovaném zatížení 10 N s výdrží 12 s. Měření probíhalo formou matice, kdy rozestup mezi indentací byl 1 mm. Jako vnikací tělísko byl použit čtyřboký diamantový jehlan s vrcholovým úhlem 136 °. Touto zkouškou jsme změřili vtiskovou tvrdost, Vickersovu mikrotvrdość, vtiskový modul a hloubku samotného vtisku. Při měření bylo u každého vzorku provedeno 10 měření. Takto získané výsledky byly statisticky vyhodnoceny.

Vtisková tvrdost H_{IT}

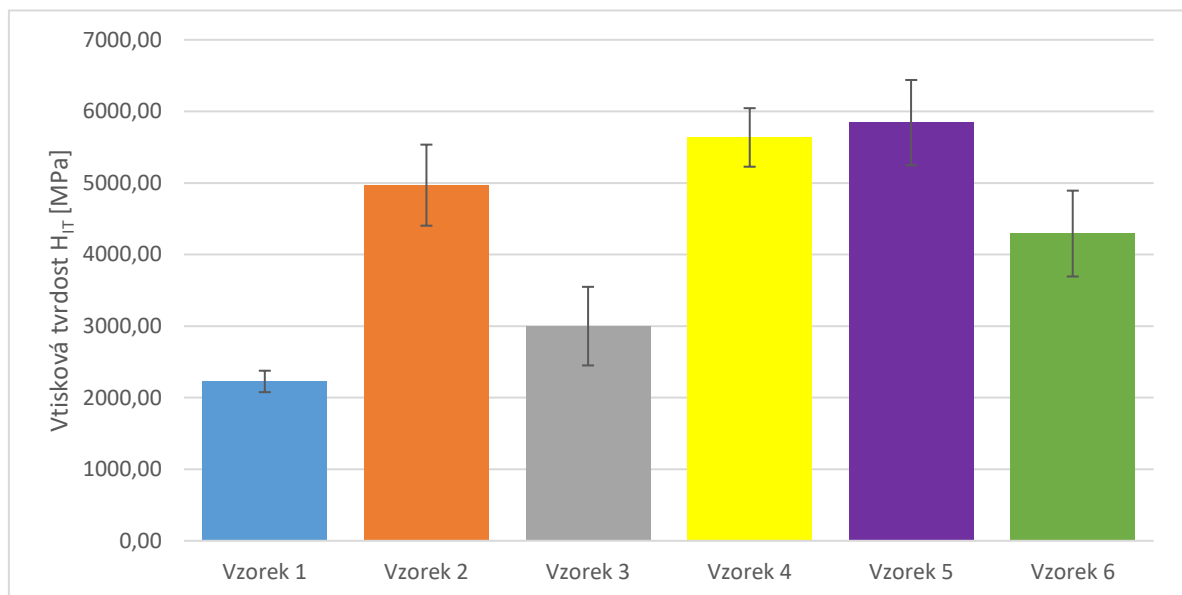
Tabulka 14. Naměřené hodnoty vtiskové tvrdosti H_{IT}

Měření	Vtisková tvrdost H_{IT} [MPa]					
	Vzorek 1	Vzorek 2	Vzorek 3	Vzorek 4	Vzorek 5	Vzorek 6
1	2448,8	4425,7	3388,3	5585,4	5002,4	4260,9
2	2372,2	5032,4	2512,9	5716,8	5612,1	3415,6
3	2145,4	5698,2	2472,0	5970,7	6125,4	3735,1
4	2281,7	4366,6	2855,0	5873,1	6204,6	3326,4
5	2071,9	4304,8	3588,6	5761,1	4975,8	4763,6
6	2029,8	5508,5	2444,3	4536,9	5553,7	4881,1
7	2394,8	5291,6	3960,4	5776,3	6389,0	4416,5
8	2150,4	5008,7	3423,0	5556,1	6709,2	4782,0
9	2291,0	5678,3	2506,6	5669,6	5523,2	4905,6
10	2081,3	4376,6	2843,2	5912,3	6332,0	4442,4
Aritmetický průměr	2226,7	4969,1	2999,4	5635,8	5842,7	4292,9
Směrodatná odchylka	149,9	566,2	549,0	408,9	595,9	599,6

Vtisková tvrdost je mírou odporu materiálu vůči trvalé deformaci nebo poškození a je přímo úměrná maximální zatěžující síle a nepřímo úměrná průmětu kontaktní plochy.

Vzorek 1 dosahuje vtiskové tvrdosti $2226,7 \pm 149,9$ MPa. Při měření vtiskové tvrdosti byl zjištěn nárůst vtiskové tvrdosti zakaleného povrchu při výchozím nastavení kalicího procesu o 2742,4 MPa vůči nezakalenému materiálu, tedy na hodnotu $4969,1 \pm 566,2$ MPa. Nejvyšší hodnoty vtiskové tvrdosti dosahuje vzorek 5, jehož vtisková tvrdost zakalením vzrostla na hodnotu 5842,7 MPa. Jedná se tedy o nárůst vtiskové tvrdosti o 18 % oproti výchozímu nastavení kalicího procesu. K nejnižšímu nárůstu vtiskové tvrdosti po zakalení došlo u vzorku 3. Vzorek 3 dosáhl vtiskové tvrdosti $2999,4 \pm 549,0$ MPa. Z těchto údajů je patrné, že snížení rychlosti posuvu mělo za následek snížení výsledné vtiskové tvrdosti o 60 % vůči vzorku 2.

V následujícím obrázku (Obr. 29) lze vidět grafické znázornění výsledků tvrdosti H_{IT} jednotlivých vzorků.



Obrázek 29 Porovnání vtiskové tvrdosti H_{IT}

Mikrotvrdość podle Vickerse H_{VIT}

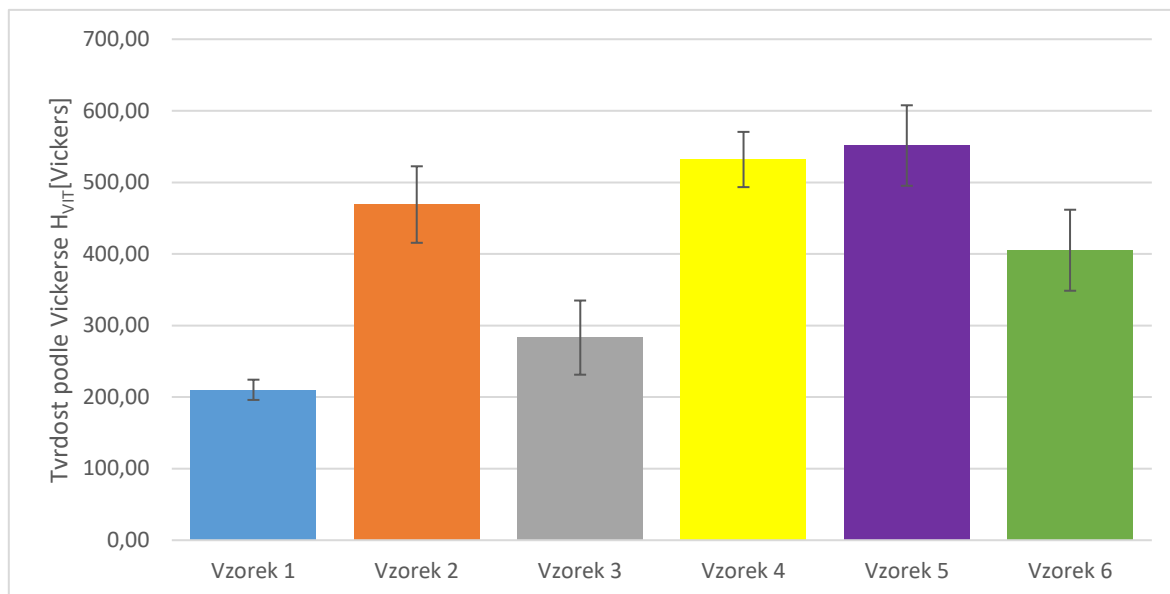
Jedná se odpor materiálu proti vnikání cizích těles. Definuje se jako poměr zkušebního zatížení k povrchu vtisku.

Tabulka 15. Naměřené hodnoty mikrotvrdości podle Vickerse H_{VIT}

Měření	Mikrotvrdość podle Vickerse H_{VIT} [Vickerse]					
	Vzorek 1	Vzorek 2	Vzorek 3	Vzorek 4	Vzorek 5	Vzorek 6
1	231,1	417,7	319,8	527,2	472,2	402,2
2	223,9	475,0	237,2	539,6	529,7	322,4
3	202,5	537,8	233,3	563,6	578,2	352,5
4	215,4	412,1	269,5	554,3	585,6	314,0
5	195,6	406,3	338,7	543,8	469,6	449,6
6	191,6	519,9	230,7	428,2	524,2	460,7
7	226,0	499,5	373,8	545,2	603,0	416,9
8	203,0	472,8	323,1	524,4	633,3	451,4
9	216,2	536,0	236,6	535,1	521,3	463,0
10	196,4	413,1	268,4	558,0	597,7	419,3
Aritmetický průměr	210,2	469,0	283,1	531,9	551,5	405,2
Směrodatná odchylka	14,1	53,4	51,8	38,6	56,2	56,6

Mikrotvrdość nezakaleného vzorku 1 je $210,2 \pm 14,1$ Vickerse. U vzorku 2 jsme díky zakalení dosáhli nárůstu mikrotvrdości o 258,8 Vickerse vůči základnímu materiálu, a to na hodnotu $469,0 \pm 53,4$ Vickerse. Nejvyšší mikrotvrdości podle Vickerse dosáhl vzorek 5, a to $551,5 \pm 56,2$ Vickerse. V tomto případě tedy snížení teploty kalení mělo za následek zvýšení mikrotvrdości podle Vickerse o 15 % vůči výchozímu nastavení kalícího procesu (vzorek 2). Nejnižší hodnoty mikrotvrdości podle Vickerse byly naměřeny u vzorku 3, a to $283,1 \pm 51,8$ Vickerse. V tomto případě mělo snížení rychlosti posuvu mělo za následek snížení výsledné mikrotvrdości podle Vickerse o 40 % vůči výchozímu nastavení (vzorek 2). U všech zkušebních vzorků, které byly zakaleny jsme zaznamenali nárůst mikrotvrdości podle Vickerse v povrchové vrstvě materiálu. Ze zjištěných výsledků vyplývá jistá korelace mezi tvrdostí podle Vickerse H_{VIT} a vtiskovou tvrdostí H_{IT} .

V následujícím obrázku (Obr. 30) lze vidět grafické znázornění výsledků podle Vickerse H_{VIT} jednotlivých vzorků.

Obrázek 30. Porovnání tvrdosti podle Vickerse H_{VIT} .

Vtiskový modul E_{IT}

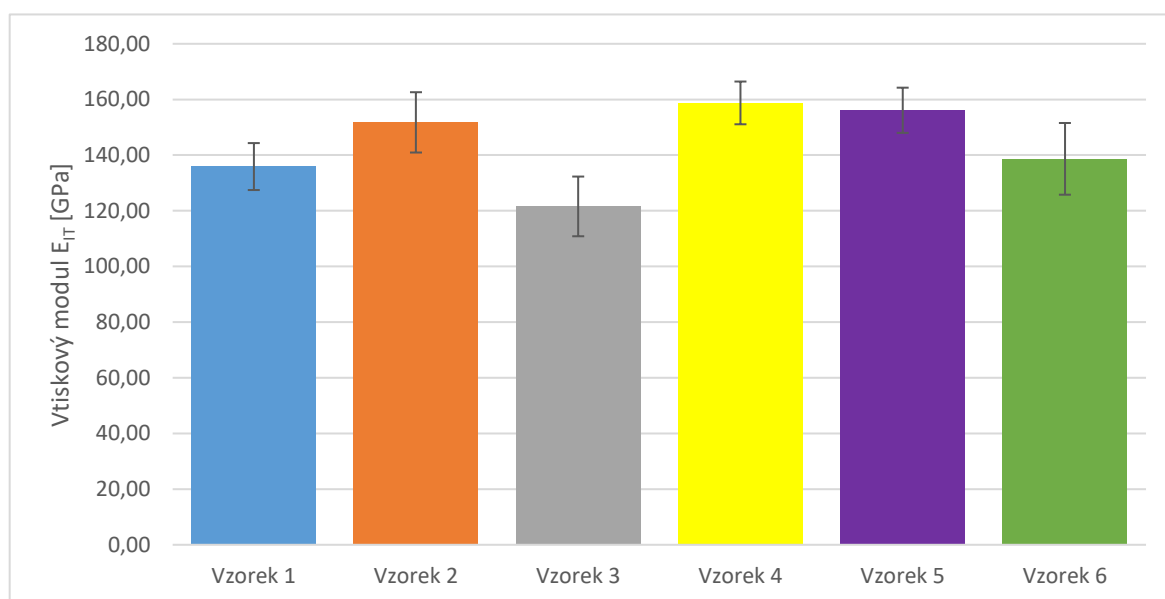
Vtiskový modul E_{IT} je určený pomocí směrnice tečny odtěžující křivky a odpovídá Youngověmu modulu pružnosti.

Tabulka 16. Naměřené hodnoty vtiskového modulu E_{IT} .

Měření	Vtiskový modul E_{IT} [GPa]					
	Vzorek 1	Vzorek 2	Vzorek 3	Vzorek 4	Vzorek 5	Vzorek 6
1	145,3	132,3	129,8	159,7	153,8	145,2
2	148,5	148,0	110,9	159,3	151,0	130,8
3	127,9	163,3	108,6	164,1	159,0	121,4
4	130,9	150,2	122,0	166,3	164,4	114,8
5	133,5	141,5	130,8	160,5	139,6	145,8
6	130,4	168,4	111,7	138,2	152,2	152,8
7	149,3	152,8	139,0	158,5	161,5	138,0
8	128,1	147,6	130,5	159,2	167,4	146,2
9	131,2	163,0	110,7	158,5	151,7	153,2
10	133,9	150,4	121,7	163,1	160,6	138,4
Aritmetický průměr	135,9	151,8	121,6	158,8	156,1	138,7
Směrodatná odchylka	8,4	10,8	10,7	7,7	8,1	12,9

Hodnota vtiskového modulu výchozího materiálu (vzorek 1) je $135,9 \pm 8,4$ GPa. Při měření vtiskového modulu E_{IT} byl zjištěn nárůst vtiskového modulu zakaleného povrchu při výchozím nastavení kalícího procesu o 15,9 GPa vůči nezakalenému materiálu, tedy na hodnotu $151,8 \pm 10,8$ GPa. Nejvyšší hodnoty dosáhl vzorek 4 u kterého po zakalení vtiskový modul dosáhl hodnoty $158,8 \pm 7,7$ GPa. V tomto případě mělo zmenšení plochy

paprsku za následek nárůst vtiskového modulu o 5 % vůči výchozímu nastavení (vzorek 2). Nejnižší hodnotu jsme změřili u vzorku 3 a to $121,6 \pm 10,7$ GPa. Jedná se o jediný vzorek, u kterého mělo zakalení za následek snížení vtiskového modulu E_{IT} vůči nezakalenému materiálu (vzorek 1). Z měření vyplývá, že snížení rychlosti posuvu mělo za následek snížení výsledného vtiskového modulu o 20 % vůči výchozímu nastavení (Vzorek 2). V následujícím obrázku (Obr. 31) je znázorněno porovnání jednotlivých výsledků měření vtiskového modulu E_{IT} .

Obrázek 31 Porovnání vtiskového modulu E_{IT}

Indentační hloubka

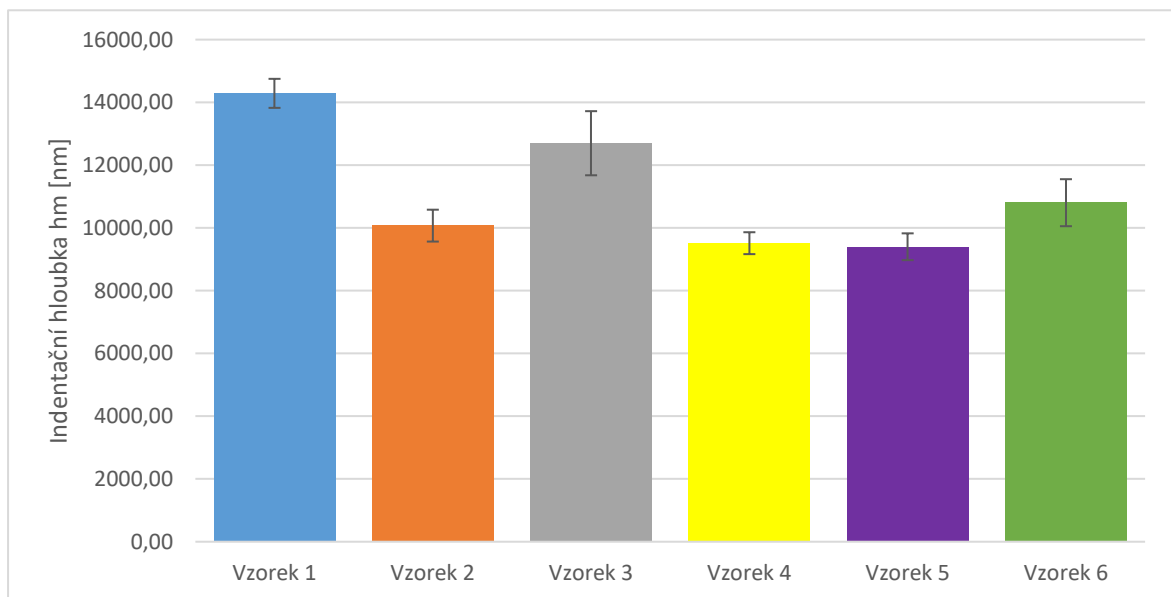
Jedná se o hloubku vniku indentoru do povrchové vrstvy testovaného materiálu.

Tabulka 17. Naměřené hodnoty indentační hloubky

Měření	Indentační hloubka h_m [nm]					
	Vzorek 1	Vzorek 2	Vzorek 3	Vzorek 4	Vzorek 5	Vzorek 6
1	13628,8	10637,1	11888,0	9525,8	9976,4	10698,4
2	13789,2	10003,9	13642,5	9450,4	9552,9	11864,6
3	14565,4	9440,9	13765,0	9245,8	9175,8	11483,4
4	14158,6	10572,1	12836,2	9302,4	9107,7	12119,8
5	14737,1	10684,6	11613,6	9395,1	10092,7	10258,7
6	14892,2	9543,0	13800,6	10462,8	9582,9	10106,1
7	13726,2	9802,0	11087,4	9427,8	9016,3	10604,1
8	14549,0	10025,4	11832,0	9548,7	8831,5	10240,1
9	14130,6	9456,1	13658,9	9485,7	9606,7	10082,8
10	14704,4	10561,0	12861,6	9286,7	9052,7	10575,7
Aritmetický průměr	14288,1	10072,6	12698,6	9513,1	9399,6	10803,4
Směrodatná odchylka	462,6	507,8	1021,5	349,0	426,7	748,6

Indentační hloubka u vzorku 1 dosahuje hloubky $14288,1 \pm 462,6$ nm. Vlivem zvýšení povrchové tvrdosti u výchozího nastavení (vzorek 2) došlo ke snížení hloubky indentace o 4215,5 nm vůči nezakalenému materiálu, tedy výsledná hloubka indentace byla $10072,6 \pm 507,8$ nm. Nejvyšší hodnoty hloubky indentace dosáhl vzorek 4, při hloubce 12698,6 nm. V tomto případě mělo snížení rychlosti posuvu mělo za následek zvětšení hloubky indentace o 26 % vůči vzorku 2. Nejnížší hodnoty indentační hloubky byly změřeny u vzorku 5, kdy průměrná hodnota indentace byla $9399,6 \pm 426,7$ nm. Jedná se tedy o snížení hloubky indentace o 7 % vůči výchozímu nastavení kalícího procesu. Ve všech případech mělo zakalení za následek snížení indentační hloubky.

V následujícím obrázku (Obr. 32) lze vidět grafické znázornění indentační hloubky jednotlivých vzorků.



Obrázek 32 Porovnání indentační hloubky hm

7.3 Porovnání jednotlivých nastavení kalícího procesu

Cílem této práce je porovnat vliv jednotlivých parametrů nastavení kalícího procesu na výsledné mechanické vlastnosti. Pro jednotlivá porovnání byla u zkušebních vzorků provedena zkouška tvrdosti podle Rockwella a následně zkoušky mikrotvrdosti s měřením dalších parametrů týkajících se zakalené povrchové mikrovrstvy. V tabulce (Tab. 18) jsou uvedeny výsledky jednotlivých měření s porovnáním vůči výchozímu nastavení (Vzorek 2). Z naměřených výsledků vyplývá jistá korelace mezi jednotlivými parametry mikrotvrdosti, kdy s rostoucí tvrdostí klesá hloubka indentace. Také je zde patrná závislost mezi vtiskovou tvrdostí a tvrdostí podle Vickerse.

Tabulka 18. Vyhodnocení výsledků měření.

	Tvrdość podle Rockwella [HRC]	Vtisková tvrdość H_{IT} [MPa]	Tvrdość podle Vickerse H_{VIT} [Vickers]	Vtiskový modul E_{IT} [GPa]	Indentační hloubka h_m [nm]
Vzorek 1	7,0	4969,1	469,0	151,8	10072,6
Vzorek 2	55,1	2999,4	283,1	121,6	12698,6
Vzorek 3	51,7	5635,8	531,9	158,8	9513,1
Vzorek 4	56,2	5842,7	551,5	156,1	9399,6
Vzorek 5	51,6	4292,9	405,2	138,7	10803,4
Vzorek 6	58,0	4969,1	469,0	151,8	10072,6

Při porovnání mechanických vlastností se vzorek 3 jeví jako nejméně vhodné nastavení, jelikož u něj dochází ke zhoršení všech měřených parametrů. V tomto případě snížení rychlosti posuvu kalící hlavy mělo za následek působení příliš vysokého množství tepelné energie na povrch materiálu s následným vznikem příliš velkého tepelného spádu, který bránil dostatečně rychlému odvodu tepla do materiálu. To mělo nejspíše za následek přehřátí povrchové vrstvy materiálu s následným vznikem nových struktur. Naopak vzorek 4 dosahuje nejlepších mechanických vlastností. U tohoto vzorku mělo zmenšení plochy paprsku za následek zvětšení tvrdosti podle Rockwella, tak i nárůst tvrdosti v tenké povrchové vrstvě. Tento nárůst tvrdosti byl způsoben působením tepelné energie na mnohem menší plochu materiálu. U vzorku 5 mělo snížení teploty paprsku velmi zajímavý výsledek. Přestože má tento vzorek nejvyšší hodnoty mikrotvrdosti, tak tvrdość podle Rockwella dosáhla nejnižší hodnoty ze všech zakalených vzorků. Z toho vyplývá, že snížení teploty mělo za následek vznik velmi tvrdé, ale velmi tenké vrstvy, která byla při měření podle Rockwella proražena zkušebním zatížením. Vzorek 6, který byl kalený pomocí nejvyšší teploty dosáhl největší hodnoty HRC, ale zároveň u něj došlo ke zhoršení mechanických vlastností mikro-povrchové vrstvy vůči výchozímu nastavení. U vzorku 6 nejspíše došlo také k přehřátí povrchové vrstvy materiálu s následným vznikem nových struktur jako u vzorku 3.

ZÁVĚR

Cílem této práce bylo seznámení se s technologií povrchového kalení pomocí laseru s následným porovnání vlivu jednotlivých nastavení kalícího procesu na výsledné mechanické vlastnosti.

Technologie laserového kalení spočívá v přepravě tepla na povrch materiálu pomocí laserového svazku. Jedná se o velmi progresivní technologii, která nachází uplatnění v poloautomatizované i automatizované výrobě. K časté implementaci této technologie dochází zejména díky těmto výhodám:

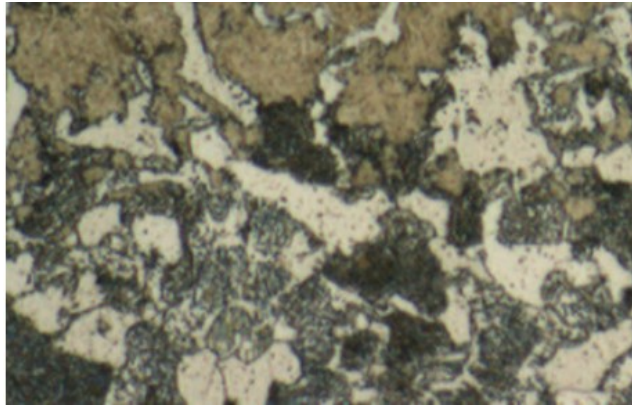
- kalení probíhá přesně v požadovaných místech, tudíž nedochází k ovlivňování okolního materiálu
- nízké teplotní deformace
- vysoká procesní rychlost a efektivita
- snadná automatizace procesu, možnosti řídit proces on-line.

Příprava vzorků pro experiment byla provedena ve firmě Kovomont – Přerov. V kovoobráběcím pracovišti byly ze zkoušeného materiálu EN C45 nařezány vzorky, které byly následně ofrézovány na požadovaný rozměr. Takto připravené vzorky byly poté vybroušeny pro získání kvalitního povrchu před kalením, jelikož se povrch již dále po zakalení neupravoval. Tímto způsobem bylo vyrobeno 6 zkušebních vzorků.

Na laserovém pracovišti, pomocí diodového laseru, bylo zakaleno 5 vzorků. Každý z těchto vzorků byl zakalen s jiným nastavením kalícího procesu. Vzorek 2 byl zakalen dle výchozího nastavení, který se v této firmě pro daný materiál využívá. V tabulce (Tab. 5, str. 38) jsou uvedeny parametry nastavení kalícího procesu pro jednotlivé vzorky.

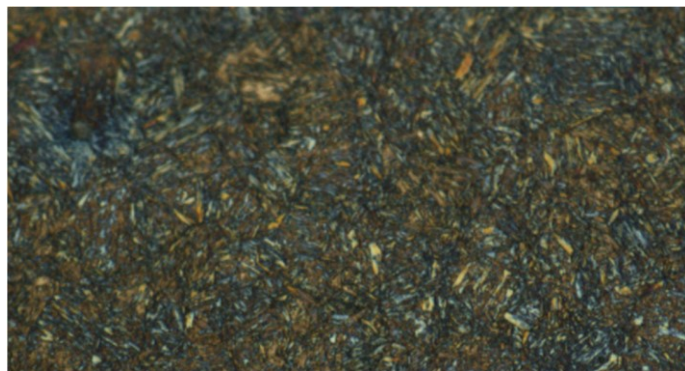
U zkušebních vzorků byla provedena zkouška tvrdosti podle Rockwella a následně zkoušky mikrotvrdosti s měřením dalších parametrů týkajících se zakalené povrchové mikrovrstvy. Měření bylo provedeno v laboratoři Ústavu výrobního inženýrství Fakulty technologické ve Zlíně.

U všech zakalených vzorků došlo k výraznému zlepšení mechanických vlastností vůči vzorku 1, který nebyl tepelně upraven. Z pohledu nárustu tvrdosti i mikrotvrdosti se jako nejvhodnější nastavení procesu kalení jeví zmenšení šířky paprsku (vzorek 4). K tomuto nárustu tvrdosti došlo změnou výchozí feriticko-perlitické struktury na martenzitickou. V následujícím obrázku (Obr. 33) lze pozorovat původní nezakalenou strukturu původního materiálu. Na obrázku lze vidět bílá feritická zrna a tmavá zrna perlitu.



Obrázek 33. feriticko martenzitická struktura
původního materiálu, zvětšeno 1200x [35].

Zakalením došlo k přeměně struktury materiálu v povrchové vrstvě na martenzit, jehož jemné jehlice lze pozorovat v následujícím obrázku (Obr. 34).



Obrázek 34. Martenzit v povrchové vrstvě,
zvětšení 1200x [35].

SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] KRAUS, Václav a Strojní Fakulta. *Tepelné zpracování a slinování*. Plzeň: Západočeská univerzita, 2013. ISBN 978-80-261-0260-1.
- [2] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. Brno : CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3.
- [3] HLUCHÝ, Miroslav a KOLOUCH, Jan. *Strojírenská technologie 1*. Praha : Scientia, 2002. ISBN 80-7183-262-6.
- [4] MACHEK, Václav. *Kovové materiály 1*. Praha : ČVUT, 2013. ISBN 978-80-01-05248-8.
- [5] JECH, Jaroslav. *Tepelné zpracování oceli*. Praha : Státní nakladatelství technické literatury, 1983. ISBN 04-408-83.
- [6] HUMPHREYS, Frederick John a HATHERLY, Max. *Recrystallization and related annealing phenomena*. Elsevier : Pergamon, 2004. ISBN 9780080441641.
- [7] TOTTEN, George E. *Steel heat treatment*. CRC Press, 2006. ISBN 0-8493-8452-4.
- [8] MATLÁK, Jiří. *Povrchové zpracování vybraných ocelí pomocí elektronového svazku*. diplomová práce. Brno : Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství. Ústav materiálových věd a inženýrství, 2013. str. 30.
- [9] DENISH BABU, P., BALASUBRAMANIAN, K.R. a BUVANASHEKARAN, G. *Laser surface hardening: A review*. Int. J. of Surface Science and Engineering, 14. 8. 2011. Sv. 5, 2/3, stránky 131-151. ISSN-7868.
- [10] NĚMEČEK, Stanislav a MUŽÍK, Tomáš. *ZPRACOVÁNÍ MATERIÁLŮ LASEREM-KALENÍ A SVAŘOVÁNÍ LASER MATERIAL PROCESSING–HARDENING AND WELDING*. Hradec nad Moravicí : METAL, 2009.
- [11] MOLIAN, P. A., RAJASEKHARA, H. S. *Laser Glazing of Boronized Iron and Tool Steels*. College of Engineering Iowa State University, 1986.
- [12] STEEN, William M. a MAZUMDER, Jyotirmoy. *Laser material processing*. London : Springer, 2010. ISBN 978-1-84996-062-5.
- [13] JANEZ, Grum. *Comparison of different techniques of laser surface hardening*. Journal of Achievements of Materials and Manufacturing Engineering. 2007. Sv. 1, 24. ISSN 1734-8412.
- [14] NOVÁK, Miroslav a Jakub RYBA. *Seriál na téma lasery: Základní princip laseru a jejich dělení*. L. LAO: Lasery a optika [online]. 2011. [cit. 2020-12-12]. Dostupné z: <http://www.lao.cz/lao-info-49/serial-na-tema-lasery---zakladni-princip-laseru-a-jejich-deleni-127>

- [15] LAPŠANSKÁ, Hana. *Laserové technologie v praxi*. Olomouc : Moravská vysoká škola Olomouc, 2010. ISBN 978-80-87240-65-6.
- [16] HOFMANN, Jaroslav a URBANOVÁ, Marie. *Fyzika I*. Praha : Vydavatelství VŠCHT, 2011. ISBN 978-80-7080-777-4.
- [17] MRŇA, Libor. Monotematická příloha / Spojování a dělení. *Laserové technologie v průmyslové praxi*. MM Průmyslové spektrum. [online]. 2015. [cit. 2020-12-14]. Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/laserove-technologie-v-prumyslove-praxi>
- [18] NOVÁK, Miroslav. *Seriál na téma lasery: Hlavní typy laserů používaných v průmyslu*. L. LAO: Lasery a optika [online]. 2011. [cit. 2020-12-14]. Dostupné z: <http://www.lao.cz/lao-info-49/serial-na-tema-lasery---hlavni-typy-laseru-pouzivanych-v-prumyslu-128>
- [19] URBAN, František. *Braggovy mřížky v optických vláknech*. diplomová práce. Brno : Vysoké učení technické v Brně, Fakulta elektrotechniky a komunikačních technologií, Ústav telekomunikací, 2014.
- [20] THELNING, Karl-Erik. *Steel and Its Heat Treatment-2nd ed*. Butterworth-Heinemann, 2000. ISBN 0408014245.
- [21] MACHEK, Václav a SODOMKA, Jaromír. *Vlastnosti kovových materiálů*. Praha : Nakladatelství ČVUT, 2007. ISBN 978-80-01-03686-0.
- [22] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu I*. Brno : CERM, 2003. ISBN 80-7204-283-1.
- [23] HERRMANN, Konrad. *Hardness Testing: Principles and Applications*. Ohio : ASM International, 2011. ISBN-10: 0-61503-832-9.
- [24] AUFFAHRTOVÁ, Pavla. *Mikrotvrdomost kovových materiálů*. Zlín: Univerzita Tomáše Bati ve Zlíně, 2013, 79 s. Dostupné také z: <http://hdl.handle.net/10563/24218>. Univerzita Tomáše Bati ve Zlíně. Fakulta technologická, Ústav výrobního inženýrství. Vedoucí práce Ovsík, Martin.
- [25] Konstrukční ocel ČSN 12050. *T-PROM S.R.O.* [online]. 2015 [cit. 2020-04-02]. Dostupné z: <http://www.tprom.cz/wiki/ocel/12050>
- [26] Gravitační pásová pila 230x280 GH-LP. *PEGAS GONDA*. [online]. [cit. 2020-04-02]. Dostupné z: <https://www.pilygonda.cz/pasova-pila-230x280-gh-lr>
- [27] Stroje/Frézka/Svislá/ #13427. *STROJE SVOBODA S.R.O.* [online]. [cit. 2020-04-02]. Dostupné z: <https://strojesvoboda.cz/13427>

- [28] BPH 20. *PROCHÁZKA – MORAVEC PRODEJ A OPRAVY BROUSÍCÍCH STROJŮ*. [online]. 2009 [cit. 2020-04-07]. Dostupné z: <http://www.opravybrusek.cz/stroje/BPH20/>
- [29] LDM DIODE LASER. *LASERLINES*. [online]. 2018. [cit. 2020-04-07]. Dostupné z: <https://www.laserlines.co.uk/products/ldm-series/>
- [30] FANUC M-20iA/35M. *ROBOTWORX*. [online]. 2021. [cit. 2020-04-07]. Dostupné z: <https://www.robots.com/robots/fanuc-m-20ia-35m>
- [31] M-20iA/35M*. *FANUC*. [online]. 2020. [cit. 2020-04-07]. Dostupné z: https://www.fanucamerica.com/cmsmedia/datasheets/M-20iA_35M%20Product%20Information_299.pdf
- [32] Vybavení. *LASKAL*. [online]. 2019. [cit. 2020-04-07]. Dostupné z: <https://www.laskal.cz/vybaveni/>
- [33] Tvrdoměr Rockwell 150 ANALOG. *UNI-MAX*. [online]. 2021. [cit. 2020-04-07]. Dostupné z: <https://www.uni-max.cz/produkty/vybaveni-dilen/meridla/tvrdomery/tvrdomer-rockwell-150-analog>
- [34] CSM Instruments. *SMTNET*. [online]. 2021. [cit. 2020-04-07]. Dostupné z: https://smtnet.com/company/index.cfm?fuseaction=view_company&company_id=53901
- [35] BAZALOVÁ, Lucie. *Povrchové kalení ocelí výkonovým polovodičovým laserem*. diplomová práce. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2014.

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

Popř.	Popřípadě
Obr.	Obrázek
Tab.	tabulka
Fe-Fe ₃ C	Metastabilní soustava železo – karbid železa
M _s	start růstu martenzitu
M _f	konec růstu martenzitu
ARA	anizotermický rozpad austenitu
LPSS	LAMP PUMPED SOLID STATE
DPSS	DIODE PUMPED SOLID STATE
RF	Radio-frekvenční
DC	Stejnoseměrný elektrický proud
PN	Rozhraní polovodiče
Nd: YAG	Neodym: yttrito-hlinitý granát
CO ₂	Oxid uhličitý
HBW	Tvrдость podle Brinella
HRA	Tvrдость podle Rockwella typ A
HRB	Tvrдость podle Rockwella typ B
HRC	Tvrдость podle Rockwella typ C
HRD	Tvrдость podle Rockwella typ D
HRE	Tvrдость podle Rockwella typ E
HRF	Tvrдость podle Rockwella typ F
HRG	Tvrдость podle Rockwella typ G
HRH	Tvrдость podle Rockwella typ H
HRK	Tvrдость podle Rockwella typ K
HV	Tvrдость podle Vickerse
H _{IT}	Vtisková tvrдость
H _{VIT}	mikrotvrдость podle Vickerse
E _{IT}	Vtiskový modul
hm	indentační hloubka
Q	Tok energie
N	Newton
F	Síla

F ₀	Předběžné zatížení
F ₁	Přídavné zatížení
T	teplota
s	sekunda
kHz	kilohertz
MHz	megahertz
°C	stupňů Celsia
mm	milimetr
nm	nanometr
kW	Kilowatt
mm/s	milimetr za sekundu
mm · mrad	milimetr · miliradián
ot/min	otáčky za minutu
MPa	Megapascal
GPa	Gigapascal
μm	mikrometr
V	Volt
kg	kilogram
°	stupeň
W/cm ²	měrný výkon
N ₂	Dusík
P	Fosfor
S	Síra
Er	Erbium
Yb	Ytterbium
Tm	Thulium
C	Uhlík
Mn	Mangan
Si	Křemík
Cr	Chrom
Mo	Molybden
N	Dusík

SEZNAM OBRÁZKŮ

Obrázek 1. Část diagramu Fe-Fe ₃ C [2].....	12
Obrázek 2. Oblast žhacích teplot v Fe-Fe ₃ C (a – ke snížení vnitřního pnutí, b – rekrytalizační, c – na měkko, d – homogenizační, e – normalizační) [1].	13
Obrázek 3. Rozmezí teplot žhání na měkko [5].	15
Obrázek 4. Pásmo kalících teplot [2].....	17
Obrázek 5. Struktura zakalené nadeutektoidní oceli a) kaleno z teploty 30 až 50 °C nad A _{c1} (zvětšeno 1000x); b) kaleno z teploty nad A _{cm} (zvětšeno 100x) [2].....	18
Obrázek 6. Ochlazovací křivky [2].	18
Obrázek 7. Diagram prokalitelnosti oceli: vlevo - schéma křivky (a – značně prokalitelné, b – málo prokalitelné), vpravo – schéma pásma prokalitelnosti konkrétní oceli [4].....	19
Obrázek 8. schematické znázornění ochlazování [1].....	20
Obrázek 9. Rozdíl průběhu kalení eutektoidní oceli v diagramu ARA (a – přímé, b – lomené, c – termální) [4].	21
Obrázek 10 Schéma průběhu izotermického kalení [7].	22
Obrázek 11. Vliv rychlosti ohřevu na kalící teploty [1].	23
Obrázek 12. Vliv rychlosti pohybu na hloubku zakalení [1].	26
Obrázek 13. Schéma generátoru laserového paprsku [15].	28
Obrázek 14. Vznik laserového svazku [14].	28
Obrázek 15 Vznik DPSS Nd:YAG laseru [15].....	30
Obrázek 16. Vznik vláknového laseru [18].	30
Obrázek 17 Princip deskového CO ₂ laseru [15].	31
Obrázek 18. Kalící středisko Kovomont Přerov.	39
Obrázek 19. Gravitační pásová pila 230x280 GH-LR [26].	39
Obrázek 20. Frézka FA3V [27].	40
Obrázek 21. Bruska BP 20 [28].	41
Obrázek 22. Diodový laserový zdroj [29].	42
Obrázek 23. Průmyslový robot [31].	43
Obrázek 24. Kalící hlavice [32].	44
Obrázek 25. Tvrdoměr Rockwell 150 A [33].	45
Obrázek 26. Průběh měření.	46
Obrázek 27. Micro-combi tester.	46
Obrázek 28. Porovnání tvrdosti HRC.	48
Obrázek 29 Porovnání vtiskové tvrdosti H _{IT}	49
Obrázek 30. Porovnání tvrdosti podle Vickerse H _{VIT}	51
Obrázek 31 Porovnání vtiskového modulu E _{IT}	52

Obrázek 32 Porovnání indentační hloubky hm.....	53
Obrázek 33. feriticko martenzitická struktura původního materiálu, zvětšeno 1200x [35].	56
Obrázek 34. Martenzit v povrchové vrstvě, zvětšení 1200x [35].....	56

SEZNAM TABULEK

Tabulka 1 Charakteristika různých zdrojů ohřevu (převzato [1]).....	24
Tabulka 2. Velikost zatížení podle průměru indentoru [20].	34
Tabulka 3. Velikost zatížení podle průměru indentoru [3,21].	34
Tabulka 4. Zkoušky tvrdosti podle Vickerse [3].	35
Tabulka 5. Nastavení kalícího procesu.	38
Tabulka 6. Technické parametry pásové pily [26].	40
Tabulka 7. Řezné parametry pásové pily [26].	40
Tabulka 8. Technické parametry svislé frézky [27].	41
Tabulka 9. Technické parametry rovinné brusky [28].	42
Tabulka 10. Technické parametry diodového laserového zdroje [29].	42
Tabulka 11. Technické parametry průmyslového robota [30].	43
Tabulka 12. Technické parametry tvrdoměru Rockwell [33].	45
Tabulka 13. Naměřené hodnoty tvrdosti podle Rockwella HRC	47
Tabulka 14. Naměřené hodnoty vtiskové tvrdosti H_{IT}	48
Tabulka 15. Naměřené hodnoty mikrotvrdosti podle Vickerse H_{VIT}	50
Tabulka 16. Naměřené hodnoty vtiskového modulu E_{IT}	51
Tabulka 17. Naměřené hodnoty indentační hloubky	52
Tabulka 18. Vyhodnocení výsledků měření.	54