

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

NÍZKOTELOTNÍ A KRYOGENNÍ ZPRACOVÁNÍ CEMENTOVANÝCH SOUČÁSTÍ

LOW TEMPERATURE AND CRYOGENIC TREATMENT OF CASEHARDENED PARTS

DIPLOMOVÁ PRÁCE
MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

BC. LENKA BÍLKOVÁ

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

ING. MILOSLAV KOUŘIL, CSC.

BRNO 2008

ABSTRAKT

Tato práce se zabývá posouzení vlivu nízkoteplotního zpracování na strukturu a vlastnosti cementované povrchové vrstvy součástí. Jedná se o posouzení, zda je nízkoteplotní zpracování pro daný účel postačující, nedostačující či nadbytečné.

Jako vzorky byly použity ozubená kola, která jsou součástí převodové skříně traktorů Zetor. Bylo použito třináct dvojic vymražených a nevymražených vzorků, vzatých z výrobních dávek v průběhu roku 2007, u kterých byla posuzována tvrdost a dále byl proveden vlastní experiment s vymražením cementovaných a kalených vzorků na různé teploty až do -196°C . U většiny vymražených vzorků byl zaznamenán mírný nárůst tvrdosti, což prokázalo účelnost daného nízkoteplotního zpracování.

Klíčová slova

Cementace, nízkoteplotní zpracování, kalení, vymrazování, popouštění

ABSTRACT

This work deals with the assessment of the influence of low-temperature treatment on the structure and properties of casehardened surface layer of parts. The objective was to assess whether low-temperature treatment is sufficient, insufficient, or unnecessary for the given purpose.

Gears which form a part of Zetor tractors gear boxes were used as samples. Thirteen pairs of frozen and non-frozen samples were used; they were taken from production batches throughout 2007, their hardness was assessed and furthermore, the experiment itself, freezing casehardened and hardened samples to different temperatures reaching as low as -196°C , was carried out. A moderate increase in hardness was registered with the majority of the frozen samples, which proved the effectiveness of the low-temperature treatment.

Keywords

Case-hardening, Low-temperature treatment, Hardening, Freezing, Tempering

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

BÍLKOVÁ, L. *Nízkoteplotní a kryogenní zpracování cementačních součástí*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2008. 55 s. Vedoucí diplomové práce Ing. Miloslav Kouřil, CSc.

Čestné prohlášení

„Prohlašuji, že jsem tuto diplomovou práci zpracovala samostatně a použila pramenů uvedených v seznamu literatury.“

V Brně 23.5. 2008

.....
Lenka Bílková

Poděkování

Děkuji panu ing. Miloslavu Kouřilovi, CSc. za pomoc při vypracování a vedení mojí diplomové práce.

OBSAH

OBSAH	6
1. ÚVOD A CÍL PRÁCE	7
2. LITERÁRNÍ ČÁST	8-29
2.1. TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ SLITIN ŽELEZA.....	8
2.2. KALENÍ.....	10
2.2.1. Martenzitická transformace.....	10
2.2.2. Zbytkový austenit.....	11
2.2.3. Kalicí prostředí.....	11
2.2.4. Způsoby kalení.....	15
2.3. CHEMICKO-TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ.....	17
2.4. OCELI K CEMENTOVÁNÍ.....	20
2.5. VLIV LEGUJÍCÍCH PRVKŮ.....	22
2.6. NÍZKOTEPLTNÍ ZPRACOVÁNÍ KALENÝCH SOUČÁSTÍ.....	25
2.6.1. Kalení se zmrazováním.....	25
2.6.2. Technologické prostředky pro dosažení nízkých teplot.....	26
2.6.2.1. Mrazicí boxy.....	26
2.6.2.2. Chlazení pomocí tuhého CO ₂ s použitím popouštěcí pece (systém QIP).....	28
2.6.2.3. Strojní chladicí zařízení.....	29
3. POUŽITÉ MATERIÁLY A POKUSNÁ TECHNIKA	30-38
3.1. POKUSNÝ MATERIÁL.....	30
3.2. ZAŘÍZENÍ PRO TZ.....	31
3.2.1. Zařízení pro cementaci a kalení.....	31
3.2.2. Zařízení pro vymrazování.....	33
3.3. PŘÍPRAVA VZORKŮ A METODIKA MĚŘENÍ.....	36
3.3.1. Příprava vzorků.....	36
3.3.2. Srovnávací experiment.....	36
3.3.3. Měření zbytkového austenitu.....	36
3.3.4. Měření mikrotvrdosti.....	37
3.3.5. Chemický rozbor.....	38
4. VÝSLEDKY A JEJICH VYHODNOCENÍ	39-51
4.1. VÝSLEDKY CHEMICKÉHO ROZBORU.....	39
4.2. VÝSLEDKY MĚŘENÍ TVRDOSTI – KALENÍ S VYMRAZENÍM V PECI.....	39
4.3. VÝSLEDKY MĚŘENÍ TVRDOSTI – VYMRAZENÍ TUHÝM CO ₂ A TEKUTÝM N ₂	44
4.3.1. První série.....	44
4.3.2. Druhá série.....	47
4.4. METALOGRAFIE A ZBYTKOVÝ AUSTENIT.....	48
5. DISKUSE	52
6. ZÁVĚR	53
7. SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ	54

1. Úvod a cíl práce

Práce se zabývá posouzením vlivu nízkoteplotního zpracování na strukturu a vlastnosti cementované povrchové vrstvy ozubeného kola převodové skříně traktorů Zetor. Toto ozubené kolo je vyrobeno z chromniklové cementační oceli podle ČSN 416231, tj. značky 16231 a patří k nejvíce namáhaným součástem v pohonné jednotce traktoru. Díra kola slouží jako vnější kroužek valivého kuželíkového ložiska, evolventní ozubení na povrchu a drážkování pak slouží pro přenos krouticího momentu. Na tuto součást jsou kladeny vysoké požadavky z hlediska životnosti, mimo jiné i proto, že jeho výměna je spojena s poměrně komplikovanou demontáží a montáží.

Nízkoteplotní zpracování, tzv. vymražení po kalení je jednou z možností obdržení kvalitní struktury cementovaných a kalených povrchových vrstev na součástech pracujících v podmínkách kontaktní únavy. Účelem je minimalizace množství zbytkového austenitu, jako měkké a plastické fáze o nízké mezi kluzu, jejíž přítomnost se projevuje snížením plošné povrchové tvrdosti a zejména snížením odolnosti proti kontaktní únavě u valivých ložisek, ozubených kol a jiných podobně zatěžovaných součástí. Dalším důvodem ke snížení obsahu zbytkového austenitu, je omezení rizika vzniku tzv. brusných trhlin, které vznikají v důsledku mikroohřevu při odběru třísky brusným zrnem a dalších negativních projevů přítomnosti této fáze.

Vymrazování součástí je spojeno s určitými náklady na chladicí medium, resp. provoz chladicího zařízení, dále s náklady spojenými s prodloužením průběžného technologického času pro celé tepelné zpracování až o několik hodin a s příslušnými osobními náklady. Je tedy vhodné zabývat se otázkou, zda vymrazování plní svůj účel ve vazbě na dosaženou změnu složení struktury a na předpoklad zlepšení životnosti součástí.

Cílem práce bylo vyhodnotit vlastnosti vzorků ozubených kol zpracovávaných včetně vymražení v uplynulém období cca jednoho roku, porovnat je se vzorky nevymraženými, a dále s přispěním vlastního experimentu posoudit, zda vymrazování plní svůj účel. [14]

2. Literární část

2.1. Tepelné zpracování slitin železa

Tepelným zpracováním se rozumí řízené využívání fázových a strukturních přeměn v tuhém stavu s cílem získat požadované mechanické, technologické či jiné užité vlastnosti výrobku nebo polotovaru. V průběhu tepelného zpracování se většinou využívá řízených změn teploty (vlastní tepelné zpracování – TZ), změn chemického složení povrchových vrstev a teploty (chemicko-tepelné zpracování – CHTZ) nebo přeměn teploty a důsledků plastické deformace (tepelně-mechanické zpracování – TMZ).

Technologie TZ vycházejí z teorie fázových přeměn. Vlastní technologie TZ však zohledňují i konkrétní velikost a tvar zpracovávaných součástí, požadavky na kvalitu povrchu (okujení, oduhličení apod.), rozměrovou a tvarovou stabilitu, včetně jejich integrity. V průběhu TZ totiž mohou např. vnitřní napětí dosáhnout takové úrovně, že dochází až k překročení meze pevnosti a ke vzniku trhlin.

Žiháním je zpravidla označován takový způsob TZ, jehož cílem je přiblížení se k rovnovážnému strukturnímu stavu. Naopak při *kalení* vzniká silně nerovnovážený stav v důsledku martenzitické, popř. bainitické přeměny. Popouštěním se snižuje stupeň nerovnovážnosti zakaleného stavu což je zpravidla provázeno i snížením tvrdosti a poklesem úrovně vnitřních napětí.

K ohřevu součástí slouží většinou pece nebo lázně. V průmyslových pecích (komorové, vozové, šachtové) se zpravidla pracuje se vzdušnou atmosférou (elektricky vytápěné pece), s atmosférou tvořenou zplodinami hoření (pece přímo vytápěné plynem) a aktivními či inertními ochrannými atmosférami v případě pecí s plynotěsnou vložkou (muflí, retortou) a nepřímým elektrickým či plynovým ohřevem nebo s vakuem.

Vzdušný kyslík v atmosféře pece vede zejména k oxidaci (tvorba okují) a k oduhličování. Aby se potlačily tyto nežádoucí změny v povrchových vrstvách výrobků, používají se v kusové výrobě různé druhy nátěrů nebo zábalů. Inertní atmosféry (argon, dusík) slouží k dokonalejšímu stupni ochrany povrchu, neumožňují ovšem obohacování povrchu součástí žádoucími přísadami. Dosažení žádaného nasycení povrchu různými prvky, tedy chemicko tepelné zpracování, umožňují až aktivní řízené ochranné atmosféry obsahující CO, CH₄, CO₂ a H₂O resp. NH₃ nebo ohřev ve vakuu (10⁻¹ až 10⁻²Pa) s malým množstvím aktivních plynů (C₂H₂+N₂ apod.).

Menší předměty, zpravidla z legovaných ocelí, se ohřívají v lázních roztavených solí (uhličitany, chloridy), roztavených kovů (Pb) nebo slitin (Pb-Sn). U tzv. Solných lázní se dá dosáhnout vhodnou kombinací chemického složení též chemicko tepelného účinku, zejména cementace, nitrocementace, karbonitridace a nitridace [4, 6]

Přehled hlavních způsobů tepelného zpracování (TZ, CHTZ a TMZ) [4]

TZ	žihání	bez překrytalizace s překrytalizací	<ul style="list-style-type: none"> - na snížení vnitřních (vlastních) napětí - rekrytalizační - na měkko - rozpouštěcí ohřev s ochlazením do vody - na odstranění křehkosti po moření - protivločkové - homogenizační - normalizační - izotermické - kombinované
	kalení	martenzické bainitické	<ul style="list-style-type: none"> - do studené lázně (přímé, lomené, přerušované) - do teplé lázně (termální) - se zmrazováním - povrchové kalení - do studené lázně - do teplé lázně (izotermické zušlechťování)
	popouštění martenzitu (žihání martenzitu)	při nízkých teplotách při vysokých teplotách	<ul style="list-style-type: none"> - napouštění - (anizotermické) zušlechťování
CHTZ	vytvoření povrchových vrstev se zvláštními vlastnostmi	sycení povrchu nekovy za účelem zvýšení tvrdosti ostatní CHTZ	<ul style="list-style-type: none"> - cementování - nitrocementování - nitridování - karbonitridování - boridování - alitování - sulfonitridace - ...a další různé metody CHTZ
TMZ	využití účinků plastické deformace a fázové přeměny	deformace před fázovou přeměnou deformace během izotermické fázové přeměny	deformace austenitu před martenzickou přeměnou (nízkoteplotní – NMTZ, vysokoteplotní – VMTZ) deformace během perlitické, popř. bainitické přeměny

2.2. Kalení

2.2.1. Martenzitická transformace

Podstatou kalení je martenzitická transformace. Ochlazujeme-li vzorek z oblasti teplot stabilního austenitu dostatečně rychle (tak, aby jeho austenitická struktura prošla oblastí teplot perlitické a bainitické reakce beze změny), transformuje při nízkých teplotách *martenziticky*.

Teploty martenzitické reakce jsou tak nízké, že při nich v ocelích není prakticky možná ani substituční difuze, ani difuze intersticiální. Proto je chemické složení vznikajícího martenzitu totožné se složením původního austenitu a přesuny atomů při transformaci jsou možné jen vzdálenosti kratší než je meziatomová vzdálenost v mřížce (jde o relativní přesuny atomů vzhledem k jejich nejbližším sousedům). Mluvíme proto o bezdifúzní přeměně.

Ve srovnání s perlitickou přeměnou pozorujeme u kinetiky martenzitické transformace některé zvláštní rysy:

- a) teploty, při kterých martenzitická transformace v oceli začíná (i končí), nezávisí na rychlosti ochlazování austenitu. Teplota počátku martenzitické transformace je funkcí stavu austenitu – především jeho chemického složení. Označuje se symbolem M_s .
- b) martenzitická reakce v ocelích začíná po dosažení teploty M_s ihned, tj. bez inkubační doby. Každé teplotě pod M_s odpovídá u dané oceli určitý podíl martenzitu. Tohoto podílu martenzitu se dosáhne ihned po snížení teploty na danou výši, setrvání při konstantní teplotě pod M_s množství martenzitu nezvyšuje. Aby se vytvořil další martenzit, je nutno teplotu dále snížit. Pro každou ocel dostáváme tak charakteristickou závislost mezi teplotou a podílem martenzitické fáze ve struktuře – tzv. *martenzitickou křivku*, ležící mezi teplotou M_s (počátek tvorby martenzitu) a teplotou M_f (konec tvorby martenzitu).

Teplota M_f není definována jako teplota, při které ve struktuře zakalené oceli mizí poslední austenit a je přítomen pouze martenzit; i pod M_f zůstává určitý podíl austenitu netransformován a M_f definujeme jako teplotu, pod kterou již atermická martenzitická transformace neprobíhá (nebo přesněji řečeno její rozsah je zanedbatelně malý). Vedle atermické martenzitické transformace charakteristické pro oceli existuje v některých substitučních slitinách železa nebo ve slitinách neželezných kovů též tzv. izotermická martenzitická transformace, jejíž kinetika je charakterizována postupnou přeměnou austenitu na martenzit v průběhu izotermické výdrže. Proti izotermické transformaci austenit/perlit je zde ovšem rozdíl: zatímco izotermická reakce proběhne pod A_1 úplně (na 100% perlitu je-li k dispozici dostatečně dlouhá doba), izotermická transformace se zastavuje i když vedle martenzitu zbývá ve struktuře ještě austenit.

Martenzitická transformace je podobně jako jiné reakce při tepelném zpracování kovů podmíněna existencí zárodků a jejich růstem. Na rozdíl od jiných reakcí se však martenzitická reakce v ocelích vyznačuje velmi velkou rychlostí růstu částic (převyšuje $10^3 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$, tj. leží na úrovni rychlosti zvuku v kovech). Jakmile proto některá částice martenzitu začne růst, vyroste do své konečné velikosti prakticky okamžitě (růst částice přestává tehdy, když její čelo narazí na překážku). Průběh reakce (martenzitická křivka atermické reakce nebo kinetická křivka izotermické reakce) je proto dán stěrní velikostí částic martenzitu a rychlostí nukleace.

Aby byla splněna podmínka, že martenzitická přeměna je bezdifúzní, tj. že při přeměně mřížky se atomy posouvají vzhledem ke svým sousedům o úseky kratší, než jsou meziatomové vzdálenosti, musí v průběhu přeměny být zachována (alespoň zčásti) souvislost mezi mřížkou rostoucího martenzitu a okolního austenitu – hranice mezi těmito fázemi musí

být alespoň částečně koherentní. To znamená, že v ideálním případě musí existovat rovina, ve které se vzájemné polohy atomů, při transformaci austenit \rightarrow martenzit nemění (rozmístění atomů v rovině je stejné pro mřížku austenitu i martenzitu, rovněž orientace této roviny v prostoru se při přeměně nemění).

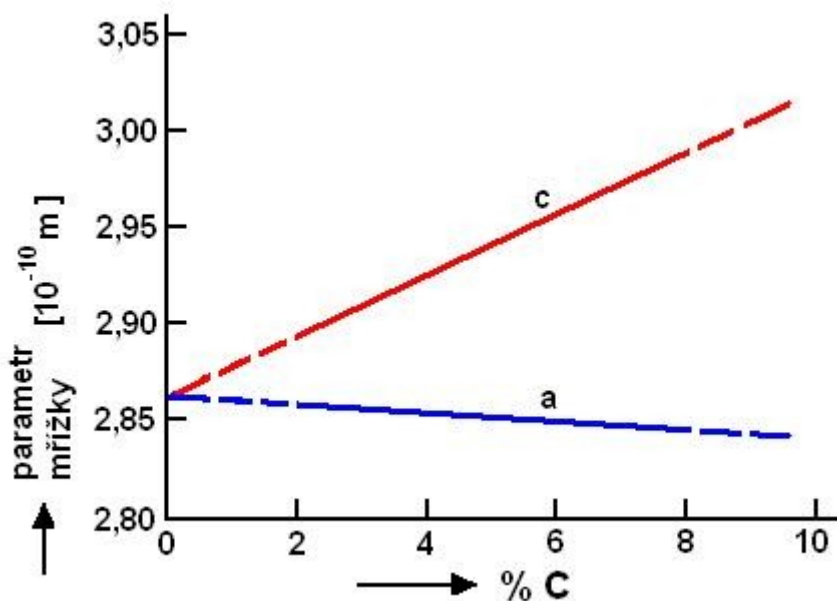
Transformace spočívá v homogenním smyku sousedních rovin proti sobě, případně ve změně vzdálenosti mezi nimi. Taková transformace je svou povahou podobná deformaci (vzniku deformačních dvojčat) a pro její uskutečnění budou platit podobné podmínky jako pro vznik tohoto druhu deformace: může probíhat obrovskou rychlostí a k jejímu vyvolání není nutná teplotní aktivace – stačí, aby na atomy v polohách staré mřížky působily dostatečně velké síly. Podle Bainova modelu se martenzitická transformace uskuteční záměnou charakteru krystalografické soustavy. Kubická plošně centrovaná mřížka může přetransformovat na mřížku tetragonální prostorově centrovanou pouhým stlačením ve směru osy Z, anebo roztážením ve směru os X, Y.

Ve skutečných podmínkách není obvykle koherence mřížky austenitu a martenzitu v rovině styku dokonalá pouhá homogenní deformace mřížky k transformaci nestačí. Tato deformace je proto doprovázena ještě nekoherentní deformací, která vyrovnává rozdíly mezi změnou mřížky a skutečnou změnou tvaru transformačního objemu. Můžeme si to představit tak, že okolí částic vzorku kladou odpor změně tvaru transformujícího objemu, vyvolávají v něm napětí a ta posléze vedou k plastické deformaci.

Podle povahy slitiny se tato plastická deformace nejčastěji uskutečňuje skluzem nebo tvorbou dvojčat, v některých případech též tvorbou vrstevných chyb. Vzniká tak tzv. *substruktura martenzitu*, charakterizována podle povahy nehomogenní deformace buď spleť dislokačních čar, velkým počtem jemných dvojčat nebo vrstevnými chybami. Vysoká hustota poruch, které takto v martenzitu vznikají, odpovídá struktuře slitin po velké plastické deformaci. Také mechanické vlastnosti martenzitických struktur jsou tím spoluurčeny: tvrdost a pevnost je zvýšena, tvárnost a houževnatost je snížena.

Ve slitinách železo – uhlík (např. v ocelích) přistupuje k tomuto zdroji zvýšené tvrdosti martenzitu ještě druhý faktor (který je dokonce mnohem významnější než samotná zvýšená hustota mřížkových poruch). Je to přítomnost velkého množství intersticiálních atomů uhlíku v mřížce martenzitu. Protože je martenzitická přeměna bezdifuzní, zůstávají atomy uhlíku v martenzitu na těch místech, kde byly předtím v austenitu. Vzhledem k podstatným rozdílům v rozpustnosti intersticiálních prvků v plošně centrované a prostorově centrované mřížce železa je stupeň přesycení martenzitu uhlíkem v ocelích obrovský. Intersticiální atomy deformují (v oktaedrických polohách) mřížku α -železa z kubické na tetragonální – v martenzitu se stupeň tetragonality zvyšuje přibližně lineárně s obsahem uhlíku. Diagram na obr. 2.5.1 ovšem zachycuje pouze střední deformaci mřížky. Ve skutečnosti je deformace v objemu rozdělena nerovnoměrně. Nejvyšší je v bezprostředním okolí intersticiálního atomu, ve větších vzdálenostech je nejmenší. Díky tomu se znesnadňuje pohyb dislokací v mřížce martenzitu a tvrdost zakalené oceli se s rostoucím obsahem uhlíku zvyšuje.

Mikrostruktura oceli zakalené na martenzit je tvořena jehlicemi nebo deskami martenzitu, mezi nimiž je uložen netransformovaný zbytkový austenit.[1]



Obr. 2.2.1.1: Vliv obsahu uhlíku na mřížkové parametry martenzitu

2.2.2. Zbytkový austenit

Austenit, který zůstává zachován ve struktuře kalené oceli, se označuje jako *zbytkový austenit*. Jeho množství je v úzkém vztahu ke stabilitě austenitu a všechny vlivy, které zvyšují také podíl zbytkového austenitu po zakalení. V podstatě tedy jeho přítomnost po kalení do lázně za pokojové teploty závisí na teplotním rozsahu martenzitické přeměny martenzitické oblasti (zejména výška teploty M_f), na možnosti stabilizace austenitu a na velikosti zrna austenitu; při snižování teploty hluboko pod 0°C má vliv samovolné zastavení přeměny. Proto množství zbytkového austenitu po kalení do lázně o pokojové teplotě poměrně prudce vzrůstá s obsahem uhlíku. Oceli se středním obsahem uhlíku mívají asi 2 až 5% zbytkového austenitu po zakalení. Veliký vliv mají také přísadové prvky a u bohatě legovaných ocelí s vyšším obsahem uhlíku bývá podíl zbytkového austenitu až desítky procent. Je-li teplota M_s těchto ocelí (nebo slitin) nižší než pokojová teplota, zůstává jejich struktura po ochlazení austenitická. Vliv některých přísad na množství zbytkového austenitu vzrůstá se zmenšujícím se zrnem austenitu a s klesající rychlostí ochlazování, takže je největší při kritické rychlosti kalení. [7]

2.2.3. Kalící prostředí

Cílem kalení je martenzitická struktura v předem stanovené části průřezu, ve které rychlost ochlazování musí být větší než rychlost kritická. Optimální ochlazovací prostředí je takové, které umožní ochlazování příslušných objemů rychlostí jen o málo překračující rychlost kritickou, neboť nadměrně velká ochlazovací rychlost vede ke zvětšení úrovně vnitřních teplotních a strukturních napětí. Uvedené optimální ochlazovací prostředí by mělo mít ochlazovací účinnost velikou v oblasti perlitické přeměny (650 až 550°C) a naopak relativně malou v oblasti přeměny martenzitické (350°C až 250°C), i když příliš pomalá rychlost ochlazování pod M_s by mohla vést ke stabilizaci zbytkového austenitu.

Ochlazovací účinnost závisí na tepelné vodivosti, měrném a výparném teple a na viskozitě kalícího prostředí. Pokud se prostředí při kalení odpařuje (voda, olej), pak je

nutno tvořící se „parní polštář“ porušit relativním pohybem předmětů a prostředí. Účinnost kalících prostředí také ovlivňuje měrný povrch předmětu a jeho čistota. [4]

Kalící prostředí pro kalení lze rozdělit do dvou skupin:

1) kalící prostředí beze změny skupenství – neprodělávají skupenské přeměny – nedochází k varu ... (vzduch, roztavené kovy...)

kalící lis – zařízení s klasickým uspořádáním, kde mezi dvě čelisti chlazené vodou je umístěn kalený předmět. Intenzita ochlazování závisí na materiálu čelistí, teplotě čelistí a síle stisku. Kalí se především součásti, kde převládá jeden nebo dva rozměry (drát, tyč, lišta...). Kalení pomocí kalících čelistí nevede ke znečištění kalícím olejem a minimálním deformacím. Součást se dá kalibrovat. Nevýhoda kalícího lisu spočívá ve vysokých pořizovacích nákladech.

hybridní kalící lis – olej protéká čelistmi a přímo ochlazuje povrch součásti

ochlazování v taveninách solí – vyskytují se dvě skupiny tavenin:

a) dusičnany + dusitany:

b) hydroxidy – KOH, NaOH

Ochlazovací účinnost tavenin solí je srovnatelná s olejem, klesá s jejich rostoucí teplotou a je ji možné zvětšit cirkulací nebo přidáním vody až do 0,5%.

roztavené kovy - používá se roztavené olovo, roztavený cín anebo jejich kombinace. Rztavené kovy jsou jedovaté. Používají se při technologii patentování (izotermické zušlechťování). [6]

Složení lázně	Teplota tavení	Název	Rozsah použití	Oblast použití
Dusičnany + dusitanové směsi	[°C]		[°C]	
45%KNO ₃ +45%NaNO ₂ +10%NaNO ₃	138	AS140	140 - 550	popouštění, termální kalení, izoterm. zušlechťování rozp. ohřev a vytvrzování barevných kovů
46%NaNO ₃ +27%NaNO ₂ +27%KNO ₃	120	AS120	140 - 260	
55%KNO ₃ +45%NaNO ₂	137	AS200	150 - 500	
55%NaNO ₃ +45%NaNO ₂	220	AS220	330 - 550	
55%NaNO ₃ +45%KNO ₃	218	AVS220	230 - 550	
45%NaNO ₃ +55%KNO ₃	218	AVS220	230 - 550	
100%NaNO ₃	317	AVS320	325 - 600	
100%KNO ₃	337	AVS340	350 - 600	
95%NaNO ₃ +5%Na ₂ CO ₃	304		380 - 520	

složení lázně	teplota tavení	rozsah použití	oblast použití
směsi hydroxidů	tavicí teplota	pracovní teplota	použití
	[°C]	[°C]	
20%NaOH+80%KOH+6%H ₂ O	130	150 - 250	termální kalení
35%NaOH+65%KOH	155	170 - 350	popouštění,
100%NaOH	322	350 - 700	termální kalení,
100%KOH	360	400 - 650	izoterm. zušlechťování
60%NaOH+40%NaCl	450	500 - 700	termální kalení RO

kalení ve stlačených plynech – používané plyny:

N₂ – levný nehořlavý, nevířivý

He – vzácný plyn, výroba destilací vzduchu, drahý, tekutější než N₂, dobrá tepelná vodivost, nejedovatý, nehořlavý, čistota 99,999%

H₂ – lepší než helium, levný, nejedovatý, ale vířivý

Stlačený vzduch – způsobuje vznik okují

Ar – levný, ochlazování superslitin (niklových) po rozpouštěcím ohřevu [6]

Klidný vzduch – nejmírnější kalící prostředí. Ochlazování je plynulé a jeho účinek lze zvýšit prouděním, případně kombinací s vodou – vodní mlha. Na vzduchu se kalí tzv. samokalitelné oceli. [4]

2) kalící prostředí se změnou skupenství – voda olej...

voda – nenáročná, nehořlavá, levná a nejběžnější intenzivně působící kalící prostředí. Velká ochlazovací rychlost v oblasti martenzitické přeměny je však nevhodná, protože zvyšuje úroveň vnitřních napětí. S rostoucí teplotou vody prudce klesá ochlazovací účinnost v perlitické oblasti, avšak jen málo se mění v oblasti martenzitické, proto zvyšování teploty vodní lázně není žádoucí. Ochlazovací účinnost vody lze zvýšit jejím pohybem, přísadou solí (NaCl, NaNO₃ a KNO₃) nebo louhu (NaOH). Přísady rozpustných solí ochlazování velmi urychlí, ale též zrovnoměří a nedochází tak k nárůstu vnitřních napětí a k výskytu měkkých míst

Značné možnosti regulace jak ochlazovacího účinku vody, tak jeho závislosti na teplotě kaleného předmětu, dávají přísady ve vodě rozpustných polymerů (polyalkylenglykol, polyakryláty, polypropylenglykol, polyvinylpyrollidon). Přísady zrovnoměří ochlazovací účinek vody, což vede k odstranění takových defektů, jako jsou měkká místa, deformace a trhliny v kalených předmětech. Na rozdíl od přísad solí se přísada polymerů projeví výrazným zpomalením ochlazování, které roste s koncentrací polymeru. Vodné roztoky polymerů je nutné chránit před znečištěním a před bakteriálním napadením.

kalící oleje – mají ve srovnání s vodou 3 až 4x menší rychlost ochlazování v oblasti perlitické přeměny a téměř 10x menší v oblasti martenzitické. Ochlazovací účinnost oleje, na rozdíl od vody, se příliš nemění s jeho teplotou. Do oleje se kalí především nízko až vysoko legované oceli. Výhodou tohoto kalení jsou malá vnitřní napětí, nevýhody pak spočívají zejména v nebezpečí vznícení a v negativním vlivu na životní prostředí.

Dělení kalících olejů:

- *oleje živočišného původu*: oleje tohoto typu se už nepoužívají
- *oleje rostlinného původu*: používají se velmi málo, jsou ekologicky odbouratelné (podobně jako bionafta), polymerizují se vzduchem → vytvoří se povlak, který se těžko odstraňuje. Omezená životnost. Příkladem může být řepkový olej, který má jednu z největších kalících intenzit, omezený parní polštář (posunut k vysokým teplotám), ale hodí se spíš pro laboratorní použití.
- *Oleje minerální*: nejčastěji používané, od nafty (velmi nízká viskozita, možnost vznícení), přes širokou škálu různě viskózních olejů, až po těžký válcový olej s nejvyšší viskozitou a bodem vzplanutí. Oleje jsou tvořeny směsí nasycených uhlovodíků a jako frakce ropy se získávají v co nejužším destilačním (kondenzačním) teplotním rozmezí. Viskozita oleje klesá s rostoucí teplotou jeho použití. Čisté minerální oleje jsou levnější, avšak mají nevýhody (oleje karbonizují a oxidují, obtížně biologicky odbouratelné). Ke snížení nevýhod se používají aditiva, která potlačují parní polštář, zvyšují životnost a snižují náchylnost k oxidaci a karbonizaci.
- *Syntetické oleje*: nejsou moc používané, protože jsou poměrně drahé. Syntetické oleje jsou vyvíjeny pro speciální účely, kde oleje minerální svými vlastnostmi již nepostačují (vakuové kalení, vysoké teploty použití, biologická odbouratelnost apod. Prozatím jsou velmi drahé [6])

2.2.4. Způsoby kalení

Volba způsobu kalení závisí zejména na požadovaných vlastnostech kaleného předmětu, jeho velikosti i tvaru a na druhu použité oceli. Při plynulém ochlazování jsou předměty kaleny (ochlazovány) v prostředí o pokojové teplotě (ve studené lázni). Při přetržitém kalení se používá buď dvou prostředí o pokojové teplotě, ale s rozdílnou ochlazovací intenzitou, nebo teplé lázně. Cílem různých variant přetržitého ochlazování je snížit úroveň vnitřních pnutí a tím omezit deformace kaleného předmětu, popř. zabránit vzniku kalících trhlin.

Martenzitické kalení do studené lázně (voda, olej, vzduch) je nejjednodušší a nejčastěji používaný způsob kalení. Mezi hlavní přednosti tohoto způsobu kalení patří jeho technologická nenáročnost a relativně nízká cena. Hlavní nedostatky spočívají ve vysoké úrovni vnitřních pnutí, zejména po kalení do vody, a následných deformacích až praskání kalených předmětů.

Přerušované (lomené) kalení spočívá v rychlém ochlazování až na teplotu těsně nad M_s , které zabrání perlitické přeměně, poté se předmět přemístí do mírnějšího ochlazovacího média, ve kterém proběhne martenzitická přeměna.

Zpravidla se využívají tyto kombinace ochlazovacích prostředí: voda-olej, voda-vzduch nebo olej vzduch. Lomené kalení vede ke snížení úrovně strukturních i tepelných vnitřních napětí a využívá se zejména u tvarově složitých a rozměrných výrobků (veliké zalomené hřídele a zápusťky), které vzhledem k velikým rozměrům vyžadují vysokou intenzitu ochlazování v oblasti perlitické přeměny a které často praskají při kalení do studené lázně.

Při *termálním kalení* se předmět ochlazuje v lázni, jejíž teplota obvykle leží těsně nad teplotou M_s kalené oceli. Dostatečná prodleva na této teplotě vede k vyrovnání teplot mezi povrchem a středem kaleného předmětu a tím i k potlačení tepelných napětí již před kalením. Prodleva by však neměla přesáhnout inkubační prodlevu do vzniku bainitu, poté následuje ochlazení (zpravidla na vzduchu), při kterém proběhne martenzitická přeměna. Termální kalení je vhodné zejména u výrobků zhotovených z legovaných ocelí s dostatečnou stabilitou austenitu nad teplotou M_s , nebo u menších tenkostěnných a tvarově složitých výrobků z uhlíkových nebo nízkolegovaných ocelí.

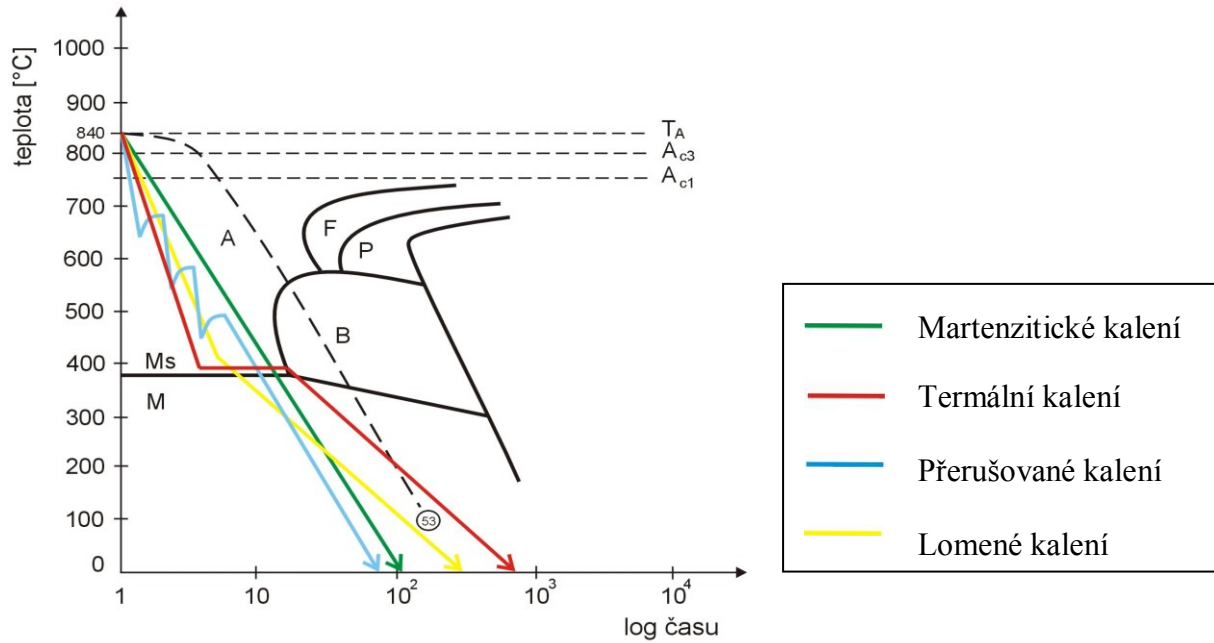
Je třeba zdůraznit, že až na výjimky, po všech způsobech kalení, kdy ve výsledné struktuře převládá martenzit, následuje popouštění zakalených součástí.

Při *izotermickém zušlechťování* se stejně jako při termálním kalení předmět rychle přenesou z kalící teploty do termální lázně (roztavené soli nebo slitiny kovů), jejíž teplota je v oblasti bainitické přeměny (obvykle 300 až 400°C). V lázni setrvá předmět až do ukončení bainitické transformace, poté následuje ochlazení na vzduchu. Při izotermickém zušlechťování se dosahuje minimální úrovně teplotních a strukturních vnitřních napětí, takže nebezpečí deformace a praskání kalených předmětů je rovněž minimální.

Izotermicky zušlechťované součásti se zpravidla nepopouštějí, mechanické vlastnosti jsou určeny výškou teploty izotermického rozpadu austenitu. Izotermické zušlechťování je vhodné pro výrobky menších průřezů z nízkolegovaných ocelí se střední prokalitelností. Menší intenzita ochlazování dovoluje izotermicky zušlechťovat předměty uhlíkových ocelí jen do průřezu asi 5 mm. V případě vysokolegovaných ocelí by byla příliš dlouhá doba setrvání v lázni, potřebná pro ukončení bainitické přeměny.

Izotermické kalení je modifikací izotermického zušlechťování, kdy teplota lázně leží těsně pod teplotou M_s a kdy výsledná struktura je tvořena směsí martenzitu, bainitu a zbytkového austenitu. Martenziticko-bainitickou strukturu lze získat u ocelí s vhodným tvarem diagramu ARA i při plynulém ochlazování. V případě nízkolegovaných

vysocepevných ocelí se ukazuje, že optimální kombinace pevnosti a houževnatosti lze dosáhnout popouštěním martenziticko-bainitické struktury, ve které podíl bainitu (dolní bainit) nepřesáhne 25 objemových procent. [4]



Obr. 2.2.4.1: ARA diagram – způsoby kalení

2.3. Chemicko-tepelné zpracování

Chemicko-tepelné zpracování je proces, při kterém se uplatňuje vliv zvýšené teploty (zrychlená difúze, austenitická struktura apod.) společně s chemickým, resp. fyzikálně chemickým působením okolního prostředí na povrch součásti. Výsledkem je změna chemického složení povrchu a tím i změna užitečných vlastností, resp. technologických vlastností povrchu součásti. Každé CHTZ začíná na povrchu vsázky (součásti). Trvá-li kratší dobu, změny chem. složení se projeví pouze v povrchové vrstvě, která může být různě silná. V tomto případě mluvíme o *povrchovém* CHTZ. Trvá-li z hlediska difúze CHTZ dostatečně dlouho, zasáhne změna chemického složení větší část objemu nebo celý objem součásti. V tomto případě se jedná o *objemové* CHTZ.

Povrchové CHTZ

Cementace
Nitrocementace
Nitridace
Karbonitridace
Oxonitridace
Sulfonitridace
Boridování
Difúzní hliníkování
Difúzní chromování
Difúzní zinkování
Difúzní křemíkování
Difúzní chromniklování

Objemové CHTZ

Difúzní odvodíkování
Výroba temperované litiny s bílým lomem (objemové difúzní oduhličení tenkostěnných odlitků z bílé litiny)
Oduhličení transformátorových plechů ve vodíkové atmosféře

Nejčastěji prováděnými procesy jsou cementace, nitrocementace, nitridace a karbonitridace. [5]

Cementování – způsob CHTZ, při kterém se povrch oceli sytí uhlíkem na eutektoidní, popř. těsně nadeutektoidní koncentraci (obvykle 0,8 až 1,0 hmotn.% uhlíku). [4]

Nejpoužívanější metody cementování oceli:

Cementace v prášku (tuhém prostředí) – nejstarší technologie, cementační prášky se skládají zpravidla z amorfního uhlíku (dřevěné uhlí) a aktivátoru (uhličitan v množství cca 5%). Často používaným aktivátorem je směs Na_2CO_3 a MgCO_3 .

Cementace v řízené plynné atmosféře – moderní metoda, atmosféra je připravena nedokonalým spálením a štěpením metanu nebo propanu a obohacena v peci metanem, propanem nebo etylénem. Atmosféra se pak skládá asi z 20-23% CO , 31-40% H_2 , 40-45% N_2 , do 4% CH_4 a do 2% ($\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$). Nauhličujícími látkami jsou zde CO a CH_4 .

Cementace v kyanidových solných lázních – výkonná, ale problematická metoda, proces je založen na oxidaci roztaveného kyanidu kyslíkem rozpuštěným v lázni za vzniku CO , který je hlavní nauhličující látkou.

Vakuová cementace – cementace za nízkého tlaku, nejprogresivnější metoda nauhličování. Při tomto procesu se C_2H_2 intenzivně rozkládá za katalytického působení povrchu cementované vsázky a atomy uhlíku jsou velmi snadno adsorbovány a absorbovány povrchem (vakuum = žádná oxidace, tj. žádné oxidy). Výsledkem jsou velmi kvalitní cementované vrstvy a vysoká produktivita, ovšem při vysokých investičních nákladech (automobilový průmysl).

Cementace za nízkého tlaku podporovaná doutnavým výbojem – molekuly nauhličující látky jsou za nízkého tlaku disociovány na ionty a urychlovány elektrickým polem směrem ke vsázce, která má záporný náboj. Používá se ve spojení s nízkotlakou cementací. Drahé zařízení.

Cementační vrstvy se vyrábějí v tloušťkách od 0,05 mm do 5 i více mm. Nejčastější jsou při tom vrstvy 0,5 až 1,0 mm. Při volbě tloušťky cementační vrstvy je nutno respektovat velikost a tvar součásti a způsob namáhání.

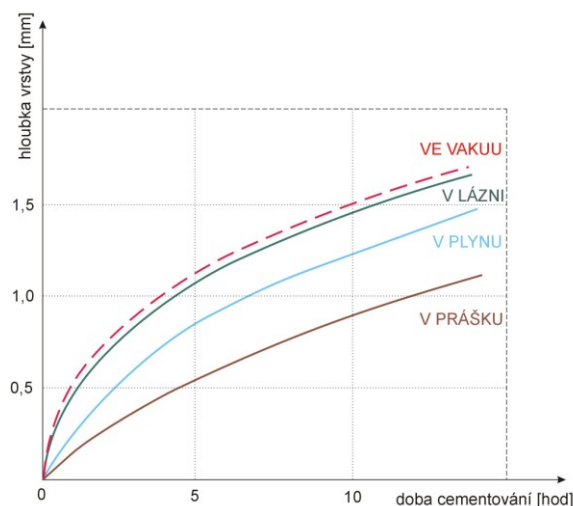
Cementační oceli obsahují od 0,05 do 0,25%C (nejčastěji od 0,15 do 0,20%C) a mohou být uhlíkové (špatná prokalitelnost a nízká pevnost jádra) nebo častěji nízkolegované. Důvodem pro nízký obsah uhlíku je nutnost dosažení dostatečné úrovně houževnatosti po kalení a popouštění na nízké teploty (160 až 200°C). Nejčastěji používanými jsou chrom manganové oceli typu ČSN 14220, resp. DIN 17MnCr6. Při požadavku vyšší pevnosti a houževnatosti jádra jsou používány dražší oceli legované chromem a niklem, např. ocel 16231 použitá v předložené práci[5]

Vznik tvrdé povrchové vrstvy Zakalením cementované součásti se získá v povrchové vrstvě martenzitická struktura o vysoké tvrdosti. V jádru dojde v závislosti na prokalitelnosti oceli a velikosti průřezu většinou jen k částečnému prokalení. Martenzit – pokud vzniká – má však vzhledem k malému obsahu uhlíku relativně nízkou tvrdost a ve srovnání s povrchovou vrstvou i dostatečnou plasticitu a houževnatost.

Vzhledem k velmi malé rozpustnosti uhlíku v železe α se cementuje při teplotách 850 až 950°C, odpovídajících austenitické oblasti, tedy nad teplotou A_{C3} oceli.

Vytvářejí se vrstvy obvykle o tloušťce asi do 2 mm (v závislosti na tvaru, velikosti a funkci součásti). Obsah uhlíku ve vrstvě nemá příliš překročit eutektoidní koncentraci. Je totiž nebezpečí, že při ochlazování z cementační teploty se vyloučí nadeutektoidní (segregační) cementit ve tvaru síťoví po hranicích zrn. Jeho přítomnost značně zvětšuje křehkost vrstvy.

Zvýšením obsahu uhlíku ve vrstvě se snižuje teplota M_f pod teplotu místnosti., takže v každé cementované vrstvě je po zakalení větší množství zbytkového austenitu. U ocelí s větším obsahem manganu nebo niklu se to projevuje nižší tvrdostí vrstvy po zakalení. [2]



Obr.2.3.1: Hloubka cementační vrstvy v závislosti na době cementace v uvedených prostředích

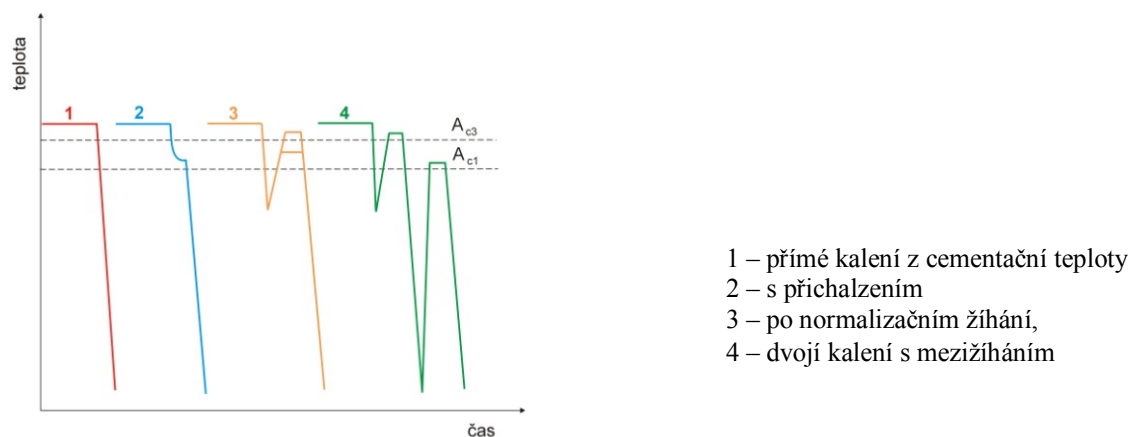
Tepelné zpracování cementovaných součástí

a) *Kalení z cementační teploty* – nejméně náročné na čas, teplota je příliš vysoká pro cementační vrstvu (vysoký obsah zbytkového austenitu, nízká tvrdost), zhrubne-li zrna při cementaci, tímto způsobem kalení se neodstraní. Vhodné pro podřadnější účely a pro kalení po cementaci mezi A_{C1} a A_{C3} , resp. po nitrocementaci.

b) *Kalení s přichlazením* – po cementaci pomalý pokles na teplotu vhodnou pro kalení nauhličené vrstvy. Přebytkový uhlík se z austenitu částečně vyloučí v podobě sekundárního cementitu. Menší množství zbytkového austenitu, ale zhrublé zrna se rovněž neodstraní. Vhodné pro jemnozrné cementační oceli se zaručenými vlastnostmi. Kalicí teploty v rozmezí 800 až 820°C. Protože chladnutí vsázky v peci je pomalé, je proces zdlouhavý.

c) *Normalizační žihání = Kalení s podchlazením (s perlitizací)* – pro běžné cementační oceli je výhodné kalení, které následuje po ochlazení z cementační teploty na teplotu asi 600°C. Překrystalizací při ochlazení pod A_{C1} a po novém ohřevu na kalicí teplotu se zmenší velikost austenitických zrn. Kalí se buď z teploty nad A_{C3} (kalení na jádro), nebo z teploty těsně nad A_{C1} (kalení na povrch), popř. z teploty mezi A_{C1} a A_{C3} (asi 840°C).

d) *Dvojitý kalení s mezižiháním* – vhodné zejména tehdy, provádějí – li se před daným druhým kalením na součástech operace zastudena, jako odstranění cementační vrstvy z některých míst, rovnání aj. První kalení se provede zpravidla z cementační teploty a poté se provede žihání naměkko. Po provedení „studených“ operací se kalí součásti podruhé z teplot vhodných pro cementační vrstvu. Někdy se provádí druhé kalení s indukčním povrchovým ohřevem. Energeticky a časově velmi náročný proces pro zdůvodněné případy. [5]



- 1 – přímé kalení z cementační teploty
- 2 – s přichlazením
- 3 – po normalizačním žihání,
- 4 – dvojitý kalení s mezižiháním

Obr. 2.3.2: Schéma způsobů kalení po cementování

2.4. Oceli k cementování

Rozsáhlá řada ocelí se používá pro povrchové chemicko-tepelné zpracování cementací. Obvykle jde o oceli o obsahu uhlíku mezi 0,15 až 0,25%. Uvedený obsah uhlíku je optimální z hlediska dosažení maximální úrovně houževnatosti jádra. Řadu dalších předností, jako je zvýšení úrovně houževnatosti a zvýšení pevnostních charakteristik cementační vrstvy, přináší používání nízkouhlíkových slitinových ocelí.

Je-li cementační pásmo velmi úzké a působící zatížení na strojní součásti velmi vysoké, dochází k „deformaci“ povrchu. Tento defekt povrchu cementovaných strojních součástí se dá eliminovat jednak zvětšením hloubky cementační vrstvy, jednak také použitím ocelí o vyšších mechanických parametrech. Současným vývojovým směrem je používání ocelí se zvýšeným obsahem uhlíku až do obsahu 0,35 popř. 0,40 % při velmi tenké cementační vrstvě na povrchu strojní součásti.

Tenké cementační vrstvy jsou použitelné pouze v případě méně náročných požadavků na otěr, i když tyto vrstvy mohou velmi dobře odolávat „drcení“ za vysokých zatížení. Obecně je však cementování aplikováno v těch podmínkách, kde se očekává např. vysoká otěruvzdornost, v případě nutnosti broušení povrchu po zakalení je daný přesný rozměr. Dalším cílem je zvýšení úrovně mechanických vlastností povrchové vrstvy strojní součásti z hlediska požadavků na únavové charakteristiky (zvýší se poměr mezi hodnotou meze únavy a mezí pevnosti).

Podle chemického složení se cementační oceli dělí na uhlíkové a slitinové. Obvykle do této skupiny náleží oceli chromové, mangan-chromové, niklové a chromniklové. [7]

Nelegované – uhlíkové oceli. U méně namáhaných a méně rozměrných součástí se vystačí s oceli uhlíkovými, jejichž pevnost jádra závisí na obsahu uhlíku. K cementování jsou vhodné především oceli třídy 12 (12 010, 12 020, 12 023, 12 024) s maximálním obsahem uhlíku od 0,14 do 0,24 %. Kalí se do vody. Pro podřadné účely se užívá někdy i nejměkčích ocelí tř. 11.

Legované oceli. Použití legovaných ocelí je nejčastěji odůvodněno požadavkem:

- vyšší pevnosti a houževnatosti jádra při velkých měrných tlacích, které mohou vést k prolomení cementované vrstvy;
- vyšší prokalitelnosti: a) u rozměrných a hmotných součástí, kde je nebezpečí vzniku měkkých míst ve vrstvě následkem podkritické rychlosti ochlazování; b) u dílců složitějšího tvaru a s různými tloušťkami cementovaných partií, které je třeba ochlazovat pomaleji vzhledem k nebezpečí trhlin;
- vyšší tvrdosti – cementovaná vrstva legovaných ocelí je vesměs tvrdší než u uhlíkových a má větší odolnost proti opotřebení.

K cementování se užívá ocelí chromových a chrommanganových (tř. 14) a niklových a chromniklových (tř. 16).

Chromové oceli mají (díky vlivu Cr na aktivitu C) v cementované vrstvě oproti nelegovaným ocelím větší množství karbidů, vyšší tvrdost a odolnost vrstvy proti opotřebení. Vzroste však i křehkost cementační vrstvy. Oceli mají do 1% Cr, kalí se do vody nebo oleje a jsou vhodné pro provoz bez rázů a velkou odolnost proti opotřebení.

Chrommanganové oceli patří k nejpoužívanějším a nejpouštějším legovaným cementačním ocelím. Tvrdostí vrstvy, pevností jádra a prokalitelností předčí chromové oceli. Jsou však náchylné k hrubnutí zrna a k popouštění křehkosti.

Niklové oceli jsou značně odolné proti hrubnutí zrna a dovolují i přímé kalení z cementační teploty. Jejich nižší kalicí teploty se projevují menším vnitřním napětím po zakalení.

Chromnikolové oceli s obsahem Cr do 1% a Ni od 1,5 do 4% mají značnou tvrdost vrstvy a pevnost jádra při velké houževnatosti i za nízkých teplot. Používají se pro nejnamáhanější součásti při rázovém namáhání (např. čepy řízení a křížové klouby motorových vozidel), popřípadě za nízkých teplot. Nejsou citlivé na přehřátí. Velká prokalitelnost dovoluje kalení na vzduchu (menší vnitřní napětí). Nejvyšší ocel této skupiny (16 520) je díky vysoké pevnosti jádra vhodná k použití i v zušlechtěném stavu a objevuje se (s přísadou 0,5 Mo pro potlačení popouštěcí křehkosti) mezi oceli k zušlechtování (16 521). [3]

Ocel k cementování podle EN 10084 [11]:

Označení oceli		Chemické složení (hmotnostní podíl v %) 1)							
Značka	Číselné označení	C	Si max.	Mn	P max.	S	Cr	Mo	Ni
C10E	1.1121	0,07 - 0,13	0,40	0,30 - 0,60	0,035	<= 0,035	-	-	-
C10R	1.1207					0,020-0,040			
C15E	1.1141	0,12 - 0,18	0,40	0,30 - 0,60	0,035	<= 0,035	-	-	-
C15R	1.1140					0,020-0,040			
C16E	1.1148	0,12 - 0,18	0,40	0,60 - 0,90	0,035	<= 0,035	-	-	-
C16R	1.1208					0,020-0,040			
17Cr3	1.7016	0,14 - 0,20	0,40	0,60 - 0,90	0,035	<= 0,035	0,70 - 1,00	-	-
17CrS3	1.7014					0,020-0,040			
28Cr4	1.7030	0,24 - 0,31	0,40	0,60 - 0,90	0,035	<= 0,035	0,90 - 1,20	-	-
28CrS4	1.7036					0,020-0,040			
16MnCr5	1.7131	0,14 - 0,19	0,40	1,00 - 1,30	0,035	<= 0,035	0,80 - 1,10	-	-
16MnCrS5	1.7139					0,020-0,040			
16MnCrB5	1.7160	0,14 - 0,19	0,40	1,00 - 1,30	0,035	<= 0,035	0,80 - 1,10	-	-
20MnCr5	1.7147	0,17 - 0,22	0,40	1,10 - 1,40	0,035	<= 0,035	1,00 - 1,30	-	-
20MnCrS5	1.7149					0,020-0,040			
18CrMo4	1.7243	0,15 - 0,21	0,40	0,60 - 0,90	0,035	<= 0,035	0,90 - 1,20	0,15 - 0,25	-
18CrMoS4	1.7244					0,020-0,040			
22CrMoS3-5	1.7333	0,19 - 0,24	0,40	0,70 - 1,00	0,035	0,020-0,040	0,70 - 1,00	0,40 - 0,50	-
20MoCr3	1.7320	0,17 - 0,23	0,40	0,60 - 0,90	0,035	<= 0,035	0,40 - 0,70	0,30 - 0,40	-
20MoCrS3	1.7319					0,020-0,040			
20MoCr4	1.7321	0,17 - 0,23	0,40	0,70 - 1,00	0,035	<= 0,035	0,30 - 0,60	0,40 - 0,50	-
20MoCrS4	1.7323					0,020-0,040			
16NiCr4	1.5714	0,13 - 0,19	0,40	0,70 - 1,00	0,035	<= 0,035	0,60 - 1,00	-	0,80 - 1,10
16NiCrS4	1.5715					0,020-0,040			
10NiCr5-4	1.5805	0,07 - 0,12	0,40	0,60 - 0,90	0,035	<= 0,035	0,90 - 1,20	-	1,20 - 1,50
18NiCr5-4	1.5810	0,16 - 0,21	0,40	0,60 - 0,90	0,035	<= 0,035	0,90 - 1,20	-	1,20 - 1,50
17CrNi6-6	1.5918	0,14 - 0,20	0,40	0,50 - 0,90	0,035	<= 0,035	1,40 - 1,70	-	1,40 - 1,70
15NiCr13	1.5752	0,14 - 0,20	0,40	0,40 - 0,70	0,035	<= 0,035	0,60 - 0,90	-	3,00 - 3,50
20NiCrMo2-2	1.6523	0,17 - 0,23	0,40	0,65 - 0,95	0,035	<= 0,035	0,35 - 0,70	0,15 - 0,25	0,40 - 0,70
20NiCrMoS2-2	1.6526					0,020-0,040			
17NiCrMo6-4	1.6566	0,14 - 0,20	0,40	0,60 - 0,90	0,035	<= 0,035	0,80 - 1,10	0,15 - 0,25	1,20 - 1,50
17NiCrMoS6-4	1.6569					0,020-0,040			
20NiCrMoS6-4	1.6571	0,16 - 0,23	0,40	0,50 - 0,90	0,035	<= 0,035	0,60 - 0,90	0,25 - 0,35	1,40 - 1,70
18CrNiMo7-6	1.6587	0,15 - 0,21	0,40	0,50 - 0,90	0,035	<= 0,035	1,50 - 1,80	0,25 - 0,35	1,40 - 1,70
14NiCrMo13-4	1.6657	0,11 - 0,17	0,40	0,30 - 0,60	0,035	<= 0,035	0,80 - 1,10	0,10 - 0,25	3,00 - 3,50

2.5. Vliv legujících prvků na vlastnosti ocelí

Mangan

Mangan patří mezi austenitotvorné prvky. Mangan má malou difuzní rychlost. Ve slitinách Fe-Mn-C je část manganu rozpuštěna v základní kovové matici (tj. ve feritu nebo austenitu), část tvoří podvojný karbid $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$. Rozdělovací koeficient závisí na obsahu manganu a uhlíku. Mangan rozpuštěný ve feritu zvyšuje jeho pevnostní vlastnosti a snižuje tažnost. V metastabilní soustavě železo-uhlík zvyšuje Mn rozpustnost uhlíku v austenitu. Naproti tomu se eutektoidní koncentrace vlivem Mn snižuje, takže nízkolegované oceli mají čistě perlitickou strukturu při nižším obsahu uhlíku než nelegované oceli. Protože se eutektoidní teplota současně snižuje a zjemňují se lamely perlitu, zvyšuje se pevnost.

Mangan ovlivňuje také tepelné zpracování ocelí. Se stoupajícím obsahem manganu se zpomaluje transformace austenitu v perlitické i bainitické oblasti. Křivky transformačních diagramů IRA a ARA se posouvají doprava, což v praxi znamená zvýšení prokalitelnosti. Odolnost zakalených ocelí proti popouštění mangan nezvyšuje.

Mangan zvyšuje v matici oceli s vyšším obsahem uhlíku množství zbytkového austenitu po kalení. Manganové oceli jsou citlivé na zhrubnutí zrna, takže je nutné při tepelném resp. chemicko tepelném zpracování dodržovat austenitizační (cementační) teplotu.

Mangan se často používá k legování konstrukčních ocelí jako efektivní přísada pro zvětšení prokalitelnosti, často v kombinaci s jinými prvky. Mn patří mezi levné a snadno dostupné přísady. U běžných konstrukčních ocelí se používá až do obsahu 2%.

Křemík

Křemík patří do skupiny silně feritotvorných a grafitotvorných (nekarbidotvorných) prvků. Rozpustnost křemíku v α -železe je vysoká. Při normální teplotě je 14%, s rostoucí teplotou vzrůstá.

V ternární soustavě Fe-C-Si zužuje křemík oblast fáze γ a také posouvá eutektoidní bod k nižším koncentracím C a k vyšším teplotám. Při tepelném zpracování je proto nutné počítat se zvyšováním transformačních teplot a tedy i austenitizačních teplot.

Křemík netvoří v ocelích karbidy, ale úplně se rozpouští ve feritu, jehož pevnost zvyšuje. Prokalitelnost zvyšuje méně než chrom a mangan. Při popouštění posouvá začátek rozpadu martenzitu k vyšším teplotám. Také rozpad zbytkového austenitu probíhá při vyšších teplotách než u nelegovaných ocelí. Protože při popouštění křemíkových ocelí vyvíjí vysokoteplotní popouštěcí křehkost, je nutné popouštět je nad pásmem popouštěcí křehkosti a po výdrži na popouštěcí teplotě rychle ochladit. Až do obsahu 0,5% se křemík nepovažuje za legovací prvek, ale za dezoxidační přísadu.

Chrom

Chrom patří do skupiny karbidotvorných a feritotvorných prvků. V ternárních slitinách železo-chrom-uhlík se část chromu rozpustí v základní kovové matici, část tvoří s uhlíkem karbidy. Při nízkém obsahu chromu se tvoří směsný karbid $(\text{Fe, Cr})_3\text{C}$, označovaný jako K_C nebo M_3C . S rostoucím obsahem chromu se postupně objevuje $(\text{Fe, Cr})_7\text{C}_3$ (karbid K_2), později $(\text{Fe, Cr})_{23}\text{C}_6$ (karbid K_1). Nejvyšší tvrdost má karbid K_2 . U nízkolegovaných ocelí na zušlechťování se obvykle využívá vlivu chromu na zvýšení prokalitelnosti. Zvýšení prokalitelnosti je však podmíněno rozpuštěním karbidů chromu při austenitizaci, protože prokalitelnost, podobně jako jiné přísady, chrom zvyšuje pouze jako rozpuštěný v austenitu. Nerozpuštěné karbidy naopak působí jako krystalizační zárodky, které prokalitelnost naopak snižují. S tímto jevem je nutné počítat při stanovení kalicí teploty, protože karbidy chromu se rozpouští až při vyšších teplotách.

Chrom zvyšuje teplotu A1, takže chromové oceli jsou odolné proti popouštění. Při pomalém ochlazování z vyšších popouštěcích teplot se objevuje vysokoteplotní popouštěcí křehkost. Po popouštění na teplotě nad pásmem popouštěcí křehkosti je nutno ochlazování z popouštěcí teploty vhodným způsobem urychlit.

Nikl

Nikl patří mezi grafitotvorné (nekarbidotvorné) austenitotvorné prvky. Maximální rozpustnost niklu v α -železe je $6,1 \pm 0,5\%$ při 475°C , při vyšších i nižších teplotách se rozpustnost snižuje. V austenitu se při 300°C rozpustí asi $54,6\%$ niklu. Při legování niklem se zpomaluje fázová transformace $\gamma \rightarrow \alpha$.

V rovnovážném diagramu železo-uhlík posouvá nikl eutektoidní bod doleva a k nižším teplotám. S tímto účinkem niklu je počítat při žíhání niklových ocelí naměkko. Při tepelném zpracování zvyšuje nikl prokalitelnost. Zvýšení je však podstatně menší než v případě manganu nebo chromu.

U niklových ocelí je třeba počítat s velkým odmišením, které se sníží po dlouhých výdržích na vysokých teplotách, úplně se však neodstraní. V ternární soustavě Fe-C-Ni netvoří nikl samostatný karbid, takže je úplně rozpuštěn v základní matici. Nikl zvyšuje pevnost více než chrom, ale méně než mangan a křemík. V normalizačně žíhaných ocelích zjemňuje perlit. Nikl je drahý, proto není zvýšení pevnosti úměrné ceně. Nikl se používá hlavně v ocelích, které mají mít vysokou houževnatost zejména při nízkých teplotách.

Molybden

Molybden patří mezi karbidotvorné a feritotvorné prvky. Část molybdenu se rozpouští ve feritu, jehož tvrdost zvyšuje, část tvoří karbidy.

Molybden patří mezi středně silné karbidotvorné prvky. Při nízkém obsahu molybdenu se tvoří podvojný cementit $(\text{Fe, Mo})_3\text{C}$, ve kterém mohou být rozpuštěna až 4% molybdenu. Molybden prodlužuje dobu, po kterou je stabilní při vyšších teplotách. Molybden také snižuje teplotu začátku a konce martenzitické transformace. Po zakalení zvyšuje stabilitu martenzitu, tj. posouvá jeho rozpad k vyšším popouštěcím teplotám. Tento vliv je možno využít u zakalených ocelí, pokud je třeba žíhat na snížení vnitřních napětí při vyšších teplotách. U zušlechťených ocelí snižuje přísada $0,2$ až $0,3\%$ Mo vysokoteplotní popouštěcí křehkost.

Wolfram

Wolfram patří mezi feritotvorné a karbidotvorné prvky. U nízkolegovaných ocelí je rozpuštěn v cementitu, při vyšším obsahu wolframu se tvoří samostatné karbidy.

V soustavě Fe-C-W posouvá wolfram eutektoidní bod k nižším koncentracím C. Prokalitelnost wolframových ocelí závisí na austenitizační teplotě, protože ji zvyšuje pouze wolfram rozpuštěný v austenitu. U nízkolegovaných ocelí zjemňuje wolfram lamely perlitu, takže zvyšuje pevnost. Wolfram se používá jako legura u žárupevných ocelí.

Vanad

Vanad patří mezi silně karbidotvorné feritotvorné prvky. Vanad tvoří s uhlíkem velmi stabilní karbid VC. V ocelích má však proměnlivé složení, označuje se obvykle jako V_4C_3 nebo $\text{VC}_{0,89}$. Jiné typy karbidů vanadu v ocelích netvoří, může se však částečně rozpouštět v cementitu. Karbidy vanadu mají vysokou tvrdost, pohybující se okolo 2500HV . Při nízkém obsahu vanadu se tvoří jemné globulární karbidy, které zpomalují růst zrna austenitu. Vliv vanadu na zjemnění zrna se používá u některých ocelí. Vliv vanadu na mechanické vlastnosti závisí ve velké míře na kalicí teplotě tj. na stupni rozpuštění vanadu v austenitu. Pokud se kalí oceli s přísadou vanadu z nižších teplot, získávají se menší tvrdosti, protože část uhlíku zůstává vázána v karbidické fázi.

Přísada vanadu se obvykle kombinuje s jinými legovacími prvky. V ocelích na zušlechťování bývá obsah vanadu asi 0,1%. Vyšší obsah vanadu mají žárovečné oceli a oceli odolné proti vodíkové korozi.

Bor

Bor je v ocelích částečně rozpuštěn v matici, částečně může být vyloučen jako precipitát na hranicích sekundárních austenitických zrn. V austenitu se rozpustí až 0,021% boru, ve feritu asi 0,001%. Atomy boru se ukládají přednostně na hranicích zrn, kde zpomalují difuzi atomů uhlíku a potlačují vylučování proeutektoidního feritu. Protože se prodlužuje začátek austenitické transformace, zvyšuje se prokalitelnost. Vliv boru na zvýšení prokalitelnosti ocelí je alespoň 100krát větší než u ostatních prvků (Ni, Mn, Cr, Mo).

Vliv boru na prokalitelnost závisí také na obsahu uhlíku. Podle zkoušek je bor účinný pouze v měkkých ocelích. V ocelích s vyšším obsahem uhlíku se prokalitelnost nezvyšuje.

Niob

Niob tvoří s uhlíkem karbid NbC. Pokud je v oceli rozpuštěn současně i dusík, tvoří se karbonitrid $Nb_x(N,C)_y$. Rozpustnost karbonitridů v austenitu závisí na obsahu niobu, uhlíku a dusíku.

Po precipitačním vytvrzování (mezi 500 až 600°C) niob podstatně zvyšuje mez kluzu. Po tepelném zpracování se niob váže jako karbonitrid, pouze malá část zůstává rozpuštěna ve feritu, jehož pevnost nepatrně zvyšuje. Optimální množství niobu se pohybuje mezi 0,02 až 0,06%.

Titan

Titan tvoří v ocelích stabilní karbid, nitrid nebo karbonitrid. Ocel vytvrzuje v důsledku tvorby precipitátů podobně jako niob. Obsah titanu se pohybuje nejčastěji okolo 0,08%. Při obsahu 0,02% titanu se tvoří především nitrid, který zjemňuje zrno, jeho vytvrzovací účinek je však slabý. [9]

Přísadovými prvky pro cementační ocel jsou především mangan, chrom a nikl. Molybden se jako legura vyskytuje méně často.

2.6. Nízkoteplotní zpracování kalených součástí

2.6.1. Kalení s vymrazováním

Zmrazováním se označuje ochlazování zakalených ocelových předmětů na teploty pod bodem mrazu. Jde tedy další operaci v průběhu tepelného zpracování, při které má martenzitická přeměna pokračovat již po kalení do některého z běžných prostředí, jako je olej či termální solná lázeň. Zmrazování se zařazuje ihned po kalení před popouštění. Cílem tohoto zpracování je snížit podíl zbytkového austenitu, který zůstává vedle martenzitu v zakalené oceli, a jehož množství se zvětšuje s poklesem teploty konce vzniku martenzitu (M_f). U uhlíkových ocelí s obsahem uhlíku nad 0,60% leží tyto teploty pod 0°C. Snižují se dále se vzrůstajícím obsahem uhlíku a přísadových prvků. Ochlazením oceli po zakalení na teploty nižší než je teploty M_f , se dosáhne přeměny většího množství austenitu na martenzit. Veškerý zbytkový austenit se však nikdy zcela neodstraní, neboť průběh martenzitické přeměny se samovolně zastavuje.

Přítomnost zbytkového austenitu je nežádoucí z několika důvodů. Austenit zmenšuje tvrdost a tepelnou vodivost zakalené oceli, a tím také trvanlivost řezných nástrojů. Pozvolná přeměna austenitu v martenzit, která může probíhat při normální teplotě i během několika roků, je provázána objemovými změnami, jež zvyšují vnitřní pnutí, způsobují deformace a změny rozměrů, nepříjemné hlavně u přesných měřidel a nástrojů. Zpracování pod bodem mrazu se většinou provádí proto, aby se odstranily tyto nepříznivé důsledky přítomnosti většího množství zbytkového austenitu.

Po zakalení oceli do předepsaného prostředí se má ihned přikročit k dalšímu ochlazování. Je-li ocel ponechána po delší dobu na normální teplotě, dochází ke stabilizaci austenitu, která ztěžuje jeho přeměnu při dalším zpracování pod bodem mrazu. Poměrně snadno lze zmrazovat zakalené předměty až do teploty -78°C v chladících skříních se směsí tuhého kyslíčnicku uhlíčitého s lihem nebo acetonem. Pro nejnižší teploty je třeba používat lázně s tekutým vzduchem (-183°C) nebo nejčastěji dusíkem (-196°C), jež však vyžadují úzkostlivé dodržování bezpečnostních předpisů. Doba ochlazování postačuje tak dlouhá, aby se celý předmět prochládl na teplotu nižší než M_f . Prodleva na této teplotě není nutná. Po zmrazování je nezbytně nutné zařadit popouštění.

Zmrazování přináší komplikaci tepelného zpracování ocelí, ale může být účelné tam, kde snížení podílu zbytkového austenitu přináší výhody a kde jej nelze odstranit popouštěním. Je to zejména tehdy, když vlivem přísad leží druhé stádium popouštění v teplotní oblasti vyšší, než je příslušná popouštěcí teplota. Zmrazování je proto vhodné zejména pro větší rozměrové stálosti předmětů, vyrobených z legovaných ocelí o vyšším obsahu uhlíku (přesné nástroje, měřidla) a přesných cementovaných součástí ze slitinových ocelí, u kterých je vyšší podíl zbytkového austenitu.

Zvláštní důležitost má zmrazování, tj. redukce podílu zbytkového austenitu, v případě součástí, zatěžovaných dynamickým, střídavým kontaktním tlakem. Zbytkový austenit je měkkou fází, která při vnějším zatěžování snadno podléhá plastické deformaci a jeho zvýšené množství je projev kontaktní únavy jedním z nejdůležitějších faktorů. [7,14]

2.6.2. Technologické prostředky pro dosažení nízkých teplot

1. Mrazicí boxy využívající tuhý CO₂, kapalným N₂, resp. jiné chladivo
2. Průmyslová strojní chladicí zařízení většinou v kaskádovém uspořádání.

2.6.2.1. Mrazicí boxy

Příkladem je mrazicí box používaný pro komerční účely firmou Linde.

Zařízení slouží ke zmrazování kovových dílů kapalným dusíkem. Kovové díly se vloží do zmrazovací komory, do které se vstříkne přes rozprašovací lišty kapalným dusíkem. Odpařující se kapalným dusíkem spotřebovává výparné teplo a plynná fáze o teplotě varu kapalného dusíku (cca -196°C) se s pomocí ventilátoru smíchá s přítomným vzduchem. Takto se dosáhne postupně požadované teploty v chladicí komoře V závislosti na době chlazení, geometrickém tvaru a charakteru ochlazovaného zboží se jeho teplota stále více přibližuje teplotě komory (např. -120 °C). Krajní nejnižší teplotou je pak teplota varu použitého zkapalněného plynu, v případě dusíku -196°C.* Rozpínající se přebytečný plynný dusík uniká přes odpadní hrdlo do volného ovzduší. [8, 14]



Obr. 2.6.2.1.1: Mrazicí box firmy Linde

*Pozn: Pro ještě hlubší teploty je možno použít i např. kapalného helia (až -273°C, tj. cca 0K).

Tento způsob zmrazování je velmi jednoduchý a široce používaný. Je ho možno využívat jak v proudové výrobě (je-li k dispozici dostatečná zásoba kapalného chladiva, např. ve firmě Bosch Jihlava), tak i příležitostně, kdy je chladivo dodáváno jednorázově a dokonce chladicí box bývá pro tyto účely zapůjčen dodavatelem chladiva. Investiční i provozní náklady jsou tak minimalizovány. Chladicí boxy se hodí spíše pro velmi nízké až kryogenní teploty, většinou pod -50°C . [14]

V následujících tabulkách jsou uvedeny základní fyzikální vlastnosti běžně používaných chladiv pro mrazicí boxy [13] :

Tekutý dusík

<i>Hustota</i>	1,2506 kg/m ³ (při 273 K)
<i>Skupenství</i>	plyn
<i>Teplota tání</i>	63,14 K (-210,01 °C)
<i>Teplota varu</i>	77,35 K (-195,80 °C)
<i>Krystalová struktura</i>	šesterečná
<i>Tvrdość</i>	—
<i>Magnetické chování</i>	—
<i>Molární objem</i>	13,54 10 ⁻⁶ m ³ /mol
<i>Skupenské teplo varu</i>	2,7928 kJ/mol
<i>Skupenské teplo tání</i>	0,3604 kJ/mol
<i>Elektronegativita</i>	3,04 (Paulingova stupnice)
<i>Měrná tepelná kapacita</i>	1040 J/(kg.K)
<i>Elektrická vodivost</i>	ND 10 ⁶ /m ohm
<i>Tepelná vodivost</i>	0,02598 W/(m.K)

Suchý led, CO₂

<i>Molární hmotnost</i>	44,0095(14) g/mol
<i>Teplota tání</i>	-57 °C (216 K) (pod zvýšeným tlakem)
<i>Teplota varu</i>	-78 °C (195 K) (za normálního tlaku sublimuje)
<i>Teplota sublimace</i>	-78,48 °C (195 K)
<i>Hustota</i>	1,6 g/cm ³ , pevný; 1,98 kg/m ³ (plynný)
<i>Dynamický viskozitní koeficient</i>	0,07 cP při -78 °C
<i>Index lomu</i>	1,00045
<i>Kritická teplota</i>	31 °C
<i>Kritický tlak</i>	7390 kPa
<i>Kritická hustota</i>	0,468 g/cm ³
<i>Disociační konstanta pK_a</i>	6,35 a 10,33
<i>Rozpustnost ve vodě</i>	1,45 kg/m ³
<i>Entalpie tání ΔH_t</i>	299 J/g
<i>Entalpie varu ΔH_v</i>	901 J/g
<i>Standardní molární entropie S</i>	213,67 J K ⁻¹ mol ⁻¹
<i>Standardní slučovací Gibbsova energie Δ_rG</i>	-394,36 kJ/mol

Helium

Teplota tání	-272,2 °C (0,95 K) při tlaku 2,5 MPa
Teplota varu	-268,93 °C (4,22 K)
Hustota	0,179 kg/m ³
Ve vzduchu	0,0005%
Skupenské teplo varu při -270°C	0,092015 kJ/mol
Skupenské teplo tání při -270,7°C	0,0138 kJ/mol
Kritická teplota	-267,9°C
Kritický tlak	2,26 atm.
Kritická Hustota	0,069

Další používaná chladiva

Pro účely zmrazování na nepřiliš hluboké teploty je dále možno použít níže uvedených binárních či ternárních směsí látek, u kterých dochází ke změně skupenství z pevného na kapalné při nízkých teplotách.

Látka	Poměrné množství [kg]		Nejnižší dosažitelná teplota [°C]
	ledu	látky	
Sůl kuchyňská	100	33	-21,3
Chlorid amonný + dusičnan sodný	100	13 + 38	-31
Chlorid vápenatý krystalický	49	100	-19,7

2.6.2.2. Chlazení s pomocí tuhého CO₂ v s použitím popouštěcí pece

Princip je stejný jako v prvním případě (externě dodané chladivo). Rozdíl je v přímém použití popouštěcí pece s cirkulačním ventilátorem a oběhovou vložkou, což umožňuje zahájení popouštění bez manipulace s materiálem ihned po ukončení zmrazování. Výhodou je, že nedochází ke kondenzaci vodní páry na povrchu zpracovávaných dílů (potlačení koroze), není třeba další speciální zařízení (při dané velikosti cca 0,5 mil. Kč + cca 5m² zastavěné plochy) a celý proces se urychlí. Metoda vychází ze skutečnosti, že běžné popouštěcí pece moderního typu mají všechny předpoklady pro to, aby v nich bylo možno provést i ochlazení do středně hlubokých teplot, v tomto konkrétním případě na teplotu suchého ledu, tedy tuhého CO₂, tj. cca -78°C. Tepelná izolace, intenzita cirkulace, regulace teploty moderním mikroprocesorovým regulátorem i další konstrukční prvky použité pece by měly pro tento účel plně vyhovovat. Postup vymrazování touto metodou je následující [14]: Na 100 kg vsázky se použije cca 20 až 30 kg suchého ledu.

Postup:

1. Před zahájením vsázkování by teplota v peci neměla převyšovat +50°C. V opačném případě hrozí vyšší spotřeba suchého ledu nebo nedochlazení vsázky na potřebnou teplotu. Spínač topení je v poloze vypnuto („0“)
2. Součásti pro vymrazení se umístí do vhodného koše tak, aby mezi nimi byl dostatečný prostor pro zaplnění suchým ledem. Poté se koš se součástmi spustí do šachty pece a

zapne se oběhový ventilátor. Do koše mezi součásti se pak nasypou granule suchého ledu tak, aby rovnoměrně vyplňovaly prostor mezi součástmi. Při tom musí být v okolí koše ponechán dostatečný prostor pro proudění vzduchu v peci. Součásti nemusí být peletami úplně zasypány, efektu vymrazení se dosáhne hlavně pozvolným poklesem teploty v prostoru pece na -65 až -70°C .

3. Pec se uzavře a zapne se oběhový ventilátor samozřejmě bez ohřevu. Teplota v peci pak pozvolna klesá až na -70°C . V případě, že se mezi součásti napoprvé nevešel všechny připravený suchý led, je možno cca po dvou hodinách zbytek dosypat. Teploty -70°C se dosáhne za 4 až 6 hod. podle hmotnosti vsázky. Na teplotě -70 (s tolerancí $+10$) $^{\circ}\text{C}$ se teplota udržuje minimálně po dobu jedné hodiny. Pokud se teplota zvýší nad -60°C dříve než za hodinu, znamená to, že bylo použito příliš malé množství suchého ledu.
4. Po uplynutí doby prodlevy se regulátor pece nastaví na požadovanou popouštěcí teplotu a zapne se topení pece. Ohřev pak probíhá poměrně rychle a zbytek suchého ledu při tom sublimuje.
5. Pokud z jakýchkoli příčin či důvodů musí být popouštění provedeno v jiném zařízení, musí následovat okamžitě po vymrazení, jinak hrozí vznik kalicích trhlin. [10]

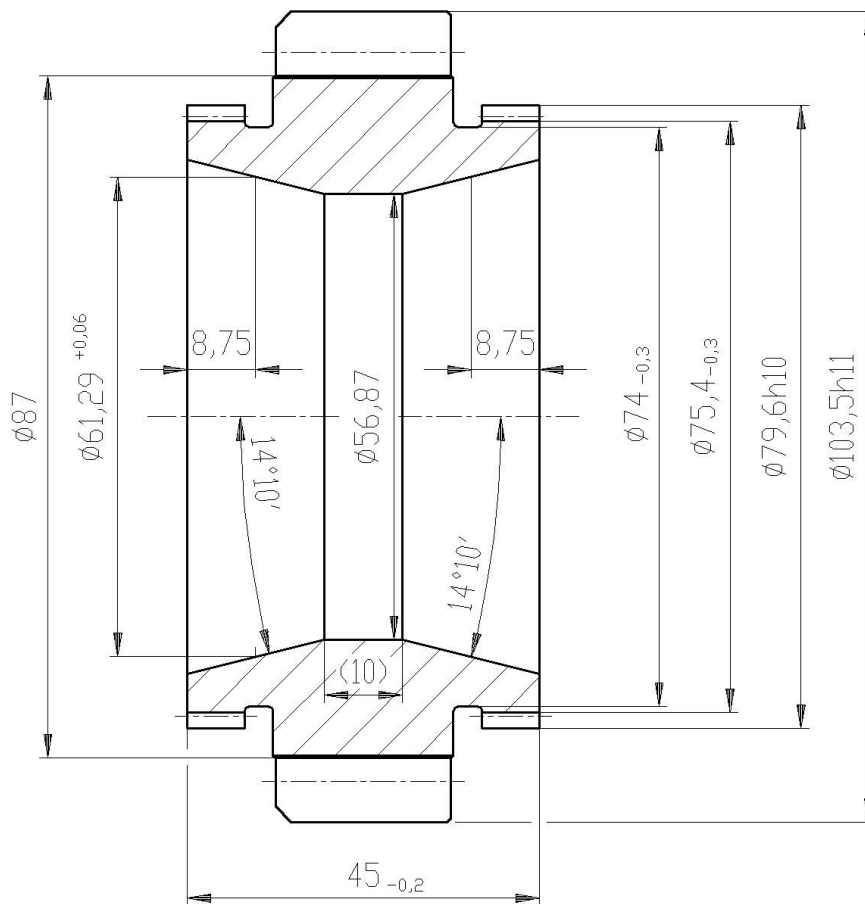
2.6.2.3. Strojní chladicí zařízení

Pracují na principu kompresorové chladničky, většinou ve dvou či vícestupňovém (kaskádovém) uspořádání, tj. kondenzátor prvního stupně je ochlazován ve výparníku druhého stupně apod. Dosažené ochlazení na jeden použitý stupeň chlazení je 20 až 50°C , pro teploty vhodné k vymrazování součástí po kalení tedy připadá v úvahu dvou až třístupňové uspořádání (-60 až -120°C). Zařízení se skládá z vlastního chladicího boxu (Skříň, komora, šachta) a strojní chladicí jednotky. Výhodou oproti chladicím boxům na kapalné plyny je nezávislost na zdrojích chladiva, zejména při pravidelném provozu. Nevýhodou jsou poměrně vysoké investiční náklady, zejména při potřebě velmi nízkých teplot (pod -80°C). [14]

3. Použité materiály a pokusná technika

3.1. Pokusný materiál

Na zkoušky byla použita ozubená kola z převodové skříně traktoru Zetor, laskavě poskytnuté firmou Zetor. Výkres ozubeného kola je uveden na obr. 3.1.1. Materiál ozubeného kola je cementační ocel 16 231.



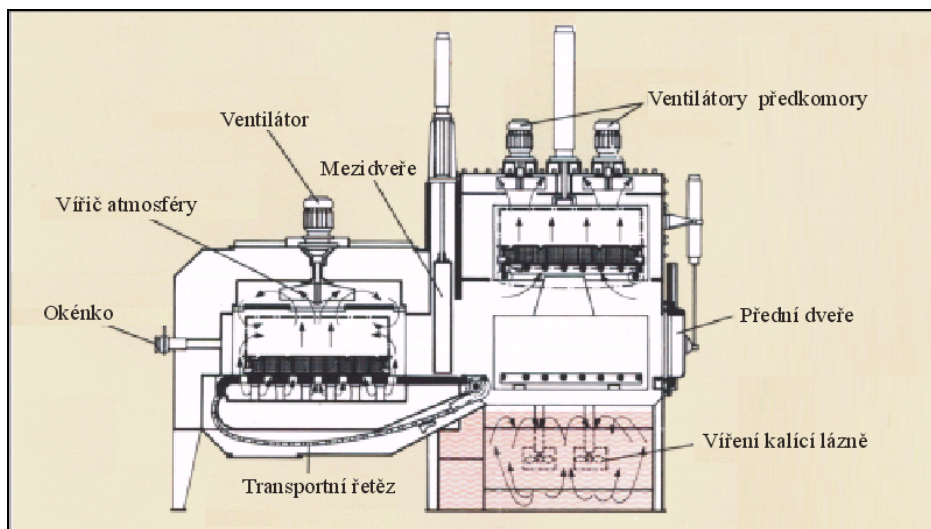
Obr. 3.1.1: Výkres ozubeného kola

3.2. Zařízení pro TZ

3.2.1. Zařízení pro cementaci a kalení

Zařízení pro cementaci

Pro cementaci a kalení vzorků byla použita víceúčelová komorová pec typu Ipsen RTQPF 4 (obr 3.2.1.1 – 2). Pec je určena pro tepelné zpracování v ochranné atmosféře.



Obr 3.2.1.1: Víceúčelová komorová pec - bokorys

Způsob uložení vsázky ve víceúčelové komorové peci



Obr. 3.2.1.2: Uložení ozubených kol v přípravku

Uložení ozubených kol je zobrazeno na obr. 3.2.1.2. Ve víceúčelové peci bylo použito endotermické atmosféry, která byla vytvořena nedokonalým spalováním zemního plynu (metanu) v endotermickém generátoru Ipsen G-1500-G. Pro účely cementace byla

endoatmosféra obohacovaná propanem přímo v peci se zpětnou vazbou na uhlíkový potenciál prostřednictvím kyslíkové sondy a řídicího systému na bázi regulátoru Eurotherm 2704.

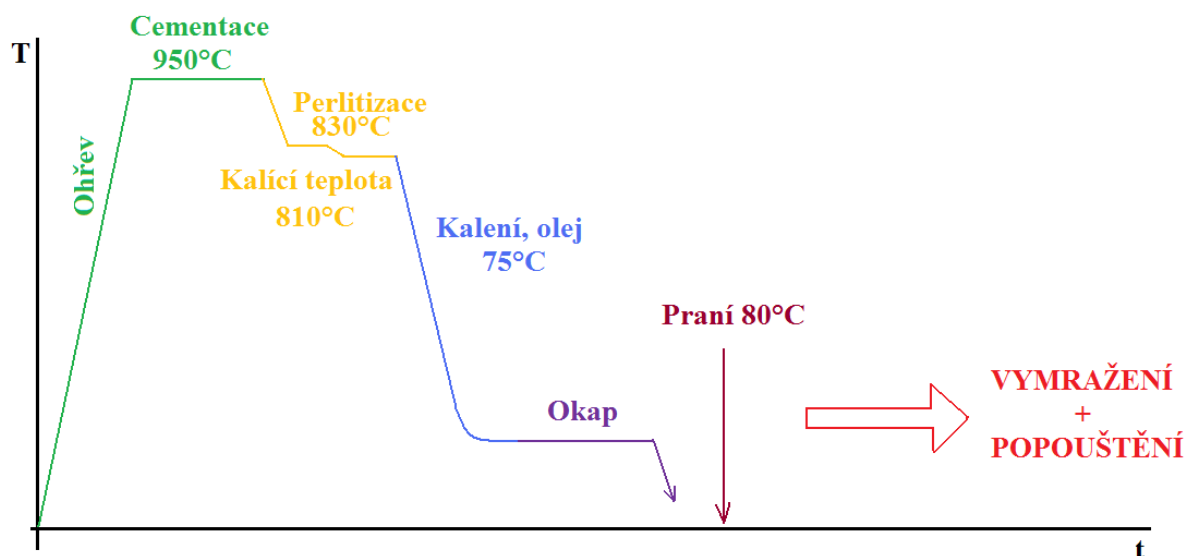
Víceúčelová pec Ipsen byla použita i pro kalení, při kterém bylo použito aditivovaného kalícího oleje DURIXOL W72 – výrobce Burgdorf a Nüsle (Německo). [14]

Parametry víceúčelové pece Ipsen RTQPF-4

Tepelný příkon:	100 kW
Druh vytápění:	Žárové roury vytápěné zemním plynem
Atmosféra:	Endoplyn obohacený propanem
Cirkulace atmosféry:	Ventilátor ve stropě pece, ϕ 370 mm, 1450 ot/min
Mufle:	Skořepina z SiC tvarovek
Jmen. rozměry/hmotnost vsázky:	(šířka x výška x hloubka) 600x450x900mm/350kg
Teplotní rozsah:	750 až 1100°C

Teplotní průběh cementace [10]

Operace	Teplota [°C]	Čas [min]
Ohřev	950	-
Cementace, oduhlíčení, difuzní vyrovnání C	950	248
Perlitizace	830	60
Ohřev na kalení	810	30
Kalení do oleje	75	32
Okap	-	15
Praní	80	15



Obr. 3.2.1.3: Schéma průběhu procesních veličin

3.2.2. Zařízení pro vymrazování

Zařízení pro vymrazování

Pro vymrazování součástí bylo použito popouštěcí šachtové pece RSHOM 7.8/6,5. Ozubená kola byla umístěna do žíhacího koše podle obr. 3.2.2.1 Po uložení vsázky do zařízení je pec zasypána suchým ledem

Způsob uložení vsázky



Obr. 3.2.2.1: Žíhací koš s ozubenými koly



Obr. 3.2.2.2: Uložení přípravku s ozubenými koly do pece



Obr. 3.2.2.3: Zасыпání vsázky suchým ledem

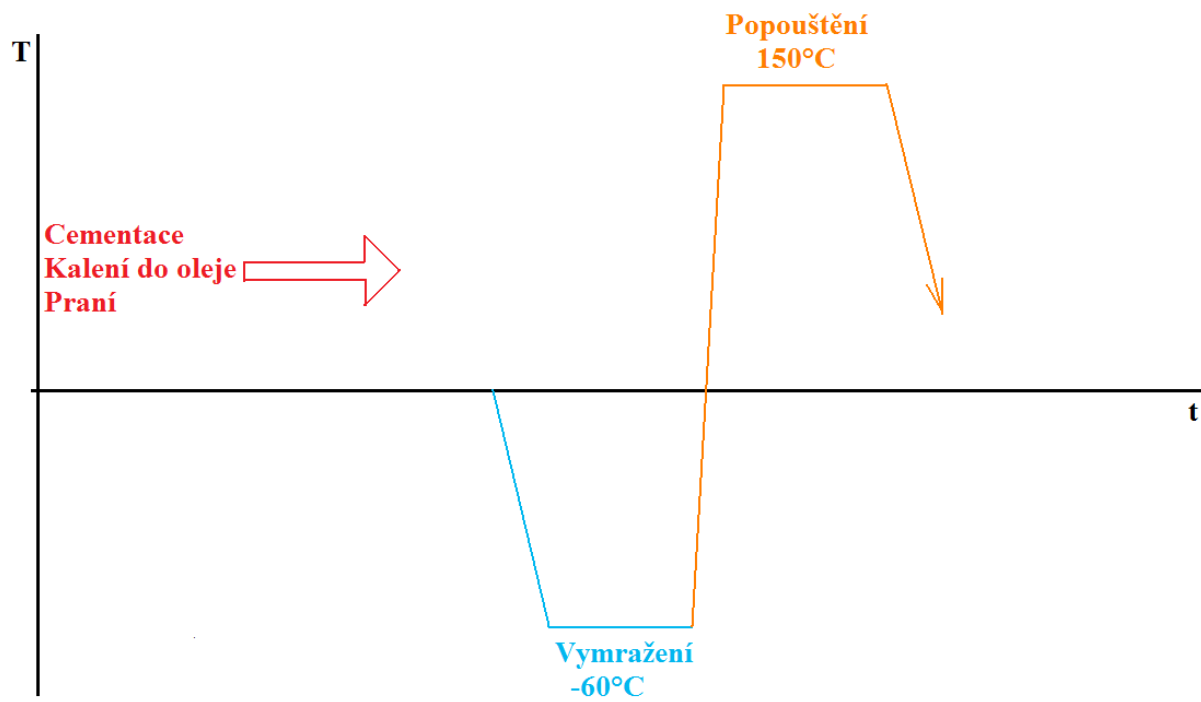
Uložení ozubených kol do pece je zobrazeno na obr. 3.2.2.2. Pro kalení s vymrazováním bylo použito suchého ledu (CO_2). Jak pro vymrazení, tak i pro pouštění byla použita popouštěcí pec RSHOM 7.8/6,5.

Parametry popouštěcí pece RSHOM 7.8/6,5

Tepelný příkon:	28 kW
Druh vytápění:	Elektrické zapouzdřené topné články
Atmosféra:	Vzduch, suchý led
Cirkulace atmosféry:	Oběhový ventilátor v podlaze pece, 1450 ot/min
Mufle:	Otevřená oběhová vložka ze žáruvzdorného plechu
Jmenovité rozměry vsázky:	$\phi 700\text{mm}$, Hloubka 800mm,
Původní jmenovitý teplotní rozsah:	20 až 650°C
Po úpravě regulace	- 100°C až 650°C

Teplotní průběh kalení s vymrazováním [10]

Operace	Teplota [°C]	Čas [min]
Vymražení	-60 a méně	-
Popouštění	150	240



Obr. 3.2.2.4: Teplotní průběh

3.3. Příprava vzorků a metodika měření

3.3.1. Příprava vzorků

Ještě před tepelným zpracováním bylo ozubené kolo (obr. 3.3.1.1) s pomocí pásové pily rozřezáno na deset přibližně stejných segmentů. Po kalení byly vzorky dále rozděleny s pomocí bezdeformační pily Q 300 na dvě části. Jedna polovina byla použita pro stanovení zbytkového austenitu, druhá pro měření tvrdosti a metalografický rozbor.

Vzorky pro metalografický rozbor byly zalisovány do termoplastické akrylátové hmoty. Po zalisování následovalo broušení a diamantové leštění na přístroji Pedemin firmy Struers. Všechny vzorky byly číselně označeny pomocí vibrační tužky pro vyloučení záměny.



Obr. 3.3.1.1: Způsob uložení kontrolního zubu při cementaci a kalení

3.3.2. Srovnávací experiment

Pro dosažení srovnávacích výsledků bylo použito vymrazení v kapalném dusíku s pomocí dewarovy nádoby o objemu 5l.

3.3.3. Měření zbytkového austenitu

Měření bylo provedeno na automatickém rtg. Difraktometru X'Pert fy. PHILIPS ve středovém fokusačním uspořádání Co-rentgenkou s β -filtrem a směrově citlivým detektorem X'celerátorem. Byla proměřena oblast od $45^\circ 2\theta$ po $135^\circ 2\theta$ s velikostí kroku $0,05^\circ 2\theta$ a výdrž 100 sekund v každé poloze. Naměřené intenzivní funkce byly uloženy na vnější paměti připojeného počítače k dalšímu zpracování.

Další zpracování spočívalo jednak v aproximaci difrakčních profilů martenzitické matrice a austenitu analytickou funkcí:

$$I_i = \frac{\text{vyska}}{\left[1 + Q \times \left(\frac{x - \text{poloha}}{\text{sirka}}\right)\right]} + \frac{.479 \times \text{vyska}}{\left[1 + Q \times \left(\frac{x - \text{poloha} - \Delta}{\text{sirka}}\right)\right]}$$

kde $Q = t \times \sqrt{2}$ je tzv. tvarový faktor a Δ – je mezirovinná vzdálenost dubletu $\left(\frac{\alpha}{\alpha}\right)$.

Parametry *výška*, *šířka*, *poloha* se počítají pomocí nelineární regrese. Tímto způsobem se získá 20 hodnot zbytkového austenitu, které se nakonec statisticky zpracují.

Kromě této metody byla aplikována metoda podle Rietvelda. [12]

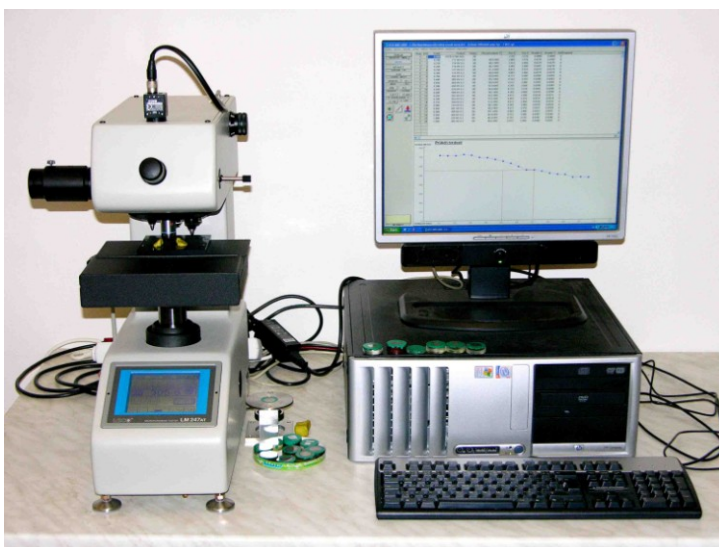


Obr. 3.3.3.1: Ukázka vzorku pro měření na rentgenu

3.3.4. Měření mikrotvrdosti

Pro měření bylo použito 13 vzorků cementovaných, 13 vzorků cementovaných a kalených s vymrazováním a 6 vzorků, které byly cementovány a kaleny ve dvou různých prostředích – suchý led a tekutý dusík – v různém časovém rozpětí.

Všechny vzorky byly změřeny metodou podle Vickerse na mikrotvrdoměru typu LM 247 ATM firmy Leco.



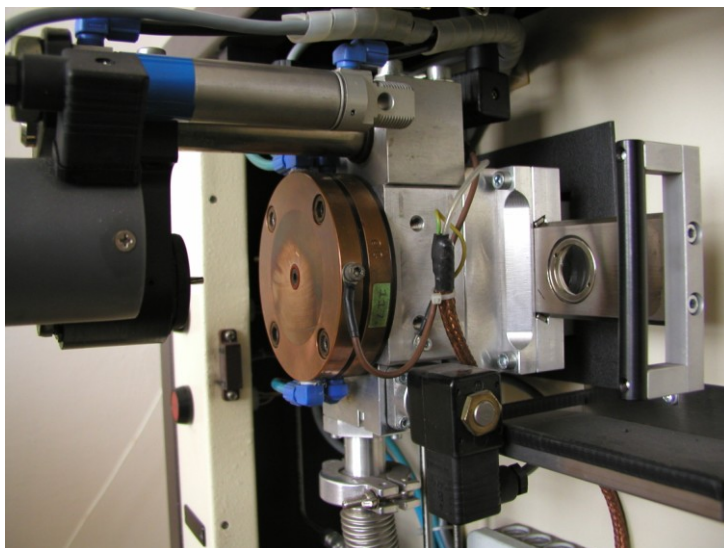
Obr. 3.3.4.1: Mikrotvrdoměr Leco – měření tvrdosti podle Vickerse

3.3.5. Chemický rozbor

Ozubená kola jsou vyráběna z cementační oceli 16 231. Tato ocel má podle normy následující chemické složení.

C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
0,19	0,7	0,17	1,8	0,3	max	max
0,24	1	0,37	1,1	1,6	0,035	0,035

Pro upřesnění tohoto složení byla provedena spektrální analýza (chemický rozbor) pomocí opticko emisního spektrometru s doutnavým výbojem SPECTRUMAT GDS-750 (obr. 3.3.5.1).



Obr. 3.3.5.1: Opticko emisní spektrometr

4. Výsledky a jejich vyhodnocení

4.1. Výsledky chemického rozboru

C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	V [%]	W [%]
0,21	0,80	0,32	0,011	0,010	0,94	1,31	0,05	0,00	0,00

Cu [%]	Al [%]	Ti [%]	Co [%]	B [%]	Sn [%]	Sb [%]	Nb [%]	Pb [%]
0,12	0,036	0,01	0,01	0,000	0,02	0,00	0,00	0,00

Materiál odpovídá značce ČSN 16321

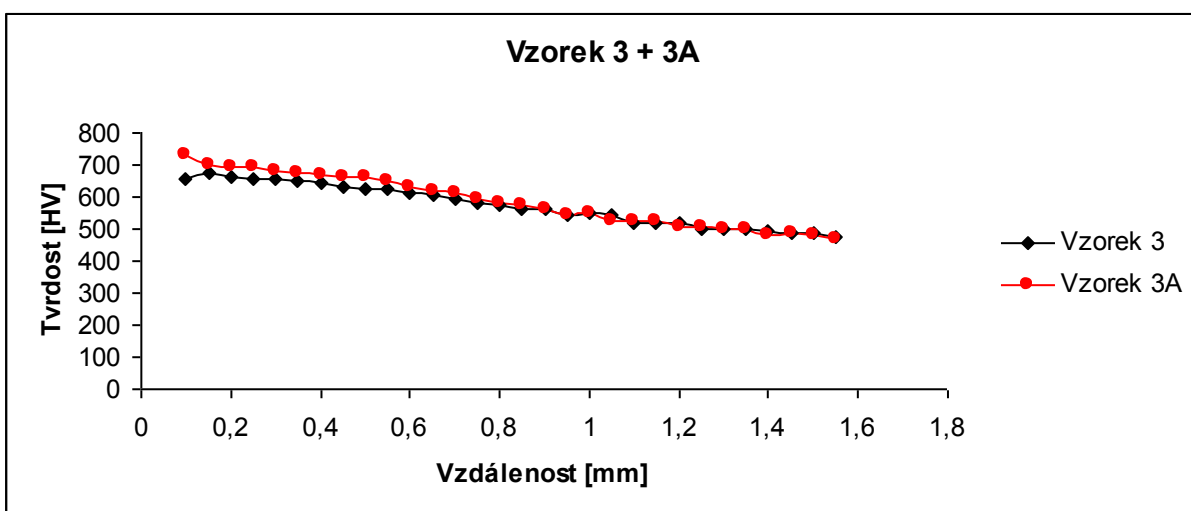
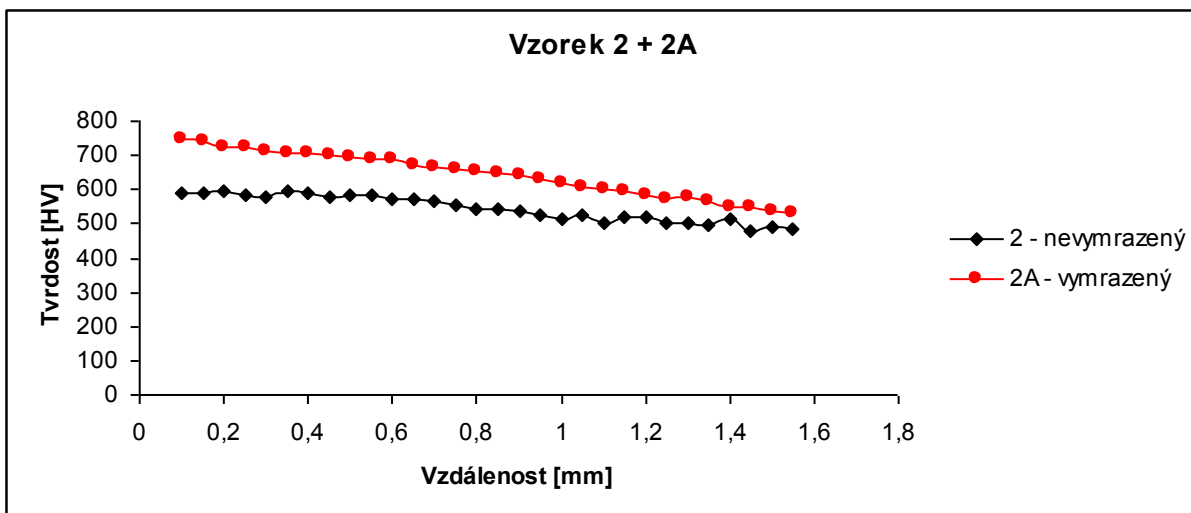
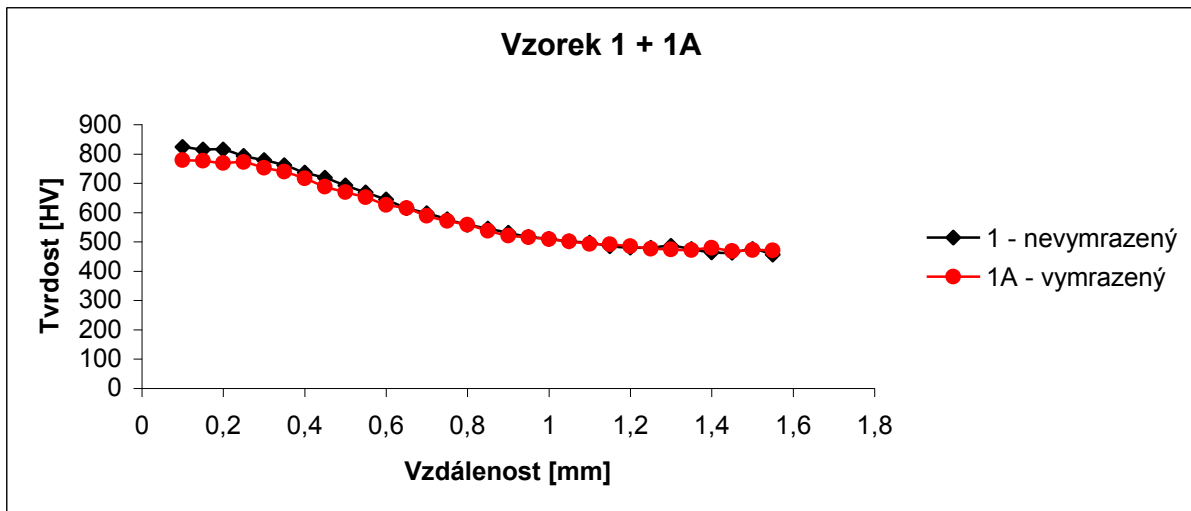
4.2. Výsledky měření tvrdosti – kalení s vymražením v peci

Vyhodnoceno bylo celkem 13 dvojic vzorků (jeden vymražený, jeden nevymražený) zpracovávaných spolu s výrobními dávkami ozubených kol v průběhu roku 2007. Grafické zpracování výsledků je uvedeno na obr. 4.2.1 až 4.2.5. Ačkoli není vždy možno zaručit, že při zpracování vzorků ve výrobě nedošlo k nahodilé chybě či záměně, efekt zvýšení tvrdosti po vymražení je v průměru zřejmý. Rozložení vpichů při měření mikrotvrdosti je uvedeno na obr. 4.4.1. [14]

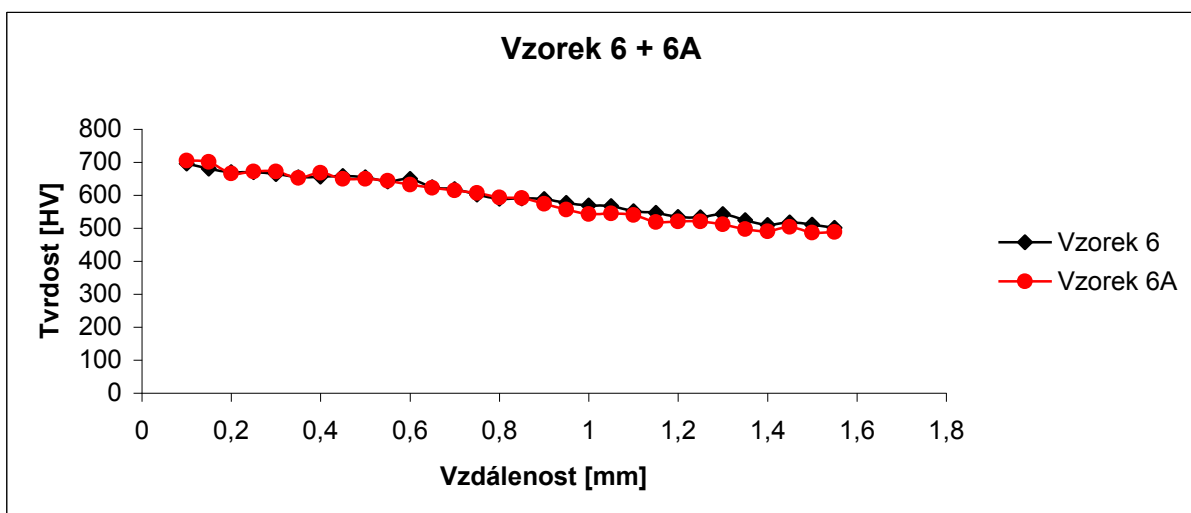
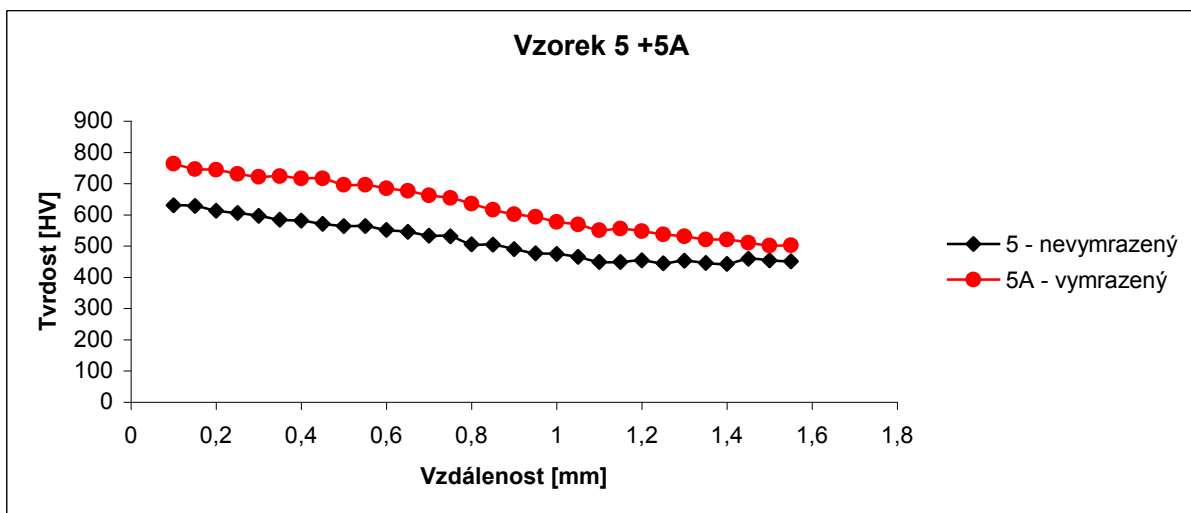
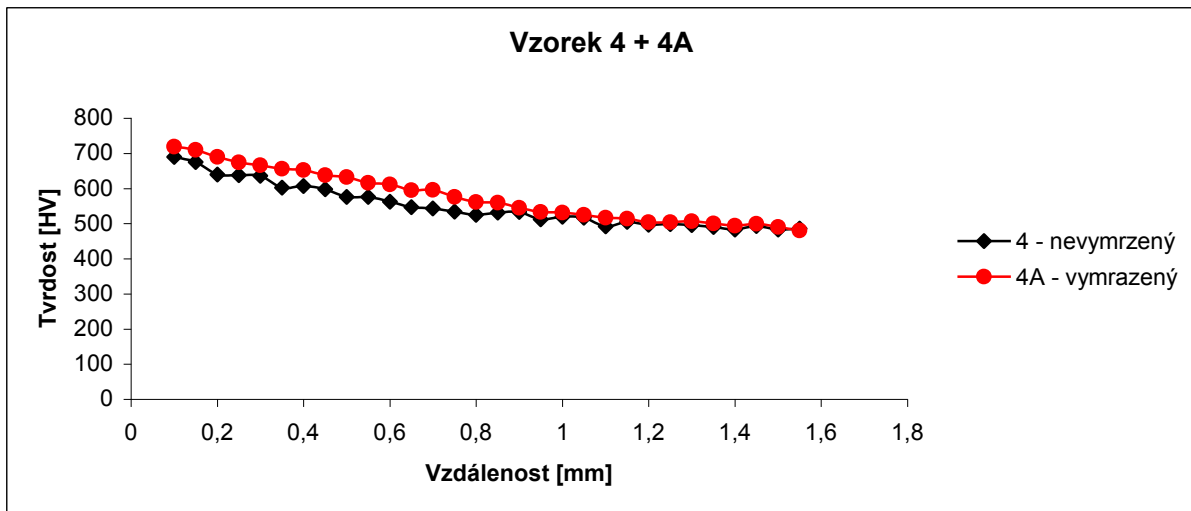
Tab. 4.2.1: Označení vzorků

Číslo vzorku	Číslo vsázky	Číslo zakázky	Tvrdost povrchu [HRC]
1	1121	1101, 1150	61 ÷ 62
2	1060	958H4, 976H2	60 ÷ 61
3	2015	1802H4, 1930	60 ÷ 60,5
4	2098	1930H, 2118H	60
5	540	0365H2, 0409H5	60 ÷ 62
6	3494	----	60
7	3468	3388H3	60 ÷ 61
8	2990	2591H	60 ÷ 61
9	2598	2585H, 2591H	60 ÷ 61
10	2430	2414H6	60 ÷ 62
11	1738	1631H, 1783H	60 ÷ 61
12	2333	2220H5, 2282H3, 2320H3	60 ÷ 62
13	517	0409H5, 0391H4	---

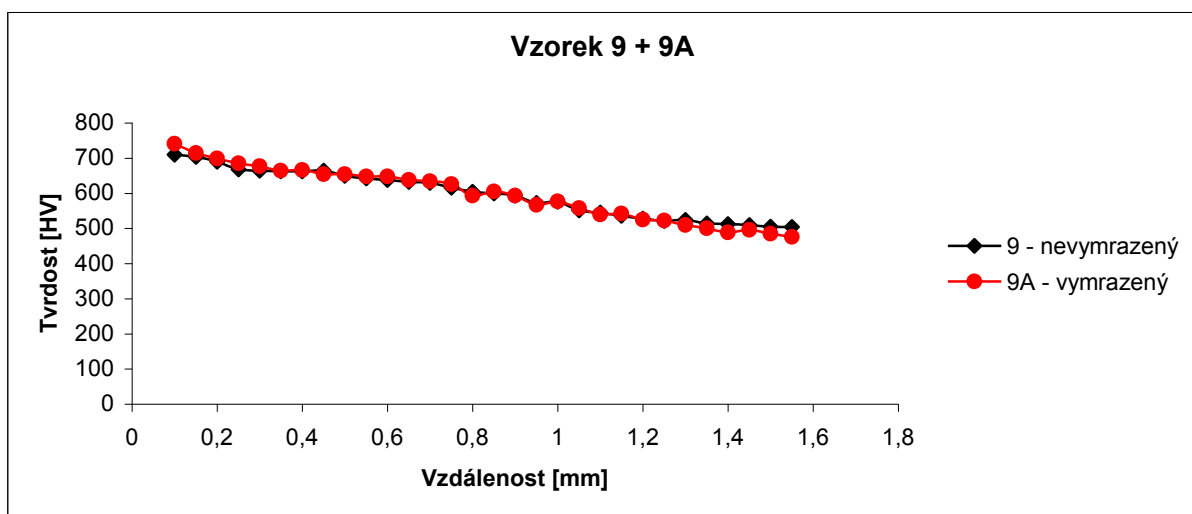
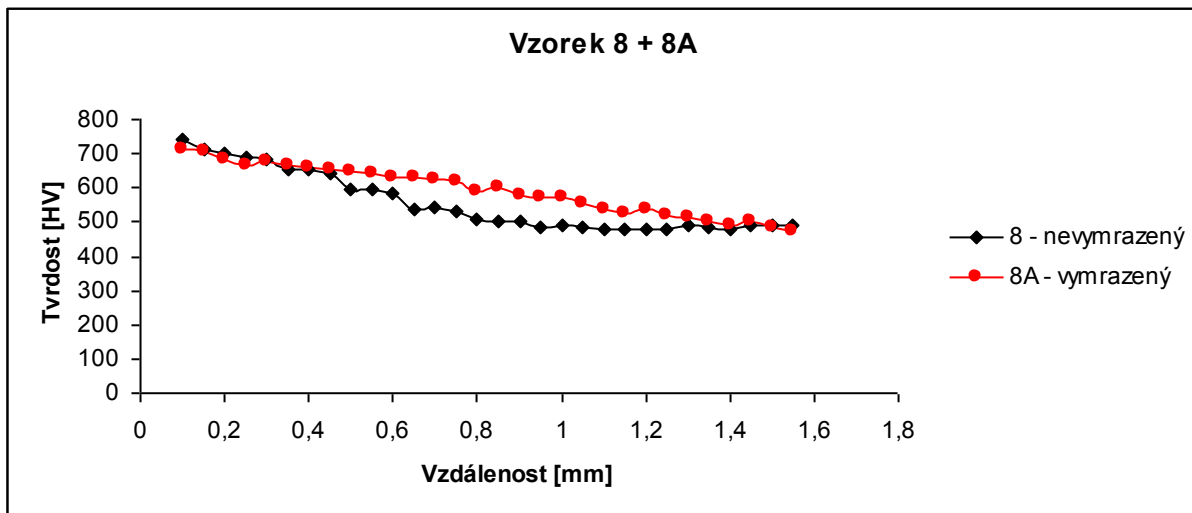
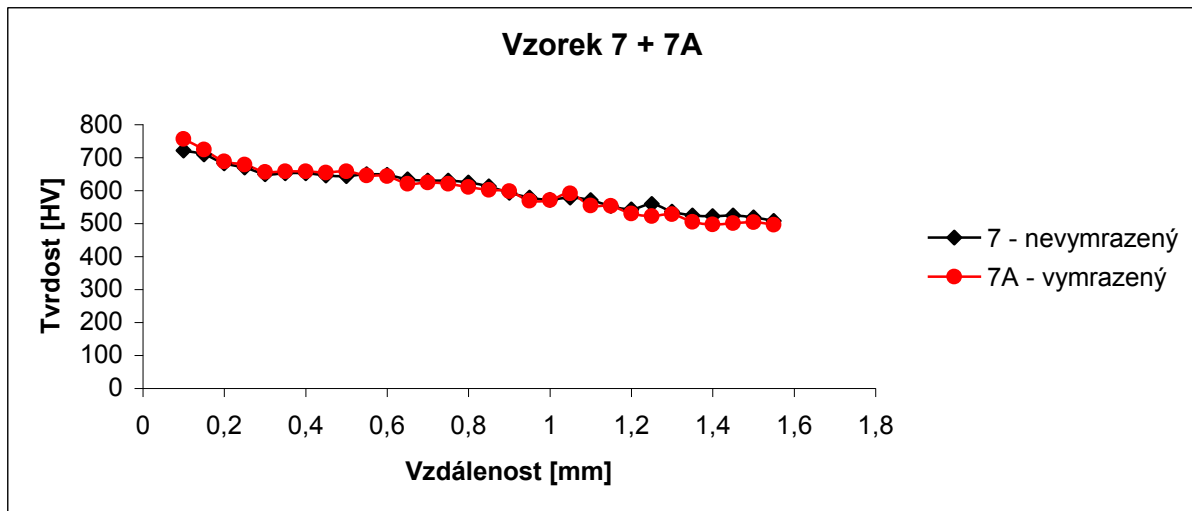
Vzorky označené 1 – 13 jsou nevymražené
Vzorky označené 1A – 13A jsou vymražené.



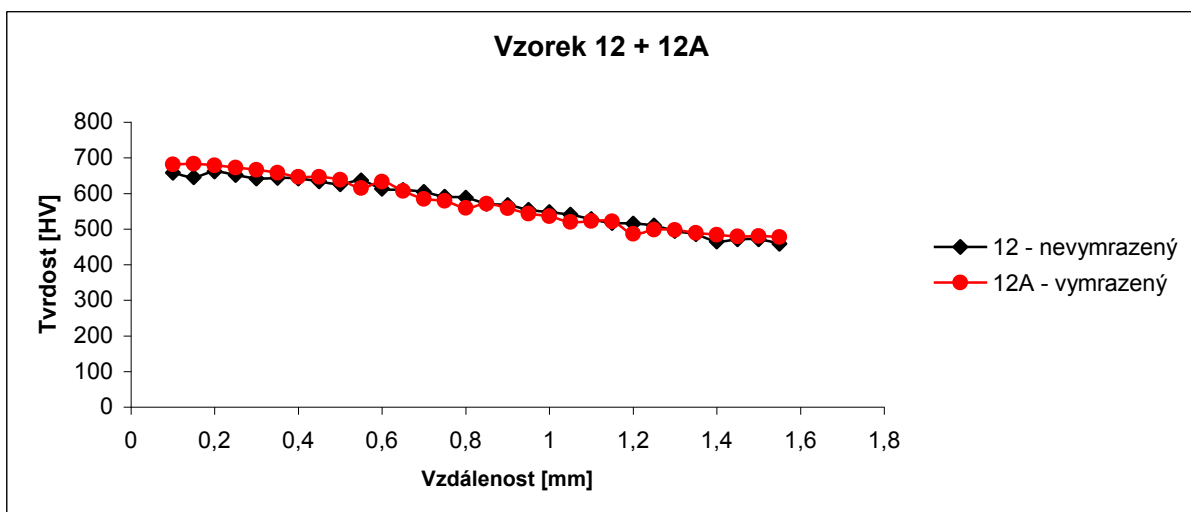
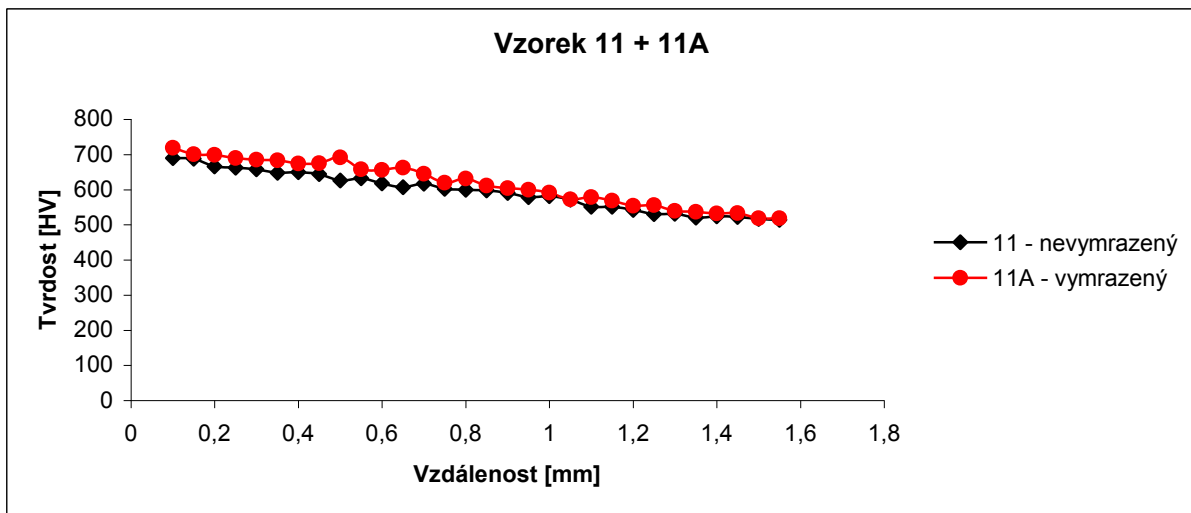
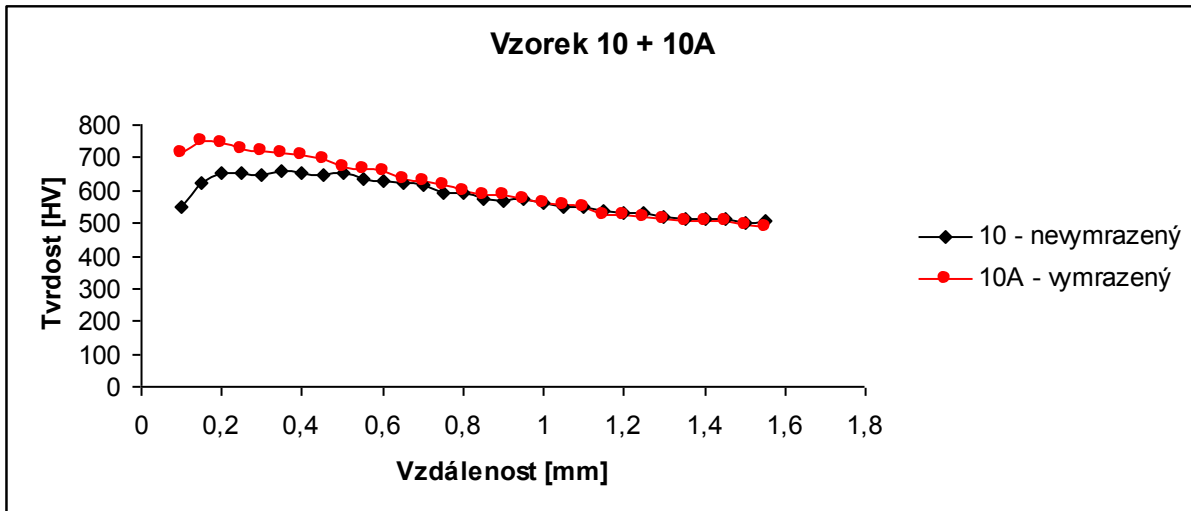
Obr. 4.2.1: Průběhy tvrdostí



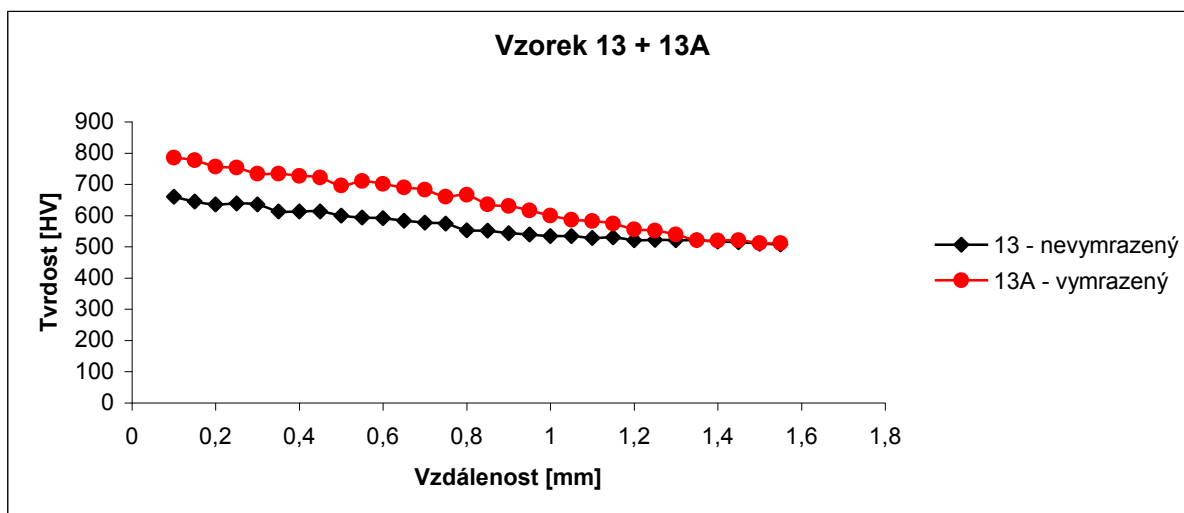
Obr. 4.2.2: Průběhy tvrdostí



Obr. 4.2.3: Průběhy tvrdostí



Obr. 4.2.4: Průběhy tvrdostí



Obr. 4.2.5: Průběh tvrdosti

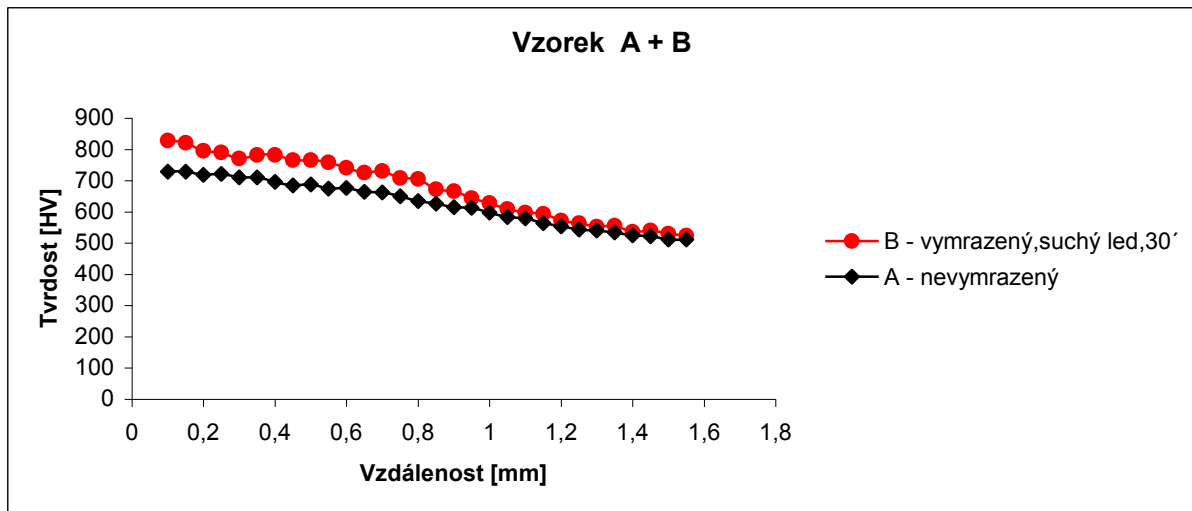
4.3. Výsledky měření tvrdosti - vyfrazení tuhým CO_2 a tekutým N_2

4.3.1 První série

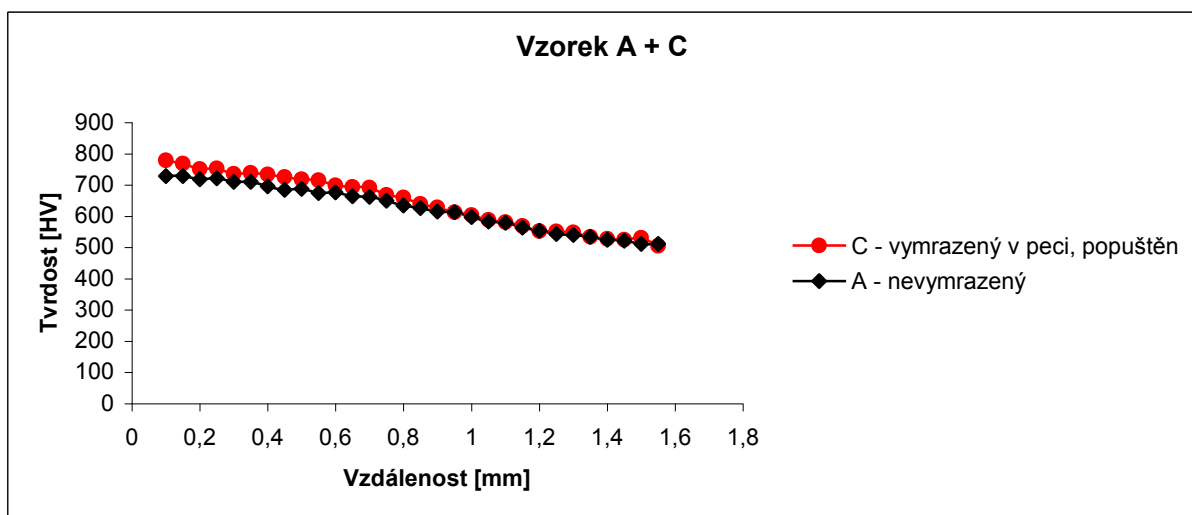
Aby byla získána referenční série výsledků, byly provedeny zkoušky cementace, kalení a následného vyfrazování různými způsoby. K tomu bylo použito výrobní dávky ozubených kol zpracované podle přiloženého technologického postupu (podkapitola 3.2.), do které byly vzorky přiloženy, podle výše uvedených fotografií. Referenční zkouška byla provedena s maximální pečlivostí, aby byla vyloučena možnost záměny vzorku nebo jiná hrubá chyba. Přehled vzorků je v tab. 4.3.1.1. [14]

Tab. 4.3.1.1: Popis vzorků

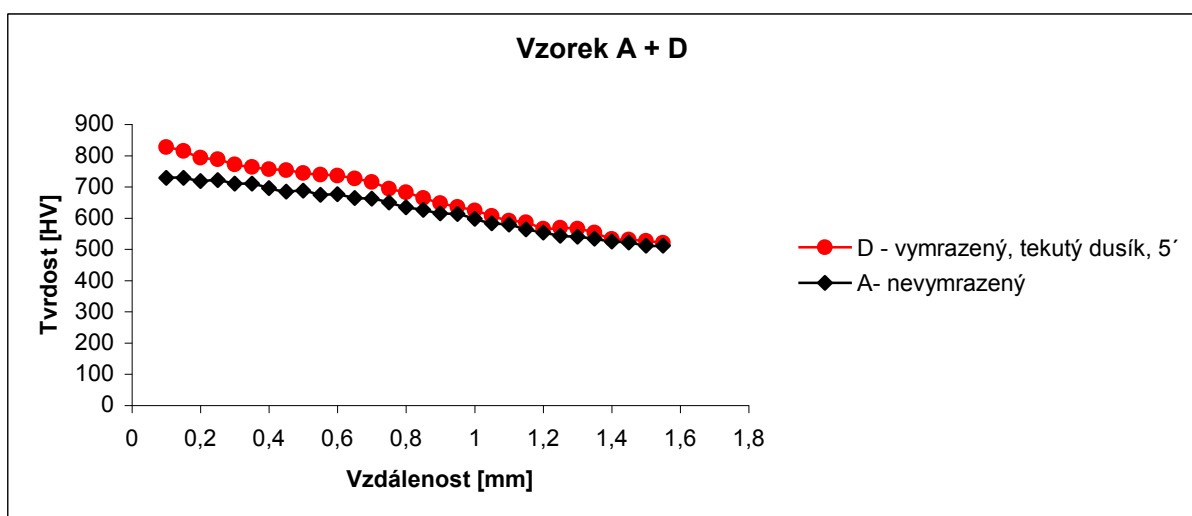
Označení vzorku	Vyfrazen	Způsob vyfrazení	Čas [min]
A	Ne	-	-
B	Ano	Suchý led	30
C	Ano	Zasypán suchým ledem v peci	
D	Ano	Dusík	5
E	Ano	Dusík	120
F	Ano	Suchý led	150



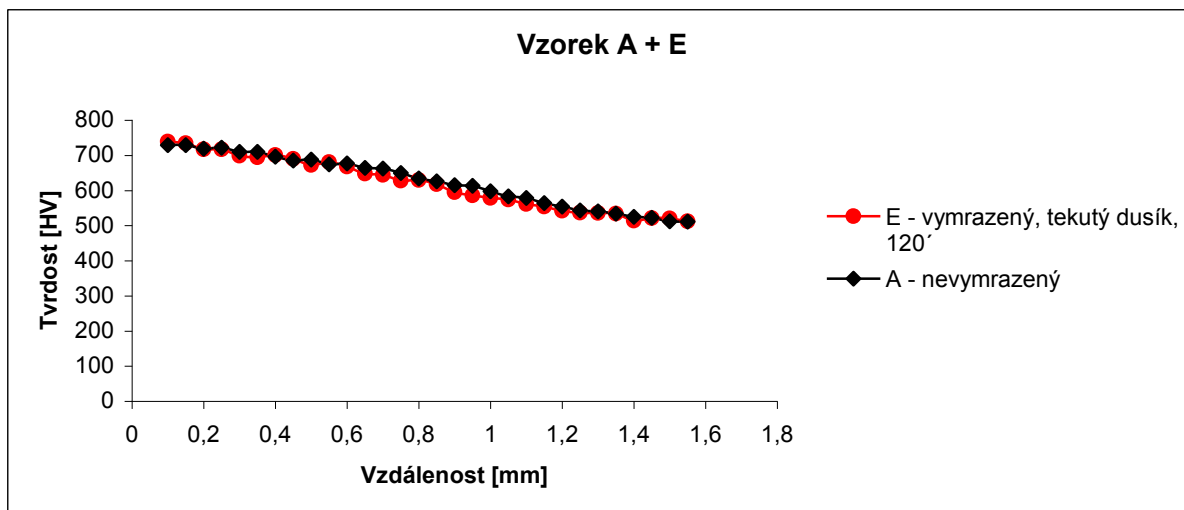
Obr. 4.3.1.1: Graf průběhu tvrdosti – nevymrazený x vymrazený vzorek suchým ledem, 30 min.



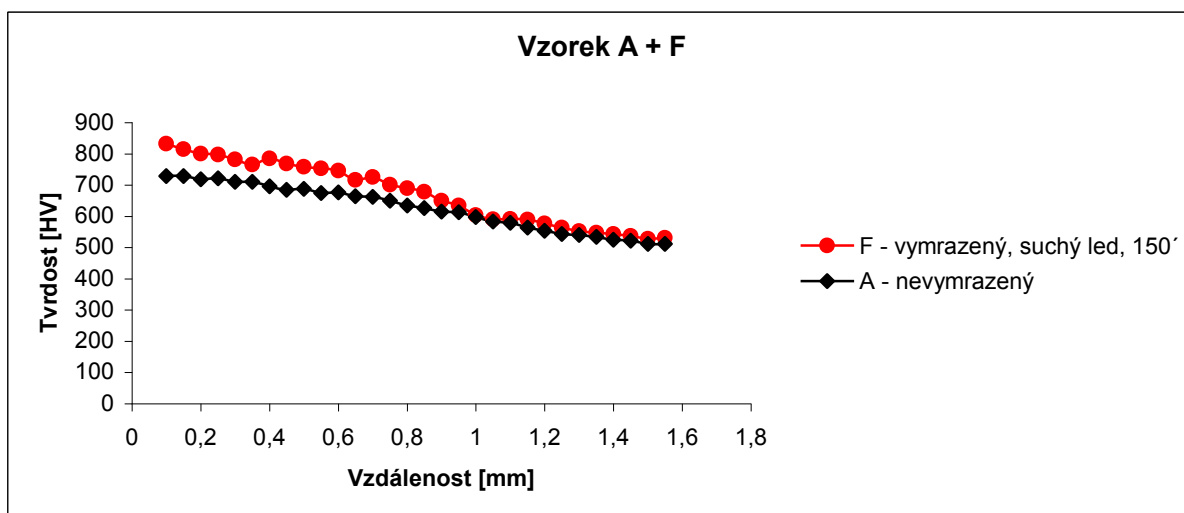
Obr. 4.3.1.2: Graf průběhu tvrdosti – nevymrazený x vymrazený vzorek



Obr. 4.3.1.3: Graf průběhu tvrdosti – nevymrazený x vymrazený vzorek tekutý dusík, 5 min.



Obr. 4.3.1.4: Graf průběhu tvrdosti – nevymrazený x vymrazený vzorek tekutý dusík, 120 min.



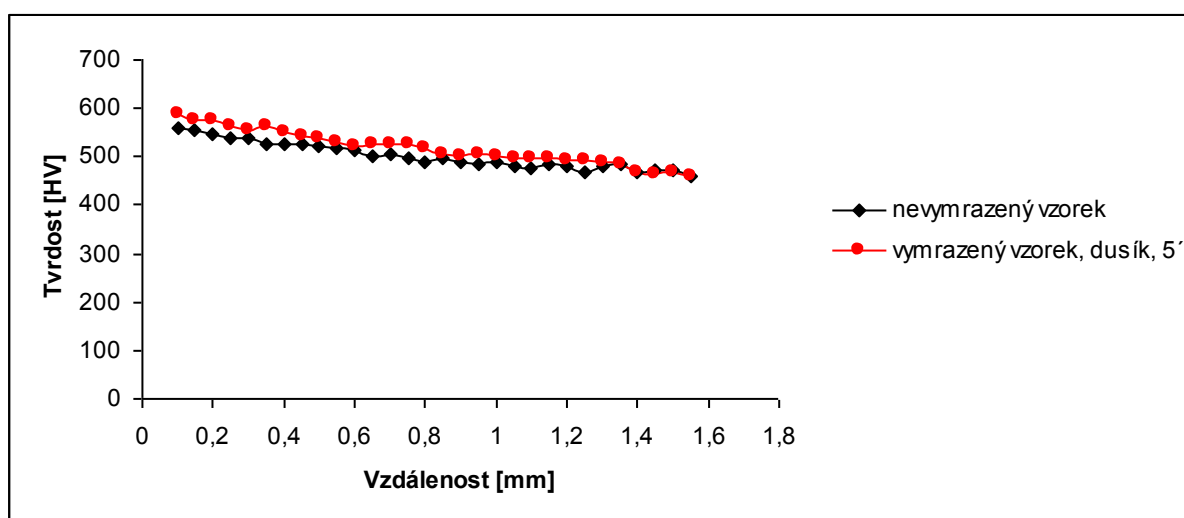
Obr. 4.3.1.5: Graf průběhu tvrdosti – nevymrazený x vymrazený vzorek, suchý led, 150 min

Výsledky stanovení profilů tvrdosti u vymražených a nevymražených vzorků jsou obsaženy v obr. 4.3.1.1-4.3.1.5. Ze série provedených měření tvrdosti není možno jednoduše vysvětlit skutečnost, proč vzorky D a E mají rozdílnou tvrdost: Zatímco u vzorku D ochlazovaného v tekutém dusíku po dobu 5 minut došlo k očekávanému nárůstu tvrdosti, vzorek E, ochlazovaný v tekutém dusíku s prodlevou 120 minut má stejný průběh tvrdosti jako vzorek nevymrazený. Aby se vyloučila možnost záměny vzorku, resp. nahodilé chyby při přípravě vzorku pro měření tvrdosti, bylo celé měření tvrdosti včetně přípravy vzorku opakováno, ovšem se zcela stejným výsledkem.

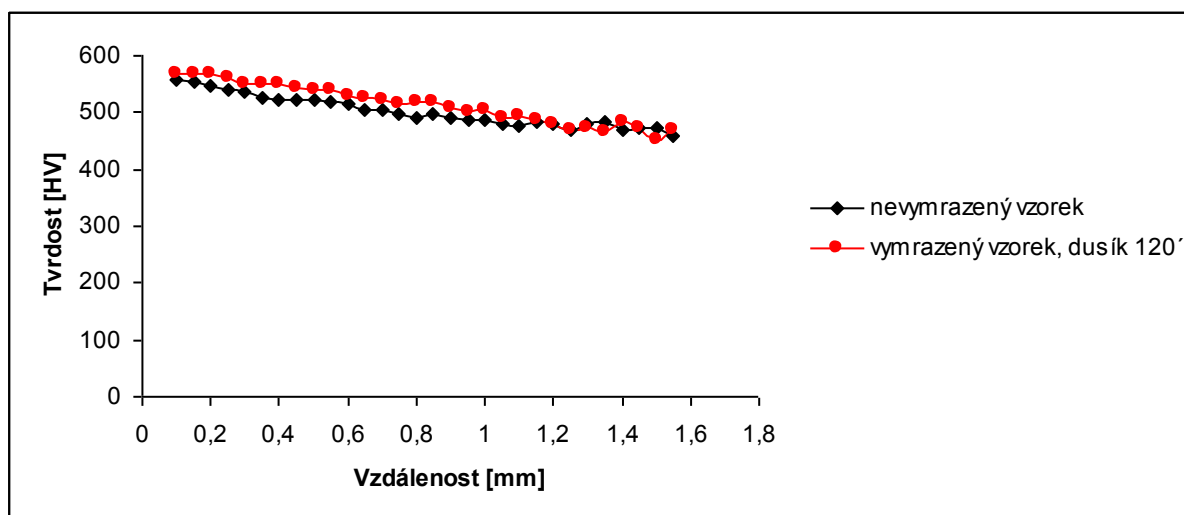
Naproti tomu, všechny ostatní vzorky vykazují po vymražení vzrůst tvrdosti. Důležitým závěrem je, že vzrůst tvrdosti je v zásadě stejný u vzorku ochlazovaného v suchém ledu na teploty -78°C , jako u vzorku ochlazovaného v tekutém dusíku na teplotu -196°C . [14]

4.3.2 Druhá série

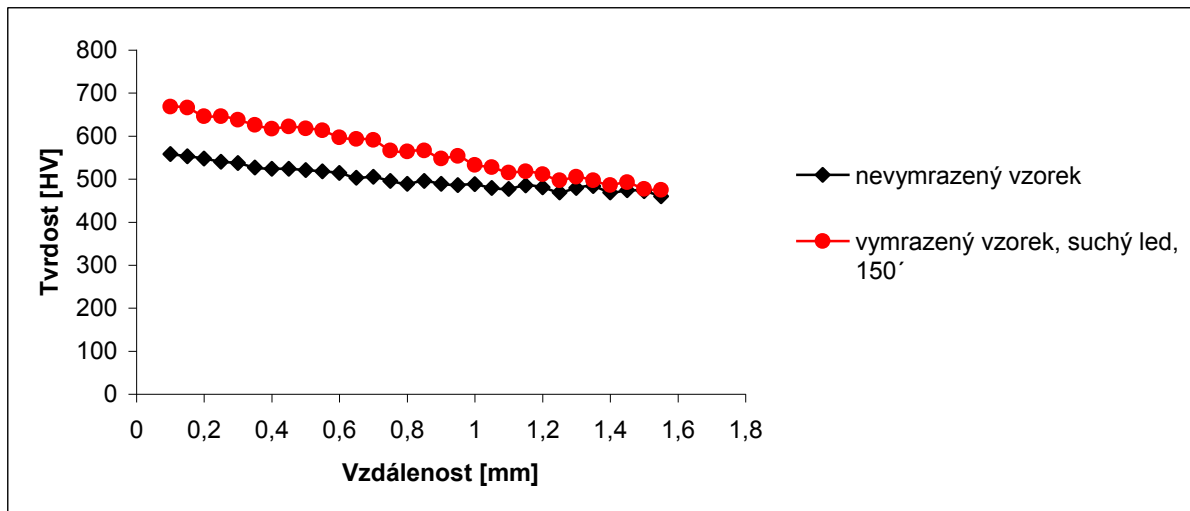
Protože výše uvedené výsledky 1. série zkoušek vedou k určitým pochybnostem o jejich správnosti, byla stejnou metodikou zpracována ještě druhá série. Výsledky měření tvrdosti jsou uvedeny na obr. 4.3.2.1 – 4.3.2.3. Celkový výsledek této série byl nepříznivě ovlivněn skutečností, že na pecním zařízení v průběhu cementace došlo k bližší nespecifikované závadě, která měla za následek všeobecně nízkou tvrdost cementačních vrstev jak na vzorcích, tak i na součástech vsázky. Přesto je možno konstatovat následující: Na rozdíl od první série nebyl pozorován rozdíl v nárůstu tvrdosti po ochlazení v tekutém dusíku po dobu 5 a 120 minut. Stejně jako v první sérii byl nárůst tvrdosti podobný pro vzorky vymražené suchým ledem i tekutým dusíkem. [14]



Obr. 4.3.2.1: Graf průběhu tvrdosti – nevyrazený x vyrazený vzorek, dusík, 5 min.



Obr. 4.3.2.2: Graf průběhu tvrdosti – nevyrazený x vyrazený vzorek, dusík, 120 min.



Obr. 4.3.2.3: Graf průběhu tvrdosti – nevmrazený x vmrazený vzorek, suchý led, 150 min.

4.4. Metalografie a zbytkový austenit

Snímky mikrostruktur obdržené na světelném mikroskopu jsou uvedeny na obr. 4.4.1 až 4.4.5. Cementační vrstva, která je na obr. 4.4.2 a 4.4.3 je tvořena relativně jemným vysokouhlíkovým martenzitem a lze v ní spíše tušit drobné karbidické částice. Toto odpovídá provedenímu CHTZ i požadavkům na strukturu vrstvy. Zbytkový austenit při tomto způsobu zobrazení není ve struktuře přímo zřetelně viditelný, takže výsledky RTG stanovení není možno potvrdit ani vyvrátit. Nicméně pozorované struktury všech sledovaných vzorků A až F se od sebe v podstatě neliší, proto jsou uvedeny pouze dvě fotografie cementované vrstvy.

Hledáme-li skutečnosti, které mohly dosažené výsledky, zejména pak stanovení obsahu zbytkového austenitu nějakým způsobem ovlivnit, pak na obr. 4.4.2. a 4.4.5 je zachycena velmi tenká povrchová vrstva kde došlo při provedeném tepelně chemickém procesu k oxidaci hranic zrna austenitu. Na obr. 4.4.2 je tato vrstva v příčném řezu, na obr. 4.4.5. pak v plošném pohledu na lehce přešleštěný povrch. Z obr. 4.4.2. plyne, že vrstva takto ovlivněné struktury není tlustší, než 20 až 30 μm . Tento jev je znám a dochází k němu při tepelném a chemickotepelném zpracování v řízených atmosférách obsahujících vázaný kyslík v podobě CO, CO₂ a H₂O. Aby se prokázal vliv této vrstvy na stanovení zbytkového austenitu, byla provedena ještě dvě měření, vždy tak, že bylo z povrchu postupně odbroušeno 2x cca 20 μm . Pro tento účel bylo použito vzorku A, u kterého by měl být teoreticky obsah zbytkového austenitu nejvyšší. Výsledky jsou uvedeny v následující tabulce a je z nich patrné, že ani tento zásah měření významně neovlivnil. Po prvním odbroušení sice naměřená hodnota poněkud vzrostla, po druhém odbroušení se však v podstatě vrátila k původní hodnotě.

Na obr. 4.4.4. je uvedena fotografie mikrostruktury jádra vzorku, obsahující nízkouhlíkový martenzit, místy s vyskytujícími se oblastmi feritu. Struktura opět odpovídá předpokladům pro výsledek provedení chemickotepelného zpracování, i požadavkům kladeným na sledované ozubené kolo. [14]

Tab. 4.4.1: Výsledky měření zbytkového austenitu

Vzorek	V_γ [obj. %]	$\sigma_{\gamma\gamma}$ [obj. %]	V_γ - Rietveld [váh. %]
A	8,56	2,73	4,73
A - 20 μm	8,78	2,46	7,43
A - 40 μm	8,99	2,05	5,05
B	9,06	3,89	4,55
C	4,10	0,46	4,64
D	4,97	2,04	5,42
E	4,95	3,10	6,66
F	7,97	4,32	3,87



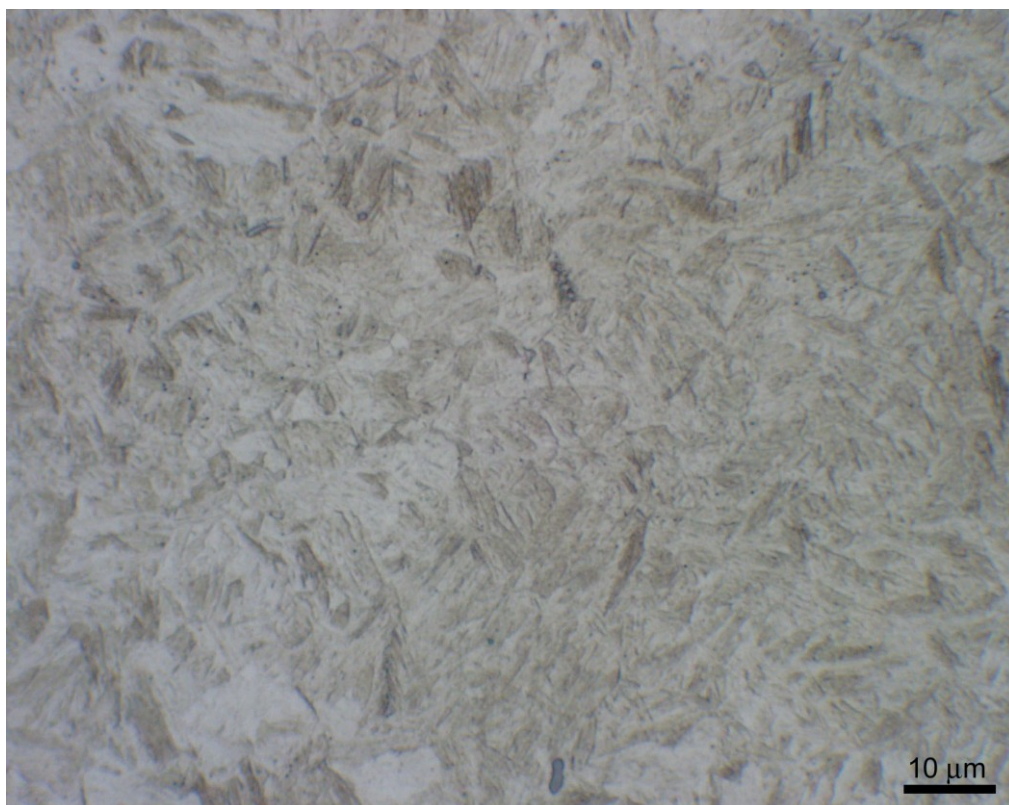
Obr. 4.4.1: Ukázka metody měření mikrotvrdosti podle Vickerse, zvětšení 50x



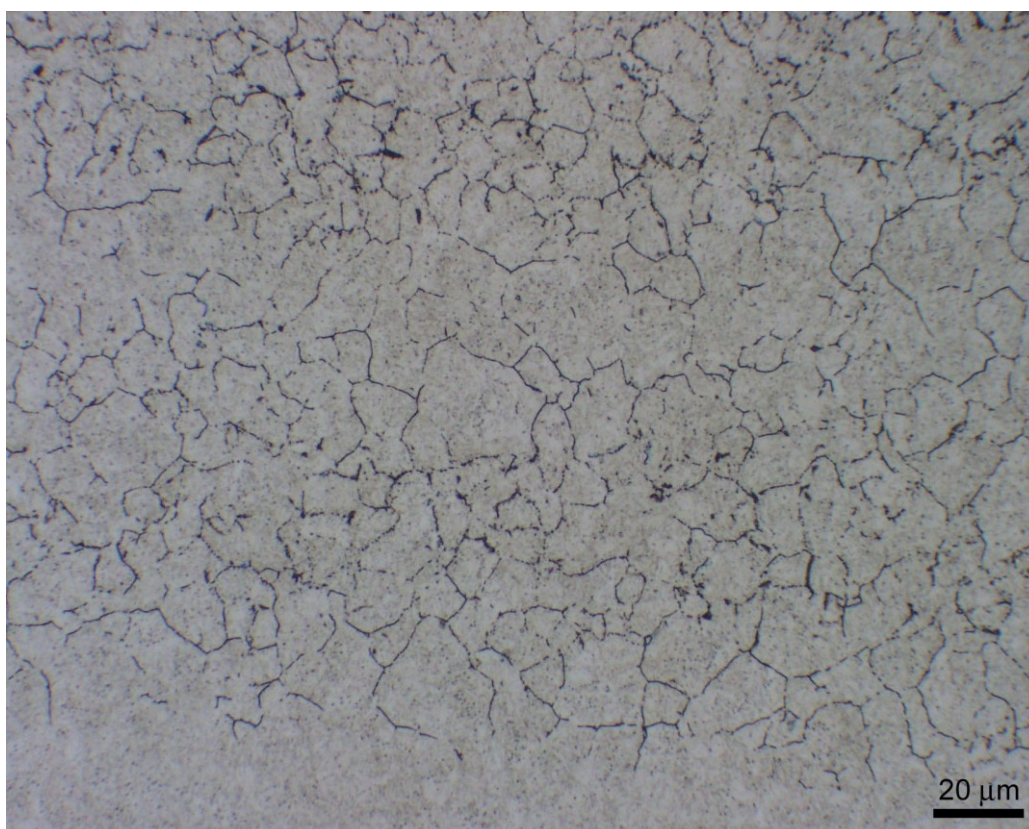
Obr. 4.4.2: Povrchová mezikrystalická oxidace, zvětšení 500x



Obr. 4.4.3: Cementovaná vrstva, zvětšení 1000x



Obr. 4.4.4: Nízkouhlikový martenzit v jádře, zvětšení 1000x



Obr. 4.4.5: Povrchová mezikrystalická oxidace, zvětšení 500x

5. Diskuse

Tato diplomová práce se zabývá posouzením vlivu kalení s vymražením na vlastnosti cementovaného ozubeného kola převodové skříně, s cílem rozhodnout o nutnosti provádět nízkoteplotní zpracování po kalení nebo tento technologický krok změnit tak, aby lépe odpovídal požadavkům na strukturu a vlastnosti.

Provedené experimenty ve většině případů potvrdily nárůst tvrdosti po vymražení v řádu 100 jednotek HV a potvrdily tedy účelnost provádění této operace. Bohužel se však nepodařilo dosáhnout korespondence mezi výsledky měření mikrotvrdosti a výsledky ostatních použitých metod, hlavně s výsledky stanovení obsahu zbytkového austenitu. Protože nárůst tvrdosti po nízkoteplotním zpracování je všeobecně připisován snížení množství zbytkového austenitu ve struktuře cementované vrstvy, ale toto se při provedených zkouškách neprokázalo, je nutno hledat vysvětlení buď v nesprávné metodice přípravy vzorků, nebo chybu ve vlastním stanovení zbytkového austenitu.

Jiným mechanismem pro nárůst tvrdosti připadajícím v úvahu pro nízkoteplotní až kryogenní zpracování, by mohl být nárůst počtu dislokací v martenzitu v průběhu podchlazení [15]. Tuto hypotézu by však bylo možno ověřit pouze poměrně nákladnými zkouškami např. TEM na tenkých fóliích.

Dalším určitým paradoxem je skutečnost, že tvrdost vykazala nárůst po krátkodobém (5min.) ponoření do tekutého dusíku, avšak po ponoření na 2 hodiny zvýšení tvrdosti nebylo pozorováno. Pokud bychom tento fakt nepovažovali za důsledek neznámé nahodilé chyby (zámena vzorku je ovšem možno vyloučit), je otázkou, zda za teploty -196°C může dojít, v podmínkách téměř zcela potlačené difúze, např. k opětovnému snížení počtu dislokací (pokud bychom připustili první domněnku) [15]. Ve druhé sérii vzorků zpracovaných referenčním způsobem se rozdíl ve tvrdosti krátko a dlouhodobě vymražených vzorků v tekutém dusíku nepotvrdil, vzhledem k tomu, že cementace v tomto případě neproběhla úplně správným způsobem, nelze tento výsledek považovat za nezpochybnitelný.

Mezikrystalická oxidace povrchu (obr. 4.4.2 a 4.4.5) pravděpodobně výsledky ve větší míře nemohla ovlivnit.

Použití suchého ledu jako chladiva neboli nízkoteplotní zpracování na teplotu -78°C se ukázalo pro daný materiál, součást a způsob zpracování jako dostačující, protože pozorované nárůsty tvrdosti byly v podstatě stejné jako v případě použití tekutého dusíku s teplotou -196°C .

Celkově lze konstatovat, že provedené zkoušky i přes určité přetrvávající otázky potvrdily účelnost prováděného nízkoteplotního zpracování. [14]

6. Závěr

- V práci bylo porovnáno celkem třináct dvojic vymražených a nevymražených vzorků ozubených kol. Většina z nich vykazovala mírný rozdíl ve tvrdosti ve prospěch vymražených kusů, což svědčí pro použití nízkoteplotního zpracování za daných podmínek.
- Vlastní provedené experimenty s cementací, kalením a různými způsoby NTZ tyto závěry potvrzují.
- Při zkouškách se prokázalo, že teplota suchého ledu, tedy -78°C , je dostačující pro daný účel. Zpracování za teploty -196°C již ke zvýšení tvrdosti nevedlo.
- V průběhu zkoušek ani při zpracování výrobních dávek vymrazováním v popouštěcí peci nedošlo k jakýmkoli technickým potížím. Použití popouštěcí pece pro účely nízkoteplotního zpracování lze tedy též doporučit. [14]

7. Seznam použitých zdrojů

- [1] PTÁČEK, L. a kolektiv: *Nauka o materiálu I*, Akademické nakladatelství CERM, Brno, 2003
- [2] PLUHAŘ, J.; KORITTA, J.: *Strojírenské materiály*, SNTL - Nakladatelství technické literatury, Praha, 1977
- [3] PLUHAŘ, J. a kolektiv: *Nauka o materiálech*, SNTL - Nakladatelství technické literatury, Praha, 1989
- [4] PTÁČEK, L. a kolektiv: *Nauka o materiálu II*. Akademické nakladatelství CERM, Brno, 2002
- [5] KOUŘIL, M.: *Přednášky z předmětu Nauka o materiálu*, VUT, Brno 2003-2004
- [6] KOUŘIL, M.: *Přednášky z předmětu Technologie tepelného zpracování*, VUT, Brno 2007-2008
- [7] RYŠ, P.; CENEK, M.; MAZANEC, K.; HRBEK, A.: *Nauka o materiálu*, Nakladatelství Československé Akademie věd, Praha, 1975
- [8] *Technický týdeník* [online]. 2006 [cit. 2008-03-20]. Dostupný z WWW: <<http://www.techtydenik.cz>>
- [9] ŠVANDA, P.: *Vliv legovacích prvků na vlastnosti ocelí* [online]. 2008 [cit. 2008-04-10]. Dostupný z WWW: <<http://mujweb.cz/www/svanda/vyuka/legury.htm>>
- [10] *Firemní materiály firmy QIP*
- [11] BOLZANO, B: *Bohdan Bolzano, s.r.o.* [online]. c1998-2004 [cit. 2008-05-15]. Dostupný z WWW: <<http://www.bolzano.cz/cz/technicka-podpora/techpriorI/tycovaocel/ocelikcementovani/>>
- [12] BUCHAL, A: *Kontrola fázového složení*, VUT, Brno, 2008
- [13] *Wikipedie, otevřená encyklopedie* [online]. 2002, 2008 [cit. 2008-05-10]. Dostupný z WWW: http://cs.wikipedia.org/wiki/Hlavn%C3%AD_strana
- [14] *Konzultace s vedoucím diplomové práce ing. Miloslavem Kouřilem, CSc.*, Brno, 2008
- [15] *Osobní konzultace s RNDr. Antonínem Buchalem, CSc.*, Brno, 2008