

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

VLIV STRUKTURY A TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ NA VLASTNOSTI LOŽISKOVÝCH OCELÍ

THE INFLUENCE OF STRUCTURE AND HEAT TREATMENT ON PROPERTIES OF STEELS FOR
BEARINGS

DIPLOMOVÁ PRÁCE
MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

BC. KATEŘINA PYTLÍČKOVÁ

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

DOC. ING. STANISLAV VĚCHET, CSC.

BRNO 2008

ABSTRAKT

Tepelné zpracování ovlivňuje strukturu i vlastnosti zpracovávaného materiálu. Dobré tepelné zpracování ložiskových ocelí má zajistit výslednou tvrdost matrice 60 – 65 HRC, přičemž struktura má být tvořena popuštěným jemným jehlicovitým martenzitem s určitým podílem zbytkového austenitu. Karbidy mají být rovnoměrně rozloženy, nesmí tvořit karbidické sítoví a karbidickou řádkovitost. Kvalitu ložiskových ocelí také ovlivňuje obsah a morfologie vměstků v matici. V této diplomové práci byly zvoleny různé podmínky tepelného zpracování s cílem vybrat optimální. Tyto mají zajistit dokonalou martenzitickou transformaci a prokalení celého průřezu součásti. Jako zcela nevyhovující se ukázalo být kalení z teploty 760 °C – 770 °C. Při této teplotě byla výsledná struktura feriticko-perlitická, neboť martenzitická transformace vůbec neproběhla. Nepříznivý vliv na výslednou strukturu a vlastnosti měla i příliš dlouhá výdrž na kalící teplotě. Struktura byla v tomto případě tvořena velmi hrubým jehlicovitým martenzitem. Zhrubnutí jehlic místy přesahovalo maximální přípustný stupeň. Ve struktuře bylo možno pozorovat i částečně rozpuštěné globulární karbidy. Optimálního tepelného zpracování se dosáhne kalením z teplot 850 °C – 870 °C a následným popouštěním při teplotě 220 °C. Výsledná struktura zcela vyhovuje výše uvedeným požadavkům. Toto tepelné zpracování lze doporučit pro technickou praxi.

Klíčová slova

Ložisková ocel, kalení, nízkoteplotní popouštění, vysokoteplotní popouštění, austenit, martenzit, tvrdost, mechanické vlastnosti

ABSTRACT

Heat treatment influences structure and characteristics of treated material. Good heat treatment of steels for bearings ensures hardness of matrix 60 - 65 HRC, whereas structure has been formed by tempered fine needle-shaped martensite with definite part of residual austenite. Carbides should be evenly dispersed, they mustn't create carbide network and carbide lines. Quality of steels for bearings is also influenced by volume and morphology of inclusions in the matrix. In this diploma thesis various conditions of heat treatment were to be set up with the aim of choosing the optimal ones. These ensure perfect martensite transformation and full hardening of all components. Quenching from 760 °C – 770 °C was quite unsatisfactory. At this temperature the resulting structure was ferritic-perlitic, because martensite transformation did not pass. Too long hold on hardening temperature also had an unfavourable influence on the resulting structure and characteristics. In this case, the structure was created by very coarse needle-shaped martensite. Coarsening of martensite needles locally exceeded the maximum allowed level. In the structure it was also possible to observe partly dissolved globular carbides. Optimal heat treatment is quenching from 850 °C – 870 °C followed by tempering at 220 °C. The resulting structure quite agrees with the above-mentioned needs. This heat treatment can be recommended for technical practice.

Key words

Steel for bearings, quenching, low-temperature tempering, high-temperature tempering, austenite, martensite, hardness, mechanical properties

Bibliografická citace

PYTLÍČKOVÁ, K. *Vliv struktury a tepelného zpracování na vlastnosti ložiskových ocelí*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2008. 50 s. Vedoucí diplomové práce doc. Ing. Stanislav Věchet, CSc.

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci vypracovala samostatně a že jsem všechny použité literární zdroje správně a úplně citovala.

V Brně dne 21. 5. 2008

Bc. Kateřina Pytlíčková

Poděkování

Děkuji tímto svému školiteli panu doc. Ing. Stanislavu Věchetovi, CSc. za cenné připomínky a rady týkající se zpracování diplomové práce.

Děkuji také panu Ing. Michaelu Dočkalovi za odborné vedení a konzultace.

OBSAH

OBSAH	- 7 -
1. ÚVOD	- 8 -
2. LITERÁRNÍ ČÁST	- 9 -
2.1 Rozdělení ocelí	- 9 -
2.1.1 Ušlechtilé konstrukční oceli	- 10 -
2.1.2 Ukazatelé vlastností konstrukčního ocelí	- 10 -
2.2 Tepelné zpracování ocelí	- 11 -
2.2.1 Kalení	- 11 -
2.2.2 Popouštění	- 12 -
2.3 Oceli na valivá ložiska	- 12 -
2.3.1 Rozdělení ocelí na valivá ložiska	- 13 -
2.3.2 Chemické složení ocelí na valivá ložiska	- 15 -
2.3.3 Tepelné zpracování ložiskových ocelí	- 15 -
2.4 Vznik trhlin a křehnutí materiálu při tepelném zpracování	- 17 -
2.4.1 Vliv tepelného zpracování na vznik vnitřních napětí a trhlin v ocelích	- 17 -
2.4.2 Technologické příčiny vyvolávající vznik trhlin a křehnutí ocelí při tepelném zpracování	- 19 -
2.4.3 Optimalizace režimů tepelného zpracování	- 23 -
2.5 Příprava metalografických preparátů	- 24 -
2.5.1 Odběr vzorků	- 24 -
2.5.2 Označování vzorků	- 25 -
2.5.3 Hrubé broušení	- 25 -
2.5.4 Preparace vzorků	- 25 -
2.5.5 Broušení	- 26 -
2.5.6 Leštění	- 26 -
2.5.7 Vyvolání struktury	- 27 -
2.6 Zkoušení mechanických vlastností materiálu	- 28 -
2.6.1 Mechanické vlastnosti a charakteristiky	- 28 -
2.7 Vměstky v oceli	- 29 -
2.7.1 Obecné působení vměstků v oceli	- 29 -
2.7.2 Působení vměstků za podmínek cyklického zatížení	- 30 -
3. CÍL PRÁCE	- 32 -
4. EXPERIMENTÁLNÍ METODIKA	- 33 -
4.1 Postup při výrobě ložiska	- 33 -
4.2 Experimentální zařízení	- 33 -
4.2.1 Proces tepelného zpracování	- 33 -
4.2.2 Příprava a ověření vzorků	- 36 -
4.3 Experimentální část	- 37 -
4.3.1 Princip zkoušení	- 37 -
4.3.2 Výsledky – experiment 1 (porovnání dodavatelů)	- 38 -
4.3.3 Výsledky – experiment 2 (porovnání z hlediska tepelného zpracování)	- 40 -
5. DISKUSE	- 45 -
5.1 Experiment 1	- 45 -
5.2 Experiment 2	- 45 -
6. ZÁVĚR	- 47 -
7. SEZNAM NEJČASTĚJI POUŽÍVANÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK	- 48 -
8. SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ	- 49 -
9. SEZNAM PŘÍLOH	- 50 -

1. ÚVOD

Společnost Timken založil v roce 1899 v USA ve městě St. Louis Henry Timken. Patentoval kuželíkové valivé ložisko, které se uplatnilo zejména v nákladní železniční dopravě. V té době (v době koněspřežné dráhy) měli nákladní vagóny problémy s jízdou do ostrých zatáček. Kuželíkové valivé ložisko, vyrovnalo radiální tlak (váha) i přítlak (jízda do zatáčky). Řešení mělo několik výhod. Za prvé se snížily výdaje na opravy a výměny vadných součástí. Za druhé, v některých případech ložiska zlepšila výkon nákladního vagonu do té míry, že bylo možno snížit počet mezků potřebných k táhnutí. A konečně, lepší jízda zatáčkou znamenala menší šanci na ztrátu zboží.

Společnost Timken je jedním ze světových výrobců valivých ložisek, slitinových ocelí a ocelových komponent, součástí a systémů pro přenos energie, maziv a těsnění. Nabízí také speciální úpravu povrchu a povlakování.

Timken operuje ve 26 zemích světa, na 6 kontinentech. Má 61 závodů a 109 prodejních kanceláří. Úzce spolupracuje se zákazníky na vývoji a vylepšování technologií pro snížení tření a přenos energie, aby byly splněny specifické požadavky různých oblastí průmyslu a aplikací.

Mezi nejdůležitější oblasti činnosti patří:

Letectví a obrana – vyspělé technologie pro komerční a vojenské účely.

Zemědělství - konstruktéři i zemědělci využívají řešení pro širokou škálu náročných aplikací, od lisů na seno po kombajny.

Automobily a těžké nákladní vozy – produkty, které snižují spotřebu paliva, snižují emise a zlepšují výkon vozidel.

Výrobci ložisek – Timken je předním dodavatelem kvalitní slitinové oceli, kterou využívají výrobci ložisek a součástí po celém světě.

Energetický průmysl – ložiska, ocel a související produkty zlepšují výkon v oblasti těžby ropy a plynu, větrné energetiky a dalších oblastech výroby elektřiny.

Zdravotnictví – přesné a miniaturní produkty jsou využívány v nemocnicích, v chirurgických a zubních aplikacích, v rehabilitačních centrech a fitness centrech.

Papírenství – řešení pro širokou škálu aplikací, od zpracování celulózy po tiskařské stroje, zajišťují delší dobu provozu a vyšší výkon.

Železnice – konstrukce ložisek představuje celosvětový standard pro stavitele a provozovatele lokomotiv a vagónů. Dále společnost nabízí těsnění, maziva a služby pro oblast železniční dopravy.

Ozubené převody – ocel, ložiska a související produkty společnosti Timken jsou využívány v systémech pro přenos energie a řízení pohybu, které jsou dílčími systémy v hlavních průmyslových odvětvích z celého světa, [1].

2. LITERÁRNÍ ČÁST

2.1 Rozdělení ocelí

Při členění ocelí je možno postupovat podle několika hledisek. Podkladem dělení může být například:

- způsob výroby (např. konvertorová ocel),
- způsob uklidnění (ocel neuklidněná, polouklidněná, neuklidněná),
- způsob použití (ocel k tváření, ocel na odlitky),
- chemické složení (ocel nelegovaná, slitinová – např. slitinová manganová, chromová atd.),
- vhodnost k dalšímu zpracování (ocel k zušlechťování, k cementování atd.),
- účel použití (ocel konstrukční, ocel na nástroje),
- typický druh výrobku (pružinová ocel, ocel na turbínové lopatky atd.).

V dalším se přidržíme dělení, jež odpovídá normě ČSN 42 0002 a je přehledně zachyceno ve schématu 1. Dělení přihlíží v zásadě k způsobu výroby, použití a chemickému složení oceli, [2].

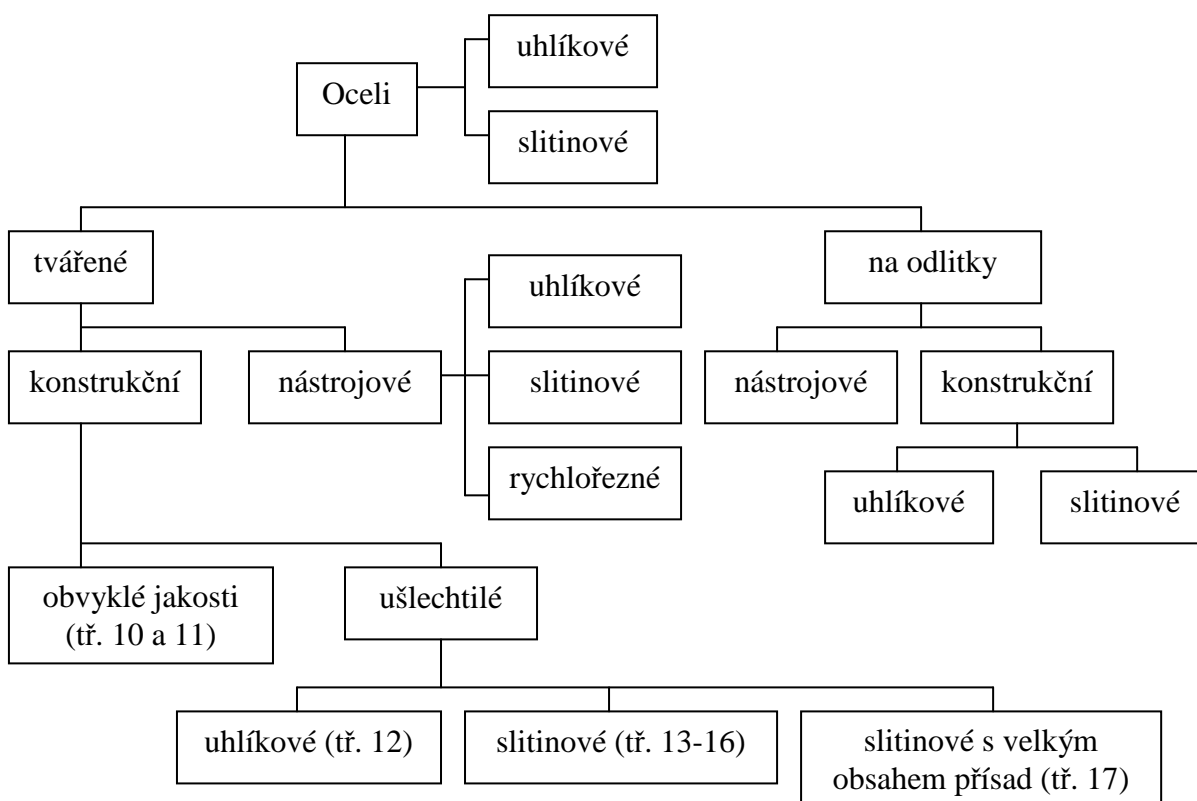


Schéma 1: Rozdělení ocelí

Tab 1: Charakteristiky ocelí třídy 10 až 19

Třída oceli	Druh oceli podle			Bližší údaje (rozsah záruk chemického složení, charakteristická přísada)
	jakosti	použití	chem. složení	
10 XXX	obvyklé jakosti	konstrukční	uhlíkové	Bez záruky složení (ve zvláštních případech se zaručuje max. obsah některých prvků v tavbovém vzorku a hutním výrobku)
11 XXX				Zaručuje se max. obsah C, P, S v tavbovém vzorku a hutním výrobku (ve zvláštních případech i obsah dalších prvků)
12 XXX	ušlechtilé		slitinové	Oceli uhlíkové *)
13 XXX				Mn, Si *)
14 XXX				Cr (Mn, Si) *)
15 XXX				Mo, W, V (Cr) *)
16 XXX				Ni (Cr, W, Mo, V) *)
17 XXX				Vysoce legované oceli: korozivzdorné, žáruvzdorné, žárovevné, speciální *)
19 XXX	nástrojové		uhlíkové	Oceli uhlíkové *)
			slitinové	Oceli slitinové a slitinové rychlořezné *)

*) zaručuje se chemické složení tavbového vzorku a hutních výrobků udáním rozmezí prvků nebo maximálního či minimálního obsahu prvku

2.1.1 Ušlechtilé konstrukční oceli

Ušlechtilé oceli mají ve srovnání s oceli obvyklé jakosti lepší a stejnoměrnější vlastnosti, vyšší čistotu a zaručené chemické složení. Je to výsledek výběru surovin, dokonalejších způsobů výroby a rozsáhlejší kontroly.

Výsledné vlastnosti ušlechtilých ocelí se zaručují ve větším rozsahu než u ocelí obvyklé jakosti, což vyžaduje většinou vhodné tepelné zpracování. Přesto, že ušlechtilé konstrukční oceli představují jen část celkové výroby oceli, jde o skupinu technickým významem velmi důležitou. Kromě ušlechtilých nelegovaných ocelí (třída 12) obsahuje tato skupina konstrukční oceli slitinové (třída 13 až 16) s celkovým obsahem přísadových prvků nejvýše okolo 6 %. Do konstrukčních slitinových ocelí patří i oceli třídy 17, obsahující většinou nad 10 % přísadových prvků (oceli se zvláštními vlastnostmi).

Ušlechtilé konstrukční oceli jsou jakostním konstrukčním materiálem, jehož vlastností je třeba plně využít dokonalým zpracováním (především pečlivým tepelným zpracováním).

Cena ušlechtilých ocelí, daná jak náročnější výrobou, tak přísadami, je samozřejmě vyšší než u ocelí běžné jakosti. Závisí na typu a úrovni legování, [2].

2.1.2 Ukazatelé vlastností konstrukčního ocelí

Prvním podkladem pro volbu vhodného konstrukčního materiálu na určitou součást, pokud nepracuje za zvláštních podmínek (koroze, opotřebení atd.), je velikost a druh mechanického namáhání a z něj plynoucí požadavek na mechanické vlastnosti materiálu.

Základní údaje, charakterizující mechanické, fyzikální, eventuálně další vlastnosti určitého materiálu, dávají pouze zjednodušený obraz o jeho skutečném chování při použití ve tvaru konkrétní strojní součásti.

Ani pro nejjednodušší slitiny neplatí totiž fyzikální představa homogenní hmoty se stejnými izotropními vlastnostmi v kterémkoli místě objemu. Vlastnosti, zejména ty, které závisí na struktuře (strukturně citlivé), jsou již i v poměrně malých průřezích nehomogenní vlivem nerovnoměrného rozdělení vměstků, segregace některých prvků, nestejně velikosti zrna atd. Nerovnoměrnost se dále může zvýraznit tvářením. Po převažujícím tvářením v jednom směru nabývá struktura charakteristického uspořádání a většinou vzniká i výrazná anizotropie mechanických vlastností a některých vlastností fyzikálních.

Ve velkých průřezích jsou nerovnoměrné vlastnosti a vady v materiálu vlivem méně příznivých podmínek výroby (lití, krystalizace, tvářením, tepelného zpracování) výraznější než při malých rozměrech. Navíc se při zatěžování součástí o velkém průřezu projevuje i vliv složité prostorové napjatosti vznikající i při jednoosém vnějším namáhání. Proto vlastnosti téhož materiálu, zjištěné zkoušením celých velkých průřezů, jsou méně příznivé než vlastnosti zjištěné na malých zkušebních tyčích.

Většina mechanických vlastností kovů patří mezi strukturně citlivé. Jejich hodnota a hlavně vzájemný poměr se tedy významně mění tepelným zpracováním i tvářením. Tyto charakteristiky jsou dále podstatně ovlivňovány i podmínkami, za kterých byly zjišťovány (teplota, rychlost zatěžování, stav napjatosti). Je tedy nezbytné, uvažovat při volbě materiálu jejich omezenou platnost.

Při volbě materiálu je proto třeba posoudit jeho mechanické charakteristiky nejen obsažené např. v materiálové normě, ale i z výše uvedených hledisek. Hlavně se musí uvážit jejich ovlivnění při zpracování materiálu na hotovou součást, zejména tepelným zpracováním při daném průřezu a velikosti součásti.

Neméně významnými hledisky pro volbu materiálu součástí mohou být i hlediska technologická a ekonomická, které nelze oddělovat od požadavku na určité mechanické vlastnosti. Jsou to zejména svařitelnost, obrobitelnost, slévateľnost a tvařitelnost, [2].

2.2 Tepelné zpracování ocelí

2.2.1 Kalení

Účelem kalení je zvýšit tvrdost oceli. Kalení je ohřev na teplotu nad A_{c3} , resp. nad A_{c1} , výdrž na této teplotě a následující tak rychlé ochlazení, že se potlačí rovnovážné přeměny.

Rychlým ochlazením z kalící teploty se přemění austenit na martenzit nebo bainit. Rovněž vznik jemného lamelárního perlitu – troostitu je spojen se zvýšením tvrdosti proti výchozí struktuře hrubého lamelárního nebo globulárního perlitu.

Schopnost oceli dosáhnout kalením zvýšené tvrdosti se nazývá kalitelnost. Vlastnost oceli dosáhnout při ochlazení větší rychlostí, než je rychlost kritická, určité (maximální) tvrdosti, se nazývá zakalitelnost a závisí téměř jen na obsahu uhlíku rozpuštěného v austenitu. Prokalitelnost oceli je schopnost oceli dosáhnout při kalení určité tvrdosti do určité hloubky.

U podeutektoidních ocelí je správná kalící teplota asi 20 °C nad teplotou A_{c3} . U ocelí nadeutektoidních je kalící teplota asi 20 °C nad A_{c1} .

Velké snížení kalící teploty u podeutektoidních ocelí se ve výsledné struktuře projeví výskytem feritu v martenzitu a tím snížením tvrdosti. Menší snížení kalící teploty nebo příliš krátká doba výdrže na správné teplotě má za následek nedostatečnou homogenizaci austenitu a tím zvýšení kritické ochlazovací rychlosti.

Překročení správné kalící teploty nebo příliš dlouhá doba výdrže na kalící teplotě se projeví růstem austenitického zrna a po ochlazení jsou ve struktuře hrubé martenzitické jehlice. Kromě toho, překročení kalící teploty vede ke zvýšení obsahu zbytkového austenitu a tím k poklesu tvrdosti.

Při dobré výchozí struktuře (jemný globulární perlit s rovnoměrně rozloženými karbidy) se při nízké kalící teplotě rozpustí karbidů příliš málo, vzniklý austenit má nízký obsah uhlíku a výsledná tvrdost je nižší. Při vysoké kalící teplotě zhrubne austenitické zrno, karbidů se rozpustí příliš mnoho a austenit je silně obohacen uhlíkem.

Aby se dosáhlo martenzitické struktury, musí být ocel ohřátá na kalící teplotu a poté ochlazena rychlostí stejnou nebo větší, než je rychlost kritická, až na teplotu ochlazovacího prostředí. Při této rychlosti je potlačena přeměna austenitu v perlit nebo bainit.

Provádí se kalení do oleje, solných lázní, polymerů, vody nebo kalení na vzduchu, [3].

2.2.2 Popouštění

Popouštění je ohřev kalené součásti na teplotu nejvýše těsně nad Ac_1 , výdrž na této teplotě a následující ochlazení vhodnou rychlostí. Kalení a vysokoteplotní popouštění konstrukčních ocelí se nazývá zušlechťování.

Účelem popouštění u konstrukčních ocelí je snížení tvrdosti (pevnosti) za současného zvýšení plastických vlastností. U nástrojových ocelí se mají odstranit vnitřní pnutí, zvýšit houževnatost a v některých případech i tvrdost. Změny struktury a z nich plynoucí změny mechanických vlastností závisí především na výši popouštěcí teploty. Doba popouštění má vliv na popouštěcí křehkost, [3].

2.3 Oceli na valivá ložiska

Zatížení působící na valivé ložisko se přenáší z jednoho kroužku na druhý přes valivé těleso (kulička, váleček, kuželík apod.). Na eliptické stykové ploše valivého ložiska a kroužku vznikají přitom styková tlaková napětí, která vyvolávají při valení ložiska pod oběžnou drahou do hloubky 0,3 mm jednosměrné a střídavé cyklické smykové napětí. Toto napětí dosahuje velikosti asi 2000 MPa (max. až 3000 MPa) a je příčinou nukleace únavové trhlinky, která vzniká obvykle u vměstku, porézního místa, u hrubého karbidu apod. Z popsaného mechanismu namáhání vyplývá, že jakost ložiskové oceli závisí na matici a na obsahu, morfologii a rozložení karbidů a vměstků. Základní požadavky na vlastnosti ložiskové oceli je možno shrnout:

- matrice musí mít tvrdost 61 až 65 HRC,
- ložisko musí mít vysokou mez únavy při kontaktním namáhání po dobu několika tisíc hodin,
- ocel musí mít vysokou mez kluzu, pevnosti a dostatečnou houževnatost,
- v matici musí být minimální obsah oxidických vměstků,
- karbidická fáze musí být rozložena v matici rovnoměrně,
- v dodaném materiálu nesmí být vnitřní vady (poréznost, trhlinky apod.).

Pro výrobu valivých ložisek, která nejsou příliš dynamicky namáhána, se používají poměrně křehké vysokouhlíkové nízkolegované chromové nebo chrommanganové oceli, které se kalí a popouštějí za nízkých teplot.

Základní matici ložiska tvoří po tepelném zpracování nízko popouštěný jemný martenzit a asi 10 % zbytkového austenitu. V matici se má vyloučit asi 10 % rovnoměrně rozložených karbidů typu $(Fe, Cr, Mn)_3C$. Oceli s touto strukturou mají dobrou obrusitelnost, což umožňuje získat přesné tvary valivých ložisek. Jejich odolnost proti kontaktní únavě je vysoká, ztráta rozměrů při opotřebení je minimální. Snášejí tepelné namáhání do teploty asi 120 °C.

Jakost ložiskové oceli ovlivňuje výrazně obsah, morfologie a rozložení vměstků v matici. Podle chemického složení se rozdělují vměstky na lehce tvářitelné sulfidy – A, netvářitelné oxidy Al_2O_3 – B, křemičitany – C a komplexní oxidy – D.

Kontaktní únavu (pitting) vyvolávají zejména vměstky, které mají nízký koeficient tepelné roztažnosti např. $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, protože při tepelném zpracování vzniká v okolí martenzitické matrice maximální napětí. Menší vliv na vznik pittingu mají sulfidy nebo oxidy obalené sulfidy. Jakost ložiskové oceli nezávisí proto na celkovém obsahu vměstků, ale na jejich složení, rozměrech, usměrnění atd. V ložisku se objevují vady označované jako „motýli“. Tato vada vzniká v hloubce asi 0,1 až 0,5 mm pod povrchem působením tlakového a smykového napětí. Vada je orientována pod úhlem 45° k dráze pohybu. Jakmile dosáhne určité velikosti, vznikne mikrotrhlina, která se šíří dále a vyvolá vznik pittingu. Tato vada nevzniká u sulfidů. Únavové vlastnosti závisí silně na velikosti oxidů. Zkoušky prokázaly, že životnost zkušebních tělísek byla desetkrát větší, když se velikost vměstků snížila z 20 μm na 10 μm . Mez únavy snižují hlavně ostrohranné karbonitridy titanu. Obsah titanu má být proto nižší než 30 ppm.

Protože vměstky snižují podstatně trvanlivost ložisek, vyrábějí se oceli na valivá ložiska mimopecní rafinací nebo elektrostruskovým přetavováním. V základní matici nízkolegovaných chromových ocelí jsou rozloženy nadeutektoidní karbidy $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Mn})_3\text{C}$, které zvyšují odolnost proti opotřebení. Ve výchozím polotovaru nesmí tvořit síťoví, povolují se jen minimální zbytky. Síťoví nadeutektoidního cementitu se tvoří při pomalém ochlazování z tvářecích teplot. Při žhání naměkko proběhne sferoidizace cementitu, ale na hranicích zrn zůstávají u těchto ocelí řetízky karbidů, které velmi snižují mechanické vlastnosti ocelí. V kaleném stavu se vyhodnocuje velikost nadeutektoidního cementitu, karbidická řádkovitost a karbidické síťoví.

Při hodnocení jakosti se také sleduje, zda je ve výchozím polotovaru mikroporéznost (mikroediny), které se u tyčí do průměru 40 mm nepřipouštějí vůbec, u tyčí do průměru 80 mm ve velmi omezeném množství. Trvanlivost ložisek ovlivňuje také orientace vláken vývalku a oběžné dráhy ložiska. Nejnížší jakosti mají výrobky, u kterých leží oběžná dráha v místech odebraných ze středové části tyče (např. vnitřní kroužky soustružené z tyčí). K nejlepším polotovarům na výrobu ložisek patří tažené trubky děrované zatepla a rozválcované výkovek.

Polotovary určené na výrobu ložisek musí mít minimálně oduhličený povrch, protože se tím snižuje tloušťka přídatků na obrábění. Oduhličenou vrstvu je nutno při obrábění úplně odstranit, čímž se zvyšují náklady, [4].

2.3.1 Rozdělení ocelí na valivá ložiska

Oceli na valivá ložiska se podle normy DIN 17 230 dělí na:

- a) prokalitelné oceli,
- b) cementační oceli,
- c) zušlechtnuté oceli,
- d) nerezavějící oceli,
- e) oceli zachovávající tvrdost za vyšších teplot.

Oceli mají jemnou martenzitickou strukturu. U nadeutektoidních ocelí jsou v martenzitu vyloučeny karbidy. Pro některá ložiska, která nejsou příliš dynamicky namáhána, je možné používat křehčí materiály i o vysoké tvrdosti.

Nejběžněji se na ložiska používají ocelí první skupiny uvedené v tabulce 2. Oceli se před zpracováním žhání na měkko (na tvrdost cca 210 HB). Po zpracování se kalí do oleje a po

popuštění mají tvrdost 60 až 65 HRC. Značky legované Mo se používají pro výrobu větších ložisek, oceli mají větší prokalitelnost.

V ocelích s vyšším obsahem uhlíku zůstává po zakalení zbytkový austenit. Při transformaci zbytkového austenitu u vyrobeného ložiska dochází ke změně objemu. Proto je pro některé značky ocelí na valivá ložiska předepsán maximální obsah zbytkového austenitu.

Cementační oceli na valivá ložiska mají vysokou povrchovou tvrdost při houževnatém jádru.

Korozivzdorné oceli na valivá ložiska se používají do korozního prostředí.

Poslední skupinu ocelí lze zařadit mezi rychlořezné oceli. Tyto oceli si zachovávají tvrdost při teplotách až do 550 °C, [5].

Tab.2: Chemické složení v hmotnostních procentech a teploty kalení a popouštění pro vybrané oceli na valivá ložiska

Značka	Značení dle normy	C	Mn	Cr	Mo	Ni	Teplota kalení °C	Teplota popouš. °C
		%	%	%	%	%		
Prokalitelné oceli								
100Cr2	14 100	0,90 - 1,05	0,25 - 0,45	0,40 - 0,60		max. 0,3	820 - 850	150 - 180
100Cr6	14 109	0,90 - 1,05	0,25 - 0,45	1,35 - 1,65		max. 0,3	830 - 870	150 - 180
100CrMn6	14 209	0,90 - 1,05	1,00 - 1,20	1,40 - 1,65		max. 0,3	830 - 870	150 - 180
100CrMo7	1.3537	0,90 - 1,05	0,25 - 0,45	1,65 - 1,95	0,15 - 0,25	max. 0,3	840 - 880	150 - 180
100CrMnMo8	1.3539	0,90 - 1,05	0,80 - 1,00	1,80 - 2,05	0,50 - 0,60	max. 0,3	840 - 880	150 - 180
Cementační oceli na valivá ložiska								
17MnCr5	1.3521	0,15 - 0,19	1,00 - 1,30	0,80 - 1,10			810 - 840	150 - 180
19MnCr5	1.3523	0,17 - 0,22	1,10 - 1,40	1,00 - 1,30			810 - 840	150 - 180
16CrNiMo6	1.3531	0,15 - 0,20	0,40 - 0,60	1,50 - 1,80	0,25 - 0,35	1,4 - 1,7	800 - 830	150 - 180
17NiCrMo14	1.3533	0,15 - 0,20	0,40 - 0,70	1,30 - 1,60	0,15 - 0,25	3,25 - 3,75	780 - 820	150 - 180

2.3.2 Chemické složení ocelí na valivá ložiska

Podle podmínek uložení ložiska se rozdělují ložiskové oceli do dvou základních skupin:

- oceli na ložiska pracující v podmínkách běžného uložení,
- oceli na ložiska pracující v uložení namáhaném vyšší teplotou nebo v uložení, kolem kterého je korozní prostředí.

Většina ložiskových ocelí patří do první skupiny. Chromové a chrommanganové vysokouhlíkové oceli představují proto základní typy ložiskových ocelí. Z našich ocelí patří do této skupiny oceli 14 109 a 14 209, jejichž chemické složení je uvedeno v tabulce 3.

Ložiska pracující v korozním prostředí (např. páry kyseliny dusičné, roztoky chloridu sodného za teploty od -205 °C do +100 °C) se vyrábějí z vysokouhlíkových chromových ocelí s obsahem uhlíku okolo 1 %. Uhlík zaručuje vysokou tvrdost po zakalení, chrom odolnosti proti korozi. Z našich ocelí je vhodná ocel 17 042. Vysokolegované oceli s přísadou molybdenu jsou vhodné na miniaturní ložiska pracující v korozním prostředí do teplot 350 °C (např. X105CrMo17).

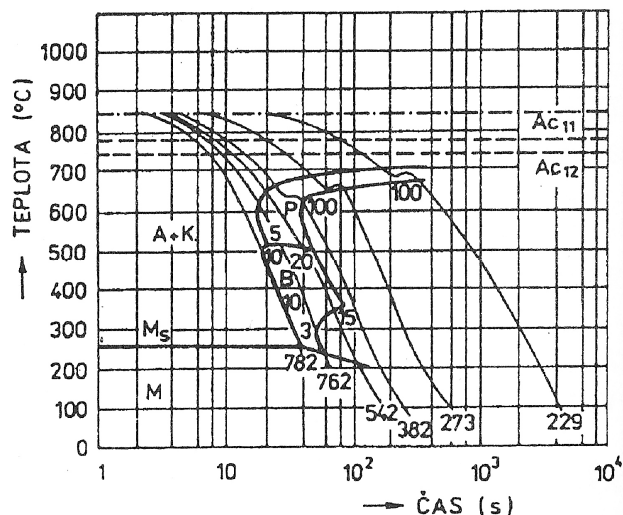
Na ložiska pracující ve velmi namáhaném uložení za teplot nad 250 °C (např. uložení hřídel leteckých turbínových motorů) se používají nástrojové rychlořezné oceli. Z našich ocelí je vhodná ocel 19 802, [4].

Tab.3: Chemické složení ocelí na valivá ložiska

Značka	Chemické složení v %								
	C	Mn	Si	Cr	Ni max.	Cu max.	V	Mo	W
14 109	0,90 – 1,10	0,30 – 0,50	0,15 – 0,35	1,30 – 1,65	0,30	0,25			
14 209	0,90 – 1,10	0,90 – 1,20	0,35 – 0,65	1,30 – 1,65	0,30	0,25			
17 042	0,90 – 1,05	max. 0,90	max. 0,70	16,0 – 18,0					
X105CrMo17	0,95 – 1,20	max. 1,00	max. 1,00	16,0 – 18,0				0,40 – 0,80	
19 802	0,80 – 0,90	max. 0,45	max. 0,45	3,80 – 4,60			2,00 – 2,70	max. 0,50	9,50 – 11,00

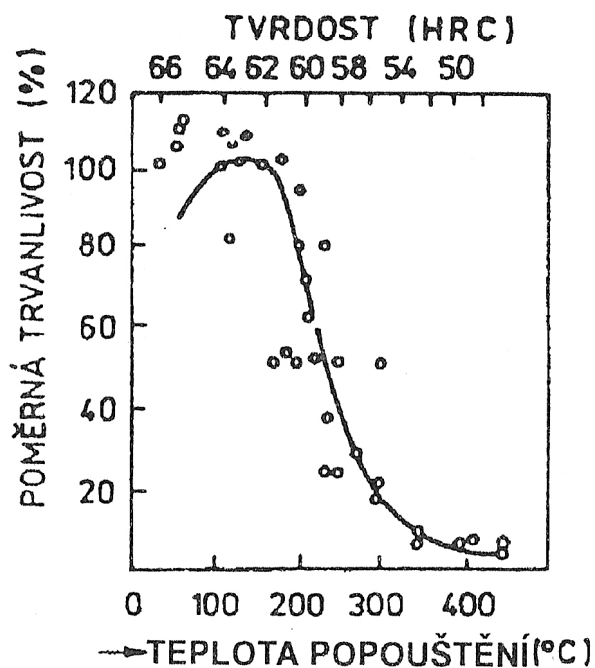
2.3.3 Tepelné zpracování ložiskových ocelí

Ložiskové oceli 14 109 a 14 209 se kalí z teploty 830 °C do oleje. Po zakalení se pouštějí na teplotě 170 °C. Diagram ARA oceli značky 14 109 je uveden na obr.1. Ocel 14 209 se zvýšeným obsahem manganu má vyšší prokalitelnost. Před kalením se oceli žíhají naměkko, aby strukturu tvořil sferoidizovaný perlit. Ve vyžíhané oceli se povoluje max. 10 % lamelárního perlitu. Tvrdost po vyžíhání naměkko se pohybuje mezi 187 až 207 HB, u ocelí 14 209 se povoluje až 217 HB. Optimální obsah karbidů po vyžíhání naměkko je asi 14 %.



Obr.1: Diagram anizotermického rozpadu austenitu oceli značky 14 109

V kaleném stavu se hodnotí podle ČSN 42 0240 tvrdost, která má být 61 až 65 HRC a vzhled lomu. Na obr.2 je uveden vliv tvrdosti na trvanlivost ložiska. Z diagramu je patrné, že maximální životnost měla ložiska popuštěná na nízkých teplotách, u kterých se pohybovala tvrdost mezi 62 až 64 HRC. Podle předpisů výrobců se hodnotí podle etalonu také hrubost martenzitu. V matici nesmí být jemný perlit a kalicí trhlínky, [4].



Obr.2: Vliv tvrdosti na trvanlivost ložiska z oceli značky 14 109

2.4 Vznik trhlin a křehnutí materiálu při tepelném zpracování

Tepelné zpracování ocelí je technologický proces, kterým se cíleně mění mechanické vlastnosti zvoleného materiálu tak, aby odpovídaly požadavkům konstruktéra na jeho funkci v provozu. Dlouhodobým problémem je skutečnost, že konstruktéři často ve svých výpočtech uvažují jen parametr pevnosti oceli a jí odpovídající tvrdosti. V praxi to znamená, že rozhodujícím kritériem kontroly kvality tepelného zpracování bývá měření tvrdosti. Pokud tato dosáhne vyhovující hodnoty, potom se považuje uskutečněné tepelné zpracování za vyhovující. Nevýhodou tohoto přístupu je, že vyhovující tvrdost ještě nemusí zabezpečit požadované křehkolomové vlastnosti a dostatečnou odolnost proti rázovému ohybovému namáhání, kterému je při provozu vystavena většina součástí.

Relativně novou, ale v současnosti už běžnou a z experimentálního hlediska poměrně jednoduchou metodou kontroly kvality tepelného zpracování ocelí je hodnocení lomových ploch na rastrovacím elektronovém mikroskopu – tzv. *mikrofraktografická analýza lomových ploch*. Tímto způsobem se může velmi rychle a relativně levně nepřímo (kvalitativně) posoudit houževnatost, resp. stupeň zkřehnutí materiálu, který nastal při tepelném zpracování. Kombinace kontroly tvrdosti a nepřímé kontroly houževnatosti materiálu na základě posouzení mikromorfologie lomových ploch po tepelném zpracování ve většině případů zabezpečí spolehlivou a dlouhodobou funkci součástí v provozu. Až tepelné zpracování zabezpečující splnění požadavků obou těchto hodnotících kritérií označujeme za *vyhovující*.

Za mikrofraktografický projev houževnatého stavu materiálu se považuje 100% podíl transkrystalického jamkového lomu a za projev úplně křehkého stavu 100% podíl interkrystalického štěpného lomu. Zkřehnutí materiálu se v případech, kdy nedochází k oslabení hranic austenitických zrn, může projevit i transkrystalickým kvazištěpným porušením, resp. kombinací interkrystalického štěpného a transkrystalického kvazištěpného lomu. V praxi se u zušlechťených ocelových výrobků obvykle vyskytuje smíšený lom s určitým podílem štěpných fazet, [6].

2.4.1 Vliv tepelného zpracování na vznik vnitřních napětí a trhlin v ocelích

Deformace, vznik trhlin a křehnutí materiálu úzce souvisí s účinkem vnitřních napětí. Tato napětí se označují jako hlavní nežádoucí průvodní jev tepelného zpracování kovových materiálů. Vnitřní napětí se dělí na tři hlavní druhy:

- a) *Makroskopická napětí (napětí I. druhu)* – vznikají současným působením tepelných a strukturních napětí. Působí ve větších objemech a jejich směr souvisí s geometrickým tvarem těles. Napětí tohoto druhu mohou být dočasná anebo trvalá. Dočasná napětí mizí po odstranění příčin, které je vyvolaly. Trvalá napětí se v kovových materiálech vyrovnávají plastickou deformací, jejímž výsledkem bývá změna rozměrů a tvaru součástí.

Při analýze mechanických napětí, vznikajících při ochlazování ocelí, je nutné rozlišovat:

- ochlazování bez fázové přeměny,
- ochlazování s fázovou přeměnou.

Po ochlazování tělesa ve tvaru válce z materiálu bez fázové přeměny zůstanou na jeho povrchu při pokojové teplotě tlaková napětí a ve středových částech napětí tahová. Pokud při ochlazování z teploty procesu tepelného zpracování probíhá fázová přeměna, dochází k superpozici strukturních a tepelných napětí. Vznik strukturních napětí souvisí s časovým posuvem strukturních změn po průřezu součástky. V prvních fázích ochlazování kalitelných ocelí vzniká martenzit, v důsledku toho se v této zóně zvětšuje specifický objem oceli.

Ve středu válce zůstává ocel ještě v austenitickém stavu a brání zvětšení objemu povrchových částí, ve kterých tak dochází ke vzniku tlakových napětí. V jádře součástky vznikají napětí tahová. V dalším stádiu se začne přeměňovat i austenit v jádře, ale zvětšení objemu jádra brání už ochlazená povrchová martenzitická vrstva s vysokou pevností a malou plasticitou. V jádře válce tak dochází ke vzniku vysokých tlakových napětí a tahových napětí na povrchu. Z hlediska vzniku povrchových trhlin se jedná o kritickou etapu ochlazování materiálu. V závěrečných stádiích ochlazování válce dochází ke smršťování jádra a ke vzniku termických tahových napětí v jádře a tlakových napětí v povrchových částech.

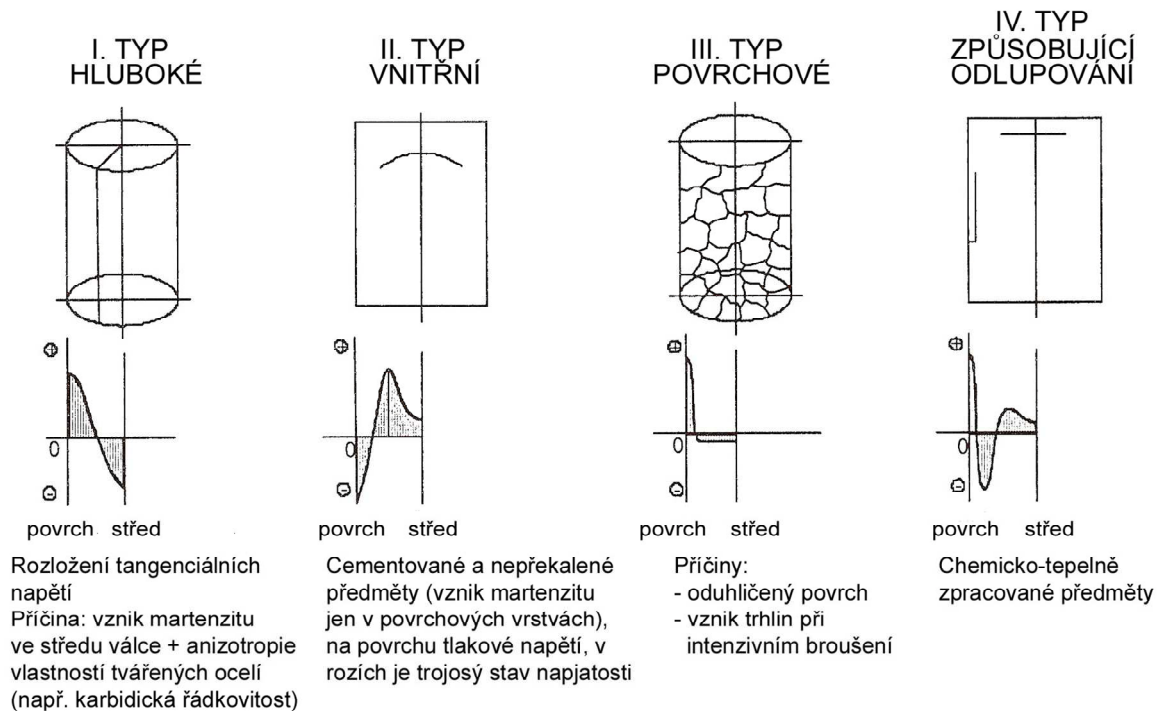
- b) *Mikroskopická napětí (napětí II. druhu)* – vznikají při styku dvou rozdílných strukturních složek anebo fází, především vlivem rozdílných specifických objemů v rámci jednoho zrna nebo několika zrn. V oblasti těchto mikroobjemů se i vyrovnávají. Jejich směr není závislý na geometrii tělesa a tepelná napětí se na jejich vzniku prakticky nepodílejí, protože rozdíly teplot v rámci jednoho zrna jsou minimální. Často se vyskytují u ocelí kalených z vysokých teplot, ve kterých po ochlazení z vysoké teploty austenitizace vzniká smíšená martenziticko – austenitická struktura. Austenit je v ní vystavený tahovým a martenzit tlakovým napětím, což může vyvolat vznik mikrotrhlin.
- c) *Submikroskopická napětí (napětí III. druhu)* – jsou způsobená nerovnovážnou polohou atomů v krystalové mřížce. Vyrovnávají se v rámci několika elementárních buněk a vyvolávají je obvykle intersticiálně uložené atomy uhlíku, dusíku a vodíku. Orientace napětí III. druhu je náhodná, a proto makroskopická výslednice je prakticky nulová.

S rozdělením vnitřních napětí po průřezu uvažovaného tělesa úzce souvisí i klasifikace trhlin, vznikajících při tepelném zpracování, obr.3. Na vznik trhlin mají rozhodující vliv hlavně napětí I. druhu, které mohou vyvolat vznik:

- *hlubokých trhlin*, které vycházejí z povrchu a obvykle se šíří v podélném směru. Jsou způsobené tangenciálními tahovými napětími, jejichž vznik souvisí s martenzitickou přeměnou v jádře, spojenou se zvětšováním specifického objemu oceli. Případné odchylky od podélného průběhu trhlin jsou způsobené tvarovým účinkem konkrétní součástky.
- *vnitřních trhlin*, které se vyskytují především v rozích a v blízkosti hran. Často pronikají až k povrchu, obvykle jsou odhaleny až po rozřezání, sražení hran nebo mechanickém opracování. V tenkých součástech se tyto trhliny mohou spojovat a mají tvar oblouků. Jejich výskyt je typický především pro uhlíkové oceli. Pozorujeme je také v cementovaných součástech.
- *povrchových trhlin*, které zasahují do hloubek 0,01 až 2 mm, mohou mít různý směr, který není ovlivňovaný vruby. Pokud mají malou hloubku, tvoří síťoví, při větších hloubkách je jich méně a nejsou navzájem propojené. Vznikají v důsledku tahových napětí v tenké povrchové vrstvě, tvořené strukturou s vysokou tvrdostí a nízkou houževnatostí, a se specifickým objemem menším jako má struktura pod

touto vrstvou. Rozdíly ve specifických objemech mohou být vyvolané např. oduhličením, prudkým ohřevem, chemicko-tepelným zpracováním a pod.

- o *trhlin způsobujících odlupování*, které se vyskytují hlavně v chemicko-tepelně zpracovaných vrstvách na rozhraní odlišných strukturních pásem, ale jen v případě, kdy je přechod mezi tahovým a tlakovým napětím ostrý, řádově v tisícinách nebo setinách milimetru.



Obr.3: Charakteristické typy trhlin a příčiny jejich vzniku

Napětí II. druhu mohou vyvolat vznik mikrotrhlin ve vnitřku kalených předmětů, konkrétně například v jehlicích martenzitu. Tyto trhliny následně přispívají ke vzniku větších trhlin vlivem dalších napětí I. druhu, [6].

2.4.2 Technologické příčiny vyvolávající vznik trhlin a křehnutí ocelí při tepelném zpracování

Technologie tepelného zpracování zahrnují často větší počet operací. Některé z nich mohou negativně působit na lomové vlastnosti oceli. Pokud chceme zahrnout všechny negativní faktory, nesmíme vynechat ani vliv doprovodných činitelů, které sice přímo s technologií tepelného zpracování nesouvisí, ale výsledný stav významně ovlivňují.

Mezi nejvýznamnější faktory, které mohou zapříčinit zkřehnutí materiálu a způsobit vznik trhlin v průběhu tepelného zpracování patří především:

- o chemické složení materiálu
- o strukturní stav a tepelné zpracování dodaného materiálu
- o výška kalící teploty a doba výdrže na kalící teplotě
- o způsob ochlazování z kalící teploty
- o popouštění
- o podmínky při povrchovém kalení

Chemické složení materiálu

Obsahy hlavních prvků se v každé konkrétní značce materiálu mohou pohybovat v určitém rozmezí, předepsaném příslušnou normou nebo materiálovým listem. V konkrétní součástce se obsahy některých prvků mohou pohybovat na spodní a dalších prvků na horní hranici předpisu. Proto, pokud zákazník nedodá se součástkami i hutní atest s přesným chemickým složením a nedeklaruje, že všechny součástky pocházejí z jedné tavby, nemusí být zvolená technologie tepelného zpracování a její parametry optimální pro všechny součástky.

Ještě závažnějším, ale v praxi se vyskytujícím nedostatkem, bývá záměna materiálu. Tepelný režim zvolený pro předepsanou značku materiálu je nevhodný pro skutečně použitý materiál. V případě kalení je výsledkem buď podkalení součástí, spojené s nízkými pevnostními hodnotami, nebo jejich přehřátí, zpravidla spojené se zkřehnutím materiálu. Stejně důsledky mají nevhodně zvolené parametry tepelného zpracování, zapříčiněné buď omylem technologa nebo jeho nedostatečnými technickými znalostmi.

Výchozí strukturní stav materiálu

Výchozím strukturním stavem materiálu se rozumí makrostruktura a mikrostruktura, kterou materiál má před tepelným zpracováním. V případě ocelí výchozí struktura významně ovlivňuje tvorbu austenitu (nasycení austenitu uhlíkem, jeho homogenitu, velikost zrna ...) a tím i výslednou mikrostrukturu po kalení a s ní související náchylnost na vznik trhlin I. a II. typu.

Nejčastějším výchozím strukturním stavem ocelí bývá stav po normalizovaném žíhání, nebo žíhaný se strukturou obsahující perlit a ferit nebo karbidy. Perlit se může vyskytovat ve formě lamelární a globulární s různou velikostí cementitických částic. Na disperzitě perlitu závisí rychlost nasycování austenitu uhlíkem a legujícími prvky. Čím jsou karbidy hrubší, tím je čas potřebný na jejich úplné rozpuštění delší. Tento čas narůstá tím víc, čím je teplota austenitizace nižší.

Významný vliv na vznik trhlin má homogenita materiálu hutnického polotovaru z hlediska mikrostruktury a přítomnosti vměstků. Vnitřní napětí při ohřevu a ochlazování mohou narůstat až na hodnoty vedoucí ke vzniku trhlin a destrukci součásti při tepelném zpracování. Úlohu významných koncentrátorů napětí mohou mít shluky vměstků, především ostrohranné, tzv. „trhlinotvorné“ vměstky. Typickým příkladem jsou například hlinitany (Al_2O_3).

Velmi důležité je hodnocení heterogenity struktury v případě ložiskových a rychlořezných ocelí, ve kterých je významná především karbidická řádkovitost. Heterogenita mikrostruktury bývá velká především v případech materiálů vyrobených konvenčními metalurgickými postupy. V případě aplikace jednosměrného kování dochází k intenzivnímu usměrnění karbidické fáze do karbidických řádků. Proto se v současnosti stále více využívají vysokolegované nástrojové oceli vyrobené práškovou metalurgií. Karbidická řádkovitost může mít za následek lokální zvýšený podíl zbytkového austenitu, může vyvolat tvorbu místních hrubých austenitických zrn a tím zvyšovat možnost vzniku naftalínového lomu. Zvláště nebezpečné jsou případy, kdy jsou karbidy vyloučené po hranicích austenitických zrn ve formě karbidického síťoví, které se běžným tepelným zpracováním, stejně jako karbidická řádkovitost, nedá odstranit. Na lomové ploše se karbidické síťoví projeví interkrystalickým lomem s přítomností karbidů na hranicích zrn.

Ohřev na kalící teplotu

Ohřev na kalící teplotu je první operací při kalení a popouštění ocelí. U ocelí, ve kterých se z důvodu zabezpečení dostatečně vysokých tvrdostí získaných kalením aplikuje popouštění při nízkých teplotách, se používá označení *stav kalený a nízko popouštěný*. Všeobecně platí, že

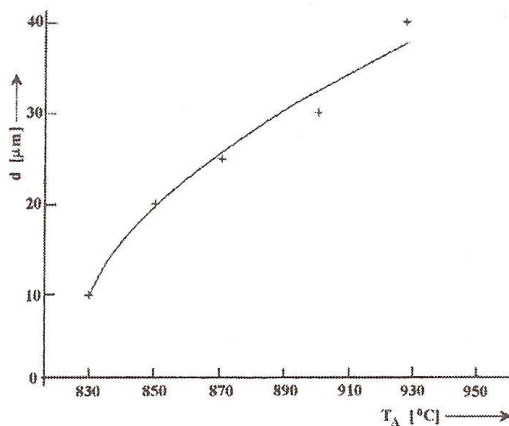
rychlost ohřevu na kalící teplotu je třeba přizpůsobit velikosti a tvaru ohřivaného dílu, stejně tak i typu materiálu, ze kterého je vyroben. V praxi se velké součástky vkládají do studené pece a jejich teplota roste na požadovanou hodnotu se zvyšující se teplotou pece. Z důvodu velmi nízké tepelné vodivosti, způsobené vysokou koncentrací legujících prvků, je nutné u rychlořezných ocelí uskutečňovat ohřev na kalící teploty stupňovitě. Tím se zabrání vzniku nadměrných tepelných napětí, která by mohla vést ke vzniku trhlin už v procesu ohřevu nástrojů z rychlořezných ocelí. Nižší kalící teploty se projeví rozpuštěním menšího množství karbidů. Z toho důvodu má ocel nižší sekundární tvrdost, ale na druhé straně i nižší obsah zbytkového austenitu, a proto vyšší tvrdost po kalení. Toto se využívá především při tepelném zpracování nástrojů složitějších tvarů, od kterých se vyžaduje vysoká houževnatost. Zvyšováním kalících teplot vzrůstá podíl rozpuštěných karbidů a ocel obsahuje po kalení větší množství zbytkového austenitu, a proto má i nižší tvrdost. Při popouštění se zbytkový austenit rozpadá a vylučují se jemné karbidy. Ochlazováním oceli z teploty popouštění se přemění další část zbytkového austenitu. U nástrojových ocelí je obvykle potřeba aplikovat vícenásobné popouštění. Zvyšováním kalící teploty roste nebezpečí vzniku trhlin a deformací po kalení. Při překročení maximálních kalících teplot se karbidy rychle rozpouštějí, austenitické zrno oceli roste a její houževnatost klesá.

Mnohé z uvedených faktů platí i pro běžné konstrukční oceli, ve kterých s růstem kalící teploty dochází k rozpouštění fází bránících růstu zrna a k následnému růstu austenitických zrn. Podle způsobu dezoxidace se oceli dělí na dědičně jemnozrnné a dědičně hrubozrnné. U dědičně jemnozrnných ocelí se až do určité teploty austenitizace, při které se začnou intenzivně rozpouštět částice bránící růstu zrna, nemění velikost zrna, nebo se mění jen velmi málo. Nad touto teplotou nastává náhlý rychlý růst velikosti zrna. U dědičně hrubozrnných ocelí roste austenitické zrno plynule s rostoucí teplotou austenitizace. Stanovení této závislosti je možné metalograficky nebo fraktograficky.

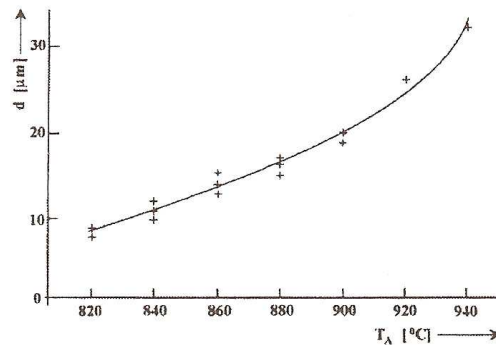
V porovnání s metalografickou metodou, jejíž nevýhodou bývá často velká pracnost a obtížnost při zviditelňování hranic zrn běžnými leptadly, je efektivní sledovat změnu velikosti austenitických zrn fraktograficky, na základě změny velikosti interkrystalických fazet na lomové ploše. Navíc citlivost fraktografické metody je vyšší. Bylo prokázáno, že oběma metodami dosahujeme srovnatelné výsledky.

Na obrázcích 4 a 5 jsou uvedené závislosti velikosti austenitických zrn na výšce austenitizační teploty pro oceli STN 41 4109 a 50ChFA. Prezentované závislosti byly získané při vypracování komplexních etalonových stupnic pro tyto značky ocelí a v praxi ověřené při materiálových expertízách. Z obrázků je zřejmé, že tyto závislosti jsou pro různé materiály rozdílné a proto jejich znalost pro konkrétní značky materiálů je pro výrobní praxi velmi důležitá. Další předností fraktografického hodnocení velikosti austenitických zrn je skutečnost, že umožňuje zpětnou kontrolu dodržení, respektive překročení, optimální výšky austenitizační teploty. Například u oceli 100Cr6 je citlivost této metody 10–20 °C, což lze jinými běžnými metodami velmi obtížně dosáhnout. Pro praktické a operativní využití je vhodné mít vypracované etalonové stupnice lomů jednotlivých typů ocelí pro různé kalící teploty a kalící média.

U některých materiálů, především v tenkostěnných součástech, může zrno významně narůstat i s dobou výdrže na kalící teplotě.



Obr.4: Závislost velikosti austenitického zrna na teplotě pro ocel 100Cr6



Obr.5: Závislost velikosti austenitického zrna na teplotě pro ocel 50ChFA

Pojmem *přehřátí materiálu při kalení* se označují případy kalení z vyšších austenitizačních teplot než jsou optimální. Dochází k nárůstu velikosti zrn, výskytu interkrystalických štěpných lomů ve stavu po popouštění a obvykle i k nárůstu obsahu zbytkového austenitu. Mikrofraktografickým projevem přehřátí je zvýšený výskyt interkrystalických štěpných fazet na lomové ploše. Úroveň přehřátí se efektivně hodnotí na základě podílu interkrystalických štěpných fazet z celkové lomové plochy. Projevem velmi hrubého porušení doporučených podmínek austenitizace je hrubý, 100% interkrystalický štěpný lom. Nejčastějšími příčinami bývá záměna materiálu nebo přiložení součástí ke vsázce součástek z odlišného materiálu z důvodu šetření nákladů. Takovéto součástky jsou v praxi nepoužitelné. Součásti, ve kterých podíl interkrystalických štěpných fazet překračuje 50 %, by měli být okamžitě vyřazeny z výrobního procesu, protože riziko jejich destrukce při provozu je velmi vysoké. Povolný podíl interkrystalického štěpného lomu by měl posoudit konstruktér spolu s technologem, respektive materiálovým specialistou, na základě znalostí provozních podmínek konkrétní součásti. Praktické zkušenosti ukazují, že tento podíl by měl být nižší než 30 %, platí to především v případech nízkých pracovních teplot a v korozních prostředích (snižuje se korozní odolnost materiálu). Pro zvláště náročné pracovní podmínky může být výskyt interkrystalických štěpných fazet úplně zakázaný a požadovaný výhradně tvárný lom s jamkovou morfologií. Ten je mikrofraktografickým projevem kalení z optimálních kalících teplot a zušlechtnutí na houževnatý stav.

Mikrofraktograficky je možno detekovat i případy *podkalení* součástí, zapříčiněné nízkými kalícími teplotami a v důsledku toho nedostatečnou austenitizací oceli. Ve struktuře zakalené oceli se potom nachází strukturně volný ferit, jehož přítomnost se projeví transkrystalickým štěpným porušením.

Při ohřevu na kalící teploty bez použití ochranné atmosféry, respektive při jejím nevhodném složení, může nastat oduhlíčení povrchu oceli. Zvýšený uhlíkový potenciál ochranné atmosféry zase způsobí nauhličení povrchových vrstev. Oba případy jsou nebezpečné především z toho důvodu, že při kontrole tvrdosti zakaleného dílce nenaměříme skutečné hodnoty pod povrchem, ale získáme hodnoty tvrdosti nižší, respektive vyšší. Na jejich základě jsou následně zvoleny nevhodné teploty popouštění. Při zkoušce lomu však mohou být oba případy detekovány. Oduhlíčení se identifikuje na základě přítomnosti transkrystalických štěpných fazet a nauhličení na základě přítomnosti interkrystalických štěpných fazet, respektive snížení mikroplastické deformace transkrystalického jamkového porušení.

Popouštění

Vysokoteplotním popouštěním, které následuje po kalení, se v důsledku vzniku sorbitu snižuje úroveň vnitřních napětí. Popouštěním se snižuje tvrdost a zvyšuje rázová houževnatost zakalené oceli. V průběhu popouštění však může, stejně jako při austenitizaci, docházet k segregaci nečistot na hranicích zrn. Tím dochází ke zkřehnutí oceli, k tzv. popouštěcí křehkosti. V určitém intervalu popouštěcích teplot tak namísto nárůstu vrubové houževnatosti dochází k jejímu poklesu. Rozeznáváme dva základní typy popouštěcí křehkosti – vysokoteplotní a nízkoteplotní.

Vysokoteplotní popouštěcí křehkost, kterou obvykle pozorujeme při popouštění na sorbitickou strukturu, se projevuje poklesem vrubové houževnatosti a vzrůstem tranzitní teploty. Hlavní příčinou jejího vzniku je segregace doprovodných prvků a nečistot na hranicích původních austenitických zrn (jako jsou fosfor, síra, cín, antimon, arsen apod.), kosegregujících doprovodných prvků (křemík, uhlík) i legujících prvků (chrom, vanad), které znásobují účinek fosforu a cínu. Tato segregace vede ke snižování kohezní pevnosti hranic zrn a k nepříznivým změnám mechanických vlastností popouštěné oceli.

Příčinou rozvoje vysokoteplotní popouštěcí křehkosti je volba teploty popouštění v intervalu kritických teplot, dlouhý čas výdrže na popouštěcí teplotě nebo pomalá rychlost ochlazování z této teploty (ochlazování na vzduchu nebo v peci). Interval teplot rozvoje vysokoteplotní popouštěcí křehkosti je pro různé materiály různý a v konstrukčních ocelích se pohybuje od 450 °C do 650 °C. Náhylnost oceli k popouštěcí křehkosti souvisí s jejím chemickým složením. Nejznámějšími faktory jsou: velikost zrna, zvyšující se obsah uhlíku, nedokonalá dezoxidace oceli v procesu její výroby, zvýšený obsah nečistot (P, S) a stopových prvků (Sb, Sn, As, atd.). Při současném působení více nepříznivých faktorů se jejich účinek sčítá a ocel může zcela zkřehnout. Vysokoteplotní popouštěcí křehkost se dá odstranit opakovanou austenitizací a zrychleným ochlazováním z teploty popouštění. Proto bývá označována jako *vratná popouštěcí křehkost*. Jednodušším řešením je však zabránit jejímu vzniku, a to zrychleným ochlazováním z popouštěcí teploty, nebo popouštěním v teplotním rozmezí mimo oblast křehnutí. K jejímu stanovení může významně přispět mikrofraktografické hodnocení lomových ploch popouštěných vzorků.

Neznalost teplotních oblastí vzniku vysokoteplotní popouštěcí křehkosti se může negativně projevit při návrhu technologických procesů, uskutečňovaných při těchto teplotách. Typickým případem je nitridace, v průběhu které mohou oceli citlivé na vznik popouštěcí křehkosti neočekávaně zkřehnout.

Nízkoteplotní popouštěcí křehkost je označovaná jako *nevratná*, tzn. že se nedá odstranit opakovaným tepelným zpracováním. Tento typ popouštěcí křehkosti snižuje rázovou houževnatost při popouštění při teplotách od 200 °C do 350 °C. Za hlavní příčinu jejího vzniku je považována precipitace cementitu na hranicích původních austenitických zrn a vytvoření jemného cementitického síťoví, [6].

2.4.3 Optimalizace režimů tepelného zpracování

Pod optimalizací režimů tepelného zpracování rozumíme správnou volbu a bezchybnou realizaci všech operací, které ovlivňují výslednou strukturu a stav napjatosti v dané konkrétní součásti nebo nástroji. Na výsledné vlastnosti tepelně zpracované součásti má vliv chemické složení oceli, výchozí makrostrukturní a mikrostrukturní stav, rychlost, způsob a doba ohřevu na kalící teplotu, výška kalící teploty a čas výdrže na ní, rychlost a podmínky ochlazování z kalící teploty a popouštěcí teploty. Nezanedbatelnými faktory jsou rozměry a tvar součásti, především přítomnost ostrých vrubů, resp. nedostatečných poloměrů zaoblení, stejně tak i způsob namáhání při funkci tepelně zpracovaného dílce. Často je třeba zahrnout i vliv

použitých technologických zařízení a pracovních médií. Velikost vsázky může významně ovlivnit časy a teploty austenitizace, stejně tak i teplotní podmínky při jejím ochlazování.

Při optimalizaci režimů tepelného zpracování (kalení, popouštění, resp. zušlechťování) se efektivním ukázal postup vypracování částečných nebo komplexních lomových etalonů jednotlivých typů ocelí. Jejich rozsah závisí na konkrétních požadavcích zadavatele a zvoleného počtu proměnných. Těmi nejčastěji bývají:

- kalící teplota (teplota austenitizace),
- kalící prostředí,
- teplota popouštění,
- rychlost ochlazování z popouštěcí teploty.

Tyto mikroskopické etalonové stupnice se potom mohou stát základem pro tvorbu makroskopických lomových etalonů. Výhodou makroskopických stupnic je možnost jejich využití v provozu bez nutnosti použití speciální přístrojové techniky. Nevýhodou je jejich menší přesnost, spojená se subjektivitou vizuálního hodnocení konkrétního kontrolora, [6].

2.5 Příprava metalografických preparátů

Ačkoliv je světelná mikroskopie nejstarší metodou hodnocení struktury kovů, má doposud největší vypovídací schopnost. Dává o struktuře přehledné informace a stává se tedy podkladem pro rozhodnutí jakých dalších metod bude ke studiu struktury použito.

Příprava metalografického preparátu má svoje pravidla. Ty mají zajistit, aby se struktura vzorku v průběhu preparace nezměnila a nebyla jednotlivými operacemi ovlivněna. Významnou fází přípravy vzorku je i jeho odběr z výrobku, který má být metalograficky posouzen, [7].

2.5.1 Odběr vzorků

Způsob odběru a místo odběru vzorku, na kterém bude připraven výbrus pro pozorování struktury na světelném mikroskopu, je třeba pečlivě uvážit, protože na nich záleží objektivita posouzení struktury výrobku. Technika oddělení vzorku od materiálu výrobku může strukturu buď částečně nebo zcela změnit. Je třeba dodržet zásadu, že vzorek během odběru nesmí být zahřát na teplotu případných fázových přeměn a nesmí být plasticky zdeformován. Velikost vzorku je dána způsobem přípravy výbrusu (ruční, poloautomatická, automatická) a také možnostmi použitého mikroskopu. Volí se obvykle 1 až 2 cm². Není-li výrobek strukturně homogenní, je třeba odebrat z exponovaných míst vzorků několik. V případě, že má být metalografická metoda nedestruktivní, je možno použít speciálního přístrojového zařízení, které umožňuje přípravu výbrusu na výrobcích velkých rozměrů *in situ*.

Zásady pro odběr vzorků lze stručně vyjádřit v několika bodech:

- a) Vzorky je třeba odebírat z takových míst výrobku, aby bylo dosaženo věrného vystižení celkové struktury materiálu.
- b) Způsob odběru vzorku nesmí způsobit změnu struktury materiálu.
- c) U odlitků, vzhledem k odmíšení a z tohoto důvodu vzniklé heterogenitě struktury, se volí místo odběru podle požadovaného záměru studia struktury odlitku (povrch, střed, silná stěna, slabá stěna, místa výskytu slévárenských vad aj.).
- d) U tvářených výrobků (výkovky, výlisky, vývalky) se respektuje směr toku materiálu. Podle záměru se orientuje rovina výbrusu kolmo na vlákna, rovnoběžně s vlákny nebo do míst předpokládaného výskytu technologických vad.

- e) U svarů odebíráme vzorky z oblasti svarů, z tepelně ovlivněného pásma, popřípadě provádíme makroskopické kolmé řezy svarovým spojem i ovlivněným okolím svaru.
- f) U tepelně zpracovaných výrobků posuzujeme kvalitu zpracování na povrchu a uvnitř podle metody tepelného zpracování.
- g) U součástek poškozených během výroby nebo v provozu posuzujeme místo vzniku a rozvoje trhlin a jejich okolí. Vzorek musíme odebrat metodou, která zachová indicie porušení.

Způsob odběru vzorku

U měkkých a snadno obrobitelných materiálů lze pro odběr vzorků použít řezání, nebo odfrézování. Tvrdé, těžko obrobitelné materiály je možno odlomit, odříznout rozbrušováním nebo oddělit pomocí elektrojiskrových řezaček. Nejméně vhodný způsob je řezání kyslíkem nebo obloukem, vzhledem k tepelnému ovlivnění struktury. Byly vyvinuty kotoučové pily s rozbrušovacími kotouči, kde řezným prostředkem je Al_2O_3 uložený v bakelitu (používá se pro slitiny železa), SiC uložený v bakelitu (pro neželezné kovy), diamant uložený v bakelitu (pro tvrdé i tvárné materiály) a diamant uložený v kovové vrstvě (pro tvrdé křehké kovy a minerály), [7].

2.5.2 Označování vzorků

Laboratorní praxe ukazuje, že nelze podceňovat řádné označování metalografických preparátů. Označení písmeny nebo číselným kódem, musí jasně vyjadřovat konkrétní výrobek, ze kterého byl vzorek odebrán, místo, polohu a orientaci vzorku a mnohdy slouží i k rychlému vyhledání vzorků dlouhodobě uložených. Označení se provádí razídky, popisem elektrickou jiskrou, zalitím značky do zalévací hmoty aj.

2.5.3 Hrubé broušení

Po odříznutí vzorku a jeho případném rozřezání do vhodných rozměrů plochy, které chceme pozorovat, ho vyrovnáme do rovinného tvaru hrubým broušením buď ručním nebo pomocí brusných kotoučů na plocho. Při tomto broušení je nutno zajistit, aby se vzorky zejména menších rozměrů nevyhřály na vyšší teploty.

2.5.4 Preparace vzorků

Vzorky pro další ruční zpracování musí mít takový tvar a velikost, aby se pohodlně udržely v ruce při broušení a leštění. Jsou-li menších rozměrů, zalévají se nebo se zalisují do pryskyřic, které se samovolně vytvrdí.

Nejčastějšími důvody zalévání vzorků jsou malé rozměry, potřeba studia povrchových jevů a požadavek jednotného rozměru vzorků při dalším automatizovaném zpracování. V současné době jsou již dobře zpracovány metody zalévání vzorků za studena a za tepla.

V mnoha laboratořích se doposud používá pro preparaci za studena metylmetakrylová pryskyřice dodávaná pod názvem *technický dentacryl*. Dentacryl se dodává jako sypký prášek a tekuté tvrdidlo. Promícháním vznikne hustá kapalina, kterou se zalije vzorek položený v rámečku na skleněné desce. Preparát je po ztuhnutí okamžitě připraven k broušení. Kromě

dentacrylu se používají pro ruční přípravu vzorků jako zalévací hmoty epoxidové pryskyřice (Epoxy 1200 ChS), které mají lepší mechanické i chemické vlastnosti.

U vzorků, kde nehrozí nebezpečí ovlivnění struktury zvýšeným tlakem a teplotou se používají lisy, na kterých se vzorky zalisují za tepla do různých typů umělých pryskyřic. Doba polymerizace je ve srovnání se zaléváním za studena podstatně kratší. Pryskyřice používané pro zalisování vzorků jsou acrylové, epoxidové, bakelitové aj. a mají některé vhodné vlastnosti, např. průhlednost, volitelnou tvrdost, mohou být vyztuženy skelnými vlákny, mohou být vodivé (pro elektrolytické leštění) atd.

2.5.5 Broušení

Od správně vybroušeného vzorku se požaduje, aby byl rovnoměrně drsný s minimální povrchovou nerovností, dokonale rovný a aby broušením nedošlo ke změně struktury. Při broušení a leštění vzniká na povrchu vzorku vrstva plasticky zdeformovaného materiálu (dříve označovaná jako Beilbyova vrstva). Její tloušťka je závislá na vlastnostech zpracovávaného materiálu a podmínkách broušení (velikosti brusného zrna, na tlaku a rychlosti při broušení aj.)

Od původního broušení za sucha se stále častěji přechází k broušení za mokra. Tento způsob je rychlejší, čistší a při současném chlazení vodou se méně ovlivní struktura. Obrus, tj. vytrhaná zrna brusiva a částice vzorku, jsou plynule odplavovány z povrchu brusného kotouče. Brousit se může ručně, mechanizovaně, poloautomaticky i automaticky.

Proces broušení začíná hrubým broušením a postupně se přechází na jemnější brusné papíry. Jako brusivo se používá karbid křemíku, karbid bóru a přírodní korund, které mohou být uloženy v prostředí tuhém (brusné papíry), polotuhém (brusné pasty) nebo kapalném (brusné suspenze).

Nejčastěji se používá karbid křemíku, který je spolu s vhodným pojivem nanesen v tenké vrstvě na papírovou nebo plátěnou podložku. Pro metalografické účely se používá velikost zrn brusiva od 1 do 63 μm . Při ručním broušení a na mechanických bruskách se vzorkem neotáčí a všechny stopy od broušení jsou přibližně rovnoběžné. Při přechodu na jemnější brusivo se dobře očištěný vzorek pootočí o 90° a brousí se tak dlouho, dokud nezmizí stopy po broušení na předchozím brusném papíru. Poloautomatické a automatické broušení se provádí na metalografických bruskách.

2.5.6 Leštění

Podle zkušenosti je broušení a leštění nejnáročnějším stupněm přípravy vzorků pro kterýkoliv metalografický mikroskop.

Leštěním se dosáhne kvalitní rovný zrcadlový povrch, zmizí rýhy po posledním nejjemnějším broušení. Leštění se provádí:

- mechanicky,
- elektrolytický,
- chemický,
- kombinací výše uvedených metod.

Rozdíl mezi mechanickým broušením a mechanickým leštěním je zejména v tom, že při leštění již není materiál vzorku odebírán. Dochází pouze ke srovnání reliéfu povrchu vzorku účinkem lešticího prášku (nejčastěji vodní suspenze oxidu hliníku). Lešticí prostředky se nanášejí na rotující litinové kotouče nebo kotouče potažené různými tkaninami, jejichž kvalita

a typ ovlivňuje výsledek leštění. Stejně firmy, které vyrábějí metalografické brusky vyrábějí i metalografické leštičky nebo jsou obě metody integrovány v jednom zařízení.

Leštění je pokračováním broušení za účelem dosažení relativně ideálního povrchu vzorku (povrchu bez rýh). V závislosti na leštěném materiálu je možno použít k leštění různé leštící prostředky. Pro tvrdé materiály nebo pro kombinaci měkkých a tvrdých částic ve struktuře se užívají poměrně tvrdá leštící sukna, aby bylo možno zajistit rovinnost a ostrost okrajů vzorku. Pro měkké materiály se používají měkká sukna, aby bylo možno zajistit povrch zrcadlově lesklý, bez vrypů a rýh. Pro uvedené postupy leštění se používají výhradně diamantové produkty (pasty, spreje). Základem prostředí, ve kterých jsou diamanty uloženy je alkohol, olej a voda, [7].

2.5.7 Vytvoření struktury

Leštění bývá v některých případech konečnou operací přípravy vzorku. Je to zejména tam, kde se mají hodnotit nekovové fáze v materiálu. Např. při posuzování čistoty oceli, stanovení množství a rozložení oxidů a sulfidů nebo tvaru a rozložení grafitu v litinách. Kovová matrice se zde jeví jako zářivě bílá.

Pro mikroskopické pozorování je třeba v matrici vytvořit příslušný reliéf. Toho se docílí naleptáním těmito způsoby:

- chemickým leptáním,
- elektrochemickým (elektrolytickým) leptáním,
- tepelným leptáním.

Chemické leptání

Působením chemických leptadel na vyleštěný povrch vzorku dochází buď ke vzniku povrchového reliéfu nebo ke vzniku chemických reakčních zplodin s jednotlivými strukturními složkami. Vznik reliéfu je zapříčiněn rozdílnou rozpouštěcí schopností jednotlivých součástí struktury. Jinak reagují na působení leptadel hranice zrn, jinak reagují krystaly různě orientované vzhledem k rovině výbrusu. Různé fáze mají rovněž různou rezistenci k jednotlivým leptadlům.

Elektrolytické leptání

Elektrolytické leptání je založeno na stejném principu jako elektrolytické leštění. Vzorek, který byl elektrolyticky vyleštěn, je při dalším ponechání působení elektrického proudu naleptáván. Proudová hustota se rozloží na povrchu vzorku tak, že přednostně je odebírán materiál z oblastí, které méně odolávají elektrochemickému procesu (hranice zrn, různá orientace zrn, různé fáze apod.)

Tepelné leptání

Rozlišení jednotlivých strukturních částí lze docílit rovněž vytvořením oxidické vrstvy na povrchu vyleštěného výbrusu. Tloušťka vrstvy bude záviset na schopnosti oxidace jednotlivých strukturních objektů (zrna, hranice zrn, rozdílné fáze, rozdílné krystalografické orientace fází). Průhledné, několik nm tlusté, oxidické povlaky propouští podle své tloušťky pouze některé vlnové délky, takže výsledný efekt je odlišné zbarvení jednotlivých zrn. Jiný princip tepelného leptání využívá selektivního odpařování částic kovu z různých míst vzorku při ohřevu ve vakuu a tím vytvoření potřebného reliéfu, [7].

2.6 Zkoušení mechanických vlastností materiálu

2.6.1 Mechanické vlastnosti a charakteristiky

Výběr materiálu pro výrobu různých součástí i stavbu konstrukcí a zařízení je založen na znalosti mechanických, technologických, fyzikálních i chemických vlastností materiálu. Výběr vhodného materiálu spočívá v rozboru vlastností, které jsou pro daný účel nejdůležitější. Je-li potřeba materiál pevný nebo tvárný, bude-li na součást působit velká síla, nebo zda bude zatěžování pomalé nebo rázové. A v neposlední řadě, při jaké teplotě, případně v jakém prostředí bude součást použita. Po zjištění nejdůležitějších požadovaných vlastností může být vybrán nejvhodnější materiál, [7].

Zkoušky tvrdosti

Zkoušky mechanické tvrdosti jsou výhodné a v praxi velmi rozšířené. Kvůli jednoduchosti a možnosti jejich použití i tehdy, kdy se jiné zkoušky použít nemohou (např. zkoušení velkých a těžkých kusů přímo na místě). Nedochozí k porušování materiálu, jako při většině ostatních mechanických zkouškách. Měřením tvrdosti se ovlivní jen velmi malý objem na povrchu zkoušeného materiálu.

Tvrdot se zkouší pomocí více metod, podle principu se dělí:

- vtlačovací
- vrypové
- odrazové
- kyvadlové

Vtlačovací metody jsou založeny na principu vtlačení kuličky, kužele, jehlanu, nebo jiného přesně definovaného tělesa ze zakalené oceli, tvrdého kovu nebo diamantu, do zkoušeného materiálu. Nejpoužívanější a neznámější jsou Brinellova, Rockwellova a Vickersova metoda, [8].

Brinellova metoda

Princip metody spočívá ve vtlačování kalené ocelové kuličky nebo kuličky ze slinutého karbidu průměru D do povrchu zkoušeného materiálu silou F . Po odlehčení je změřen průměr vtisku d . Hodnoty tvrdosti se při zkoušce mohou vypočítat podle vzorce, ale prakticky se pro příslušný průměr vtisku a sílu odečítají z tabulek.

Výsledky zkoušky závisí na zkušebních podmínkách. Při jejich volbě je rozhodující:

- průměr kuličky
- velikost zátěžné síly
- rychlost vtlačování kuličky
- délka zatížení

Norma stanovuje pět průměrů kuličky: $D = 10, 5, 2,5, 2$ a 1 mm.

Velikost zátěžné síly je různá pro různý průměr kuličky.

Čas zatížení je závislý na teplotě tavení zkoušených materiálů. Pro slitiny železa je v rozsahu 10 až 15 s. Pro neželezné kovy a jejich slitiny 10 až 180 s.

Měření tvrdosti při normálních podmínkách je tedy zkoušení zátěžnou silou $F = 29430$ N, průměrem kuličky $D = 10$ mm, časem zatížení $t = 10$ s. Takto naměřená tvrdost se označí jen značkou HBS (ocelová kulička) nebo HBW (kulička ze slinutého karbidu). Pokud by se tvrdost měřila při jiných podmínkách, je nutné tuto značku doplnit podmínkami $D/F/t$.

Vickersova metoda

Tato zkouška tvrdosti je založena na stejném principu jako Brinellova, jen místo kuličky je do materiálu vlačován diamantový čtyřboký jehlan s vrcholovým úhlem 136° . Po odlehčení zatížení se změří úhlopříčky vtisku, stanoví se jejich průměr a v tabulkách se najde hodnota tvrdosti. Vickersova tvrdost se označuje značkou HV.

Normální zkušební zatížení je 294 N. Volba síly F se řídí hloubkou materiálu a jeho předpokládanou tvrdostí. Čas trvalého zatížení se volí podobně jako při Brinellově zkoušce od 10 do 15 s podle druhu a tvrdosti zkoušeného materiálu.

Pokud je při zkoušce použita jiná zátěžná síla než normální a zatížení trvá déle než 15 s, doplní se značka HV danými podmínkami F/t .

Tato metoda není vhodná pro měření tvrdosti mimořádně hrubé a nehomogenní struktury. Výhodou této zkoušky je, že vtisky jsou velmi malé a ne moc hluboké, takže je možno ji použít na měření tvrdosti bez porušení povrchu hotových, načisto opracovaných výrobků, jako jsou ozubená kola, čepy, hřídele, ložiska apod. Tuto metodu je možno s výhodou použít i na měření tvrdosti tenkých součástí a tenkých povrchových vrstev (cementačních, nitridačních atd.).

Rockwellova metoda

Od předchozích zkoušek se liší tím, že tvrdost se vyjadřuje hloubkou vtisku. Jako zkušební hrot se používá buď diamantový kužel s vrcholovým úhlem 120° (pro tvrdé materiály), nebo ocelová kalená kulička s průměrem 1/16 palce (pro měkké a středně tvrdé materiály). Postup měření tvrdosti dle Rockwella je následující: zkoušený předmět se položí na stůl tvrdoměru, zkušební hrot se přiblíží k předmětu a vlačuje se do něj tak dlouho, dokud zatěžující síla nedosáhne hodnoty F_0 . Hrot přitom vnikne do hloubky h_1 . Tímto počátečním zatížením $F = 98 \text{ N}$ se odstraní vliv povrchové vrstvy, která může být například zpevněná nebo oduhlíčená. Dále následuje plné zatížení silou F_1 . Účinkem síly $F = F_0 + F_1$ vnikne hrot do materiálu a vytvoří vtisk hloubky $h = h_1 + h_2$. Tato hloubka je vytvořená trvalou a pružnou deformací. Tvrdost je daná hloubkou trvalého vtisku. Po krátkém čase (5 s) je třeba odstranit zatížení F_1 . Hrot vyjede do hloubky h_3 , což je hloubka trvalého vtisku a je měřítkem tvrdosti zkoušeného materiálu, [8].

2.7 Vměstky v oceli

2.7.1 Obecné působení vměstků v oceli

Tvar a vlastnosti vměstků jsou činitelé, kteří ve značné míře vysvětlují rozličný vliv jednotlivých typů vměstků na vlastnosti oceli.

Tvarový účinek vměstků se nejsilněji projevuje u ostrohranných vměstků, nejmenší změny koncentrace napětí se projevují u vměstků se zaoblenými hranami.

Obtékání částic základní kovovou hmotou je při témže stupni deformace vyšší u větších částic než u částic menších. Protože je plastická deformace kovové matrice v okolí vměstků vyšší, nastane v tomto místě nejdříve i vyčerpání plasticity matrice. Tím se ovšem zvyšuje i interakce vměstku s matricí. Důležitým činitelem je tvrdost a modul pružnosti vměstku i matrice.

Nejvyšší tvrdost HV i modul pružnosti E má Al_2O_3 . Oproti tomu, nejnižší tvrdost mají sulfidy FeS a MnS a jeden z velmi nízkých modulů pružnosti mají křemičitany vápenaté a železnatomanganaté. Vměstky o vysokém modulu pružnosti by měly působit menším účinkem na koncentraci napětí než vměstky s nižším modulem E .

Nejnižší hodnoty teplotního součinitele délkové roztažnosti α vměstků má Al_2O_3 a největší FeS a MnS. Teplotní součinitel délkové roztažnosti oceli je bližší hodnotám pro FeS a MnS a je přibližně stejný jako u FeO nebo Fe_2O_3 . To znamená, že po ochlazení oceli z vyšších teplot (po tepelném zpracování, válcování) budou nejvyšší špičky napětí v okolí hlinitanů.

Relativně méně škodlivý vliv budou mít vměstky (jejich tvarový účinek i rozdílná teplotní délková roztažnost) u plastického materiálu, který se do lomu značně plasticky přetváří, a špičky napětí odbourává plastickou deformací.

Tab.4: Hodnoty středního teplotního součinitele délkové roztažnosti, modulu pružnosti a tvrdosti pro některé typy vměstků

Typ vměstku	Sloučenina	Střední teplotní součinitel délkové roztažnosti (0 až 800 °C) $\alpha \cdot 10^{-6} (\text{K}^{-1})$	Modul pružnosti E (MPa)	Tvrдость HV
Sulfidy	FeS	18,1	$6,9 \cdot 10^6$	160 až 240
	MnS	18,1	$13,8 \cdot 10^6$	190
Hlinitany (netvárné)	Al_2O_3	8,0	$38,0 \cdot 10^6$	2000 až 2400 (3000 až 4500)
	Cr_2O_3	7,9		1500 až 1700
Křemičitany	$\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{SiO}_2$	5,5		860 až 880 950
	$2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$			
	$\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$	~ 9,5		
Nitridy	TiN	9,4	$31,7 \cdot 10^6$	3400 až 3500
Druhé oxidy	FeO	14,2	$18 \cdot 10^6$	430
	Fe_2O_3	12,2	$22 \cdot 10^6$	1275
Čisté železo		~ 14,5	$21,9 \cdot 10^6$	45 až 55 HB

Společné působení tvarového účinku a rozdílné teplotní délkové roztažnosti bude značné u oceli s vysokou mezí kluzu a nízkou plasticitou. Nízká plasticita materiálu nedovolí odbourávat špičky napětí v okolí vměstků plastickou deformací, [9].

2.7.2 Působení vměstků za podmínek cyklického zatížení

Kontaktní únava

Zvláštním případem únavového porušení oceli je kontaktní únava, která má původ v cyklickém namáhání materiálu značnými kontaktními silami.

Značné namáhání materiálu kontaktními silami vzniká na stykové ploše dvou těles a v jejím okolí, při současném silovém působení na tělesa. S tímto druhem namáhání se nejčastěji setkáváme u kuličkových a válečkových ložisek. Kontaktní namáhání materiálu je tím vyšší, čím vyšší je zatížení součásti a čím menší je poloměr rotující části. U ložiskových ocelí se požaduje, aby při působení kontaktních sil nedocházelo k významnější plastické deformaci povrchových a podpovrchových vrstev ložiskových součástí. Proto ložiskové materiály s obsahem zpravidla 1 % C a 1,5 % Cr (např. ocel 14 109) jsou kaleny a nízkoteplotně popouštěny (150 až 170 °C) na vysokou tvrdost (okolo 59 HRC).

Struktura se po tomto zpracování skládá z popuštěného martenzitu a globulitických karbidů. Tyto globule karbidů i nekovové vměstky porušují homogenitu struktury základní matrice. Mohou působit jako koncentrátoři napětí při zatížení oceli. Napětí jsou vyvolávána malou plastickou deformací na povrchu a v jeho blízkosti, která vznikla převalováním válečků, popř. kuliček po vnitřním povrchu ložiskového kroužku.

Únavová poškození kuličkové oceli se nejprve začínají projevovat vznikem trhlinek. Ty se nejdříve tvoří u nehomogenit oceli (vměstky, pórovitost a segregace) a to na povrchu nebo těsně u povrchu. V okolí vměstků a jiných vad se zpravidla vytvářejí pod úhlem 45° k rovině kontaktního namáhání „deformační pásy“, které jsou následkem proběhlé transformace tvrdší než okolní matrice. V těchto tvrdých pásech vznikají první trhlinky, které se po delším provozu ložiska mění ve vydroleniny. Všeobecně se tedy uznává, že vměstky mají vliv na životnost kuličkových ocelí, [9].

Nekovové vměstky jsou jednou ze součástí kovové matrice. Jsou tvořeny sloučeninami kyslíku, dusíku a síry s řadou dalších prvků. Tím je dána rozmanitost chemických a fyzikálních vlastností vměstků. Spolu s širokým spektrem rozměrů vměstků, od částic menších než $1 \mu\text{m}$ po makročástice, jsou dány předpoklady mnohostranného působení vměstků na kovovou matici. Při svém vzniku i při technologickém zpracování oceli vyvolávají vměstky ve svém okolí změnu napěťových stavů, jistou nehomogenitu struktury a užitečných vlastností oceli. Největší nežádoucí změny vyvolává přítomnost rozměrných vměstků, naproti tomu přítomnost jemných, rovnoměrně rozptýlených precipitátů není zpravidla větší závadou.

Vměstky podkritické velikosti a koncentrace většinou nevyvolávají změnu hodnot meze kluzu a pevnosti. Změna množství, velikosti, tvaru, chemického složení nebo rozložení vměstků v matici má za následek změnu hodnot kontrakce u tahových zkoušek, změnu hodnot vrubové houževnatosti i změnu tvařitelnosti oceli za studena při jinak konstantních vlastnostech kovové matrice.

Obecně platí, že vměstky působí zlobněji v ocelích s nízkou zásobou plasticity, tedy v ocelích o vysoké pevnosti. Zcela nežádoucí je přítomnost větších ostrohranných vměstků na povrchu nebo těsně pod povrchem únavově namáhaných součástí.

Vysoká četnost vměstků je předpokladem vysoké pravděpodobnosti výskytu vměstků v okolí vady nebo lomu porušené součásti. Často se i mylně uvádí přítomnost vměstků jako příčina selhání součástí. Příčinou porušení je síla, která vyvolala nepřipustně vysoké napětí, jež materiál není schopen překonat. Schopnost ocelové součásti odolávat porušení při zatížení je dána především její vhodnou konstrukcí, stavem povrchu, volbou vhodné jakosti oceli – tedy chemického složení, struktury a strukturních složek.

Vměstky se na vlastnostech ocelí podílejí méně, než se obecně soudí. Některé užitečné vlastnosti ocelí jsou do značné míry negativně ovlivňovány přítomností několika desetin či setin procenta cínu, bismutu, antimonu a fosforu. Porušení ocelové součásti je mimořádně silně ovlivněno makrodefekty, nepravidelností struktury a vadami povrchu, vruby, zářezy nebo nedostatečným zaoblením a tahovým napětím na povrchu, [9].

3. CÍL PRÁCE

Zaměření diplomové práce bylo zvoleno s ohledem na požadavek firmy Timken Olomouc s přihlédnutím na další doplnění poznatků o souvislosti mezi podmínkami tepelného zpracování a strukturou studovaných ložiskových ocelí.

Nejdůležitější cíle diplomové práce byly následující:

1. navržení a provedení tepelného zpracování
2. provedení metalografické analýzy se zaměřením na vměstky
3. provedení metalografické analýzy se zaměřením na strukturu
4. měření tvrdosti
5. posouzení vztahu podmínek tepelného zpracování, struktury a hodnot tvrdosti
6. zhodnocení a navržení optimálních podmínek tepelného zpracování

4. EXPERIMENTÁLNÍ METODIKA

4.1 Postup při výrobě ložiska

Zpracování oceli je provedeno v Německu v HKM Duisburg (dodavatel Valtl GmbH) nebo v Anglii v Corus, Corby Northants (dodavatel Timken Alloy Steel Europe Ltd.). Dále se vyrobí polotovary ve formě trubek o různém průměru – barevně odlišené. Z tohoto polotovaru se v závodě v Olomouci vyrobí soustružením jednotlivé ložiskové kroužky. Po hrubování následuje dvoustupňové praní, aby se odstranily zbytky řezných kapalin a zejména třísky, které by mohly v průběhu tepelného zpracování způsobit nežádoucí falešné okuje. Po těchto operacích následuje tepelné zpracování – kalení a popouštění. Dále dokončovací operace, které sestávají z broušení vnitřního a vnějšího průměru a dalšího praní a konzervace, aby se zabránilo korozi. Po složení se ložisko uloží do skladu a je připraveno k expedici.

4.2 Experimentální zařízení

4.2.1 Proces tepelného zpracování

Testy byly prováděny na kalící a popouštěcí lince LOI Thermprocess (obr. 6). Součástí linky je pec pro ohřev zboží, solné lázně, dvě pračky, sušička a průběžná popouštěcí pec. Zboží je ukládáno do košů, buď je sypáno nebo rovnáno na rošty do vrstev. Do jednoho koše je možno naložit maximálně 35 kilogramů. Koše se pohybují na nekonečném pásu.



Obr. 6: Kalící a popouštěcí linka LOI Thermprocess

Tepelné zpracování probíhá podle předpisu S0.W22.

S0 je předpis pro popouštění. Stanovuje teplotu popouštění 220 °C a dobu popouštění 2,5 hodin. W22 je předpis pro kalení. Tato specifikace určuje, jaká má být povrchová vrstva (maximální povrchová oxidace, maximální ochuzení a obohacení o karbidy) i celý průřez (maximální délka martenzitických jehlic, množství zbytkového perlitu).

Zboží je uloženo do koše a jede na pásu k otvoru pece. Při otevírání dveří dochází ke spalování kyslíku pomocí plamenné clony (obr. 7). V peci jsou dvě ohřívací zóny. Při standardních podmínkách jsou zde nastaveny teploty 850 °C, respektive 860 °C. V první zóně probíhá přehřev zboží na teplotu 850 °C, po dosažení této teploty dojde k přemístění do druhé zóny. Zde je zboží ohřáno na 860 °C a dochází k výdrži na této teplotě po dobu asi 30 minut. Celková doba pobytu zboží v těchto dvou zónách je 1 hodina. Součástí pece jsou dva oběhové ventilátory, které udržují konstantní teplotu.

V peci je používána ochranná atmosféra na bázi štěpného metanolu. Do pece je pouštěn metanol, zemní plyn, vzduch a dusík. Zemní plyn má zvláštní trysku, ostatní plyny jsou před vpuštěním do pece smíseny. Dusík se také používá jako nouzový plyn pro proplach.



Obr.7: Plamenná clona

Po ohřevu je zboží zakaleno do solné kalící lázně (obr. 8). Teplota této lázně je 180 °C. Solná lázeň – tavenina solí – je tvořena přibližně 48 % KNO_3 a 52 % NaNO_2 . Je neustále promíchávána z důvodu udržení dobré kalící účinnosti. Rychlost ochlazování naměřená pomocí quenchtestu je 120 °C/s.

Po kalení následuje praní a sušení (obr. 9). V první pračce je voda o teplotě 77 °C, následuje praní ve druhé pračce při teplotě vody 20 °C. Poté jede zboží do sušičky, kde probíhá sušení při teplotě 76 °C. V pračkách se nachází zasolená voda. Pokud obsah soli dosáhne 20 %, musí proběhnout recyklace. Voda se odpaří a zbylá sůl se znovu použije.

Následné popouštění je prováděno v průběžné popouštěcí peci se třemi teplotními zónami. Je v nich udržována teplota 220 °C. Doba popouštění je zhruba 2,5 hodiny.



Obr. 8: Solná kalící lázeň



Obr. 9: Praní po kalení

Pokud se tepelně zpracovávají větší a tenkostěnné kroužky, musí se provést kontrola na deformace – zkouší se ovalita.

Dvakrát ročně probíhá odstávka linky pro tepelné zpracování. Vždy se kontroluje teplotní pole v peci pomocí termočlánků a také se ověřuje uhlíkový potenciál pomocí foliové zkoušky. Měření provádí akreditovaná laboratoř. V případě podezření na mírné nauhličené povrchové vrstvy z důvodu přesycené atmosféry, nebo naopak výskytu částečného oduhličení z důvodu nižšího uhlíkového potenciálu, provádí ověření foliovou zkouškou přímo interní laboratoř.

4.2.2 Příprava a ověření vzorků

Příprava a ověření vzorků probíhaly z větší části v laboratoři firmy Timken. Laboratoř je vybavena přístroji na přípravu vzorků od firmy Struers (obr. 10). Vzorky byly nařezány na řezačce Discotom-5, byly zalisovány lisem LaboPress-3 a byly broušeny a leštěny pomocí přístroje Rotopol-2 s automatickým dávkováním emulzí Multidoser.

Měření tvrdosti probíhalo na přístrojích od firmy Instron Wolpert TESTOR 2100 (Vickers) a TESTOR 2000 (Rockwell) (obr. 11).

Mikročistota byla zjišťována na světelném mikroskopu Zeiss AxioTech podle normy ASTM.

Fotografie struktur byly pořízeny na světelném mikroskopu Olympus GX51.



Obr. 10: Přístroje na přípravu vzorků



Obr. 11: Tvrdoměry

V mechanické zkušebně na ústavu materiálového inženýrství byla měřena tvrdost podle Vickerse a Rockwella.

Dále bylo provedeno přešetření a leptání vzorků a následné pozorování a fotografování struktur.

4.3 Experimentální část

Byly provedeny dva experimenty. První srovnával materiál 100Cr6 od dvou různých dodavatelů: 1 – Timken Alloy Steel Europe Ltd., Anglie (označení X6065)

2 – Valtí GmbH, Německo (označení 781632)

Chemické analýzy taveb od obou dodavatelů jsou uvedeny v přílohách 1 a 2.

Pro druhý experiment byl vybrán materiál od jednoho dodavatele, který vykazoval lepší vlastnosti. Ten byl dále zkoumán z hlediska tepelného zpracování a jeho vlivu na vlastnosti.

Všechny testy byly provedeny na vnějším ložiskovém kroužku AR.AJ-600-877 (viz příloha 3).

4.3.1 Princip zkoušení

Hodnocení mikročistoty

Mikročistota byla hodnocena podle americké normy ASTM E 45-97 – Metoda A, [10]. Toto hodnocení je pouze orientační. K přesnému stanovení se dle normy musí pozorovat šest podélných vzorků odebraných bezprostředně z tavby. Mikročistota se stanovuje při zvětšení 100x tak, že se najde ve vzorku nejhorší zorné pole, tj. oblast s největším výskytem vměstků a tyto se změří. Následuje zápis stupně znečištění dle celkové délky přítomných vměstků. Vměstky se dělí na tenké – T a tlusté – H. Pro přesnou specifikaci vměstku se použije zvětšení 1000x.

Měření tvrdosti

Tvrdost byla měřena metodou Rockwella případně Vickerse.

Hodnocení struktury

Materiály byly hodnoceny v kaleném stavu a ve stavu po popouštění. Proces tepelného zpracování probíhal u obou materiálů stejně (viz příloha 5) a odpovídal nastaveným parametrům jako v případě TESTU I – viz kap. 4.3.3.

Zhrubnutí jehlic martenzitu se hodnotí podle etalonů nebo měření. V tomto případě bylo provedeno porovnání s etalony při zvětšení 1000x. Struktura byla posuzována v souladu s interní normou a obrazovou řadou firmy Timken TW-PV 4201 – I (stupeň I – kalený stav), [11] a TW-PV 4201 – II (stupeň II – popuštěný stav), [12].

Hodnocení globulárních karbidů, karbidického síťoví a karbidické řádkovitosti bylo provedeno v souladu s normou SEP 1520, [13].

Zbytkový austenit byl zjišťován metalograficky pomocí normy QMN-QD-55, [14]. U některých vzorků byla provedena kontrola množství zbytkového austenitu na VUT.

4.3.2 Výsledky – experiment 1 (porovnání dodavatelů)

Mikročistota

Tab. 5: Mikročistota materiálů X6065 a 781632

Typ vměstku	Materiál			
	X6065		781632	
	T	H	T	H
Sulfidy – typ A	1,0 – 1,5	0	1,5	0,5
Hlinitany – typ B	0,5	0	1,0	0
Silikáty – typ C	0	0	0	0
Globulární oxidy – typ D	0,5	0	1,0	0

Z metalografické analýzy vyplynulo, že materiál 781632 je z hlediska mikročistoty poněkud horší.

Vměstky typu A, B a D lze považovat za méně nepříznivé a jejich vliv na vlastnosti materiálu je v uvedených obsazích zanedbatelný.

Vměstky typu C, které jsou velmi nepříznivé a kritické, nebyly zjištěny vůbec.

Pozn.: Interní specifikace firmy Timken doporučuje v materiálu určitý obsah sulfidických vměstků z důvodu lepšího obrábění a soustružení. Deklarovaný obsah síry je od 0,005 % do 0,0015 %.

Tvrdość

Tab. 6: Tvrdość materiálů X6065 a 781632

Materiál	Metoda hodnocení	
	Rockwell	Vickers (ve středu součásti)
X6065	HRC 60,2	708 HV 10
	HRC 60,2	
	HRC 60,2	
	HRC 60,4	
	HRC 60,0	
781632	HRC 60,4	714 HV 10
	HRC 60,3	
	HRC 60,4	
	HRC 60,4	
	HRC 60,4	

U materiálu 781632 byla zjištěna nepatrně vyšší hodnota tvrdosti.

Struktura

Materiál X6065

Kalený stav: ve struktuře se objevují jehlice martenzitu a jemné globulární karbidy rovnoměrně rozložené po průřezu vzorku.

Zhrubnutí jehlic martenzitu: M3 – M4.

Kritická velikost martenzitických jehlic zjištěna 20 μm .

Hodnocení globulárních karbidů: stupeň CG 2.2 – 2.3.
Perlit nebyl přítomen.

Popuštěný stav: ve struktuře se objevuje popuštěný jemný jehlicovitý až jehlicovitý martenzit.

Zhrubnutí jehlic martenzitu: M3 – M4.

Hodnocení globulárních karbidů je stejné jako v případě kaleného stavu: CG 2.2 – 2.3.

V menším rozsahu byla zjištěna karbidická řádkovitost: CZ 7.1.

Perlit ani zbytkový austenit nebyl metalograficky zjištěn.

Materiál 781632

Ve struktuře není výraznější rozdíl oproti materiálu X6065.

Karbidická řádkovitost u tohoto materiálu nebyla zjištěna.

U obou materiálů byla provedena kontrola obsahu zbytkového austenitu.

Výsledné hodnoty: materiál X6065 obsahuje 2,63 obj.% zbytkového austenitu.

materiál 781632 obsahuje 2,27 obj.% zbytkového austenitu.

Obsah zbytkového austenitu obou vytipovaných materiálů odpovídá požadavkům technické specifikace W22 S0 pro tepelné zpracování ložiskový ocelí. Tato specifikace připouští obsah zbytkového austenitu maximálně 5 %.

Fotografie struktur jsou uvedeny v příloze 6.

Vlastnosti materiálů od obou dodavatelů byly velmi podobné. Pro další experimenty byl vybrán pouze materiál 781632.

4.3.3 Výsledky – experiment 2 (porovnání z hlediska tepelného zpracování)

Ve druhé části experimentu byl zjišťován vliv tepelného zpracování na strukturu a vlastnosti materiálu. Vzorky byly zakaleny a popuštěny na kalící lince. Bylo provedeno šest testů.

U všech testů proběhl ohřev na austenitizační teplotu, celková doba ohřevu a výdrže byla vždy 60 minut, kromě testu V, kdy byla doba ohřevu a výdrže 120 minut. Následovalo kalení a popouštění při teplotě 220 °C.

Přehled testů:

Test 0 – standardní podmínky: teploty austenitizace 850 °C v první zóně a 860 °C ve druhé zóně, kaleno do oleje.

Test I – standardní podmínky: teploty austenitizace 850 °C v první zóně a 860 °C ve druhé zóně, kaleno do solné lázně.

Test II – vyšší teplota: teploty austenitizace 860 °C v první zóně a 870 °C ve druhé zóně, kaleno do solné lázně.

Test III – nejnižší přípustná teplota: teploty austenitizace 830 °C v první zóně a 840 °C ve druhé zóně, kaleno do solné lázně.

Test IV – kalení za velmi nízkých teplot – silné podkalení: teploty austenitizace 760 °C v první zóně a 770 °C ve druhé zóně, kaleno do solné lázně.

Test V – vyšší teplota, delší výdrž na kalící teplotě – silné překalení: teploty austenitizace 860 °C v první zóně a 870 °C ve druhé zóně, kaleno do solné lázně.

Tvrдость

Byla měřena tvrdost povrchu dle Rockwella a tvrdost jádra dle Vickerse.

Značení vzorků v tabulkách 7–16 (dle umístění roštu v koši, nejvyšší, střední a nejnižší vrstva): 1R – 1. vrstva (nejvyšší), roh; 2R – 2. vrstva (střední), roh; 3R – 3. vrstva (nejnižší), roh; 1S – 1. vrstva, střed; 2S – 2. vrstva, střed; 3S – 3. vrstva střed.

Značení .1 znamená kalený stav, .2 znamená popuštěný stav.

TEST 0

Vzorky pro test 0 byly tři. Dva byly zakaleny do olejové kalící lázně v Německu, z toho jeden byl dále popuštěn. V tabulce 7 a 8 jsou označeny jako „D“. Třetí vzorek byl zakalený a popuštěný v Timkenu v Olomouci, označený jako „CZ“.

Tab. 7: Tvrдость povrchu – test 0

Vzorky	Označení	Hodnoty tvrdosti (HRC)		Průměrná hodnota tvrdosti
Kalený	2S.1 0 (D)	58	57,5	57,75
Popuštěné	1R.2 0 (D)	58,5	58,5	58,5
	1S.2 0 (CZ)	58	58	58

Tab. 8: Tvrdost jádra – test 0

Vzorky	Označení	Hodnoty tvrdosti (HV 30)
Kalený	2S.1 0 (D)	710
Popuštěné	1R.2 0 (D)	710
	1S.2 0 (CZ)	725

TEST I

Kalené vzorky byly vybrány z jednoho koše. Popuštěné vzorky byly vybrány z jiného koše, z nejvyšší, střední a nejnižší vrstvy. Vždy dva rohové z protilehlých rohů a jeden středový.

Tab. 9: Tvrdost povrchu – test I

Vzorky	Označení	Hodnoty tvrdosti (HRC)		Průměrná hodnota tvrdosti
Kalené	2R.1 I	65,4	66,1	65,75
	3S.1 I	64,8	65,1	64,95
Popuštěné	1R.2 I	61,0	61,1	61,05
	2R.2 I	61,4	61,3	61,35
	3R.2 I	61,2	60,9	61,05
	1R.2 I	60,6	60,7	60,65
	2R.2 I	60,9	60,7	60,8
	3R.2 I	61,2	60,8	61,0
	1S.2 I	60,8	60,9	60,85
	2S.2 I	60,6	60,7	60,65
	3S.2 I	61,1	60,9	61,0

Pro měření tvrdosti jádra a další pozorování byl vybrán kalený vzorek 3S.1 I a popuštěné vzorky 2R.2 I a 2S.2 I – jsou vyznačeny v tabulce 9.

Tab. 10: Tvrdost jádra – test I

Vzorky	Označení	Hodnoty tvrdosti (HV 30)
Kalený	3S.1 I	792
Popuštěné	2R.2 I	710
	2S.2 I	736

TEST II

Tab. 11: Tvrdost povrchu – test II

Vzorky	Označení	Hodnoty tvrdosti (HRC)		Průměrná hodnota tvrdosti
Kalený	2R.1 II	65,5	65,4	65,45
Popuštěné	1S.2 II	61,0	60,9	60,95
	2S.2 II	60,9	61,0	60,95
	3S.2 II	60,9	60,6	60,75
	2R.2 II	61,2	60,9	61,05

Pro měření tvrdosti jádra a další pozorování byl vybrán kalený vzorek 2R.1 II a první popuštěný vzorek 1S.2 II.

Tab. 12: Tvrdost jádra – test II

Vzorky	Označení	Hodnoty tvrdosti (HV 30)
Kalený	2R.1 II	856
Popuštěný	1S.2 II	842

TEST III

Tab. 13: Tvrdost povrchu – test III

Vzorky	Označení	Hodnoty tvrdosti (HRC)		Průměrná hodnota tvrdosti
Kalený	1R.1 III	65,5	64,8	65,15
Popuštěné	2S.2.III	60,8	60,1	60,45
	3S.2 III	65,5	65,3	65,4
	1R.2.III	60,0	60,1	60,05
	3R.2 III	60,6	60,4	60,5

Pro měření tvrdosti jádra a další pozorování byl vybrán kalený vzorek 1R.1 III a popuštěný vzorek 3S.2 III.

Tab. 14: Tvrdost jádra – test III

Vzorky	Označení	Hodnoty tvrdosti (HV 30)
Kalený	1R.1 III	856
Popuštěný	3S.2 III	725

TEST IV

Nebylo možno stanovit tvrdost dle Rockwella, proto byla změřena tvrdost dle Vickerse na jednu kaleném vzorku.

Tvrdost = 220 – 230 HV 10

Díky přepočtu z tabulek by bylo možno odhadnout tvrdost dle Vickerse: 16 HRC

TEST V

Tab. 15: Tvrdost povrchu – test V

Vzorky	Označení	Hodnoty tvrdosti (HRC)		Průměrná hodnota tvrdosti
Popuštěné	1R.2 V	66,2	66,1	66,15
	2R.2 V	65,8	66,2	66
	2S.2 V	60,9	61,1	61
	3R.2 V	66,1	65,9	66
	1S.2 V	65,5	65,7	65,6
	3R.2 V	65,9	66,1	66

Pro další pozorování byly vybrány vzorky 1R.2 V a 2S.2 V. Vzorek 2S.2 V byl vybrán pro měření zbytkového austenitu.

Tab. 16: Tvrdost jádra – test V

Vzorky	Označení	Hodnoty tvrdosti (HV 10)
Popuštěné	1R.2 V	743
	2S.2 V	740
	3S.2 V	739

Tvrdost jádra byla měřena na jiných vzorcích z jiného koše.

Měření tvrdosti jádra se zatížením HV 10 bylo provedeno ve firmě Timken. Měřicí zařízení je standardně nastaveno na HV 10 podle amerických norem ASTM, které jsou pro Timken závazné. Na tomto přístroji lze dosáhnout nejvyššího zatížení HV 20.

Struktura

TEST 0

Kalený stav: zhrubnutí martenzitu: M4
velikost karbidů: CG 2.2 – 2.3
karbidická řádkovitost: CZ 7.1 – 7.2

Popuštěný stav: zhrubnutí martenzitu M3 – M4
velikost karbidů CG 2.2 – 2.3
karbidické síťoví CN 5.0
karbidická řádkovitost: CZ 6.0; CZ 7.1
zbytkový austenit metalograficky patrný do 5 %

Oduhličení není patrné ani na jednom vzorku.

TEST I

Kalený stav: zhrubnutí martenzitu: M3 – M4
velikost karbidů: CG 2.3 – 2.3
karbidická řádkovitost: CZ 7.1

Popuštěný stav: zhrubnutí martenzitu: M3 – M4
velikost karbidů: CG 2.2 – 2.3
karbidické síťoví CN 5.0
karbidická řádkovitost: CZ 6.0; CZ 7.1
zbytkový austenit metalograficky patrný do 5 %

Oduhličení není patrné na žádném vzorku.

TEST II

Kalený stav: zhrubnutí martenzitu: M5
velikost karbidů: CG 2.2 – 2.3
karbidická řádkovitost: CZ 7.1

Popuštěný stav: zhrubnutí martenzitu: M4 – M5
velikost karbidů: CG 2.2 – 2.3
karbidické síťoví CN 5.0
karbidická řádkovitost: CZ 6.0; CZ 7.1

Oduhličení není patrné ani na jednom vzorku.

Zbytkový austenit byl metalograficky, porovnáním s etalonem, zjištěn 5 – 10 %. Tato hodnota přesahovala maximální přípustnou hodnotu deklarovanou technickou specifikací S0 (max. 5 %).

Toto bylo potvrzeno analýzou z VUT: vzorek 1S.2 II obsahoval 5,57 % zbytkového austenitu.

TEST III

Kalený stav: zhrubnutí martenzitu: M4
velikost karbidů: CG 2.2 – 2.3
karbidická řádkovitost: CZ 7.1

Popuštěný stav: zhrubnutí martenzitu: M4
velikost karbidů: CG 2.2 – 2.3
karbidické síťoví CN 5.0
karbidická řádkovitost: CZ 6.0; CZ 7.1
zbytkový austenit nebyl metalograficky zjištěn

Oduhličení není patrné ani na jednom vzorku.

TEST IV

Základní struktura daného vzorku je tvořena převážně lamelárním perlitem a feritem, zcela bez jehlicovitého martenzitu ani v lokálním rozsahu. Martenzitická transformace vůbec neproběhla.

TEST V

Popuštěný stav: zhrubnutí martenzitu: M5 – M6
velikost karbidů: CG 2.2 – 2.3
karbidické síťoví CN 5.0
karbidická řádkovitost: CZ 6.0; CZ 7.1

Oduhličení není na vzorku patrné.

Zbytkový austenit, zjišťovaný metalograficky, porovnáním s etalonem, přesahoval 10 %. Tato hodnota značně převyšovala maximální přípustnou hodnotu deklarovanou technickou specifikací S0 (max. 5 %).

Toto bylo potvrzeno analýzou z VUT: vzorek 2S.2 V obsahoval 12,22 % zbytkového austenitu.

Fotografie struktur jsou uvedeny v příloze 6.

5. DISKUSE

5.1 Experiment 1

Materiály byly hodnoceny pomocí mezinárodně uznávané normy SEP 1520, která se obecně používá pro posuzování struktur v metalografii.

Veškeré sledované parametry struktury (zhrubnutí martenzitických jehlic, obsah zbytkového austenitu, velikost a rozložení globulárních karbidů, příp. výskyt jiných anomálií) lze posuzovat jako téměř shodné. Jediná odlišnost obou materiálů vyplývá z hodnocení karbidické řádkovitosti, která byla zjištěna pouze u materiálu X6065.

Na základě uvedeného metalografického rozboru můžeme předpokládat poněkud horší strukturální charakteristiky u materiálu X6065.

I přes malé rozdíly obou materiálů byl předpokládán jejich rozdílný vliv na životnost ložiska. Což mělo být potvrzeno nebo vyvráceno životnostními testy.

5.2 Experiment 2

Test I + Test II

Z výsledků dvou uvedených testů tepelného zpracování za různých teplotních podmínek, tzn. ohřevu na kalící teplotu, která v prvním případě byla 850 °C až 860 °C, ve druhém případě 860 °C až 870 °C, bylo patrné zhrubnutí jehlic martenzitu.

Obsah zbytkového austenitu byl při metalografickém pozorování zřetelnější ve druhém případě, kde byl blokován mezi většími jehlicemi martenzitu. Obsah perlitu v žádném z uvedených případů zjištěn nebyl. Rovněž případné překalení (částečné rozpuštění globulárních karbidů a velikost martenzitických jehlic přesahující stupeň 5 – 6 v popuštěném stavu) nebylo zjištěno.

Co se týče ostatních metalografických anomálií, jako karbidická řádkovitost, karbidické síťoví, případně i velikost globulárních karbidů, ty jsou dány primární tavbou materiálu a použitou technologií výroby a v obou případech nebyly patrné rozdíly.

Test III

Na základě metalografické analýzy je evidentní, že i při snížených teplotách 830 °C až 840 °C, což je nejnižší teplotní rozsah, který připouští technická specifikace, došlo k dokonalé martenzitické transformaci a prokalení struktury v celém průřezu.

Perlit nebyl zjištěn ani v lokálním rozsahu v jádře struktury. Zbytkový austenit nebyl v popuštěném stavu metalograficky zjištěn.

Jemné globulární karbidy byly rovnoměrně rozloženy po průřezu vzorku. Karbidické síťoví nebylo patrné. Karbidická řádkovitost byla zjištěna pouze v malém rozsahu přípustném dle normy.

Z metalografického studia vyplývá, že by bylo možné použití těchto nižších teplot v provozní praxi, aniž by došlo ke zhoršení struktury a tím ke snížení životnosti.

Test IV

Vzhledem ke stavu struktury a mechanickým vlastnostem (velmi nízká tvrdost) daných dílů je uvedený proces z hlediska nastavení teplot 760 °C v první zóně a 770 °C ve druhé zóně zcela nevyhovující.

Tato extrémně podkalená struktura by byla, vzhledem k požadavkům na ložiskové materiály (vysoká pevnost, tvrdost a ořezuvzdornost), v praxi nepoužitelná.

Test V

Struktura byla tvořena extrémně zhrubým popuštěným jehlicovitým martenzitem. Zhrubnutí jehlic místně přesahovalo maximální přípustný stupeň 5. Pro uvolnění zboží s výhradami se musí ve struktuře v celém rozsahu vyskytovat maximálně stupeň 5. Ve struktuře byly mezi jehlicemi martenzitu zřetelně vidět zrna zbytkového austenitu. Technická specifikace pro daná ložiska určuje maximální obsah zbytkového austenitu 5 %. Při metalografickém pozorování byl zjištěn vyšší obsah zbytkového austenitu, což bylo potvrzeno i přesnou analýzou na VUT. Místně bylo možno ve struktuře pozorovat už i částečné rozpuštění globulárních karbidů vlivem vysoké teploty a dlouhé výdrže při překalení.

Vzhledem ke stavu struktury je patrná nepoužitelnost daného nastavení pece v procesu tepelného zpracování. Strukturu lze posuzovat jako zcela nevyhovující s patrným vlivem na snížení životnosti.

Cílem druhého experimentu bylo potvrdit stávající nebo nalézt optimálnější podmínky tepelného zpracování pro materiál 100Cr6 a pro ložisko AJ-600-877 (viz přílohy 3 a 4).

Například nižší kalící teplota znamená ekonomičtější provoz pece pro tepelné zpracování (z hlediska vytápění).

6. ZÁVĚR

Z experimentu 1, viz kapitola 4.3.2, vyplývá, že oba studované materiály (X6065 i 781632) jsou z hlediska mikročistoty, tvrdosti i struktury téměř shodné. Pro další testování byl vybrán materiál 781632. Ten byl podroben testům různého tepelného zpracování.

Z uvedených výsledků vyplývá:

1. Při kalení z teplot 850 °C – 860 °C (test I) a 860 °C – 870 °C (test II) je průměrná hodnota tvrdosti povrchu 65 HRC u kalených vzorků a 61 HRC u popuštěných vzorků. Struktura je tvořena popuštěným martenzitem s vyhovující velikostí martenzitických jehlic.
2. Při kalení z nejnižší přípustné teploty 830 °C – 840 °C (test III) došlo k dokonalé martenzitické transformaci a prokalení celého průřezu. Struktura i tvrdost jsou vyhovující.
3. Při kalení z teplot 760 °C – 770 °C došlo k výraznému podkalení. Martenzitická transformace vůbec neproběhla. Výsledná feriticko-perlitická struktura není vhodná pro použití v praxi.
4. Při dvojnásobné výdržci na austenitizační teplotě 860 °C – 870 °C došlo k překalení struktury. Ta je tvořena velmi hrubým martenzitem a velkým množstvím zbytkového austenitu. Tato struktura je zcela nevhovující.

Pro technickou praxi lze doporučit nastavení tepelného zpracování jako u testů I, II a III.

7. SEZNAM NEJČASTĚJI POUŽÍVANÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

α	teplotní součinitel délkové roztažnosti [K^{-1}]
E	modul pružnosti [MPa]
HB	označení tvrdosti dle Brinella
HRC	označení tvrdosti dle Rockwella
HV	označení tvrdosti dle Vickerse

8. SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

1. *Timken: History of The Timken Company* [online]. 2008 [cit. 2008-05-12]. Dostupné z WWW: <<http://www.timken.com/en-us/about/Pages/History.aspx>>.
2. PLUHAŘ, J., KORITTA, J. *Strojírenské materiály*. 2. vyd. Praha: SNTL/ALFA, 1977. 562 s.
3. JECH, J. *Tepelné zpracování oceli*. 4. vyd. Praha: SNTL, 1983. 391 s.
4. FREMUNT, P., PODRÁBSKÝ, T. *Konstrukční oceli*. Brno: CERM, 1996. 261 s. ISBN 80-85867-95-8.
5. PTÁČEK, L. a kol. *Nauka o materiálu II*. 2. vyd. Brno: CERM, 2002. 392 s. ISBN 80-7204-248-3.
6. BEZECNÝ, J. *Vznik trhlín a lomov pri tepelnom spracovaní ocelí*. 1. vyd. Trenčín: Trenčianska univerzita A. Dubčeka v Trenčíne, 2007. 89 s. ISBN 978-80-8075-202-6.
7. PTÁČEK, L. a kol. *Nauka o materiálu I*. 2. vyd. Brno: CERM, 2003. 516 s. ISBN 80-7204-283-1.
8. VELES, P. *Mechanické vlastnosti a skúšanie kovov*. 1. vyd. Praha: SNTL/ALFA, 1985. 401 s.
9. MITURA, K., LANDOVÁ, S. *Vměstky v oceli a jejich vliv na užité vlastnosti oceli*. 1. vyd. Praha: SNTL, 1986. 401 s.
10. *ASTM E 45-97 – Metoda A*. US, West Conshohocken, 1999. 15 s.
11. *Through hardened not-tempered microstructure*. TW-PV 4201-Chart I. 1979.
12. *Through hardened tempered microstructure*. TW-PV 4201-Chart II. 1979.
13. *SEP 1520*. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 1998. 8 s.
14. *Množství zbytkového austenitu/Quantity of retained austenite*. QMN-QD-55.

9. SEZNAM PŘÍLOH

Příloha 1: Chemická analýza tavby – X6065 z TASE Ltd.

Příloha 2: Chemická analýza tavby – 781632 z Valti

Příloha 3: Výkres vnějšího kroužku ložiska AR.AJ-600-877

Příloha 4: Fotografie ložiska AJ-600-877

Příloha 5: Proces tepelného zpracování vnějšího kroužku ložiska AR.AJ-600-877

Příloha 6: Katalog struktur

Příloha 1

WORKS TEST CERTIFICATE

TIMKEN

TIMKEN CESKA REPUBLIKA S.R.O.
PAVELKOVA 253/5
BYSTROVANY
779 00 OLOMOUC
CZECH REPUBLIC

WORLDWIDE LEADER IN BEARINGS AND STEEL

E - Copy

SEAMLESS TUBE NAHTLOSE ROHRE TUBES SANS SOUDURE

Ref No: 366794
Bezugs-Nr.:
No de Reference:
Customer Order:
Kunde Bestell-Nr.: 125691/4
No Cde Client:

Certificate Type: EN 10204/3.1B
Nachweisart:
Type d'attestation:

Stamp AOG

Stampel-Nr.:
No de tampon:
Lot 120606202

Customer Part No.: 50093632
Kunde Teil-Nr.:
Reference Client:

Works Order No.: 246543 / 4

Kom.-Nr.:
No Cde Usine:
Works Item No. C055X08D09

Tube Size: 55.800 X 8.500
Rohrmaß:
Dimensions tube:

Delivery Condition: GKZ + K
Lieferferzustand:
Etat de livraison:

Specification: 100CR6 TO PL1.001ED9603/PL1.901A ED 9604
Lieferbedingungen:
Specifications:

Steel Manufacturer: CANTON

Stahlhersteller:

Acieriste:

Heat/Cast No. : X6065

RM Lot No. : 47/X6065A

Type of Melting Process: BASIC ELECTRIC ARC - VDG

Erschmelzungsart:
Procede d'elaboration:

Number of Tubes: 82 **Total Weight:** 3.086 Tonnes **Total Length:** 302.27 Mts

Chemical Analysis: Chemische Zusammensetzung: Analyse chimique:									
C	SI	MN	P	S	CR	MO	NI	CU	SN
1.0000	.2500	.3500	.0080	.0080	1.4500	.0400	.1400	.1800	.0090
AL	AS	CA	O	PB	SB	TI			
.0260	.0060	.0002	.0008	.0005	.0020	.0020			

Hardness Testing : Midradial Hardness

Brinell		260 HB	
Decarb OD	Ferritic:	.00 mm	Pearlitic: .20 mm
Decarb ID	Ferritic:	.00 mm	Pearlitic: .20 mm
			Total: .20 mm
			Total: .20 mm

Bundle No.	Max Length	Min Length	No. Tubes	Weight Tonnes	Length Metres
09382	3.820	3.210	27.00	1015.00	99.42
09383	3.840	3.200	27.00	1010.00	98.93
09384	3.840	3.590	28.00	1061.00	103.92

Micro Structure satisfactory
Eddy Current Test : Satisfactory
Ultrasonic Test : Satisfactory
Microstructure CN 5.1max CZ 6.1/7.1 max(SEP 1520)
Hardenability : 63 RC

KOPIE

Certified that the whole of the supplies detailed hereon have been inspected, tested and unless otherwise stated above, conform in all respects to the requirements of the contract or order. This certificate or report shall not be reproduced except in full, without the written approval of Timken Alloy Steel Europe Limited.

Date: 16/10/2006
Datum:

Es wird bestätigt, dass der obenbeschriebene Lieferumfang kontrolliert und geprüft worden ist und dass derselbe falls nicht anders angegeben, den Forderungen des Vertrages oder der Bestellung in allen Einzelheiten entspricht. Das Prüfzeugnis bzw. der Prüfbericht darf nur vollständig und mit der schriftlichen Genehmigung von Timken Alloy Steel Europe Limited wiedergegeben werden.

Timken Alloy Steel Europe Limited.
Signed:
Unterschrift: *J Gray*
Signature:

Nous certifions que tous les articles mentionnes ci-dessus ont ete contoles et soumis aux essais et sauf mention contraire sont conformes sous tous les rapports aux conditions du contrat ou de la commande. Le certificat de test ou le rapport ne doit etre reproduit que dans sa totalite, sauf avec l'accord ecrit de Timken Alloy Steel Europe Limited.

For Technical Department
Im Auftrag technische Stelle
Pour Direction Technique
John Gray
Metallurgical Manager

Timken Alloy Steel Europe Limited

Kirby Muxloe
Leicester
LE9 2BJ
England
Telephone: +44 (0) 1455 826400
Facsimile: +44 (0) 1455 826404

A Subsidiary of The Timken Company

Company Registered No. 3645027 VAT Registered No. GB 747 8780 73
Registered Office: Kirby Muxloe, Leicester, LE9 2BJ, England

Obr. P1: Chemická analýza tavby – X6065 z TASE Ltd.

Příloha 2

Inspection Document

KOPIE

fa: 659209



VALTI

Valti GmbH
P.O.Box 102452, D-47724 Krefeld

Din 50 049
Din EN 10 204

Document-no. 47816

Timken Ceska republika sro
Mr. Hranicka

order no. 8865859/01
Your order no. 129647/05
Date of order 11.08.2006

Pavelkova 253/5

Factory Krefeld
Inspection Document 3.1 4 -fold

77900 Olomouc (Bystrovany)
Tschechien

VALTI-TQM/Tel. sy / 02151/834267
Date 09.11.2006

PRODUCT/GRADE :
Seamless Bearing Steel Tubing
1.3505 100 Cr 6
spheroidized annealed, cold finished
PL 1.901A-9606, PL 1.001-9607 and our e-mail dt. 19 January 2006

Size : 55,80 x 8,50 mm

Hardness 290 [HB]

Heat-No. : 781632

Steelmaking Process : Oxygen Steel
Pouring : CC

CHEMICAL COMPOSITION :

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %	Ni %	Cu %	Al %	Ti *	O *
0,96	0,28	0,35	0,013	0,006	1,35	0,020	0,08	0,03	0,001	20	7

(* = ppm)

Inclusion Rating ASTM E 45

Specimen	Type A		Type B		Type C		Type D	
	thin	heavy	thin	heavy	thin	heavy	thin	heavy
T1	2.00	0.00	1.50	0.50	0.00	0.00	0.00	0.00
B1	1.50	0.50	1.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
T2	1.50	0.00	1.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
B2	2.00	0.50	1.50	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
T3	2.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
B3	2.00	0.00	1.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Average	1.83	0.17	1.00	0.08	0.00	0.00	0.00	0.00

REMARKS :

Surface and dimensional accuracy were controlled; Identity Control 100 % conducted

KOPIE

20.11. [Signature]



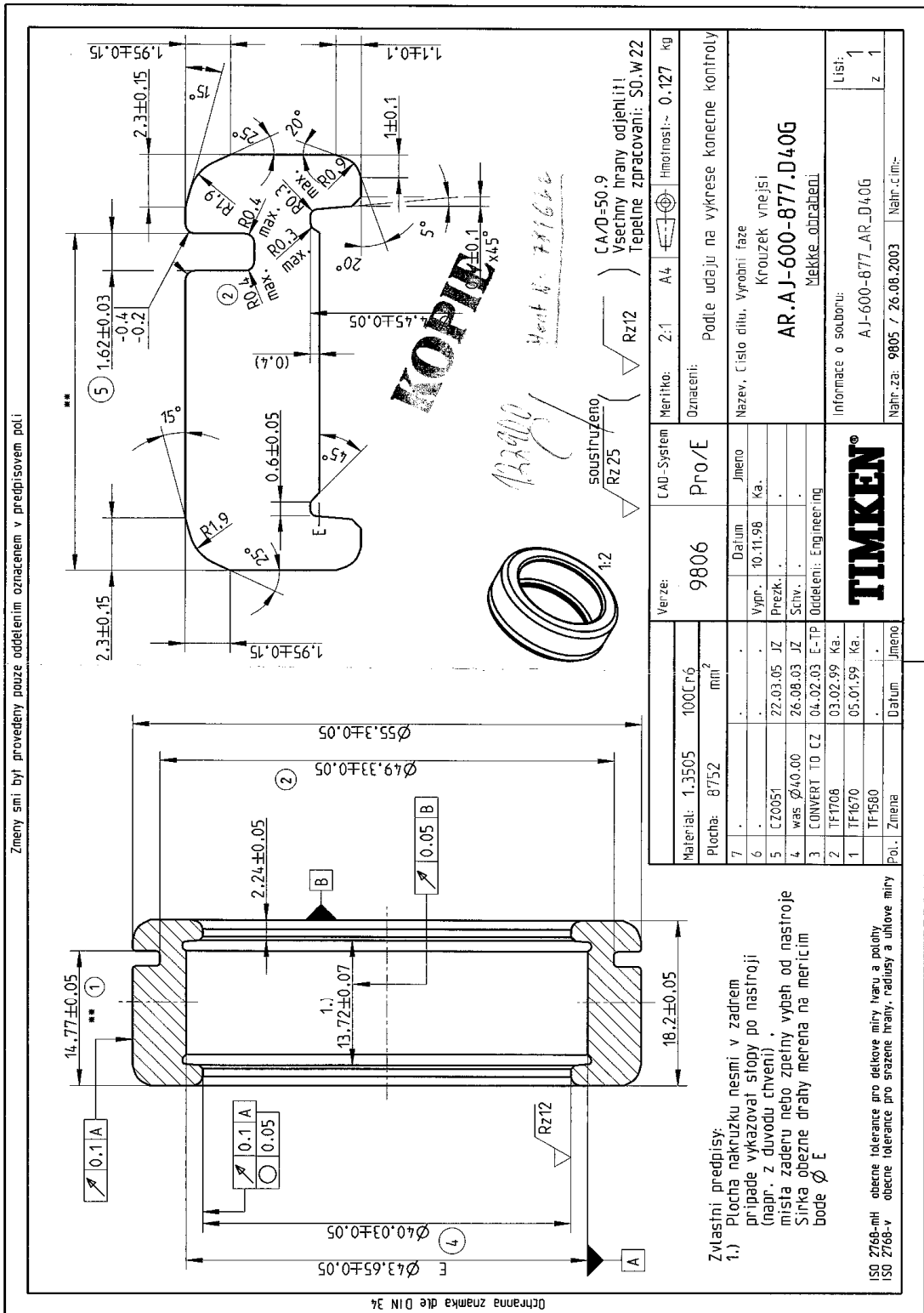
Schulte-Werflinghoff, OS-Leiter

Tel. no. (02151) 834-06 Telefax no. (02151) 834-211 Tax-Nr. 117/5841/0814

782.005 C 02.05

20.11. [Signature]

Obr. P2: Chemická analýza tavby – 781632 z Valti



Obr. P3: Vřkres vnějšiho křouřku

Příloha 4



Obr. P4.1: Ložisko AJ-600-877



Obr. P4.2: Ložisko AJ-600-877

Příloha 5

1. Předkomora

Vstup	23:38:01
Výstup	23:42:49

2. Kalící pec

Vstup	23:42:49
Teplota zóna 1	861 °C
Teplota zóna 2	852 °C
C-potenciál	0,89 %
Výstup	00:47:25

3. Solná lázeň

Vstup	00:47:33
Počet otáček	1017 U/min
Teplota	181 °C
Doba kalení	1 min. 50 sec.
Výstup	00:55:49

4. Pračka

Vstup do prací zóny	0:59:16
Teplota prací zóny	78 °C
Doba praní	3 min. 12 sec.
Teplota oplachové zóny	20,2 °C
Doba oplachu	3 min. 5 sec.
Teplota sušící zóny	77 °C
Doba sušení	3 min. 5 sec
Výstup ze sušící zóny	01:17:05

5. Popouštěcí pec

Vstup	01:30:04
Teplota zóna 1	222 °C
Teplota zóna 2	223 °C
Teplota zóna 3	221 °C
Výstup	04:21:05

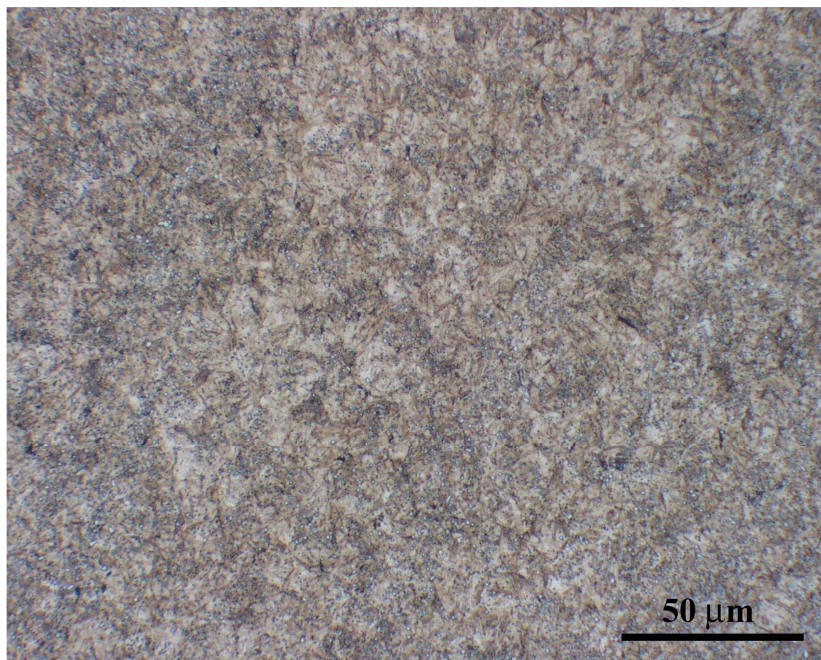
6. Chladící místo

Vstup	04:21:05
-------	----------

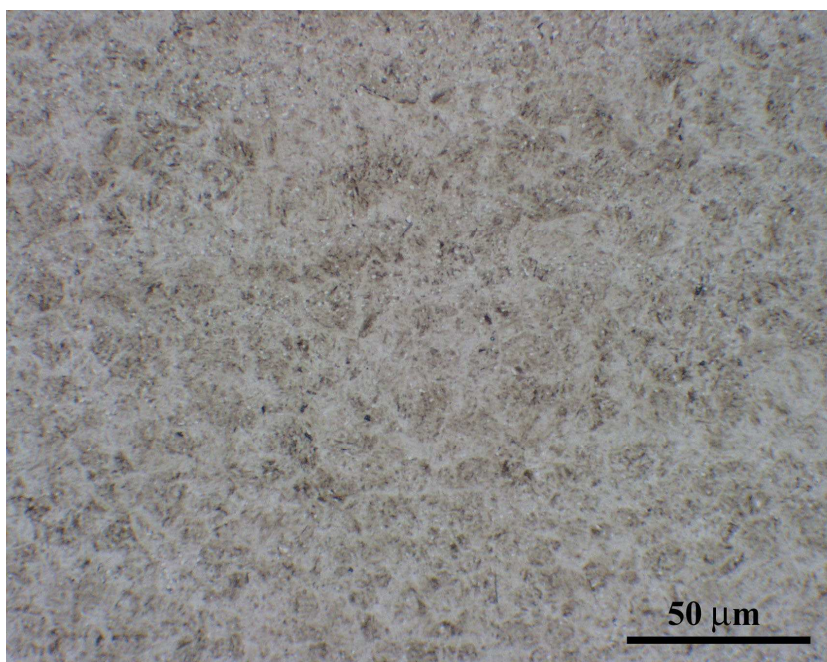
Příloha 6

Experiment 1 – porovnání dodavatelů

Materiál X6065

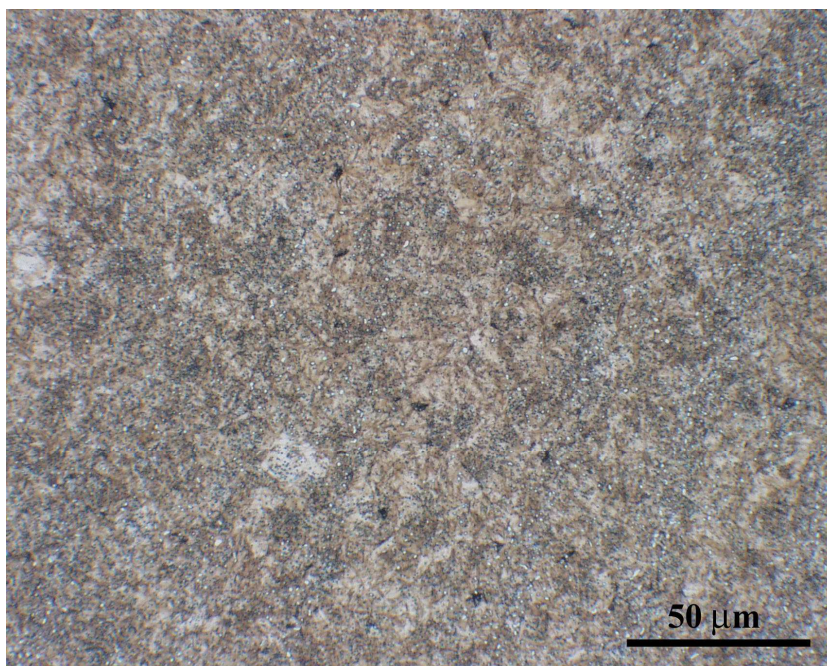


Obr. P6.1: Kalený stav, Vilella-Bain, 500x

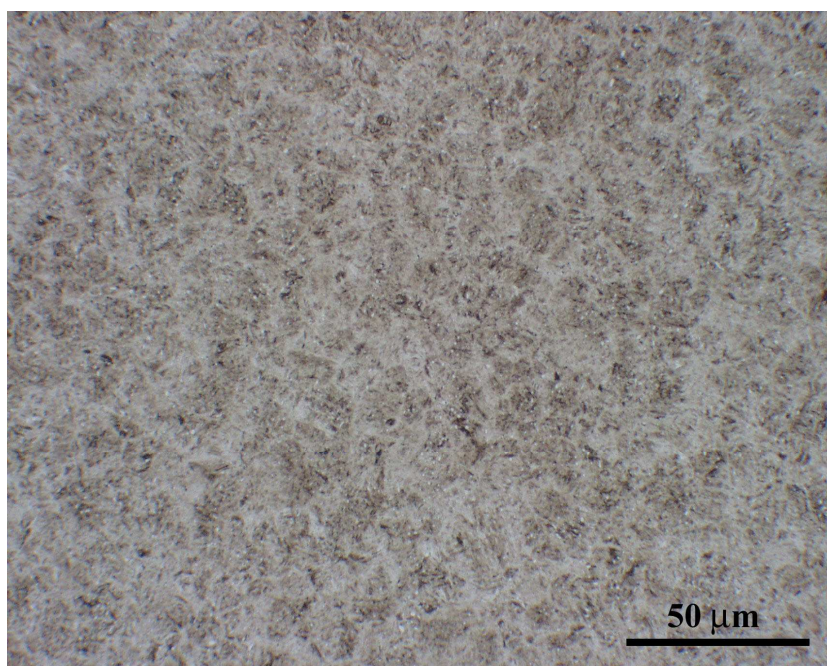


Obr. P6.2: Popuštěný stav, 2% Nital, 500x

Materiál 781632



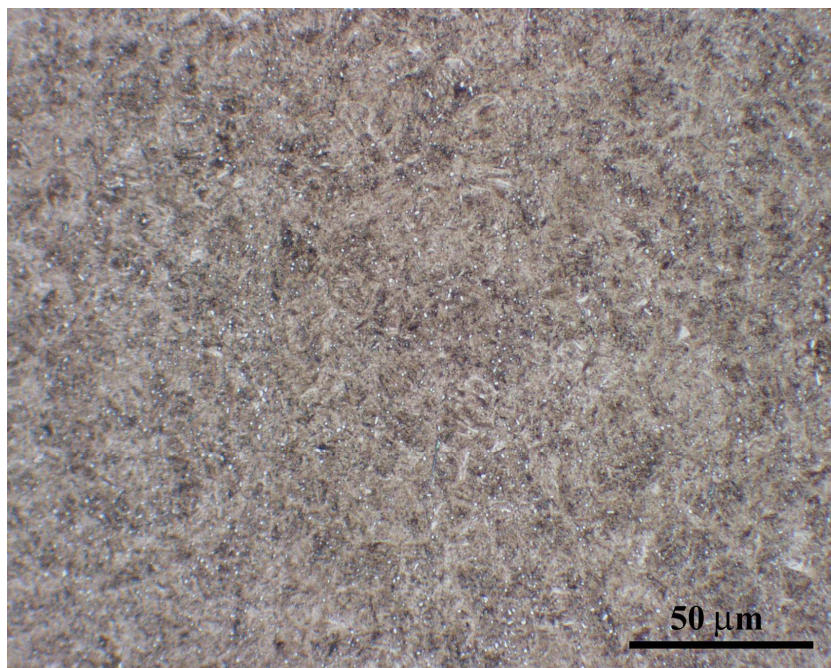
Obr. P6.3: Kalený stav, Vilella-Bain, 500x



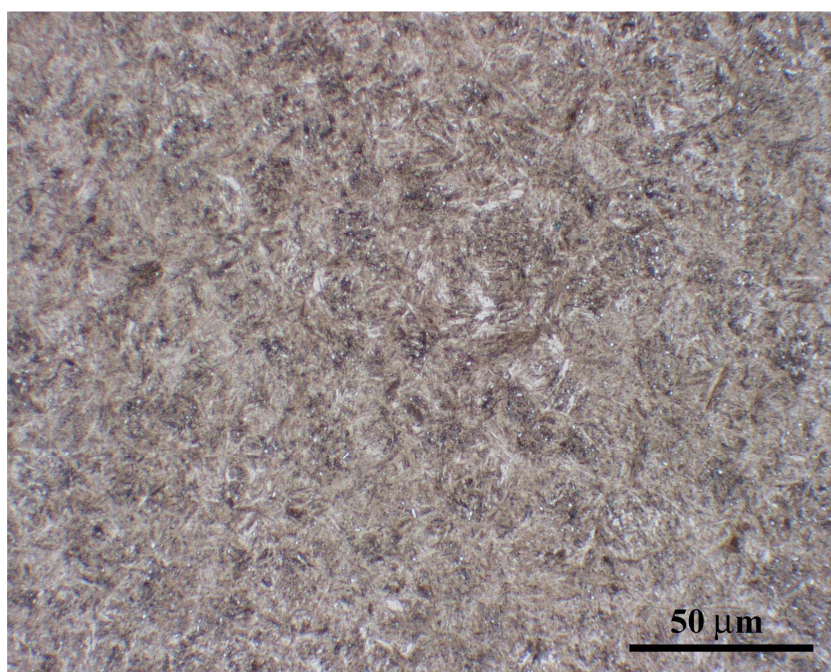
Obr. P6.4: Popuštěný stav, 2% Nital, 500x

Experiment 2 – porovnání z hlediska tepelného zpracování

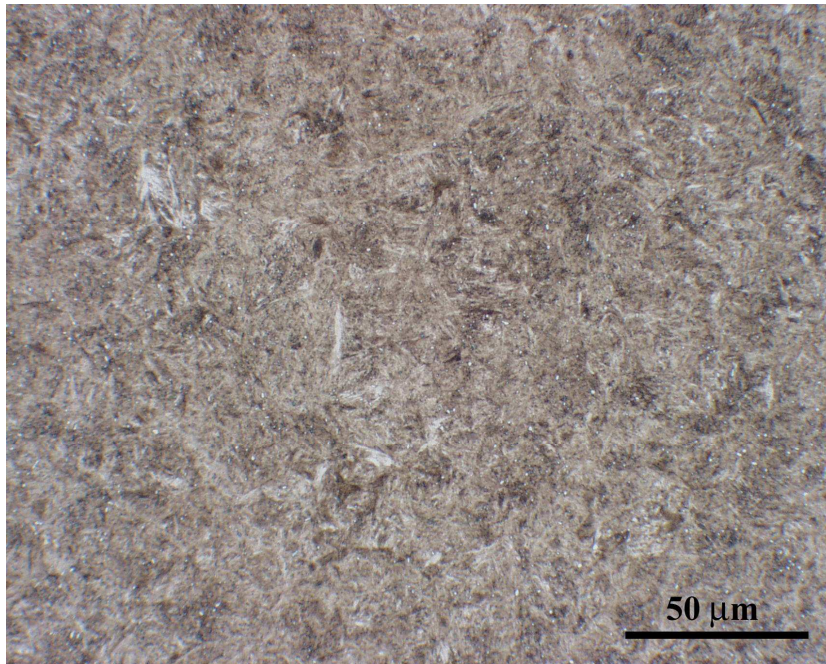
Test 0



Obr. P6.5: Kalený stav, 2S.1 0 (D), 2% Nital, 500x

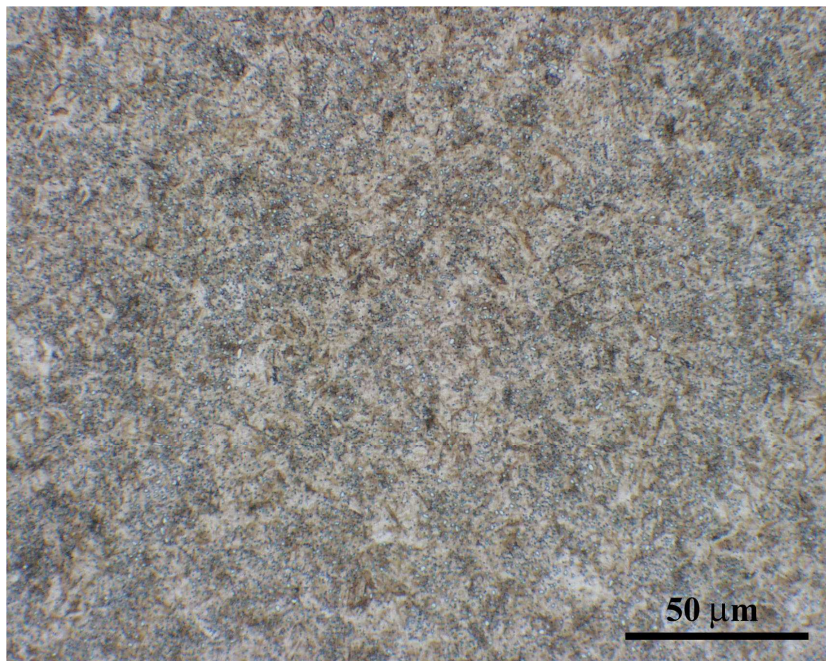


Obr. P6.6: Popuštěný stav, vzorek 1R.2 0 (D), 2% Nital, 500x

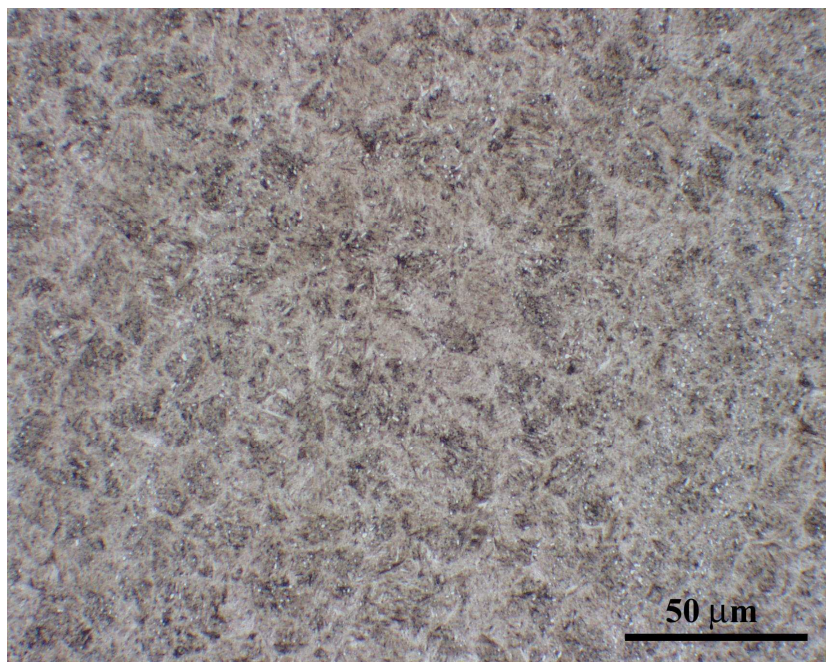


Obr. P6.7: Popuštěný stav, vzorek 1S.2 0 (CZ), 2% Nital, 500x

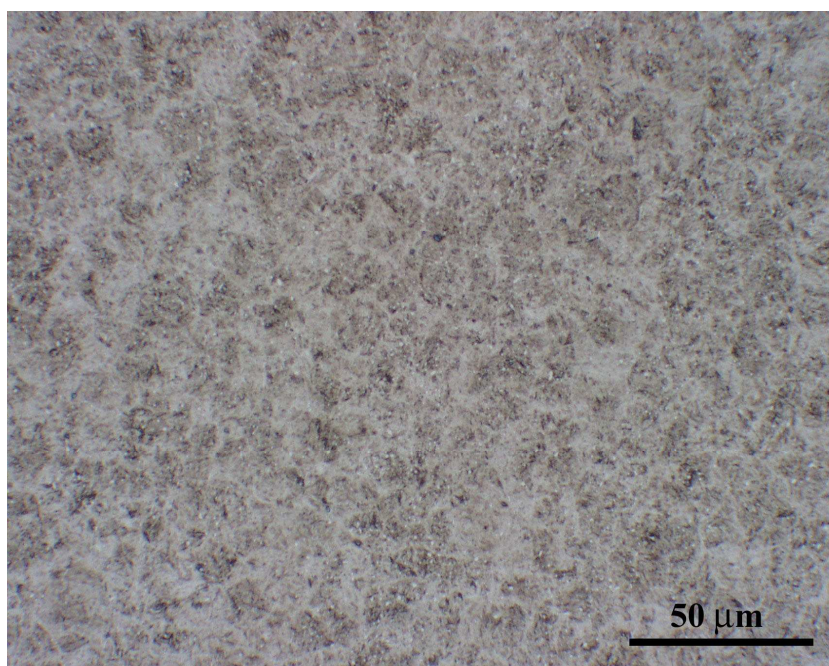
Test I



Obr. P6.8: Kalený stav, vzorek 3S.1 I, Vilella-Bain, 500x

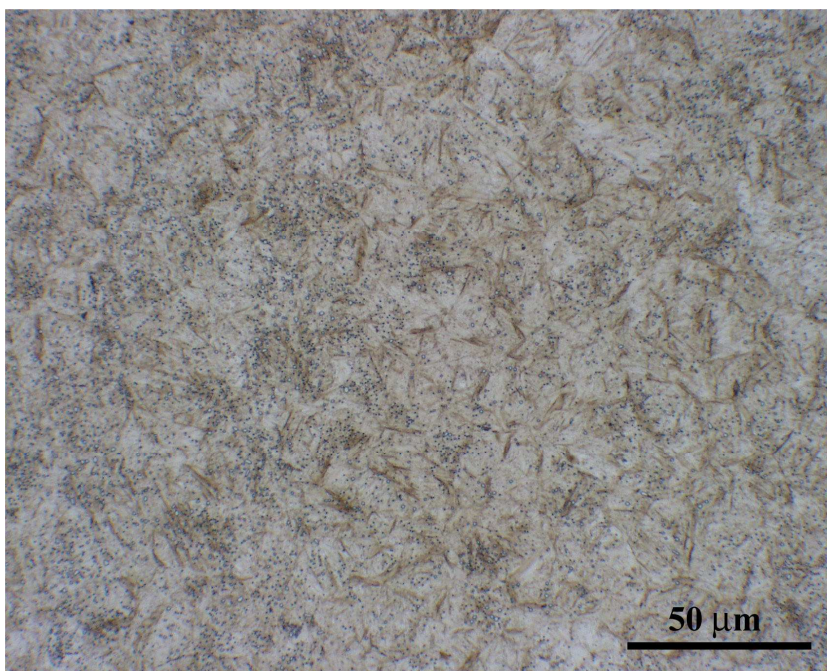


Obr. P6.9: Popuštěný stav, vzorek 2R.2 I, 2% Nital, 500x

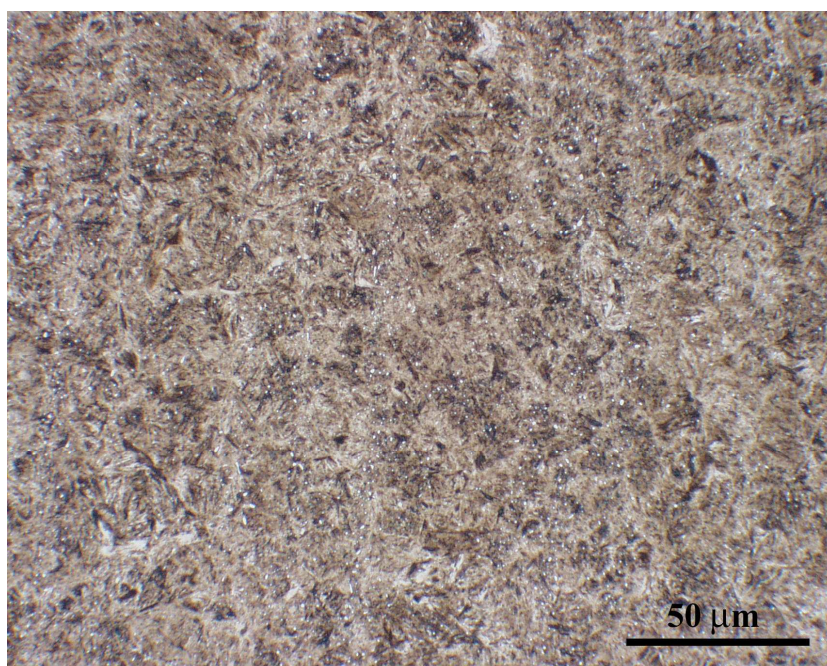


Obr. P6.10: Popuštěný stav, vzorek 2S.2 I, 2% Nital, 500x

Test II

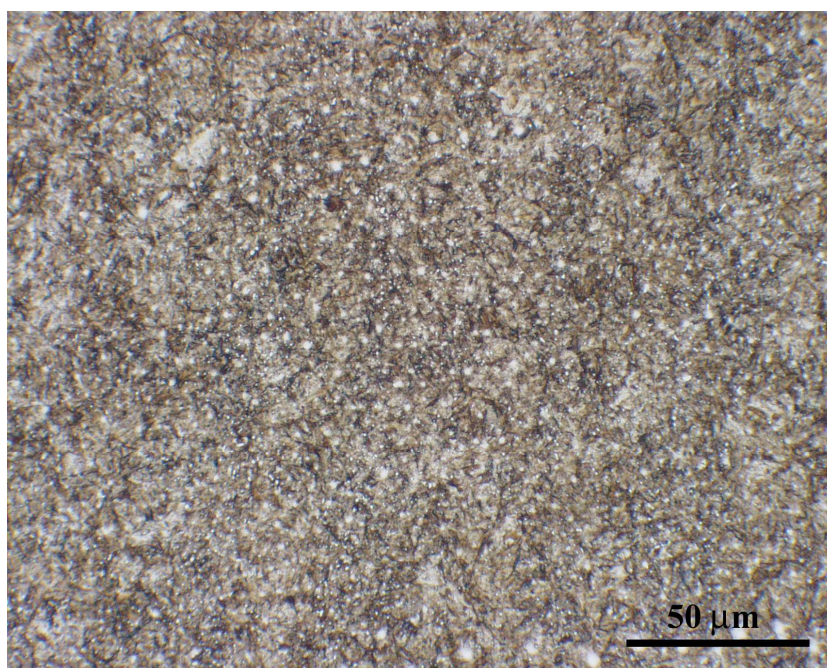


Obr. P6.11: Kalený stav, vzorek 2R.1 II, Vilella Bain, 500x

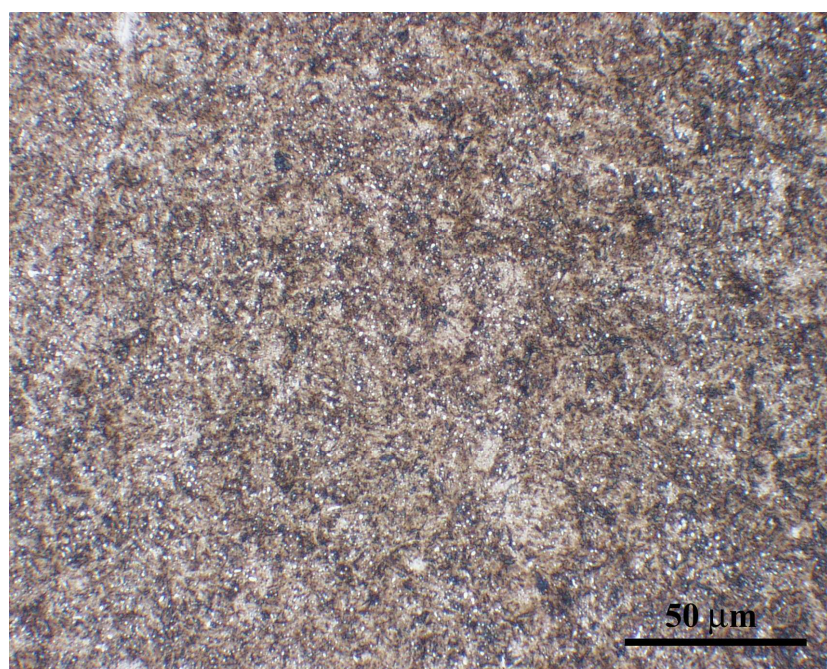


Obr. P6.12: Popuštěný stav, vzorek 1S.2 II, 2% Nital, 500x

Test III

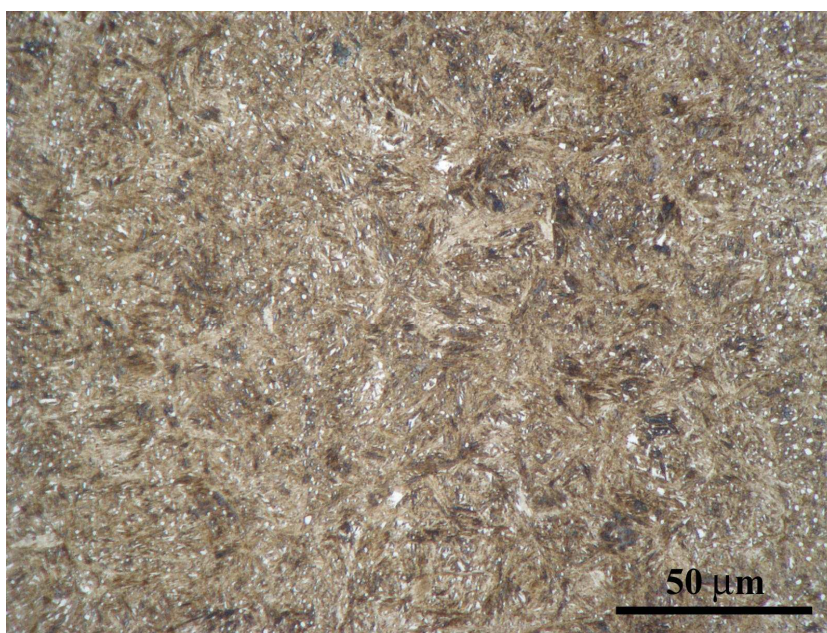


Obr. P6.13: Kalený stav, vzorek 1R.1 III, Marbel, 500x

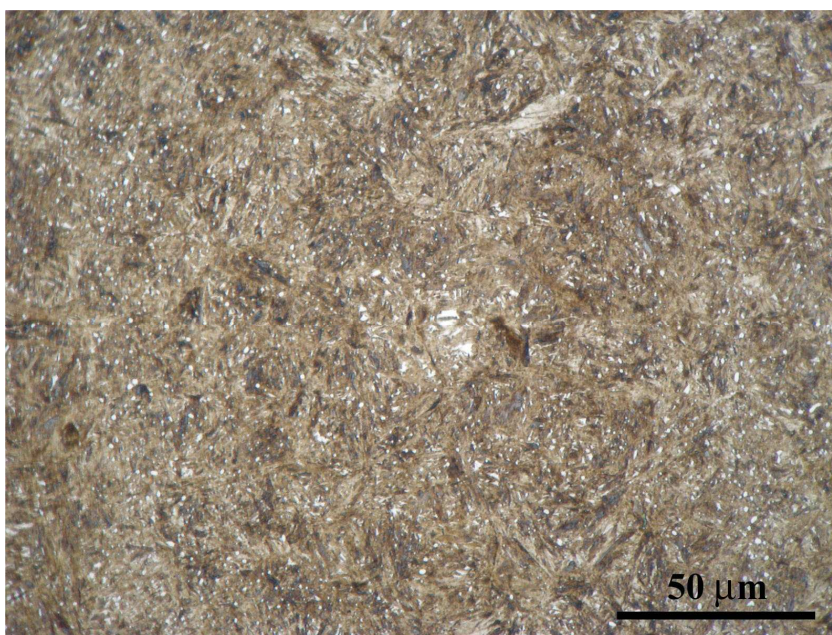


Obr. P6.14: Popuštěný stav, vzorek 3S.2 III, Marbel, 500x

Test V



Obr. P6.15: Popuštěný stav, vzorek 1R.2 V, Nital, 500x



Obr. P6.16: Popuštěný stav, vzorek 2S.2 V, Nital, 500x