

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

OPTIMALIZACE TEPLoty TVÁŘENÍ LOŽISEK ZA POLOOHŘEVU

OPTIMALIZATION OF TEMPERATURE FOR SEMI-HOT FORMING OF ROLL BEARINGS

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE
BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

ANDREA HROUZKOVÁ

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

Ing. PAVEL DOLEŽAL, Ph.D.

BRNO 2008

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství

Akademický rok: 2007/08

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

student(ka): Hrouzková Andrea

který/která studuje v **bakalářském studijním programu**

obor: **Materiálové inženýrství (3911R011)**

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

Optimalizace teploty tváření ložisek za poloohřevu

v anglickém jazyce:

Optimization of Temperature for Semi-hot Forming of Roll Bearings

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Na základě experimentálního ověření chování ložiskové oceli za teplot odpovídajících tváření za poloohřevu (tedy v okolí rekrystalizační teploty) stanovit optimální teplotu tváření ložiskových kroužků.

Cíle bakalářské práce:

Stanovení optimální teploty tváření ložiskových kroužků za poloohřevu.

Seznam odborné literatury:

1. JECH, J.: Oceli na valivá ložiska a jejich tepelné zpracování. Praha. SNTL, 1968, 299s. DT 669.14.018.24.
2. PTÁČEK, L. a kol.: Nauka o materiálu I., Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., Brno, 2001, ISBN 80-7204-193-2.
3. PTÁČEK, L. a kol.: Nauka o materiálu II., Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., Brno, 1999, ISBN 80-7204-130-4.

Vedoucí bakalářské práce: Ing. Pavel Doležal, Ph.D.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2007/08.

V Brně, dne 23.11.2007

L.S.




prof. RNDr. Jaroslav Cihlář, CSc.
Ředitel ústavu


doc. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc.
Děkan fakulty

ABSTRAKT

Bakalářská práce řeší problematiku optimalizace teploty tvařitelnosti ložiskových ocelí za poloohřevu. Jako experimentální materiál byla zvolena ložisková ocel 100CrMnSi6-4. Cílem práce bylo experimentální stanovení optimální teploty pro tváření ložiskových kroužků za poloohřevu. Experimentální stanovení optimálního rozmezí tvářecí teplot bylo posouzeno na základě výsledků ze zkoušky tahem za zvýšených teplot. Experimentální ověření chování ložiskové oceli za teplot odpovídajících tváření za poloohřevu bylo dále provedeno pomocí petchovací zkoušky za zvýšených teplot. Experimentální část práce se zabývá i analýzou fázového složení oceli 100CrMnSi6-4 pomocí počítačové simulace a její ověření pomocí metalografického hodnocení

ABSTRACT

This bachelor's thesis solve the problems about optimalization of temperature for semi-hot forming of roll bearings steels. The purpose of this thesis is finding the optimal interval of temperatures, in which 100CrMnSi6-4 bearing steel shows good strain and deformation characteristics after forming. Methods for data evaluation of mechanical properties are the tensile and upsetting tests which were performed on higher temperatures. It was microscoped microstructure changes of the bearing steel 100CrMnSi6-4 during temperature influence and classification with the light microscope.

KLÍČOVÁ SLOVA

tváření, deformace, ložisková ocel, ložiska, petchovací zkouška, tahová zkouška

KEY WORDS

forming, deformation, bearing steel, bearings, upsetting test, tensile test

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

HROUZKOVÁ, A. *Optimalizace teploty tváření ložisek za poloohřevu*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2008. 37s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Pavel Doležal, Ph.D.

PROHLÁŠENÍ

„Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma: Optimalizace teploty tváření ložisek za poloohřevu vypracovala samostatně, za použité uvedené literatury a podle pokynů svého vedoucího bakalářské práce.“

V Brně 22.5.2008

.....
Andrea Hrouzková

PODĚKOVÁNÍ

Děkuji tímto Ing. Pavlu Doležalovi, Ph.D. za cenné připomínky a rady při vypracování bakalářské práce. Děkuji také za pomoc na experimentální práci Ing. Josefu Zapletalovi a panu Vojtěchu Řiháčkovi.

OBSAH

1. ÚVOD.....	1
2. CÍLE PRÁCE	2
3. TEORETICKÁ ČÁST	3
3.1 Úvod do tváření	3
3.2 Činitelé ovlivňující tváritelnost	3
3.2.1 Mechanismus elastické deformace	3
3.2.2 Mechanismus plastické deformace	4
3.2.3 Poruchy v krystalové mřížce	6
3.2.4 Důsledky tvárné deformace	8
3.2.5 Tváření podle rekrytalizační teploty	10
3.3 Ložiska jako strojní součásti.....	12
3.3.1 Materiál pro výrobu ložisek.....	12
3.3.2 Základní typy ložisek	13
4. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	16
4.1 Experimentální materiál a metodická část.....	16
4.1.1 Experimentální materiál	16
4.1.2 Metodická část.....	16
4.2 Výsledky experimentů.....	19
4.2.1 Analýza experimentálního materiálu.....	19
4.2.2 Zkouška tahem za zvýšených teplot	21
4.2.3 Pěchovací zkouška.....	24
4.2.4 Analýza experimentálního materiálu za zvýšených teplot	25
5. ZÁVĚRY	27
6. SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ	28
7. LITERATURA	29
8. PŘÍLOHY	30

1. ÚVOD

V dnešní době je výroba jakýchkoliv strojních součástí ve velké části propojena s ekonomickým záměrem. Výroba musí odpovídat normám, být levná, ale na druhé straně tak kvalitní, aby obstála v konkurenci nejlepších firem.

Materiály vykazují rozdílné vlastnosti, které jsou určeny především jejich chemickým složením a strukturou. Z hlediska použití materiálů je obvyklé dělení jejich vlastností na vlastnosti fyzikální, chemické, mechanické, případně technologické. Mezi nejdůležitější vlastnosti, které je nutné znát v inženýrské praxi, patří mechanické vlastnosti. Ty se začínají v materiálu prokazovat, pokud je daný materiál podroben působení tahových nebo tlakových sil. S tímto jsou spojeny vnitřní projevy materiálu, jako např. plastická a elastická deformace, nebo vznik trhliny.

Změny tvaru těles jsou způsobeny poruchami, převážně dislokacemi, které se pohybují po skluzových rovinách krystalové mřížky. Pohybem a růstem dislokací je možno vysvětlit plastickou deformaci v návaznosti na mechanismu zpevňování a odpevňování.

Využití projevu plastické deformace došlo v technologickém procesu. Tváření je spojeno s vnějším projevem materiálu, plasticitou, která udává velikost plastického přetvoření do porušení tělesa. Jistým mezníkem pro rozdělení tváření je teplota rekystalizace, podle níž je tváření rozděleno na tváření za studena, poloohřevu a za tepla. Tváření je tedy pochod jímž se záměrně mění nejen tvar, ale i vlastnosti polotovaru. Tento výrobní proces je využitelný jak pro kovy, tak pro plasty. V současné době, kdy jsou výrobní procesy spojeny s automatizací a počítačovým řízením výroby, nachází tváření vedle obrábění, velké uplatnění ve výrobě strojních součástí pro mnoho různých odvětví průmyslu. Mezi nimiž je i výroba ložisek např. pro automobilový průmysl.

Ložiska jsou strojní součásti, které v mechanismu umožňují přenos síly při vzájemném otáčivém nebo posuvném pohybu jeho dílů. Aby tato součást pracovala ve své uložení bez problémů jsou na výrobní materiál kladeny jisté požadavky. Materiál by měl mít dobrou tepelnou vodivost, dostatečnou tvrdost, naopak by neměl být svařitelný a je nutné použití maziva s dostatečnou přilnavostí. Všechny tyto podmínky vedou k tomu, aby byl materiál podrobován zatěžovacím zkouškám. Jednak z důvodu kontroly kvality, nebo pro možnost vývoje nových technologií výrobního procesu..

Postupný vývoj výroby ložisek vedl ke standardizaci těchto strojních součástí, což na jedné straně znamená možnost záměny ložisek téměř většiny světových výrobců, ale vytváří tak silný ekonomický tlak na jednotlivé firmy a zvyšování jakosti vyráběných ložisek.

2. CÍLE PRÁCE

Bakalářská práce je zaměřena na problematiku optimalizace teploty tvařitelnosti ložiskových ocelí za poloohřevu. Téma práce je orientované na posouzení rozsahu optimálních teplot odpovídající tváření za poloohřevu. Pro navrženou ložiskovou ocel 100CrMnSi6-4. Pozornost bude zaměřena na experimentální stanovení napěťových a deformačních charakteristik pomocí zkoušky tahem za zvýšených teplot. Experimentální činnost bude dále věnována zjištění schopnosti materiálu plastické deformace za zvýšených teplot pomocí petchovací zkoušky. Dalším cílem práce bude porovnání obou zvolených experimentálních metod pro stanovení optimálních teplot tváření ložiskových ocelí při zvýšených teplotách. Studium experimentálního materiálu bude doplněno o kvantitativní popis vlivu teploty ohřevu na změnu strukturního a fázového složení ložiskové oceli 100CrMnSi6-4.

3. TEORETICKÁ ČÁST

3.1 Úvod do tváření

Tváření je proces, při kterém dochází u kovů a slitin ke změně tvaru bez porušení. Závisí na několika vstupních podmínkách děje. Tváření je spojeno se základní charakteristikou materiálu – plasticitou. Mimo plasticitu hraje významnou roli pro tváření tvar, rozměry tělesa a podmínky tváření. Schopnost plasticky se deformovat vychází z fyzikálně – metalurgických vlastností za daných termodynamických podmínek, ale i z vnějších podmínek tváření, tj. rozměru výrobku, teplotě tváření, vnějšího tření, geometrie nástroj atd. [2].

Tváření je velmi hospodárný, výkonný a dobře automatizovatelný pracovní postup. Toto jsou důvody, které řadí tváření k nejproduktivnějším oborům strojírenské technologie, bez které si dnes neumíme představit velkosériovou výrobu v leteckém, automobilovém a celém strojním průmyslu. Podle použitého nástroje a pracovního postupu při zpracování kovu, nebo slitiny rozlišujeme několik způsobů tváření: kování, válcování, tažení tyčí, drátů, nebo plechů a protlačování.

3.2 Činitelé ovlivňující tvářitelnost

Tváření kovů a slitin za tepla nebude vždy při stejných podmínkách tváření stejná. Při tvářecím procesu dochází v materiálu nejprve ke zpevnění, ale poté se zvýšenou teplotou k deformaci, doprovázenou zotavením a rekrytalizací. Dochází vlivem vyšších teplot k vnitřnímu pnutí tzn. zpevnění, ale i k odpevňování. Všechny tyto děje vyplývají z vnějších a vnitřních podmínek. Tvařitelnost je funkčně závislá. Tato funkční závislost je patrná z tab. 3.1 [3].

Tab. 3.1 - Funkční závislosti tváření

Fyzikálně - metalurgické	chemické složení oceli	strukturní stav oceli	způsob dezoxidace	tepelně aktivované děje
Termomechanické vlivy	teplota tváření	rychlost deformace	velikost deformace	průběh deformace
Technologické podmínky	vnější tření	nerovnoměrná deformace	geometrie procesu	kvalita povrchu nástroje
Napět'ové stavy	napětí – vnější síly	přídavná napětí		

3.2.1 Mechanismus elastické deformace

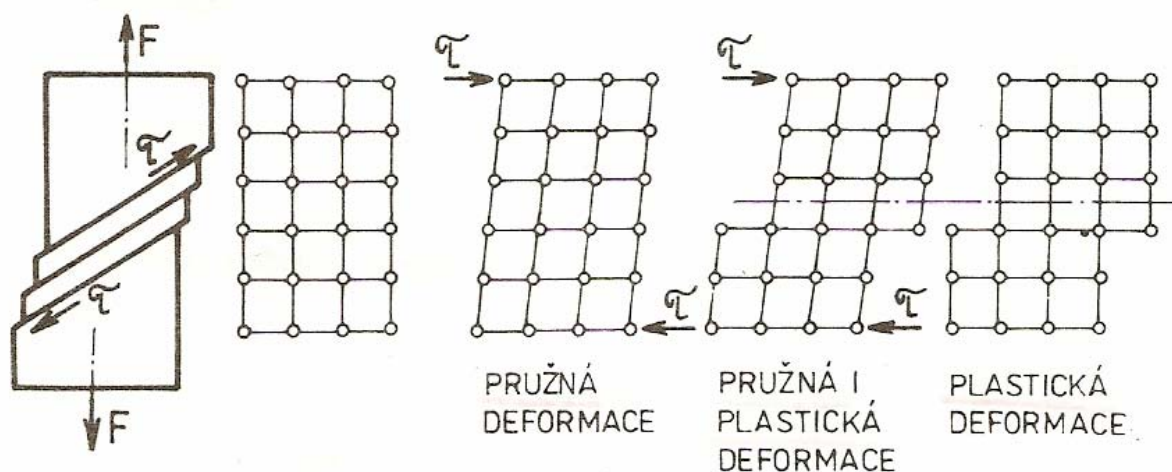
Prvním dějem, při změně tvaru tělesa působením vnějších sil tzv. deformaci, je elastická tzv. pružná deformace a po ní dochází k plastické deformaci. Deformace je přímo měřitelná, dána posuvem jednotlivých bodů proti ostatním bodům tělesa. Z tohoto vyplývá změna tvaru tělesa. Deformace je rozdělena na tahovou a smykovou.

Elastická deformace nastane, pokud dojde k zatížení tělesa takovou silou, po které se po odlehčení těleso vrací do svého původního tvaru a objemu. Princip elastické deformace spočívá v malých posunech atomů kolem jejich rovnovážných poloh v krystalové mřížce. Pružná deformace je daná jednoznačnou závislostí mezi silami a deformacemi podle Hookova zákona(3.1).

$$\sigma_n \equiv E \cdot \varepsilon \quad (3.1)$$

kde E – modul pružnosti v tahu -tlaku (tzv. Youngův modul)

Návrat do původního stavu po odlehčení zatížení, ukazuje schéma na obr. 3.1 [4]. Z mechanismu elastické deformace vyplývá, že hodnoty modulu pružnosti jsou závislé na typu vazby, druhu krystalové mřížky tzn. uspořádání atomu v prostoru.



Obr.3.1 Schéma pružné a plastické deformace monokrystalu kluzem [4]

3.2.2 Mechanismus plastické deformace

Všechny materiály jsou omezeny mezí elasticity ($\varepsilon \approx 0,001$), za kterou dochází ke změně elastické deformace na deformaci plastickou. Hlavním znakem této deformace je nevratnost děje při zachování krystalické struktury kovu a případně ke vzniku trhlin. K plastickému přetvoření dojde pouze v lokálních místech, tzv. tvářených objemech, nikoliv v celém objemu tvářeného tělesa.

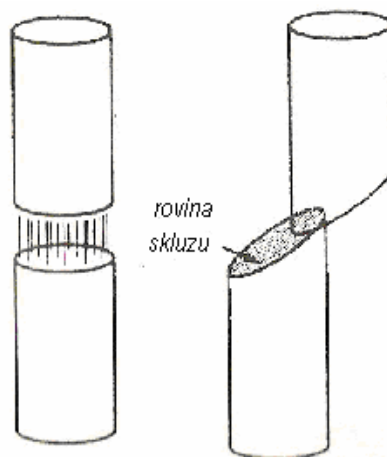
Struktura tvářeného kovu ovlivňuje plastické vlastnosti a průběh deformace jednak velikostí svých zrn, dále pak jejich stejnorodostí a mezikrystalickou hmotou. Obecně platí, že s klesající velikostí zrn vzrůstá deformační odpor, tzn. zhoršují se plastické vlastnosti materiálu. Vliv mezikrystalické hmoty na snížení pevnosti a plastičnosti je dán [5]:

- přítomností snadno tavitelných příměsí
- oslabením vazby zrn následkem nerovnoměrně rozložené mezikrystalické hmoty
- snadnějším porušením soudržnosti mezikrystalické hmoty při plastické deformaci

Základní zákony plastické deformace:

- a) zákon stálosti objemu
- b) zákon podobnosti
- c) zákon nejmenšího odporu
- d) zákon nezávislosti polohové deformační energie na mechanických schématech deformace
- e) zákon pružného odlehčení plasty deformovaného tělesa
- f) zákon smykového napětí
- g) zákon přídavných napětí

Tahové napětí je spojováno vždy se vznikem trhlin, tím dochází ke štěpení vazeb, neboli tzv. dekohezi. Smykové napětí způsobí skluz případně smykový lom, jak je patrné z obrázku 3.2 [1].



Obr.3.2 Mechanismus skluzového lomu [1]

Rozlišuje tři druhy plastické deformace :

- a) skluzová
- b) difuzní
- c) přemísťování jednotlivých zrn

Deformace mohou nastat jednak uvnitř, ale také na hranicích zrn. Rozlišuje dva základní mechanismy plastické deformace, znázorněné na obrázku 3.3:

a) skluz

Převažujícím mechanismem při plastické deformaci je skluz. Během skluzu se pohybuje horní část krystalu po skluzových rovinách nad spodní částí. Atomy se posouvají o celý počet mřížkových vektorů. Spojitost mřížky je tedy zachována. Skluz u monokrystalické struktury probíhá v určitých krystalografických rovinách a směrech [12].

Skluz je řízen danými zákonitostmi:

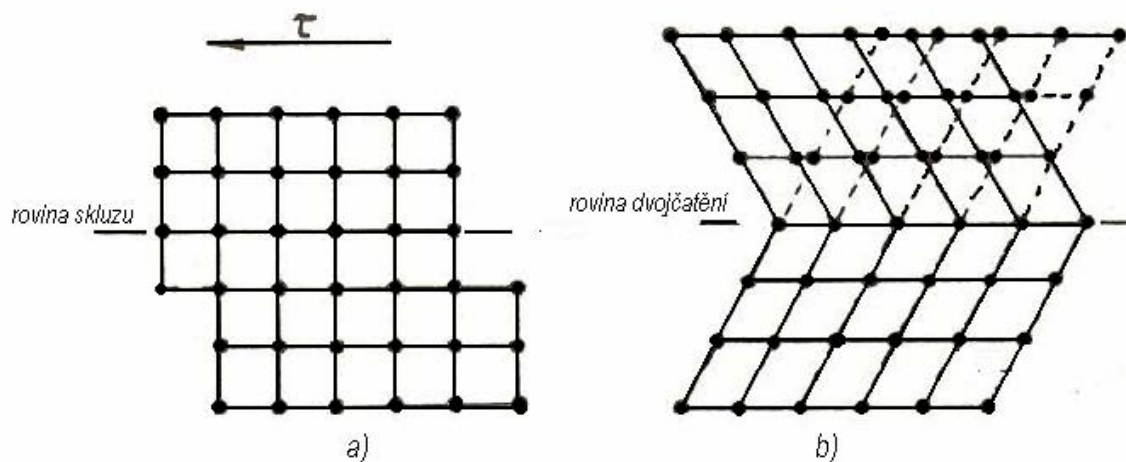
- a) skluz nejčastěji probíhá v rovinách s největší hustotou atomů
- b) směr skluzu je totožný se směrem nejvíce obsazeným atomy
- c) z možných skluzových rovin a směrů se uplatní nejvíce ty, které mají nejvyšší hodnotu skluzového napětí $\tau_{\max}$ (3.2)
- d) skluz nastává pokud dosáhne skluzové napětí kritické hodnoty – hodnoty kritického skluzového napětí (3.1) jsou o několik řádů vyšší než z experimentálních výsledků [2].

$$\tau_{\text{krit.}} = \frac{G}{2\pi} \quad (3.2)$$

b) dvojčatění

Na rozdíl od skluzu dochází při plastické deformaci dvojčatěním k posunutí několika rovin tak, že se atomy v každé rovině přemístí o stejnou vzdálenost vzhledem k atomům v sousedních rovinách a vytváří tak zrcadlový obraz. Dvojčatění se uplatňuje jako doplňující deformační mechanismus tam, kde není dostatek skluzových systémů. Dvojčatění je

podporováno nízkou teplotou deformace a vysokou deformační rychlostí. z obrázku 3.3 b je zřejmé, že při vzniku mechanického dvojčete se jedná o zvláštní případ koordinovaného skluzu, kdy se atomy přemisťují pouze o zlomky meziatomové vzdálenosti



Obr.3.3 Schéma deformace a) skluzem[12], b) dvojčatěním v dokonalé krystalové mřížce [1]

3.2.3 Poruchy v krystalové mřížce

Ideální krystaly tj. krystaly, které se vyznačují zcela dokonalou strukturou krystalové mřížky se v přírodním stavu nevyskytují. K dokonalému stavu se pouze přibližují monokrystaly, u kterých sahá oblast monokrystalické mřížky až na několik set meziatomových vzdáleností. V reálných krystalech se vždy vyskytují odchylky od ideální struktury. Tyto odlišnosti nazýváme strukturními poruchami zkráceně poruchy mřížky.

Poruchy mřížky se projevují na mechanických vlastnostech kovů a slitin. Plastická deformace je ve své podstatě pohyb jednotlivých částí kovů vůči sobě a mechanismus vzniku plastické deformace je možné vysvětlit na základě pohybu a vzniku mřížkových poruch.

U specifického typu poruch dochází k vychylování atomů z pravidelných poloh tepelnými vibracemi. Se zvyšující se teplotou roste pouze amplituda vlnění a frekvence vlnění je určena meziatomovými silami. Z kvantové mechaniky vyplývá, že pohyb vln probíhá v tzv. fotonech. Jiným zdrojem nepravidelností je přítomnost atomů jiného prvku. Tyto nečistoty jsou nazývány jako chemické poruchy a mohou zaujímat buď intersticiální polohy nebo substitují atomy základního kovu v uzlových bodech mřížky [12].

Podle velikosti a tvaru krystalografické neuspořádanosti atomů rozeznáváme následující mřížkové poruchy:

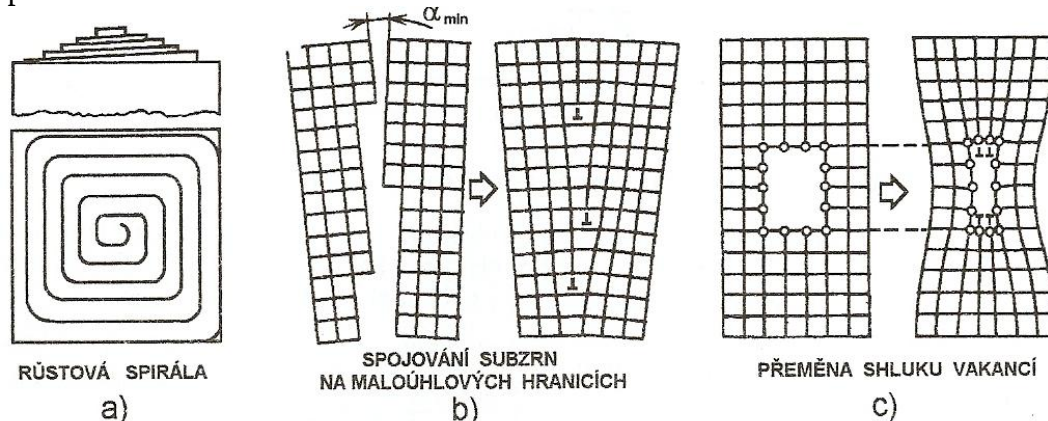
1. bodové - vakance, interstice, substituce
2. **čárové = dislokace** - hranové, šroubové a kombinované
3. plošné - vrstevné vady, hranice zrn, subzrn, dvojčatění
4. prostorové - široké hranice zrn, vměstky.

Dislokace

Z hlediska teorie plastických deformací jsou nejdůležitější čárové poruchy, nebo-li dislokace. Plastickou deformaci monokrystalu bylo možné objasnit a experimentálně potvrdit až poté, co byla definována teorie dislokací Taylorem, Orovanem a Polaniym v roce 1934 [14].

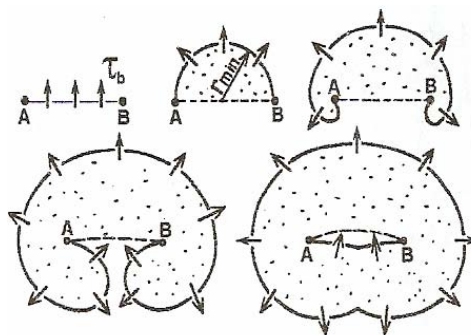
Mechanismy vzniku dislokací [2]:

- při krystalizaci kovu vzniká na plochách rostoucího krystalu energeticky nejvýhodnější růstová spirála (obr. 3.4a), která je podstatou šroubové dislokace
- při růstu zrn a spojování subzrn s malou úhlovou orientací v bloky krystalů, jak je patrné z obrázku 3.4b a tím vznikají hranové dislokace
- přeměna shluku vakancí na hranové dislokace na obrázku 3.4c



Obr.3.4 Mechanismy vzniku dislokací [2]

- Frank – Readovým zdrojem dislokací za působení smykového namáhání - dochází k zakotvení dislokační čáry ve dvou bodech, jak je patrné z obrázku 3.5, tato čára je působením smykového napětí ohýbána až do hodnoty napětí τ_{bmax} , kdy je poloměr křivosti nejmenší. Růstem dislokace a propojení levé a pravé spirály dojde k vytvoření vnější a vnitřní dislokace.



Obr.3.5 Princip Frank - Readova zdroje dislokací [2]

Dislokace je charakterizována jako vektor posunutí tzv. Burgersův vektor b , ten je podél dislokační čáry konstantní, ale orientace dislokační čáry vůči Burgersovu vektoru určuje druh dislokace [15]:

1. hranová dislokace - Burgersův vektor b , je kolmý na dislokační čáru, směr kluzu je ve směru pohybu dislokační čáry
2. šroubová dislokace - Burgersův vektor b , je rovnoběžný s dislokační čarou a určuje směr a velikost dráhy skluzu

Dislokace se v krystalickém materiálu pohybují difuzí, nebo skluzem. Na plastickou deformaci má zásadní vliv skluzový pohyb dislokací. Rychlost pohybu závisí na typu krystalové mřížky a na množství poruch. Kritické skluzové napětí, tj. napětí potřebné k vyvolání pohybu

dislokace je tím vyšší, čím více poruch brání pohybu. Druhým způsobem jakým se může dislokace pohybovat, je tzv. šplhání, které je podmíněno snahou po snížení energetické hladiny a uskutečňuje se difúzí vakancí a intersticií., tento proces vede ke vzniku dislokačních skoků [9].

3.2.4 Důsledky tvárné deformace

Deformační zpevnění a odpevnění

Vedle změny tvaru jsou dalším důsledkem tvárné deformace změny mikroskopické a submikroskopické struktury, které se projevují závažnými změnami vlastností kovů. Tyto změny jsou označovány jako zpevňování a odpevňování. Oba tyto děje jsou závislé na rychlosti a teplotě deformace [12]. Deformace je způsobena pohybem dislokací, kdy dochází ke zvyšování napětí.

Deformační zpevnění

Deformační zpevnění se projevuje narůstajícím odporem materiálu proti přetvoření. Tento proces převládá při tváření za studena při teplotách $T < 0,3T_{\text{tavení}} [K]$. Zpracováním za studena se mění vlastnosti kovu. Jako např. mez pevnosti jejíž hodnoty se zlepší, ale naopak dojde ke snížení mez pružnosti, nebo tvrdosti. Dále můžeme pozorovat pokles elektrické vodivosti a hustoty [15].

Zpevnění je popsáno pro malé pružné plastické deformace - křivkou deformačního zpevnění prvního druhu tzn. závislostí skutečného napětí na deformaci. Toto napětí na definováno vztahem (3.3), kde F je okamžitá síla a S udává okamžitou stykovou plochu. A pro velké plastické deformace jde o křivky zpevnění druhého druhu. Tato křivka udává závislost napětí a přirozeným logaritmem poměru průřezu tělesa před a po přetvoření, jak udává vztah (3.4) [2].

$$\sigma \equiv \frac{F}{S} \quad (3.3) \quad \varphi \equiv \ln \frac{S_0}{S} \quad (3.4)$$

Deformační odpevnění

Tento proces je částečné nebo úplné odstranění příčin zpevnění, je závislý na teplotě a na čase. Probíhá po ohřevu na teplotu $T > 0,27 T_{\text{tav}} [K]$. Při deformačním odpevňování se téměř nezmění mechanické ani fyzikální vlastnosti tvářeného materiálu. Při tváření za studena je potřeba vrátit kovu jeho původní vlastnosti, proto je nutné uskutečnit další tvářecí proces, bez nebezpečí vyčerpání plasticity, a proto se provádí mezioperační žíhání [16].

Zotavení a rekrytalizace

Po tváření za studena je kov ve strukturně nestálý, stav zrn je nestabilní. Při působení vyšší teploty bude docházet ke zvyšování pohyblivosti atomů, ke snižování energie deformovaného kovu. Mohou nastat dva děje, zotavení, dochází k zániku mřížkových deformací a napětí a rekrytalizace, charakteristická vznikem zárodků a růstem nových zrn. Zotavení a rekrytalizace jsou závislé na teplotě a na předchozím stupni tváření.

Zotavení

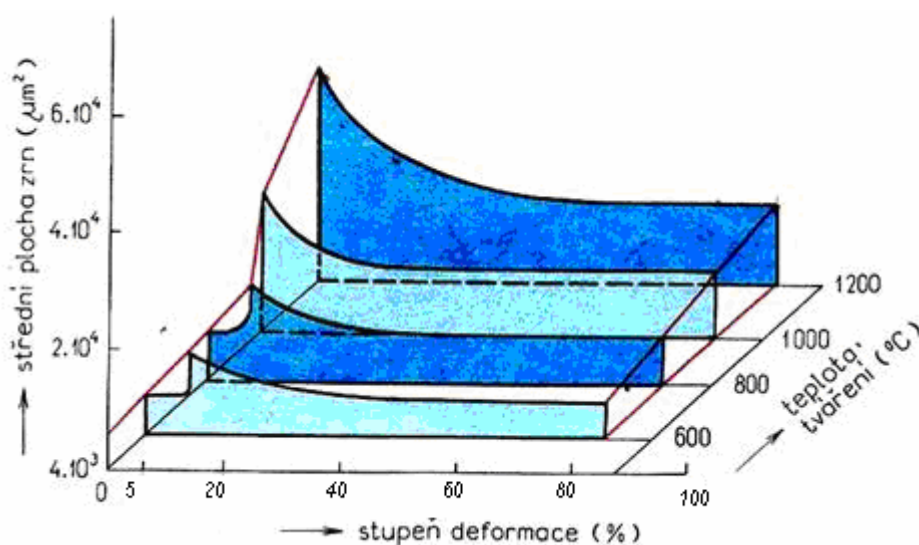
Probíhá za vyšších teplot změnou uspořádání a hustoty dislokací. Děj probíhá převážně šplháním a interakcí dislokací. Zotavení vyvolává částečné odpevnění, které je patrné ve snížení mechanických vlastností, v první řadě snížení tvrdosti a pevnosti. Naopak

přínosné je zvýšení odolnosti proti korozi a obnovení schopnosti k další plastické deformaci [2].

Rekrytalizace

Rekrytalizace může nastat jen při dosažení teploty rekrytalizace, která je stanovena na 35 až 40 % teploty tání daného kovu. Během rekrytalizace se vytvoří struktura nové fáze, nýbrž nová struktura stejné fáze za tvářením deformovanou původní strukturu. Zotavením dochází k uspořádání dislokací a ke snižování deformační energie, pevnost a mez kluzu klesá a tažnost stoupá. Rychlost zotavení je závislá na teplotě a na čase. Během rekrytalizace vznikají zárodky nových krystalů. Tento proces se nazývá primární rekrytalizace. Zárodky rostou na úkor původních deformovaných zrn a zpevnění zaniká a probíhá tak sekundární rekrytalizace. Dochází ke změně velikosti zrna, způsobené předchozím stupněm deformace. Při větším stupni deformace dostáváme jemnější zrna a naopak.

Pokud by mělo dojít k odpevnění materiálu po tvářením za studena, musela by být provedena rekrytalizace tzn. podle rekrytalizačního diagramu tvářeného materiálu mluvíme o rekrytalizačním žíhání. Důležitý z hlediska tvářením je v rekrytalizačním diagramu (obr. 3.6) vztah mezi tvářecí teplotou, stupněm deformace a velikostí zrna [21].



Obr.3.6 Rekrytalizační diagram [21]

3.2.5 Tváření podle rekrytalizační teploty

S ohledem na tvářecí teplotu, se tvářecí pochody dělí na tváření za tepla, částečného ohřevu a tváření za studena. Hranici mezi těmito oblastmi tváření představuje teplota rekrytalizace. Tato teplota je u různých kovů a slitin různá. Orientačně lze teploty rekrytalizace určit podle rovnice (3.5)[9].

$$T_{\text{rekr}} = (0,35 - 0,45) T_{\text{tav}} \quad (3.5)$$

kde T_{tav} - teplota tavení daného kovu nebo slitiny [$^{\circ}\text{C}$]

Rozdělení tváření podle teploty rekrytalizace [2]:

1. tváření za studena,
2. tváření za poloohřevu
3. tváření za tepla.

Tváření za studena

Tváření za studena se provádí za teploty výrazně nižší než je teplota rekrytalizační $T < 0,3 T_{\text{taveniny}}$, takže v průběhu technologických procesů nedochází ani k zotavování. Zrna se deformují a dochází k jejich prodlužování ve směru tváření. Probíhá proces zpevňování, aby mohla být obnovena plasticita kovů a ke zjemnění struktury se používá rekrytalizačního žíhání. U ocelí s obsahem do 0,25% C probíhá žíhání při teplotě okolo 650°C . Oceli s malým obsahem uhlíku se tvářejí za studena dobře, oceli s vyšším obsahem uhlíku se tváří obtížněji. Tohoto tváření se využívá převážně pro součástky menších tlouštěk a průměru. Tvářením za studena u ocelí s vyšším obsahem uhlíku je možné dosáhnout pevnosti 2000 – 3000 MPa [11].

Tváření za poloohřevu

Tváření za poloohřevu je charakterizováno zvýšenou teplotou, avšak nižší než je rekrytalizační. Na této teplotě v průběhu tváření dochází k tepelně aktivovanému pohybu dislokací, který vede k jejich zániku. Snížením hustoty dislokací se snižuje pevnost tvářeného materiálu, takže lze dosáhnout vyššího stupně deformačního přetvoření než při tváření za studena.. Děj je doprovázen deformačním zpevněním při menších velikostech přetvárného odporu.

Tváření za tepla

Tváření za tepla se provádí za teploty dostatečně vyšší než je teplota rekrytalizační (100 až 150°C pod teplotou tavení). Za této teploty proběhne nejen první fáze rekrytalizačního pochodu, ale také primární rekrytalizace. Opakované obnovení tvaru zrna umožňuje neomezenou deformaci. U ocelí se provádí tváření za tepla dostatečně vysoko nad rekrytalizační teplotou v austenitické oblasti, kde existence kubické plošně středěné mřížky umožňuje v rovinách s nejtěsnějším uspořádáním hmoty deformaci při výrazně nižším kluzovém napětí [2].

Tváření za tepla je charakterizováno tím, že schopnost rekrytalizace je tak velká, že současně s deformací probíhá tzv. uzdravování mřížky. Je-li proto rychlost rekrytalizace větší než rychlost jakou se kov deformuje, skládá se výsledná struktura z nedeformovaných zrn, která nejeví známek zpevnění. Materiál si zachovává během tváření plastické vlastnosti,

čímž je možno dosáhnout velkých stupňů deformace. V podstatě nedochází ani ke změnám mechanických nebo fyzikálních vlastností (nutno počítat se zhoršenou kvalitou povrchu vlivem okujení). Pouze v případě tváření lité struktury – ingotu se dosažením stejnorodosti struktury a zhutněním kovu mechanické vlastnosti zlepšují. Nevýhodou tváření za tepla je převážně neekonomičnost procesu, kdy dochází k velkým spotřebám energie na ohřev materiálu a dochází k velkému tepelnému namáhání nástrojů.

Pro výběr materiálu je v tomto případě důležitá rekrystalizační rychlost, která v poměru k deformační rychlosti významně ovlivňuje tvařitelnost. Velikost deformace je dalším rozhodujícím činitelem, neboť malý stupeň deformace vede zpravidla ke kritickému růstu zrna, a tím ke vzniku značného vnitřního pnutí. Způsob ohřevu je u ocelí klíčový z hlediska vzniku okují a ovlivnění chemického složení z hlediska nauhličení, vzniku karbidických vměstků, to vede zpravidla k poklesu obsahu důležitých legujících přísad. Ideální je minimalizace doby ohřevu na kovací teplotu za současného použití ochranných atmosfér [5].

Vliv legujících prvků v oceli je rovněž rozhodující pro výběr ocelí k tváření za tepla. Stoupající obsah uhlíku zvyšuje interval tvářecích teplot a snižuje horní přípustné tvářecí teploty a tvařitelnost v oblasti spodních teplot tváření. Mangan při obsahu do 2 až 3% zlepšuje tvařitelnost vazbou síry na sulfidy, při vyšších obsazích zvyšuje náchylnost ocelí k tepelným pnutím. Chrom snižuje rekrystalizační schopnost ocelí a podporuje vznik okují. Nikl má malý vliv na přetvárné odpory a tvařitelnost, vznikající sulfid NiS podporuje křehkost za tepla. Nikl podporuje vznik vnitřních trhlin - vloček. Molybden výrazně snižuje rekrystalizační schopnost ocelí a vazbou na síru způsobuje vznik vnitřních trhlin [20].

Mechanismus plastické deformace za tepla

Plastická deformace za studena je řízena pohybem dislokací a všemi průvodními jevy, které jsou s touto poruchou spojené. V minulosti byla rozhodujícím mezníkem pro rozdělení plastické deformace za tepla a za studena pouze teplota rekrystalizace. Pokud deformace probíhala pod teplotou rekrystalizace byla hodnocena jako deformace za studena. Pokud se v procesu deformace uplatnila rekrystalizace byla označena jako deformace za tepla. V současné době se do hodnocení deformace zahrnují i další ovlivňující vlivy, jako např. rychlost deformace [5].

Plastické vlastnosti se s teplotou podstatně mění. Je-li struktura tvořena jednou fází, zpravidla se plastické vlastnosti se zvyšující teplotou zlepšují (klesá deformační odpor). U ocelí se tvárnost zmenšuje pouze v oblasti její křehkosti za modrého žáru a v oblasti fázových přeměn.

3.3 Ložiska jako strojní součásti

Velká většina radiálních ložisek je schopna přenášet i síly v axiálním směru a některé druhy axiálních ložisek mohou zachytit i radiální zatížení. Z hlediska působících sil neexistuje přesná hranice mezi oběma uvedenými základními skupinami ložisek. V rozměrových tabulkách je u radiálních ložisek udána základní únosnost pro radiální zatížení a obdobně u axiálních ložisek základní únosnost pro axiální zatížení. Aby byla volba valivého uložení optimální jak z hlediska technického, tak i ekonomického, je třeba, aby byl konstruktér dobře obeznámen s charakteristickými vlastnostmi ložisek, které jsou dány jejich různou vnitřní konstrukcí. Teprve pak může volit pro dané provozní parametry nejvhodnější ložisko [22].

3.3.1 Materiál pro výrobu ložisek

Zatížení působící na valivé ložisko se přenáší z jednoho kroužku na druhý přes valivé těleso (kulička váleček, 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 cyklické smykové napětí. Toto napětí dosahuje velikosti asi 2000 MPa (max. 3000 MPa) a je příčinou nukleace únavové trhlinky, která vzniká obvykle v vměstku, porézního místa, u hrubého karbidu apod. S popsáním mechanismu namáhání vyplývá, že jakost ložiskové oceli závisí na matici. Základní požadavky na ložiskové oceli je možno shrnout [6]:

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

V technické praxi nejsou valivá ložiska obvykle příliš dynamicky namáhána, takže na jejich výrobu se používají poměrně křehké vysokouhlíkové nízkolegované chromové nebo chrommanganové oceli, které se kalí a popouštějí za nízkých teplot. Podle obsahu a rozložení vměstků v matici je dána jakost ložiskové oceli. Podle chemického složení se rozdělují vměstky na lehce tvářitelné sulfidy, netvářitelné oxidy Al_2O_3 , křemičitany, komplexní oxidy. Nejvíce snižují kontaktní únavu hlinítky. Podle klesajícího škodlivého vlivu lze vměstky seřadit – hlinítky, oxid hliníkový, křemičitany, nitrid titanu [6].

Základní matici ložiskové oceli tvoří po tepelném zpracování nízko popuštěný jemný martenzit a asi 10% zbytkového austenitu. V matici se má vyloučit asi 10% rovnoměrně rozložených karbidů typu $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Mn})_3\text{C}$. Oceli s touto strukturou mají dobrou obrusitelnost, což umožňuje získat přetvárné tvary valivých ložisek. Jejich odolnost proti kontaktní únavě je vysoká, ztráta rozměrů při opotřebení je minimální. Snášejí tepelné namáhání do teploty asi 120°C [6].

3.3.2 Základní typy ložisek

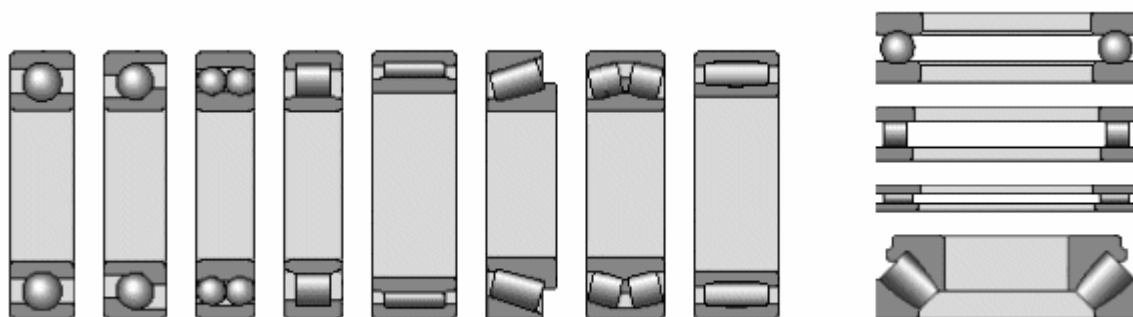
Ložiska jsou součástí technického zařízení, které umožňuje přenos síly při vzájemném otáčivém nebo posuvném pohybu jeho dílů. Jeho historie je spojena již s vynálezem kola. Tak jako při výběru materiálu, je nutné při výběru vhodného typu ložiska vzít v potaz některé skutečnosti, které mají vliv na funkčnost ložisek:

- velikost a způsob zatěžování
- konstrukci uložení a způsob mazání ložiska
- provozní parametry ložiska
- požadavky na přesnost
- požadavky na montáž

Valivá ložiska jsou obvykle složena ze dvou kroužků, valivých těles a klece. Podle vnitřního uspořádání, tvaru valivých těles a směru sil, které mohou zachycovat, se ložiska rozdělují do několika základních typů. Jak je patrné z tab. 3.2.

Tab.3.2 Souhrn základních typů ložisek

princip:		směr síly:	
Kluzné	jehlové	Axiální	ve směru osy otáčení
Valivé	kuličkové, válečkové, soudečkové, kuželíkové	Radiální	kolmo na osu
	kuličkové, kuželíkové	Posuvné	pro posuv
Magnetické	aktivní, pasivní		



Obr.3.7 Základní druhy ložisek [22]

Základní typy a hlavní rozměry valivých ložisek jsou mezinárodně normalizovány. V rámci každého typu, které jsou na obr.3.7 mohou být ložiska vyráběna v různých provedeních, odlišujících se některými vlastnostmi od základní konstrukce.

Kuličková ložiska

Kuličková ložiska patří k nejběžnějšímu a nejpoužívanějšímu druhu ložisek, jsou vyráběna v mnoha provedeních a rozměrech. Vyznačují se jednoduchou konstrukcí, kterou je možno rozebrat. Ocenitelná je jejich nenáročná na údržbu mají relativně dobrou únosnost jak v radiálním, tak i v axiálním směru. Využitelné pro vysoké až velmi vysoké otáčky, pro které je důležité, aby byla přesná souosost čepu a ložiskového tělesa, přípustný úhel naklopení cca. 10' [22].

Válečková ložiska

Tyto rozebíratelná ložiska, jsou určena především pro přenos velkých radiálních zatížení (v porovnání s rozměrově srovnatelnými kuličkovými ložisky mají až o 60% vyšší únosnost). Mají vysokou tuhost a jsou proto vhodná pro proměnlivá a rázová zatížení. Větší únosnost má provedení ložisek bez klece (s plným počtem válečků), naproti tomu mohou ložiska s klecí pracovat i při vysokých otáčkách. Ložiska v provedení s vodíci nákržky na vnějším i vnitřním kroužku dovolují zachycovat menší axiální síly. U ostatních provedení nemohou ložiska přenášet žádné axiální zatížení, umožňují však vzájemné axiální posunutí kroužků. Válečková ložiska kladou vysoké nároky na souosost čepu a ložiskového tělesa [22].

Jehlová ložiska

Jehlová ložiska jsou v podstatě válečková ložiska se štíhlými a dlouhými válečky (délka válečku je podle ISO nejméně 2,5-násobkem jeho průměru). Vyznačují se malou stavební výškou, vysokou přesností a tuhostí. Navzdory nízkému průřezu mají velkou radiální únosnost a jsou tedy neobyčejně vhodná pro uložení, kde je prostor radiálně omezený. Používají se hlavně pro nízké otáčky nebo na kývavý pohyb, jsou vhodná i pro proměnlivá a rázová zatížení. Nemohou přenášet žádné axiální zatížení, umožňují však vzájemné axiální posunutí kroužků. Pro zmenšení stavební výšky je možno vypustit jeden nebo oba kroužky, úložné plochy na hřídeli a v tělese pak musí být kaleny a pečlivě obrobena. Jehlová ložiska kladou vysoké nároky na souosost čepu a ložiskového tělesa, přípustný maximální úhel naklopení je 3-4' [22].

Kuželíková ložiska

Zpravidla jsou konstruována jako rozebíratelná, na vnitřním a vnějším kroužku mají kuželovou oběžnou dráhu, v níž jsou uspořádané kuželíky. Mají vysokou únosnost a jsou vhodná především k zachycení současně působících velkých radiálních a axiálních sil. Umožňují zachytávat axiální síly pouze v jednom směru, montují se proto ve dvojicích proti sobě pokud možno co nejbližší u sebe. Je-li zatížení pro jedno ložisko příliš vysoké nebo je potřeba zachycovat axiální síly v obou směrech, je možné sdružovat ložiska do dvojic (sdružená dvojice ložisek se dodává ve společném balení, ložiska s různých dvojic nejsou vzájemně zaměnitelná). Mají vyšší únosnost než kuličková ložiska s kosouhlým stykem, jsou však určena pro nižší rychlosti, úložné plochy pro kuželíková ložiska musí být souosé, přípustný maximální úhel naklopení je 2-4' [22].

Soudečková ložiska

Mají dvě řady soudečků se společnou kulovou dráhou na vnějším kroužku. Jejich konstrukce umožňuje vzájemné naklopení kroužků (v závislosti na provedení ložiska 1.5-2.5°). Mají vysokou únosnost a mohou přenášet velká radiální a současně i axiální zatížení v obou směrech. Jsou vhodná pro velká zatížení při nesouosostech v uložení a při průhybech hřídele [22].

Toroidní ložiska

Jsou jednořadá ložiska s dlouhými, mírně soudkovitými valivými elementy, oběžné dráhy vnitřního i vnějšího kroužku jsou vyduté a symetrické okolo osy procházející středem ložiska. Konstrukce ložisek kombinuje naklápací schopnost soudečkového ložiska (přípustný úhel naklopení je cca. 0.5°) se schopností axiálního vyrovnávání typickou pro valivé elementy, vyznačují se také relativně malou stavební výškou. Mají velmi vysokou radiální únosnost a to i tehdy, když ložisko musí kompenzovat nesouosost nebo axiální posunutí, omezují vibrace v uložení, axiální vibrace hřídele nepřenáší do tělesa- únosnost ložisek s plným počtem valivých elementů je podstatně větší než u ložiska s klecí [22].

4. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

4.1 Experimentální materiál a metodická část

4.1.1 Experimentální materiál

Pro experimenty byl navržen materiál pro ložiska pracující v podmínkách běžného uložení ocel 100CrMnSi6-4 podle normy DIN 17230. Předepsané chemické složení této oceli je v tab. 4.1 Dodaný materiál byl dodán v podobě zkušebních těles, vyrobených dle normy [23, 25] pro zkoušku tahem a pëchovací zkoušku za pokojové a zvýšené teploty.

Tab. 4.1 Předepsané chemické složení ložiskové oceli 100 CrMnSi6-4

Prvek	C	Mn	Si	Cu	Cr	P	S	Mo	Al
Hmot. %	0,93- 1,05	1-1,2	0,45-0,75	< 0,3	1,4-1,65	<0,025	<0,015	<0,01	<0,05

4.1.2 Metodická část

Analýza chemického složení

Ověření chemického složení dodaného experimentálního materiálu bylo provedeno na spektrometru s doutnavým výbojem LECO Spectrumat GDS 750.

Metalografické hodnocení experimentálního materiálu

Pro metalografické hodnocení experimentálního materiálu byl z dodaných zkušebních vzorků odebrán vzorkový materiál. Vzorky byly separovány v podélném a příčném směru za použití intenzivního chlazení na zařízení pro automatické dělení metalografických vzorků Discotom 5 firmy Struers. Metalografické výbrusy byly připraveny běžnými technikami - broušením za mokra a leštěním diamantovými pastami a chemicko-mechanicky pomocí suspenze OP-U (Colloidal silica suspension for final polishing) od firmy Struers. Po naleptání vzorků byla struktura pozorována na metalografickém mikroskopu Olympus GX 71 při použitých zvětšeních objektivu 20x a 100x a dokumentována digitální kamerou DP 11.

Tvrlost dle Rockwella experimentálního materiálu v dodaném stavu byla měřena na automatickém tvrdoměru LR-300TDL od firmy LECO.

Zkouška tahem

Zkouška tahem spočívá v deformování zkušební tyče o standardizovaných rozměrech daných normou v tahovém přístroji (obr.4.1). jednoosým tahovým zatížením (vyvolaným silou F [N]) obvykle do jejího přetržení. Zkoušený vzorek je upevněn mezi čelisti, které mají rozteč L_0 a tažnost software vyhodnocuje pouze z posunu rámu ΔL [17]. Zkouška je ukončena ve chvíli, kdy dojde k poklesu síly o 20% z $F_{\max}$ [26].

Ze záznamů tahové zkoušky se stanovuje jedna nebo více napětíových a deformačních charakteristik zavedených v normě [23, 24]. Mezi napětíové charakteristiky patří mez kluzu (smluvní mez kluzu) a mez pevnosti, mezi deformační charakteristiky patří tažnost a kontrakce.

Zkušebním zařízením použitým při experimentu byl trhací stroj TIRA TEST 2300 řízený počítačem. Zkouška probíhala za zvolených teplot při rychlosti pomocného přičníku 2,33 až 2,38 mm/min. Použité zkušební těleso byla tyč kruhového průřezu se závitem.

Zkouška tahem byla prováděna za teploty 23 ± 5 °C. Zkoušky tahem za zvýšených teplot byly prováděny za zvýšených teplot v rozmezí 100 – 800°C. K ohřevu zkušebních těles při zkoušce tahem za zvýšených teplot bylo využito pícky, která byla přímo upevněna na tahovém přístroji, jak je možné vidět na obr. 4.1. Zkoušky tahem probíhaly dle postupů popsaných v normě ČSN EN 10002 – 1 [23] a ČSN EN 10002 - 5. [24].

Pěchovací zkouška

Pěchovací zkouška byla provedena podle normy ČSN 42 0426 [25]. Zkouškou se zjišťuje schopnost materiálu k plastickým deformacím a rovněž se jí zjišťují povrchové vady. Zkoušky pěchováním se provádí plynulým zatěžováním na lisech nebo rázovým zatěžováním na bucharech až do dosažení výšky vzorku (h_1) vypočtené na základě velikosti poměrné deformace podle vzorce (4.1) [25].

$$h_1 = h_0 \cdot \left(1 - \frac{\varepsilon}{100}\right) \quad (4.1)$$

Pěchovací zkouška byla prováděna na hydraulickém lisu CZ-600-2. Zkušební válcové vzorky o výšce $h_0 = 20$ mm a průměru $D_0 = 15$ mm, byly vyrobeny z experimentálního materiálu 100CrMnSi6-4, tzn. v poměru výšky ku průměru $h_0:D_0 = 1,3$. Vzorky byly ohřívány v elektrické peci, mimo pěchovací přístroj, ve speciálním pěchovacím nástroji, který je znázorněn na obrázku 4.2, materiálu Nimonic s otvorem pro dotykovou sondu (termočlánek NiCr-Ni). Tím bylo zajištěno snímání teploty na povrchu vzorku v průběhu ohřevu. Pro snímání tvářecí síly byl použit tenzometrický dynamometr. Změnou deformace se mění deformace mřížky tenzometru a tato změna je snímána. Pro měření přetvoření vzorků byl použit induktivní snímač dráhy HBM W50 a tenzometrický snímač síly RA 350Ω 100MPa. Dynamometr byl zapojen na měřicí zesilovač s výstupem na plošný souřadnicový XY zapisovač.

Materiálová analýza experimentálního materiálu za zvýšených teplot

Analýza fázového složení materiálu (ocel 100CrMnSi6-4) byla provedena pomocí počítačového programu. THERMOCALC – databáze ALLO pro teplotní rozsah 650- 850°C.

Program Thermo-Calc je sestaven z několika modulů, které se používají pro definice termodynamických vlastností a samotných postupů výpočtů. Datový soubor pro daný systém je možno použít z centrální databáze nebo si jej uživatel může vytvořit sám. Datový soubor obsahuje definici systému, tzn. všechny druhy specií, možné fáze a jejich složky. Definujeme také rozmezí mísení od čistoty první složky po čistou druhou složku, osa x ve fázovém diagramu, a teplotní rozmezí, ve kterém se budeme pohybovat, osa y fázového diagramu. Grafy závislosti termodynamických funkcí na složení se definují podobně. Definujeme systém a určíme teplotu, pro niž se budou termodynamické funkce počítat. Pak je definováno mísení, osa x, a hodnoty dané termodynamické funkce, osa y. Aby Thermo-Calc byl schopen vypočítat a následně vykreslit daný diagramy, je nutné mu poskytnout databázi, kde budou definovány standardní stavy komponent systému a polynomy potřebný k výpočtům. Tyto polynomy jsou vytvořeny metodou Calphad (CALculation of PHAse Diagrams) [27]

Ověření získaných údajů pomocí simulace, bylo experimentálně provedeno na vzorcích ohřátých na teplotu v rozmezí 725 -800°C a prudce ochlazených do vody.

Pro metalografické hodnocení byly opět vzorky připraveny běžnými technikami - broušením za mokra a leštěním diamantovými pastami. Po naleptání vzorků byla struktura pozorována na metalografickém mikroskopu Olympus GX 71 při použitých zvětšeních objektivu 20x a 100x a dokumentována digitální kamerou DP 11.

Tvrdost dle Rockwella jednotlivých vzorků ochlazených z teplot 725, 750, 775 a 800°C, byla měřena na automatickém tvrdoměru LR-300TDL od firmy LECO.



Obr. 4.1 Vzhled zkušebního zařízení pro zkoušku tahem za zvýšených teplot



Obr. 4.2 Vzhled zkušebního zařízení a pēchovací nástroje pro pēchovací zkoušku za zvýšených teplot

4.2 Výsledky experimentů

4.2.1 Analýza experimentálního materiálu

Výsledky chemické analýzy experimentálního materiálu jsou uvedeny v tabulce 4.2. Hodnoty obsahů jednotlivých prvků uvedené v tabulce představují průměr ze 3 měření. Z výsledků chemické analýzy je patrné, že experimentální materiál odpovídá oceli uvedené jakosti 100CrMnSi6-4.

Tab. 4.2 Naměřené hodnoty chemického složení ložiskové oceli 100 CrMnSi6-4

Prvek	C	Mn	Si	Cu	Cr	P	S	Mo	Al
Hmot.%	1,01	1,13	0,53	0,02	1,52	0,011	0,004	0,01	0,029

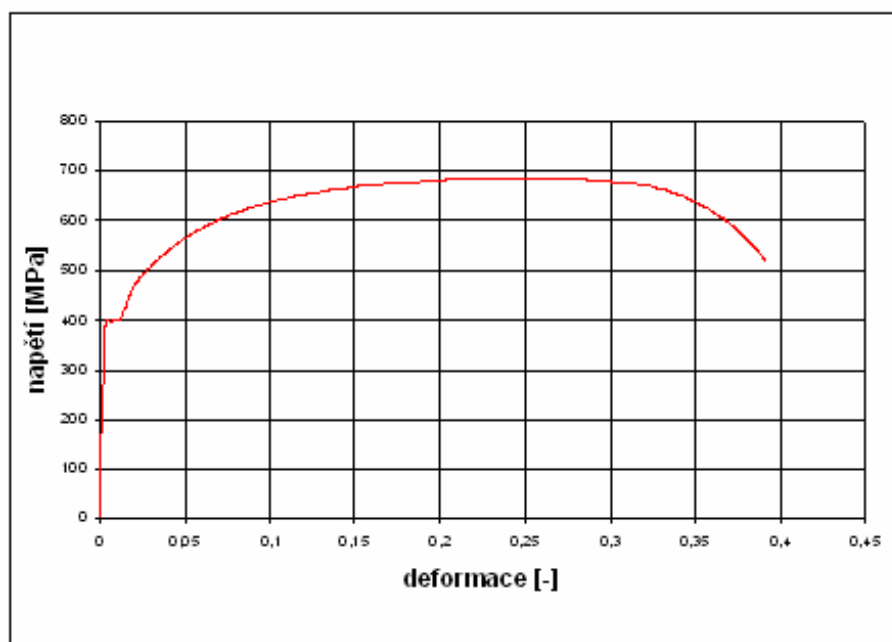
Mikrostruktura experimentálního materiálu odebraného v podélném směru je v nenaleptaném stavu dokumentována na obr. P.1. V nenaleptané struktuře jsou patrné jemné sulfidické vměstky protažené ve směru tváření. Ojediněle se dále v mikrostruktuře vyskytovaly vměstky komplexního složení v rozrušené formě.

Vzhled mikrostruktury oceli v naleptaném stavu je dokumentován včetně příslušného měřítka na obr. P.2 (podélný směr), obr. P.3 (příčný směr). Struktura je feriticko-karbidická, přičemž vyloučené karbidy globulárního tvaru jsou zřejmě komplexního složení typu M_3C . Z výsledku hodnocení mikrostruktury je zřejmé, že experimentální materiál odpovídá nadeutektoidní oceli, ve stavu vyžíhaném na měkko.

Výsledky z provedené zkoušky tahem za pokojové teploty jsou uvedeny v tab. 4.3. Z naměřených hodnot byl stanoven smluvní tahový diagram, který charakterizuje závislost deformace na napětí (obr. 4.3). Z grafu je patrná výrazná mez kluzu a pevnost, která dosáhla hodnoty 684 MPa, jak je vidět na obrázku 4.3. Smluvní diagram byl pomocí základních vztahů přepočítán na diagram skutečný. Skutečný tahový diagram, na rozdíl od smluvního diagramu, je monotónně rostoucí funkcí, jak je patrné z obr. 4.4. Nejvyšší napětí v tomto diagramu je skutečným napětím v okamžiku lomu zkoušeného materiálu 100CrMnSi6-4.

Tab. 4.3 Zkouška tahem na přístroji TIRA test 2300, při teplotě 20°C

T [°C]	R_{eH} [MPa]	$R_{p0.2}$ [MPa]	F_{max} [N]	R_m [MPa]	Z [%]	A [%]
20	401	400	52667	684	58,9	31,6



Obr. 4.3 Smluvní tahový diagram pro materiál 100CrMnSi6-4, teplota 20°C



Obr.4.4 Skutečný a smluvní diagram pro materiál 100CrMnSi6-4 - 20°C

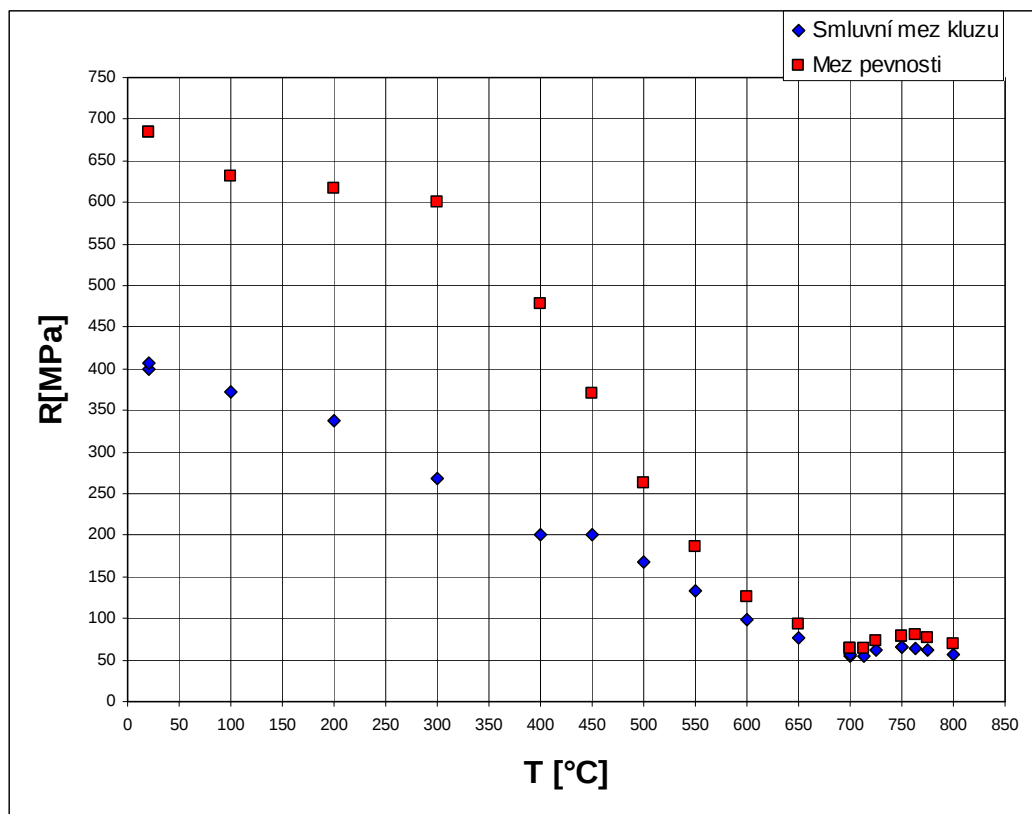
4.2.2 Zkouška tahem za zvýšených teplot

Pro zjištění základních napětových a deformačních charakteristik byla provedena zkouška tahem za zvýšených teplot v rozmezí 100÷800°C. Pro základní informace o chování materiálu za zvýšených teplot byly zkoušky tahem prováděny v rozmezí teplot 100 ÷ 400 °C v intervalu 100°C. V rozmezí teplot 400 ÷ 800°C byl interval zúžen na 50°C. Výsledky ze zkoušky tahem pro dané teploty jsou uvedeny v tab. 4.3. Z výsledků je patrné, že do teploty 700°C dochází k plynulému poklesu napětových (meze pevnosti a smluvní meze kluzu) a k zvyšování deformačních charakteristik (tažnost a kontrakce). Pro teplotu 750 a 800°C bylo při zkoušce tahem dosaženo vyšších napětových a nižších deformačních charakteristik, než při teplotě 700°C.

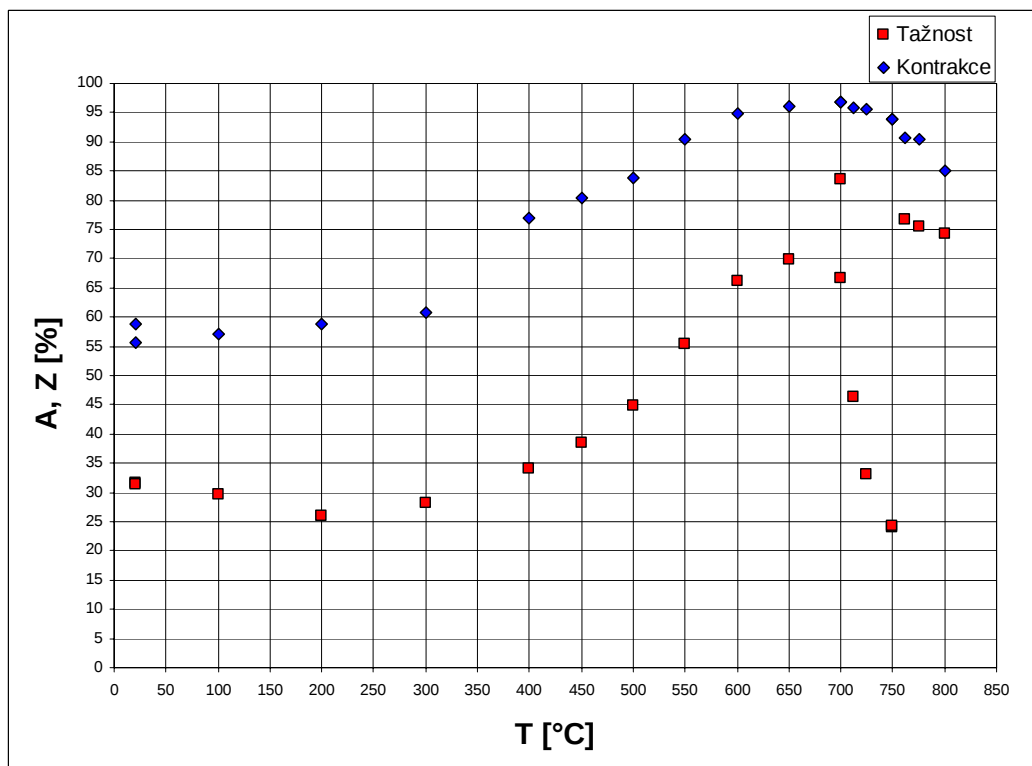
Vzhledem k uvedené anomálii byly dále zkoušky tahem v rozmezí teplot 700 ÷ 775 prováděny v intervalu 12,5°C. Souhrnné výsledky jsou uvedeny v tabulce 4.3 a graficky znázorněné na obr. 4.6 a 4.7. Vzhled zkušebních vzorků po zkoušce tahem je pro jednotlivé teploty dokumentován na obr. 4.5. Z výsledků v zúženém intervalu teplot vyplývá, že v rozmezí teplot 712,5 ÷ 762,5 dochází k plynulému zvyšování napětových charakteristik (R_m a $R_{p0.2}$), a nad teplotou 762,5 dochází k mírnému poklesu R_m a $R_{p0.2}$. obdobný charakter vykazují hodnoty tažnosti, tedy v teplotním poli 700 ÷ 750°C dochází k jejich poklesu. Při teplotě 762,5 vykazuje experimentální materiál výrazné zvýšení hodnoty tažnosti. V případě kontrakce dochází k plynulému poklesu hodnot od teploty 700°C až do teploty 800°C

Tab. 4.3. Naměřené hodnoty ze zkoušky tahem pro dané teploty

Teplota [°C]	R_m [MPa]	A [%]	$R_{p0.2}$ [MPa]	Z [%]	Fmax [N]
100	632	31,3	373	57,2	48619
200	616	29,7	337	58,9	47451
300	601	25,9	268	60,8	52914
400	478	28,1	202	77,0	36828
450	371	34	201	80,4	28583
500	263	38,5	168	83,8	20246
550	186	44,9	134	90,4	14346
600	127	55,4	98	94,9	9758
650	93	66,1	77	96,1	7132
700	63	69,8	54	96,7	4884
712,5	65	46,4	54	95,8	4968
725	72	33,0	62	95,5	5566
750	78	24	65	93,8	5998
762,5	80	76,8	63	90,8	6141
775	77	75,6	62	90,5	5898
800	68,7	74,2	57	85,0	5291



Obr. 4.5 Vliv teploty na napěťové charakteristiky, ocel 100CrMnSi6-4



Obr. 4.6 Vliv teploty na deformační charakteristiky, ocel 100CrMnSi6-4



Obr. 4.7 Vzhled zkušebních těles po tahové zkoušce pro dané teploty

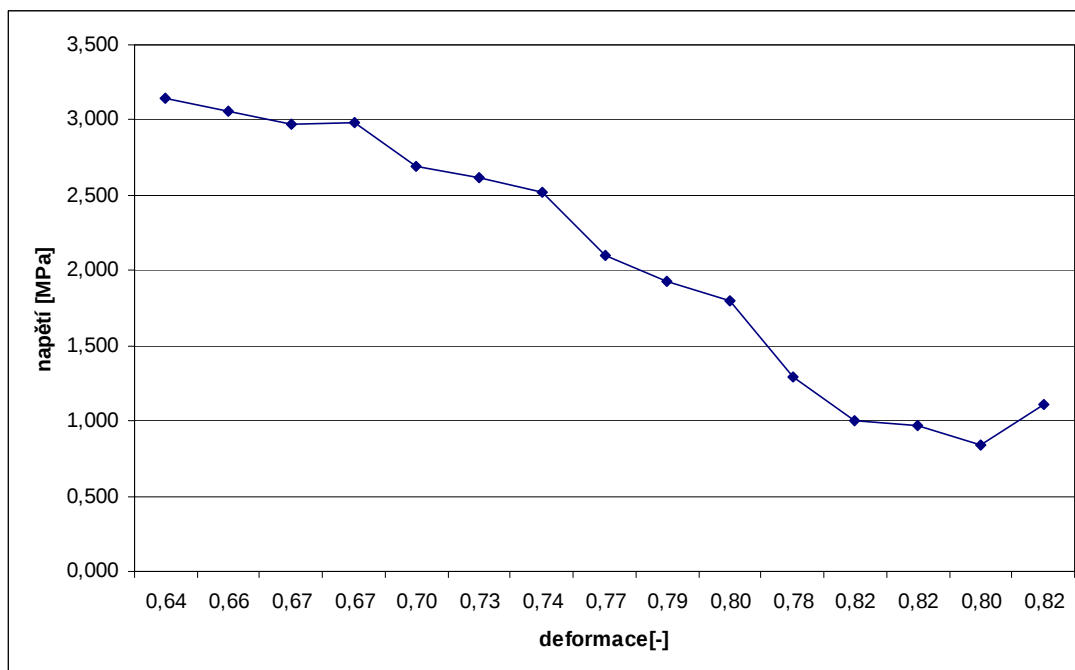
4.2.3 Pěchovací zkouška

Pro ověření získaných dat pomocí zkoušky tahem byly dále provedeny pěchovací zkoušky. Jelikož nebylo možné hodnoty z této zkoušky vyhodnotit pomocí některého z počítačových softwaru, byly hodnoty přepočítány z grafického záznamu. Ze záznamu přetvárné síly, při pěchování vzorků na různé stupně přetvoření, byla odečtena hodnota okamžité pěchovací síly, která jak je vidět z tab. 4.4, s rostoucí teplotou klesá. V závislosti poměrné deformace a napětí se neprojevila výrazná výchylka jako při zkoušce tahem za zvýšených teplot, což je patrné i z obrázku 4.8.. V tab.4.4. jsou uvedeny dvě teploty, protože byl materiál ohříván mimo zkušební zařízení v laboratorní peci, kde byla teplota měřena, ale mezi pěchováním a přípravou vzorku došlo ke ztrátám a tedy není možné stanovit tak přesný interval změny chování materiálu v závislosti na teplotě, jako tomu bylo u zkoušky tahem.

Tab. 4.4 Naměřené hodnoty z pěchovací zkoušky pro dané teploty

Tepl.ohřevu před pěchováním [°C]	Předpokl. teplota při pěchování [°C]	síla F [N]	Mez pevnosti Od [MPa]	Poměrná deformace ε [-]
0	20	6720	5,348	0,64
130	100	6700	0,213	0,66
230	200	6780	0,054	0,67
330	300	6770	0,024	0,67
430	400	6790	0,014	0,70
480	450	7500	0,012	0,73
530	500	7480	0,010	0,74
580	550	6800	0,007	0,77
630	600	6900	0,006	0,79
680	650	7000	0,005	0,80
730	700	4500	0,003	0,78
755	725	4150	0,003	0,82
785	750	4000	0,002	0,82
825	775	3200	0,002	0,80
850	800	4600	0,002	0,82

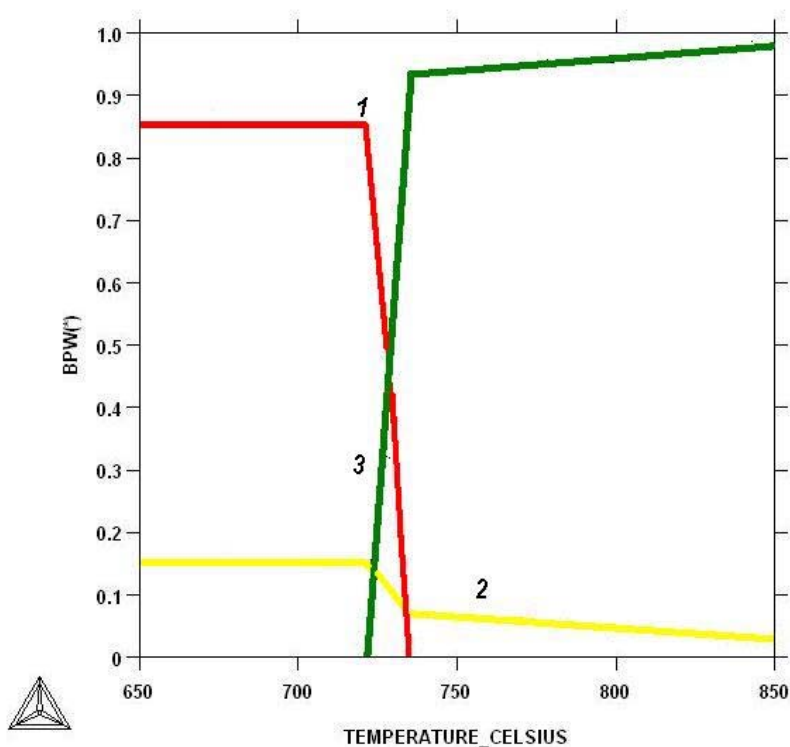
Z naměřených a přepočtených výsledků, dle normy [25], zobrazených v tabulce 4.4 je patrné, že výrazná změna v chování materiálu 100CrMnSi6-4 v průběhu zkoušky nenastala. Ve sledované oblasti teplot 725 - 800°C, vycházející z výchylek v průběhu tahové zkoušky za zvýšených teplot, se hodnoty meze pevnosti v závislosti na teplotě snižují.



Obr. 4.8 Vliv deformace na napětí při přechovací zkoušce

4.2.4 Analýza experimentálního materiálu za zvýšených teplot

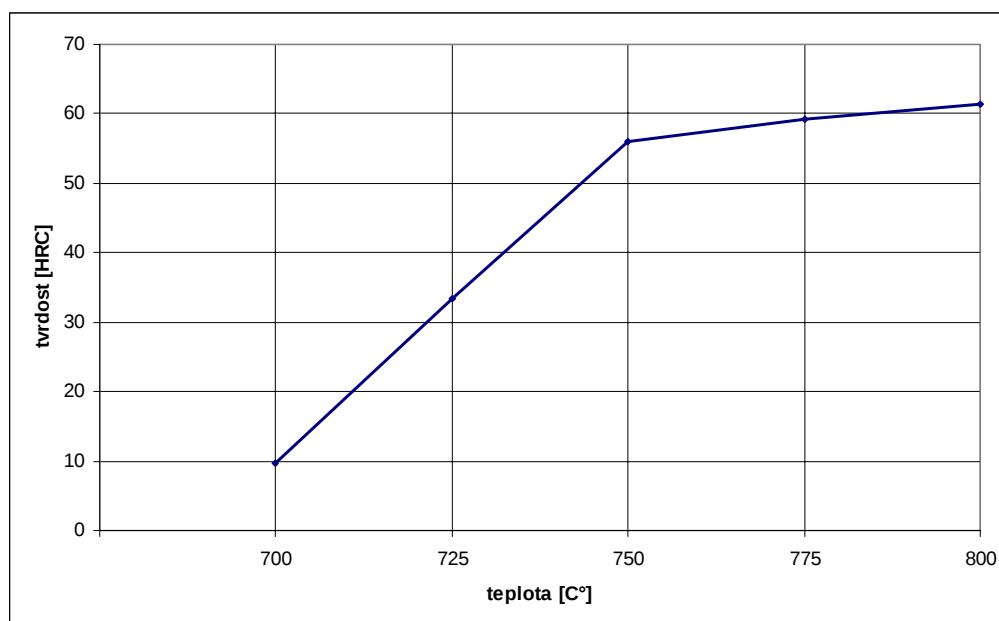
V oblasti skokových změn chování experimentálního materiálu, vycházejících z výsledků tahové zkoušky za zvýšených teplot, byl proveden simulovaný výpočet podílu fází v nasimulované oblasti tepelného ovlivnění materiálu v rozmezí teplot 650÷850°C. Z obr.4.9. je patrné, že v dané struktuře a rozmezí teplot se vyskytují tři složky: ferit (BCC), austenit (FCC) a karbidy. V oblasti skokových změn ukazuje analýza výskyt dvou fází: austenitu a karbidů, feritu a karbidů

Obr. 4.9 Teoreticky vypočtená analýza materiálu za vyšších teplot
1- ferit, 2- karbidy. 3-austenit

Ověření výsledků získaných pomocí simulačního programu bylo provedeno pomocí metalografického hodnocení vzorků ohřátých na teplotu 725°C, 750°C, 775°C a 800°C a prudce ochlazených do vody. Mikrostruktura jednotlivých vzorků je dokumentována v příloze na obr. P.4 až P.6. Z jednotlivých mikrostruktur je zřejmé, že se zvyšující se teplotou dochází ke zvyšování podílu martenzitu a ke snižování podílu feritu a karbidické fáze. Se zvyšující se teplotou ohřevu jednotlivých vzorků dochází i k zvyšování tvrdosti dle Rockwella – viz. tab. 4.5 a obr. 4.10

Tab.4.5 Tvrdost dle Rockwella pro jednotlivé vzorky

T [C°]	700	725	750	775	800
HRC	9,6	33,4	56	59,3	61,3



Obr.4.10 Vliv teploty na tvrdost oceli 100CrMnSi6-4

5. ZÁVĚRY

Bakalářská práce řeší problematiku optimalizace teploty tvařitelnosti ložiskových ocelí za poloohřevu. Jako experimentální materiál byla zvolena ložisková ocel 100CrMnSi6-4. K zjištění mechanických vlastností daného materiálu za zvýšených teplot byla provedena tahová a petchovací zkouška za zvýšených teplot dle normy [24, 25]. Původní záměr byl korelovat výsledky z obou zkoušek a za daných podmínek stanovit nejlepší tvářecí teploty.

Na základě naměřených hodnot pomocí spektrometru bylo ověřeno chemické složení, které odpovídalo předepsanému chemickému složení ložiskové oceli 100CrMnSi6-4. Mikrostruktura experimentálního materiálu odpovídá uvedené jakosti oceli ve stavu žíhaném na měkko. Pro základní stav uvedené oceli byla provedena zkouška tahem za pokojové teploty.

Pro posouzení tvařitelnosti byly provedeny zkoušky tahem za zvýšených teplot v rozsahu od 100°C až 800°C. Z tahových diagramů byly stanoveny deformační a napět'ové charakteristiky, z kterých vyplývá chování materiálu při zvýšených teplotách. Při porovnání naměřených hodnot byla zjištěna skoková změna chování experimentálního materiálu v oblasti teplot 700 až 775°C. V této oblasti docházelo k plynulému zvyšování napět'ových charakteristik (R_m a $R_{p0.2}$) až do teploty 762,5°C. Při zkoušce tahem v teplotním intervalu 700 až 775°C bylo dále zjištěno, že hodnoty tažnosti v teplotním poli 700 ÷ 750°C vykazují prudký pokles a od teploty 762,5°C dochází k výraznému zvýšení tažnosti. V případě kontrakce dochází k plynulému poklesu hodnot od teploty 700°C až do teploty 800°C.

Druhou ověřovací metodou byla petchovací zkouška za zvýšených teplot. Při této zkoušce se žádné skokové změny v mechanických vlastnostech materiálu neprojevily. Při zvyšování teploty docházelo k poklesu napětí. Experimentální vzorky pro tuto zkoušku však nebyly ohřívány přímo v průběhu petchovací zkoušky, ale byly předeřívány mimo zkušební přístroj. Zjištěné údaje z petchovací zkoušky, které nepotvrdily experimentální data ze zkoušky tahem jsou zřejmě ovlivněny jiným způsobem namáhání, případně rozdílným způsobem ohřevu při zkoušce.

Další část experimentální práce byla zaměřena posouzení vlivu teploty na změnu struktury a fázového složení ložiskové oceli 100CrMnSi6-4. Teoretické výpočty fázového složení oceli v rozsahu teplot 650 až 850°C byly provedeny s využitím programu ThermoCalc. Pomocí této simulační metody bylo zjištěno, že v dané oblasti skokových změn tzn. za teplot 725 až 775°C dochází ke změně podílu jednotlivých fází. Analýza proběhla na vzorcích ohřátých na teploty 725, 750, 775 a 800°C a ochlazených ve vodě. Byla pozorována výsledná mikrostruktura, ze které vyplývá, že se zvyšující se teplotou se zvyšuje obsah martenzitu a dochází ke snižování podílu feritu a karbidické fáze. Tím byla potvrzena výpočtová analýza s teoretickými výsledky. Teoretické i experimentální posouzení změny strukturního a fázového složení ve sledovaném rozsahu teplot lze považovat za příčinu změn napět'ových a deformačních charakteristik zjištěných při zkoušce tahem za zvýšených teplot.

Z výsledků zkoušky tahem za zvýšených teplot, lze konstatovat, že nejvhodnější rozsah teplot pro tváření ložiskové oceli 100CrMnSi6-4 za poloohřevu je 600 až 700°C a dále nad teplotou 762,5°C.

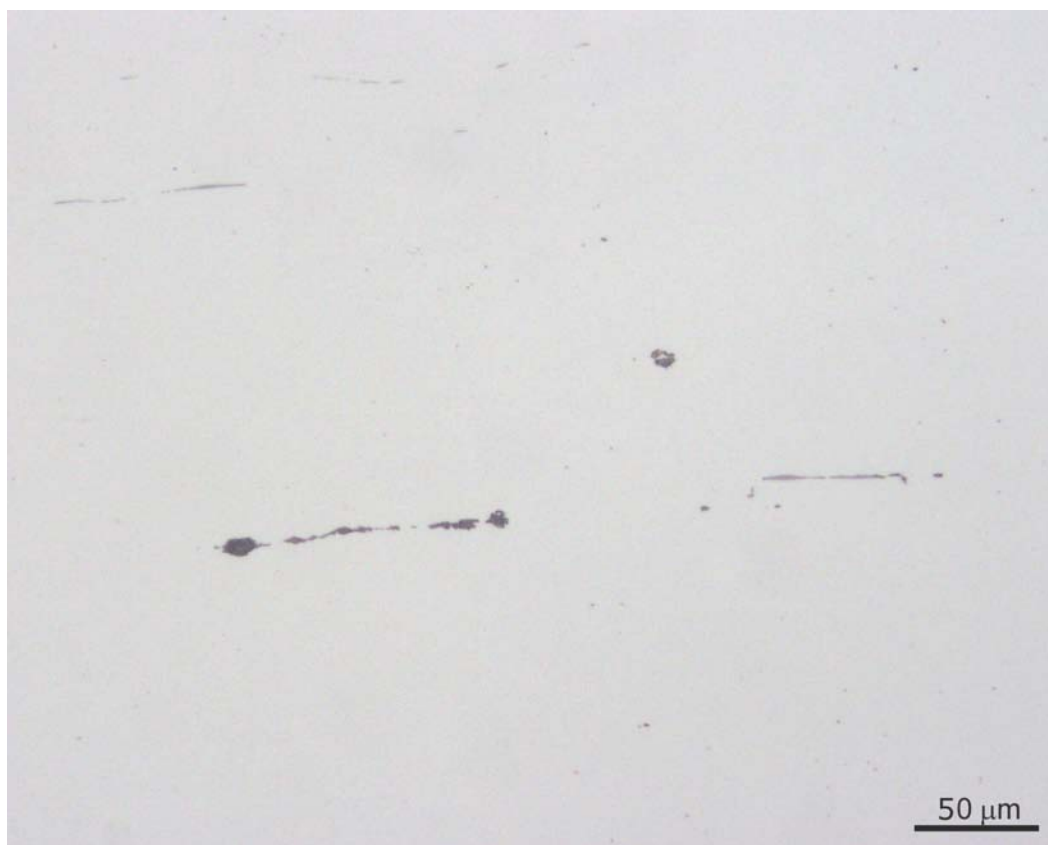
6. SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ

A	[%]	Tažnost
Z	[%]	Kontrakce
d_0	[mm]	Průměr zkušební tyče
l_0	[mm]	Délka zkušební tyče
h_0	[mm]	Výška zkušební válečku
S_0	[mm ²]	Plocha průřezu zkušební tyče
σ	[MPa]	Napětí
ε	[-]	Poměrná deformace
τ	[MPa]	Smykové napětí
R_m	[MPa]	Mez pevnosti
R_e	[MPa]	Výrazná mez kluzu
$R_{p0,2}$	[MPa]	Smluvní mez kluzu
F	[N]	Okamžitá síla
t	[h]	Čas
$T_{\text{tvař}}$	[K]	Teplota tváření
T_{rekr}	[K]	Teplota tváření
T	[°C]	Teplota
G	[MPa]	Modul pružnosti ve smyku
E	[MPa]	Modul pružnosti v tahu

7. LITERATURA

1. PTÁČEK L., a kolektiv *Nauka o materiálu I.*, Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., Brno. 2001, ISBN 80-7204-193-2
2. FOREJT M., PÍŠKA M., *Teorie obrábění, tváření a nástroje.* Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., Brno. 2006, ISBN 80-214-2374-9
3. ŽÍDEK M.: *Metalurgická tvaritelnost ocelí za tepla a studena.* ALEKO, Praha. 1995, ISBN 80-85341-45-X
4. FOREJT M. *Teorie tváření.* Nakladatelství vysokého učení technického v Brně, Brno: 1992, ISBN 80-214-0415-9
5. GAJDOŠ F. a kol. *Teorie tváření.* Nakladatelství vysokého učení technického v Brně v Čs. redakci VN MON, Brno: 1988, 55-551-88
6. FREMUNT, P., PODRÁBSKÝ, T. *Konstrukční oceli;* Akademické nakladatelství s.r.o. CERM, Brno: 1996; ISBN 80- 85867-8
7. BENDA, P. *Tvářitelnost ocelí třídy 10 -16 za tepla.* 1979, nepublikováno
8. BENEŠ, F. a kol. *Ocel I. Díl; Zkoušení materiálu a jakostní charakteristiky.* Hutnictví železa – GŘ; Praha: 1980
9. SILBERNAGEL, A. *Nauka o materiálu I;* Skriptum. ES VŠB; Ostrava: 1985.
10. PLUHAŘ, J., KORITTA, J. *Strojírenské materiály.* SNTL; Praha: 1977.
11. DRASTÍK, F. a kol. *Atlas použití kovů ve strojírenství, elektrotechnice a v chemickém průmyslu.* STNTL, Praha: 1980
12. RYŠ, P. a kol. *Nauka o materiálu I., železo a jeho slitiny. 4.* Academia; Praha: 1975.
13. SEDLÁČEK, V., KRÁLÍK, F. a ŠVEJNOHA, R. *Difuzní a precipitační procesy v kovových soutavách.* Academia, Praha: 1968.
14. PLUHAŘ, J., PUŠKÁR, A., KOUTSKÝ, J. BENEŠ, V. a MACEK, K. *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu.* SNTL/ ALFA Praha: 1987
15. SMALLMAN, R. *Moderní nauka o kovech.* Praha: SNTL, 1964.
16. ČADEK, J. *Fyzika kovů. Skriptum.* Ostrava VŠB: 1980.
17. MAZANEC, K. *Zkoušení kovů I. Skriptum.* Ostrava VŠB: 1965.
18. POČTA, B. *Základy teorie tváření kovů.* SNTL Praha, 1966
19. ŽÍDEK, M., DĚDEK, V., SOMMER, B. *Tváření oceli.* SNTL Praha: 1988
20. PTÁČEK L., a kolektiv. *Nauka o materiálu II.* Akademické nakladatelství CERM s.r.o., Brno: 2001, ISBN 80-7204-248-3
21. LENFELD, P., *Technologie II* [online]. [cit. 2008-05-15]. Dostupný z URL: <http://www.ksp.vslib.cz/cz/kpt/obsah/vyuka/skripta_tkp/sekce/01.htm#013>.
22. Text dostupný z URL <<http://www.zkl.cz/czech/manual.aspx>>. [cit. 2008- 05-10].
23. ČSN EN1002-1. *Kovové materiály – zkouška tahem - část 1.: Zkušební metoda za okolní teploty.* ČNI, Praha, 2002
24. ČSN EN1002-5. *Kovové materiály – zkouška tahem - část 5.: Zkouška tahem za zvýšených teplot.* ČNI, Praha, 1998
25. ČSN EN 420426. *Zkoušení kovů – zkouška petchováním.* ÚNM, Praha, 1983
26. ŽATKA, V. *Zkoušky tahem hliníkových finstocků: Porovnání zařízení.* [online]. [cit. 2008- 05-20]. Dostupné z URL <http://www.sczl.cz/dokumenty/k06_15.pdf>
27. HAJDOVÁ, K. *Počítačové modelování v termochemii.* Brno: Masarykova Univerzita v Brně, Fakulta přírodovědecká, 2007. 46s. Vedoucí bakalářské práce prof. RNDr. Jan Vřešťál, DrSc. [online]. [cit. 2008-05-22]. Dostupné z URL <http://is.muni.cz/th/150991/prif_b/bakalarka.pdf?lang=cs>

8. PŘÍLOHY

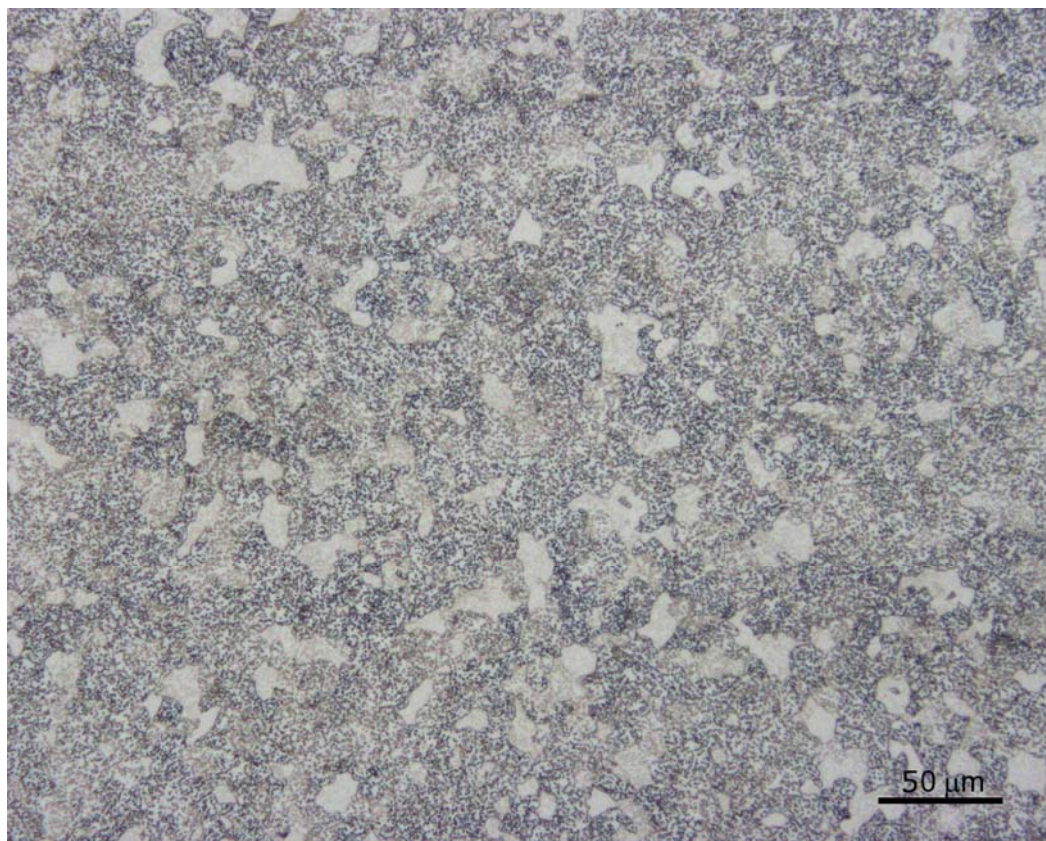


Obr. P.1 a

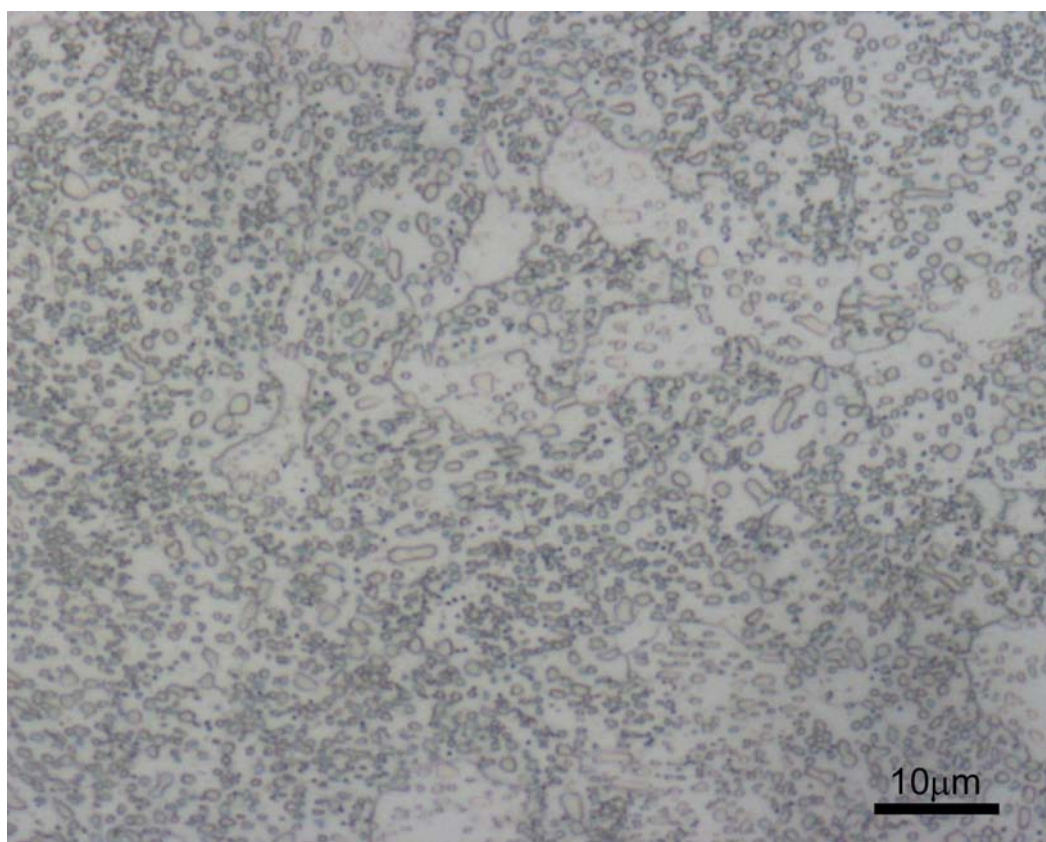


Obr. P.1 b

Obr. P.1 Mikrostruktura oceli 100CrMnSi6-4, podélný řez, neleptáno

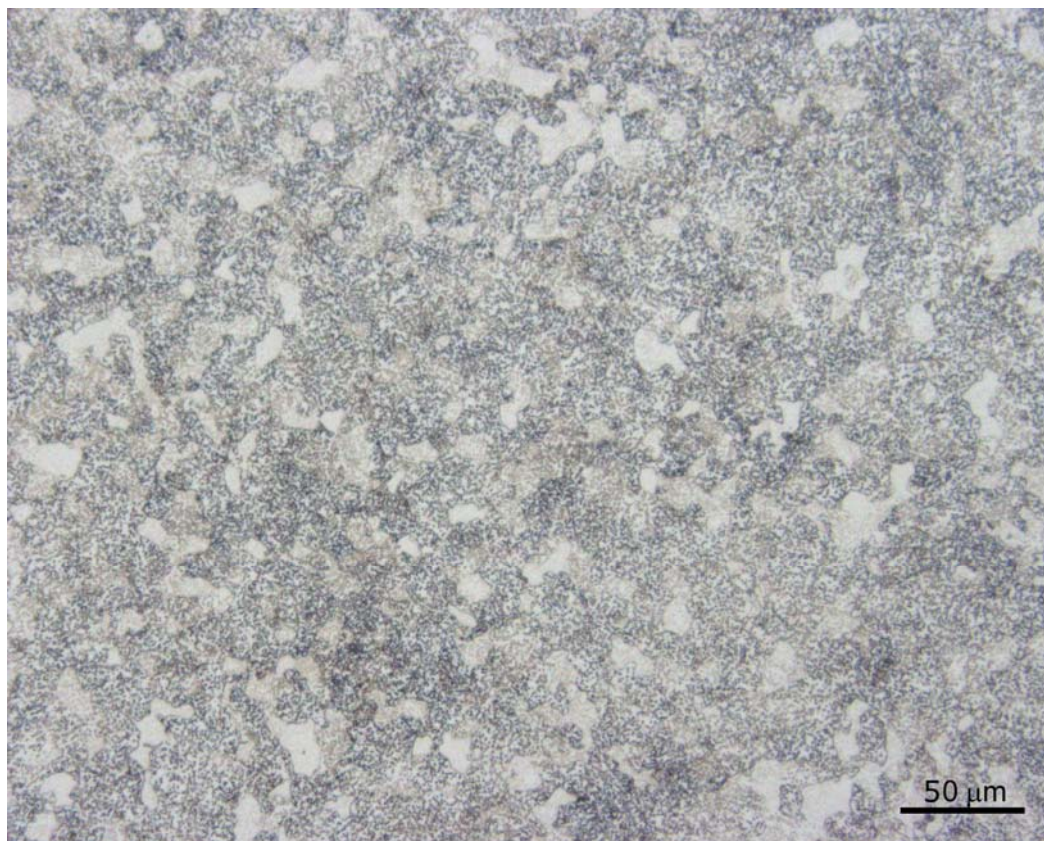


Obr. P.2 a

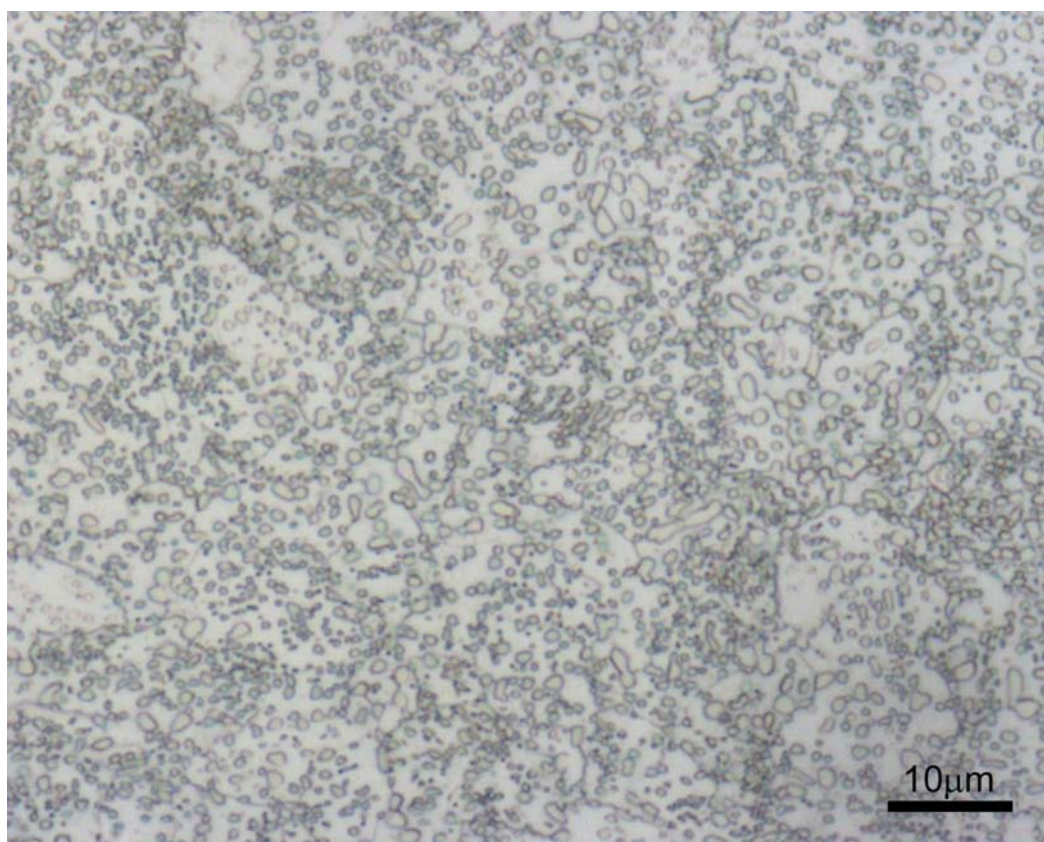


Obr. P.2 b

Obr. P.2 Mikrostruktura oceli 100CrMnSi6-4, podélný řez, Nital

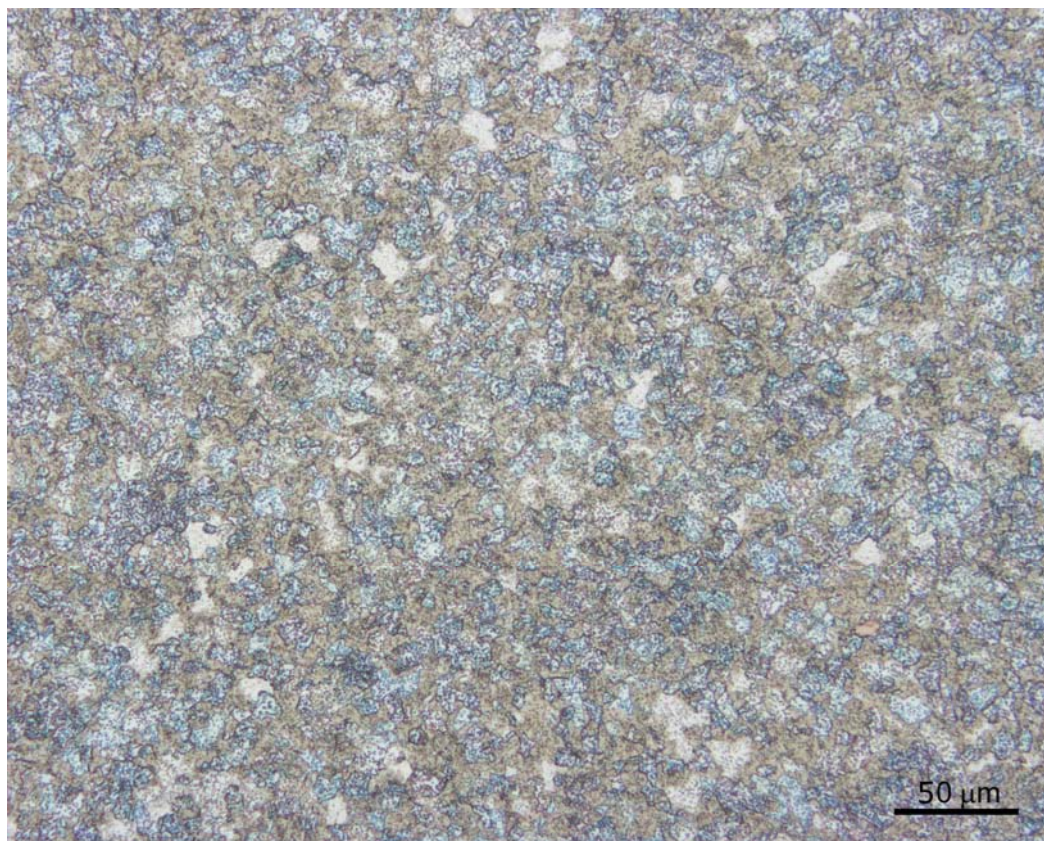


Obr.P.3 a

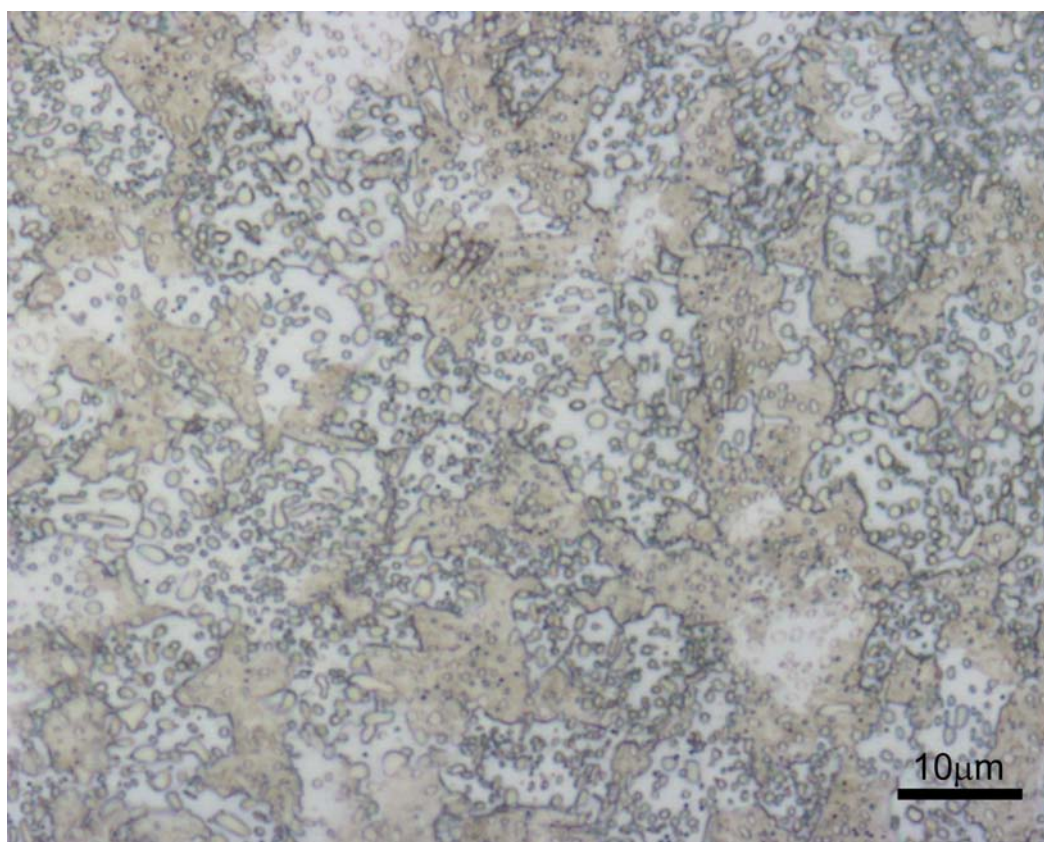


Obr.P.3 b

Obr. P.3 Mikrostruktura oceli 100CrMnSi6-4, příčný řez, Nital



Obr.P.4 a

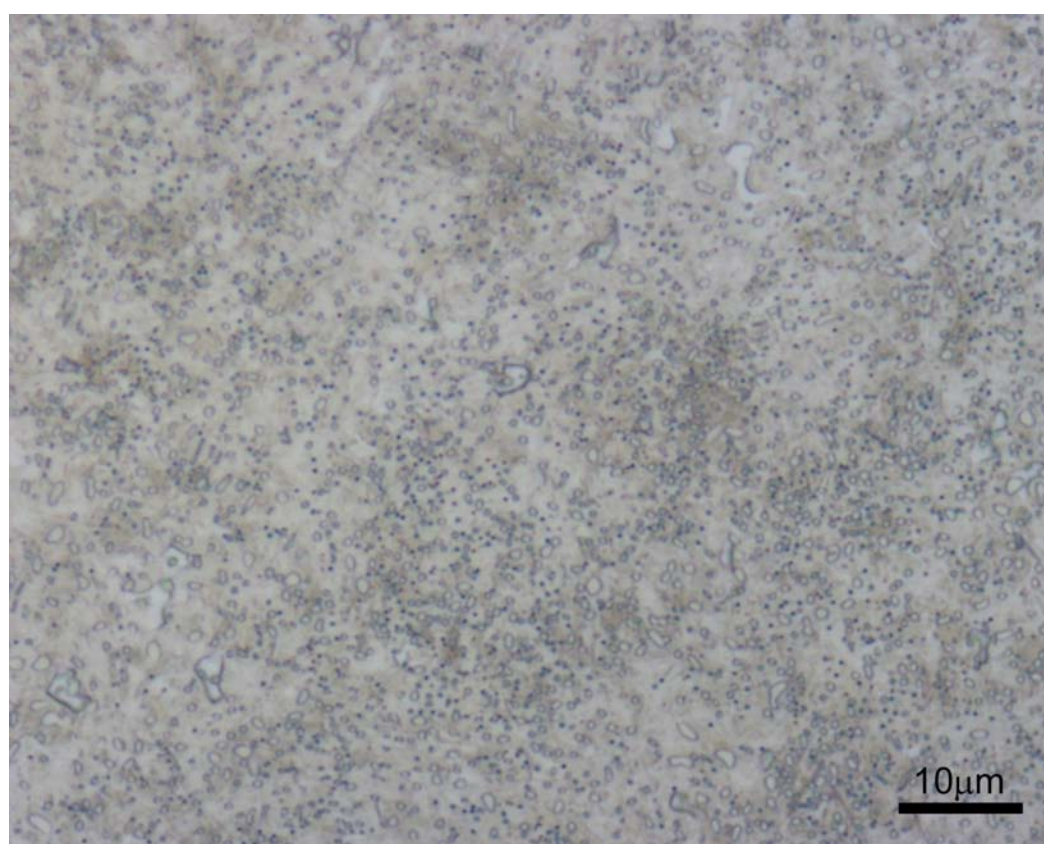


Obr. P.4 b

Obr. P.4 Mikrostruktura oceli 100CrMnSi6-4 ochlazené z teploty 725°C, Nital

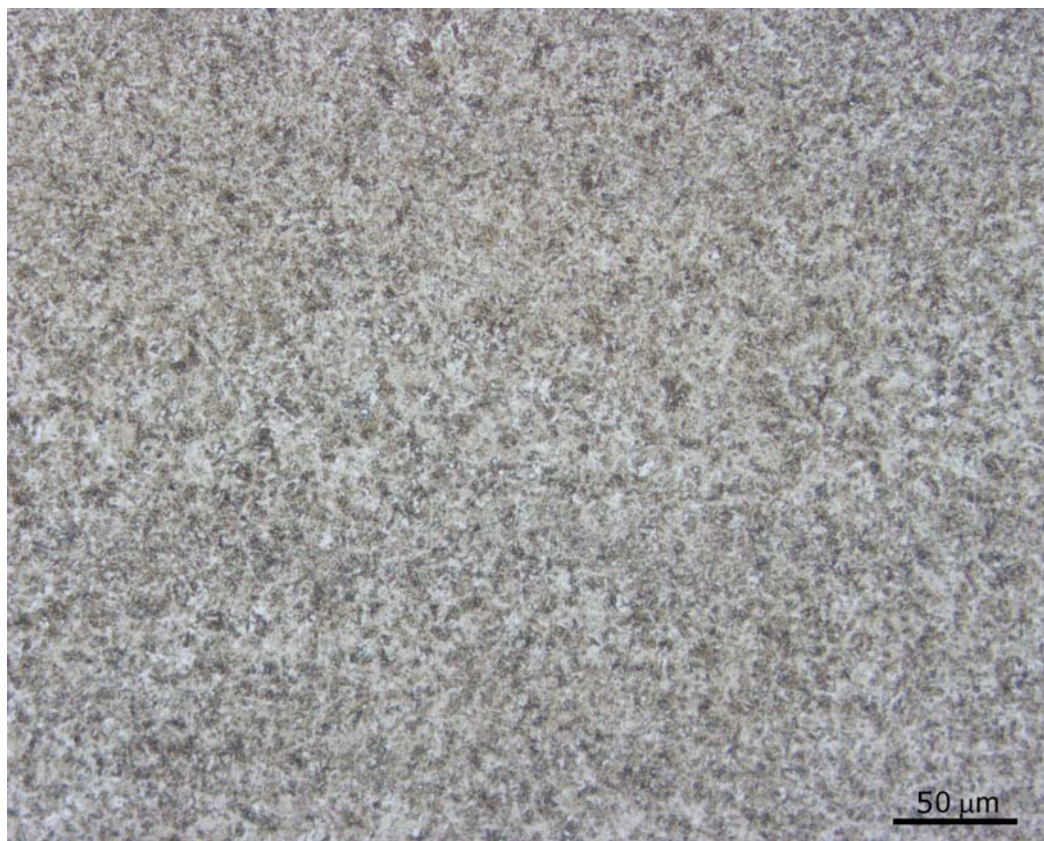


Obr. P.5 a

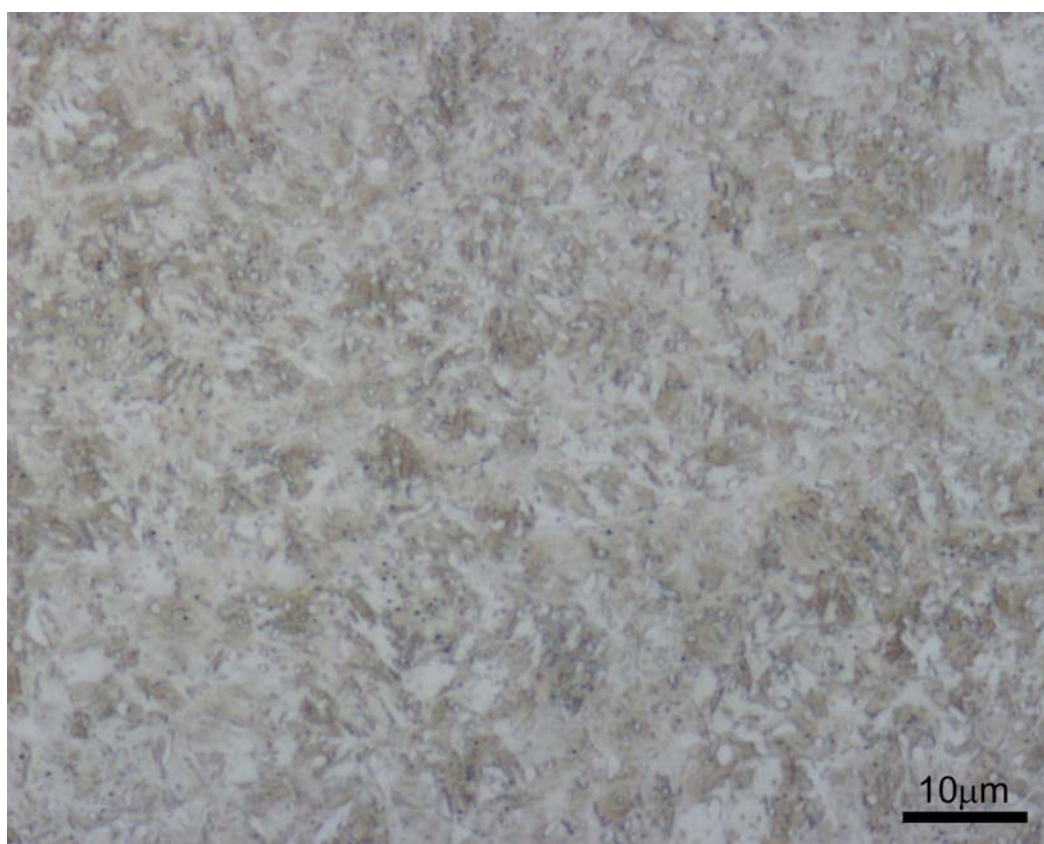


Obr.P.5 b

Obr. P.5 Mikrostruktura oceli 100CrMnSi6-4 ochlazené z teploty 750°C, Nital

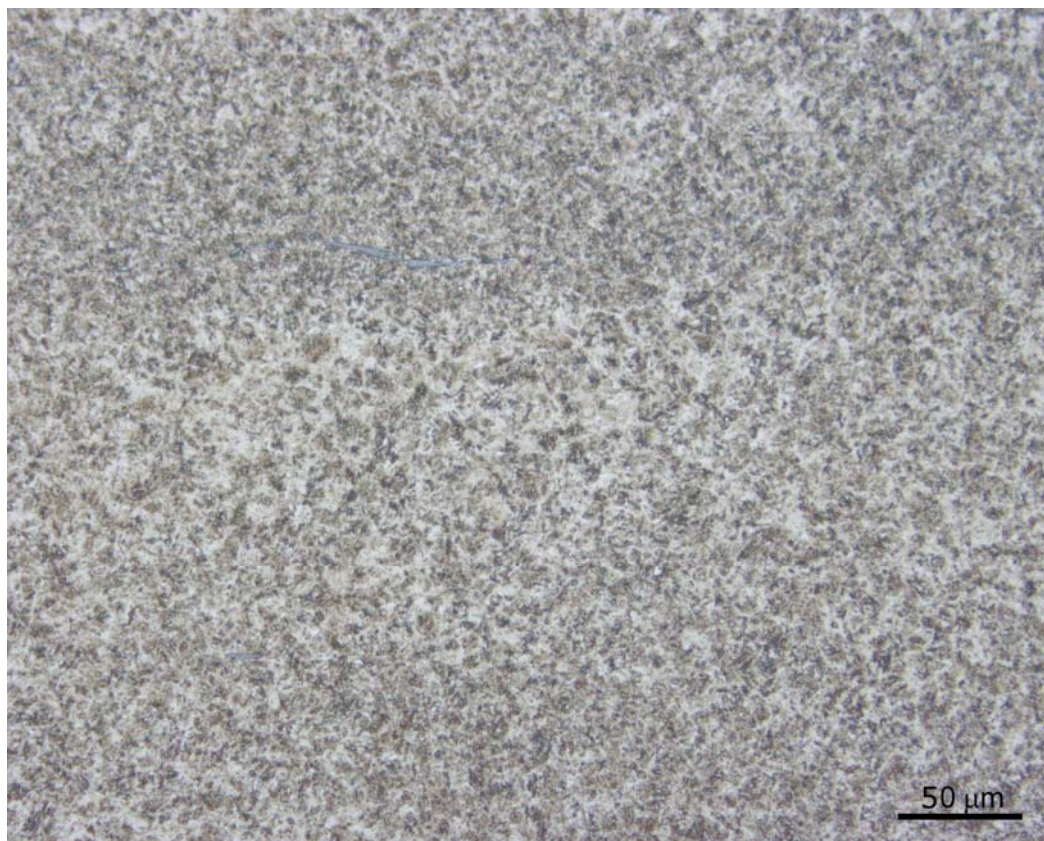


Obr. P.6 a

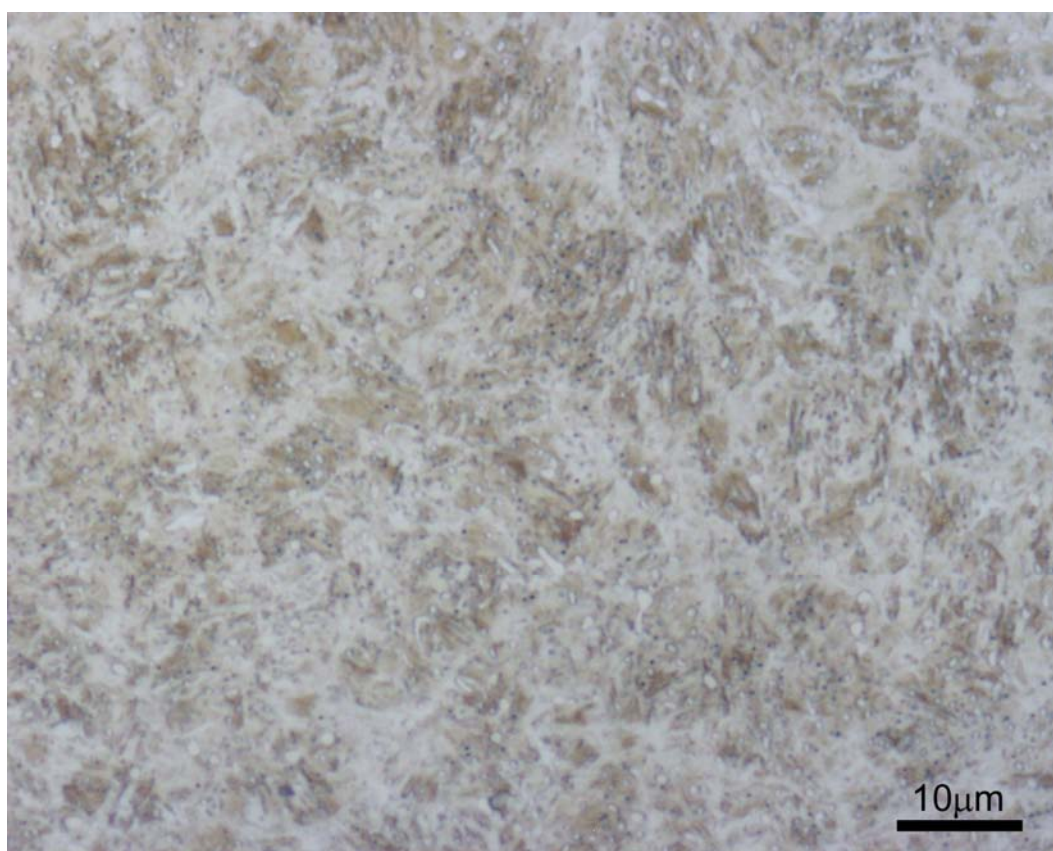


Obr. P.6 b

Obr. P.6 Mikrostruktura oceli 100CrMnSi6-4 ochlazené z teploty 775°C, Nital



Obr.P.7 a



Obr. P.7 b

Obr. P.7 Mikrostruktura oceli 100CrMnSi6-4 ochlazené z teploty 800°C, Nital