



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

**HODNOCENÍ MIKROSTRUKTURNÍCH PARAMETRŮ
LOŽISKOVÝCH OCELÍ S OHLEDEM NA JEJICH
MECHANICKÉ VLASTNOSTI A ŽIVOTNOST**

EVALUATION OF BEARING STEEL'S MICROSTRUCTURAL PARAMETERS WITH REGARDS TO THEIR
MECHANICAL PROPERTIES AND LIFETIME

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Michal Hroš

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Lenka Klakurková, Ph.D.

BRNO 2017

Zadání bakalářské práce

Ústav:	Ústav materiálových věd a inženýrství
Student:	Michal Hroš
Studijní program:	Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor:	Materiálové inženýrství
Vedoucí práce:	Ing. Lenka Klakurková, Ph.D.
Akademický rok:	2016/17

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:

Hodnocení mikrostrukturních parametrů ložiskových ocelí s ohledem na jejich mechanické vlastnosti a životnost

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Zpracování komplexní rešerše zabývající se charakterizací jednotlivých mikrostrukturních parametrů ovlivňujících výsledné vlastnosti ložiskových materiálů. Problematika by měla být detailněji fokusována na popis karbidické fáze materiálů a její systematické hodnocení s ohledem na typ výchozího polotovaru pro výrobu ložisek, jejich tepelného zpracování, výsledné mechanické parametry a zejména pak životnost.

Cíle bakalářské práce:

- Komplexní zpracování problematiky hodnocení mikrostrukturních parametrů ložiskových materiálů s důrazem na hodnocení karbidické fáze s využitím předpisu SEP 1520.
- Tvorba rešerše na dané odborné téma na odpovídající technické úrovni z nejaktuálnějších dostupných pramenů.
- Analýza konkrétních využívaných ložiskových materiálů z hlediska mikrostrukturních parametrů, jejich vzájemné porovnání a posouzení kvality.

Seznam doporučené literatury:

RYTTBERG, K., KNUTSON-WEDEL, M., RECINA, V., DAHLMAN, P., NYBORG, L. The effect of cold ring rolling on the evolution of microstructure and texture in 100Cr6 steel, Materials Science and Engineering: A, Volume 527, Issue 9, 15 April 2010, pp. 2431-2436.

CUI, Ch., FRITSCHING, U., SCHULZ, A., TINSCHER, R., BAUCKHAGE, K., MAYR, P. Spray forming of homogeneous 100Cr6 bearing steel billets, Journal of Materials Processing Technology, Volume 168, Issue 3, 15 October 2005, pp. 496-50

KANG, J. H., VEGTER, R. H., RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO, P. Rolling contact fatigue in martensitic 100Cr6: Subsurface hardening and crack formation, Materials Science and Engineering: A, Volume 607, 23 June 2014, pp. 328-333.

HIRT, G., SHIMAHARA, H., SEIDL, I., KUTHE, F., ABEL, D., SCHONBOHM, A. KOPP, R. Semi-Solid Forging of 100Cr6 and X210CrW12 Steel, CIRP Annals - Manufacturing Technology, Volume 54, Issue 1, 2005, pp. 257-260.

BIČEK, M., DUMONT, F., COURBON, C., PUŠVAVEC, F., RECH, J., KOPAČ, J. Cryogenic machining as an alternative turning process of normalized and hardened AISI 52100 bearing steel, Journal of Materials Processing Technology, Volume 212, Issue 12, December 2012, pp. 2609-2618.

RYTTBERG, K., KNUTSON-WEDEL, M., DAHLMAN, P., NYBORG, L. Microstructural evolution during fracture induced by high strain rate deformation of 100Cr6 steel, Journal of Materials Processing Technology, Volume 209, Issue 7, 1 April 2009, pp. 3325-3334.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2016/17

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý,
CSc.

ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický,
Ph.D.

děkan fakulty

Abstrakt

Cílem bakalářské práce je hodnocení vlivu mikrostrukturních parametrů ložiskových materiálů s důrazem na hodnocení karbidické fáze s využitím předpisu SEP 1520. Úvodní teoretická část se zabývá analýzou konkrétních skupin materiálů pro výrobu valivých ložisek. Pozornost je věnována jednotlivým skupinám ocelí, jejich mechanickým vlastnostem, výrobě, tepelnému zpracování, mikročistotě a především pak mikrostrukturním a makrostrukturním parametrům, které významným způsobem ovlivňují kvalitu ložiskových ocelí.

Experimentální část bakalářské práce je detailněji fokusována zejména na vliv velikosti, morfologie a rozložení karbidické fáze v materiálech na jejich výslednou kvalitu a jejich systematické hodnocení.

Klíčová slova

ložisková ocel; 100Cr6; SEP 1520; kvalita materiálu; karbidická fáze; karbidická řádkovitost; karbidické síťoví

Abstrakt

The aim of this bachelor thesis is evaluating the impact of microstructural parameters of bearing materials with an emphasis on evaluation carbide phase with using protocol SEP 1520. Literary section analyzes the specific groups of materials for the manufacture of rolling bearings, specifically focusing on steel, where is discussed their performance, production, heat treatment, micropurity, microstructure and macroscopic requirements. Work on structure of bearing steel as well as the experimental part of the thesis is focused on a more detailed description carbide phase materials and the systematic evaluation with regards to type of initial a semifinished product for the manufacture of bearings, the heat treatment, the resulting mechanical properties and especially durability.

Keywords

bearing steel; 100Cr6; SEP 1520; material quality; carbide phase; carbides streaks; carbide network

Bibliografická citace

HROŠ, M. *Hodnocení mikrostrukturních parametrů ložiskových ocelí s ohledem na jejich mechanické vlastnosti a životnost*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2017. 69 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Lenka Klakurková, Ph.D.

Prohlášení

Prohlašuji, že bakalářská práce na téma „Hodnocení mikrostrukturních parametrů ložiskových ocelí s ohledem na jejich mechanické vlastnosti a životnost“ je mým původním dílem a vypracoval jsem ji samostatně pod vedením Ing. Lenky Klakurkové, Ph.D. s použitím odborné literatury a pramenů, které jsou uvedeny a řádně citovány v seznamu použité literatury v závěru této práce. Bakalářská práce je z hlediska obsahu majetkem Fakulty strojního inženýrství VUT v Brně a může být využita ke komerčním účelům jen se souhlasem vedoucího bakalářské práce a děkana FSI VUT v Brně.

V Brně dne 20. 4. 2017

.....
Michal Hroš

Poděkování

Tímto bych rád poděkoval paní Ing. Lence Klakurkové, Ph.D. za její odborné vedení, trpělivost, ochotu pomoci a vstřícnost, ale hlavně za cenné rady a podněty, které mi poskytla při řešení a vypracovávání teoretické i praktické části mé bakalářské práce.

Obsah

1. Úvod.....	7
2. Životnost ložiska jako klíčový parametr.....	7
3. Kontaktní únava.....	8
3.1 Pitting.....	9
3.2 Flaking.....	10
3.3 Spalling.....	10
3.4 Scuffingu a galling.....	11
3.5 Brinelling.....	11
3.6 Diskolorizace.....	12
4. Oceli pro výrobu ložisek.....	12
4.1 Polotovary pro výrobu valivých ložisek.....	12
4.2 Válcování za studena.....	13
4.3 Postoupné kování.....	13
4.4 Prášková metalurgie.....	14
4.5 Chemické složení ložiskových ocelí.....	14
5. Tepelné zpracování ložiskových ocelí.....	23
5.1 Žihání naměkko.....	23
5.2 Kalení.....	25
5.3 Nízkoteplotní popouštění.....	26
6. Mikročistota materiálu.....	27
6.1 Inkluze nekovových prvků.....	27
6.2 Exogenní inkluze.....	27
6.3 Endogenní inkluze.....	28
6.4 Hodnocení mikročistoty.....	29
7. Požadavky na makrostrukturu.....	29
8. Mikrostruktura.....	30

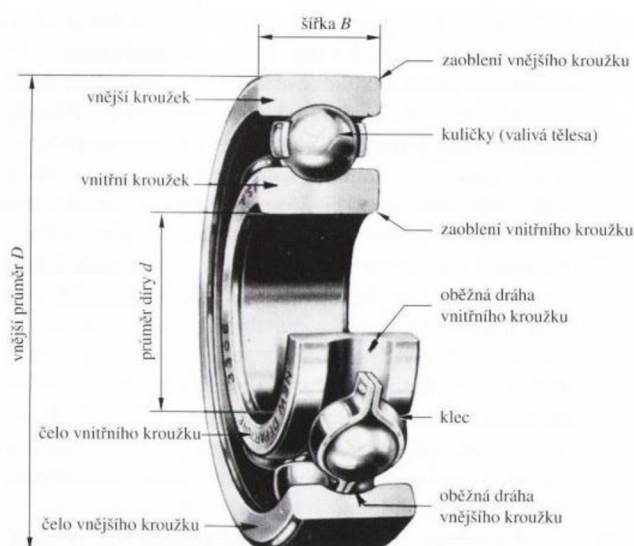
8.1	Karbidy v oceli	31
8.2	Termodynamická stabilita karbidů	31
8.3	Homogenita distribuce karbidické fáze	32
8.4	Karbidická řádkovitost	32
8.5	Karbidické síťoví	33
9.	Vyhodnocení karbidické fáze s využitím předpisu SEP 1520	34
10.	Ložiska z keramického materiálu	36
11.	Kompozice valivých ložisek	36
12.	Povrchové úpravy valivých ložisek.....	37
12.1	Nanášení vrstvy teflonu	38
12.2	Keramický povlak.....	38
12.3	Galvanizace	38
13.	Experimentální část	39
13.1	Experimentální technika	39
13.1.1	Příprava metalografických preparátů	39
13.1.2	Světelná mikroskopie (LM)	39
13.1.3	Obrazová analýza (OA)	39
13.1.4	Rastrovací elektronová mikroskopie (SEM).....	40
13.1.5	Měření tvrdosti	40
13.1.6	Tepelné zpracování	40
13.2	Hodnocení karbidické fáze tyčových polotovarů	41
13.2.1	Hodnocení velikosti globulárních karbidů	42
13.2.2	Množství lamelárního perlitu	43
13.2.3	Hodnocení karbidického síťoví ve stavu po žihání naměkko	45
13.2.4	Hodnocení karbidického síťoví ve stavu po kalení.....	47
13.2.5	Hodnocení karbidické řádkovitosti	49
13.2.6	Závěr	51

13.3	Metalografická analýza nevyhovujícího křehkého polotovaru.....	52
13.3.1	Analýza příčin porušení polotovaru.....	52
13.3.1.1	Mikrostrukturní analýza	52
13.3.1.2	Faktografická analýza	54
13.3.2	Závěrečné poznatky	55
13.3.3	Návrh tepelného zpracování.....	55
13.3.4	Závěr	57
13.4	Analýza povrchového defektu součástí	58
13.4.1	Topografická analýza povrchu.....	58
13.4.2	Mikrostrukturní analýza	59
13.4.3	Kontrolní měření tvrdosti.....	60
13.4.4	Závěr	61
13.5	Shrnutí a závěry	62
14.	Seznam použitých zdrojů	63
15.	Seznam symbolů a zkratek	66

1. Úvod

Zvyšující se technická úroveň současných strojních aplikací klade stále větší požadavky na jednotlivé prvky výrobního procesu, jako jsou samotné stroje, mechanismy, jednotlivé strojní součásti, ale i finální výrobky. Při výrobě kvalitních strojních součástí je snaha vyhovět náročnosti zákazníka a použít technologie, které jsou ekonomicky a environmentálně přístupné. Toto vede k tvorbě kompromisu mezi parametry a vlastnostmi celku jako takového, ale i jeho elementárních částí. Na obr. 1 je dokumentováno mnoho modifikací strojní součásti - valivého ložiska.

Mezi hlavní kritéria pro návrh ložiska patří vedle rozměrových parametrů především požadavek na jeho vysokou životnost, která patří mezi základní údaje charakterizující jednotlivá ložiska. Za tímto konkrétním údajem je skryto velké množství ovlivňujících faktorů, které je třeba brát v úvahu.



Obr. 1 Konstrukce kuličkového valivého ložiska [1]

2. Životnost ložiska jako klíčový parametr

Pod pojmem životnost ložiska se rozumí počet otáček, které je ložisko schopno vykonat bez toho, aby se na kontaktních plochách, na kroužcích nebo na valivých elementech, začaly projevovat první známky poškození (kontaktní únavy). Životnost lze také vyjádřit jako pracovní dobu v hodinách, po kterou je ložisko v chodu za konstantní frekvence otáčení až do prvotního projevu poškození. U vozidel je možné životnost ložiska vyjádřit v kilometrech představujících ujetou dráhu.

Experimenty ukázaly, že při zkoušení větších sérií stejných ložisek za neměnných podmínek se vyskytuje značný rozptyl hodnot životnosti. Tento rozptyl lze z velké míry přičíst na vrub heterogenitě materiálu.

Definice životnosti ložiska je popsána normou ČSN ISO 281:2008 Valivá ložiska. Dynamická únosnost a trvanlivost [2], která definuje základní životnost ložiska L_{10} [-], což je životnost, kterou překročí nebo dosáhne 90% všech zkoušených ložisek za konstantních podmínek, tzn., vykazuje 90% spolehlivost. Křivka rozptylu neboli hustota pravděpodobností má Weibullovo rozložení. Norma popisuje rovněž tzv. střední životnost L_s [-], což je životnost, které dosáhne 50% ložisek a je asi 5krát vyšší než základní životnost. Matematická definice základní životnosti pro všechny typy ložisek představuje vztah mezi [1.1] základní dynamickou únosností ložiska C_{10} [kN], ekvivalentního dynamického zatížení ložiska P [kN] a konstanty p vyjadřující typ konstrukce pro daný typ valivého ložiska ve tvaru:

$$L_{10} = \left(\frac{C_{10}}{P}\right)^p \quad [1.1]$$

Základní dynamická únosnost C_{10} vyjadřuje největší zatížení, při němž nejméně 90% vzorků ze skupiny obsahující stejná ložiska, dosáhne základní životnosti $L_{10}=10^6$ otáček za předpokladu konstantní velikosti zatížení. Hodnoty základní dynamické únosnosti jsou tabelované v katalogích ložisek pro každé ložisko jednotlivě a jsou v souladu s normou ČSN ISO 281:2008. Ložiska jsou všeobecně vystavována působícím silám různé velikosti, frekvenci a době zatížení. Jednotlivě je definováno radiální zatížení pro radiální ložiska a axiální zatížení pro axiální ložiska. Pro kombinaci radiálního a axiálního zatížení je nutný přepočít na ekvivalentní dynamické zatížení, pro které platí vztah [1.2] a kde platí:

$$P = X \cdot F_r + Y \cdot F_a \quad [kN] \quad [1.2]$$

F_r - radiální složka skutečného zatížení [N]

F_a - axiální složka skutečného zatížení [N]

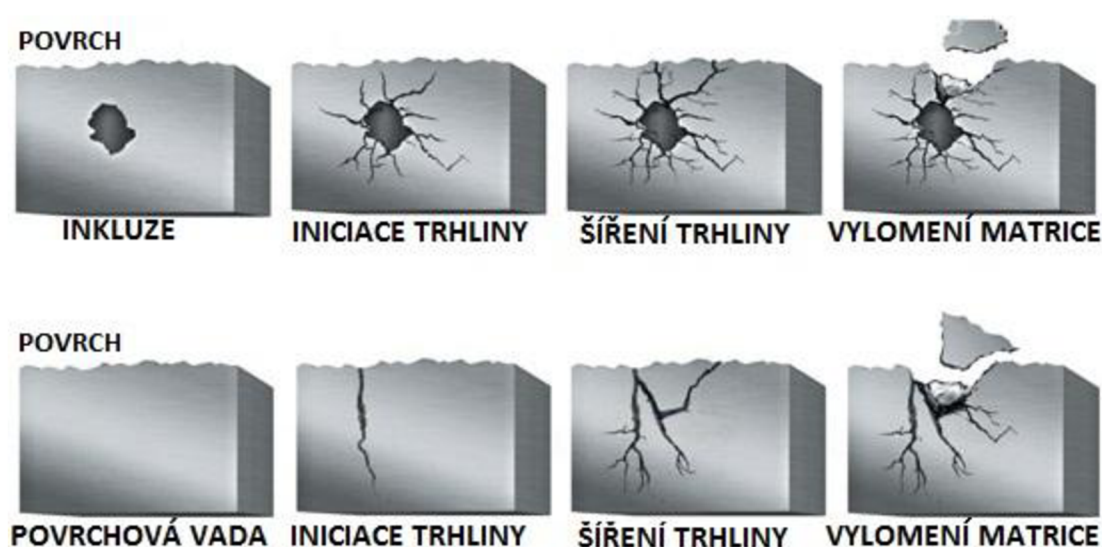
X - koeficient radiálního dynamického zatížení [-]

Y - koeficient axiálního dynamického zatížení [-] [3]

3. Kontaktní únava

Typickým mechanismem ovlivňujícím životnost valivých ložisek je kontaktní únavové opotřebení. Únava patří mezi základní, v podstatě přirozený způsob poškození ložiska.

Je charakterizováno postupnou kumulací a šířením trhlinek materiálu v tenké podpovrchové vrstvě do 0,3 mm nebo přímo na povrchu materiálu, viz ob. 2. Kontaktní únava závisí na materiálové odezvě při cyklicky se opakujícím kontaktním napětím namáhaného povrchu. V místě kontaktu s vysokými lokálními tlaky se kromě cyklicky opakovaného normálového napětí uplatňuje i skluzové napětí v důsledku tření mezi funkčními povrchy [4]. Vzájemným působením těchto napětí vznikají trhlinky rovnoběžné s povrchem, které vycházejí z drobných nehomogenit v materiálu v určité hloubce pod povrchem. Tyto nehomogenity jsou ve většině případů nekovového charakteru jako například karbidy, vměstky nebo jiné materiálové vady. Zvětšující se trhliny se rozšiřují přednostně po hranicích zrn, kde vytvářejí dutiny, viz obr. 2.



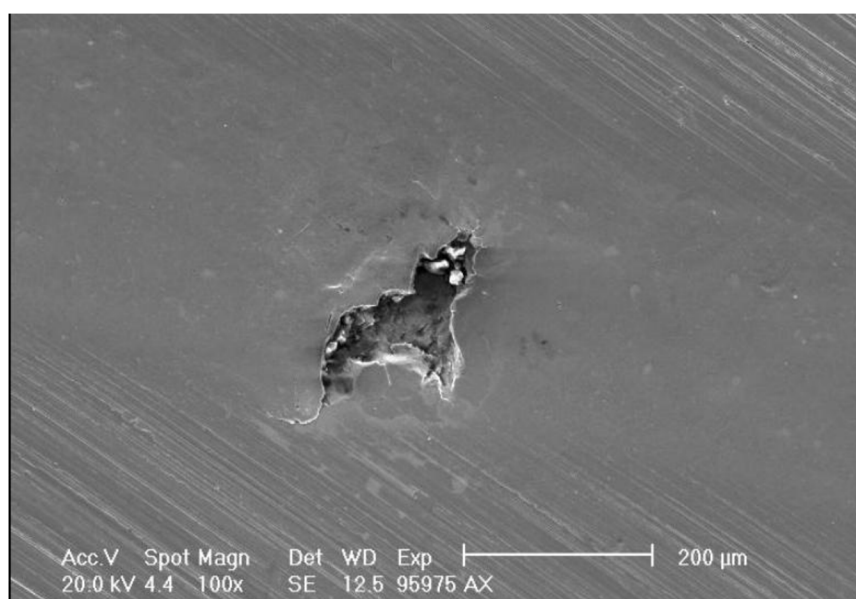
Obr. 2 Proces degradace matrice materiálu kontaktní únavou [5]

3.1 Pitting

Po vytvoření rozvětvené sítě trhlín na kontaktních plochách dochází k „oddělování“ materiálu a následně k tvorbě důlku. Různé tvary důlku, v závislosti na tvrdosti materiálu s velikostí obvykle menší než 100 mikronů a charakteristickým lasturovým lomem, vytváří jev, který se nazývá pitting, viz obr. 3.

Na vzniku pittingu se výraznou mírou podílí mazivo. Pomocí kontaktního tlaku vniká mazivo do povrchových trhlín, kde je uzavíráno a jeho tlak se účinkem kontaktního napětí zvyšuje, a to přispívá k dalšímu šíření trhlínek. Další indikace, které mohou napomáhat pittingu, jsou přetížení nebo naopak zatížení nižší než optimální, nesprávná manipulace, montáž s nevhodným přesahem, nedostatečné, respektive nevhodné mazání a další nežádoucí vlivy jako například vibrace, chemická nebo elektrochemická koroze, ale i elektrický proud ve formě bludných proudů.

Rozsah pitting u kontaktních ploch valivých ložisek se popisuje pomocí procentuálního poškození šířky kroužku. Rozlišujeme tři typy pittingu. (a) Drobný pitting, převážně kruhovitěho a elipsovitého tvaru, kde šířka poškození tvoří maximálně 20% šířky stykové plochy kroužku, (b) středně velký pitting, s šířkou poškození v intervalu 20 – 80 %, (c) velký nebo hrubý pitting s poškozením představující více než 80% ze šířky kroužku valivého ložiska. Cílem klasifikace pittingu je identifikace, zda se jedná o primární nebo sekundární pitting a zda je iniciace pittingu pod povrchem nebo je iniciován na povrchu stykovým únavovým porušením. Klasifikace původu pittingu ovlivňuje posouzení příčiny vzniku poškození valivého ložiska [6].



Obr. 3 Pitting projevny na kroužku valivého ložiska (SEM) [7]

3.2 Flaking

Flaking představuje typ poškození, kde se povrchové vrstvy odlupují při nepřiměřeném zatížení ložiska nebo také při jeho nesprávné montáži. Proces odlupování vzniká v průběhu odvalování valivých elementů na oběžné dráze ložiska. Flaking patří mezi poslední fáze poškození a předznamenává blížící se kolaps, tj. konec životnosti ložiska [6].

3.3 Spalling

U povrchově vytvrzovaných součástí často dochází k tvorbě poškození s názvem spalling. Vysoké kontaktní tlaky způsobují v povrchových vrstvách smykové napětí, které je příčinou vzniku podpovrchových trhlin. Následné větvení trhlin oslabuje podpovrchové vrstvy a části povrchu se odlupují. Na degradovaném povrchu vznikají následně koncentrátoři napětí, které mohou vést k lomu ložiskového kroužku. Častou příčinou spallingu je nedostatečné mazání

nebo vznik nesouvislé lubrikační vrstvy, čímž dochází k enormnímu zvýšení radiálního zatížení. Vznik spallingu může být podpořen i účinkem styku s tvrdší cizorodou částicí na kontaktní valivé ploše nebo i chybnou montáží [6].

3.4 Scuffingu a galling

Scuffing je popsán jako jev, při selhání více technologických parametrů, co představuje komplex vlivů nedostačující lubrikační vrstvy, kontaktního tlaku, rychlosti a tření. Ochranná povrchová vrstva se rozrušuje a vzniká bezprostřední styk mezi povrchovými nerovnostmi a dochází k odírání hloubkových vrstev. Výsledkem je opotřebení v intervalu 10 až 100 mikrometrů. Gradací scuffingu je mechanické poškození galling, které je definováno jako „zadírání“ dvou povrchů do sebe. Proces přenosu materiálů mezi povrchy lze přirovnat ke sváření třením. Zamezením jevu scuffing a galling lze přidáním aditiv do mazadel ve formě anorganických solí zinku a fosfátu [8].

3.5 Brinelling

Brinelling se vyskytuje u ložisek v klidovém režimu, které jsou vystaveny vibračním účinkům blízkého zařízení. Tento typ poškození může vznikat např. i při přepravě ložiska. Brinelling vzniká v zóně zatížení důsledkem mikropohybu, pod vlivem vibrací při přímém kovovém styku valivých elementů a ložiskových kroužků. Valivý element se nepřetáčí, jen se naklání cca o 2° a vytváří na povrchu deformaci v závislosti na tvaru valivého elementu. Pravý brinelling, „true brinelling,“ valivých elementů vzniká v klidové poloze ložiska, kde pracovní zatížení překročí mez pružnosti, viz obr. 4. Působící nadměrné zatížení nerotujícího ložiska, například při přepravě nebo při nesprávné manipulaci, způsobuje plastickou deformaci styčné plochy kroužku indexačním vrypem valivého elementu do oběžné dráhy kroužku. Falešný brinelling „true brinelling,“ je forma opotřebení oběžové dráhy, z důvodu mírného výkyvu nebo chvění valivého elementu. Poloha a tvar poškození, vrypu, odpovídá pozici valivého elementu v průběhu poškození. K zamezení poškození je potřeba dostatečující lubrikace součástí podílejících se na valivém styku [9].



Obr. 4 Falešný brinelling na kontaktní ploše valivého ložiska [10]

3.6 Diskolorizace

Při nedostatečném mazání nebo při nekonstantní plošné lubrikaci ložiska může vznikat nekontrolovatelné tepelné pole v určité části ložiska následované přehřátím. Přehřátí se projeví různým zbarvením ložiskových kroužků a valivých elementů. Tento jev je nazýván diskolorizace části ložiska.

4. Oceli pro výrobu ložisek

Při návrhu optimálního materiálu pro konkrétní ložiska a dimenzování jejich vlastností je potřeba brát v úvahu mnoho požadavků, které ve výsledku tvoří celkovou životnost a spolehlivost ložiska. Mezi základní požadované vlastnosti, které by měly vykazovat ložiskové materiály, se řadí zejména dostatečná tvrdost matrice pro zaručení potřebné únosnosti, vysoká mez únavy při kontaktním namáhání v místě valivého styku, chemická odolnost vůči mazivu a v neposlední řadě rozměrová stálost.

V současnosti bezpochyby tvoří převážnou část celkové produkce výroby ložisek na světě ložiska vyrobená z oceli. Je to nejrepresentativnější zástupce materiálu pro výrobu těchto strojních součástí, a to jak z důvodů jejich mechanických a technologických vlastností, tak i z důvodů ekonomických.

4.1 Polotovary pro výrobu valivých ložisek

Polotovar pro výrobu kroužků valivých ložisek a valivých elementů musí kromě dostatečných mechanických vlastností a ekonomického hlediska splňovat také některé technologické

požadavky, které se významně mění s ohledem na vhodný průběh vláken materiálu a rozmístění karbidické fáze.

Se zvětšujícím se stupněm přetvoření a se zlepšuje jakost oceli tím, že se eliminuje původní karbidická řádkovitost, která vzniká segregací v prvotní výrobě polotovaru

Stupeň přetvoření roste za doprovodu zvýšeného zhutnění materiálu doprovázeného zjemněním zrna, které má příznivý vliv na pevnost a trvanlivost finálního valivého ložiska. Dosáhnutím vysokého stupně přetváření a zvýšené hutnosti oceli se zvyšuje mez únavy a odolnost materiálu vůči kontaktní únavě kalené ložiskové oceli.

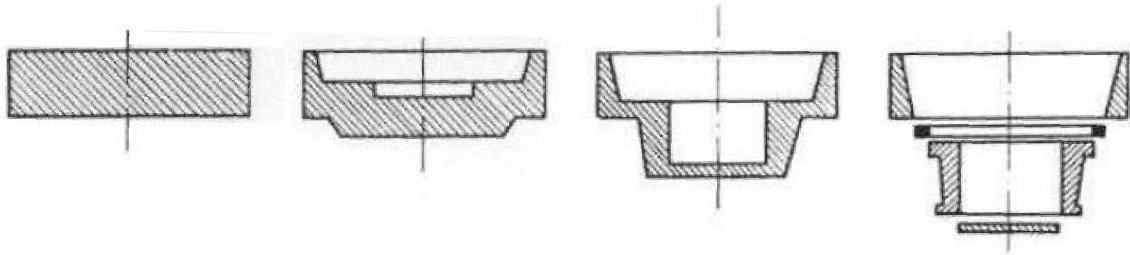
Vysokou životnost ložisek je možné docílit výběrem jakostního materiálu výchozího polotovaru se značným stupněm přetvoření. S ohledem na ekonomickou část výroby se dělí polotovary na výrobu valivého ložiska na dvě základní technologické skupiny. První skupina jsou polotovary válcované, jako například tyče nebo trubky. Druhou skupinou jsou polotovary vyráběné tlakem, jako například výkovky nebo zhutněné polotovary práškovou metalurgií [11].

4.2 Válcování za studena

Většina výrobců volí jako výchozí polotovar pro výrobu ložisek bezešvé trubky, které jsou za studena rozválcovány do finálního stavu. Ocelový sochor kruhového průřezu ohřátý na tvářící teplotu prochází přes válcovací stolicí, která mu uděluje rotační pohyb a je navlékán na ocelový trn. Rozměry trubek jsou dány jejich vnějším i vnitřním průměrem a tloušťkou stěny. Nejčastěji se ve výrobě postupuje dle principu Mannesmannova a Stiefelova způsobu výroby. Vzniklá díra se dále kalibruje pro kvalitnější povrch a požadovaný rozměr [11].

4.3 Postoupné kování

Relativně vysoké přetvoření mají výkovky, které se vyrábí způsobem postupného kování. Předkovek se pomocí postupného procesu ražení kove za kovací teploty na rychloběžných bucharech. Při kování na bucharech je dutina tvořena postupně během několika úderů beranu v postupových zápustkách. Technologický postup pro finální tvar můžeme vidět i na obr. 5, kde jsou znázorněny etapy výroby kuželíkového ložiska. Výhodou postupného kování je, že získáme přesné výkovky, které se kovají v jemném technologickém postupu s opakovaným ohřevem na kovací teplotu, bez ochlazení na pokojovou teplotu. Nevýhodou je časová náročnost technologie a namáhavost pro výrobu [11].



Obr. 5 Postup kování kuželíkového ložiska z rondelu [12]

4.4 Prášková metalurgie

Další použitelné polotovary na výrobu valivých ložisek jsou výlisky nebo polotovary s využitím práškové metalurgie. Pomocí práškové metalurgie jsou zhotovovány polotovary nebo už hotové výrobky spojováním kovů nebo kovů vesměs s nekovy ve formě prášků za působení vysokého tlaku a tepla, kdy při vysokých teplotách dochází k procesu spékání prášku neboli slinování a následného zhutnění. Teploty slinování jsou nižší, než je teplota tavení alespoň jedné ze spojovaných složek. Zhutněný a výrazně pórovitý výrobek už většinou nepodstupuje finální proces obrábění. Velký význam z hlediska funkčnosti má počet pórů konstantně rozložených po celé ploše ložiska. Póry zaujímají, s ohledem na použitou technologii a materiál, 15 až 30% celkového objemu, kde 98 až 99 % z nich je propojeno. Velikost pórů je v řádu 1 až 20 μm , přitom na 1 mm^2 připadá 500 až 2000 otevřených pórů.

Póry plní v rámci funkce ložiska nezastupitelnou úlohu. S ohledem na jejich množství a charakter lze tyto materiály označit za samomazné. Před použitím se ložiska nasatí mazadlem metodou nástřiku nebo namáčení do kádí s mazadlem. Pomocí tepelné roztažnosti pórů při výrazném zahřátí a pomocí odstředivé síly ložiska vstupuje mazadlo mezi kluzné plochy a vytváří mazací film. Po vychladnutí se mazadlo vsaje zpět do pórů pomocí kapilárních sil [11].

4.5 Chemické složení ložiskových ocelí

Oceli pro výrobu ložisek se řadí mezi konstrukční oceli. Základními typy ložiskových ocelí jsou nadeutektoidní vysokouhlíková chromová a chrommanganová ocel. Na součásti valivých ložisek, stejně tak i na valivé elementy se však používá i celá řada jiných ocelí, jako např. cementační oceli, případně korozivzdorné oceli nebo rychlořezné oceli pro ložiska pracující za vysokých teplot [13].

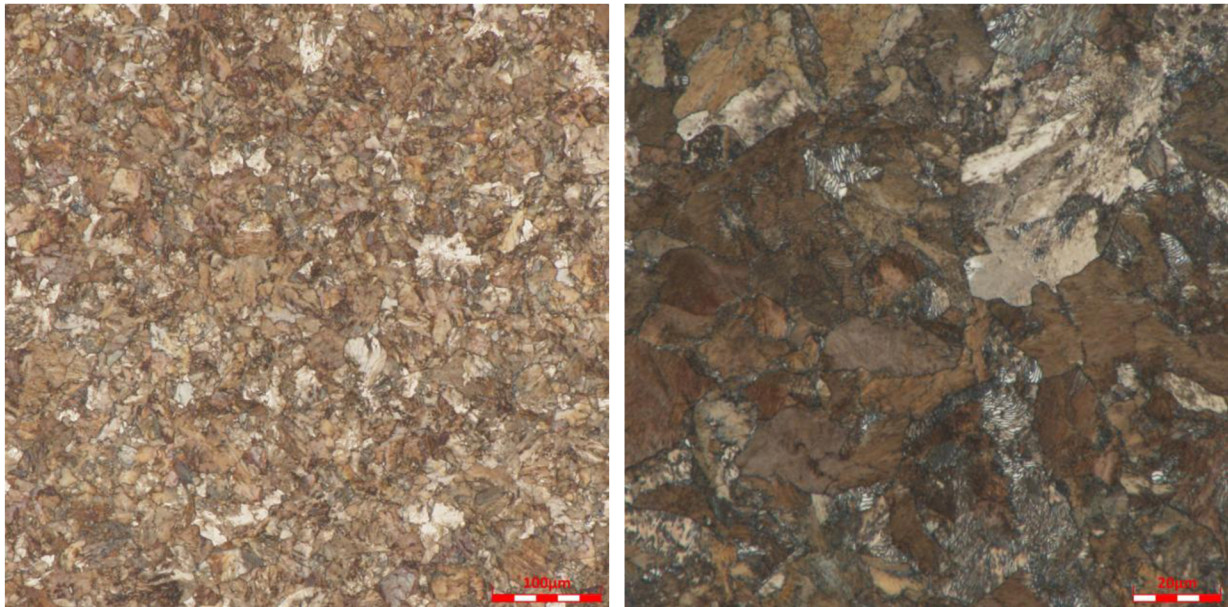
Detailním rozdělením a klasifikací materiálů pro výrobu ložisek se zabývá norma ČSN EN ISO 683-17 Oceli pro tepelné zpracování, oceli legované a oceli automatové – Část 17: Oceli na valivá ložiska [14], která rozděluje ložiskové oceli na:

- prokalitelné oceli na valivá ložiska (oceli přibližně s 1 % C a 1 % až 2 % Cr), viz tab. 1
- oceli na valivá ložiska k cementování, viz tab. 2
- oceli na valivá ložiska k indukčnímu kalení nelegované a legované (zušlechtěné oceli), viz tab. 3
- korozivzdorné oceli na valivá ložiska, viz tab. 4
- oceli na valivá ložiska pro použití při vysokých teplotách, viz tab. 5

Prokalitelné oceli nachází využití při výrobě ložisek větších rozměru, kde vysokou prokalitelnost zabezpečuje přidání dostatečného množství manganu a molybdenu. Ložiska, která pracují v korozním prostředí, jsou vyráběna z vysokouhlíkové chromové oceli s obsahem uhlíku nad 1%. Vysokou tvrdost po zakalení zaručuje uhlík a odolnost vůči korozi chrom. Pomocí přidání molybdenu dosáhneme pracovních teplot ložiska do 350°C. Při výrobě dynamicky minimálně zatížených valivých ložisek se upřednostňují chromová nebo chrommanganová ocel s vysokým podílem uhlíku s následným kalením a nízkoteplotním. Ukázka mikrostruktury prokalitelné oceli 100Cr6 v přírodním stavu je zobrazená na obr. 6, následně po martenzitickém kalení na obr. 7. Příklad mikrostruktury cementační oceli 17MnCr6 v přírodním stavu zobrazuje obr. 6, a v zakaleném stavu na obr. 7.

Tab. 1 Specifikace prokalitelných ocelí pro použití na valivá ložiska vč. příkladů

Prokalitelné oceli									
<ul style="list-style-type: none"> - patří mezi nepoužívanější ulíko-chrómové ocele pro výrobu valivých ložisek - složení představuje optimální rovnováhu mezi výrobními a provozními požadavkům 									
norma:	ČSN EN ISO 683-17:1999								
chemické složení	přibližně 1 % uhlíku a 1,5 % chrómu								
tepelné zpracování:	<ul style="list-style-type: none"> - prvotní proces žíhání různého typu dle požadavku na výrobní technologii ložiska nebo na základě výchozího stavu polotovaru - ocel je zakalená a zpravidla prochází martenzitickou nebo bainitickou přeměnou s následným popuštěním 								
tvrdost	58 až 65 HRC								
provozní teplota	120°C až 250°C								
Typické příklady prokalitelných ocelí									
číslo materiálu 1.3505			Chromová ocel na valivá ložiska				OCEL 100Cr6		
Chemické složení [hm. %]									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu		
0,90 - 1,05	0,15 - 0,35	0,25 - 0,45	max 0,030	max 0,025	1,35 - 1,65	max 0,30	max 0,030		
Technologické údaje									
normalizační žíhání	870–900 °C			ochlazovat na vzduchu					
žíhání na měkko	780–800 °C			ochlazovat v peci					
žíhání na snížení pnutí	600–650 °C			ochlazovat v peci					
kalení	800–830 °C			ochlazovat v oleji					
	830–870 °C			ochlazovat v oleji nebo v teplé lázni					
popuštění	150–180 °C								
velikost aust. zrna	≥ 5			přípustná jsou ojedinělá zrna velikosti 3 a 4					
použití	kuličky, válečky, jehly, kroužky a příruby do 30 mm								
číslo materiálu 1.3537			Cr-Mo ocel na valivá ložiska				OCEL 100CrMo7		
Chemické složení [hm. %]									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	Al	O
0,93 - 1,05	0,15 - 0,35	0,25 - 0,45	max 0,025	max 0,015	1,65 - 1,95	0,15 - 0,30	max 0,030	max 0,050	max 0,0015
Technologické údaje									
normalizační žíhání	860–890 °C			ochlazovat na vzduchu					
žíhání na globular. karbidy	750–800 °C			ochlazovat v peci					
žíhání na snížení pnutí	600–650 °C			ochlazovat v peci					
kalení	840–880 °C			ochlazovat v oleji					
popuštění	150–180 °C								
velikost aust. zrna	≥ 5			přípustná jsou ojedinělá zrna velikosti 3 a 4					
použití	kuličky, válečky, jehly, kroužky a kotouče žárupevných valivých ložisek do tloušťky stěn 50mm								



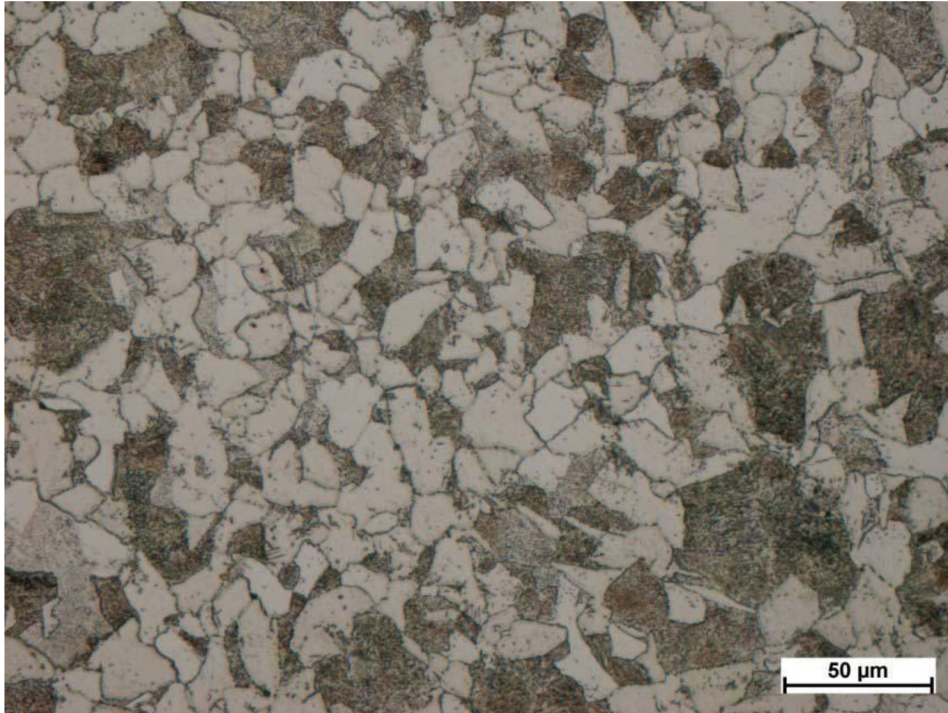
Obr. 2 Struktura oceli 100Cr6 v přírodním stavu (bez TZ), (LM, zv. 500x (vlevo), 1000x (vpravo), Nital) [15]



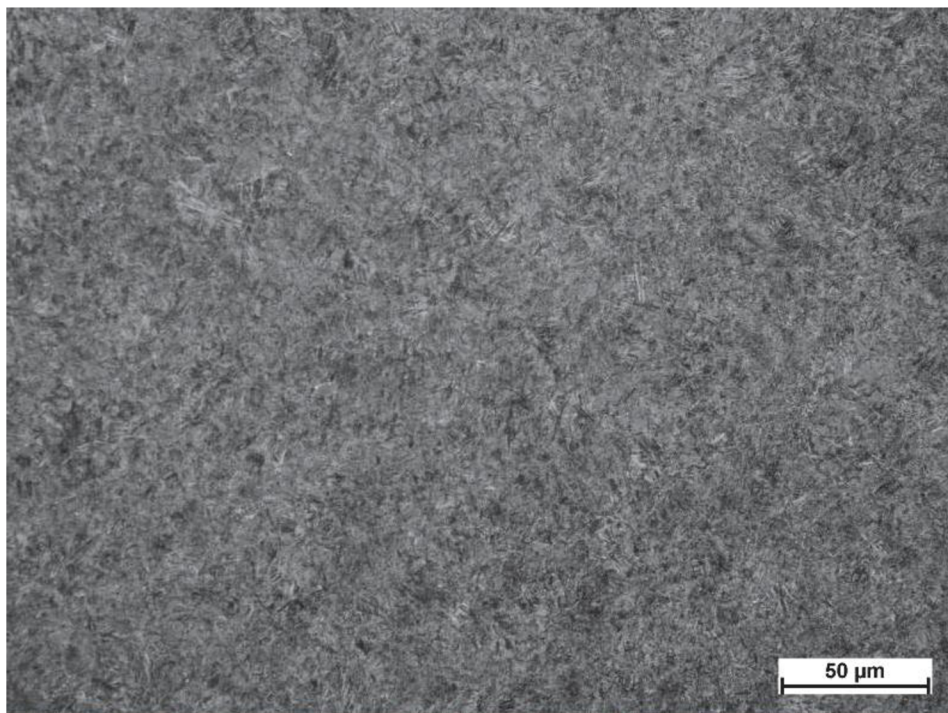
Obr. 7 Struktura oceli 100Cr6 po martenzitickém kalení, (LM, zv. 1200x (vlevo), 2400x (vpravo), Nital) [15]

Tab. 2 Specifikace cementačních ocelí pro použití na valivá ložiska vč. příkladů

Cementační oceli								
<ul style="list-style-type: none"> - ocel je určena pro cementování - vyznačuje se nízkým obsahem uhlíku. - podmínka dezoxidovaného výchozího stavu - využitelnost nacházejí hlavně pro strojní součásti, součásti dopravných prostředků s cementovanými styčnými plochami nebo na méně namáhané a méně rozměrné součásti, jako jsou ložiska. 								
norma:	ČSN EN 10084							
chemické složení	<ul style="list-style-type: none"> - přibližně 1 % uhlíku a 1,5 % chromu - vliv legujících prvků na obsah uhlíku v cementační vrstvě - zvýšení houževnatosti jádra přidáním niklu nebo manganu - zvýšení podílu zbytkového austenitu po kalení pomocí austenitotvorných prvků 							
tepelné zpracování:	<ul style="list-style-type: none"> - kalení s následným ochlazením v oleji - nízkoteplotní popouštění 							
tvrdost	58 až 65 HRC							
provozní teplota	120°C až 250°C							
velikost aust. zrna	od 5 do 8 podle normy EN 10103							
rozdělení podle chem. složení	nelegované ušlechtilé, chromové oceli, chrommanganová, chrommolybdenové, chromniklové, chrom-molybden-niklové							
Typické příklady cementačních ocelí								
číslo materiálu	Mn-Cr					OCEL		
1.3521	ocel na valivá ložiska					17MnCr6		
Chemické složení [hm. %]								
C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Al	
0,14 - 0,19	max 0,40	1,10-1,30	max 0,025	max 0,015	0,80 - 1,10	max 0,30	max 0,055	
Technologické údaje								
kalení	810–840 °C		ochlazovat v oleji					
popouštění	150–180 °C							
prokalitelnost Jominy 1,5 mm	39-47 HRC		ocel se zaručenou prokalitelností označujeme 17MnCr5+H					
velikost aust. zrna	≥ 5							
použití	kroužky valivých ložisek a další kontaktně zatěžované části							
číslo materiálu	Cr-Ni-Mo					OCEL		
1.3531	ocel na valivá ložiska					16CrNiMo6		
Chemické složení [hm. %]								
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
0,15 - 0,20	max 0,40	0,40-0,60	max 0,035	max 0,035	1,50 - 1,80	0,25 - 0,35	1,40 - 1,70	max 0,30
Technologické údaje								
kalení	800–830 °C		ochlazovat v oleji					
popouštění	150–180 °C							
prokalitelnost Jominy 1,5 mm	40-48 HRC							
velikost aust. zrna	≥ 5							
použití	kroužky valivých ložisek a další kontaktně zatěžované části							



Obr. 3 Struktura oceli 17MnCr5, základní stav (bez TZ), (LM, zv. 500x, Nital) [16]



Obr. 4 Struktura oceli 17MnCr5 po tepelném zpracování (LM, zv. 500x, Nital) [16]

Tab. 3 Specifikace zušlechtilých ocelí pro použití na valivá ložiska

Zušlechťené oceli							
<ul style="list-style-type: none"> - výrobu strojních součástí, které jsou určeny k tepelnému spravování a to k zušlechťováním, případně jsou používány ve stavu normalizačně žíhaném - nejzákladnější požadavek pro tuto skupinu ocelí je prokalitelnost - požadavek uklidněné oceli - příznivý poměr mezi kluzu a vrubovou houževnatostí - využití pro namáhané součásti strojů 							
norma	ČSN EN 10083-1						
chemické složení	<ul style="list-style-type: none"> - uhlík od 0,4 až do 0,6 %, křemíku do 0,4 %, fosforu do 0,035 % a síry do 0,035 % - součet množství prvku chromu, molybdenu a niklu nemůže přesáhnout 0,63 % na rozdíl od legovaných ocelí kde obsah přísad je obvykle do 3 % - molybden a wolfram potlačuje náchylnost k popouštěcí křehkosti - nikl zabezpečuje malé deformace při kalení, snížení přechodové teploty a mírnější pokles houževnatosti s klesající teplotou 						
tepelné zpracování:	<ul style="list-style-type: none"> - výchozí stav tepelně nepracován - žíhání na měkko pro lepší obrobitelnost - kalení je prováděno do vody 						
tvrdost	58 až 65 HRC						
provozní teplota	120°C až 250°C						
Typické příklady zušlechťených ocelí							
číslo materiálu	Chrómová ocel k zušlechťování a povrchovému kalení					OCEL	
1.3561						44Cr2	
Chemické složení [hm. %]							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	
0,42 -0,48	max 0,40	0,50 -0,80	max 0,025	max 0,035	0,40 -0,40	max 0,30	
Technologické údaje							
normalizační žíhání	840–870 °C		ochlazovat na vzduchu				
žíhání na měkko	650–700 °C		ochlazovat v peci				
kalení	820–850 °C		ochlazovat ve vodě				
	830–860 °C		ochlazovat v oleji				
popuštění	550–660 °C						
použití	indukční povrchové kalení a povrchové kalení plamenem do Ø100 mm						
číslo materiálu	Cr-Mo ocel zušlechťování					OCEL	
1.3563						43CrMo6	
Chemické složení [hm. %]							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu
0,40 - 0,46	max 0,04	0,60 - 0,90	max 0,025	max 0,035	0,90 - 1,20	0,15 - 0,30	max 0,30
Technologické údaje							
normalizační žíhání	840–880 °C		ochlazovat na vzduchu				
žíhání na měkko	680–720 °C		ochlazovat v peci				
kalení	820–850 °C		ochlazovat ve vodě				
	830–860 °C		ochlazovat v oleji				
popuštění	540–680 °C						
použití	povrchové kalení plamenem a indukční kalení do Ø 250 mm						

Tab. 4 Specifikace nerezavějících ocelí pro použití na valivá ložiska

Nerezavějící oceli								
<ul style="list-style-type: none"> - známých taky jako korozivzdorné oceli - nejzákladnějším prvkem v korozivzdorných vysokolegovaných ocelích je chrom - zaručují zvýšenou odolnost proti elektrochemické korozi v oxidačním prostředí za normálních teplot z důvodu schopnosti pasivace - pro určení struktury materiálu lze za pomoci údajů o množství feritotvorných a austenitotvorných prvků použít Schaefflerův diagram. 								
norma:	ČSN 10088							
chemické složení	<ul style="list-style-type: none"> - nízký obsah uhlíku okolo 0,08 % - obsah chromu v tuhém roztoku minimálně 11,74 %, také můžeme obsah chromu vyjádřit jako rovnici závislou na obsahu uhlíku ve struktuře: %Cr = 11,74% + 14,5% C [%] 							
tvrdost	58 až 65 HRC							
provozní teplota	120°C až 250°C							
Rozdělení podle chem. složení	chromové, chrom-niklové, chrom-manganové							
rozdělení podle struktury	feritické, martenzitické a vytvrditelné, austenitické, austeniticko-feritické (duplexní oceli)							
tepelné zpracování:	<ul style="list-style-type: none"> - martenzitické: žhání naměkko, kalení a popouštění, příp. žhání ke snížení pnutí - feritické: homogenizační žhání 750-900°C s rychlým ochlazením - austenitické: rozpouštěcí žhání 950-1150°C s rychlým ochlazením - dvoufázové A-F: rozpouštěcí žhání 1000 – 1150°C s rychlým ochlazením a následně stárnutí (450°C) - vytvrditelné: rozpouštěcí žhání 950 – 1150°C s rychlým ochlazením a následné precipitační vytvrzování 							
Typické příklady nerezavějících ocelí								
číslo materiálu 1.3541	Nerezavějící chromová ocel na valivá ložiska OCEL X45Cr13							
Chemické složení [hm. %]								
C	Si	Mn	P	S	Cr			
0,43 -0,50	max 1,00	max 1,00	max 0,040	max 0,015	12, 50 -14,50			
Technologické údaje								
kalení	1 020–1 070 °C	ochlazovat v oleji						
popouštění	100–200 °C							
použití	kuličky, válečky, jehly, kroužky nerezavějících valivých ložisek střední tvrdosti							
číslo materiálu 1.3549	Cr-Mo-V ocel na valivá ložiska OCEL X89CrMoV18-1							
Chemické složení [hm. %]								
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Cu
0,85 - 0,95	max 1,00	max 1,00	max 0,045	max 0,030	17,00 - 19,00	0,90 -1,30	0,07 -0,12	max 0,30
Technologické údaje								
žhání na měkko	820–860 °C	ochlazovat v peci						
kalení	1 040–1 070 °C	ochlazovat v oleji						
popouštění	100–200 °C							
použití	kuličky, válečky, jehly, kotouče nerezavějících valivých ložisek							

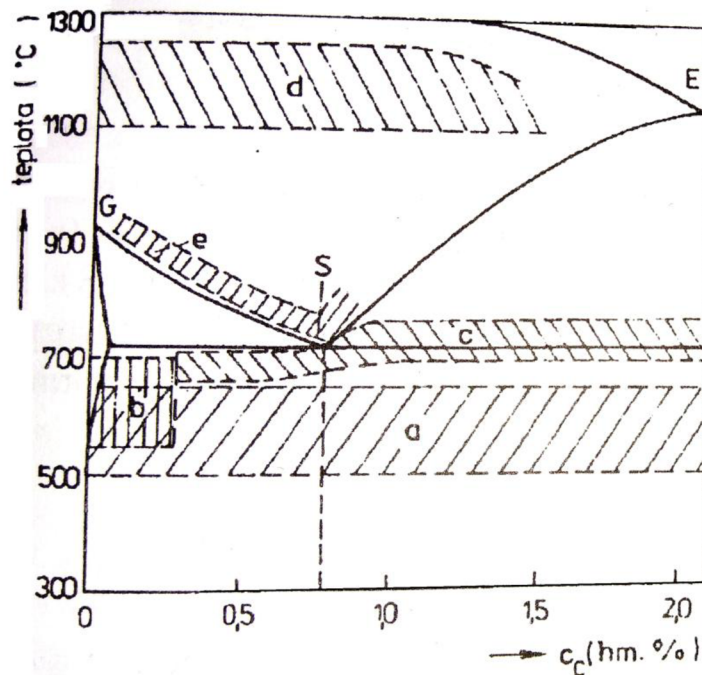
Tab. 5 Specifikace ocelí zachovávající tvrdost za zvýšených teplot pro valivá ložiska

Oceli zachovávající tvrdost za zvýšených teplot								
<ul style="list-style-type: none"> - oceli pro použití při pracovních teplot okolo 250°C, oblast stabilizace oceli - oblast tepelného spravování oceli, ložisko takzvaně stabilizováno, to se projeví snížením únosnosti ložiska - vysoce legované ocele z důvodu zachování tvrdosti a provozních vlastností i za zvýšených teplot - požaduje se vysoká odolnost proti tepelné únavě, otěruvzdornost a odolnost proti erozi při vysokých pracovních teplotách a odolnost vůči deformaci 								
norma:	ČSN 10088							
Chemické složení	<ul style="list-style-type: none"> - obsah uhlíku se vyskytuje v intervalu od 0,28% do 0,60% - legované prvky jako chróm do 5,50 % vanadem do 1,10 % a molybdenem do 3,00%[
tepelné zpracování:	<ul style="list-style-type: none"> - předehřev a následní kalení s ochlazením do solních lázní - vysokoteplotní popouštění 							
Tvrdost	58 až 65 HRC							
Provozní teplota	250°C a více							
Typické příklady ocelí zachovávající si tvrdost za zvýšených teplot								
číslo materiálu	W-Mo-Cr-V						OCEL	
1.3553	ocel na valivá ložiska						X75WCrV18-4-1	
Chemické složení [hm. %]								
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W
0,70 - 0,86	max 0,45	max 0,40	max 0,030	max 0,030	3,80 - 4,50	max 0,060	1,00 - 1,20	17,5 -18,5
Technologické údaje								
předehřev	750–875 °C							
kalení	1 220–1 270 °C		ochlazovat v solné lázni teplé 500–560°C					
popouštění	500–580 °C		doba popouštění 2 h na teplotě					
použití	kuličky, válečky, jehly, kroužky ložisek pracujících za zvýšených teplot							
číslo materiálu	W-Mo-Cr-V						OCEL	
1.3553	ocel na valivá ložiska						X82WMoCrV6-5-4	
Chemické složení [hm. %]								
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W
0,78 - 0,86	max 0,40	max 0,40	max 0,030	max 0,030	3,80 - 4,50	4,70 - 5,20	1,70 - 2,00	6,00 -6,70
Technologické údaje								
žhání na měkko	780–820 °C		ochlazovat v peci					
předehřev	750–875 °C							
kalení	1 180–1 230 °C		ochlazovat v solné lázni teplé 500–560 °C					
popouštění	500–580 °C		doba popouštění 2 h					
velikost aust. zrna	≥ 5		přípustná jsou ojedinělá zrna velikosti 3 a 4					
použití	kuličky, válečky, jehly, kroužky a kotouče žárupevných valivých ložisek							

5. Tepelné zpracování ložiskových ocelí

5.1 Žíhaní naměkko

Prvním krokem technologického procesu tepelného zpracování ložiskové oceli je žíhaní naměkko. Po procesu žíhaní naměkko ocel získá materiál velmi dobrou obrobiteľnosť, u ocelí s obsahem uhlíku nad 0,4 % při tvrdosti zhruba 210 HB a u nízkouhlíkových ocelí se výrazně zlepšit tvářitelnost za studena. Cílem je sferoidizace eutektoidní karbidické fáze (perlitického cementitu), popřípadě sekundárního cementitu v oblasti žíhacích teplot A_{c1} . Žíhaní podeutektoidních ocelí se provádí pod teplotou A_{c1} , což představuje interval teplot 600 až 720°C. Pásmo žíhacích teplot pro eutektoidní ocel lze vidět na obr. 10. Doba žíhání se pohybuje od čtyř do cca 20 hodin v závislosti na chemickém složení oceli a velikosti karbidických částí.



Obr. 5 Schematické znázornění oblasti žíhacích teplot v diagramu Fe-Fe₃C (žíhání: a-ke snížení pnutí, b-rekrytalizační, c-na měkko, d-homogenizační, e-normalizační) [17]

Následným pozvolným ochlazováním v peci docílíme přeměny lamelárního perlitu na perlit zrnitý v důsledku působícího povrchového napětí. U ložiskových ocelí, které mají nadeutektoidní strukturu, se provádí ohřev nad teplotou A_{c1} (tzn. v intervalu teplot 725 až 760°C). Při těchto teplotách nastává rychlá sferoidizace sekundárních ale i ledeburitických karbidů. Následuje pomalé ochlazování, někdy až 10°C za hodinu na teplotu 600°C, kde

vzniká zrnitý eutektoid. Pomocí žíhání lze připravit vhodnou výchozí strukturu před následným kalením. Ve vyžíhaném stavu se povoluje maximálně 10% lamelárního perlitu ve struktuře oceli. Konstantní rozložení globulárních karbidů v matrici ulehčuje austenitizaci a zlepšuje mechanické vlastnosti ložiskových ocelí po zakalení [12].

Po žíhání naměkko se výsledná struktura oceli vyznačuje přítomností globulárního perlitu s rovnoměrně i nerovnoměrně rozloženými karbidy. Struktura správně vyžíhaného perlitu je znázorněná na obr. 12.

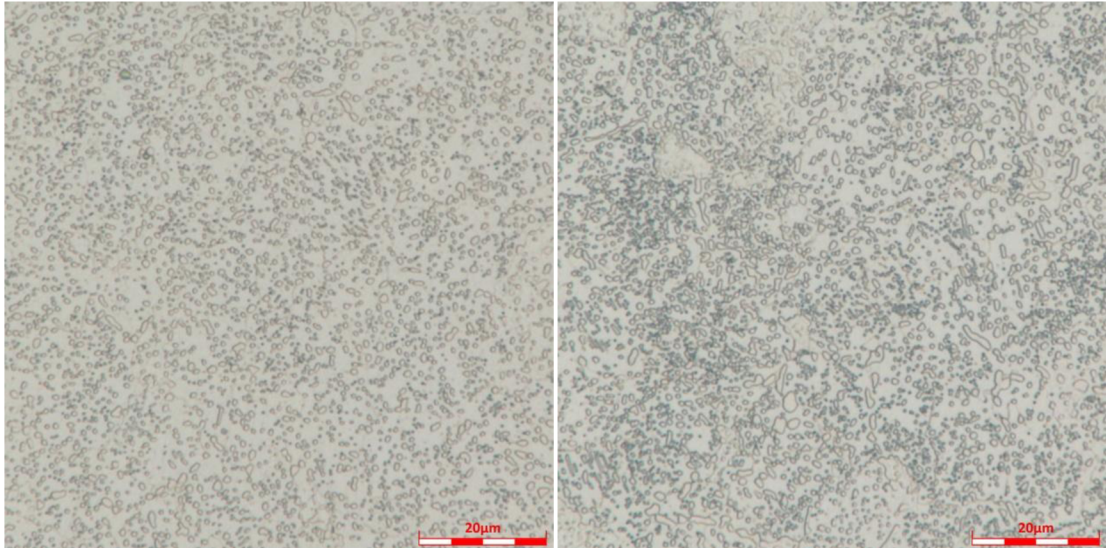
Nevhodným technologickým postupem tepelného zpracování se může ve struktuře objevit i lamelární perlit, který může mít za následek zhoršenou obrobiteľnosť a náchylnost ke vzniku kalících trhlin, jako i změnu rozsahu optimálních kalících teplot. Přítomnost lamelárního perlitu způsobuje strukturní a objemovou nestálost součástí.

Přítomnost lamelárního perlitu je způsobena nedostatečnou teplotou či časovou prodlevou sferoidizačního procesu.

Důsledkem výskytu lamelárního perlitu ve struktuře jsou nižší hodnoty dynamických únavových zkoušek. Nepřípustným aspektem v žíhací struktuře jsou shluky velmi jemných globulárních karbidů z důvodu dobré rozpustnosti při austenitizační teplotě a zvýšení obsahu uhlíku v austenitu právě v místech těchto shluků. Následné nepříznivé ovlivnění mechanických vlastností výchozí struktury se shluky velmi jemných globulárních karbidů po kalení, jako v případě výskytu lamelárního perlitu.

Hodnocení mikrostruktury po procesu žíhání naměkko se provádí porovnávací metodou na základě využití etalonové série č. 2, 3 a 4 dle předpisu SEP 1520 [18], na který se odkazuje norma ISO 683-17 [14], případně na základě etalonové řady normy ASTM A892-06 (Standard Guide for Defining and Rating the Microstructure of High Carbon Bearing Steels) [19].

Nejkomplexnější hodnocení karbidické fáze poskytuje hojně využívaný předpis SEP 1520, viz kapitola 9.



Obr. 6 Mikrostruktura materiálu 100Cr6 po žhání naměkko (a) optimální stav, (b) nevhodná distribuce karbidické fáze s náznaky síťové po hranicích austenitických zrn (LM, zv. 3200x, Nital)

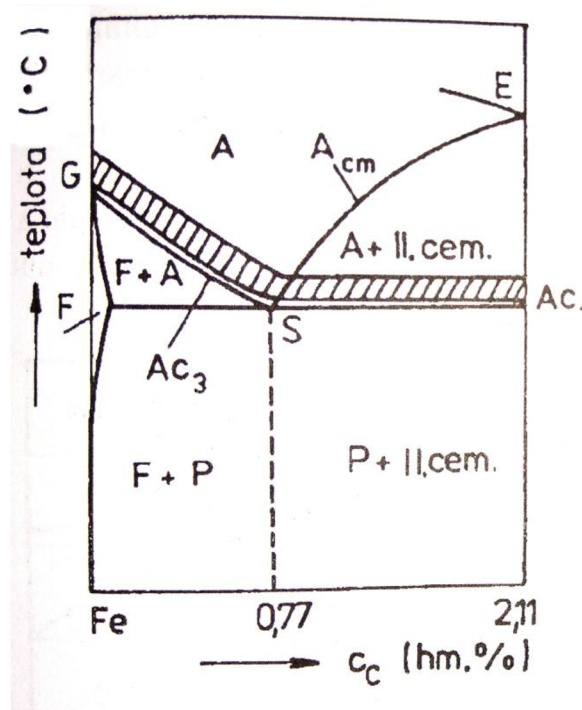
5.2 Kalení

Po obrábění se části ložiska kalí při teplotách v rozmezí 820°C až 850 °C v závislosti na množství legujících prvků. Zvoleným ochlazovacím prostředím je olej z důvodu vzniku malých vnitřních pnutí, zejména u středně a výše legovaných ocelí. Tvrdost by se měla po žhání pohybovat v rozmezí od 180 až do 220 HB.

Kalení podeutektoidních ocelí se obvykle provádí 30 až 50°C nad teplotou A_{c3} , kde je zajištěná homogenní struktura austenitu před jeho rozpadem. Tento interval teplot zajišťuje kompromis pro dosažení homogenního austenitu v krátkém čase a zachování jemného austenitického zrna. U nadutektoidních ocelí se používá kalící teplota 30 až 50°C nad A_{c1} . Pásmo kalících teplot jsou vyznačena na obr. 11.

Výsledná mikrostruktura po zakalení je tvořena martenzitem, zbytkovým austenitem a částicemi nerozpuštěné karbidické fáze cementitického typu (převážně sekundárního cementitu). Sekundární karbidy po zakalení významně zvyšují odolnost proti opotřebení ocele. Nežádoucí strukturou v zakalené matici ložiskové oceli je zbytkový austenit, který po dosažení mezní hodnoty způsobuje snížení tvrdosti oceli a rozměrovou nestabilitu zakalených ocelových součástí. Zbytkový austenit po zakalení je uzavřen v jehlicích martenzitu, které mají větší měrný objem než původní austenit. To způsobuje vnitřní pnutí v zbylém austenitu. Množství zbytkového austenitu je specifická hodnota závislá od výchozí struktury materiálu, podmínek austentizace, rychlosti ochlazování a dle průřezu kalené součásti.

V případě optimálního tepelného zpracování oceli 100Cr6 se obsah zbytkového austenitu pohybuje pod 4%. Nedodržením správné kalicí teploty může dojít v zakalené matici ke vzniku nežádoucí struktury feritu, případně může dojít ke zhrubnutí austenitického zrna a následnému vzniku kalících trhlin. Předpisy výrobců hodnotí hrubost martenzitu podle nejrůznějších firemních etalonů. Důležitým parametrem při kalení je ochlazovací rychlost, která musí být tak velká, aby zajišťovala vznik požadované bainitické nebo martenzitické struktury matrice při minimální úrovni vnitřního napětí. Pro vyhovující mechanické parametry je nutné zajištění rovnoměrné distribuce sekundárního cementitu, které lze dosáhnout předchozím žháním naměkko. V kaleném stavu by podle normy ČSN EN ISO 683-17 měla tvrdost pohybovat od 61 až 65 HRC.



Obr. 7 Znárodnění oblasti kalících teplot v diagramu Fe-Fe₃C [17]

5.3 Nízkoteplotní popouštění

Závěrečným krokem procesu tepelného zpracování je nízkoteplotní popouštění při teplotách okolo 170°C. Cílem popouštění na nízkých teplotách neboli napouštění je snížení hodnoty vnitřního napětí, snížení obsahu zbytkového austenitu, zachování vysoké tvrdosti a rozměrové stability. Popouštěcí médium může být olejová lázeň, solná lázeň nebo elektrická pec. Po popouštění se v mikrostruktuře materiálu nesmí objevovat jemný perlit a kalící trhlinky [12].

6. Mikročistota materiálu

Jedním z mnoha důležitých požadavků kladených na ocel pro valivá ložiska je vysoká mikročistota. Samotná životnost ložiska závisí na množství, morfologii, druhu a fyzikálních vlastnostech inkluzí. Vměstky neboli inkluze jsou částice vznikající v tekutém nebo v tuhém stavu reakcí příměsových prvků s kyslíkem, dusíkem i uhlíkem v rozpuštěném kovu, tzn. vzájemnou reakcí příměsových prvků mezi sebou nebo reakcí tuhého kovu s vyzdívkou.

6.1 Inkluze nekovových prvků

Nekovové inkluze ložiskových ocelí mohou mít negativní dopad na celkovou funkci a mechanické předpoklady ložisek. Lze je charakterizovat jako shluky tuhých produktů oxidace na povrchu materiálu vznikající při výrobě ocele. Nekovové inkluze, s menším součinitelem teplotní roztažnosti než ocelová matrice, jsou příčinou vzniku vnitřních pnutí při tepelném zpracování. Zda se nacházejí na funkčních plochách nebo v jejich blízkosti, působí jako koncentrátoři napětí. Následný zárodek porušení, jako znak kontaktní únavy, se šíří v závislosti na orientaci natočení inkluzí a koncentraci napětí vyvolaného důsledkem jejich výskytu v matrici. Zvýšením zatěžujících cyklů vzniká pitting na kontaktních plochách ložiska, což může zapříčinit zamezení správné funkce ložiska nebo jeho kolaps. Zvýšený obsah nekovových inkluzí způsobují degradaci metalografické čistoty ocele a dle původu vzniku lze nekovové inkluze rozdělit na exogenní a endogenní inkluze [20].

6.2 Exogenní inkluze

Exogenní inkluze se dostávají do materiálu při výrobě, konkrétně při tavně a odlévání oceli z okolí, například z vyzdívky pece. Patří k nim rafinační struska, pěna neboli tuhé oxidy, pozůstatky tavidel, uvolněný formovací materiál, porušení nátěrů nebo vyzdívky a produkty reakcí kovu s atmosférou, reakcí kovu s vyzdívkou nebo formou. Většina makroskopických exogenních vměstků (nad 0,2 mm) je viditelná okem na povrchu materiálu nebo na lomové ploše výrobku. Výskyt je rozdílný v morfologii a rozměru, v závislosti na energetických podmínkách vzniku. Disponují tendencí se koncentrovat ve vymezených oblastech odlitku, většinou u horního povrchu nebo v blízkosti vtoku. Nejvýznamnějším exogenním vměstkem je bublina nebo oxidický exogenní vměstek, objem plynu, který pronikl do taveniny při odlévání. Povrch bubliny je silně zoxidován. Z tohoto důvodu se v současnosti vyrábí ocel na valivá ložiska v elektrických obloukových pecích s cílem minimalizace množství nekovových inkluzí nebo mimo pecním zpracováním jako i přetavování pod struskou [12,14].

6.3 Endogenní inkluze

Endogenní inkluze jsou produktem reakcí probíhajících při tavení a odlévání nebo precipitací složek slitiny při změnách rozpustnosti během chladnutí jako jsou dezoxidace, denitrizace desulfurace a podobně. Výskyt inkluzí je rovnoměrný a jsou rozložené v celé matici oceli. Výskyt endogenních inkluzí je většinou podél hranicích zrn, kde zhoršují mechanické vlastnosti ložiskové oceli. V mnoha případech zapříčiňují zhubnutí struktury nebo brání růstu zrn. Podle původu vzniku můžeme dělit endogenní nekovové vměstky do následujících kategorií:

- primární – vznikají v průběhu srážecí dezoxidace oceli hliníkem za vzniku hlinitanů k dostatečnému udržení aktivity kyslíku
- sekundární – vznik v průběhu odlévání oceli a při styku s atmosférou okolí nebo vznik jako chemická reakce se žáruvzdorným materiálem
- termální – tvoří se v čase, kdy se rozpustnost vodíku, dusíku a síry v oceli snižuje, tedy přechodem taveniny na tuhou hmotu
- precipitační – vznikají pod teplotou solidu a vylučují se přímo v zrnech nebo na hranicích zrn

Mezi endogenní nekovové vměstky patří sulfidy, globulární oxidy, hlinitany nebo křemičitany.

Dezoxidace při výrobě ocele probíhá přidáním dezoxidačních činidel jako například manganu, křemíku nebo hliníku. Vstupem kyslíku do reakcí se vytváří různé typy oxidu jako například FeO, MnO, SiO₂, Al₂O₃ atd. Jde o globulární vměstky. Na metalografickém výbrusu se oxidy projevují ve formě velmi jemných globulárních částic. Obsah kyslíku a síry, a tím i vznik oxidických a sulfidických vměstků, je určen technologií metalurgie tavení a následným mimopecním zpracováním neboli stupněm přetváření až na výsledný produkt. Hodnota povrchového stykového únavového porušení se odvíjí od hodnoty úrovně kyslíku v tavenině a následným znečištěním oceli vměstky, což má negativní vliv na životnost ložiska. Únavové trhliny iniciují ve vysoké míře u oxidických vměstků, především u komplexních hlinitanů, globulární formy.

Nejčastějším vměstkem v ocelích je křemičitan. Reaguje s oxidy, sulfidy a jinými chemickými sloučeninami a vytváří s nimi různé směsi. Mezi nejznámější směsi patří křemičitany železa 2FeO.SiO₂, pak křemičitany manganu, vápníku, hliníku a v menší míře

chromu a titánu. Jedná se většinou o tmavošedé hrubší globulární útvary dělicí se na poloplastické a plastické křemičitany.

Hlinitany jako produkty vzniklé reakcí po dezoxidaci oceli hliníkem a jsou to drobné jemné útvary vydrolené do řádků. Jsou to nedeformovatelné, ostrohranné a tvrdé vměstky. Hlinitany, jsou typické svým „vydrolením“ do řádku. Toto rozmístění inkluzí ve směru tváření způsobuje pokles tažnosti a vytvářejí vážnou anizotropii, to je rozdíl mechanických vlastností v příčném a podélném směru.

Nejčastějšími vměstky v ocelích jsou sulfidy jako FeS a MnS, které jsou charakteristické světlešedou barvou a protáhlým tvarem, ten je většinou způsoben tvárněním. Hromadění nekovových inkluzí např. FeS na hranicích původních austenitických zrn způsobuje lámavost za červeného žáru v oblasti tvářecích teplot z důvodu nízkého bodu tání FeS nebo jeho eutektik Fe-FeS. Tvárnější nekovové inkluze v ložiskové oceli jako sulfidy a poloplastické křemičitany se při větším stupni tváření protahují ve směru tváření.

Tvrdé a křehké globulární inkluze otupují obráběcí nástroje a zhoršují obrobitelnost oceli. Při broušení se inkluze vydrolují a způsobují povrchové vady na funkčních plochách. Dopad sulfidických a oxisulfidických vměstků z hlediska vlivu na trvanlivosti ložiska je nižší než u oxidických vměstků. Z pohledu životnosti ložiska mají všechny inkluze nepříznivý vliv, i když v různé míře závislosti na typu inkluzí. Tvrdé, ostrohranné a nedeformovatelné hlinitany vydrolené do řádku jsou nejškodlivější z pohledu životnosti. V menší míře škodí poloplastické a plastické křemičitany. Za nejméně škodlivé se považují sulfidy [12,14].

6.4 Hodnocení mikročistoty

Mikročistota jako celkový soubor nekovových inkluzí různého chemického složení je hodnocena z pohledu množství, velikosti i morfologie několika normami. Nejčastěji využívanou normou v této oblasti je norma ISO 4967 Steel – Determination of content of non-metallic inclusions – Micrographic method using standard diagrams [21], případně americká norma ASTM E45-11 Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel [22].

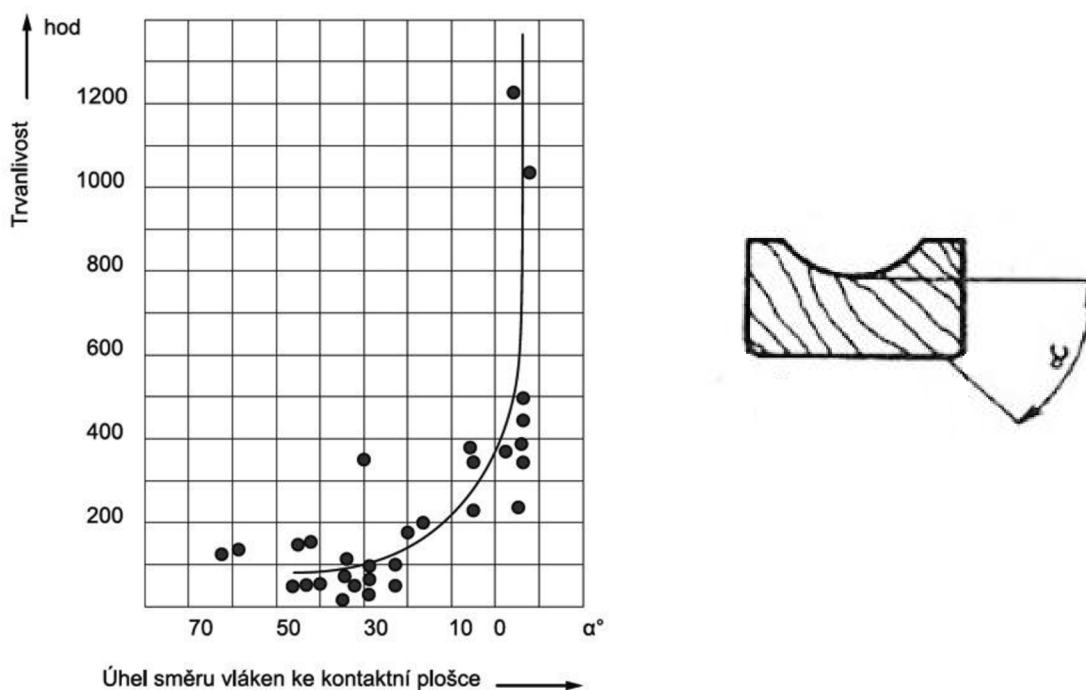
7. Požadavky na makrostrukturu

Hodnocení makrostruktury ložiskové oceli je velmi důležité a je na ni kladen velký důraz. Má rozhodující vliv na životnost ložiska. U ložiskové oceli se jakost makrostruktury součástí hodnotí podle dvou základních ukazatelů. První z nich je samotná hutnost oceli, která

ovlivňuje obsah pórů, plynových bublin, nahromaděných inkluzí atp., druhým z nich je orientace tvářecích vláken.

Hutnost oceli je někdy označována i jako mikroporozita. Vysokým stupněm přetváření oceli se dosahuje vysoké hutnosti, která zvyšuje mez únavy a odolnost materiálu vůči kontaktní únavě.

Orientace směru vláken v tvářeném materiálu, která vznikly tvářením chemicky nerovnorodých dendritů a nekovových inkluzí je pro životnost součástí rovněž klíčová. Důležitým faktorem ovlivňující životnost ložiska je úhel, který svírají tvářecí vlákna s dotykovou plochou, a to tak že, minimální životnost je dosahována při úhlu 40° až 45° . Graf funkce závislosti vlivu směru vláken ke kontaktní ploše na životnosti ložiskové oceli je dokumentován na obr. 13. Z obr. je zřejmé, že nejvhodnější průběh vláken s ohledem životnost je rovnoběžná orientace vláken směrem s valivou plochou, kterou lze docílit řízeným válcováním [12].



Obr. 8 Vliv směru vláken ke kontaktní ploše na životnosti ložiskových ocelí [23]

8. Mikrostruktura

Základní matici ložiska tvoří po tepelném zpracování nízko popuštěný jemný martenzit, pokud možno rovnoměrně rozložené karbidy typu $(Fe, Cr, Mn)_3C$ (karbidy cementitického typu) a zbytkový austenit. Ocel s touto strukturou má dobrou brousitelnost, 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. Jako na každý materiál, jsou i na ni kladeny požadavky, které zabezpečují funkčnost součástí. Základní požadavky ložiskové oceli lze charakterizovat[13,14]:

- tvrdost matrice 60 až 65 HRC
- vysoká mez kluzu, vysoká mez pevnosti a dostatečná houževnatost
- vysoká mez únavy z důvodu kontaktního namáhání
- symetrické rozmístění karbidických fází
- minimální výskyt vměstků
- zamezení výskytu vnitřních vad materiálu jako jsou trhliny, poréznost a podobně

Nejkomplexnější hodnocení karbidické fáze poskytuje německý koncept klasifikace SEP 1520. Tento předpis se pro svoji komplexnost ucelenost stal i součástí norem zabývajících se klasifikací materiálu.

8.1 Karbidy v oceli

Dalším významným a klíčovým parametrem pro vznik karbidu je vysoká afinita k uhlíku. Karbidy jsou víceprvkové sloučeniny uhlíku a elektro pozitivnějšího prvku, který se ve struktuře vyskytuje hlavně v podobě karbidového anionu. Přítomnost karbidů v ocelích výrazně modifikuje mechanické vlastnosti materiálu, což zásadně mění jejich možnosti využití.

Jedná se o tvrdé fáze, které zvyšují pevnost, tvrdost a odolnost proti opotřebení matrice. Zlepšují také pevnostní vlastnosti za zvýšených pracovních teplot, stejně jako v případě žárupevných ocelí. Prvky v ocelích, které jsou schopné tvořit karbidy, se nazývají karbidotvorné např. Cr, Mn, V, Mo, W, Ti. Karbidotvorné prvky lze rozdělit podle typu konfigurace: M_7C_3 (M=Mn, Cr), $M_{23}C_6$ (M=Cr), M_2C (M=W, Mo), M_3C (M=Fe, Mn), MC (M=Ti, V), M_4C_3 (M=V). Podmínky pro vznik jednotlivých typů karbidů závisí na chemickém složení dané oceli a na podmínkách procesu tepelného zpracování [4].

8.2 Termodynamická stabilita karbidů

Z pohledu termodynamiky lze rozdělit karbidy na dvě kategorie vycházející z jejich termodynamické stability.

První kategorie jsou karbidy s nižší termodynamickou stabilitou, jako je například cementit (Fe_3C) a karbidy chrómu a manganu. Jejich charakteristickou vlastností je snadná rozpustnost v austenitu a nízké teploty tání okolo 1500°C . Prvky vykazují schopnost vzájemného nahrazení, tedy možnost vzniku složitějších karbidů, např. $(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{C}$, $(\text{Fe},\text{Cr})_3\text{C}$, $(\text{Cr},\text{Fe})_{23}\text{C}_6$. Patří sem například měkký karbid cementitického typu M_3C s tvrdostí 950 HV nebo karbid M_{23}C_6 o tvrdosti 1000-1100 HV nejčastěji vázaný chrómem, který po ohřevu na kalící teplotu přechází do tuhého roztoku a zvyšuje prokalitelnost oceli.

Druhou kategorií tvoří karbidy s vyšší termodynamickou stabilitou, mezi které patří karbidy titanu, molybdenu, wolframu a vanadu. Vyskytují se v jednoduchých krystalových strukturách o vyšších tvrdostech. Při procesu tepelného zpracování se velmi pomalu rozpouštějí v austenitu při vysokých teplotách, což může způsobit zvyšování teploty autenzace před kalením. Teploty tání těchto karbidů převyšují 2000°C . Příkladem je karbid M_2C o tvrdosti 1700-1900 HV nejčastěji vázaný na wolfram a molybden, který precipituje ve struktuře při popouštěcích teplotách 500 až 600°C . Dalšími reprezentanty jsou karbidy MC případně (M_4C_3). Vyznačují se tvrdostí 2200-3000HV a jsou to jemné karbidy např. vanadu, které se jen zčásti rozpustí a zabraňují zhrubnutí austenitického zrna. Karbidy následně precipitují ve struktuře při teplotách 500 – 600°C při procesu popouštění [12].

8.3 Homogenita distribuce karbidické fáze

Vzhledem k vysokým požadavkům na pevnost a pružnost komponent valivých ložisek je nutné zajištění odpovídající chemické a strukturní homogenity oceli. Významným aspektem ovlivňující mikrostrukturu ocelí je jednoznačně rozložení karbidické fáze v matici. Nejen vměstky, ale i nehomogenní, tzn. nerovnoměrná distribuce karbidické fáze zhoršuje jakost ložiska, a o to víc, čím je menší velikost ložiska, tzn. menší plocha vzájemného styku mezi kroužkem a valivým elementem.

Spolu s homogenní distribucí karbidické fáze je velmi důležitá i jejich velikost [12].

8.4 Karbidická řádkovitost

Karbidická řádkovitost je komplex vyloučených karbidů v matici oceli uspořádaných do geometrických pruhů na základě orientace podle technologie výroby polotovaru. Dále se specifikuje karbidická řádkovitost buď jako uzavřený komplex karbidické fáze, která nazývá vycezenina, nebo uvolněný komplex karbidů s názvem karbidická pruhovitost. Karbidické vycezeniny jsou větší karbidy protáhlé ve směru tváření a karbidická pruhovitost představuje větší množství jemných karbidů protáhlých po tváření do více či méně souvislého pásu.

Původ karbidické řádkovitosti spočívá v rozdílné koncentraci uhlíku v objemu materiálu výchozí struktury. Při tuhnutí a následném vzniku dendritů se obohacují mez dendritická pásma o segregující prvky. V pásmech mezi dendrity se vyskytují jen ojedinělé hrubší vycezeniny tvořené karbidy typu $(Fe, Cr)_3C$. Se zvětšující se vzdáleností od povrchu ke středu polotovaru je segregace větší. Z tohoto důvodu je výskyt vycezenin ve středových oblastech polotovaru významně vyšší v porovnání s jeho povrchem. Vycezeniny jsou tvořeny sekundárními karbidy ale taky eutektickými karbidy vzniklými přímo z taveniny. Na vznik karbidických vycezenin a pruhovitosti se podílí také chemická heterogenita vzniklá při tuhnutí polotovaru a projevující se hlavně v nerovnoměrném rozložení chromu v matici.

Karbidickou řádkovitost lze omezit zmenšením formátu ingotů, nižší lící teplotou nebo menší rychlostí odlévání. Vyšší teplota tavení způsobuje rozpuštění karbidů obsažených v přídatném feromanganu. Účinný je i prodloužený ohřev před tvářením jako například homogenizační (difuzní) žíhání prováděný jako samostatná operace [12].

Přítomnost karbidické řádkovitosti může být příčinou mnoha problémů. Ocel válcovaná ze žíhaných ingotů má podstatně menší karbidickou řádkovitost než u oceli, která byla za stejných podmínek válcovaná z nežíhaných ingotů. V kalené oceli, ochlazené po austenitizaci nižší ochlazovací rychlostí, se objevuje tzv. sekundární karbidická řádkovitost zapříčiněná nižší kritickou rychlostí ochlazování v jednotlivých místech oceli. V průběhu kalení se zvětšují objemové změny součástí, tím pádem zhoršuje splnění podmínky tvarové stálosti u ložiskové oceli jako i u samotné součásti. Nerovnoměrně vyloučené shluky karbidů v kalené oceli jsou na objemovou změnu nepřizpůsobivé a v jejich blízkosti vznikají při provozu ložiska vlasové trhlíny, které jsou zárodkem jeho předčasného opotřebení.

Po kalení je výskyt zbytkového austenitu v okolí karbidických řádků z důvodu chemické heterogenity výrazně vyšší než v jiných oblastech.

8.5 Karbidické síťoví

Nejčastější vadou struktury ložiskových ocelí z hlediska nerovnoměrného rozložení karbidické fáze je přítomnost karbidického síťoví.

Rychlým ochlazením součástí po tvářením se v matici v blízkosti karbidické řádkovitost vylučují do okolí další karbidy, které se přednostně vyloučí po hranicích zrn za vzniku karbidického síťoví.

Nerovnoměrné rozložení karbidu vyloučených po hranicích zrn je nejčastějším důsledkem nesprávného technologického postupu při tváření za tepla, odlévání, atp., souvisejícího s pomalou rychlostí ochlazování. Rychlým ochlazením z dovalcovací nebo z dokovací teploty lze vzniku karbidického síťoví zabránit. Rychlé ochlazení musí být provedeno v intervalu teplot od 850°C do 700 °C. Tento postup není aplikovatelný v místech s vyšším obsahem uhlíku a chromu nebo v okolí karbidických vycezenin. Vycezeniny musí být odstraněny prodlouženým ohřevem nebo homogenizačním žiháním

Karbidické síťoví výrazně zhoršuje mechanické vlastnosti kalené ložiskové oceli při dynamickém namáhání a usnadňuje šíření únavových trhlin. Snižuje dynamickou únosnost, houževnatost a při tažení dochází k porušování materiálu, přednostně na hranicích zrn [12].

9. Vyhodnocení karbidické fáze s využitím předpisu SEP 1520

Pro vyhodnocení karbidické fáze v souladu s předpisem SEP 1520 je nutné splnění následujících předpokladů:

- obsah uhlíku v oceli v rozmezí 0,1% až 1,2%
- procentuální součet legujících prvků do 5%
- není definována pro nízkouhlíkové a rychlořezné nástrojové ocele,
- zkoumána sekce materiálu musí mít minimálně 100 mm²
- vyvolání struktury leptáním pomocí směsí nitálu nebo kyseliny pikrové s alkoholem

Předpis SEP 1520 komplexně popisuje morfologii, rozložení a velikost přítomné karbidické fáze v několika stavech tepelného zpracování. Předpis detailně hodnotí přírodní stav materiálu (série 1), mikrostrukturu po žihání naměkko (série 2 až 4) a následně i po kalení (série 5 až 7).

Na základě definovaného souhrnu etalonů se v několika sériích provádí hodnocení jednotlivých mikrostrukturních parametrů klasickou porovnávací metodou. Nutno podotknout, že stejně jako u všech ostatních porovnávacích metod je i tato metodika hodnocení zatížena chybou (neobjektivním hodnocením) hodnotícího operátora. V současné době jsou již etalonové série SEP 1520 součástí mnoha systémů obrazových analýz, které jsou uživatelsky velmi příjemné, nicméně vliv operátora eliminován není.

Jednotlivé etalonové série se vyhodnocují pro daný stav tepelného zpracování, při konkrétním zvětšení. Vyhodnocováno je vždy buď běžné (průměrné) pole nebo maximální (extrémní) stav.

Dle předpisu SEP 1520 je možno hodnotit:

Série 1 - hodnotí množství feritické fáze ve feriticko-perlitické struktuře

- přírodní stav materiálu
- zvětšení 100x
- hodnotí se dominantní hodnota průměrného pole vzorku

Série 2 - vyhodnocuje velikost globulárních karbidů

- stav po žíhání naměkko
- zvětšení 100x na příčném nebo podélném řezu vzhledem k ose polotovaru
- hodnotí se dominantní hodnota průměrného pole vzorku

Série 3 - vyhodnocuje množství lamelárního perlitu

- stav po žíhání naměkko
- zvětšení 100x na příčném nebo podélném řezu vzhledem k ose polotovaru
- hodnotí maximální a dominantní hodnota průměrného pole

Série 4 - hodnotí míru výskytu karbidického síťoví vyloučené po hranicích zrn

- stav po žíhání naměkko
- zvětšení 100x na příčném nebo podélném řezu vzhledem k ose polotovaru
- hodnotí se dominantní hodnota průměrného pole vzorku

Série 5 - hodnotí míru výskytu karbidického síťoví vyloučené po hranicích zrn

- stav po zakalení
- zvětšení 100x na příčném nebo podélném řezu vzhledem k ose polotovaru
- hodnotí se dominantní hodnota průměrného pole

Série 6 - vyhodnocuje rozsah přítomnosti uzavřené morfologie karbidické řádkovitosti

- stav po zakalení
- zvětšení 100x na podélném řezu vzhledem k ose polotovaru
- hodnotí se maximální hodnota průměrného pole vzorku

Série 7 - vyhodnocuje rozsah přítomnosti otevřené morfologie karbidické řádkovitosti

- stav po zakalení

- zvětšení 100x na podélném řezu vzhledem k ose polotovaru
- hodnotí se maximální hodnota průměrného pole vzorku [18]

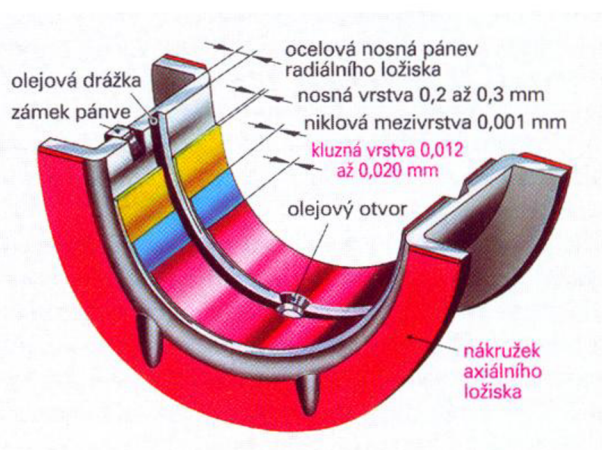
10. Ložiska z keramického materiálu

Výroba ložisek z keramického materiálu je v dnešní době progresivní technologie, která pro budoucnost použití ložisek je velmi významná. Stále nepřekonatelnější výkon sprovázený vysokou cenou pomalu nahrazující ocelové ložiska. Porovnání vstupních materiálu při výrobě keramických ložisek a ocelových ložisek pozorujeme, že materiál na výrobu ložisek z keramiky je levnější, ale jejich příprava a výroba je náročnější což se projeví na samotné ceně ložiska. Tyto náklady jsou zanedbatelné z konečného důsledku vlivem menším nákladům na údržbu strojů a delší životnosti. Další výhodou je hmotnost. Keramika je mnohem lehčí než ocel, co tvoří 50% až 75% rozdílu hmotnosti, to snižuje rotační a setrvační síly. Odolnost vůči vysokým teplotám je další výhodou keramiky. Ložiska vyrobená z oceli projevovale strukturální změny už při 400°C, přičemž funkce keramických ložisek nebyla ovlivněna ani teplotou nad 2000°C. Z důvodu nekorozivních procesu valivých elementu keramických materiálu není za potřebí mazání, které by snižovalo tření mezi elementy a kroužky a aby hlavně zabezpečili ochranu vůči korozi. Z konstrukčního důvodu můžeme rozdělit keramické ložiska na celokeramické a hybridní keramické ložiska. Hybridní keramická ložiska máji z keramiky jenom valivé elementy. Vnější a vnitřní kroužky jsou vyrobené z vysoko uhlíkové chromové ložiskové oceli. Keramické valivé elementy na bázi oxidu hlinitého Al_2O_3 mají výbornou odolnost vůči teplotě, vodě, oxidaci, otěru, korozi a dobře odolávají vlivům většiny kyselin. Mají tendenci rozměrové stálosti až do 1400°C. Oxid zirkoničitý ZrO_2 známý jako bílá keramika disponuje 2x až 3x lepší životností valivých elementů než u kovových ložisek. Nižší hmotnost a vodivost, vysoká flexibilita a korozivzdornost zabezpečují širokou aplikaci tohoto materiálu tak i stálost v erozivních prostředích. Černá keramika, nitrid křemíku Si_3N_4 , ideální pro extrémně náročné aplikace. Nitrid křemíku má jenom 40% hmotnosti ocele. Valivé elementy určené pro vysokootáčkové zařízení odolávající teplotám okolo 1400°C zachovávající si pevnost a tvrdost jsou dimenzovány pro náročnější aplikace. Keramické ložiska jako i výrovky z Si_3N_4 si nevyžadují mazání. Využití nachází v letecké a kosmickém průmyslu [24].

11. Kompozice valivých ložisek

Ložisková kompozice valivého ložiska dnes už častěji nachází svoje využití v moderních aplikacích konstrukce ložiska, což znamená, že i materiál použitý na jejich výrobu je čím dále

sofistikovanější a roste technologická úroveň jeho zpracování. Ložiskovou kompozici chápeme jako určitou výstelku cíleného materiálu s požadovanými vlastnostmi o malých tloušťkách vylitím do pouzder a pánví ložisek. Jsou prováděny statickým nebo odstředivým litím materiálu, hlavně slitinami cínu a olova, kde jsou požadované vlastnosti charakterizovány nízkou tvrdostí okolo 25 HB, odolností proti zadírání, snášenlivostí rázu způsobených za provozu. Nevýhodou těchto slitin jsou: teplotní snášenlivost jen do 100°C a menší únosnost co představuje dovolený tlak zhruba do 40MPa, nízká pevnost a nízká únavová pevnost. Cínové kompozice jsou korozivzdorné, u olověných kompozic je zapotřebí přidávat do olejů antikorozi aditiva. Velikou výhodou materiálu pro výrobu ložiskové kompozice je samo mazací schopnost. Samomazní vlastnost vyžaduje od materiálu relativně vysokou pórovitost, kde do jednotlivého póru za vysokých teplot vnikne mazací médium a vlivem ochlazení se pór uzavře spolu s mazadlem. Při pracovních teplotách nastane rozevření póru a následným únikem mazací látky na kontaktní plochy ložiska co způsobí snížení provozního tření a následně i teploty. Současný průmysl nejčastěji používají pro tuhle technologii tenkou vrstvu teflonu. Celkové provedení kompozice ložiska může být uskutečněno i nalisováním kompoziční vložky do ložiska. Typický příklad kompozitního ložiska je na obr. 14, kde můžeme vidět i znázorněny olejovou drážku a otvor pro mazací médium. Proces lisování musí přihlížet na rozměrovou nestálost při pracovních teplotách ložiska jako i na rozdílnou teplotní roztažnost kompozice-ložisko [25].



Obr. 9 Kompozice vnitřního kroužku valivého ložiska [26]

12. Povrchové úpravy valivých ložisek

Vyrobené předměty jsou v průběhu svojí životnosti vystaveny působení prostředí a funkčnímu namáhání, přičemž je vyžadována stálost jejich původních vlastností a vzhledu. Ztráta

požadovaných vlastností je častou příčinou znehodnocení povrchu materiálu a krácení životnosti. Účelem povrchových úprav je docílení požadovaných vlastností a stavu povrchu materiálu, které jsou nezbytné pro jejich optimální dlouhodobou funkci. Požadavky pro dlouhodobou funkci vyplývají z náročné funkce strojů a jejich elementů. Příkladem jsou valivá uložení pro letadla, chemický a potravinářský průmysl nebo jaderný průmysl [27].

12.1 Nanášení vrstvy teflonu

U ložisek pracujících za podmínek vyššího provozního chvění je zvýšený výskyt stykové koroze. Pro omezení vzniku stykové koroze se na povrch ložiska nanáší speciální vrstva z teflonu. Teflonový povlak v řádech mikronů je nanášen jako konečná operace výroby ložisek. Moderní aplikace nanášení teflonových vrstev pracují s materiálem, jako je například Xylan 1010 od firmy Whitford. Nanesená vrstva je pro lepší vlastnosti aplikované vrstvy sycená fosfátem. Výrazné zvýšení provozních otáček lze docílit i přidáním mezivrstvy fosfátu mezi aplikovaný teflon, na rozdíl od klasického sycení teflonu fosfátem [27].

12.2 Keramický povlak

U elektrických strojů a zařízení je potřeba zajistit potřebnou izolaci strojních součástí od konstrukce. Pro omezení průchodu elektrického proudu valivým ložiskem jsou na ložisko nanášeny vrstvy konstrukční keramiky v roli izolantu. Nanášení vrstev neboli deponování vrstev je prováděno prostřednictvím technologie žárových nástřiků v řádech několika mikronů, které je možno dále opracovávat. Žárové nástřiky jsou aplikovatelné i pro součásti uložení na opracování, kde je potřeba dosáhnout požadovaného lícování uložení. Další vlastností keramické vrstvy je nízký součinitel tření, tedy to, že mohou spolehlivě pracovat i bez aditivního maziva. Nanesením keramické vrstvy na povrch ložiska umožňujeme ložisku přenášet větší vnější zatížení, což se projeví ve zvýšení životnosti [27].

12.3 Galvanizace

Galvanické stříbření, jako příklad technologie povrchových úprav, nachází významné zastoupení v leteckém inženýrství. Důvodem aplikace vrstvy stříbra na povrch ložiskových kroužku a klece je kvůli požadavku na spolehlivý chod ložiska i v případě přerušného mazání ložisek mazadlem, nejčastěji tribologickým olejem. Vrstva galvanického stříbření má tloušťku 10 až 15 mikronů a je tvořena technologií PVD, tedy za pomoci vakua. Optimální přilnavost je dosažena při teplotě 180°C. Pro zvýšení přilnavosti je aplikována mezivrstva niklu [27].

13. Experimentální část

Experimentální část bakalářské práce je věnována třem nezávislým reálným případovým studiím, ve kterých vyvstává potřeba detailní komplexní kvantifikace a především pak kvalifikace karbidické fáze v nadeuktoidní nelegované oceli 100Cr6.

První z řešených problematik se zabývá běžně prováděnou kontrolou několika vstupních tyčových polotovarů pro výrobu ložiskových segmentů z materiálu s využitím předpisu SEP 1520.

Druhá studie se zabývá odhalením příčin enormní křehkosti tyčového polotovaru průměru 100mm pro výrobu valivých ložiskových elementů. Současně je řešena otázka možných nápravných postupů tepelného zpracování pro odstranění nežádoucí mikrostruktury a využití polotovarů pro další zpracování.

Poslední z problematik se zabývá odhalením příčiny náhodně se vyskytujících povrchových defektů při běžných obráběcích operacích.

13.1 Experimentální technika

13.1.1 Příprava metalografických preparátů

Rozřezání studovaných polotovarů i součástí s defektem bylo provedeno za pomoci přesného metalografického dělicího zařízení STRUERS Secotom 50 s intenzívním chlazením vzorků.

Vzorky byly ve všech případech připraveny jak z podélného tak i příčného směru s ohledem na hlavní osu tváření.

Metalografické výbrusy byly připraveny konvenčními technikami, broušením za mokra a leštěním diamantovými suspenzemi firmy Struers. Finální mechanicko-chemické doleštění bylo provedeno pomocí suspenze OP-Chem firmy Struers. Mikrostruktura materiálu byla vyvolána chemickým leptáním pomocí leptadla Nital.

13.1.2 Světelná mikroskopie (LM)

Pozorování a dokumentace vzorků byly prováděny na 3D opto-digitálních mikroskopech s vysokým rozlišením OLYMPUS DSX510 a DSX110.

13.1.3 Obrazová analýza (OA)

Pro kvalitativní hodnocení karbidické fáze byl použit software pro obrazovou analýzu Olympus Stream Motion s modulem pro hodnocení SEP 1520.

13.1.4 Rastrovací elektronová mikroskopie (SEM)

Pro pozorování a dokumentaci detailů mikrostruktury, lomové plochy a topografie povrchů byly využity rastrovací elektronové mikroskopy (SEM) LYRA3 XMH firmy Tescan a Philips XL30 fy Philips.

13.1.5 Měření tvrdosti

K měření tvrdosti byl využit plně automatický tvrdoměr pro Vickers a Knoop s rozšířeným polem zatížení DuraScan-70 G5 fy Struers.

13.1.6 Tepelné zpracování

Tepelné zpracování bylo prováděno v laboratořích tepelného zpracování Ústavu materiálových věd a inženýrství, v pecním zařízení ELSKLO fy LAC.

13.2 Hodnocení karbidické fáze tyčových polotovarů

Kvalitativní hodnocení karbidické fáze je společně s hodnocením mikročistoty zcela zásadní při výběru polotovarů pro výrobu komponent ložiskových segmentů vysoké kvality.

První z řešených problematik se zabývá běžně prováděnou kontrolou několika vstupních tyčových polotovarů různého průměru pro výrobu ložiskových válečků z materiálu 100Cr6 a srovnáním zjištěných parametrů s výrobcem deklarovanými hodnotami. Hodnocení je zaměřeno, nestandardně oproti běžně prováděné praxi, na separátní hodnocení karbidické fáze v podpovrchových (cca 100 μ m) a středových oblastech polotovaru.

K hodnocení karbidické fáze je výrobcem ložisek primárně využíván předpis SEP 1520, který hodnotí materiál pro výrobu ložiskových komponent zcela komplexně v několika stavech tepelného zpracování, detailně viz kapitola 5.3.

Detailní mikrostrukturní analýze bylo podrobena sedm různých průměrů polotovarů. Polotovary byly hodnoceny v souladu s předpisem SEP 1520 jak v dodaném stavu, tzn. ve stavu žíhaném naměkko tak i ve stavu po kalení. Pro toto vyhodnocení byly vzorky jednotlivých polotovarů zakaleny standardním způsobem, používaným v reálném výrobním procesu.

Na každém ze vzorků, v každé z preferovaných oblastí (okraj x střed), bylo provedeno hodnocení na ploše 100mm². Hodnocení jednotlivých parametrů bylo prováděno s využitím obrazové analýzy vybavené modulem pro hodnocení karbidické fáze dle SEP 1520.

Hodnoceny byly následující parametry:

- **velikost globulárních karbidů** (stav po žíhání naměkko, hodnoceno „dominantní“ pole) dle etalonové řady série 2; výsledky viz tab. 6
- **množství lamelárního perlitu** (stav po žíhání naměkko, hodnoceno „dominantní“ pole) dle etalonové řady série 3; výsledky viz tab. 7
- **karbidické síťoví** (stav po žíhání naměkko, hodnoceno „dominantní“ pole) dle etalonové řady série 4; výsledky viz tab. 8
- **karbidické síťoví** (stav po kalení, hodnoceno „dominantní“ pole) dle etalonové řady série 5; výsledky viz tab. 9
- **uzavřená karbidická řádkovitost** (stav po kalení, hodnoceno „maximální“ pole) dle etalonové řady série 6; výsledky viz tab. 10

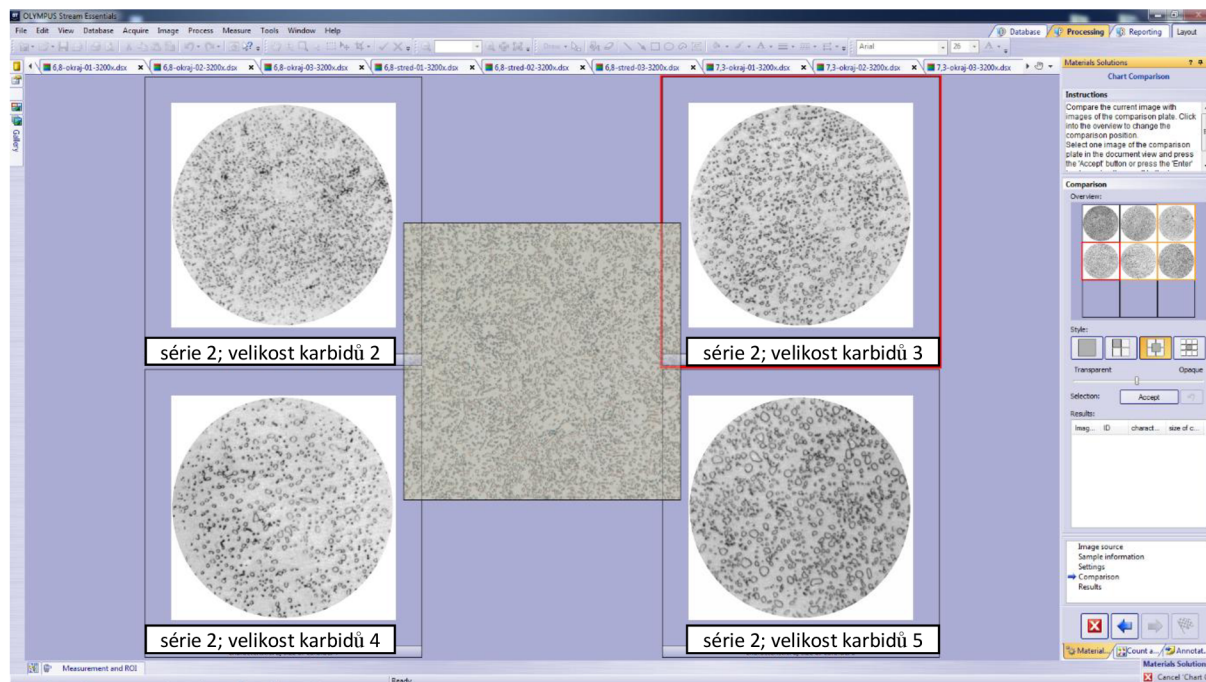
- **otevřená karbidická řádkovitost** (stav po kalení, hodnoceno „maximální“ pole) dle etalonové řady série 7; výsledky viz tab. 11

13.2.1 Hodnocení velikosti globulárních karbidů

Výsledky hodnocení velikosti globulárních karbidů pro jednotlivé průměry tyčových polotovarů v jednotlivých oblastech jsou shrnuty v tab. 6. Pro ukázkou je dokumentován náhled etalonové řady série 2 společně s vyhodnocovaným snímkem (ve středu), viz obr. 15.

Tab. 6 Hodnocení SEP 1520 série etalonů 2

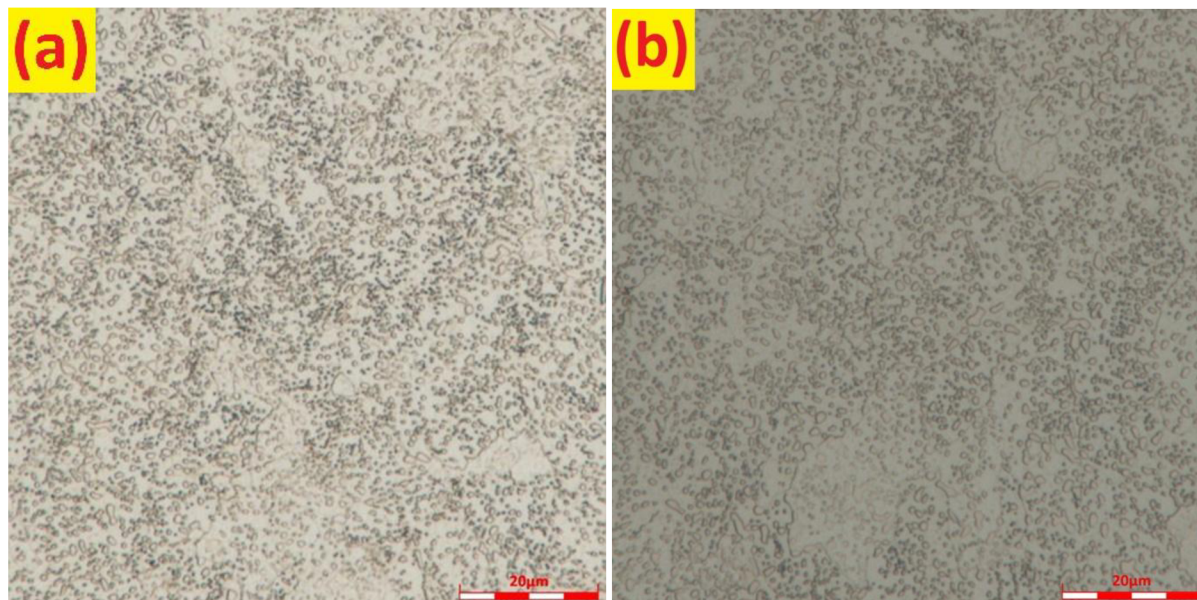
SEP 1520 – série 2			
HODNOCENÍ VELIKOSTI GLOBULÁRNÍCH KARBIDŮ			
Ø [mm]	kontrolní hodnocení		výrobce garantované hodnoty
	podpovrchová oblast vzorku	střed vzorku	
6,4	2.3	2.3	2.0
6,8	2.3	2.3	2.2
7,3	2.3	2.3	2.2
7,8	2.3	2.3	2.2
8,0	2.3	2.3	2.2
8,5	2.3	2.2	2.2
9,3	2.2	2.2	2.2



Obr. 15 Náhled platformy modulu OA pro hodnocení velikosti globulárních karbidů dle SEP 1520

Komparační analýzou byla u každého z hodnocených polí stanovena velikost globulárních karbidů a na závěr byla vyhodnocena „dominantní“ (tzn. průměrná) hodnota velikosti v podpovrchových a středových oblastech jednotlivých polotovarů.

Pro ukázkou je dokumentována mikrostruktura s nejmenší a největší velikostí globulárních karbidů, viz obr. 16.



Obr. 16 Hodnocení velikosti globulárních karbidů; (a) velikost klasifikována stupněm 2.2 (b) velikost klasifikována stupněm 2.3, (LM, zv. 3200x, Nital)

Kontrolní hodnocení velikosti karbidů jednoznačně prokázalo, že velikost karbidů je téměř ve všech případech minimálně o jeden stupeň hrubší. Největší rozdíl byl zaznamenán u polotovaru s průměrem 6,4mm, u kterého byl rozdíl velikostí o tři stupně.

Rozdíl velikostí globulárního karbidu mezi oblastí podpovrchovou a středovou (až na polotovar průměru 8,5mm) nebyl zaznamenán.

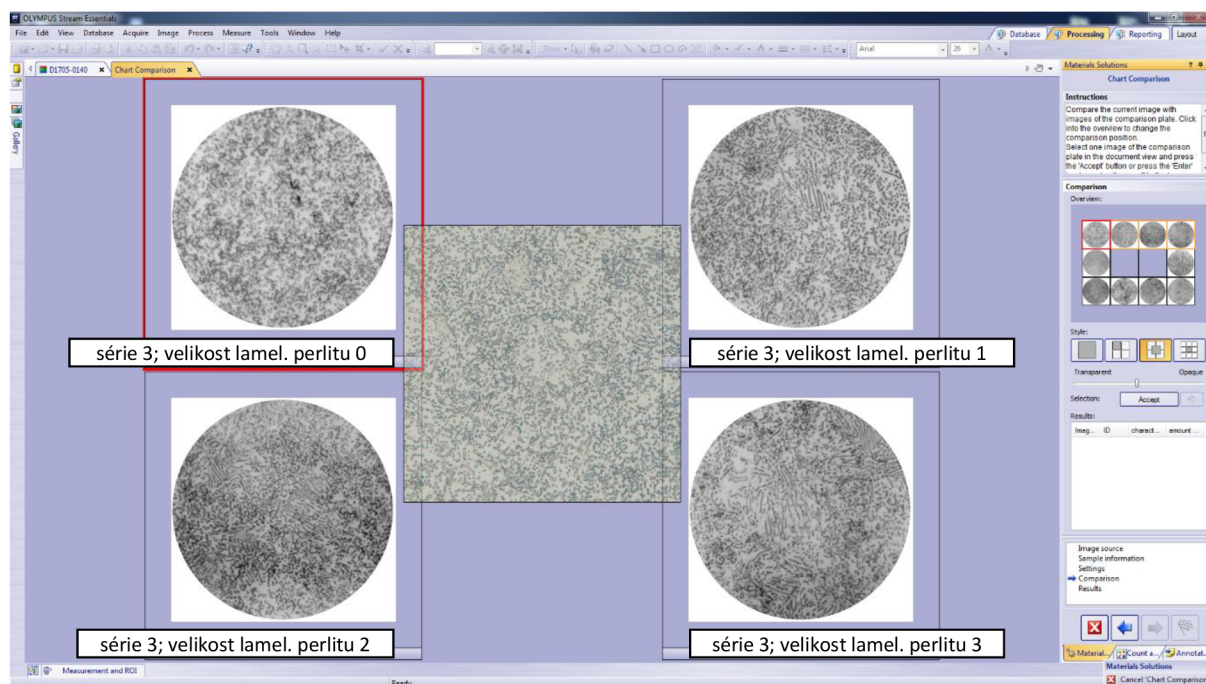
13.2.2 Množství lamelárního perlitu

Výsledky hodnocení množství lamelárního perlitu, který nebyl plně sferoidizován při procesu žíhání naměkko, pro jednotlivé průměry tyčových polotovarů v jednotlivých oblastech, jsou shrnuty v tab. 7.

Tab. 7 Hodnocení SEP 1520 série etalonů 3

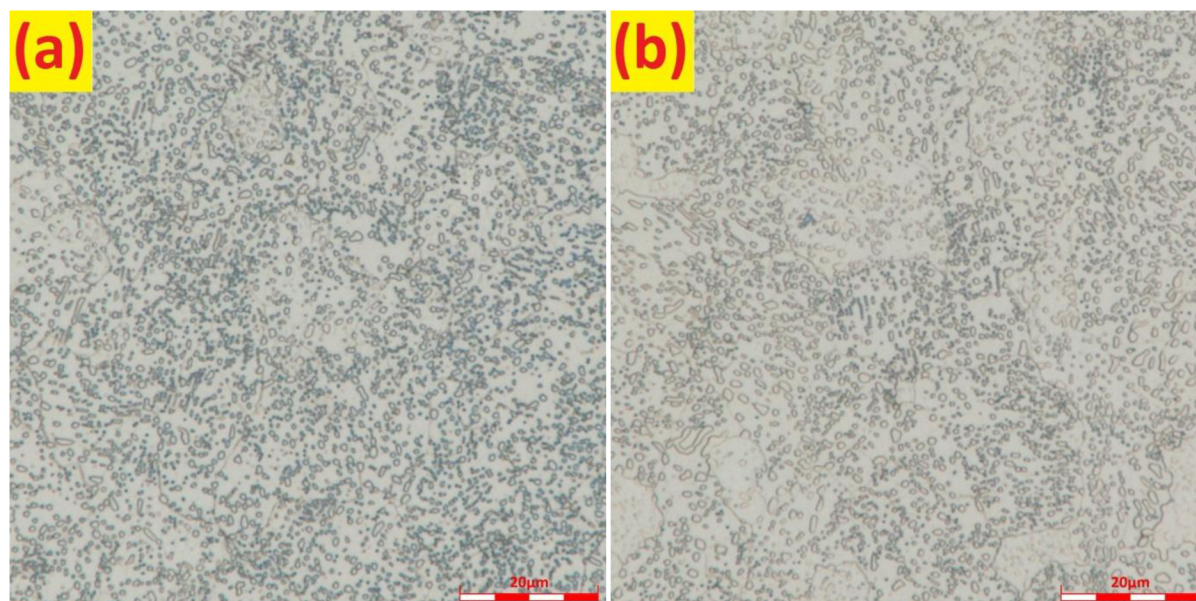
SEP 1520 – série 3 HODNOCENÍ MNOŽSTVÍ LAMELÁRNÍHO PERLITU			
Ø [mm]	kontrolní hodnocení		výrobce garantované hodnoty
	podpovrchová oblast vzorku	střed vzorku	
6,4	3.0	3.0	3.0
6,8	3.0	3.0	3.0
7,3	3.0	3.0	3.0
7,8	3.0	3.0	3.0
8,0	3.0	3.0	3.0
8,5	3.0	3.0	3.0
9,3	3.0	3.0	3.0

Komparační analýzou bylo u každého z hodnocených polí stanoveno množství lamelárního perlitu a na závěr byla vyhodnocena „dominantní“ (tzn. průměrná) hodnota množství v podpovrchových a středových oblastech jednotlivých polotovárů, viz obr. 17.



Obr. 17 Náhled platformy modulu OA pro hodnocení množství lamelárního perlitu dle SEP 1520

Pro ukázkou je dokumentováno pole s „dominantní“ mikrostrukturou, tzn. bez stop pozůstatků lamelárního perlitu a pole se zbytky lamelárního perlitu, které bylo „dominantní“ ve středové oblasti polotovaru průměru 8,0mm, viz obr. 18.



Obr. 18 Hodnocení množství lamelárního perlitu; (a) bez lamelárního perlitu - klasifikováno stupněm 3.0, (b) náznak lamelárního perlitu - klasifikováno stupněm 3.0, (LM, zv. 3200x, Nital)

Kontrolní hodnocení množství lamelárního perlitu prokázalo, že zcela ve shodě s výrobcem deklarovanou hodnotou. Drobná odchylka byla zaznamenána jen ve středové části polotovaru průměru 8mm.

Množství lamelárního perlitu ve středové a podpovrchové oblasti je shodné.

13.2.3 Hodnocení karbidického síťoví ve stavu po žíhání naměkko

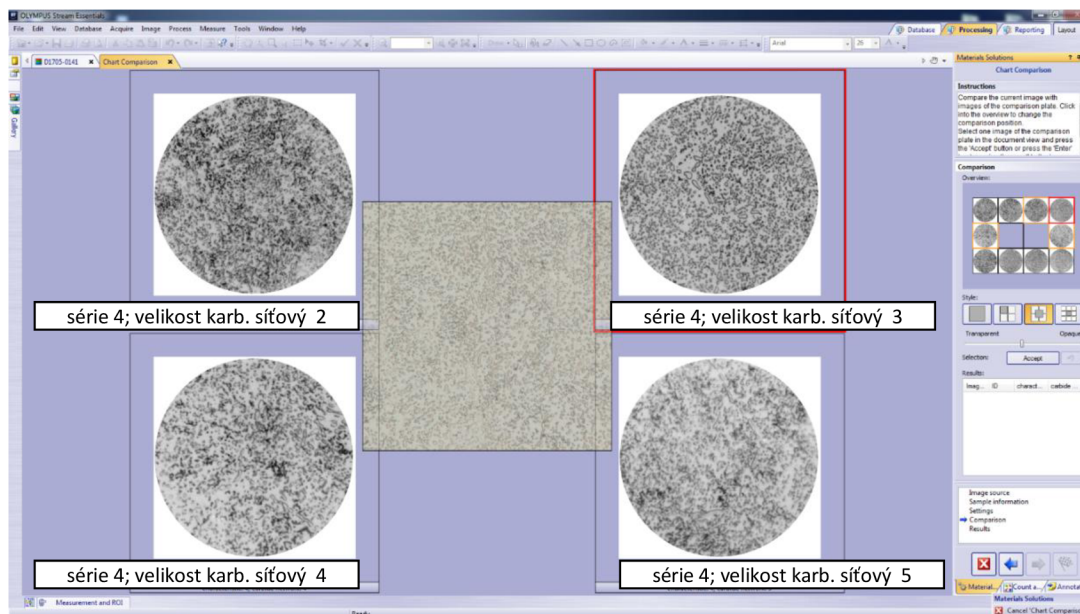
Výsledky hodnocení velikosti (intenzity) karbidického síťoví, v polotovarech ve stavu žíhaném naměkko jsou pro jednotlivé průměry tyčových polotovarů v jednotlivých oblastech shrnuty v tab. 8. Pro ukázkou je dokumentován náhled etalonové řady série 4 společně s vyhodnocovaným snímkem (ve středu), viz obr. 19.

Tab. 8 Hodnocení SEP 1520 série etalonů 4

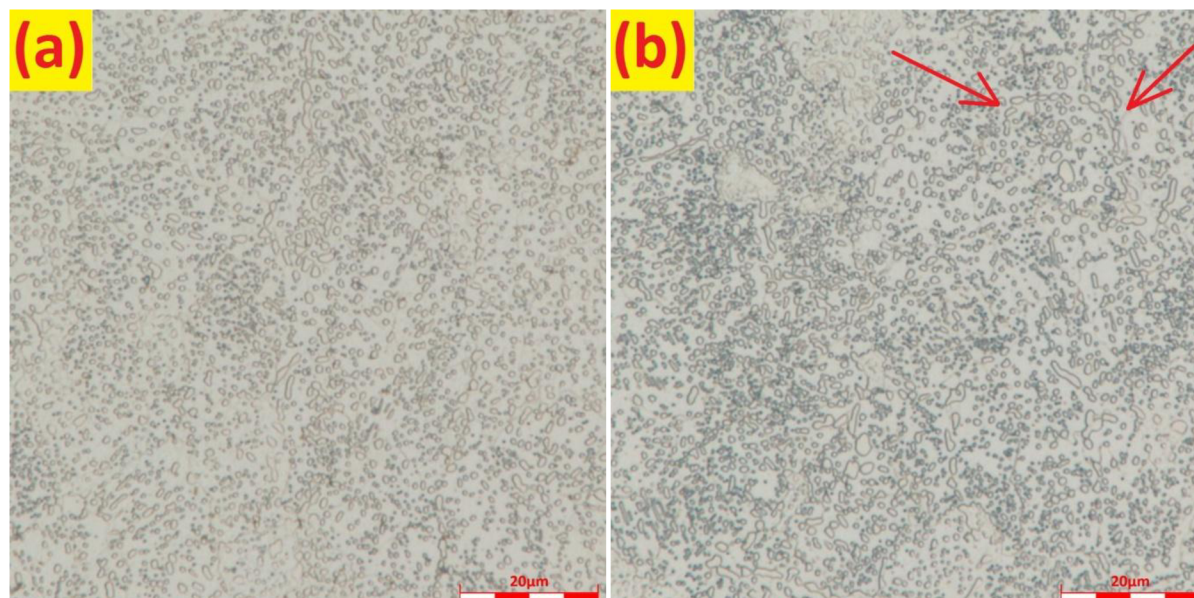
SEP 1520 – série 4			
HODNOCENÍ VELIKOSTI KARBIDICKÉ SÍŤOVÍ			
Ø [mm]	naměřené výslední hodnoty		výrobcem garantované hodnoty
	okraj vzorku	střed vzorku	
6,4	4.0	4.1	nespecifikováno
6,8	4.0	4.0	nespecifikováno
7,3	4.0	4.2	nespecifikováno
7,8	4.0	4.0	nespecifikováno
8,0	4.0	4.0	nespecifikováno
8,5	4.0	4.0	nespecifikováno
9,3	4.0	4.0	nespecifikováno

Komparační analýzou byla u každého z hodnocených polí stanovena velikost karbidického síťoví a na závěr byla vyhodnocena „dominantní“ (tzn. průměrná) hodnota velikosti v podpovrchových a středových oblastech jednotlivých polotovarů, viz obr. 19.

Pro ukázkou je dokumentováno pole s „dominantní“ mikrostrukturou, tzn. bez karbidického síťoví a pole s náznaky síťoví po hranicích sekundárního austenitického zrna, viz obr. 20.



Obr. 19 Náhled platformy modulu OA pro hodnocení přepojení karbidické síťoví ve struktuře materiálu



Obr. 20 Hodnocení karbidického síťoví; (a) bez náznaku karbidického síťoví - klasifikováno stupněm 4.3, (b) náznaky karbidického síťoví po hranicích sekundárního austenitického zrna - klasifikováno stupněm 4.4, (LM, zv. 3200x, Nital)

Přestože dodavatel parametr karbidické řádkovitosti ve stavu po žihání naměkko nehodnotil vůbec, kontrolní hodnocení ve dvou samostatných oblastech (podpovrchová oblast x středová oblast) provedeno bylo.

Malé množství karbidického síťoví bylo detekováno pouze ve středových oblastech polotovaru průměru 6,4 a 7,3. V ostatních případech síťoví nebylo detekováno vůbec.

13.2.4 Hodnocení karbidického síťoví ve stavu po kalení

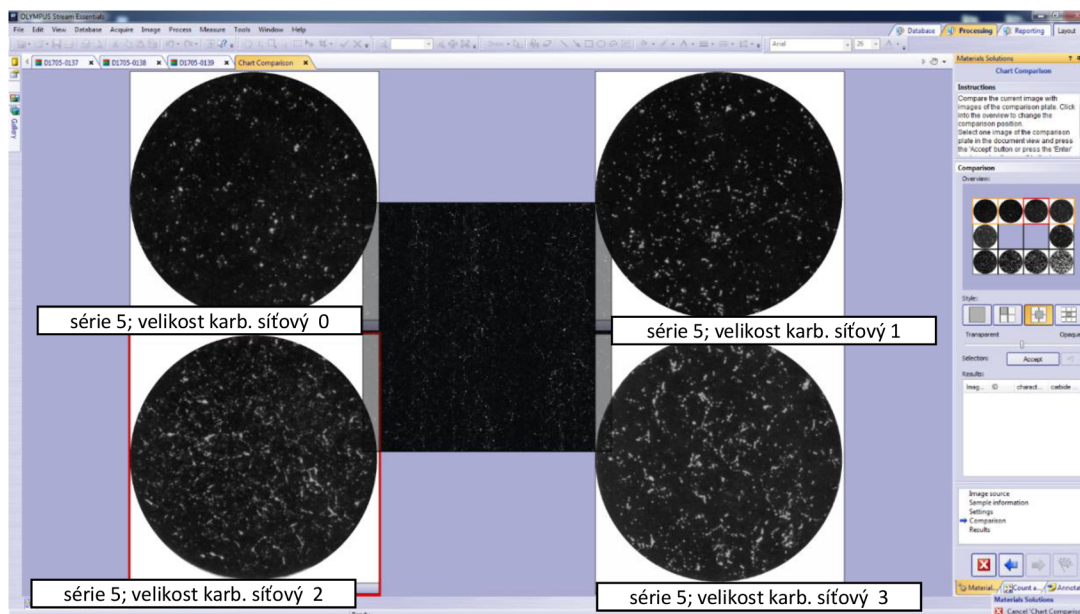
Výsledky hodnocení velikosti (intenzity) karbidického síťoví, v polotovarech ve stavu po kalení jsou pro jednotlivé průměry tyčových polotovarů v jednotlivých oblastech shrnuty v tab. 9.

Tab. 9 Hodnocení SEP 1520 série etalonů 5

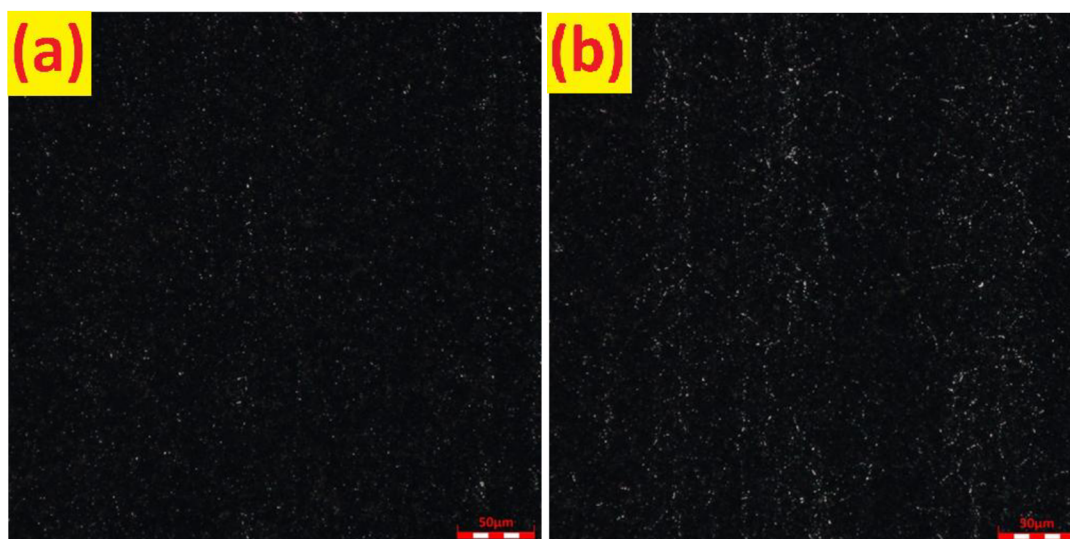
SEP 1520 – série 5			
HODNOCENÍ VELIKOSTI KARBIDICKÉ SÍŤOVÍ V KALENÉM STAVU			
Ø [mm]	naměřené výslední hodnoty		výrobce m em garantované hodnoty
	okraj vzorku	střed vzorku	
6,4	5.0	5.0	5.1
6,8	5.0	5.0	5.1
7,3	5.0	5.0	5.1
7,8	5.0	5.0	5.1
8,0	5.0	5.0	5.1
8,5	5.0	5.0	5.2
9,3	5.0	5.0	5.1

Komparační analýzou byla u každého z hodnocených polí stanovena velikost karbidického síťoví a na závěr byla vyhodnocena „dominantní“ (tzn. průměrná) hodnota velikosti v podpovrchových a středových oblastech jednotlivých polotovarů, viz obr. 21.

Pro ukázkou je dokumentováno pole s „dominantní“ mikrostrukturou, tzn. bez karbidického síťoví a pole s náznaky síťoví po hranicích sekundárního austenitického zrna, viz obr. 22.



Obr. 21 Náhled platformy modulu OA pro hodnocení přepojení karbidické síťové struktury materiálu v kaleném stavu



Obr. 22 Hodnocení karbidického síťové v kaleném stavu; (a) bez náznaku karbidického síťové v středové části- klasifikováno stupněm 5.0, (b) s náznaku karbidického síťové v podpovrchové části- klasifikováno stupněm 5.2, (LM, zv. 800x, Nital)

Kontrolním hodnocením velikosti karbidického síťové bylo jednoznačně prokázáno, že mezi podpovrchovou a středovou oblastí není žádný rozdíl. Na pozorovaných polotovarech nebylo zaznamenáno dominantní množství karbidického síťové.

Oproti výrobcem deklarovaným hodnotám byla velikost karbidického síťové u kontrolovaných polotovarů ve všech případech minimálně o jeden stupeň nižší.

13.2.5 Hodnocení karbidické řádkovitosti

Výsledky hodnocení velikosti uzavřené a otevřené karbidické řádkovitosti, v polotovarech ve stavu po kalení jsou pro jednotlivé průměry tyčových polotovarů v jednotlivých oblastech shrnuty v tab. 10 a 11.

Tab. 10 Hodnocení SEP 1520 série etalonů 6

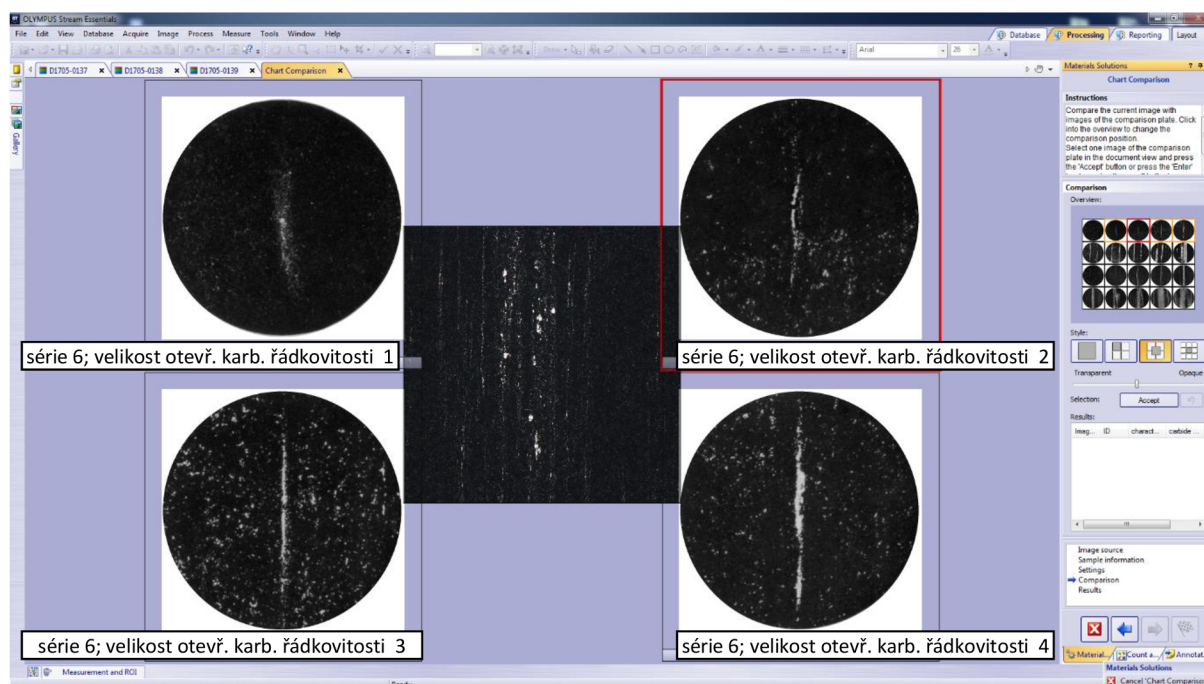
SEP 1520 – série 6			
HODNOCENÍ VELIKOSTI UZAVŘENÉ KARBIDICKÉ ŘÁDKOVITOSTI			
Ø [mm]	naměřené výslední hodnoty		výrobcem garantované hodnoty
	okraj vzorku	střed vzorku	
6,4	6.0	6.1	6.1
6,8	6.0	6.2	6.1
7,3	6.0	6.2	6.1
7,8	6.0	6.2	6.0
8,0	6.0	6.1	6.1
8,5	6.0	6.1	6.1
9,3	6.0	6.2	6.0

Tab. 11 Hodnocení SEP 1520 série etalonů 7

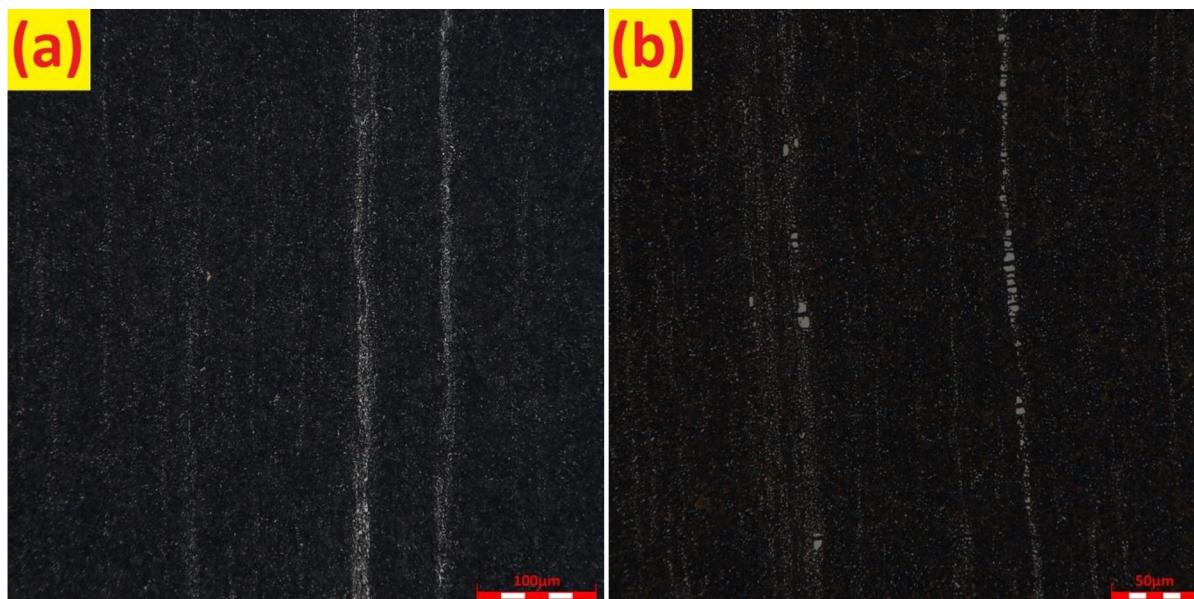
SEP 1520 – série 7			
HODNOCENÍ VELIKOSTI OTEVŘENÉ KARBIDICKÉ ŘÁDKOVITOSTI			
Ø [mm]	naměřené výslední hodnoty		výrobcem garantované hodnoty
	okraj vzorku	střed vzorku	
6,4	6.0	6.1	6.1
6,8	6.0	6.2	6.1
7,3	6.0	6.2	6.1
7,8	6.0	6.2	6.0
8,0	6.0	6.1	6.1
8,5	6.0	6.1	6.1
9,3	6.0	6.2	6.0

Komparační analýzou byla u každého z hodnocených polí stanovena velikost karbidické řádkovitosti a na závěr byla vyhodnocena „maximální“ (tzn. nejhorší) hodnota velikosti v podpovrchových a středových oblastech jednotlivých polotovarů, viz obr. 23 a 25.

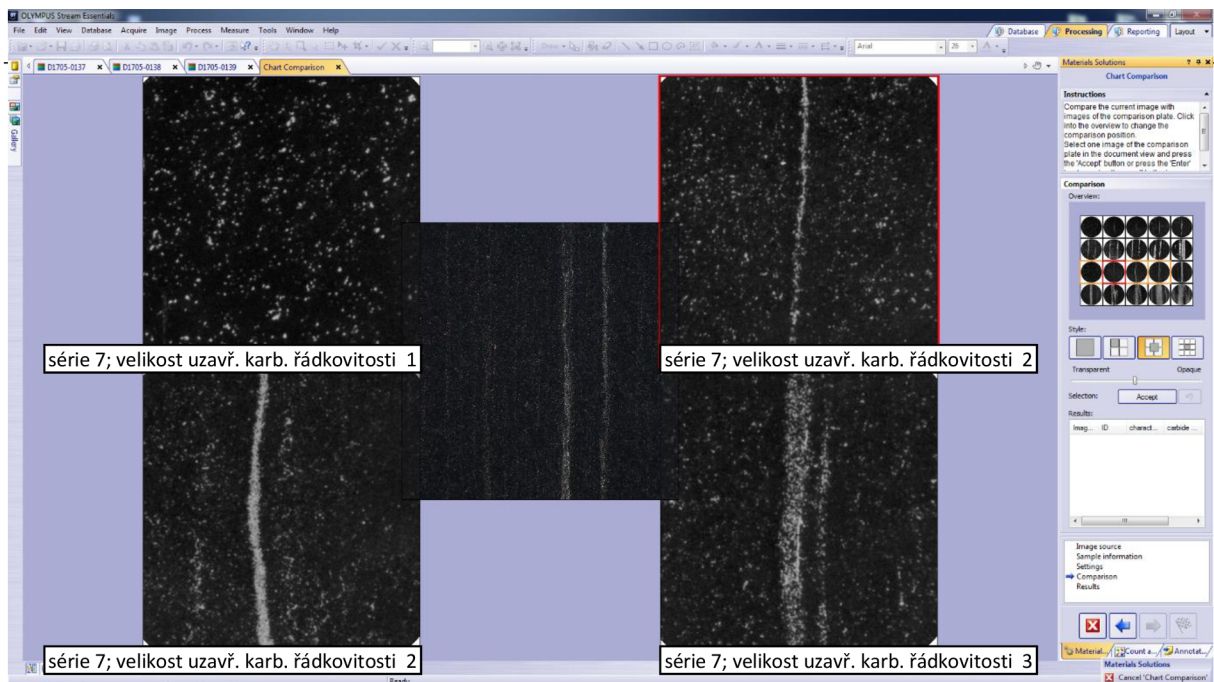
Kontrolním hodnocením velikosti uzavřené a otevřené karbidické řádkovitosti bylo jednoznačně prokázáno, že mezi podpovrchovou a středovou oblastí polotovaru, je ve všech případech výrazný rozdíl, viz obr. 24 a 26. Zatímco v podpovrchových oblastech nebyl, zaznamenám žádný výskyt řádkovitosti, ve středových oblastech byla řádkovitost (uzavřená i otevřená) o jeden až dva stupně vyšší než u hodnot deklarovaných výrobcem.



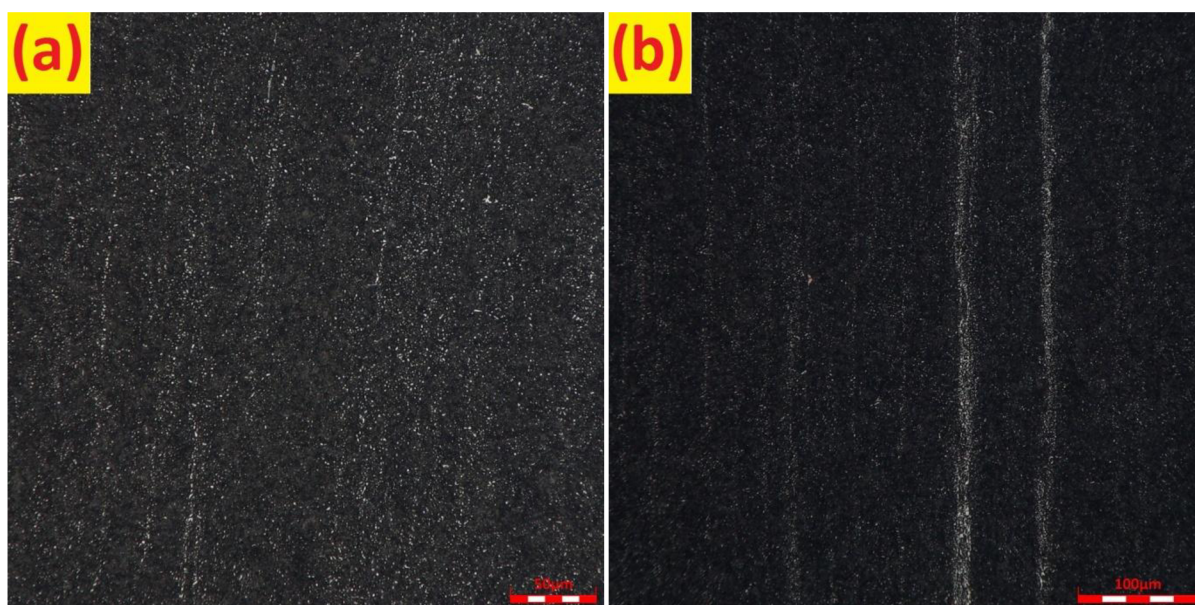
Obr. 23 Náhled platformy modulu OA pro hodnocení morfologie karbidické řádkovitosti ve struktuře materiál



Obr. 24 Hodnocení morfologie karbidické řádkovitosti; (a) uzavřená morfologie karbidické řádkovitosti - klasifikováno stupněm 6.1, (b) uzavřená morfologie karbidické řádkovitosti - klasifikováno stupněm 6.2, (LM, zv. 3200x, Nital)



Obr. 25 Náhled platformy modulu OA pro hodnocení morfologie karbidické řádkovitosti ve struktuře materiál



Obr. 26 Hodnocení morfologie karbidické řádkovitosti; (a) otevřená morfologie karbidické řádkovitosti - klasifikováno stupněm 7.0, (b) otevřená morfologie karbidické řádkovitosti se zrny karbidů - klasifikováno stupněm 7.1, (LM, zv. 800x, Nital)

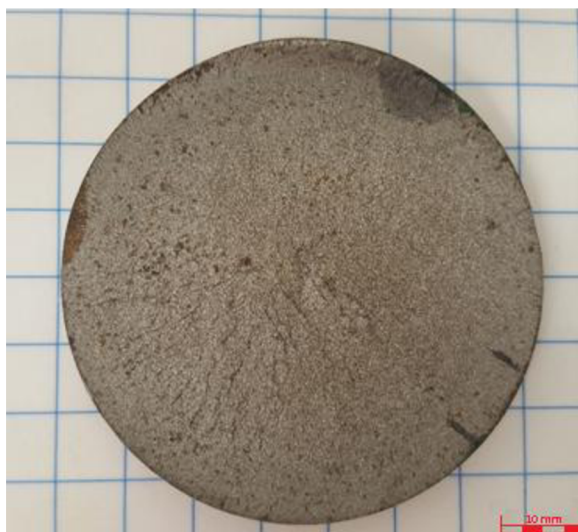
13.2.6 Závěr

Na základě komparativního hodnocení bylo zjištěno, že se liší hodnota velikosti a hodnota morfologie karbidické řádkovitosti v podpovrchových a středových oblastech jednotlivých polotovarů. V podpovrchových oblastech nebyl zpozorován žádný výskyt karbidické řádkovitosti. Na rozdíl o toho, ve středové části byla nalezena karbidická řádkovitost, v některých oblastech až o dva řády větší jako deklaroval výrobce. Nalezena karbidická

řádkovitost byla v otevřené i v uzavřené morfologii, co výrazně ovlivní mechanické vlastnosti jako například snížení vrubovou houževnatost. Odchytky hodnot mohlo způsobit i různost subjektivních postojů hodnotitelů měření na danou problematiku.

13.3 Metalografická analýza nevyhovujícího křehkého polotovaru

Druhá z řešených analýz je věnována odhalení příčin enormní křehkosti válcovaného tyčového polotovaru průměru 100mm vyrobeného z materiálu 100Cr6, určeného pro výrobu valivých ložiskových elementů, viz obr. 27.



Obr. 27 Lomová plocha poškozeného polotovaru

Při přepravě tyčoviny došlo při minimálním dynamickém zatížení polotovaru k jeho několikanásobnému „rozpadení“. Předmětem analýzy je rovněž studie zvažující možnou budoucí upotřebitelnost výše zmíněného křehkosti vykazujícího polotovaru. Studie se zabývá specifikací nápravných postupů tepelného zpracování pro odstranění nežádoucí mikrostruktury a možnosti využití polotovarů pro další zpracování.

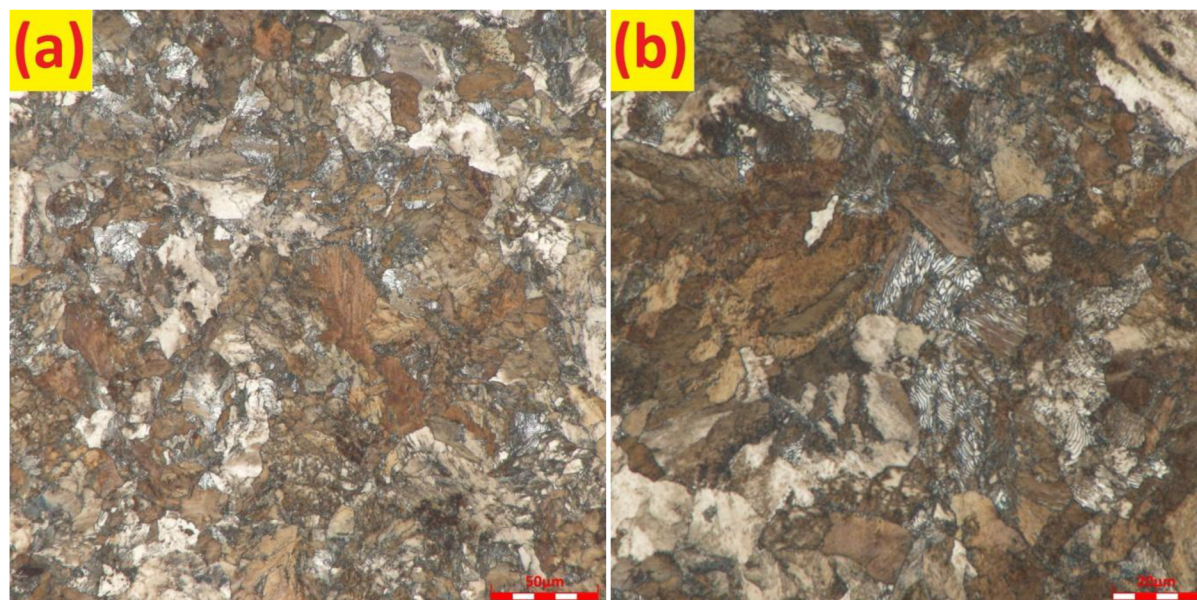
13.3.1 Analýza příčin porušení polotovaru

13.3.1.1 Mikrostrukturní analýza

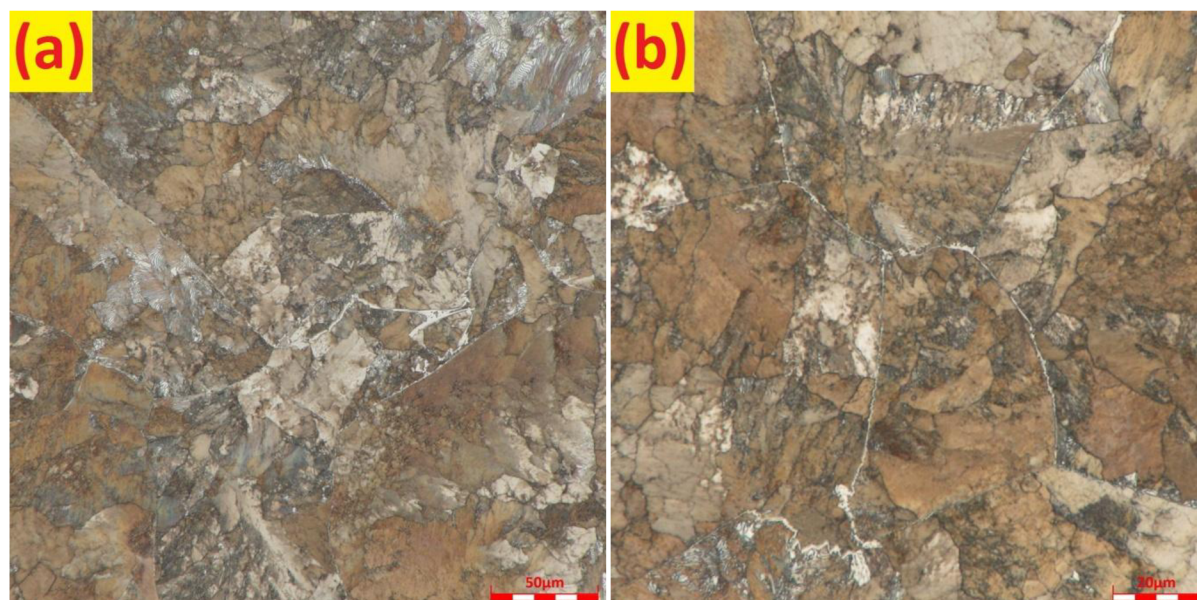
Pro kontrolní metalografickou analýzu byly připraveny vzorky z podélného i příčného směru (vzhledem s ose polotovaru a směru tváření) vždy z podpovrchové a středové oblasti průměru tyčoviny.

Mikrostruktura podpovrchové oblasti příčného směru je dokumentována na obr. 28. Mikrostruktura je jednofázová, tvořena zrný lamelárního perlitu.

Mikrostruktura středové oblasti příčného řezu polotovaru je dokumentována na obr. 29. Na rozdíl od podpovrchové oblasti je mikrostruktura tvořena perlitem s velmi tenkým, ale souvislým síťovým sekundárním cementitu po hranicích sekundárního austenitického zrna. Pozorováním mikrostruktury celého průřezu tyčoviny bylo zjištěno, že velikost cementitického síťoví se se zvětšující se vzdáleností od středu (osy) polotovaru snižuje.



Obr. 28 Mikrostruktura podpovrchové oblasti polotovaru (LM, Nital, (a) zv. 1000x, (b) zv. 2000x)



Obr. 29 Mikrostruktura středové oblasti polotovaru (LM, Nital, (a) zv. 1000x, (b) zv. 2000x)

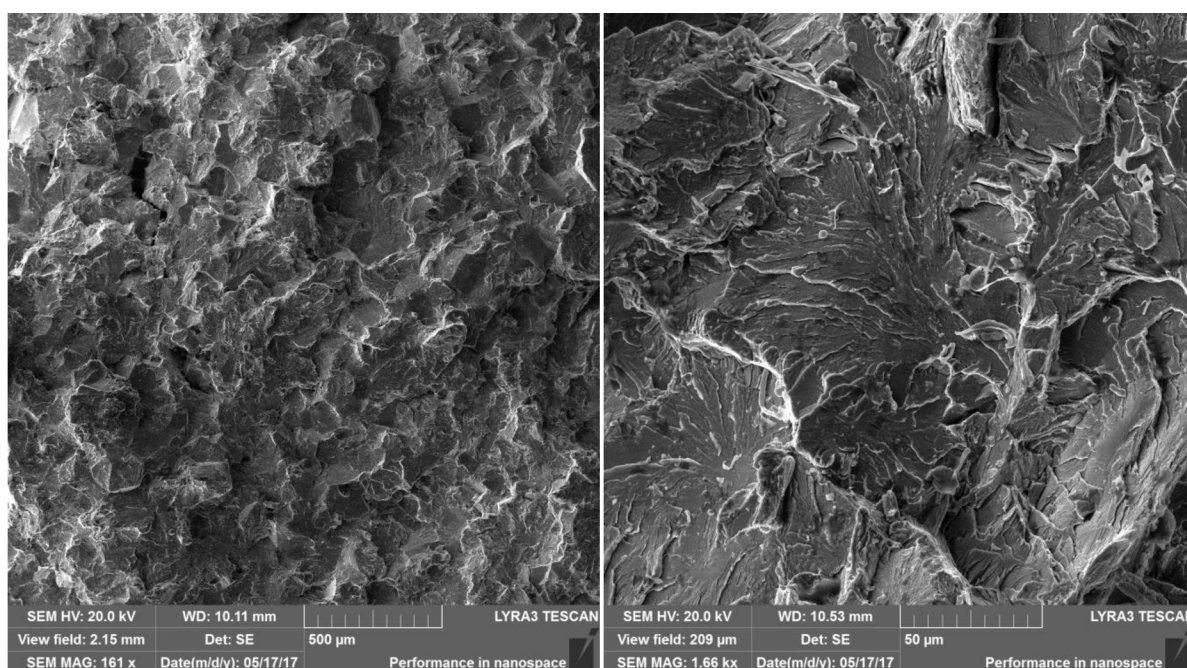
13.3.1.2 Faktografická analýza

Pro komplexní hodnocení příčin poškození polotovaru byla provedena detailní fraktografická analýza lomu.

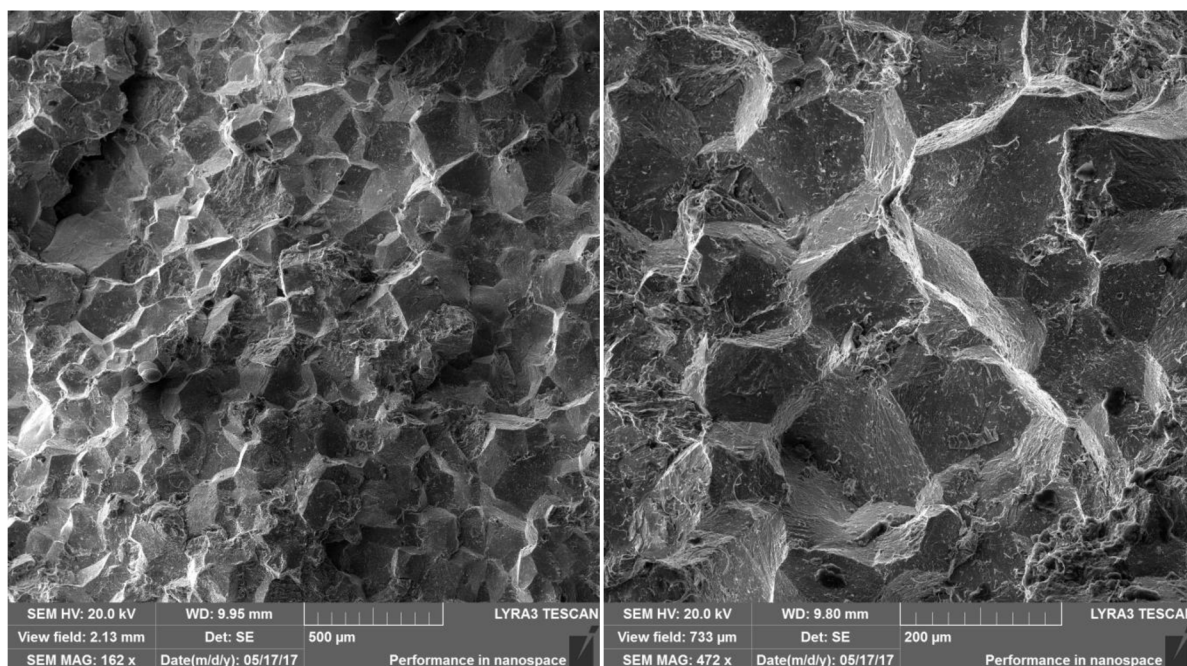
Podpovrchová oblast lomové plochy je dokumentována na obr. 30 a na rozdíl od lomové plochy ve středové oblasti tyčového polotovaru, viz obr. 31, vykazuje zcela odlišný charakter porušení.

Podpovrchová oblast (obr. 30) vykazuje známky typického transkrystalického štěpného porušení. Zcela odlišný mechanismus porušení lze pozorovat ve středové oblasti polotovaru. Zde je mechanismus porušení interkrystalický štěpný.

Fraktografická analýza je plně v souladu s výsledky mikrostrukturní analýzy prokazující výskyt křehké karbidické fáze cementitického typu po hranicích sekundárních austenitických zrn ve středové oblasti polotovaru.



Obr. 30 Lomová plocha v povrchové části polotovaru (SEM-SE)



Obr. 31 Charakter lomové plochy ve středové části vzorku (SEM)

13.3.2 Závěrečné poznatky

Významná změna houževnatosti materiálu je způsobena přítomností tenkého souvislého síťoví karbidu cementitického typu po hranicích sekundárního austenitického zrna. Přítomnost křehké fáze po hranici zrna je jednoznačnou příčinou změny křehkolomového chování materiálu při jeho dynamickém zatěžování.

Lze předpokládat, že výskyt karbidického síťoví ve středové oblasti tyčového polotovaru je způsoben nerovnoměrným chladnutím objemu tyčoviny z válcovací teploty při výrobě polotovaru. Pomalá ochlazovací rychlost ve středové oblasti polotovaru je příčinou tvorby cementitického síťoví po hranicích zrn a enormního poklesu houževnatosti materiálu.

13.3.3 Návrh tepelného zpracování

Pro odstranění křehkosti polotovaru a odstranění nežádoucího síťoví karbidů byly navrženy dva režimy tepelného zpracování pro žihání naměkko, při kterých by byl eliminován vliv přítomnosti karbidického síťoví ve středové oblasti polotovaru na vlastnosti materiálu (výrobku) po finálním tepelném zpracování.

Navržené postupy tepelného zpracování jsou detailně popsány v tab. 12.

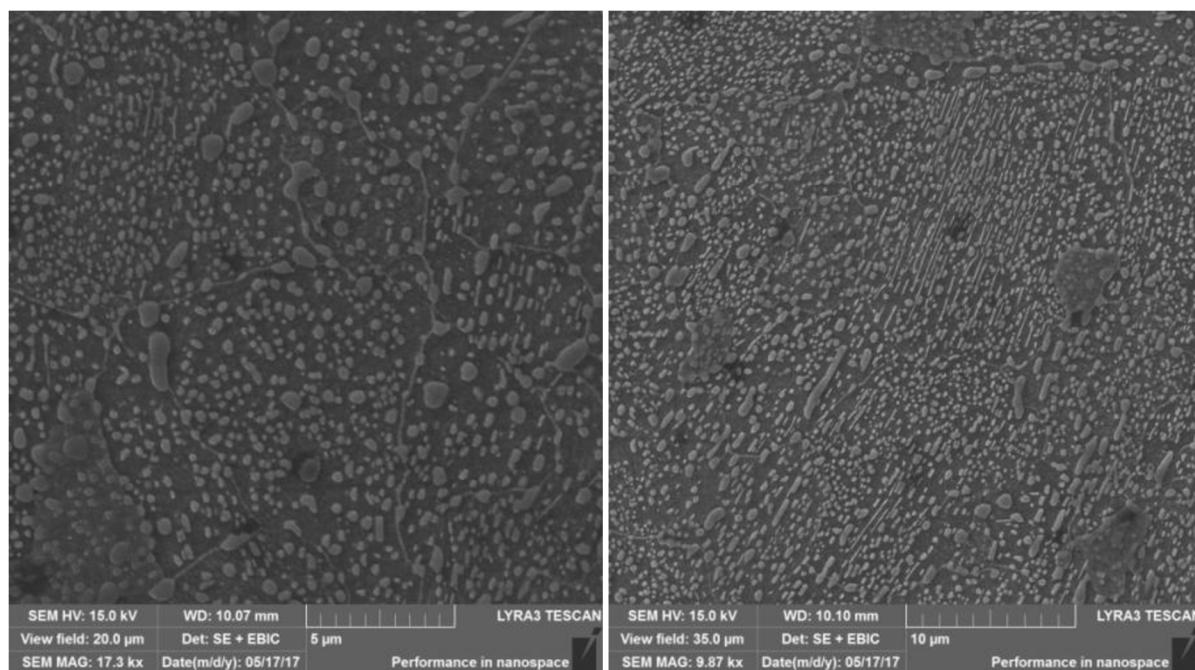
Tab. 12 Režim tepelného zpracování polotovarů

typ TZ	teplota žíhání [°C]	doba žíhání [h]	ochlazeno na [°C]	výdrž [h]	ochlazovací pros.
A	800	1	700	1	voda
B	800	1	680	3	voda

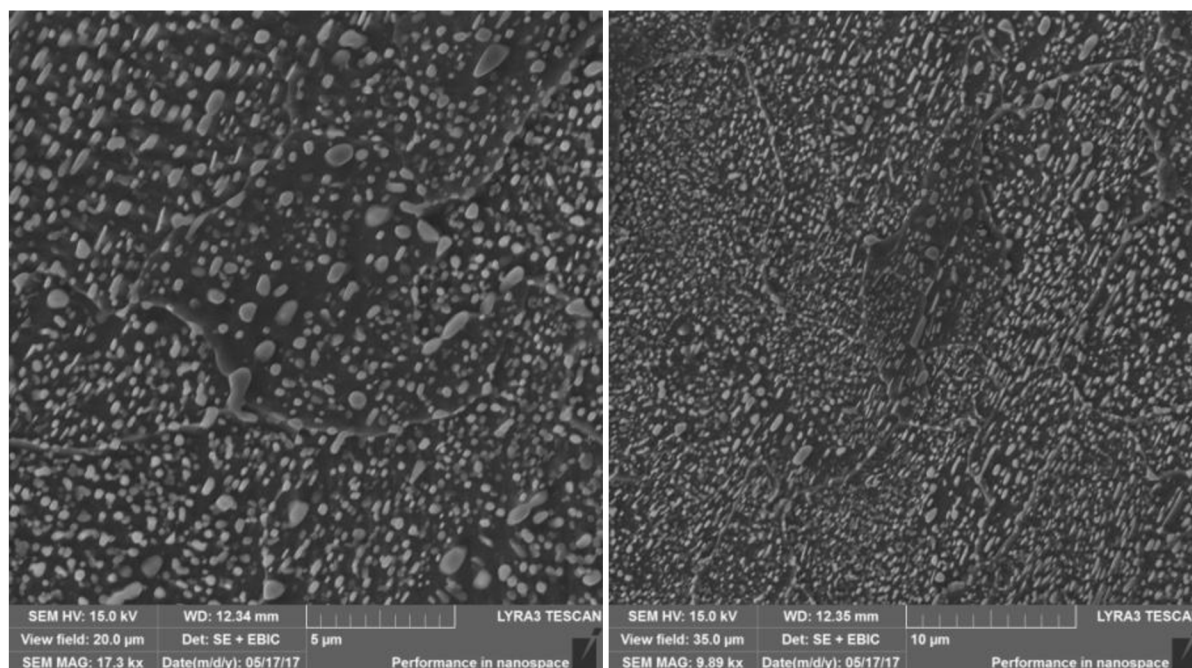
Mikrostruktura vzorku z kritické středové oblasti polotovaru po režimu tepelného zpracování žíhání naměkko „A“ je dokumentována na obr. 32.

Mikrostruktura materiálu po tepelném zpracování „A“ je tvořena velmi jemnými globulemi karbidů cementitického typu ve feritické matrici a lokálně oblastmi lamelárního perlitu. Po hranicích zrna je znatelná přítomnost velmi tenkého síťoví karbidů.

Mikrostruktura materiálu po tepelném zpracování „B“ je tvořena velmi jemnými globulemi karbidů cementitického typu ve feritické matrici, viz obr 33. Přítomnost oblastí s lamelárním perlitem nebyla detekována. Po hranicích zrna je však rovněž znatelná přítomnost velmi tenkého síťoví karbidů.



Obr. 32 Mikrostruktura polotovaru ve středové části po TZ "A" (SEM)



Obr. 33 Mikrostruktura polotovaru ve středové části po TZ "B" (SEM)

13.3.4 Závěr

Navržené režimy tepelného zpracování nevyhovujícího křehkého polotovaru se jeví jako zcela optimální.

V prvním případě (tepelné zpracování „A“) jsou ve struktuře patrné nepřipustné pozůstatky lamelárního perlitu. Ani v jednom případě (tepelné zpracování „A“ i „B“) však nebylo dosaženo odstranění (rozpuštění) nežádoucí cementitické síťoví.

S ohledem na tuto skutečnost by bylo třeba upravit parametry tepelného zpracování zvýšením teploty, příp. i času žihání materiálu.

V každém případě, však lze konstatovat, že vhodným režimem tepelného zpracování - žihání naměkko, příp. normalizačního žihání a následného žihání naměkko je možné materiál uvést do zpracovatelného a dále plně vyhovujícího stavu z hlediska mikrostruktury materiálu.

Materiál po kvalifikované „revitalizaci“ pomocí tepelného zpracování by bylo možno plnohodnotně využít pro další zpracování.

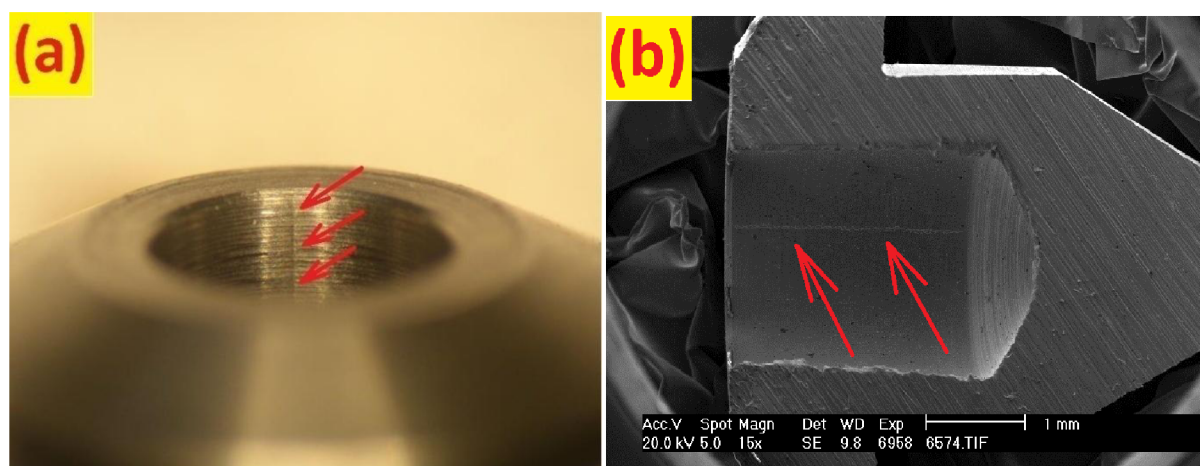
13.4 Analýza povrchového defektu součástí

Poslední z předkládaných studií se zabývá analýzou povrchových defektů, které se začaly náhodně objevovat při standardních obráběcích operacích při zpracování odlišných šarží polotovaru.

Předmětná součást je vyráběna z tyčového polotovaru průměru 7mm, z materiálu 100Cr6, dodávaného ve stavu po žihání naměkko.

Veškeré povrchové defekty se na výrobku vyskytují vždy jen na ploše středového otvoru součásti. Při vizuálním pozorování se defekt projevoval, jako výrazná změna odrazivosti světla od povrchu materiálu, viz obrázek 34.

Pro odhalení příčiny výskytu defektů byla provedena topografická analýza obráběného povrchu součásti v místě defektu a komplexní mikrostrukturní analýza. Současně byla provedena mikrostrukturní analýza na problémovém polotovaru.

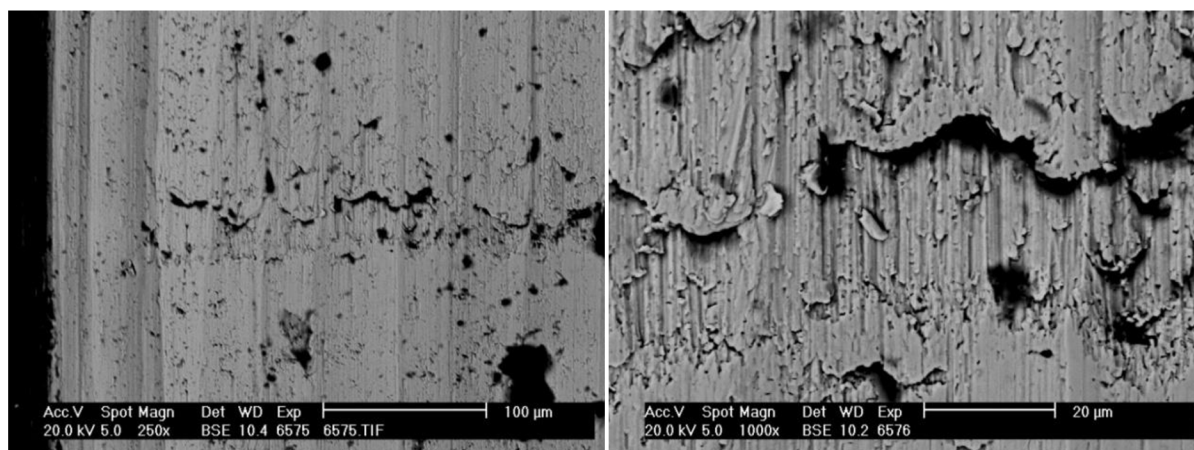


Obr. 34 Detail povrchového defektu na povrchu součásti (a) LM, (b) SEM

13.4.1 Topografická analýza povrchu

S využitím elektronové mikroskopie byla provedena topografická analýza povrchu v místě defektu.

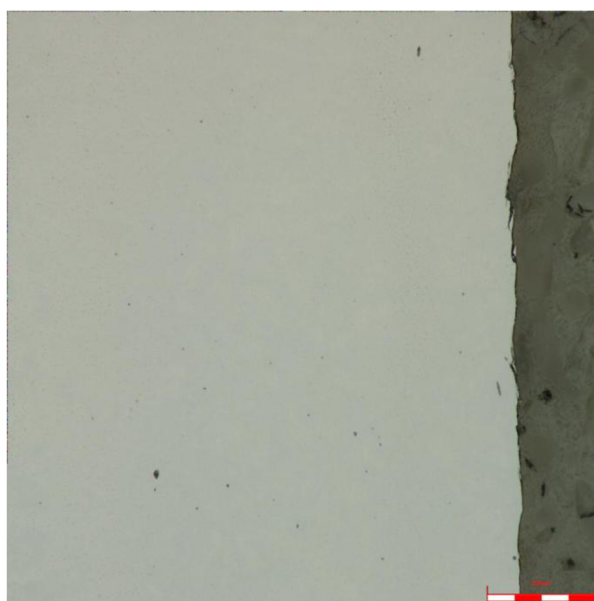
Vzhled povrchového defektu je dokumentován na obr. 35. Výsledky analýzy prokázaly, že povrchový defekt je způsobený nerovnoměrnou redistribucí materiálu, která vznikla v průběhu plastické deformace při obrábění otvoru. Povrchový defekt lze charakterizovat jako nerovnoměrnou drsnost povrchu. Snímky z elektronového mikroskopu jasně dokazují, že se nejedná o typ defektu, zasahující významně do hloubky materiálu, nebo o trhlinu.



Obr. 35 Vzhled povrchového defektu (SEM)

13.4.2 Mikrostrukturní analýza

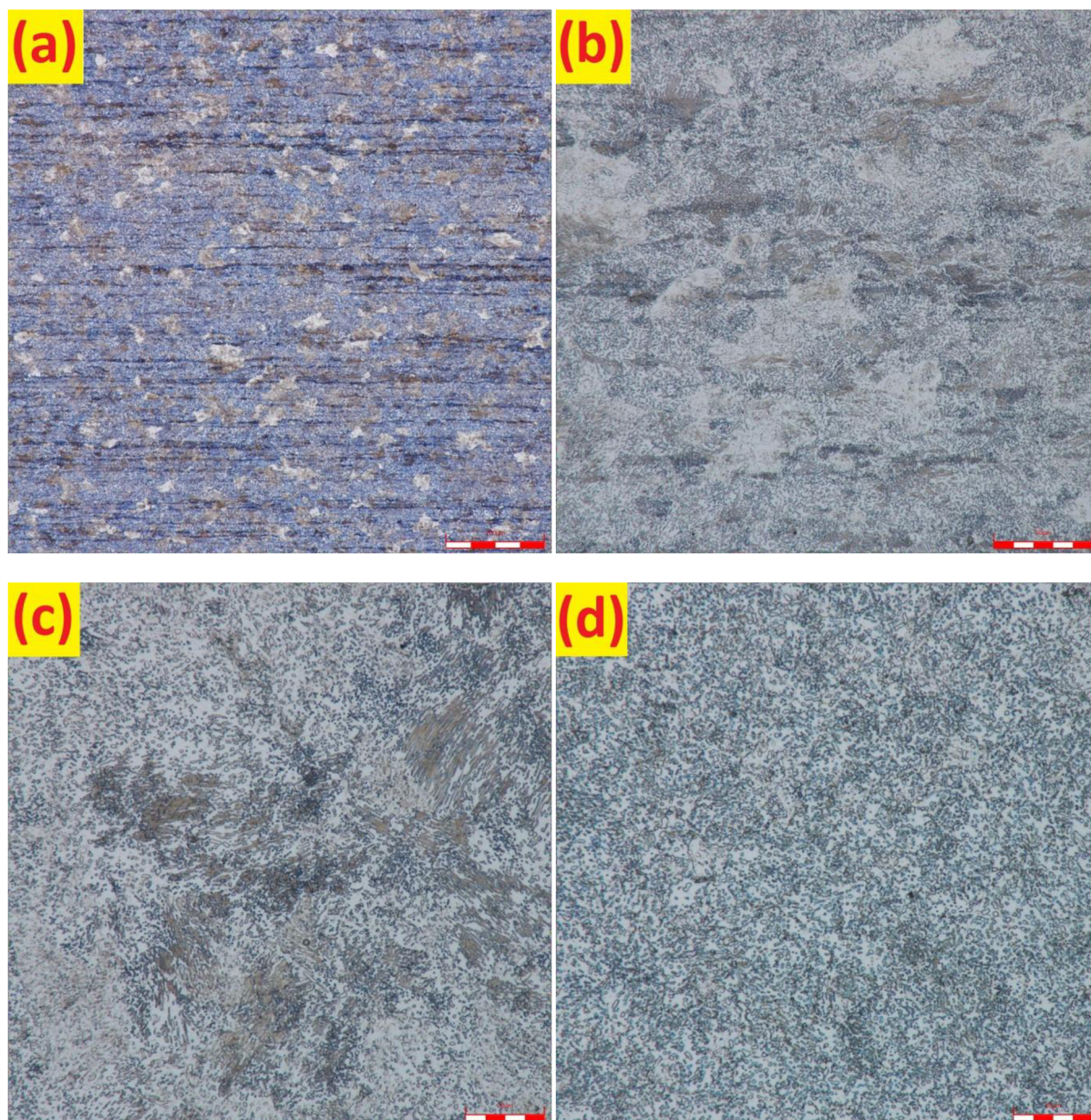
V místě vady byl proveden příčný řez a zhotoven metalografický výbrus. Vzhled defektu v neleptaném stavu je dokumentován na obr. 36. Z uvedeného je zjevné, že se nejedná o závažný povrchový defekt. Velkost defektu se pohybuje řádově v mikrometrech a lze ji označit jako typ vady mikropřeložka.



Obr. 36 Vzhled povrchové vady v příčném řezu (LM, zv. 250x, neleptáno)

Mikrostrukturní analýza výchozího tyčového polotovaru součásti byla provedena v příčném i podélném směru vzhledem k ose polotovaru. Po naleptání a vyvolání mikrostruktury byla pozorována mikrostruktura vzorku ve středové oblasti polotovaru a v jeho podpovrchové oblasti, viz obr. 37.

Mikrostruktura v podélném směru ve středové oblasti je při menším zvětšení dokumentována na obr. 37a a 37b. Mikrostruktura vykazuje zejména ve středové oblasti polotovaru značnou pruhovitost.



Obr. 37 Podélný řez polotovaru ve středové oblasti: (a) zv. 250x, (b) zv. 1000x, (LM, Nital); příčný řez polotovarem (c) středová oblast, (d) podpovrchová oblast, (LM, zv. 2000x, Nital)

Mikrostruktura ve středové oblasti polotovaru je tvořena směsí globulárního a lamelárního perlitu, viz obr. 37c. Se zvětšující se vzdáleností od osy polotovaru ubývá v mikrostrukturu lamelárního perlitu a mikrostruktura v podpovrchové oblasti je tvořena již homogenním globulárním perlitem viz obr. 37d.

13.4.3 Kontrolní měření tvrdosti

Pro porovnání byla v jednotlivých oblastech měřena tvrdost dle Vickerse. Podpovrchové oblasti tvořené výhradně feritem a sferoidizovanými globulárními karbidy vykazovala tvrdost

cca 170 HV2. V ostrůvcích lamelárního perlitu ve středové oblasti polotovaru byla naměřena tvrdost cca 250 HV2.

13.4.4 Závěr

Mechanické vlastnosti materiálu tvořeného lamelárním či globulárním perlitem se významně liší. Z tohoto důvodu se dá očekávat i výrazně odlišná odezva materiálu při obráběcích operacích. Při lokální změně materiálových charakteristik pak dochází při obrábění k nerovnoměrné plastické deformaci materiálu v povrchové vrstvě obrobku projevující se navenek jako „mazání materiálu“.

Původ nehomogenní struktury v rámci objemu součásti je jednoznačně způsoben nevhodně provedeným tepelným zpracováním, při kterém nedošlo k úplné sferoidizaci perlitického cementitu ve středové oblasti tyčového polotovaru, ze které byla součást následně vyráběna.

Vzhledem k vyskytujícím se problémům při obrábění by bylo třeba zpřesnit materiálovou specifikaci pro nákup polotovarů. Je zjevné, že kontrola kvality pomocí měření povrchové tvrdosti je v daném případě zcela nedostačující.

S ohledem na výskyt nežádoucích povrchových defektů ve středových oblastech polotovaru v důsledku přítomnosti většího obsahu lamelárního perlitu ve středu tyčového polotovaru se nabízí řešení kontroly polotovaru metalografickými technikami s přesnou kvantifikací podílu lamelárního perlitu ve struktuře polotovaru případně zavedení kontroly tvrdosti polotovaru v jeho povrchové, ale i středové oblasti.

Přesně k tomuto účelu se nabízí již výše zmiňovaný předpis pro hodnocení karbidické fáze v nadeutektoidních ocelích.

13.5 Shrnutí a závěry

Na ložiskové materiály jsou vzhledem k jejich intenzivnímu zatěžování kladeny zvýšené požadavky na jejich jakost. Producenti ložisek si jako jedni z mála výrobců významnou měrou uvědomují, že kontrola vstupního polotovaru je pro výslednou kvalitu finálního výrobku zcela klíčová.

Z tohoto důvodu jsou pro jejich hodnocení zpracovány rozsáhlé soubory nejrůznějších předpisů a norem, které jsou jednotlivými výrobci dále zpřesňovány a upravovány.

Německý předpis SEP 1520 se stal v hodnocení karbidické fáze nadeutektoidních ocelí zcela nepostradatelným nástrojem pro hodnocení mikrostrukturní kvality materiálu. O skutečnosti, že se jedná o zcela mimořádně přínosný předpis, svědčí fakt, že na předpis SEP 1520 odkazuje většina norem zabývajících se specifikací nadeutektoidních materiálů pro speciální použití.

Potíže při obrábění materiálu vždy vychází z nesouladu mezi správnou volbou řezného nástroje, nastavením optimálních řezných parametrů a materiálovými charakteristikami obráběného výrobku. Běžnou praxí pro validaci konkrétního polotovaru pro výrobu bývá často jen atest chemického složení materiálu nejasného původu bez jakékoliv další specifikace materiálu. V lepším případě se pro přejímku zboží požadují na dodavatelích hutních polotovarů informace o stavu tepelného zpracování a hodnotách tvrdosti materiálu.

Detailní analýza materiálu z hlediska makrostruktury, mikrostruktury, případně heterogenity (chemické či mikrostrukturní) bývá ve většině případů zcela ignorována. Detailní materiálografické analýzy se začínou řešit až v případě, kdy nastanou při jinak triviálních obráběcích operacích potíže s obrobitelností polotovarů, případně s výskytem neznámých povrchových defektů.

14. Seznam použitých zdrojů

- [1] SHIGLEY, Joseph Edward, Charles R MISCHKE a Richard G BUDYNAS. *Konstruování strojních součástí*. 1. vyd. Editor Martin Hartl, Miloš Vlk. Brno: VUTUM, 2010, 1159 s. ISBN 978-80-214-2629-0.
- [2] ČSN ISO 281:2008. *Dynamická únosnost a trvanlivost: Valivá ložiska*. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, 2008.
- [3] HARRIS, A. Tedric a N. Michael KOTZALAS. *Essential Concepts of Bearing Technology*: Fifth Edition. Boca Raton: CRC Press, 2006, 195-215 s. ISBN 9780849371837.
- [4] HOO, J. J. C. *Creative Use of Bearing Steels*. STP 1195. Baltimore: ASTM International, 1993. 5-24 s. ISBN 9780803152465.
- [5] *Initiated spall* [online]. In: . [cit. 2017-04-03].
Dostupné z: <http://machinerylubrication.com/Read/29228/bearing-system-life>
- [6] POŠTA, J., P. VESELÝ a M. DVOŘÁK. *Degradace strojních součástí*. Monografie. Praha: ČZU, 2002. 67-68 s. ISBN 80-213-0967-9.
- [7] Dvořáček, J, *Vývoj nové generace zařízení s pokročilou diagnostikou pro stanovení kontaktní degradace*, Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2013. Vedoucí disertační práce: Doc. Ing. Pavel Mazal, CSc. 56 s.
- [8] BUJOREANU, C. CREȚU, S a B. DRĂGAN. *Data acquisition and signal processing in scuffing failure of ball bearings*. 3. Iasi: Technical University "Gh. Asachi", 2004. ISBN 1583-7653. 25 s.
- [9] DOUGLAS, Godfrey. *Tribology & Lubrication Technology*. Fretting Corrosion or False Brinelling? Park Ridge: Society of Tribologists and Lubrication Engineers, 2003. ISBN 1545858X . 29 s.

- [10] ROGERS, L. M. *Detection of incipient damage in large rolling element bearings*. Advanced Materials Research, Trans Tech Publications, Švýcarsko, Vol. 13-14, 2006, 37-44 s, ISSN 1662-8985.
- [11] GINZBURG, V., B., *Steel-Rolling Technology, Theory and Practice*, Marcel Dekker, Inc., New York and Basel. 1989, 235-398 s. ISBN 0-8247-8124-4
- [12] JECH, J. *Oceli na valivá ložiska a jejich tepelné zpracování*. Praha: SNTL-Nakladatelství technické literatury, 1968. 32-71, 178-195, 237-291 s.
- [13] FREMUNT, P. a T. PODRÁBSKÝ. *Konstrukční oceli*. 1. vydání. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-85867-95-8.
- [14] ČSN EN ISO 683-17. *Oceli pro tepelné zpracování, oceli legované a oceli automatové: Část 17: Oceli na valivá ložiska*. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, 2015. 175 s
- [15] Soukromý archiv Ing. Lenky Klakurkové, Ph.D.
- [16] NOHÁL, L. *Korelace změny signálu AE s rozvojem kontaktního poškození*. Brno, 2014. Dizertační práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství. Vedoucí práce Doc. Ing. Pavel Mazal, CSc. 51 s.
- [17] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, 85-91 s. ISBN 80-7204-248-32.
- [18] SEP 1520. *Microscopic examination of carbide structure in steels by means of diagram series*. 3. vydání. Düsseldorf: Verlag Stahleisen, 1998.
- [19] ASTM A 892-06. *Standard Guide for Defining and Rating the Microstructure of High Carbon Bearing Steels*. West Conshohocken: ASTM International, 2006.
- [20] KEPKA, M. *Ovlivňování čistoty oceli*. Praha: Nakladatelství Československé akademie věd, 1986. 15-16 s. ISBN 80-7204-248-3.
- [21] ISO 4967. *Steel – Determination of Content of non-metallic inclusions: Micrographic method using standard diagrams*. 1. Ženeva: International Organization for Standardization, 2013.
- [22] ASTM E45-11. *Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel*. 1. West Conshohocken: ASTM International, 2011.

- [23] *Vliv směru vláken ke kontaktní ploše na trvanlivost ložiskových ocelí* [online]. In: . [cit. 2017-04-03]. Dostupné z: <http://www.zkl.cz/cs/pro-konstruktery/7-loziska-vseobecne-udaje>
- [24] MARINESCU, I. *Handbook of advanced pramic machining*. Boca Raton: CRC Press, 2007. 12-41 s. ISBN 978-0-8493-3837-3.
- [25] BARYSZ, I., A. ČILLÍK, A. ŽIAČIK a M. PFLIEGER. *Klzné uloženie: Konštrukčné a teoretické riešenia*. 2. vydání. Žilina: VŠDS, 1995. 29-58 s. ISBN 80-7100-282-8.
- [26] *Hlavní ložisko radiálně-axiální* [online]. In: . [cit. 2017-04-03]. Dostupné z: <https://publi.cz/books/160/10.html>
- [27] HRUBÝ, V., J. TULKA a J. KADEC. *Povrchové technologie*. Brno: Vojenská akademie, 1995, 120-147 s.

15. Seznam symbolů a zkratek

symbol	jednotka	význam
α	[°]	směr vláken ke kontaktní ploše
A		austenit
A ₁	[°C]	teplota přeměny feriticko-cementitické struktury na austenit pro eutektoidní ocele
A ₃	[°C]	teplota přeměny feriticko-cementitické struktury na austenit pro podeutektoidní ocele
A _m	[°C]	teplota přeměny feriticko-cementitické struktury na austenit pro nadeutektoidní ocele
F		ferit
HV	[-]	tvrdost podle Vickerse
HRC	[-]	tvrdost podle Rockwela
HB	[-]	tvrdost podle Brinella
M _f		křivka martenzit finish
M _s		křivka martenzit start
P		perlit
PVD		physical vapour deposition
Ø	[mm]	průměr