

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIAL SCIENCE AND ENGINEERING

VÝZKUM A VÝVOJ POVRCHOVÝCH ÚPRAV LOŽISKOVÝCH OCELÍ METODOU IONTOVÉ NITRIDACE

RESEARCH AND DEVELOPMENT OF SURFACE MODIFICATIONS OF BEARING STEELS BY
MEANS OF ION NITRIDATION

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE
BACHELOR THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

KATEŘINA KLIMČÁKOVÁ

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

ING. PAVEL DOLEŽAL, PH.D.

BRNO 2009

ABSTRAKT

Základní požadavky kladené na součásti valivých ložisek jsou vysoká mez únavy, odolnost proti otěru a korozivzdornost. Protože kompletní výroba ložisek z materiálů, které těmito vlastnostmi disponují, by byla finančně náročná, využívají se pro zvyšování mechanických vlastností povrchové úpravy. Tato bakalářská práce se zabývá aplikací vrstev metodou iontové nitridace na ložiskové oceli. Pozorován byl vliv vstupních podmínek iontové nitridace a stavu povrchu na tribologické vlastnosti ložiskové oceli s danou povrchovou úpravou. Ke studiu byly využity metody světelné mikroskopie, měření tvrdosti dle Vickerse, rastrovací elektronové mikroskopie vybavené energiově disperzní chemickou mikroanalýzou, optické emisní spektroskopie s doutnavým výbojem a metod fázové analýzy pomocí rentgenové difrakce.

ABSTRACT

Basic requirements placed on rolling bearing components include the high fatigue limit, the wear resistance and the corrosion resistance. As full production of bearings from materials with these attributes would be quite expensive, surface modifications are used to improve mechanical characteristics. This thesis deals with application of layers to the bearing steel by means of ion nitridation. It studies effects of input conditions of the ion nitridation and of the surface condition on tribological characteristics of the bearing steel with the above mentioned finishing. The study employed the interaction light microscopy, the scanning electron microscopy equipped by energy dispersive chemical microanalysis, the hardness measurement by Vickers, the glow discharge optical emission spectroscopy, and methods of the phase analysis by means of the X-ray diffraction were used.

KLÍČOVÁ SLOVA:

Ložisková ocel, povrchové úpravy, iontová nitridace

KEYWORDS:

Bearing steel, surface modifications, ion nitridation

KLIMČÁKOVÁ, K. *Výzkum a vývoj povrchových úprav ložiskových ocelí metodou iontové nitrizace*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2009. 59 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Pavel Doležal, Ph.D.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci vypracovala samostatně a že všechny použité literární zdroje jsem správně a úplně citovala. 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 29.5. 2009

Kateřina Klimčáková

PODĚKOVÁNÍ

Chtěla bych poděkovat všem, kteří mi pomáhali s tvorbou bakalářské práce, jmenovitě mému vedoucímu Ing. Pavlovi Doležalovi, Ph.D. za jeho odbornou pomoc, trpělivost a množství cenných rad a připomínek.

Dále bych chtěla poděkovat celé rodině, všem svým přátelům a mému příteli za podporu během studia.

OBSAH

1. ÚVOD.....	1
2. CÍLE PRÁCE.....	2
3. LITERÁRNÍ PŘEHLED PROBLEMATIKY.....	3
3.1 POVRCHOVÉ ÚPRAVY.....	3
3.1.1 Typy povrchových úprav.....	3
3.1.2 Chemicko-tepelné procesy.....	4
3.2 SOUČÁSTI NA VALIVÁ A KLUZNÁ LOŽISKA.....	12
3.2.1 Základní rozdělení ložisek.....	12
3.2.2 Materiály pro výrobu ložisek.....	13
3.2.3 Povrchové úpravy kluzných ložisek.....	14
3.2.4 Povrchové úpravy valivých ložisek.....	15
4. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST.....	17
4.1 EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL.....	17
4.2 METODICKÁ ČÁST EXPERIMENTU	21
4.3 VÝSLEDKY EXPERIMENTU.....	22
4.3.1 Hodnocení výsledků tribologických zkoušek.....	22
4.3.2 Metalografické hodnocení vrstev.....	22
4.3.3 Kvantitativní hodnocení vrstev.....	27
5. DISKUZE VÝSLEDKŮ.....	34
6. ZÁVĚRY.....	35
7. PŘEHLED POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ.....	36
8. POUŽITÁ LITERATURA.....	37
9. PŘÍLOHY.....	39

1. ÚVOD

Ložiska jsou konstrukční prvky, které umožňují vzájemný pohyb součástí a přenos působícího zatížení. U funkčních ploch valivých ložisek dochází vlivem tření mezi valivými tělísky a vnitřního kroužku k opotřebování. Kontaktní plochy se zahřívají a snižují životnost a maximální možné zatížení ložisek.

Jedním z důsledků aplikace povrchových úprav na funkční plochy je zvýšení životnosti součástí ložisek, které pak má za následek snížení nákladů na jejich údržbu. Proto jsou investovány prostředky do výzkumu a vývoje povrchových úprav, které dodávají ložiskům potřebné mechanické, případně antikorozi vlastnosti. Výsledkem těchto výzkumů jsou pak například speciální povlaky z nejrůznějších polymerů, keramických materiálů nebo povlaky a vrstvy kovového charakteru.

Jedním ze způsobů aplikace kovových vrstev je chemicko-tepelné zpracování. Využívá se pro zvyšování tvrdosti povrchu kontaktních ploch namáhaných součástí – hřídelů, ozubených kol, řezných a tvářecích nástrojů, atp. Zvýšení tvrdosti a ořezuvzdornosti funkčních ploch je i cílem povrchových úprav aplikovaných na ložiskové oceli. Proto by některé způsoby chemicko-tepelných úprav mohly vést ke zlepšení užitečných vlastností ložiskových materiálů. Základním pochodem chemicko-tepelného zpracování je difúzní sycení povrchu součásti chemickými prvky. Nejčastěji se využívá uhlík (cementace) a dusík (nitridace), případně jejich kombinace. Prostředí pro chemicko-tepelné zpracování jsou tuhá, kapalná nebo plynná. Při nitridaci lze použít i čtvrtého skupenství látek-ionizovaného plynu. Tento druh chemicko-tepelného zpracování se nazývá iontová nitridace.

Základním principem iontové nitridace je obohacování povrchu dusíkem v elektrickém poli. Ten vytváří s atomy železa a legujícími prvky jemné nitridy, které zvyšují tvrdost, houževnatost a korozní odolnost povrchové vrstvy oceli. Při použití krátkých dob nitridace dosáhneme tenké, tvrdé vrstvy a minimálních deformací součásti. Naopak použitím delšího časového úseku sice snížíme dosaženou povrchovou tvrdost, pokles mikrotvrdosti směrem do jádra je však pozvolný. Hlavním využitím iontové nitridace u konstrukčních ocelí je zvyšování meze únavy, odolnosti proti ořezu a korozivzdornosti.

2. CÍLE PRÁCE

Cílem bakalářské práce je výzkum a vývoj povrchových vrstev na součásti valivých ložisek. Práce je zaměřena na metodu iontové nitridace, která má za cíl zvýšení tvrdosti součástí ložisek, tedy zvýšení odolnosti proti opotřebení. Iontová nitridace je druh chemicko-tepelného zpracování, kdy dochází k sycení povrchu dusíkem v prostředí ionizovaného plynu.

Pozornost bude zaměřena na posouzení vlivu podmínek procesu iontové nitridace na výslednou strukturu povrchových vrstev a tribologické vlastnosti. Pro pozorování vrstev bude využito světelné a rastrovací elektronové mikroskopie.

Dále budou měřeny průběhy tvrdostí iontově nitridovaných vrstev a základního materiálu.

Dalším cílem bude posouzení vlivu podmínek iontové nitridace na chemické složení vytvořených vrstev. K tomu bude využito metod rastrovací elektronové mikroskopie vybavené energiově disperzní chemickou mikroanalýzou, optické emisní spektroskopie s doutnavým výbojem a fázové analýzy povrchu vzorku bude provedena pomocí rentgenové difrakce.

3. LITERÁRNÍ PŘEHLED PROBLEMATIKY

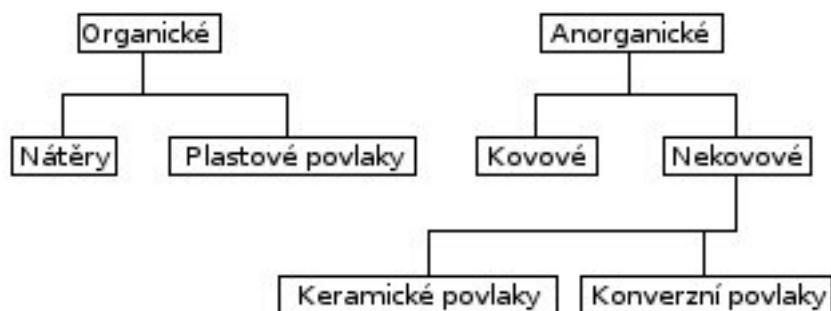
3.1 POVRCHOVÉ ÚPRAVY

3.1.1 Typy povrchových úprav

Aplikace různých povrchových úprav na jednotlivé materiály je dnes prakticky nezbytnou úpravou každé součásti. Chrání součást před korozním prostředím, zvyšuje odolnost proti opotřebení, kontaktní únavě a má také dekorativní funkci. Cílem výzkumu a vývoje povrchových úprav je zajistit zvýšení spolehlivosti součásti (bezporuchovost, životnost, udržitelnost), zvyšování technických parametrů povrchových úprav, snižování výrobních nákladů a omezení znečištění prostředí [1, 2].

Základní dělení z hlediska strukturní povahy povrchových úprav je na povlaky a vrstvy. Povlak je na materiál nanášen, zvětšuje rozměr součásti a mezi povlakem a součástí dochází ke skokové změně mechanických, fyzikálních a chemických vlastností. Tato nestejnorodost vlastností ve většině případů vede k problémům při nanášení povlaků. Tloušťka povlaku závisí na základním materiálu a druhu aplikace. S rostoucí tloušťkou klesá přílnavost, protože roste tahové napětí v povlaku. Pro nástřik hydroxyapatitu stačí 0,05 mm tloušťky povlaku, keramické povlaky odolné proti opotřebení se nanášejí v rozsahu od 0,15 do 0,4 mm. Naproti tomu tepelné bariéry oxidu zirkonu dosahují tloušťky až 3 mm. Vrstva je součástí materiálu, u níž dochází vnějším působením k chemické a strukturní změně materiálu, tedy funkční gradient změn vlastností je pozvolný [3].

Z hlediska chemické podstaty povlaky a vrstvy dělíme na organické a anorganické (obr. 3.1).



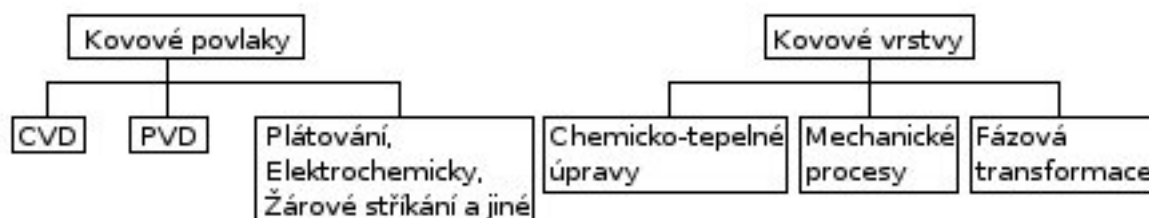
Obr. 3.1 Základní dělení povrchových úprav [1]

Organické povlaky mají funkci bariéry mezi součástí a prostředím. Z hlediska nízké ceny a jednoduché aplikace se stále hojně využívají nátěrové hmoty (asfaltové, olejové, silikonové, syntetické, atp.). Mají vysoký ochranný účinek proti chemickým vlivům, ale špatný proti vlivům mechanickým. Plastové povlaky se nejčastěji nanášejí na součást elektrostatickým naprašováním, které se po roztavení spojí a vytvoří souvislý celek. Další způsoby nanášení jsou např. žárové stříkání nebo plátování [2].

Anorganické povlaky dělíme na kovové a nekovové. Mezi nekovové povrchy patří různé keramické povlaky (oxidová keramika Al_2O_3 , ZrO_2 , TiO_2) a konverzní povlaky (fosfátování, chromátování, oxidové povlaky) [1].

Podrobnější rozdělení kovových povlaků a vrstev je na obr. 3.2. Kovové povlaky se nejčastěji zhotovují metodami CVD a PVD. Dalším způsobem je například plátování, využívané při výrobě kluzných ložisek. Dlouho známou metodou v tvorbě povlaků na tvarově složitých součástech je elektrochemické pokovování. V poslední době je pozornost věnována

na zhotovování povlaků bez využití vnějších zdrojů proudu, např. bezproudově z roztoků, žárovým ponorem nebo žárovým stříkáním. Kovové vrstvy jsou vytvářeny chemicko-tepelným zpracováním, při němž se uplatňují difuzními pochody a povrch materiálu je obohacován vhodnými prvky (C, N, B, Cr). Povrch lze zpevnit také plastickou deformací za studena pomocí mechanických procesů – kuličkování, otryskání, válečkování. V poslední řadě je možné zpevnit povrch fázovou transformací – povrchovým kalením. [1, 2].



Obr. 3.2 Rozdělení kovových úprav [1]

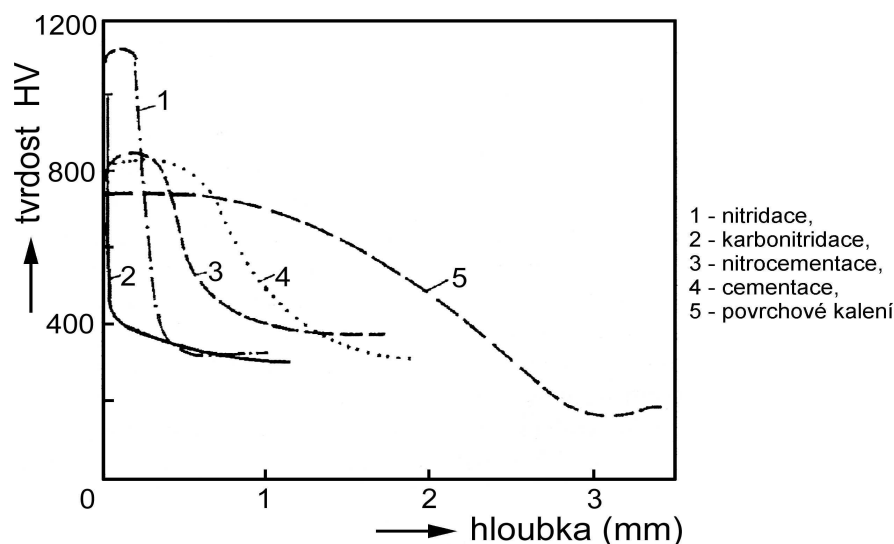
Další dělení povrchových úprav je velmi rozmanité, např. podle účelu použití na: ochranu proti klimatickým a korozním vlivům, dekorativní účely, speciální účely (zvýšení tvrdosti, odolnosti proti opotřebení). Podle funkce na povlaky: izolující kov od znehodnocujícího prostředí, izolující kov od znehodnocujícího mechanického vlivu, se specifickou funkcí (s pasivačním účinkem, maskovacím účinkem). Z technologického hlediska dělíme povlaky a vrstvy na fyzikální (PVD) a chemické (CVD, nitridace, anorganické nekovové vrstvy) [1].

3.1.2 Chemicko-tepelné procesy

Cílem chemicko-tepelného zpracování je, za pomoci difuzních pochodů, vytvoření povrchové vrstvy, která se chemickým složením a mechanickými vlastnostmi liší od jádra součásti. Ve většině případů se požaduje vrstva o vysoké tvrdosti a odolnosti proti opotřebení se zachováním houževnatého jádra součásti. Průběh sycení povrchu součásti se dělí na základní čtyři pochody:

- adsorpce – zachycení molekul nasycující látky nasycovaným povrchem
- disociace – rozštěpení molekul na požadovaný prvek v atomární stavu
- absorpce – pohlcení atomů tuhým roztokem
- difuze – pohyb atomů mřížkou ve směru koncentračního spádu [1, 4]

Prostředí používaná pro zpracování jsou tuhá, kapalná nebo plynná. Ve všech případech probíhají difuzní pochody za zvýšených teplot. Intenzita procesu je závislá na druhu oceli, chemickém složení prostředí, druhu prvku a teplotě sycení. Hranice jsou dány rovnovážnou konstantou reakce. Nejčastěji používané prvky jsou uhlík (cementace), dusík (nitridace), uhlík a dusík (nitrocementace, karbonitridace), případně bór, chrom, hliník, křemík. Závislost tvrdosti na vzdálenosti od povrchu u vybraných chemicko-tepelných úprav je na obr. 3.3 [1, 4].



Obr. 3.3 Rozdíly dosahovaných hloubek a tvrdostí vrstev u jednotlivých metod [4]

Požadovaných změn mechanických vlastností se dosahuje u materiálů přímo (nasycením povrchu) nebo nepřímo, tj. nasycením a následným tepelným zpracováním (kalením a popouštěním). Základní přehled vybraných chemicko-tepelných procesů a dalších povrchových technologií, dosažených tvrdostí a tloušťek vrstev je uveden v tab. 3.1 [1, 4].

Tab. 3.1 Přehled povrchových úprav a dosahovaných tvrdostí HV [1]

Druh povrchové úpravy	Tvrdost HV	Tloušťka vrstvy [mm]
Cementované kalené vrstvy	600-800	do 2,0
Nitridační vrstvy ocelí legovaných Al, nerezových a rychlořezných ocelí	800-1400	0,01-0,2
Nitridační vrstvy legovaných ocelí Cr	600-1100	0,1-0,5
Nitridační vrstvy nelegovaných ocelí	300-500	0,1-0,7
Nitrocementace	800-1000	0,4-0,8
Sulfonitridace	350-600	0,04
Chromování	1000-1350	0,05-0,1
Hliníkování	350-450	0,01-0,2
Boridované vrstvy	1200-2000	0,01-0,1
Povlaky PVD, CVD	1800-4000	0,001-0,01
Povrchově kalené oceli	500-750	1,0-4,0
Iontová implantace	1100-1800	do 0,0002

Jak lze vyčíst z tab. 3.1, mezi jednotlivými metodami existují značné rozdíly hloubky vrstev a tvrdosti. Nejtvrďší vrstvy jsou po nitridaci, ovšem jejich malá hloubka je nevhodná pro velké měrné tlaky, neboť hrozí jejich prolomení, pokud je jejich základní materiál měkký. Větší tloušťky vrstvy za cenu nižší tvrdosti se dosahuje při cementaci nebo nitrocementaci. Tyto tři způsoby mají výhodu v malé pravděpodobnosti vzniku trhlinek, protože jejich tepelné zpracování nezpůsobuje velké strukturní pnutí. Tímto vyniká zvláště nitridovaná vrstva, u cementace a nitrocementace je malé strukturní pnutí zabezpečeno mírnějším kalením (termálním, do oleje) [1].

Cementace

Cementování je nejrozšířenější proces zvyšování tvrdosti povrchu. Nízkouhlíkové oceli (okolo 0,1 až 0,25 % uhlíku) jsou syceny uhlíkem na eutektoidní případně lehce nadeutektoidní koncentraci za teplot v rozmezí 850 až 950 °C. Základem chemického procesu, při kterém se uvolňuje uhlík, je rovnice:



Tvrdot cementační vrstvy je dána obsahem uhlíku v oceli. Maximálních tvrdostí se dosahuje při eutektoidní koncentraci, při vyšším obsahu roste podíl zbytkového austenitu. Jádro součásti zůstává po cementaci a tepelném zpracování houževnaté. Pověštinou obsahuje strukturu nízkouhlíkového martenzitu, bainitu nebo jemného perlitu [1, 4].

Rozlišujeme tři druhy prostředí určené pro cementaci: tuhé, kapalné a plynné. Cementace v tuhém prostředí je nejstarší a dnes již málo používaný způsob. Nevýhoda procesu spočívá ve zdlouhavosti a v obtížné kontrole cementační atmosféry. Pro cementaci v kapalném prostředí se používají chloridové lázně, kde zdrojem uhlíku jsou Na_2CO_3 a SiC . Nejrozšířenější je cementace v plynné atmosféře, kde základem cementačních atmosfér jsou většinou uhlovodíky, nejčastěji metan, etan nebo propan. Jejich rozkladem dochází k uvolnění atomárního uhlíku a jeho absorpci materiálem. Výhodou procesu je jeho snadná regulace a možnost přímého kalení z cementační pece [1, 4].

Nitrocementace a karbonitridace

Při obou procesech dochází k sycení povrchu součásti uhlíkem i dusíkem. Proces karbonitridace se uplatňuje při nižších teplotách (500 až 600 °C), při vyšších teplotách (do 900 °C) se vrstva svým složením blíží cementaci a zpracování se nazývá nitrocementace [1, 4].

Karbonitridace se nejčastěji provádí v kyanidových lázních nebo v atmosférách tvořených čpavkem a uhlovodíky. Cílem procesu je vytvoření vrstvy o tvrdosti okolo 1000HV a tloušťce 0,02 až 0,05 mm, která zvyšuje odolnost proti korozi a opotřebení. Tato povrchová úprava nahrazuje v některých případech dražší nitridaci a využívá se zvláště u nástrojů [1, 4].

Při nitrocementaci se využívá příznivého vlivu dusíku na rychlost difuze uhlíku. Proto i za nižších teplot je rychlost nitrocementace prakticky shodná s rychlostí cementace. Nižší teplota nitrocementace má za následek menší zhrubnutí zrna, menší deformace a je umožněno přímé kalení z nitrocementační teploty. Výsledná tvrdost vrstvy se pohybuje v rozmezí 700 až 800 HV. Používané oceli mají vyšší obsah uhlíku než oceli pro cementaci, takže dosažená nižší tvrdost vrstvy je kompenzována vyšší tvrdostí jádra [1, 4].

Nitridace

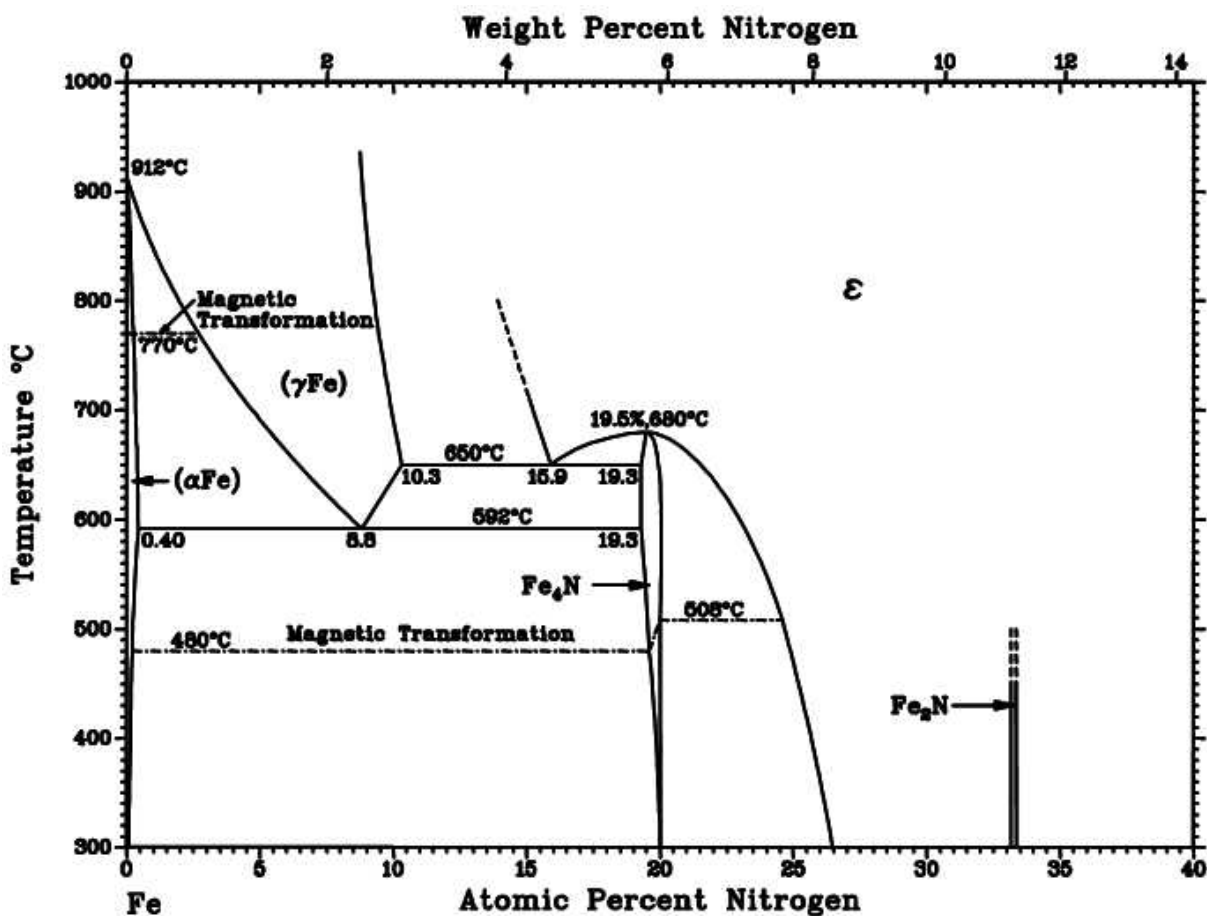
Při nitridaci dochází k sycení povrchu součásti dusíkem, který se získává z rozkládajícího se čpavku dle rovnice:



Vysoká tvrdost povrchové vrstvy se získává už samotným sycením, v důsledku vzniku jemných nitridů a vysoké koncentrace atomárního dusíku, který difunduje do intersticiálních prostor. Celý proces probíhá za relativně nízkých teplot (500 až 600 °C) a trvá poměrně dlouhou dobu (několik desítek hodin). Výsledkem je velmi tenká tvrdá vrstva, která si zachovává své vlastnosti až do teploty 600 °C. Zvyšuje se odolnost proti opotřebení, proti korozi atmosferické, v mořské vodě a v přehřáté páře. Po nitridaci dochází k malé změně objemu, která má za následek vyvolání tlakových pnutí v povrchu součásti. Ta spolu

s vysokou odolností vrstvy působí proti tahovým pnutím, která jsou původci únavových lomů a společně zvyšují mez únavy součásti [1, 4].

Představu o fázovém složení nitridační vrstvy lze získat z diagramu na obrázku 3.4. Průběh jednotlivých fází směrem od povrchu do středu součásti je ϵ (Fe_3N), $\epsilon + \gamma'$, γ' (Fe_4N) a $\alpha + \gamma'$ [4].



Obr. 3.4 Část rovnovážného diagramu Fe-N [5]

Nitridační vrstva se skládá ze dvou hlavních částí: bílá vrstva a difúzní část. Nitridační atmosféra bez přítomnosti uhlíku, má za následek vznik bílé vrstvy tvořené nitridem železa Fe_4N , který je intermetalickou fází γ' . Tloušťka této vrstvy dosahuje maximálně 8 μm . Je velmi odolná vůči opotřebení a má dobré antikoroziční vlastnosti. Pokud se do nitridační atmosféry přidá 0,5 % uhlíku, vznikne na povrchu bílá vrstva o tloušťce až 30 μm tvořená precipitáty Fe_{2-3}N , označovaná jako fáze ϵ . Vrstva má výborné antikoroziční vlastnosti a odolnost proti zadírání. Další možností je vytvořit pouze difúzní vrstvu. Toho se využívá u součásti, u nichž je třeba zvýšit mez únavy. Při běžné nitridaci v plynu může vzniknout vícefázová vrstva ϵ (HCP) + γ' (FCC). Protože obě fáze mají jinou krystalografickou strukturu, dochází ve vrstvě ke značnému pnutí, které může vést ke vzniku mikroskopických trhlin [6].

Podle použití součásti se volí způsob nitridace tak, aby bylo dosaženo požadovaného fázového složení ve vrstvě. Doporučená volba povrchové vrstvy je uvedena v tab. 3.2

Tab. 3.2 Volba fázového složení povrchové vrstvy [6]

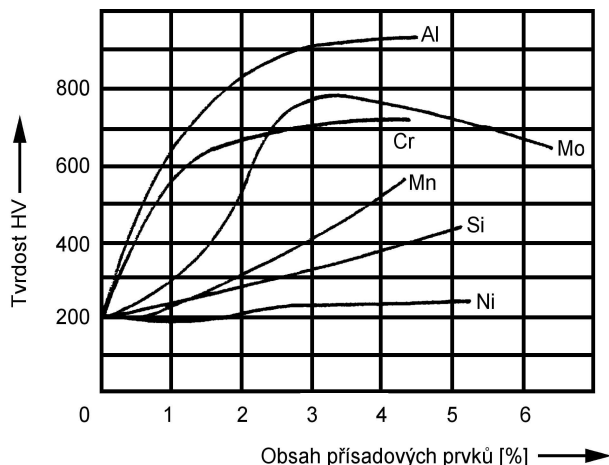
Rozhodující charakter namáhání	Obsah legovacích prvků v oceli	Fázové složení bílé vrstvy			Difúzní vrstva
		γ'	ϵ	$\gamma'+\epsilon$	
Otěrem	Nízký	+	++	Vícefázová vrstva není vůbec vhodná	-
	Střední	++	+		-
	Vysoký	-	-		++
Únavou	Nízký	+	++		-
	Střední	+	+		++
	Vysoký	-	-		++
Korozi	Nízký	-	++		-
	Střední	+	++		-
	Vysoký	-	+		+

- nevhodné, + vhodné, ++ velmi vhodné

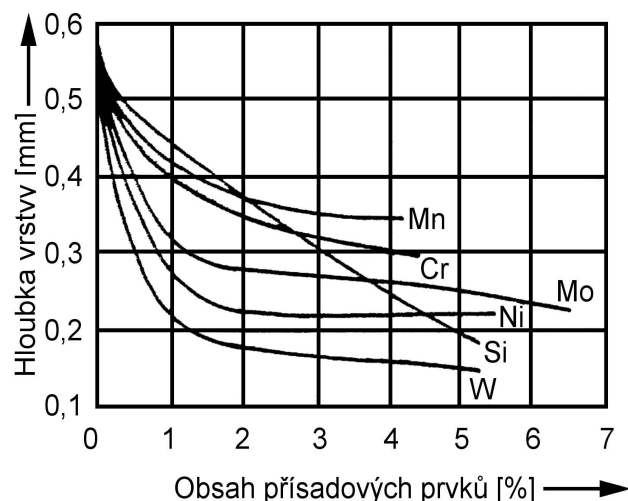
Obsah uhlíku v ocelích používaných pro nitridaci se pohybuje v rozmezí 0,2 až 0,6 %. Malé množství uhlíku, tedy měkká ocel, má za následek snadnou tvorbu tlustých a křehkých nitridačních vrstev, které se při styku dvou součástí drolí a bortí do měkkého materiálu. Naopak oceli s vysokým obsahem uhlíku kladou přítomností cementitu odpor vůči difuzi dusíku a dosáhnout požadované vrstvy bývá časově náročnější [1, 6].

Při nitridaci hrají významnou roli legující prvky. Dusík se při difuzi slučuje nejdříve s těmi, ke kterým má největší afinitu. U ocelí legovaných CrAlMo dojde k vytvoření nitridů nejprve s hliníkem, poté chromem a nakonec molybdenem [6].

Prvky, které nejvíce zvyšují tvrdost vrstvy jsou hliník a chrom (obr. 3.5). Nevýhodou hliníku je hlavně zvyšování křehkosti vrstvy. Tento jev odstraňujeme přidáním molybdenu, který výrazně zvyšuje houževnatost nitridované vrstvy a snižuje popouštěcí křehkost. Společná nevýhoda všech třech prvků spočívá v snižování tloušťky nitridační vrstvy (obr. 3.6). Při dostatečném množství zvyšují výrazně tvrdost titan, tantal, niob, thorium. Nikl u Cr-Al ocelí zvyšuje pevnost, ale snižuje houževnatost, pokud není vyvážen dostatečným množstvím molybdenu. Pokles houževnatosti je ale u těchto ocelí zapříčiněn tvorbou precipitátů Ni-Al, které se tvoří při nitridačních teplotách a vytvrzují jádro. Naproti tomu prvky jako mangan nebo wolfram mají pouze malý vliv, tvrdost zvyšují jen v opravdu velkém množství. Nutné je brát v úvahu i procentuální zastoupení uhlíku, protože uhlík se slučuje s karbidotvornými prvky, takže se část legur neuplatní při tvorbě nitridů [1, 6].



Obr. 3.5 Vliv legujících prvků na povrchovou tvrdost nitridační vrstvy [1]

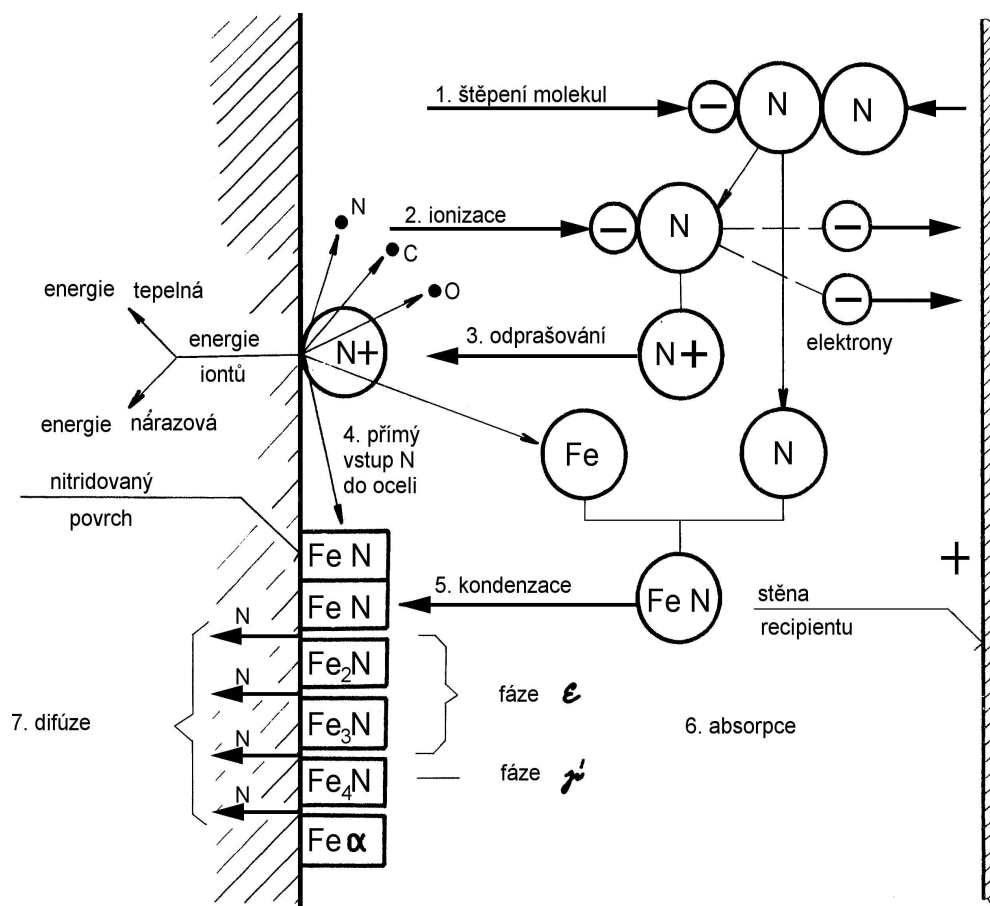


Obr. 3.6 Vliv legujících prvků na tloušťku nitrídační vrstvy [1]

Iontová nitridace

V případě iontové nitridace je materiál uložen ve vakuové nádobě, která je zapojena jako anoda a materiál jako katoda. V nádobě (recipientu) se udržuje nízký tlak směsi dusíku a vodíku ($N_2 + H_2$). Pro vznik elektrického pole je na anodu a katodu přiveden stejnosměrný proud o velikosti 400 až 1000 V. V poli pak dochází k pohybu molekul, jejich srážkám a následně ke štěpení a ionizaci. Kladné ionty dusíku jsou pak urychlovány na povrch součásti (katodu). Nárůst kinetické energie kationtů není lineární, k prudkému růstu dochází v bezprostřední blízkosti povrchu součásti. Největší intenzita štěpení a ionizace je právě v této vzdálenosti (oblast katodového úbytku napětí). Toto pásmo se nalézá ve stejné vzdálenosti od povrchu okolo celé součásti bez ohledu na tvar nebo vzdálenost od stěn vakuové nádoby. Jednotlivé děje probíhající v nádobě a povrchu součásti jsou na obr. 3.7 [1, 4, 6]:

1. Dochází ke štěpení molekul N_2 na atomární dusík.
2. Atomy dusíku jsou poté ionizovány a kationty jsou přitahovány k materiálu.
3. Při dopadu iontů dusíku se část jejich kinetické energie přemění na teplo a součást se ohřívá. Vysoká rychlost dopadu iontů způsobuje vyražení atomů železa, uhlíku, kyslíku případně jiných oxidických sloučenin. Tento jev se nazývá odprašování a má za následek dokonalou depasivaci povrchu součásti. Tím dojde ke zlepšení podmínek k nitridaci vysoce legovaných ocelí. Odstranění uhlíku z povrchu zase vede k potlačení tvorby karbonitridického síťoví podél hranic zrn.
4. Část N^+ se přímo na povrchu součástí sloučí se železem za vzniku FeN .
5. Odprašené atomy železa se v nitrídační atmosféře slučují s ionty dusíku (FeN). Jejich kondenzací se vytváří povrchová vrstva s vysokým obsahem dusíku.
6. Dochází k absorpci nestabilních nitridů FeN .
7. Nestabilní vrstva bohatá na nitridy se rozpadá na stabilnější nižší složky – $Fe_{2-3}N$, Fe_4N , $Fe\alpha$. Část uvolněného atomárního dusíku difunduje dále do součásti a váže se na nitridotvorné prvky. [1, 4, 6]



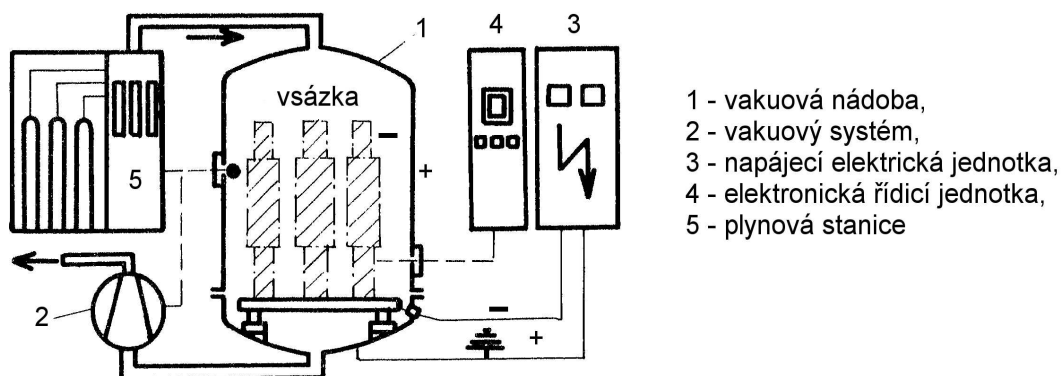
Obr. 3.7 Schéma dějů na povrchu součásti v průběhu iontové nitridace [6]

Výsledná tvrdost a průběh mikrotvrdosti jsou závislé na době a teplotě nitridace. Při nízké teplotě a krátkých dobách nitridace dochází k tvorbě tenkých a tvrdých vrstev. Se zvyšováním teploty a prodlužováním času se tvrdost na povrchu snižuje, její pokles směrem do jádra je však mírnější. Velmi tenkých vrstev se dosahuje při nitridaci rezných nástrojů a z důvodů antikoročních aplikací. Tloušťka těchto vrstev je do 0,1 mm a je jí dosaženo do jedné hodiny. V případě požadavku zvýšení odolnosti proti otěru a únavových vlastností, lze aplikovat vrstvy o tloušťce 0,4 až 0,6 mm po dobu 15 až 40 hodin [1, 4, 6].

Vznik povrchové bílé vrstvy lze kontrolovat pouze složením nitridační atmosféry. Pokud požadujeme u nízko a středně legovaných ocelí pouze vrstvu s fází γ' nebo $\epsilon + \gamma'$, je nutné použít atmosféru složenou pouze z dusíku a vodíku. V prvním případě lze použít atmosféru o obsahu dusíku do 30 %, v druhém případě více než 50 %. Pro tvorbu vrstvy o fázovém složení ϵ je nezbytné použít atmosféru obohacenou o uhlík. Ten je přidáván ve formě metanu. Složení takové atmosféry bývá 2 až 3 % metanu, 67 % dusíku a zbytek vodík. U vysokolegovaných ocelí je pro vznik fáze γ' nutná přítomnost 50 až 80 % dusíku, pro fází ϵ jsou požadavky stejné jako u nízkolegovaných ocelí [6].

Základní schéma zařízení pro iontovou nitridaci je na obr. 3.8. Ve vakuové nádobě (1) jsou uloženy zpracovávané součásti, zapojené jako katoda. Vnitřní stěny nádoby (recipientu) jsou zapojeny jako anoda. V nádobě je snížen tlak na hodnotu 5 až 10 Pa, aby nedocházelo k ovlivnění nitridační atmosféry (2). Po zapnutí elektrického proudu udržuje vakuový systém předepsaný tlak nitridační atmosféry. Elektrická napájecí jednotka (3) dodává do systému stejnosměrný proud v rozmezí 400 až 1000 V. Pro řízení a kontrolu celého procesu je v zařízení instalována řídicí a kontrolní jednotka (4). Ta pomocí čidel sleduje celý

nitridační proces, zabezpečuje jeho chod dle nastavených parametrů a kontroluje celý proces. Pro přípravu nitridační atmosféry slouží plynová stanice (5). Může se jednat z nádob zvlášť na dusík a vodík, v případě spotřeby velkého množství atmosféry se používá systém čpavkového hospodářství, který zásobuje vakuovou nádobu štěpeným čpavkem [6].



Obr. 3.8 Základní schéma zařízení pro iontovou nitridaci [6]

3.2 SOUČÁSTI NA VALIVÁ A KLUZNÁ LOŽISKA

3.2.1 Základní rozdělení ložisek

Ložiska jsou nezbytný konstrukční prvek využívaný k uložení hřídelů. Umožňují vzájemný pohyb součástí a přenos zatížení. Během pohybu vzniká ve styku součástí tření – kluzné nebo valivé. Proto rozeznáváme dva základní druhy ložisek – kluzná a valivá.

Kluzná ložiska

Kluzná ložiska obepínají hřídel prostřednictvím pouzdra bez výstelky anebo s výstelkou (vrstva kluzného materiálu). Ložiska se vyznačují jednoduchou konstrukcí, snadnou montáží/demontáží a nižší provozní hlučností. Na rozdíl od valivých ložisek mají vysoký tlumicí účinek. Využívají se také tam, kde hřídele dosahují vysokých rychlostí, které by valivá ložiska pro velké odstředivé síly nezvládla. Ložiska dělíme jednak podle tvaru kluzné plochy – válcová, kuželová, kulová. Dále pak podle směru zachycovaného zatížení na radiální (zatížení kolmé k ose hřídele), axiální (ve směru osy) a kombinované (obr. 3.1) [7, 8].



Obr. 3.1. Kluzná ložiska [9]

Valivá ložiska

Valivá ložiska přenášejí otáčivý pohyb hřídele pomocný vnitřního kroužku, který se odvaluje po tělíkách. Základní konstrukce valivého ložiska je zobrazena na obr. 3.2. Skládá se z vnějšího kroužku, vnitřního kroužku, který se nasazuje na hřídel, tělísek, po nichž se odvaluje vnitřní kroužek a která přenášejí zátěžnou sílu a klece, která udržuje tělíska ve stejných vzdálenostech od sebe. Valivé tření je nižší než kluzné, takže valivá ložiska způsobují menší ztráty výkonu [8].



Obr. 3.2 Valivé ložisko [10]

Podle tvaru tělísek rozeznáváme valivá ložiska kuličková, válečková, soudečková, jehlová a kuželíková, podle přenášeného zatížení na radiální, axiální a s kosoúhlým stykem (přenášejí síly v radiálním i axiálním směru). Nejčastěji používaná a vyráběná jsou ložiska kuličková, která mají nejmenší stykovou plochu. Přenášejí zátěžnou sílu v převážně radiálním směru. Pro větší únosnost se vyrábějí dvouřadá kuličková ložiska. Jednořadá válečková ložiska se používají tam, kde je potřeba zachytit sílu v radiálním směru (mají až o 60 % větší únosnost než ložiska kuličková). Ještě lépe jsou schopny zachytit radiální zatížení ložiska jehlová [8].

3.2.2 Materiály pro výrobu ložisek

Kluzná ložiska

Typické materiály používané pro kluzná ložiska jsou ocel, slitiny mědi, cínu, olova, hliníku, pro samomazná kluzná ložiska pak např. PTFE a termoplasty.

Ložiskové pouzdro se ve většině případů vyrábí z oceli, pro vyšší namáhání se používá ocel legovaná titanem. Na pouzdro je nanесena výstelka z ložiskového kovu nebo slitiny. Kov je buď kontinuálně naléván nebo je nanесen práškový kov a spékán, případně je tenký plát ložiskového kovu naválcován. V některých případech se ještě přidává třetí vrstva měkkého kovu, silná 20 až 50 μm , která usnadňuje záběh ložiska, snižuje tření a zvyšuje odolnost proti korozi [7].

Nejvyužívanějšími výstelkami kluzných ložisek jsou slitiny cínu a olova. Pro vysoké kluzné rychlosti za teplot do 100 °C se využívá velmi dobrých kluzných vlastností a korozivzdornosti cínových a dříve i olověných kompozic. Používání olova v Evropské Unii je výrazně omezeno dokumentem The Directive on the restriction of the use of certain hazardous substances in electrical and electronic equipment (RoHS), který vešel v platnost 1. července 2006. Pro potřebu ložiskových výsterek je povolen maximální obsah olova 4 % v olověných bronzích. Nevýhoda cínových kompozic spočívá v jejich ceně. Tyto kompozice obsahují 85 % cínu, který je považován za deficitní kov. Pro dynamicky namáhaná ložiska pracující při menších kluzných rychlostech nebo za vyšších teplot se používají odolnější cínové bronzы [7, 11].

Již půlstoletí se využívají samomazná ložiska na bázi PTFE. Na ocelový podklad je nanесena vrstva PTFE, která je schopna pracovat i bez mazání. Nezbytné je zabránit vnikání nečistot do ložiska. Tato ložisková pouzdra mají označení DU a nacházejí uplatnění v mnoha aplikacích. S rozvojem technologií se do popředí dostala výroba samomazných ložiskových pouzder vstřikováním plněných termoplastů. Touto technikou lze dosáhnout vyrobení tenkostěnného pouzdra (cca 1 mm) a tudíž i úspor materiálu a hmotnosti [12, 13].

Valivá ložiska

Materiál pro valivá ložiska musí za provozu snášet velmi vysoké smykové a tlakové napětí. Případné vměstky či karbidy mohou iniciovat nukleaci únavové trhliny. Proto jsou oceli na valivá ložiska velmi pečlivě kontrolovány na obsah, morfologii a rozložení vměstků a karbidů. Oceli na valivá ložiska se řadí mezi konstrukční oceli, jejich chemické složení však odpovídá ocelím nástrojovým [4, 14, 15].

Nejpoužívanější typy ložiskových ocelí obsahují okolo 1 % uhlíku a pro zvýšení prokalitelnosti a tvrdosti po kalení se přidává 1,5 % chromu. Při výrobě větších ložisek se přidává molybden, který zvyšuje prokalitelnost. Typickými zástupci jsou například oceli 100Cr6 nebo 100CrMn6. V případě použití ložisek v korozním prostředí se používá vysokolegovaná ocel s vysokým obsahem chromu (například X45Cr13), který zaručuje odolnost proti korozi. Pro uložení rotorů turbín, které pracují za vysokých teplot, se používají oceli, které lze řadit mezi rychlořezné (např. X80MoCrV42-16) [4].

Další skupinou materiálu používaných pro výrobu valivých ložisek je keramika na bázi ZrO_2 . Jeden z hlavních požadavků pro valivá ložiska je houževnatost materiálu, který je u ZrO_2 splněn bezdifuzní změnou krystalové struktury. Pro konstrukci ložisek se používá nestabilní tetragonální ZrO_2 . Jakmile se ložiskem začne šířit trhlina, dojde na čele trhliny k fázové transformaci z tetragonální struktury na monoklinickou, které je stabilní a je doprovázena změnou objemu o 6 %. Tím dojde k uzavření šířící se trhliny. Keramická ložiska se používají ve zvláště agresivních korozních prostředích a jsou také odolná vůči průchodu elektrickým proudem.

Kombinací oceli a keramických valivých tělísek vznikají hybridní ložiska. Pro výrobu se využívá oxidická keramika nebo keramika na bázi nitridu křemíku Si_3N_4 . Nitrid křemíku se kromě odolnosti proti průchodu elektrického proudu vyznačuje vysokou tvrdostí, houževnatostí a pevností v tlaku. Hmotnost těchto tělísek je o 40 % nižší než v případě oceli, což zaručuje nižší odstředivé síly působící na tělíska a tedy jejich vyšší provozní rychlost [16, 17].

3.2.3 Povrchové úpravy kluzných ložisek

Nejpoužívanější povrchovou úpravou kluzných ložisek je nanášení vrstvy PTFE, která má výborné třecí a samomazné vlastnosti. Firma ZKL používá na kluzná ložiska materiál na bázi teflonu: Xylan 1010 od firmy Whitford. Nanáší se s mezivrstvou fosfátu na povrch vnitřního kroužku v tloušťce 0,15 mm. Takto upravená ložiska vykazují mnohem většího zvýšení provozních otáček proti klasickému sycení povrchu fosfátem [18].

Plněné termoplasty

Špičkovou technologií v oblasti výroby samomazných kluzných ložisek je vstřikování termoplastů, kterou lze vyrobit tenkostěnná pouzdra (cca 1 mm). Glacier Industrial Bearings a Busak+Shamban mají ve svém portfoliu nabídku několika druhů kluzných ložiskových pouzder z termoplastů. Vstřikováním PPS (polyfenylensulfid) s přísadou PTFE a grafitu se získává pouzdro s vysokou chemickou odolností a schopností pracovat až do teplot 200 °C. Přidaný grafit zajišťuje lepší samomaznost při běhu za sucha. Pro aplikace pracující za zvýšených teplot se používají pouzdra z PEEK (polyetheretherketonu), které mohou dlouhodobě odolávat teplotám okolo 260 °C, krátkodobě pak i 310 °C. Z používaných termoplastů mají nejnižší teplotní roztažnost. Firma Glacier nabízí tato ložiska i s přidanými uhlíkovými vlákny, které zvyšují tepelnou vodivost ložiska. Odvod tepla působí příznivě na životnost ložisek. Nejhodnotnější termoplast z této skupiny je termoplast PAI (polyamidimid), který je aplikován společně s PTFE, grafitem a vystužujícími krátkými skelnými vlákny. Přednosti toho pouzdra jsou dobrý záběh na suchu, použití v teplotách od -200 °C až 260 °C a možnost provozu i při vysokých kluzných rychlostech. Používá se hlavně v letectví a kosmonautice [19].

Keramické povlaky

Některé zahraniční firmy již uvedly do výroby samomazná kluzná ložiska, na jejichž vnitřním kroužku je nanesena vrstva konstrukční keramiky. Ta jsou schopna pracovat v širokém rozmezí teplot (-40 až 350 °C), mohou přenášet velká zatížení při vysokých otáčkách hřídele, jsou samomazná, odolná vůči opotřebení a korozi. Nanášenou keramikou je SiC, který má velmi vysokou tvrdost (až 2800 HV 0,5) a odolnost vůči většině chemikálií. Další jeho výhoda spočívá v množství malých pórů na povrchu, ve kterých je zachyceno mazivo. Nejčastěji se kluzná ložiska s keramickým povlakem využívají v petrochemickém průmyslu, pro zubová čerpadla, různé hnětací stroje [18, 20].

Ložiska používaná v extrémních prostředích

Kluzná ložiska používaná ve stavebnictví a zemědělství jsou vystavována rázovému namáhání, otěrovému a koroznímu prostředí. Proto se firma Exprohef zaměřila na vývoj ložisek pracujících v náročných pracovních podmínkách. Pro výrobu jádra ložiska byla zvolena ocel, která poskytuje vysokou mez kluzu, tvrdost a houževnatost. Nevýhoda jejího použití spočívá ve vysokém koeficientu tření mezi ložiskem a hřídelí. Proto se pro výrobu kluzných ložisek používá speciální legovaná ocel s reliéfem na povrchu, který slouží jako zásobník maziva. Ocel se pak chemicko-tepelně zpracovává a difuzí prvku do oceli se získává požadovaná tvrdost a otěruvzdornost. Na závěr se na jádro aplikuje speciální polymerová směs obsahující dispergované částičky pevného maziva. Tím je dosaženo dobrých mazacích vlastností a korozní odolnosti [22].

3.2.4 Povrchové úpravy valivých ložisek

Keramické povlaky

V prostředích, v němž jsou ložiska vystavena průchodu elektrickým proudem se používají ložiska s povlakem na vnitřním kroužku z konstrukční keramiky, která je vynikajícím izolantem. Povlaky jsou nanášeny žárovým nástřikem. Problém termofyzikální nekompatibility kovu a keramiky je řešen rychlým chlazením podkladového materiálu, čímž se sníží rozdíl mezi teplotní vodivostí obou materiálů a tedy ke snížení zbytkového pnutí. Takto nanesená vrstva oxidické keramiky je stabilní až do průchodu 1000 V stejnosměrného nebo střídavého napětí [16, 18, 22].

Antikorozi ochrana

Rakouská firma NKE nabízí jednoduchou a cenově výhodnou ochranu proti korozi nazvanou SQ171. Tato úprava zajišťuje ochranu proti působení vody a slabě zásaditých nebo kyselých roztoků čisticích prostředků. Spočívá v nanesení tenké pasivační vrstvy trojmocného chromu. Technologie neobsahuje zdraví škodlivý šestimocný chrom, proto vyhovuje nařízení RoHS. Po aplikaci povlaku dochází k výrazně větší odolnosti proti korozi a zvýšení životnosti ložiska [23].

U ložisek pracujících za zvýšeného chvění se pro omezení stykové koroze nanáší speciální tenká (v rádech mikronu) vrstva z teflonu [18].

DLC povlak

Skupina SKF zaměřila svůj výzkum na relativně novou technologii zvanou DLC – diamond-like carbon. Jedná se o amorfní směs grafitu a uhlíku s vazbou podobnou diamantu. Uhlíkové povlaky se vyznačují vysokou tvrdostí a nízkým součinitelem tření, tudíž zvyšují životnost ložisek. Čím tvrdší jsou kontaktní povrchy ložisek, tím nižší je jejich opotřebení. Tuto podmínku splňuje nejlépe diamant, ale jelikož výroba celodiamantového ložiska by byla náročná a drahá, nanáší se DLC povlak v tloušťce několika mikrometrů na klasickou ložiskovou ocel. Tím dojde ke značnému zvýšení tvrdosti, až na 1200 HV [24].

DLC povlak může být nanesen buď na valivá tělesa nebo kroužek, případně na obě součásti, proto získáváme různé hodnoty součinitele tření. Největšího zvýšení životnosti se dosahuje při aplikaci povlaku na obě součásti. Hodnoty součinitele se blíží až k hodnotám samomazných vrstev PTFE, které se však při vysokých tlacích odírají. Jelikož povlak tedy funguje i jako pevné mazivo, lze ložiska používat v uloženích vykonávajících oscilační pohyb, uloženích s vibracemi nebo uloženích s nízkou viskozitou maziva. K výraznému snížení opotřebení dochází už při aplikaci DLC povlaku na jeden povrch, což většinou postačí k řešení problému [24].

Další typy úprav

Povrchová úprava prováděná na klece valivých ložisek je například galvanické stříbření. Počátky jeho používání sahají do druhé světové války, kdy byl na bombardovací letadla USA B-29 kladen požadavek na spolehlivost práce motoru i v případě, že dojde k přerušení mazání ložisek olejem. V případě výroby klece z mosazi je provedeno stříbření o síle 10 až 15 μm bez dalších mezivrstev. Mezivrstva mědi o síle 2 až 5 μm je používána v případě výroby klece z bronzu. Pakliže je klec vyrobena z oceli, používá se pro lepší přilnutí stříbra mezivrstva niklu. Požadovaných vlastností se dosáhne spečením všech vrstev ve vakuu za teplot 180 °C [18].

Pro zvyšování odolnosti ložisek proti opotřebení byla provedeny experimenty nanášení nitridu titanu metodou PVD. Tenká vrstva o síle 5 μm nanesená na oběžnou dráhu ložiskových kroužků z rychlořezné oceli měla za následek zvýšení rychloběžnosti snížením opotřebení. Aby bylo dosaženo co nejmenšího součinitele tření, používají se odvalovací tělíska vyrobená z Si_3N_4 [18].

4. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

4.1 EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL

Základní materiál

Jako základní materiál byla zvolena klasická ložisková ocel 100CrMn6. Chemické složení bylo zjištěno pomocí optického emisního spektrometru s doutnavým výbojem SPECTRUMAT GDS-750 a je společně s předepsaným složením uvedeno v tab. 4.1.

Tab. 4.1. Chemické složení oceli na valivá ložiska 100CrMn6

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
Předepsané složení [%]	0,90-1,05	0,50-0,70	1,00-1,20	max. 0,030	max. 0,025	1,40-1,65	max. 0,30	max. 0,30
Naměřené složení [%]	0,96	0,57	1,14	0,010	0,004	1,52	0,06	0,03

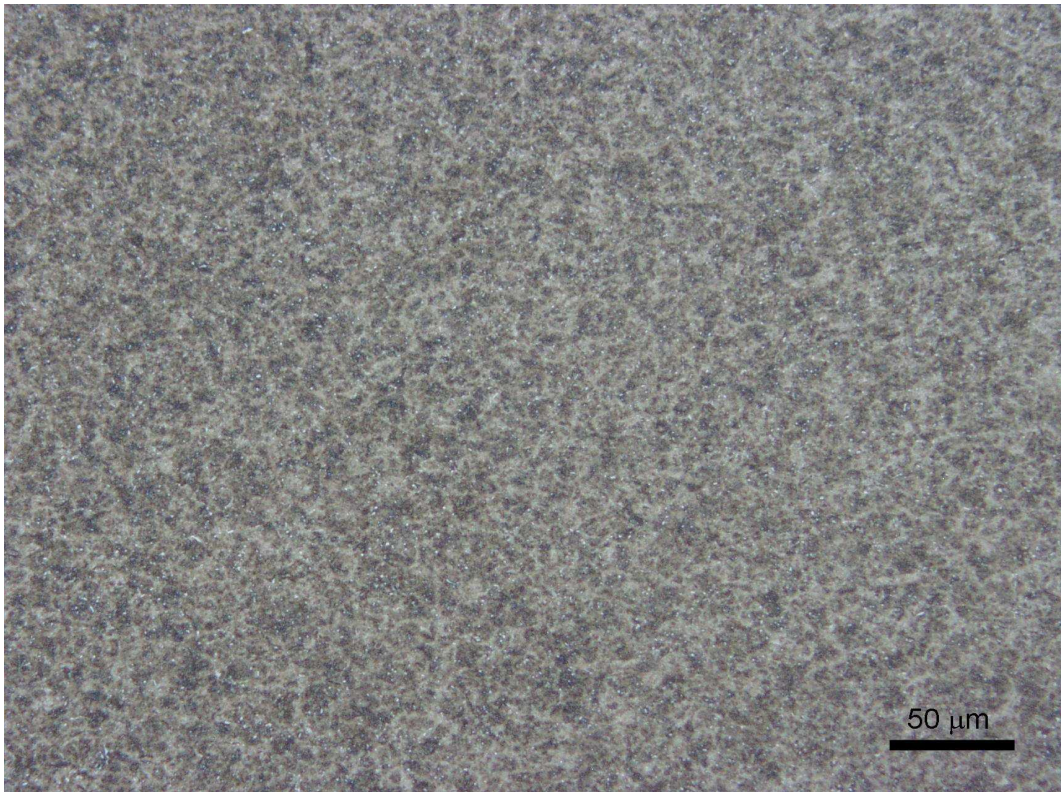
	Al	X*	X**	B
Předepsané složení [%]	-	-	-	-
Naměřené složení [%]	0,025	0,01	0,00	0,000

X*-Mo, V, Co, Sb

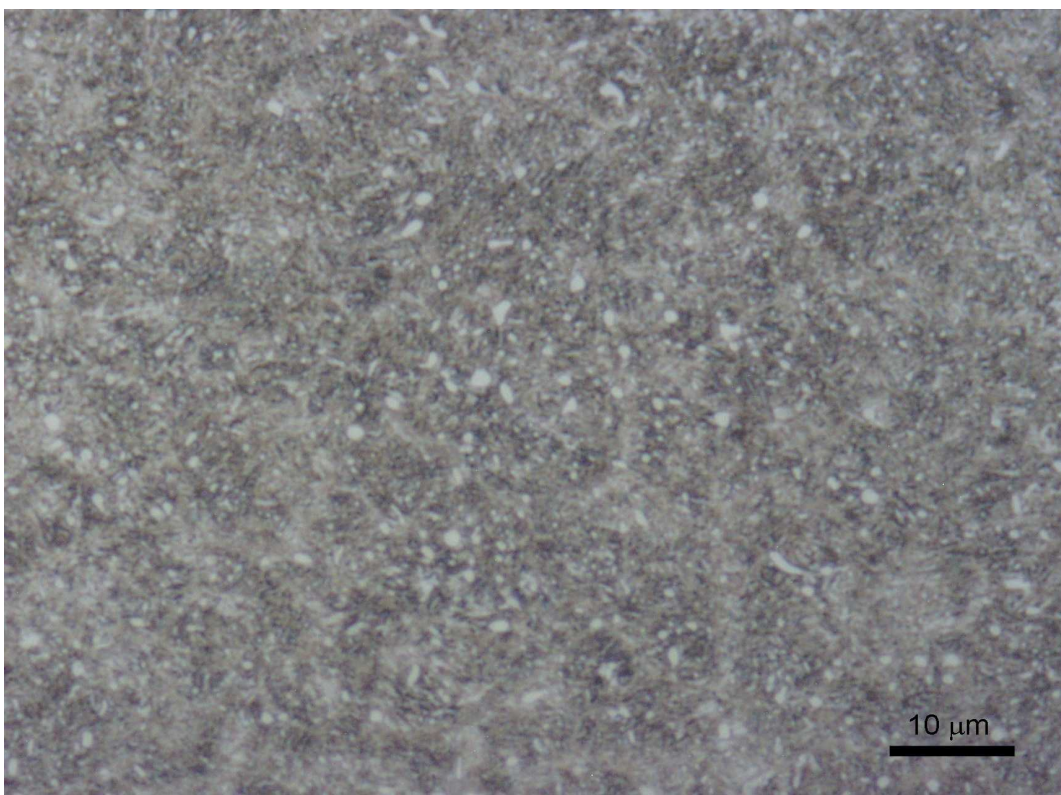
X**-W, Tu, Sn, Nb, Pb

Vzorky byly tepelně zpracovány – kalení s následným nízkoteplotním popuštěním. Mikrostruktura materiálu byla pozorována na mikroskopu Olympus GX-71 a je zobrazena na obr. 4.1. Mikrostrukturu tvoří nízkoteplotně popuštěný martenzit, jistý podíl zbytkového austenitu a komplexní karbidy M_3C .

Tvrдость základního materiálu byla měřena a vyhodnocena metodou dle Vickerse HV0,3, tzn. zkouškou tvrdosti při nízkém zatížení. Tvrдость na povrchu vzorku a její průběh směrem do jádra do hloubky 1 mm byl v podstatě konstantní a dosahoval hodnoty 728 ± 7 HV0,3.



Obr. 4.1a



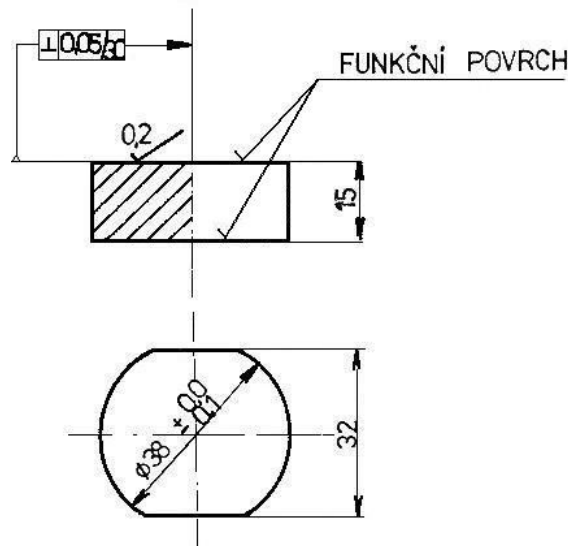
Obr. 4.1b

Obr. 4.1 Mikrostruktura ložiskové oceli 100CrMn6, Nital

Příprava vrstev metodou iontové nitridace

Tvar vzorků pro přípravu vrstev metodou iontové nitridace byl navržen s ohledem na požadavek hodnocení tribologických vlastností (obr. 4.2). Povrch vzorků byl následně mechanicky upraven. Broušená strana je označena písmenem 'A', leštěná písmenem 'B'.

6,3 (0,2)
✓ ✓



Obr. 4.2 Návrh zkušební vzorku pro tribologickou zkoušku

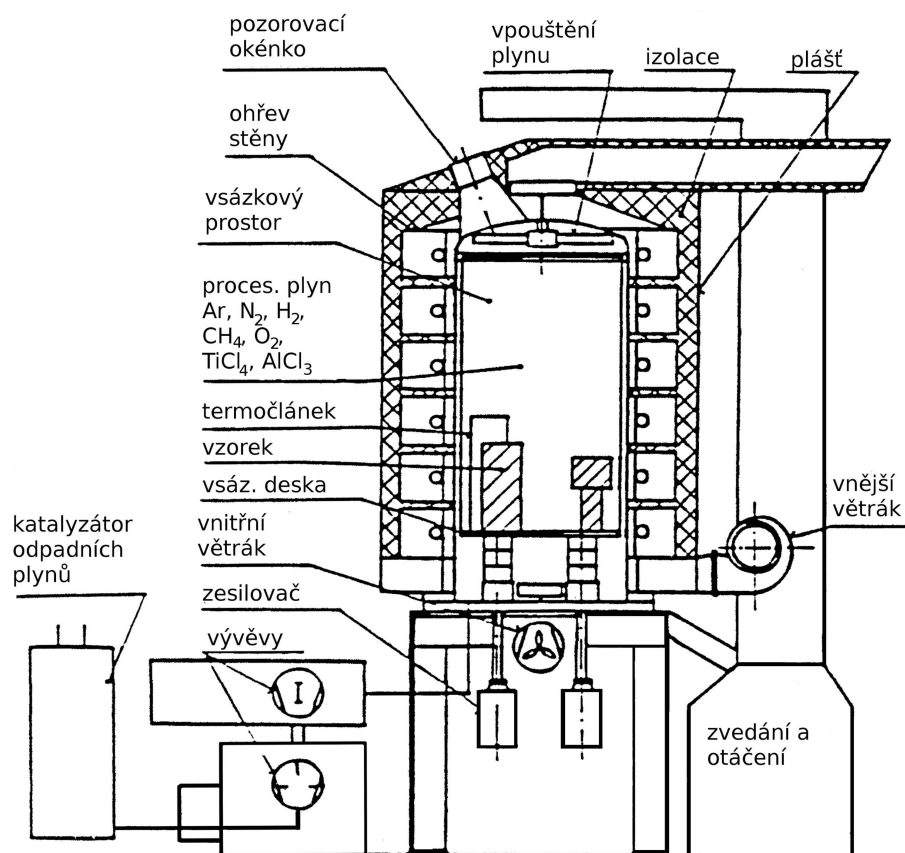
Připravené vzorky byly následně za různých podmínek iontově nitridovány. Jednotlivé doby a teploty iontové nitridace jsou pro jednotlivé vzorky uvedeny v tab. 4.2. Iontová nitridace vzorků probíhala v zařízení firmy Rübig, typ PN60/60 (obr. 4.3). Základní schéma zařízení je uvedeno na obr. 4.4.

Tab. 4.2. Podmínky přípravy vzorků

	Teplota	Čas	N ₂ -H ₂	Pauza	Tlak	Napětí
IN 1	510 °C	20 hod.	24 8	100	2,8 mbar	530 V
IN 2	510 °C	40 hod.	24 8	100	2,8 mbar	530 V
IN 3	520 °C	23 hod.	24 8	100	2,8 mbar	530 V
IN 4	510 °C	8 hod.	24 8	100	2,8 mbar	530 V
IN 5	460 °C	6 hod.	24 8	100	2,8 mbar	530 V



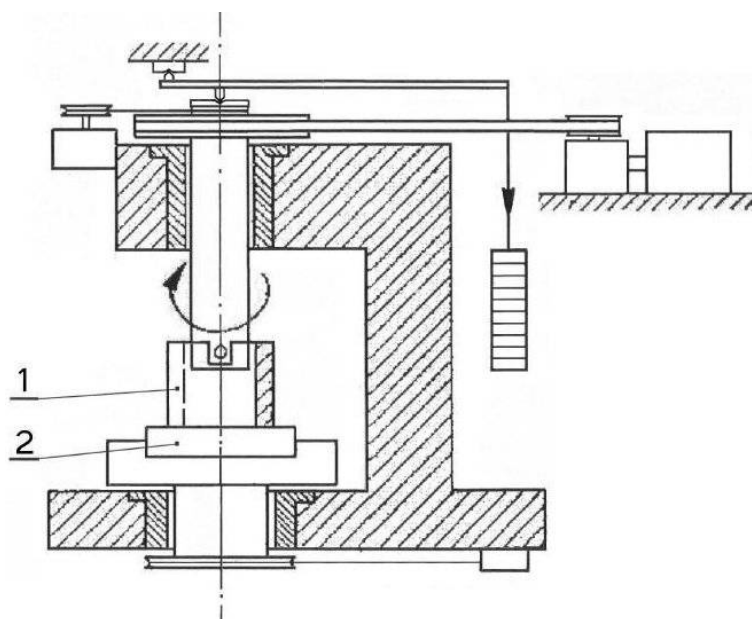
Obr. 4.3 Zařízení pro iontovou nitridaci firmy Rübig, typ PN60/60



Obr. 4.4 Schéma zařízení pro iontovou nitridaci

4.2 METODICKÁ ČÁST EXPERIMENTU

Po iontové nitridaci byl provedeny tribologické zkoušky na zadíracím tribometru (obr. 4.5). Třecí tlak byl v průběhu zkoušky postupně navyšován od 0,362 MPa do 9,834 MPa. Zkoušky byly prováděny v olejové lázni tvořené ložiskovým olejem J4.



Obr. 4.5 Schéma zadíracího tribometru

Po provedení tribologických zkoušek byla další část práce zaměřena na posouzení struktury, vlastnosti a chemické složení vrstev. Pro metalografické hodnocení jednotlivých vzorků byla provedena separace v příčném směru pomocí metalografické pily s intenzivním chlazením. Výbrusy byly zpracovány obvyklými způsoby – broušením a leštěním diamantovými pastami na přístrojovém vybavení firmy LECO. Vzorky byly naleptány Nitalem a pozorovány na metalografickém mikroskopu Olympus GX-71 při zvětšení objektivu 10×, 20×, 50×, 100× (celkové zvětšení při dokumentaci bylo 100×, 200×, 500×, 1000×).

Vzhled povrchu a tloušťka vrstev byla dále pozorována na rastrovacím elektronovém mikroskopu Philips XL-30 ve spojení s EDS detektorem EDAX, který byl využit k plošné a lokální bodové chemické mikroanalýze povrchové vrstvy.

Tvrдость experimentálního materiálu byla měřena dle normy ČSN EN ISO 6507-1 metodou dle Vickerse HV0,3 na automatickém mikrotvrdoměru firmy LECO LM 247AT pomocí automatického softwaru na vyhodnocování vtisků AMH 2000.

Kvalitativní a kvantitativní profilová analýza byla provedena pomocí optického emisního spektrometru s doutnavým výbojem SPECTRUMAT GDS-750.

Pro studium fázového složení bylo použito rentgenové difrakce, která byla měřena na přístroji X'Pert s užitím $\text{CoK}\alpha$ záření. Kvalitativní analýza byla provedena pomocí softwaru od firmy PANAnalytical – High Score Plus s využitím databází pdf2 a ICSD.

4.3 VÝSLEDKY EXPERIMENTU

4.3.1 Hodnocení výsledků tribologických zkoušek

Při tribologické zkoušce dochází k záznamu dvou parametrů: třecího momentu M a koeficientu tření μ . Výsledky zkoušky prováděné v olejové lázni za nejvyššího třecího tlaku jsou uvedeny v tab. 4.3.

Během zkoušky došlo vlivem nesprávné údržby přístroje k poškození obou povrchů vzorků IN2 a IN3 (obr. P2.1, P2.2, P3.1, P3.2). Korektnost naměřených hodnot těchto dvou vzorků není zaručena. Vzhled tribologické stopy nepoškozených vzorků (IN1, IN4 a IN5) je uveden v příloze na snímcích obr. P1.1, P1.2, P4.1, P4.2 a P5.1, P5.2.

Koeficient tření μ se pohyboval pod hranici jedné desetiny. Z nepoškozených vzorků dosáhl nejnižší hodnoty vzorek IN1B. U vzorků IN4 a IN5 dosáhl nižšího koeficientu tření broušený povrch, u vzorku IN1 povrch leštěný.

Tab. 4.3 Třecí momenty M a koeficienty tření μ při nejvyšším třecím tlaku 9,834 MPa

	Povrch	M [Nm]	μ [-]
IN1 (510 °C/20 h.)	A (broušený)	3,35	0,099
	B (leštěný)	2,57	0,076
IN2 (510 °C/40 h.)	A (broušený)	2,94	0,087
	B (leštěný)	1,78	0,053
IN3 (520 °C/23 h.)	A (broušený)	3,43	0,101
	B (leštěný)	7,40	0,218
IN4 (510 °C/8 h.)	A (broušený)	3,19	0,094
	B (leštěný)	3,37	0,099
IN5 (460 °C/6 h.)	A (broušený)	3,06	0,090
	B (leštěný)	3,35	0,099

4.3.2 Metalografické hodnocení vrstev

Metalografické hodnocení vrstev bylo zaměřeno na posouzení vlivu teploty a doby iontové nitridace na výslednou strukturu povrchových vrstev, tloušťku vrstev a průběh tvrdosti. Na obr. 4.7 až 4.11 je zobrazena mikrostruktura základního materiálu s nitridovanou vrstvou. Ta se skládá ze dvou subvrstev-bílé vrstvy a difuzní oblasti. Bílá vrstva je od další subvrstvy oddělena ostrým rozhraním. Mikrostruktura základního substrátu je na všech vzorcích prakticky totožná, k výraznému zhrubnutí karbidů vlivem teploty nedošlo.

Pomocí rastrovacího elektronového mikroskopu byla porovnávána tloušťka nitridované vrstvy v příčném řezu a vzhled povrchu v místě a mimo tribologickou stopu.

Tloušťka bílé vrstvy vzorků IN1 (obr. P1.3 až P1.8), IN2 (obr. P2.3 až P2.8) a IN3 (obr. P3.3 až P3.8) mimo tribologickou stopu dosahuje průměrných hodnot cca 8,5 μm . U vzorku IN4 (obr. P4.3 až P4.8) dosáhla bílá nitridační vrstva do hloubky cca 4,5 μm a v případě vzorku IN5 (obr. P5.3 až P5.8) dosahuje tloušťky pouze cca 1,5 μm . Porovnáním hodnot tloušťky bílé vrstvy v tribologické stopě a s oblastí tribologické stopy je patrné, že došlo k otěru cca 1 μm .

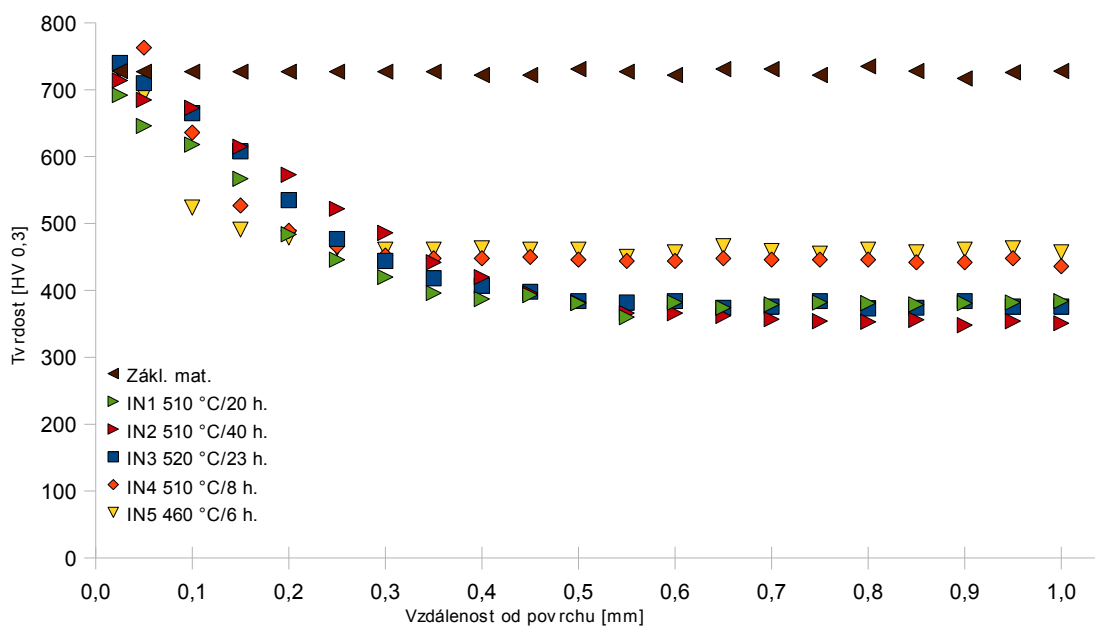
Ze srovnání snímků z místa opotřebení a mimo tribologickou stopu je patrné, že došlo k otěru vrchní vrstvy nitridů. Na obrázcích z tribologické stopy lze vidět poškozené oblasti povrchu vzorku, způsobené abrazivním opotřebením při tribologické zkoušce.

Povrchová tvrdost a průběh tvrdosti směrem do jádra vzorku byl vyhodnocen metodou dle Vickerse HV0,3, tzn. zkouškou tvrdosti při nízkém zatížení. Uvedené hodnoty povrchové tvrdosti jsou průměrné ze třech měření. Naměřené hodnoty tvrdostí jednotlivých vzorků v závislosti na hloubce od povrchu jsou uvedeny v tab. 4.4, grafické vyjádření je zobrazeno na obr. 4.6. Z průběhů tvrdosti je patrné, že došlo k výraznému snížení tvrdosti

substrátu ve srovnání s průběhem tvrdosti u základního materiálu před iontovou nitridací. V případě vzorků IN1, IN2 a IN3 došlo k poklesu tvrdosti substrátu na hodnotu přibližně 360HV_{0,3} a u vzorků IN4 a IN5 na hodnoty cca 450HV_{0,3}. Z průběhu naměřených hodnot je dále patrný rozdílný gradient poklesu tvrdosti. U vzorků IN1, IN2 a IN3 byl naměřen nižší gradient poklesu tvrdosti, než u vzorků IN4, IN5.

Tab. 4.4 Naměřené hodnoty průběhu tvrdosti HV_{0,3}

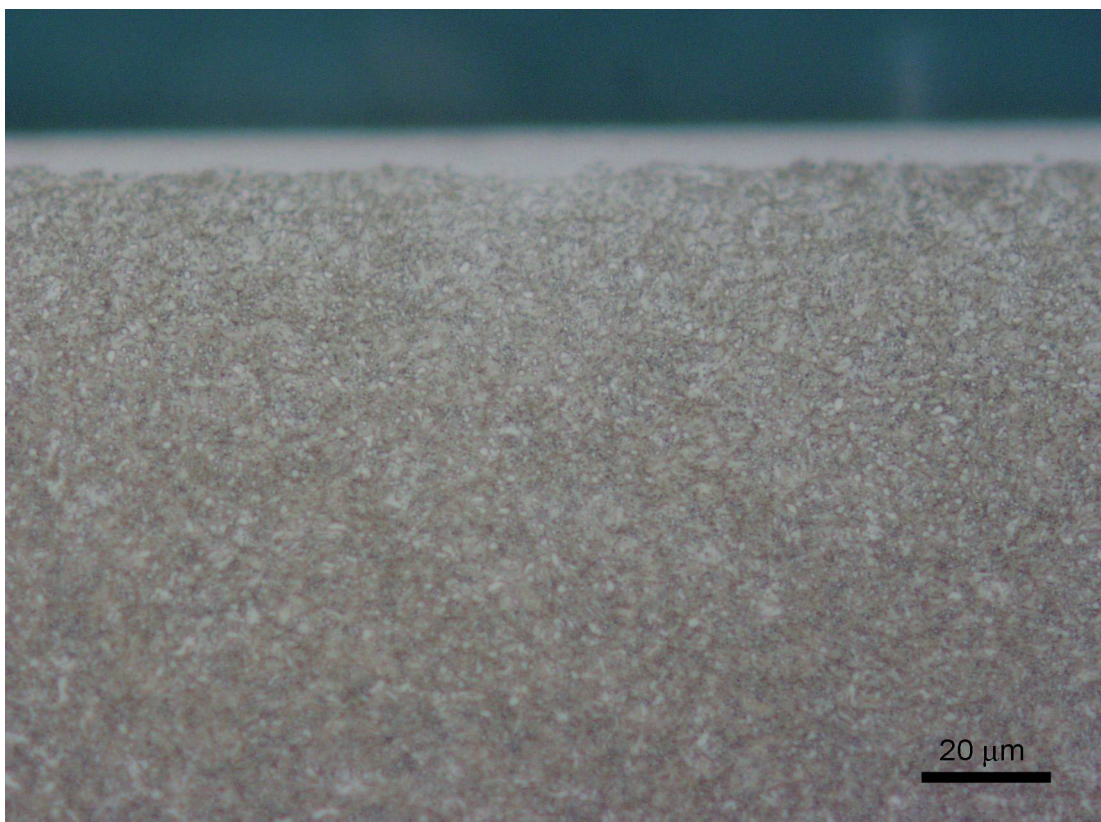
Vzdálenost od povrchu [mm]	Označení vzorku					
	Zákl. mat.	IN1 510 °C/20 h.	IN2 510 °C/40 h.	IN3 520 °C/23 h.	IN4 510 °C/8 h.	IN5 460 °C/6 h.
Povrchová tvrdost	728	878	856	1009	967	889
0,025	728	692	714	740	731	735
0,05	727	646	685	710	763	693
0,1	727	618	673	665	636	524
0,15	727	567	615	608	527	491
0,2	727	484	573	535	489	479
0,25	727	446	522	477	466	463
0,3	727	420	486	444	452	461
0,35	727	396	442	418	448	461
0,4	722	387	420	407	448	463
0,45	722	393	396	398	450	461
0,5	731	381	382	384	446	461
0,55	727	360	366	382	444	450
0,6	722	382	366	384	444	457
0,65	731	374	362	374	448	466
0,7	731	379	357	376	446	459
0,75	722	382	354	384	446	455
0,8	735	381	353	373	446	461
0,85	728	379	356	374	442	457
0,9	717	381	348	384	442	461
0,95	726	382	354	376	448	463
1	728	384	351	376	436	457



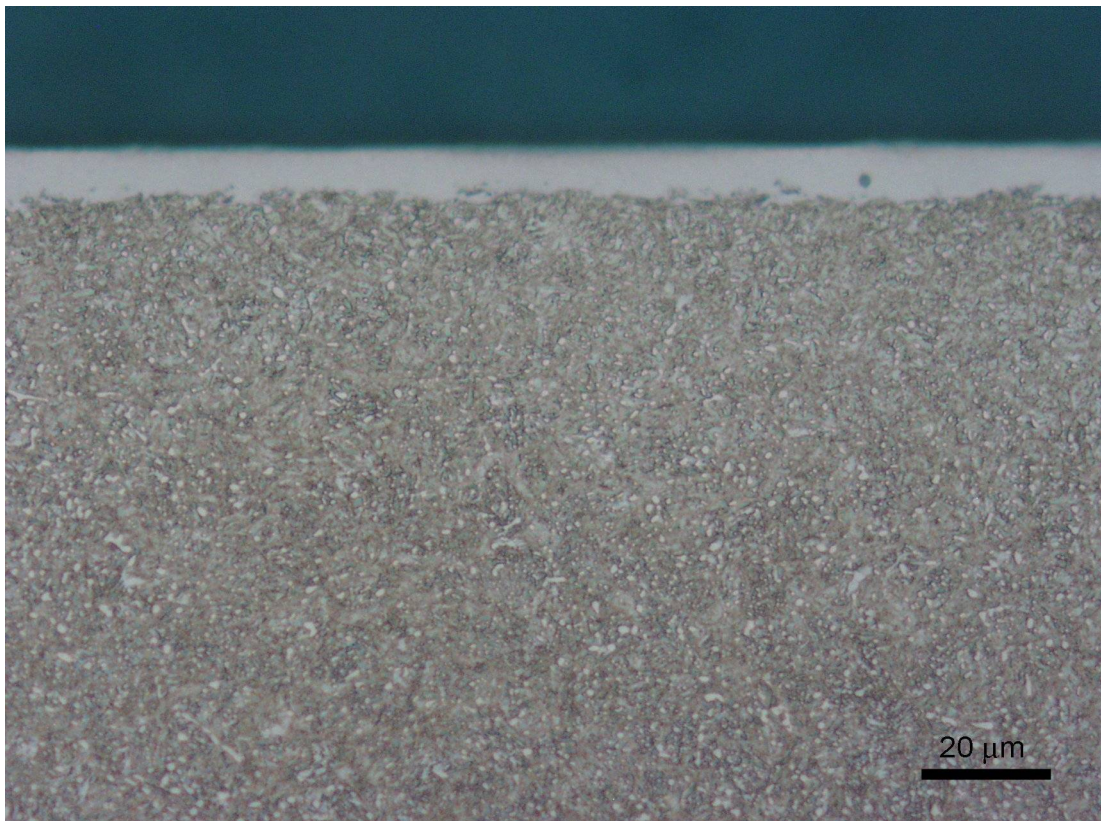
Obr. 4.6 Průběh mikrotvrdosti experimentálního materiálu



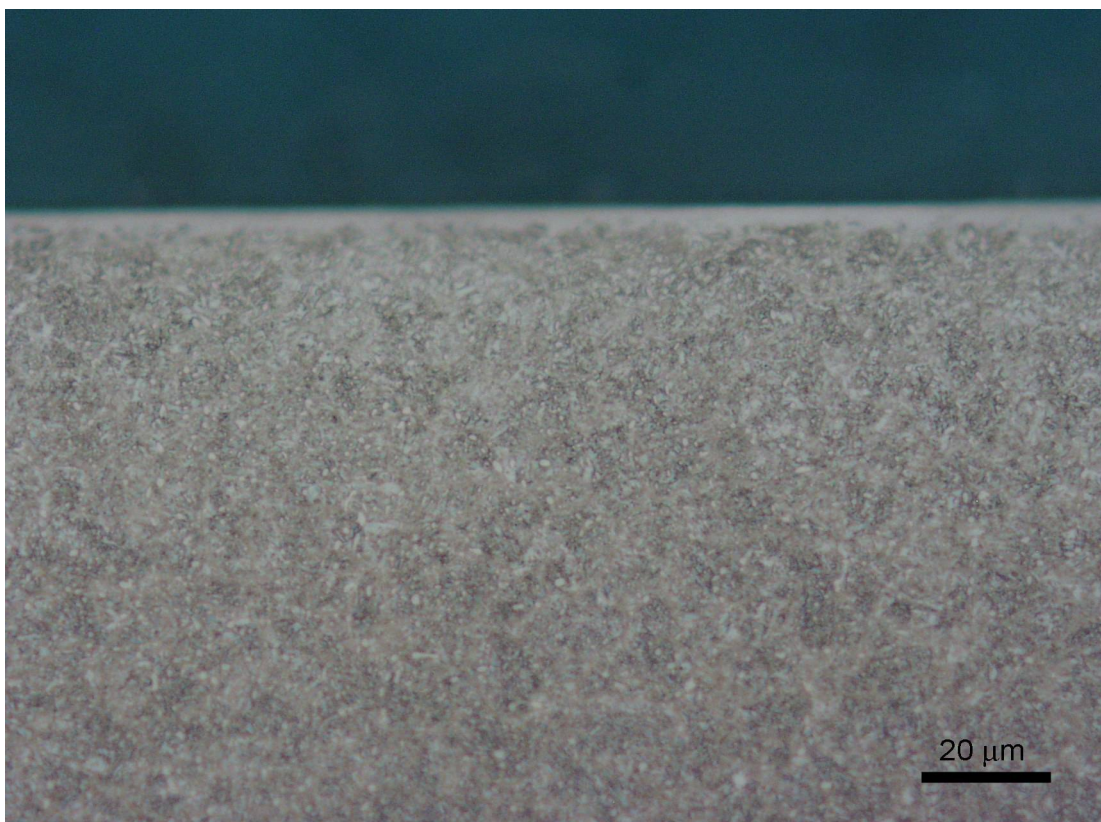
Obr. 4.7 Vzhled iontově nitridované vrstvy v řezu, IN1, 510 °C/20 hod., Nital



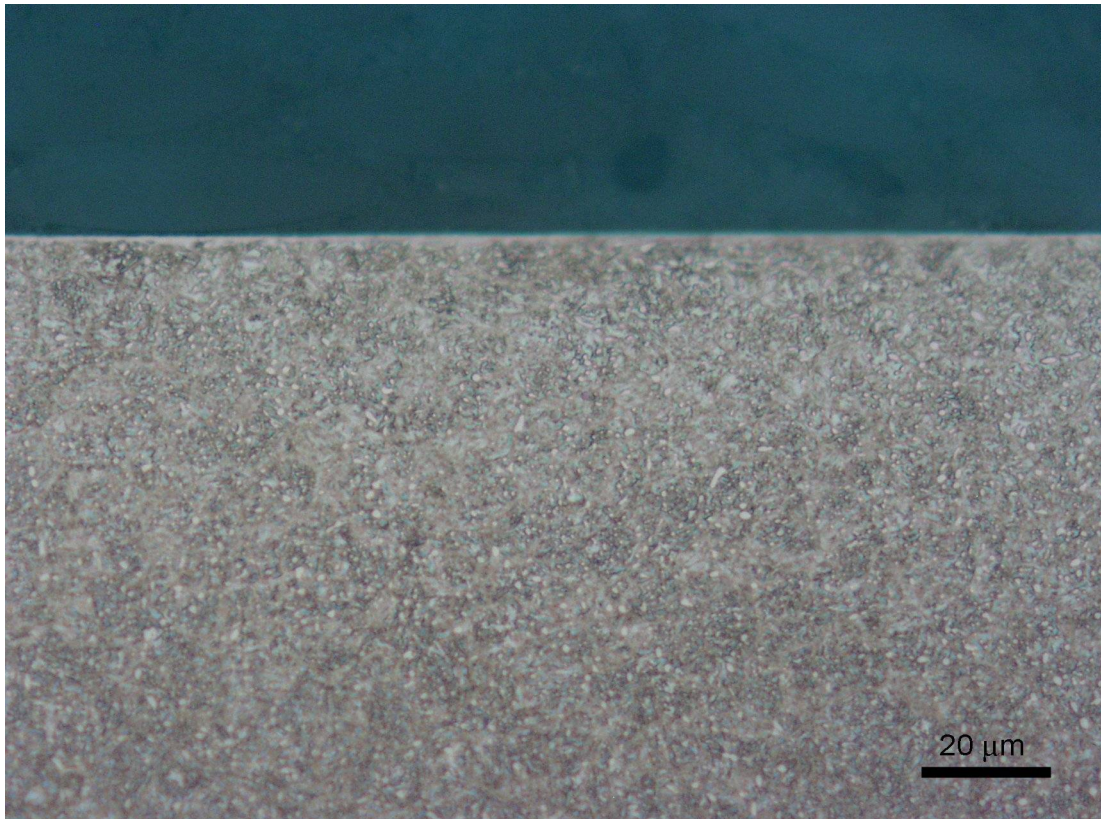
Obr. 4.8 Vzhled iontově nitridované vrstvy v řezu, IN2, 510 °C/40 hod., Nital



Obr. 4.9 Vzhled iontově nitridované vrstvy v řezu, IN3, 520 °C/23 hod., Nital



Obr. 4.10 Vzhled iontově nitridované vrstvy v řezu, IN4, 510 °C/8 hod., Nital



Obr. 4.11 Vzhled iontově nitridované vrstvy v řezu, IN5, 460 °C/6 hod., Nital

4.3.3 Kvantitativní hodnocení vrstev

Kvantitativní hodnocení chemického složení vytvořených vrstev bylo zaměřeno na posouzení vlivu teploty a doby iontové nitridace.

Lokální chemická analýza v příčném řezu byla provedena pomocí rastrovacího elektronového mikroskopu vybaveném energiově disperzní chemickou mikroanalýzou a byla zaměřena na zjištění chemického složení bílé vrstvy v hloubce 1 μm (tab. 4.5). Přesné hodnoty obsahu dusíku nelze pomocí energiově disperzní chemické mikroanalýzy naměřit, proto je nutné brát výsledky jen jako poměr hodnot mezi jednotlivými vzorky.

Tab. 4.5 Chemické složení nitridované vrstvy v hloubce 1 μm pod povrchem

	Hmotnostní procenta [Wt%]					Atomová procenta [At%]				
	N	Si	Cr	Mn	Fe	N	Si	Cr	Mn	Fe
IN1	5,33	0,80	1,28	1,20	91,39	18,18	1,36	1,17	1,05	78,24
IN2	5,99	0,91	1,28	1,25	90,57	20,08	1,52	1,16	1,07	76,17
IN3	6,14	0,92	0,95	0,98	91,00	20,52	1,54	0,86	0,84	76,24
IN4	6,86	1,16	1,66	1,36	88,95	22,46	1,90	1,46	1,14	73,04
IN5	6,69	1,13	1,39	1,34	89,45	22,00	1,86	1,23	1,12	73,79

Na povrchu všech vzorků byly pozorovány globulární útvary, které se na snímcích z rastrovacího elektronové mikroskopu jeví jako bílé. V případě iontové nitridace konstrukčních ocelí nebyly tyto útvary na povrchu pozorovány. Nejvyšší podíl těchto částic (1770/0,01 mm^2) se vyskytoval na povrchu vzorku IN1 (obr. P1.3), přičemž průměrná velikost globulí dosahovala cca 0,7 μm . Podobná disperzita částic se vyskytovala u vzorku IN5 (1650/0,01 mm^2), kde průměrná velikost globulárních útvarů byla cca 0,4 μm . Na vzorcích IN2 (obr. P2.3) a IN3 (obr. P3.3) se tyto částice vyskytují v menším množství (560/0,01 mm^2 , resp. 400/0,01 mm^2). V nejmenším počtu se globulární částice vyskytovaly na vzorku IN4 (52/ 0,01 mm^2).

Na vzorku IN3 (obr. P3.3) byly dokumentovány tmavě šedé oblasti, které narušují souvislou plochu nitridů. Bodová analýza prokázala zvýšený obsah chromu. Podobné částice lze pozorovat také na vzorcích IN1, IN4 a IN5 (obr. P1.3, P4.3 a P5.3).

Pomocí opticko emisního spektrometru s doutnavým výbojem (GDOES) byla provedena kvalitativní analýza hloubkového profilu, jejímž výsledkem byla závislost intenzity jednotlivých prvků na čase odprašování. Kalibračními křivkami byla transformována intenzita na koncentraci prvků a časová osa na vzdálenost od povrchu. Tímto byla získána kvantitativní profilová analýza chemického složení vybraných prvků.

Doba katodického odprašování byla pro vzorky IN1, IN2 a IN3 navržena 300 s, pro vzorky IN4 a IN5 byla doba 240 s. Získané hloubkové profily v hm.% a at% v závislosti na hloubce od povrchu jsou uvedeny na obr. 4.12 až obr. 4.21.

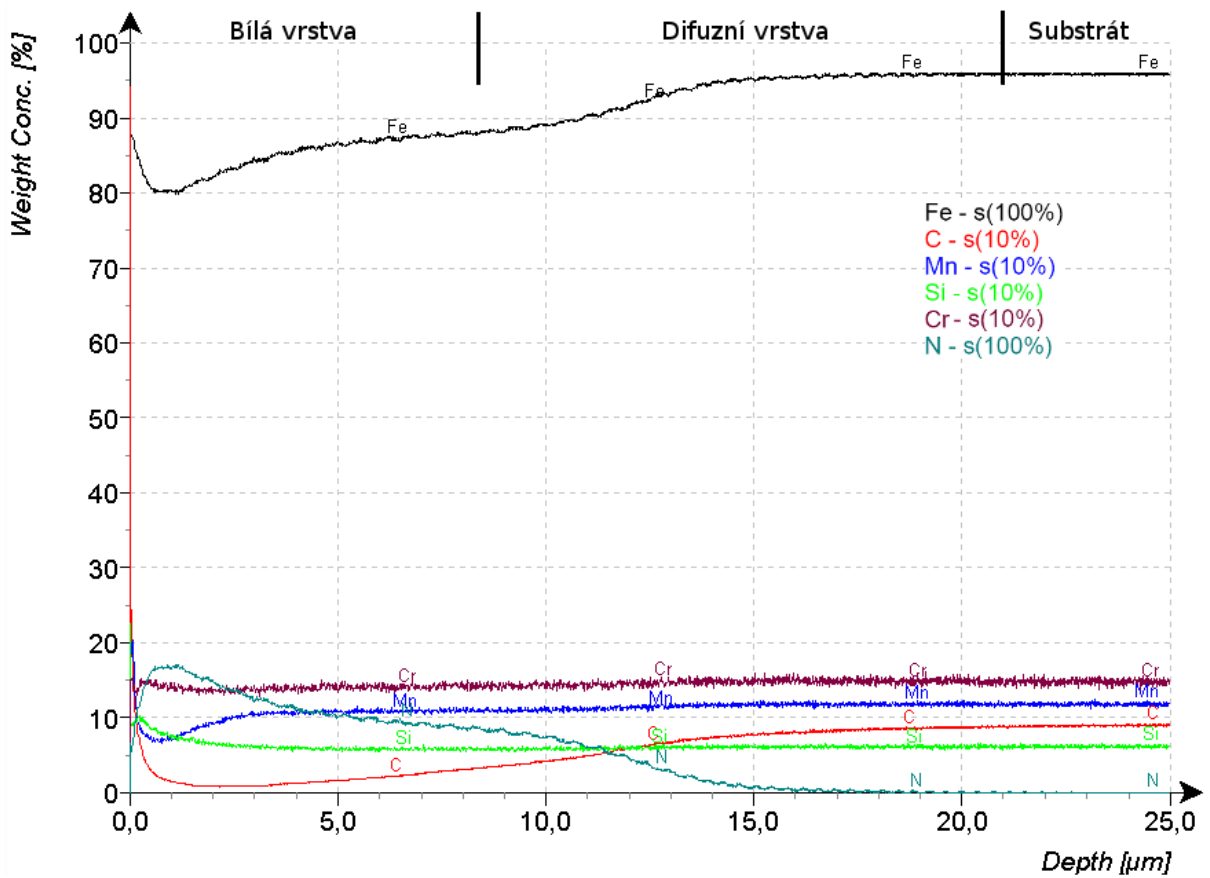
Křivky průběhu koncentrací jednotlivých prvků mají pro všechny vzorky podobný charakter. Obsah dusíku se od povrchu až do hloubky 1 μm plynule zvyšuje, následně dochází k poklesu až do hloubky 25 μm (v případě vzorku s nejdělsí dobou nitridace, tzn. vzorek IN2). V případě vzorku s nejkratší dobou nitridace je pokles dusíku pozorován pouze do hloubky 8,5 μm (vzorek IN5). V případě vzorku IN2 je pokles dusíku pozorován až do vzdálenosti 25 μm od povrchu. U vzorků IN1, IN2 a IN3 je pokles koncentrace dusíku dvoustupňový se změnou gradientu v hloubce cca 10 μm , u vzorků IN4 a IN5 dochází k poklesu obsahu dusíku směrem do jádra rovnoměrně. Opačný charakter průběhu lze pozorovat u koncentrační křivky železa, přičemž její minimum se vyskytuje v hloubce 1 μm , směrem do materiálu křivka stoupá. Z průběhu koncentrace legujících a přísadových prvků (C, Mn, Si a Cr) je patrné, že při procesu iontové nitridace dochází k difuzi prvků směrem k povrchu vzorků. Koncentrace prvků za nitridační vrstvou pak dále odpovídá chemickému složení základního materiálu.

Na základě kvantitativního hloubkového profilu a dokumentace povrchových vrstev z rastrovacího elektronového mikroskopu zobrazujících tloušťku nitridační vrstvy lze odhadnout, s využitím binárního rovnovážného diagramu Fe-N, fázové složení jednotlivých vrstev. Z výsledků je zřejmé, že nitridační vrstva se skládá ze dvou subvrstev, vrstvy s vysokým obsahem dusíku, jejíž hloubka odpovídá bílé vrstvě (pozorované a dokumentované na mikroskopu) a difuzní vrstvy s nižším obsahem dusíku. Vzhledem k obsahu železa a dusíku v jednotlivých subvrstvách lze předpokládat, že bílá vrstva je tvořena převážně fází ϵ a difuzní vrstva je tvořena z fáze γ' .

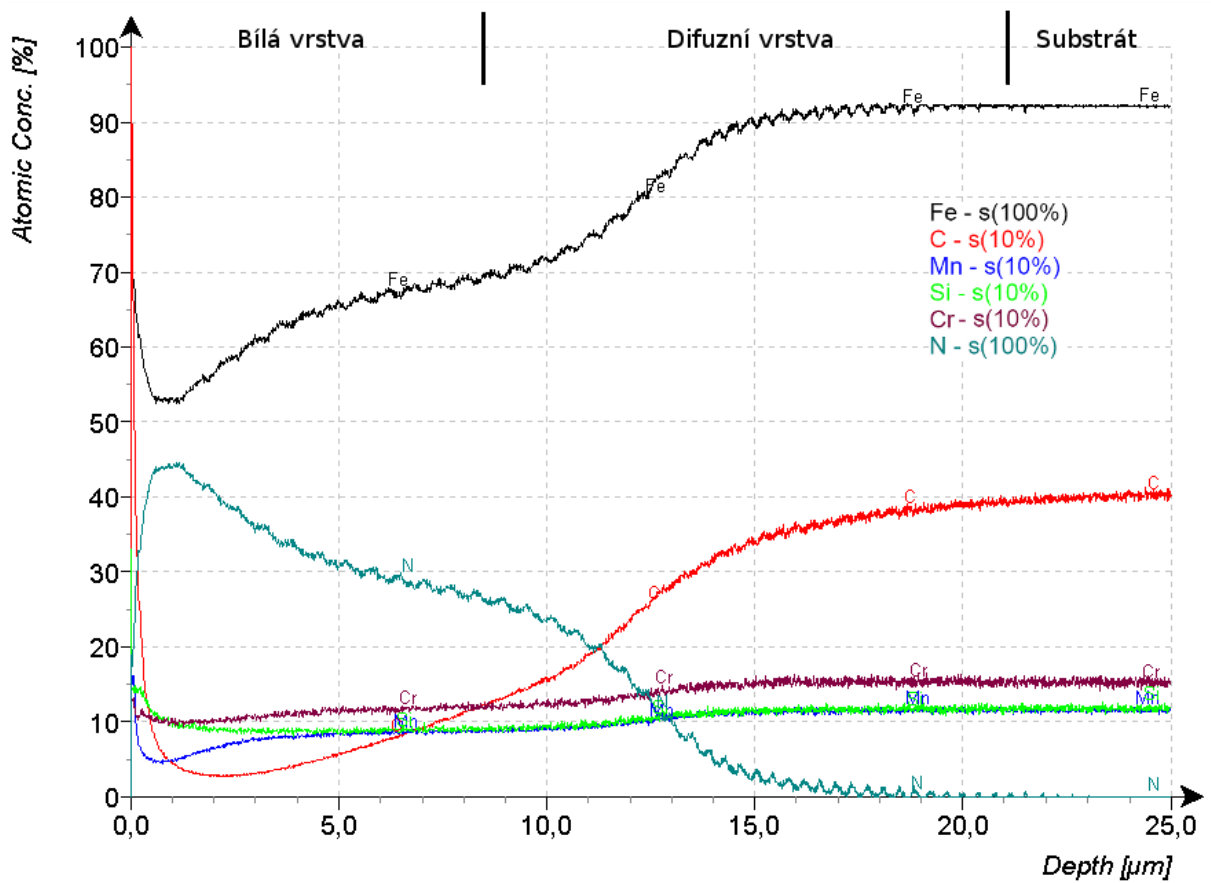
Provedená fázová analýza povrchu jednotlivých vzorků (tab. 4.6) ukázala majoritní podíl fází ferit (tuhý roztok Fe-Cr), Fe_4N (γ') a Fe_3N (ϵ). Ostatní fáze (Fe_3N , cementit a Fe_3C) jsou pod hranicí detekovatelnosti (chyba metody se pohybuje okolo ± 1 hm. %).

Tab. 4.6 Fázové složení experimentálního materiálu

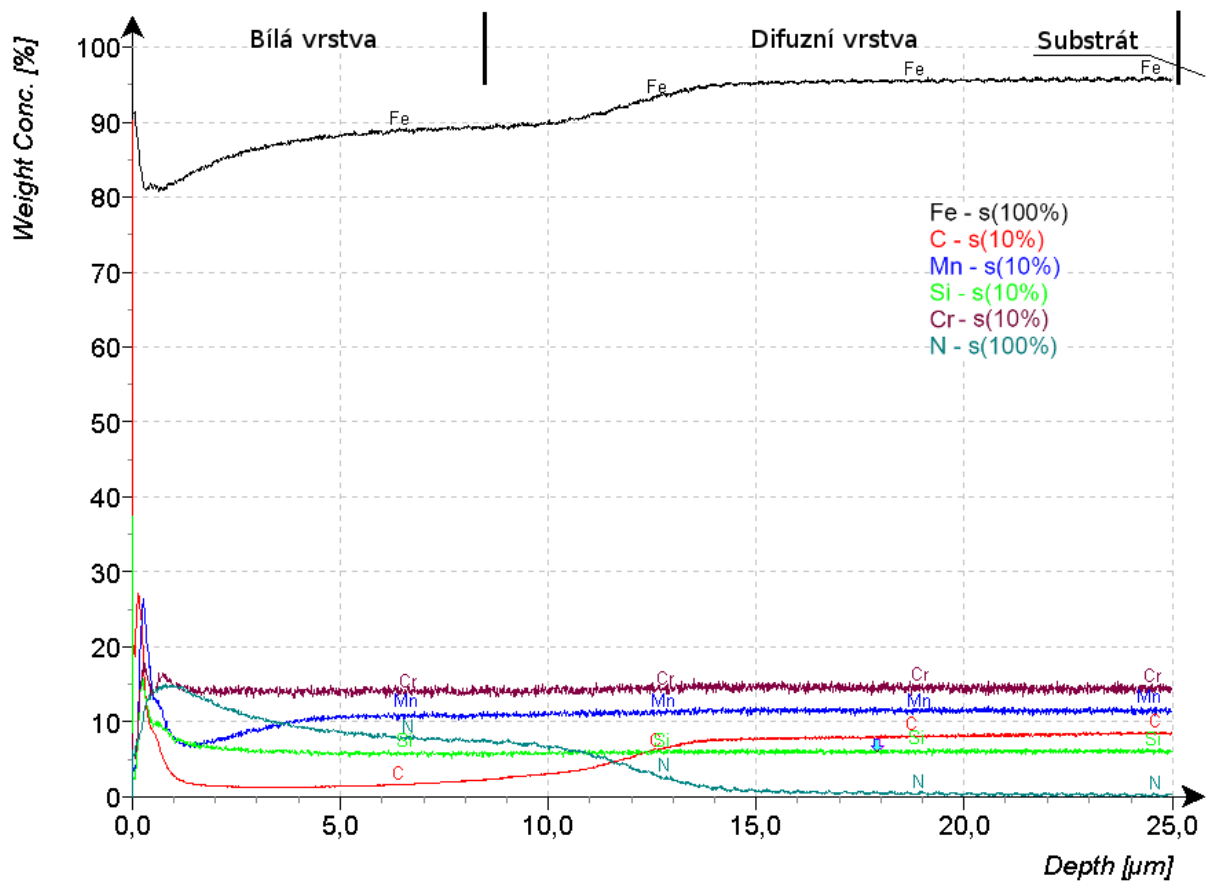
	IN1 510 °C/20 h.	IN2 510 °C/40 h.	IN3 520 °C/23 h.	IN4 510 °C/8 h.	IN5 460 °C/6 h.
Ferit [hm.%]	13,9	13,2	12,6	34,9	62,2
Fe_4N (γ') [hm.%]	59,4	70,2	64,3	30,1	8,4
Fe_3N (ϵ) [hm.%]	24,7	24,7	22,1	32,3	22,1
Fe_3N [hm.%]	0,7	0,3	0,3	0,3	2,6
Cementit [hm.%]	1,2	1,4	0,7	2,1	4,3
Fe_3C [hm.%]	0,2	0,1	0	0,3	0,3



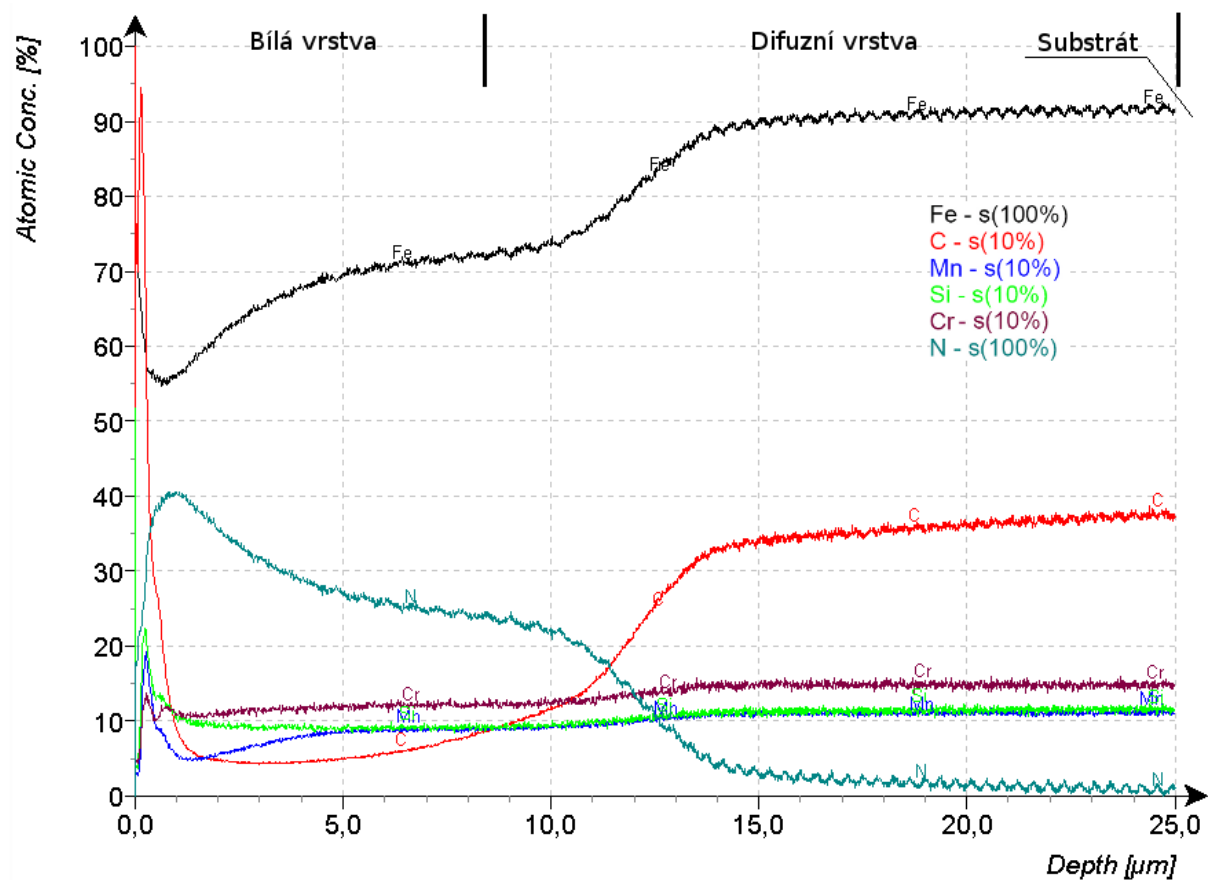
Obr. 4.12 Kvantitativní analýza hloubkového profilu vzorku IN1B (510 °C/20 h.)



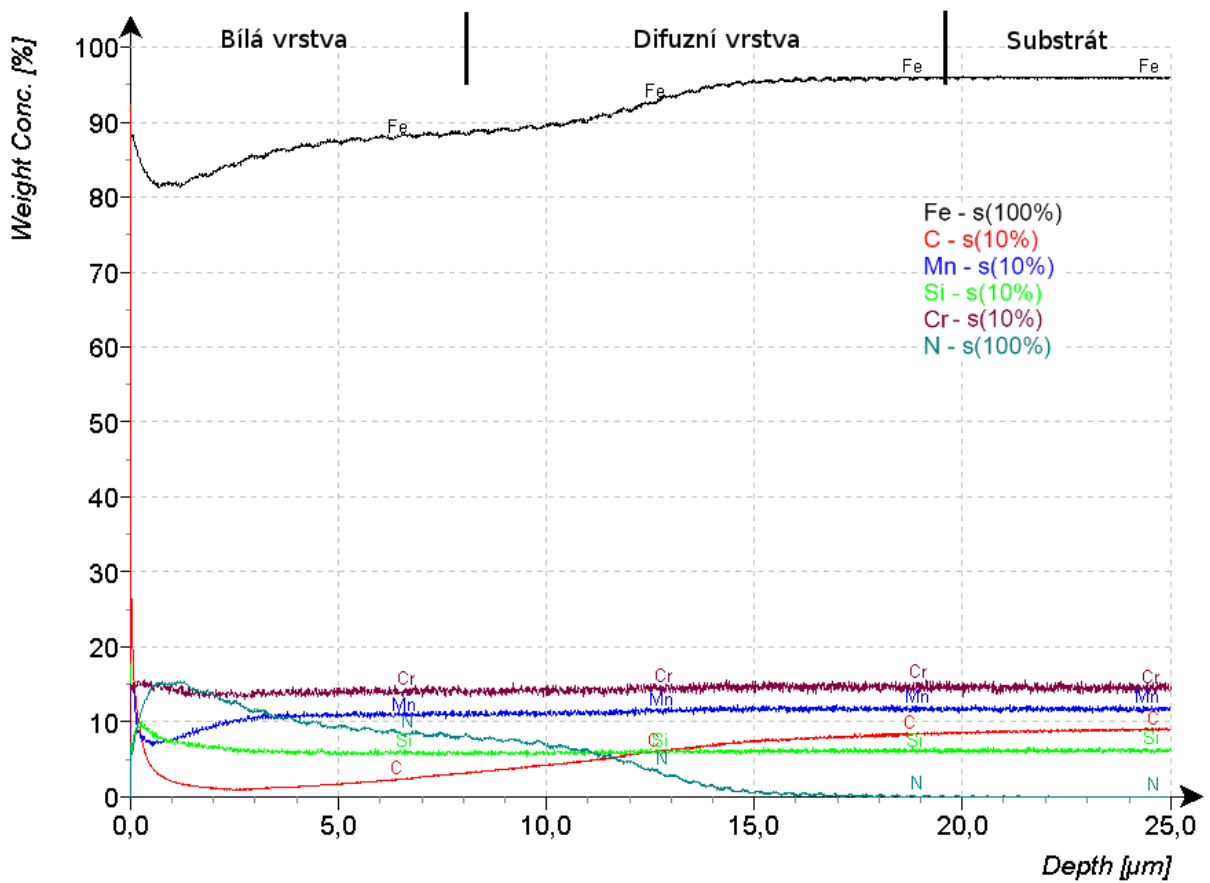
Obr. 4.13 Kvantitativní analýza hloubkového profilu vzorku IN1B (510 °C/20 h.)



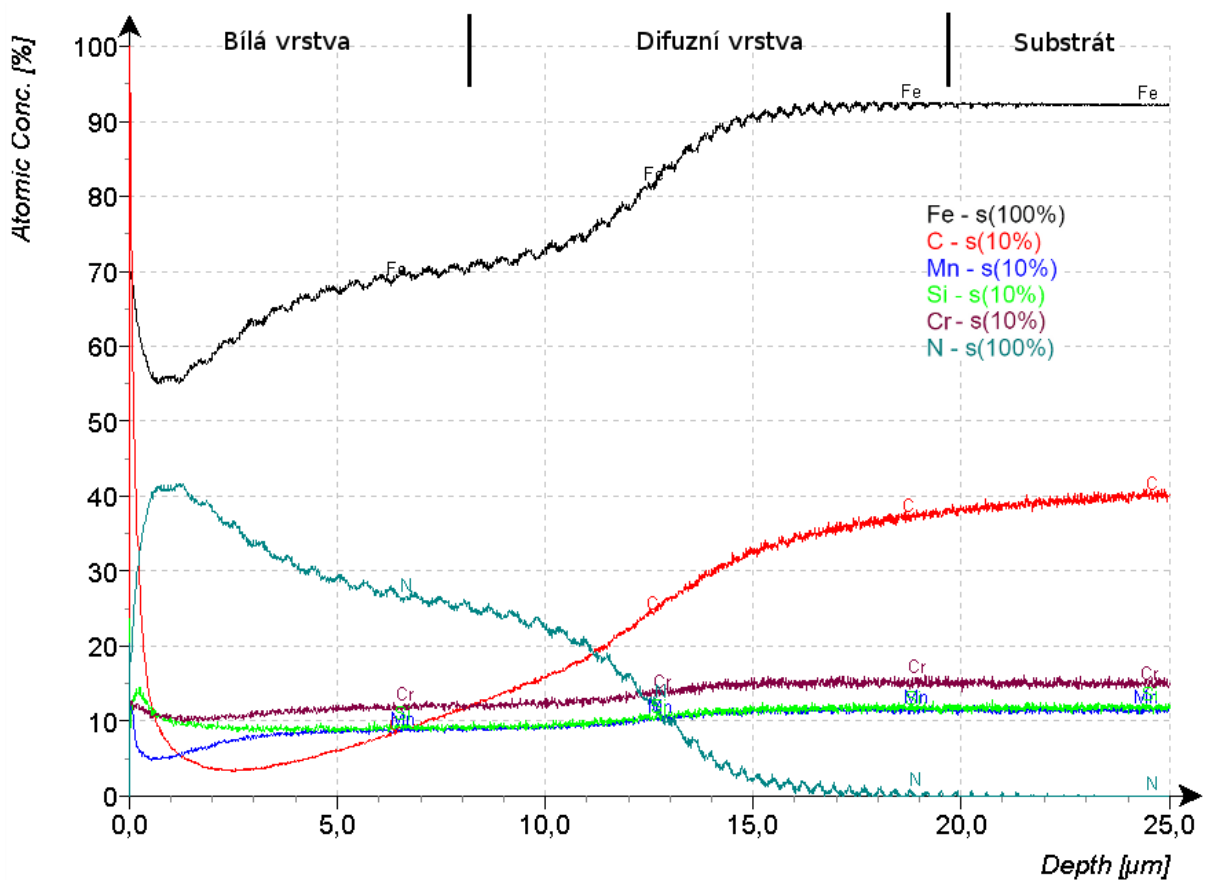
Obr. 4.14 Kvantitativní analýza hloubkového profilu vzorku IN2B (510 °C/40 h.)



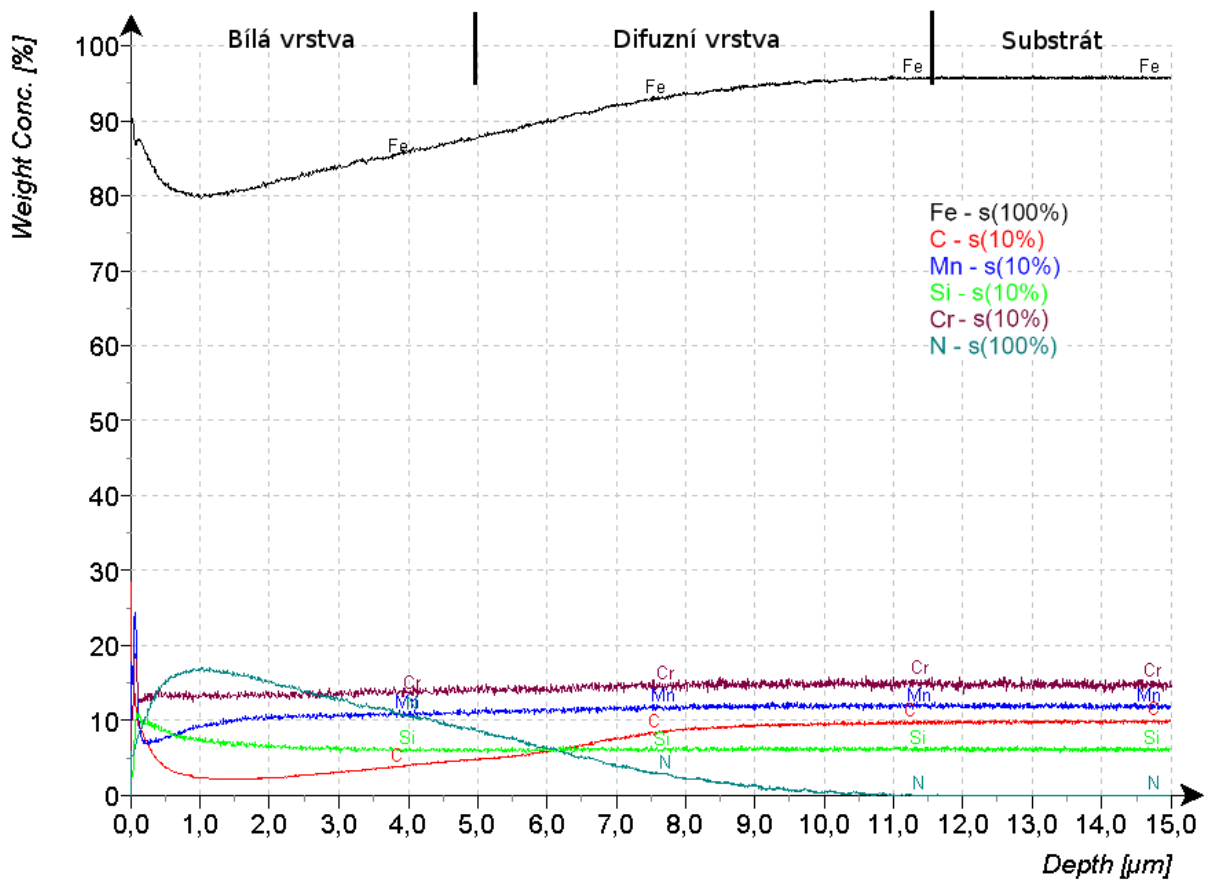
Obr. 4.15 Kvantitativní analýza hloubkového profilu vzorku IN2B (510 °C/40 h.)



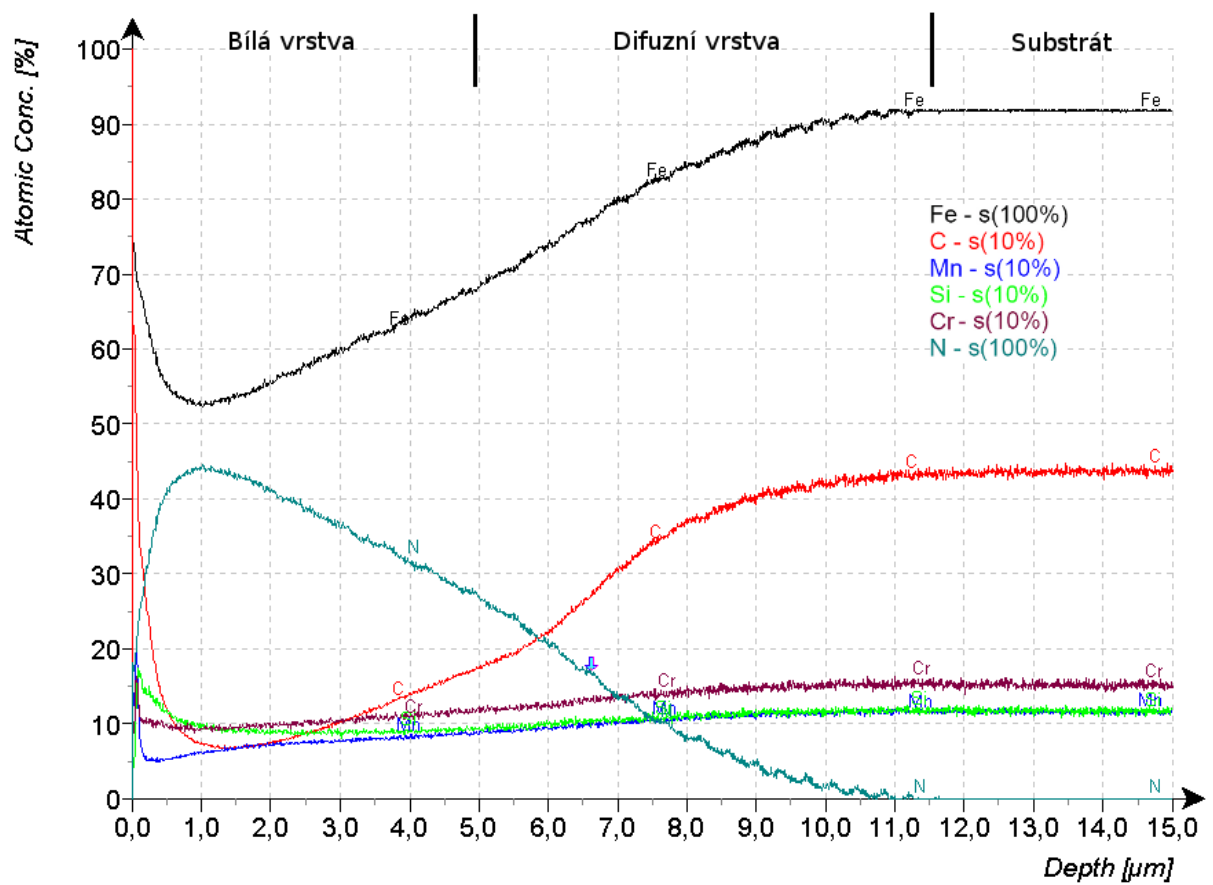
Obr. 4.16 Kvantitativní analýza hloubkového profilu vzorku IN3B (520 °C/23 h.)



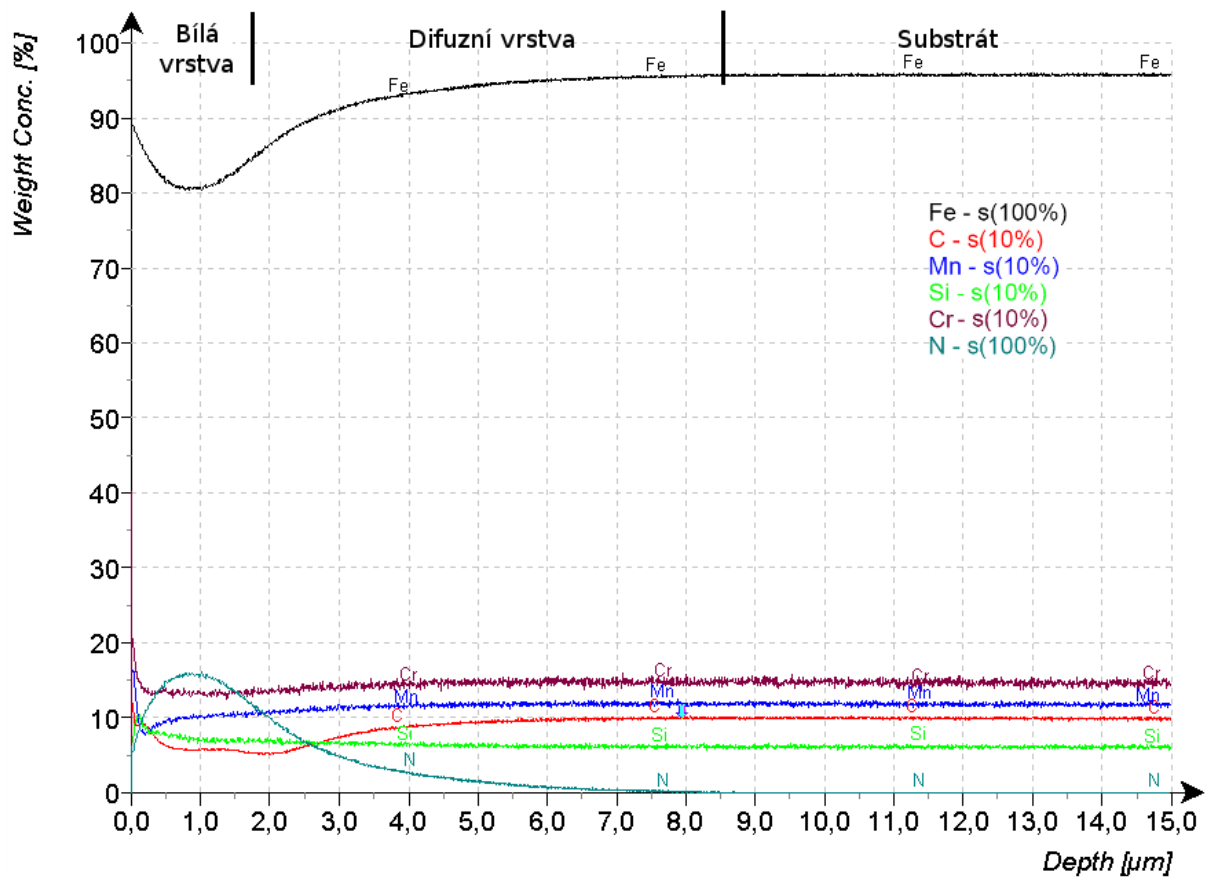
Obr. 4.17 Kvantitativní analýza hloubkového profilu vzorku IN3B (520 °C/23 h.)



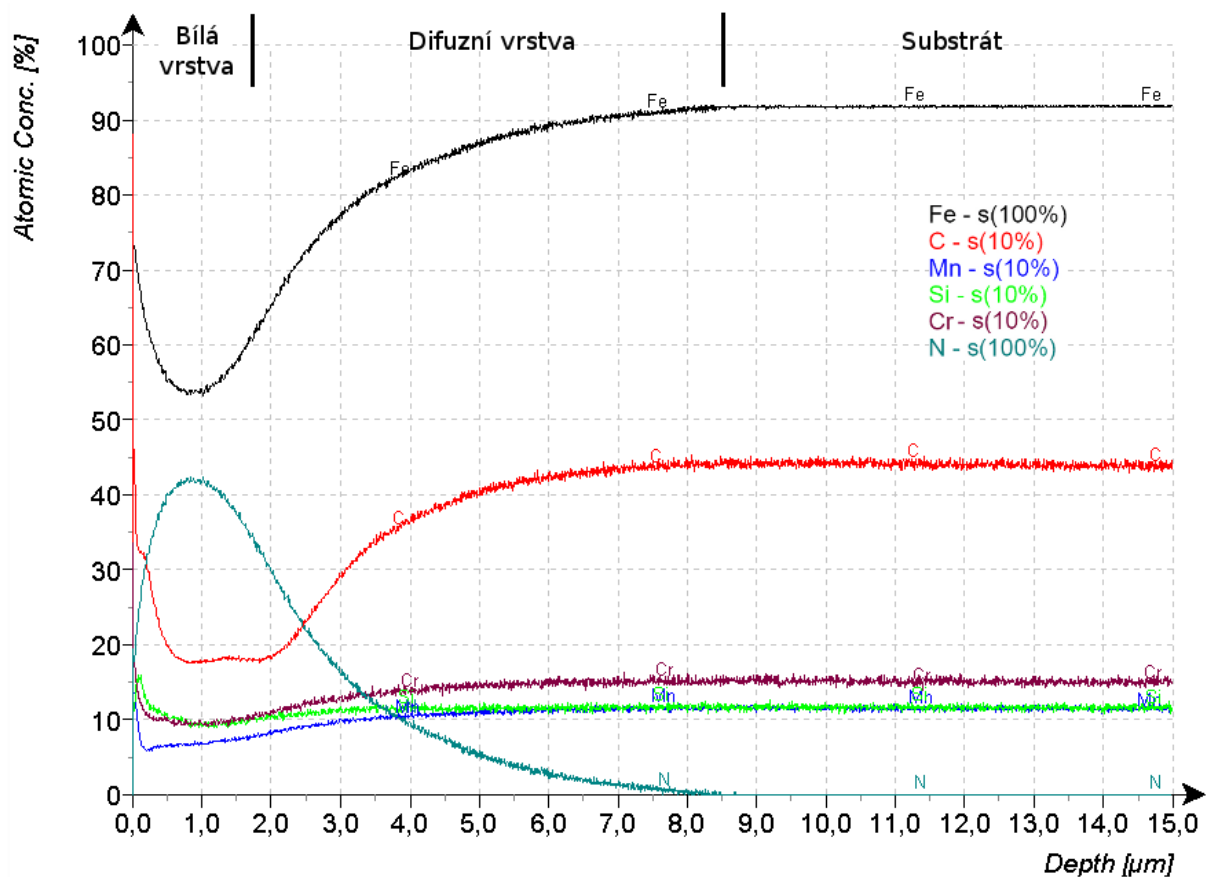
Obr. 4.18 Kvantitativní analýza hloubkového profilu vzorku IN4B (510 °C/8 h.)



Obr. 4.19 Kvantitativní analýza hloubkového profilu vzorku IN4B (510 °C/8 h.)



Obr. 4.20 Kvantitativní analýza hloubkového profilu vzorku IN5B (460 °C/6 h.)



Obr. 4.21 Kvantitativní analýza hloubkového profilu vzorku IN5B (460 °C/6 h.)

5. DISKUZE VÝSLEDKŮ

Z výsledků hodnocení jednotlivých vrstev připravených metodou iontové nitridace vyplývá značný vliv teploty a doby trvání iontové nitridace na tribologické vlastnosti, tloušťku vrstev a chemické složení.

Analýza výsledků tribologických zkoušek neprokázala jasný vliv stavu povrchu po iontové nitridaci na třecí vlastnosti. V případě vzorků s vyšší tloušťkou nitridační vrstvy, tj. delší dobou nitridace, dosáhl nižšího koeficientu tření povrch leštěný (IN1), u vzorků s vrstvou tenkou pak povrch broušený (IN4, IN5).

Metalografickým rozbohem bylo zjištěno, že u všech vzorků došlo k vytvoření bílé difúzní vrstvy. Pomocí rastrovacího elektronového mikroskopu bylo naměřením tloušťky vrstvy prokázáno, že tloušťka výrazně závisí na teplotě a době nitridace. Při použití vyšších teplot a delší doby iontové nitridace dochází k tvorbě bílé vrstvy do větší hloubky, přičemž na povrchu vzorku dochází k výskytu porů (vzorek IN1, IN2 a IN3).

Podmínky vzniku bílých globulárních útvarů na povrchu vzorků ani závislost jejich tvorby na vstupních podmínkách iontové nitridace se nepodařilo prokázat, ale z výsledků hloubkového profilu lze uvažovat, že se jedná o karbidy komplexního složení.

Výsledky mikrotvrdomosti, tab. 4.4 a obr. 4.6 (kap. 4.3.2), potvrdily očekávané snížení tvrdosti substrátu oproti základnímu materiálu. Pokles tvrdosti je vyšší u vzorků IN1, IN2 a IN3, které byly nitridovány delší dobu. Dlouhá doba nitridace má dále za následek nižší gradient poklesu mikrotvrdomosti směrem do jádra. Naopak krátké doby přípravy povrchové úpravy vedou k tvorbě tenkých a tvrdších nitridačních vrstev. Tento průběh naměřených hodnot souhlasí s poznatky uvedenými v literatuře [6]. Nejvyšší hodnoty tvrdosti byly naměřeny na povrchu všech vzorků, přičemž nejvyšší tvrdosti, 1009HV_{0,3}, bylo dosaženo u vzorku IN3, který byl nitridován za nejvyšší teploty.

Kvantitativní analýza hloubkového profilu byla provedena na opticko emisním spektrometru s doutnavým výbojem a byla zaměřena na posouzení vlivu podmínek iontové nitridace na difuzi dusíku. S rostoucí dobou nitridace rostla i tloušťka nitridační vrstvy. Porovnáním dosažených hodnot a rozměrů bílých difúzních vrstev jednotlivých vzorků bylo zjištěno, že bílé vrstvy jsou zřejmě tvořeny pouze fází ϵ – nitridem železa Fe_3N . Tento typ nitridu se dle literatury [6] vyznačuje vysokou odolností proti zadírání a výbornými antikorozními vlastnostmi.

Fázová analýza povrchu pomocí rentgenové difrakce prokázala majoritní podíl tří fází: feritu, Fe_4N (fáze γ') a Fe_3N (fáze ϵ). Ferit se na vzorcích IN1, IN2 a IN3 (nejdelší doby nitridace, tzn. 20 h., 40 h. a 23 h.), vyskytuje v hodnotách přibližně 13 hm.%. S klesající dobou nitridace dochází ke zvýšení obsahu feritu na hodnotu cca 35 hm% (vzorek IN4, $t=8$ h.), resp. na hodnotu cca 62 hm.% (vzorek IN5, $t=6$ h.). Dále bylo prokázáno, že podíl fáze γ' (Fe_4N) v povrchové vrstvě je u vzorků s kratší dobou nitridace nižší. Obsah fáze γ' klesá z hodnoty cca 70 hm.% (vzorek IN2, $t=40$ h.) na hodnotu cca 8 hm. % (vzorek IN5, $t=6$ h.). Obsah fáze ϵ (Fe_3N) je u všech vzorků přítomen v hodnotách okolo 23 hm.%, vyjma vzorku IN4, kde dosahuje hodnoty cca 32hm.%.

6. ZÁVĚRY

Za účelem posouzení tribologických vlastností vrstev připravených metodou iontové nitridace bylo vyrobeno pět vzorků. Jako substrát byla zvolena ocel na valivá ložiska 100CrMn6, na níž byly za rozdílných podmínek vytvořeny nitridované vrstvy.

Z výsledků tribologických zkoušek prováděných v oleji vyplývá, že vrstvy vytvořené metodou iontové nitridace na ložiskové oceli disponují nízkým třecím koeficientem. Nejnižších hodnot koeficientu tření dosáhly vzorky s nejvyšší tloušťkou nitridační vrstvy na leštěném povrchu, v případě nízkých dosažených tlouštěk naopak na povrchu broušeném.

Metalografickým hodnocením povrchové úpravy metodou iontové nitridace bylo zjištěno, že se zvyšující se dobou procesu přípravy vrstvy dochází k plynulému zvyšování tloušťky bílé vrstvy a difuzní oblasti. Tloušťka vrstvy je pro vzorky IN1, IN2 a IN3 prakticky totožná. Po určité době se tedy růst bílé vrstvy zastaví. Při iontové nitridace se na povrchu vzorků vyloučily globulární fáze, jejichž přítomnost nebyla u běžných konstrukčních ocelí pozorována.

Z průběhu naměřených hodnot tvrdosti od povrchu do jádra bylo zjištěno, že vlivem procesu iontové nitridace došlo k výraznému popuštění substrátu. S kratší dobou iontové nitridace dochází k výraznějším poklesu tvrdosti směrem do jádra, přičemž snížení tvrdosti substrátu není tak výrazné.

Z kvantitativní analýzy hloubkového profilu lze předpokládat, že bílá vrstva je tvořena fází ϵ (Fe_3N), která se vyznačuje výbornou odolností proti zadírání a korozi. Z výsledků lze dále předpokládat, že difuzní vrstva je tvořena fází γ' . Dále byl potvrzen vliv doby iontové nitridace na hloubku nitridační vrstvy, která se s rostoucí dobou zvětšuje.

Pro zjištění podílu fází v povrchové vrstvě byla provedena fázová analýza pomocí rentgenové difrakce. Z výsledků bylo prokázáno, že povrchová vrstva se skládá z fází feritu, γ' (Fe_4N) a ϵ (Fe_3N). V povrchové vrstvě se s rostoucí dobou nitridace zvyšuje podíl fáze γ' (Fe_4N). Podíl feritu s rostoucí dobou nitridace klesá a po jistém časovém úseku dojde k jeho ustálení. Na základě výsledků fázové analýzy jednotlivých povrchových vrstev lze předpokládat, že obsah fáze ϵ (Fe_3N) se s dobou nitridace nemění.

Na základě výsledků tribologické zkoušky, metalografického hodnocení a kvantitativních analýz lze doporučit využití iontové nitridace pro povrchové úpravy ložiskových ocelí. Dále lze doporučit pokračovat ve výzkumu a vývoji této povrchové úpravy, například s ohledem na jiné vstupní podmínky procesu iontové nitridace.

7. PŘEHLED POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ

CVD	Chemical Vapor Deposition
DLC	Diamond-like carbon
PAI	Polyamidimid
PEEK	Polyetheretherketon
PPS	Polyfenylsulfid
PTFE	Polytetrafluorethylen
PVD	Physical Vapor Deposition

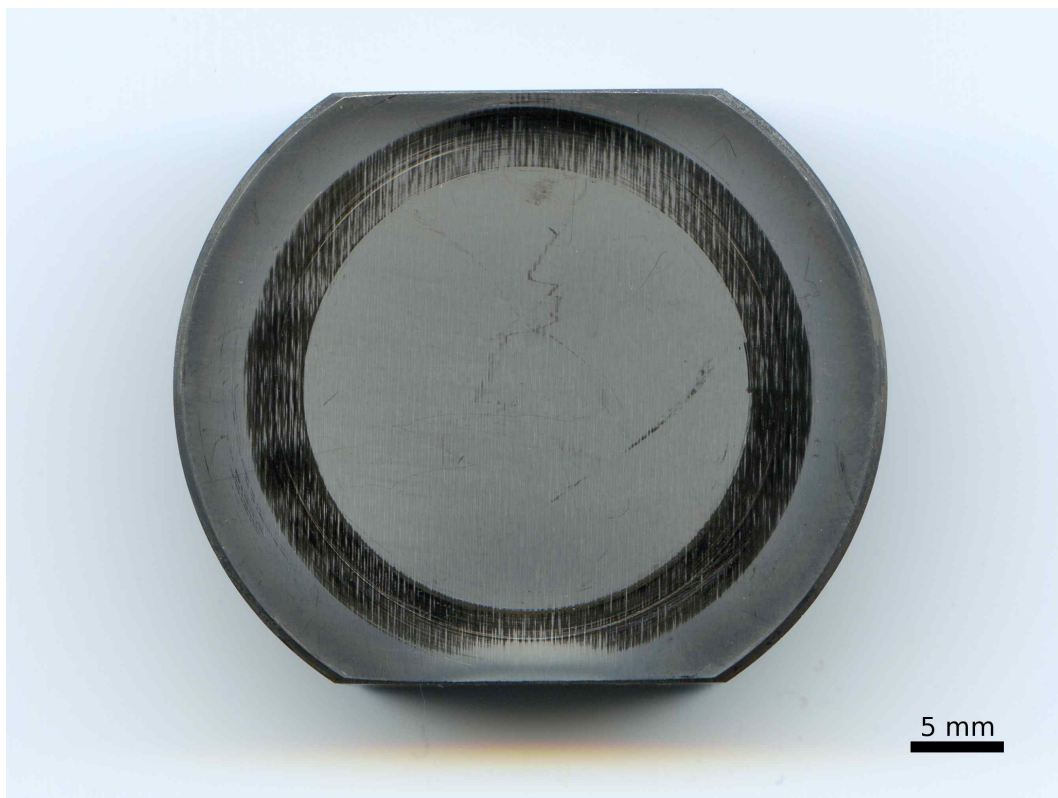
8. POUŽITÁ LITERATURA

- [1] HRUBÝ, V., TULKA, J., KADLEC, J. *Povrchové technologie*. 1. vyd. Brno: Vojenská akademie, 1995, 120 s.
- [2] KRAUS, Václav. *Povrchy a jejich úpravy*. 1. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita v Plzni, 2000, 218 s. ISBN 80-7082-668-1.
- [3] KUBÍČEK, J. Renovace a povrchové úpravy [on-line]. Vydáno: 11.12.2006, [citováno 2009_03_20]. Dostupné z: <http://ust.fme.vutbr.cz/svarovani/opory_soubory/renovace_a_povrchove_upravy_kubicek.pdf>
- [4] PTÁČEK, Luděk a kolektiv. *Nauka o materiálu II*. 2. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, s. r. o., 2002, 392 s. ISBN 80-7204-248-3.
- [5] LIAPINA, Tatiana. *Phase transformations in interstitial Fe-N alloys* (disertační práce) [online]. Stuttgart: Universität Stuttgart, Max-Planck institut für Metallforschung, 2005. 119 s. Dostupné z: <http://elib.uni-stuttgart.de/opus/volltexte/2005/2363/pdf/T_Liapina_thesis.pdf>
- [6] HOLEMÁŘ, A., HRUBÝ, V. *Iontová nitridace v praxi*. 1. vyd. Praha: SNTL, 1989, 244 s. DT 621.785.53.
- [7] VINŠ, Jindřich. *Kluzná ložiska*. 2. vyd. Praha: SNTL, 1971, 376 s. DT 621.822.5.
- [8] SVOBODA, P., BRANDEJS, J., PROKEŠ, F. *Základy konstruování*. 1. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, s. r. o., 2007, 203 s. ISBN 978-80-7204-535-8.
- [9] www.exprohef-cz.cz. Obrázek [on-line]. [citováno 2009_04_10]. Dostupné z: <<http://www.exprohef-cz.cz/images/pel01.jpg>>
- [10] Model tření jako nástroj pro konstruktéry. *MM Průmyslové spektrum*. 2007, č. 11, s. 42. Dostupné z: <<http://www.mmspektrum.com/clanek/model-treni-jako-nastroj-pro-konstruktery>>
- [11] Directive 2002/95/EC of the European Parliament and of the Council of 27 January 2003 on the restriction of the use of certain hazardous substances in electrical and electronic equipment [online]. Vydáno: 13.2.2003 [citováno 20_4_2009]. Dostupné z: <http://europa.eu/eur-lex/pri/en/oj/dat/2003/l_037/l_03720030213en00190023.pdf>
- [12] MAREK, Pavel. Moderní kluzná ložiska. *MM Průmyslové spektrum*. 2001, č. 11, s. 20. Dostupné z: <<http://www.mmspektrum.com/clanek/moderni-kluzna-loziska>>.
- [13] Speciální kluzná ložiska. *MM Průmyslové spektrum*. 2002, č. 11, s. 28. Dostupné z: <<http://www.mmspektrum.com/clanek/specialni-kluzna-loziska>>.
- [14] FREMUNT, P., PODRÁBSKÝ, T. *Konstrukční oceli*. 1. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, s. r. o., 1996, 267 s. ISBN 80-85867-95-8.
- [15] JECH, Jaroslav. *Oceli na valivá ložiska a jejich tepelné zpracování*. 1. vyd. Praha: SNTL, 1968, 300 s. DT 669.14.018.24.
- [16] Elektricky izolovaná valivá ložiska zabráňují průchodu proudu. *MM Průmyslové spektrum*. 2007, č. 11, s. 49. Dostupné z: <<http://www.mmspektrum.com/clanek/elektricky-izolovana-valiva-loziska-zabranuji-pruchodu-proudu>>.
- [17] Hybrid Bearings [on-line]. Vydáno: 2003, [citováno 2009_03_24]. Dostupné z: <<http://www.arkov.cz/katalogy/1/hybridni-keramicka-loziska.pdf>>

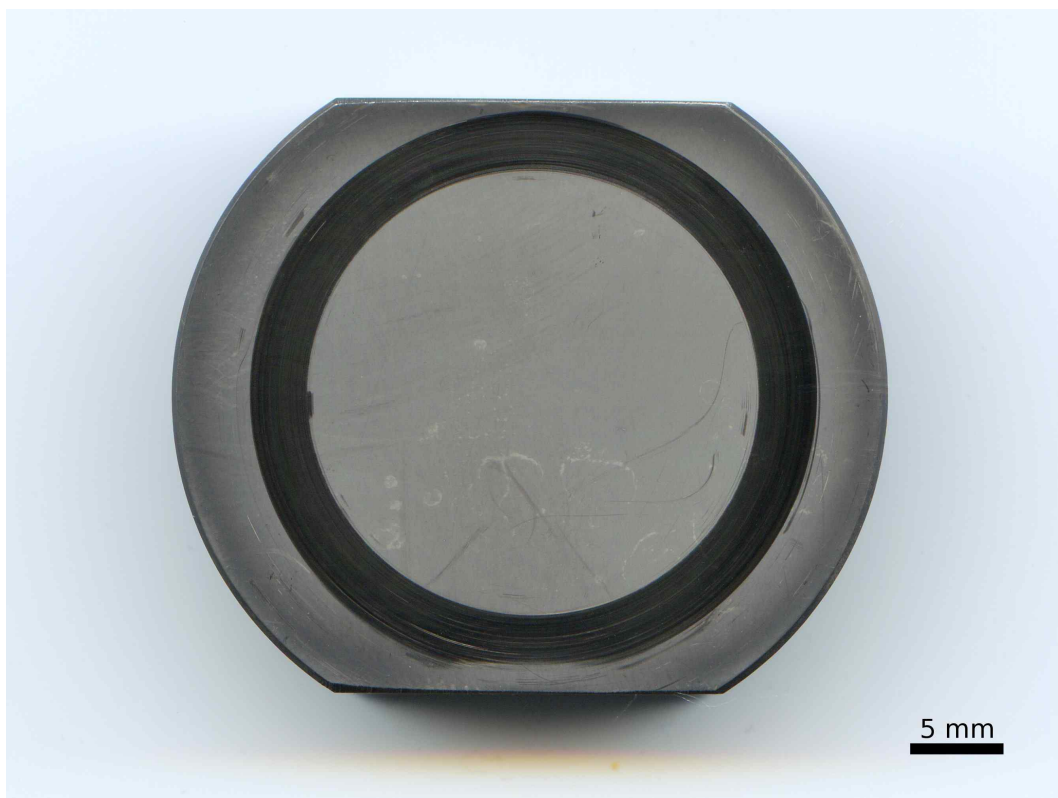
- [18] SICHLER, J. Aplikace povrchových úprav na součásti valivých a kluzných ložisek. *Strojárstvo*. 2002, č. 4, s. 34. Dostupné z: <http://www.zkl.cz/czech/koncern_media.aspx?id=4229cedd-c862-4d76-a28a-303d54c0e0d2>.
- [19] Kluzná ložiska z plněných termoplastů. *MM Průmyslové spektrum*. 2001, č. 1, s. 8. Dostupné z: <<http://www.mmspektrum.com/clanek/kluzna-loziska-z-plnenych-termoplastu>>.
- [20] BRUGGEMAN, R. Innovative Ceramics Sliding Bearings [on-line]. [citováno 2009_03_24]. Dostupné z: <http://www.ceratec-ceramic-bearings.com/site/media/World_pumps.pdf>.
- [21] GERSTENBERGER, J. Mazaná kluzná ložiska v extrémních pracovních podmínkách. *MM Průmyslové spektrum*. 2007, č.11, s. 44. Dostupné z: <<http://www.mmspektrum.com/clanek/mazana-kluzna-loziska-v-extremnich-pracovnich-podminkach>>.
- [22] FRIEDRICH, Ch., GADOW, R., KILLINGER, A. Keramické povlaky stříkané plazmou nebo HVOF používané u dielektrických aplikací [on-line]. Vydáno: 28.6.2006, [citováno 2009_03_02]. Dostupné z: <<http://www.svarak.cz/c/cz-2/keramicke-povlaky-strikane-plazmou-nebo-hvof-pouzivane-u-dielektrickyh-aplikaci.htm>>.
- [23] Speciální povrchová úprava ložisek. *MM Průmyslové spektrum*. 2008, č. 11, s. 40. Dostupné z: <<http://www.mmspektrum.com/clanek/specialni-povrchova-uprava-lozisek>>.
- [24] HULTMANOVÁ, A., SJÖSTRÖM, H. Uhlíkové povlaky ložisek. *MM Průmyslové spektrum*. 2002, č. 11, s. 26. Dostupné z: <<http://www.mmspektrum.com/clanek/uhlikove-povlaky-lozisek>>.

9. PŘÍLOHY

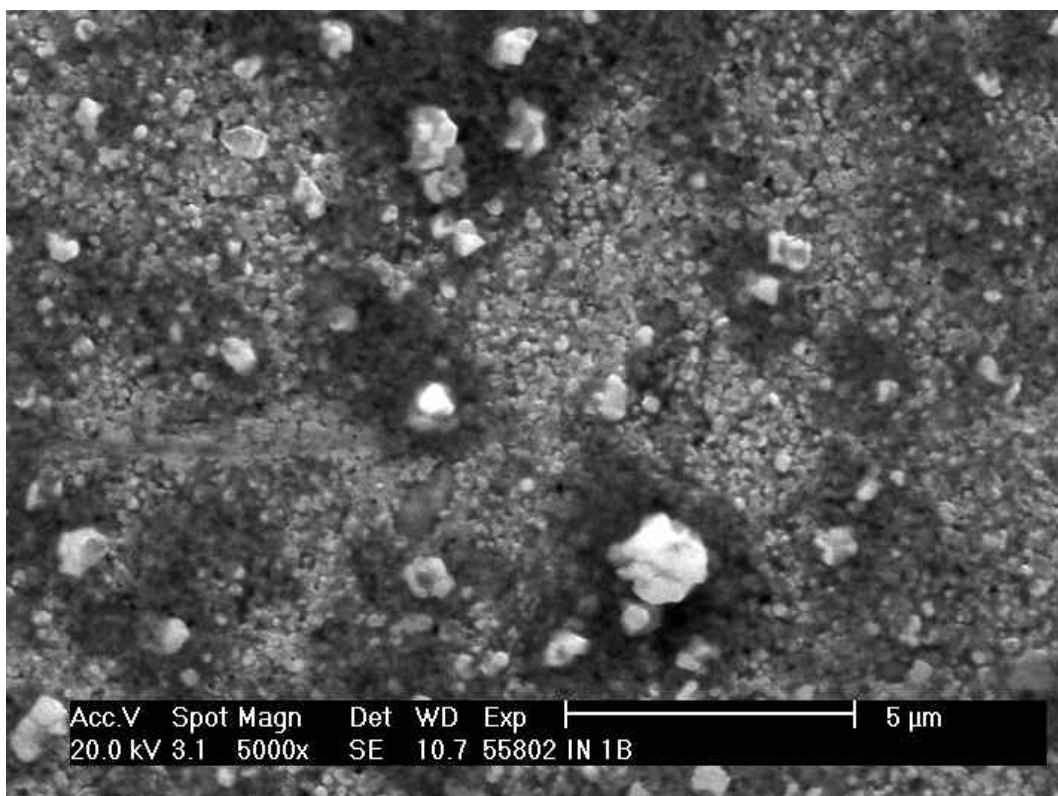
Vzorek IN1



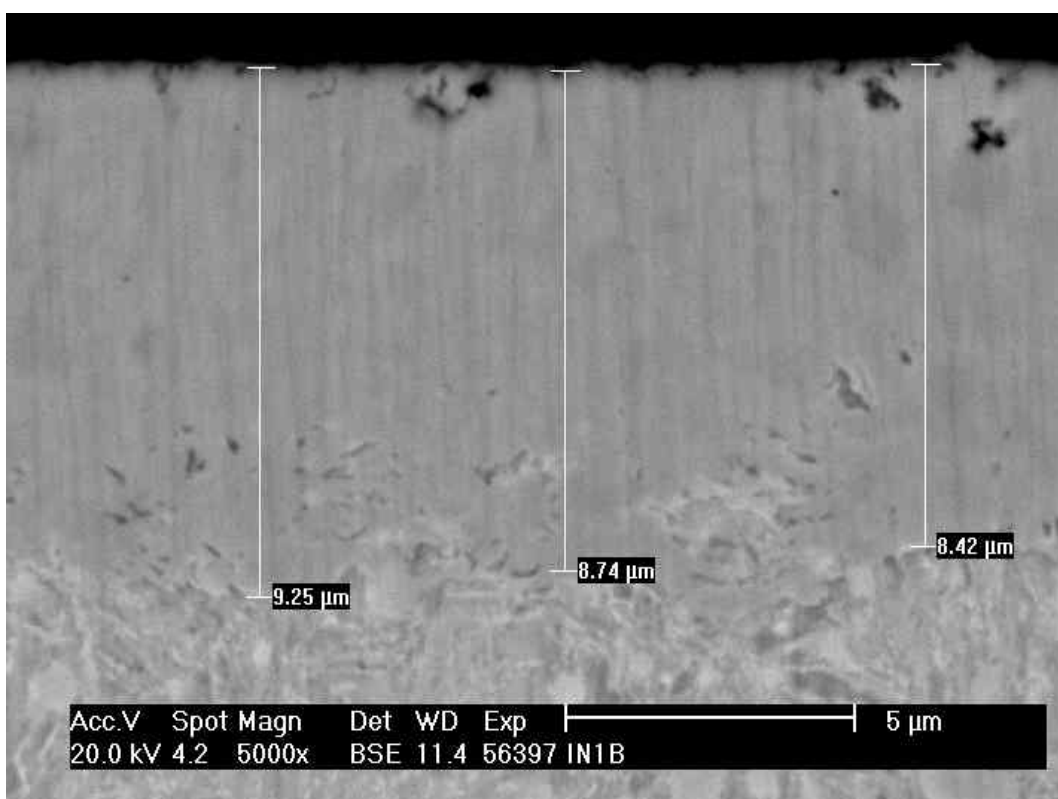
Obr. P1.1 Vzhled povrchu vzorku IN1 – povrch A (broušeno)



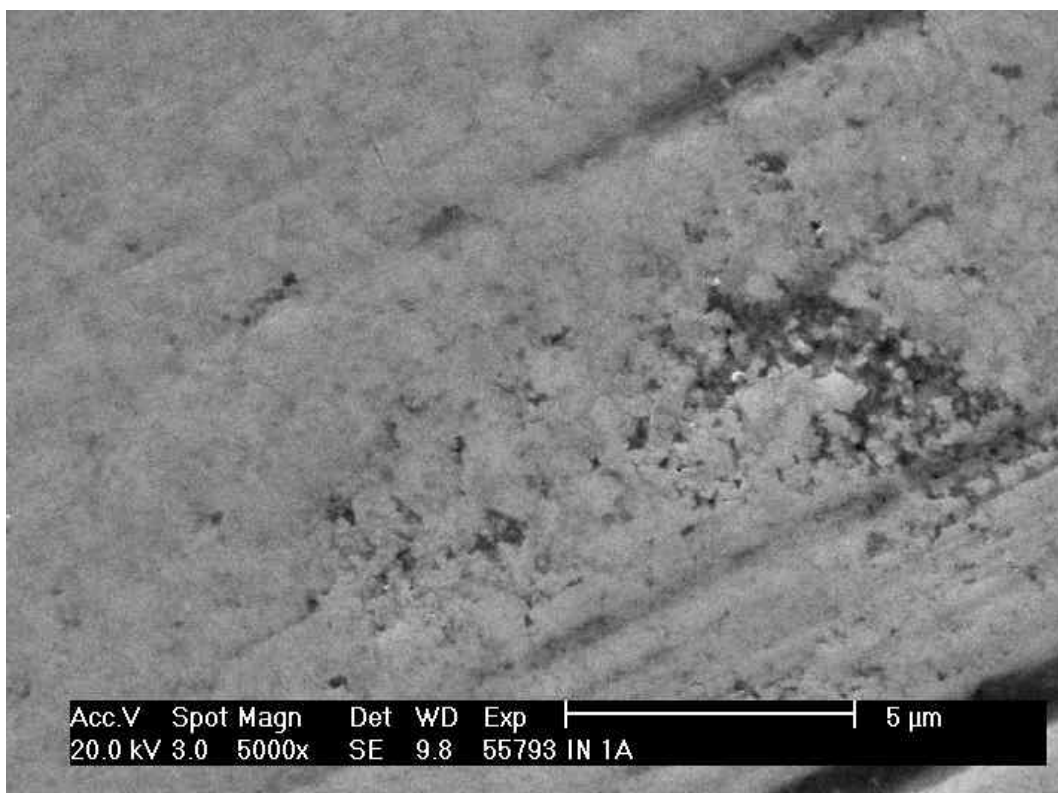
Obr. P1.2 Vzhled povrchu vzorku IN1 – povrch B (leštěno)



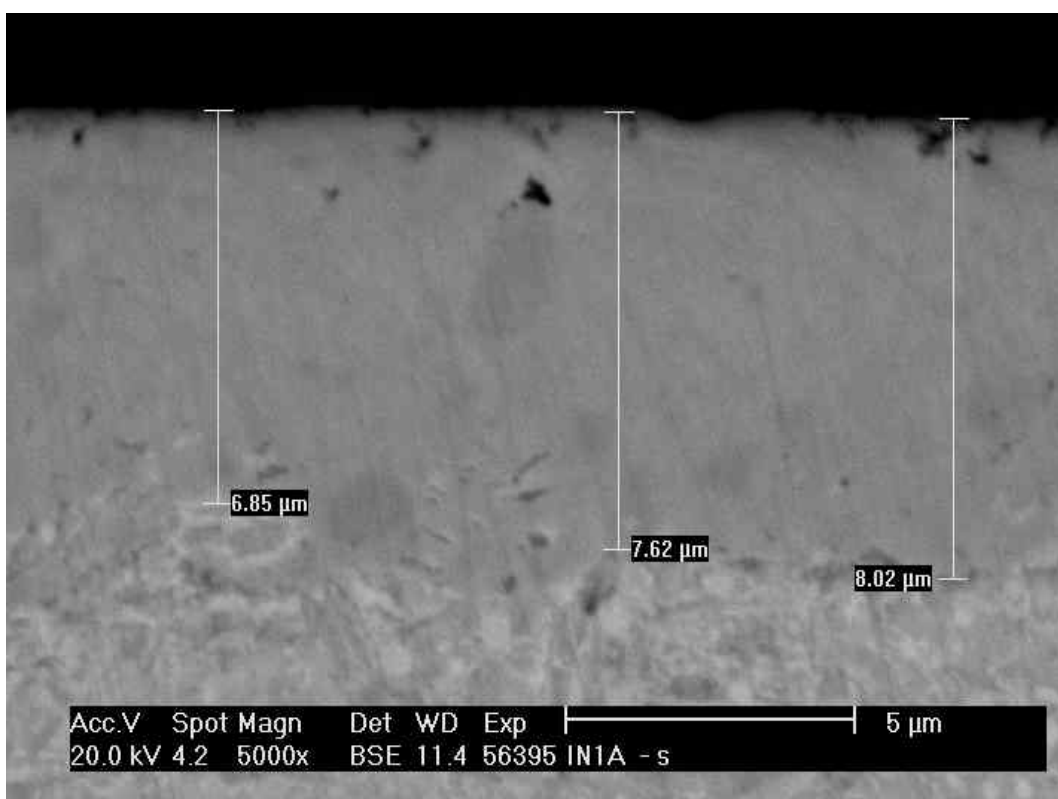
Obr. P1.3 Vzhled povrchu vzorku IN1B v místě bez opotřebení



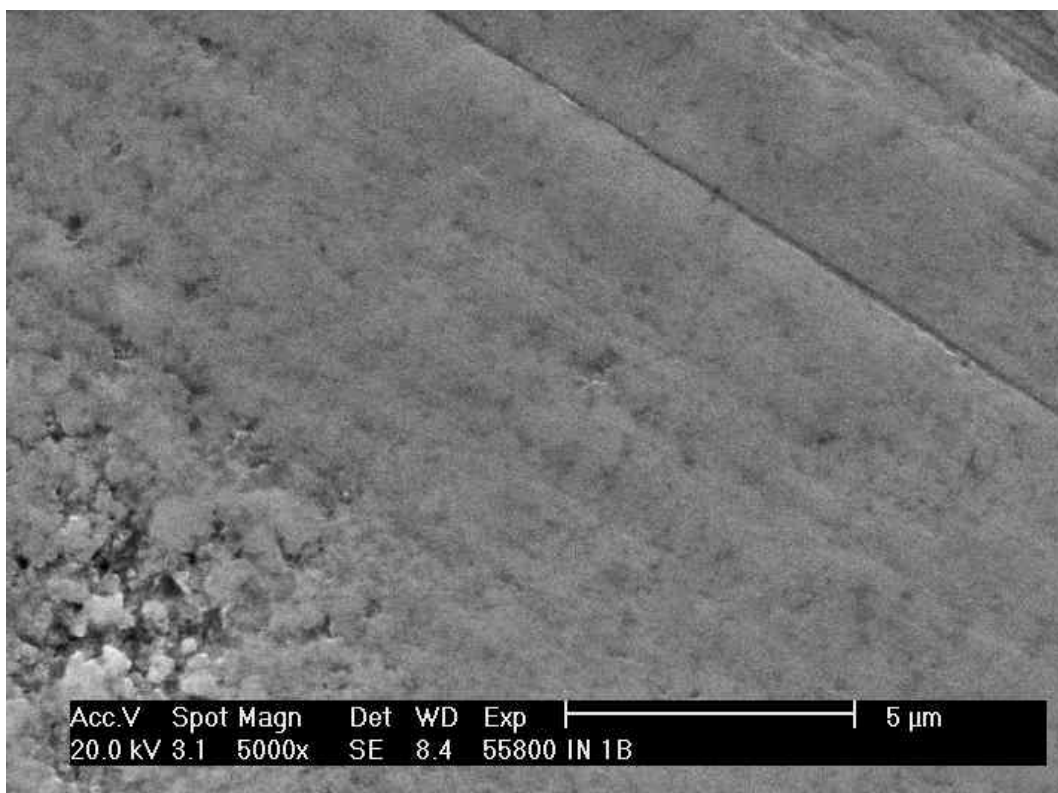
Obr. P1.4 Vzhled ionově nitrídané vrstvy vzorku IN1B
v řezu v místě bez opotřebení



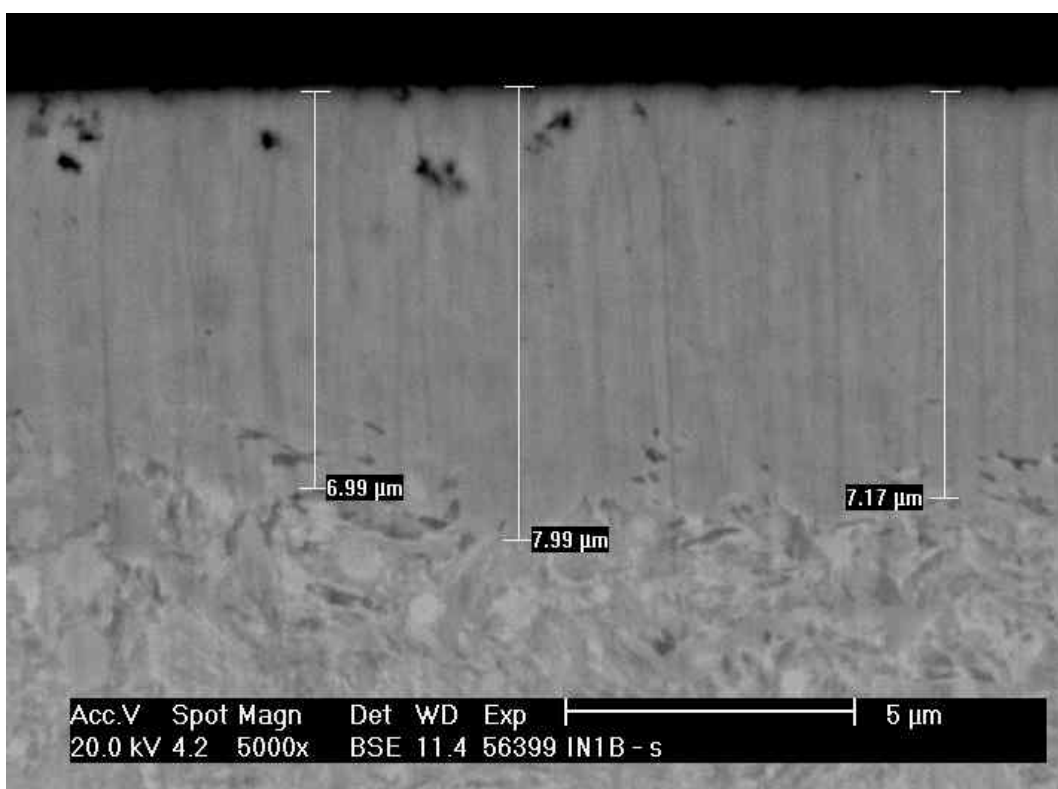
Obr. P1.5 Vzhled povrchu vzorku IN1A v místě opotřebení



Obr. P1.6 Vzhled iontově nitridované vrstvy vzorku IN1A v řezu v místě opotřebení

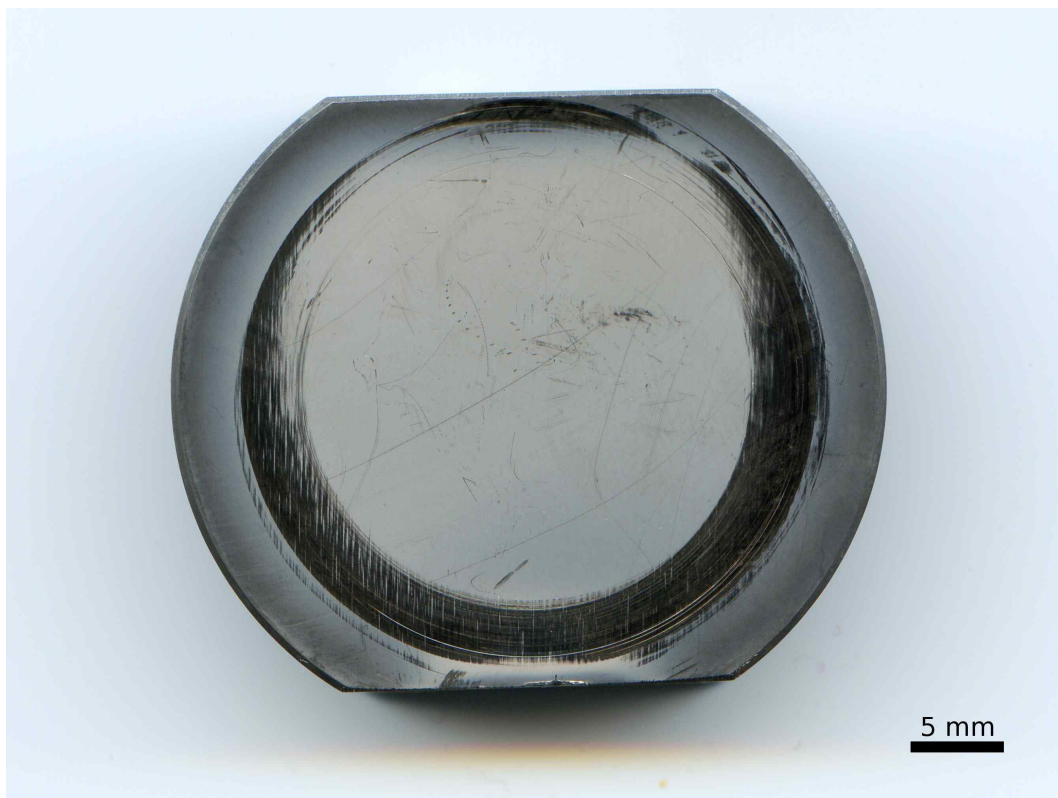


Obr. P1.7 Vzhled povrchu vzorku IN1B v místě opotřebení



Obr. P1.8 Vzhled iontově nitridované vrstvy vzorku IN1B
v řezu v místě opotřebení

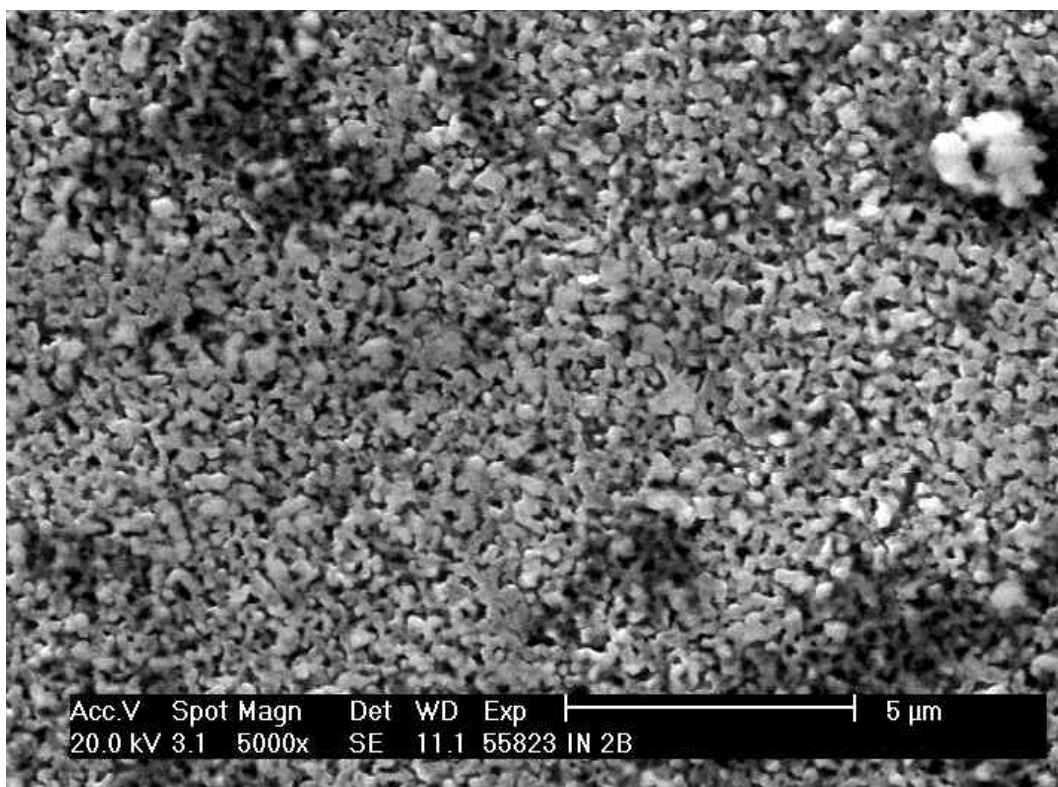
Vzorek IN2



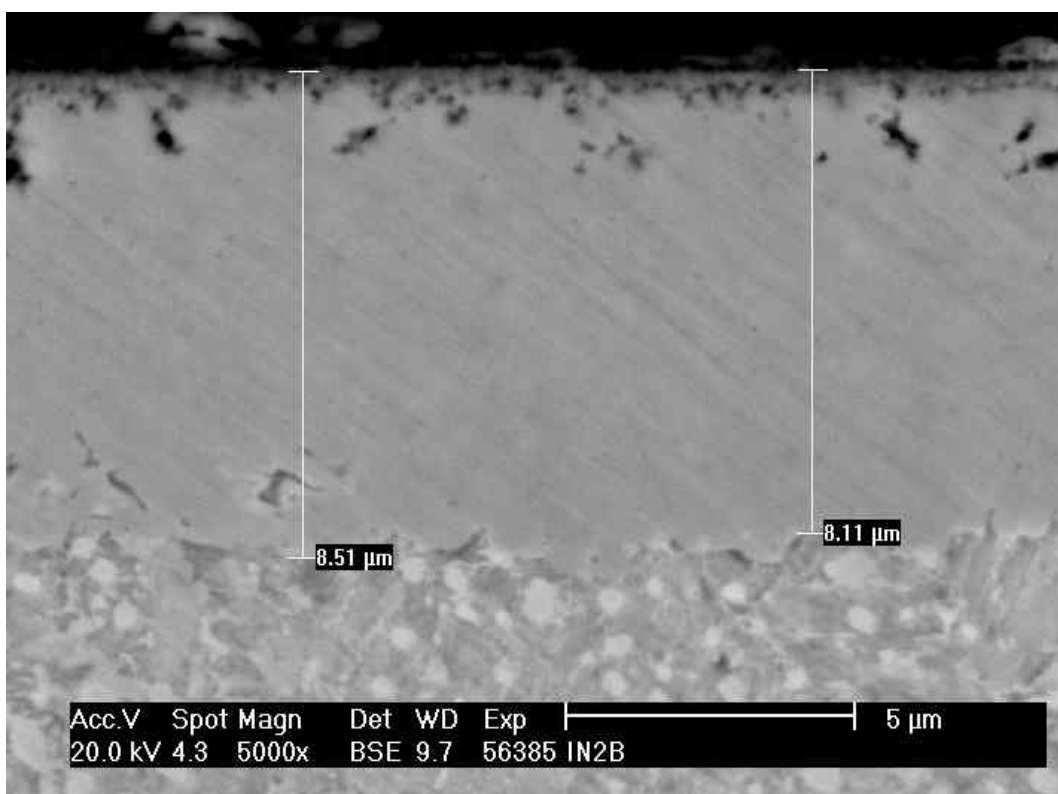
Obr. P2.1 Vzhled povrchu vzorku IN2 – povrch A (broušeno)



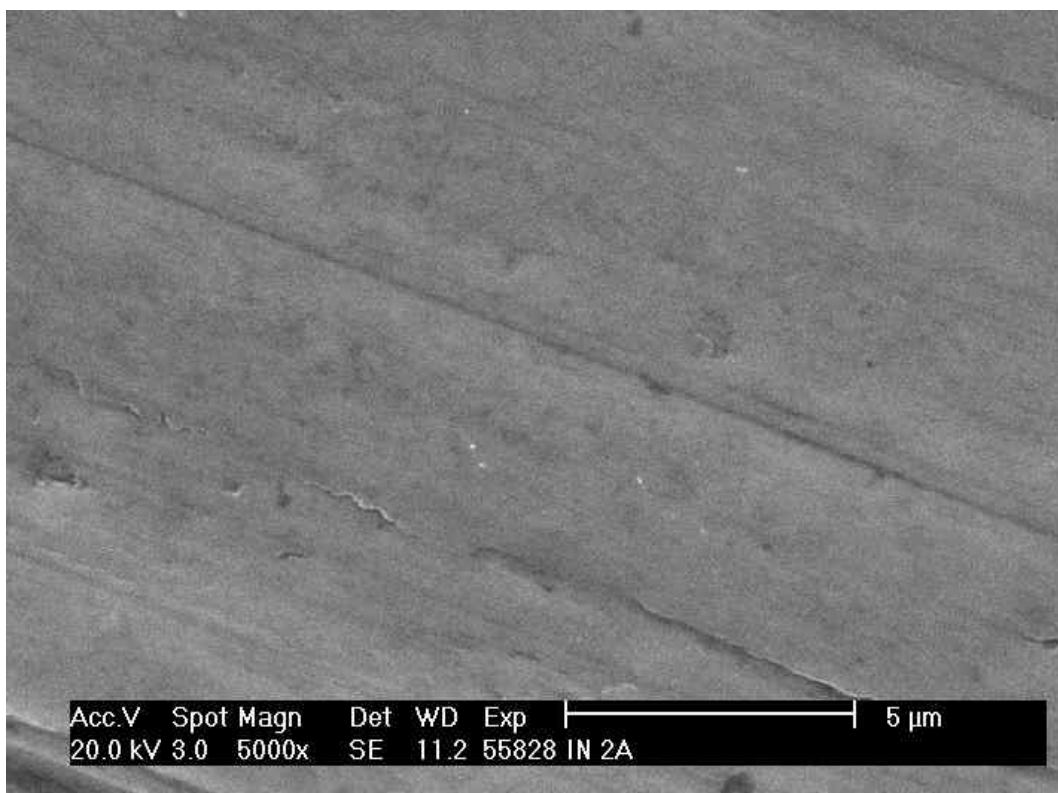
Obr. P2.2 Vzhled povrchu vzorku IN2 – povrch B (leštěno)



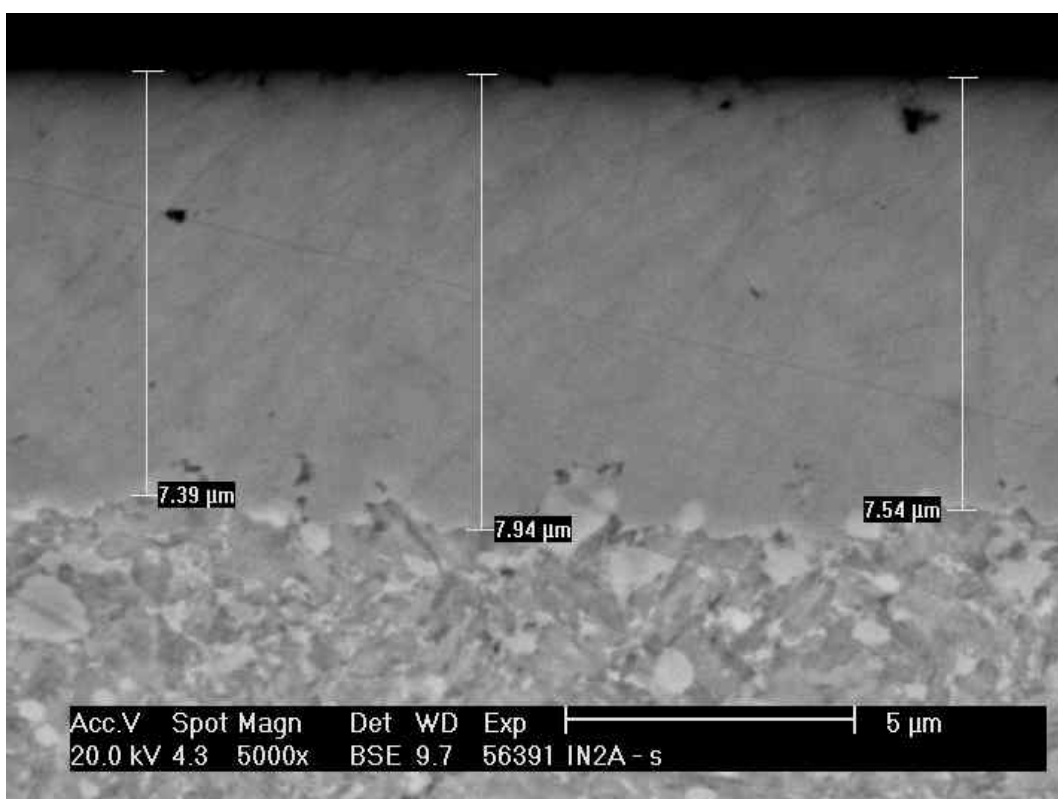
Obr. P2.3 Vzhled povrchu vzorku IN2B v místě bez opotřebení



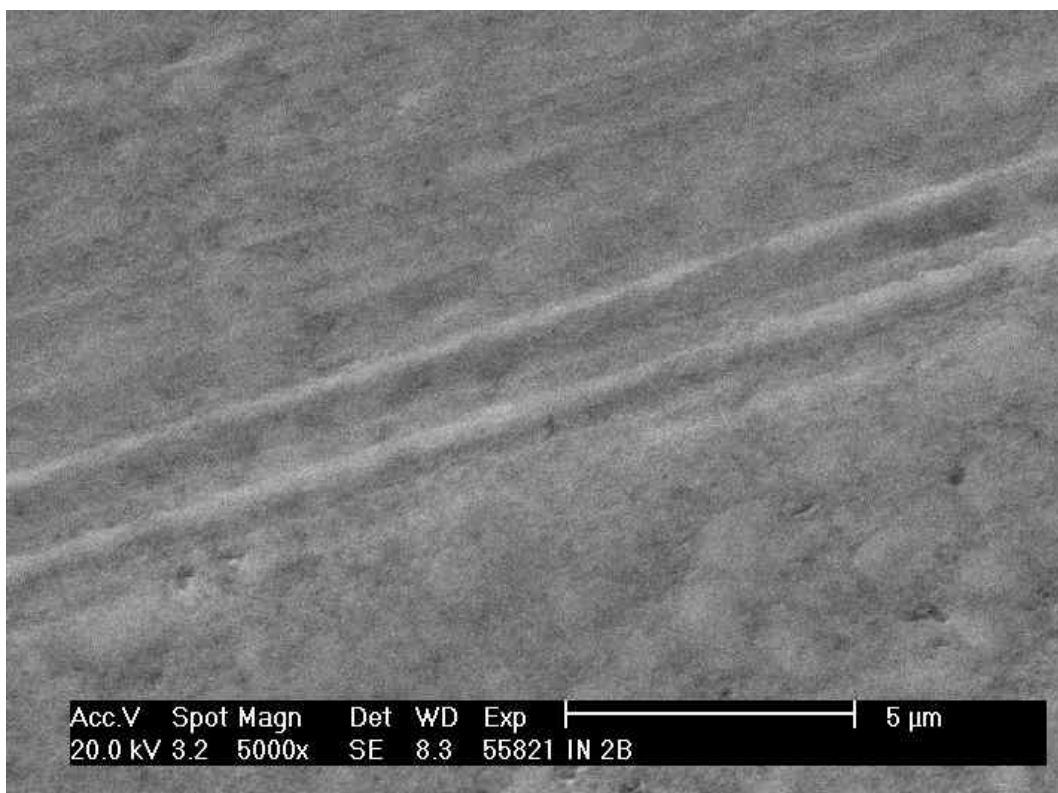
Obr. P2.4 Vzhled iontově nitridované vrstvy vzorku IN2B
v řezu v místě bez opotřebení



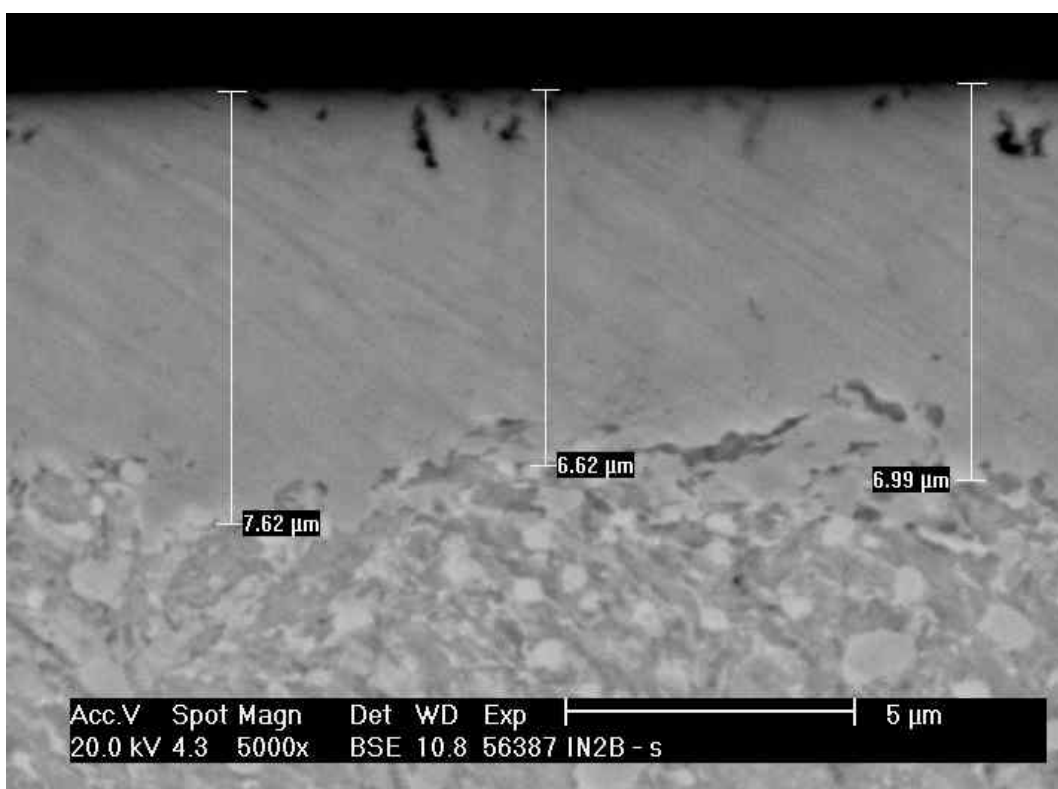
Obr. P2.5 Vzhled povrchu vzorku IN2A v místě opotřebení



Obr. P2.6 Vzhled ionově nitridované vrstvy vzorku IN2A
v řezu v místě opotřebení

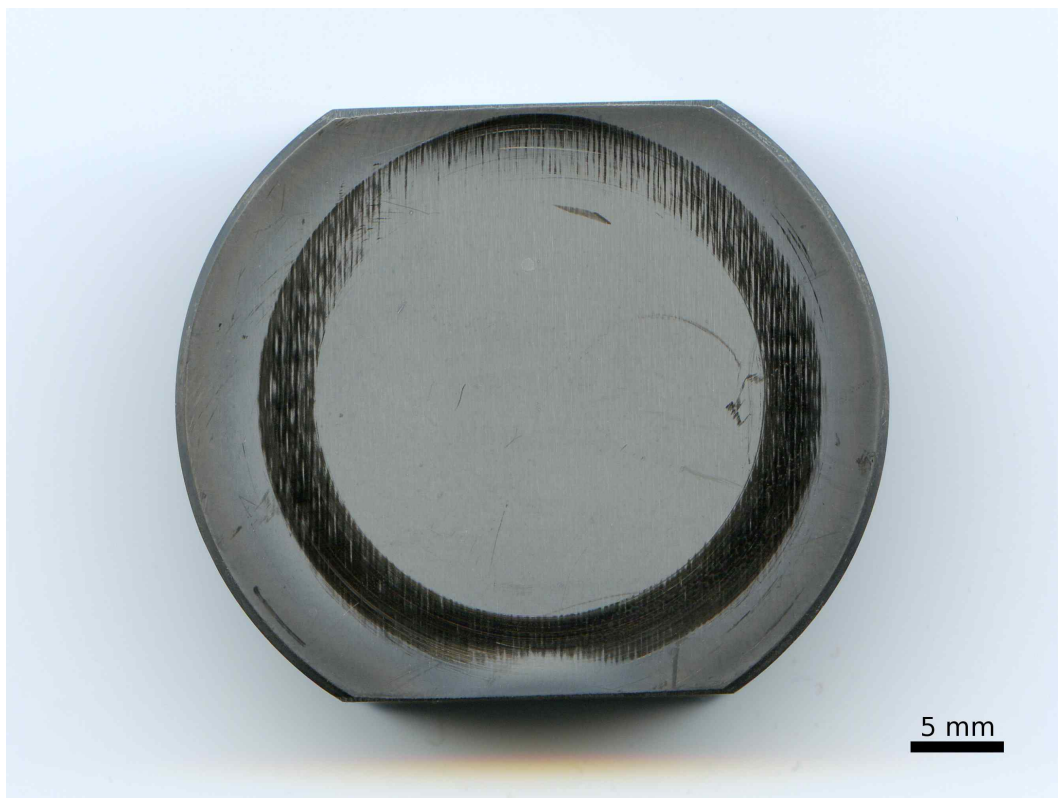


Obr. P2.7 Vzhled povrchu vzorku IN2B v místě opotřebení

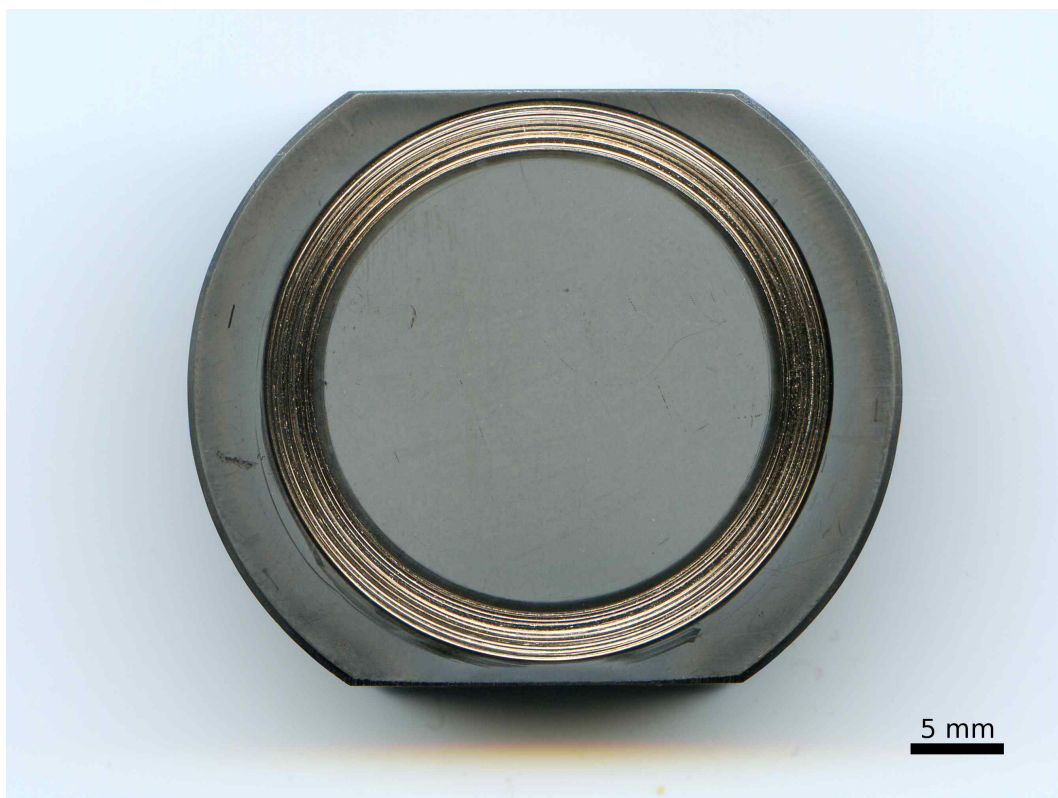


Obr. P2.8 Vzhled iontově nitridované vrstvy vzorku IN2B
v řezu v místě opotřebení

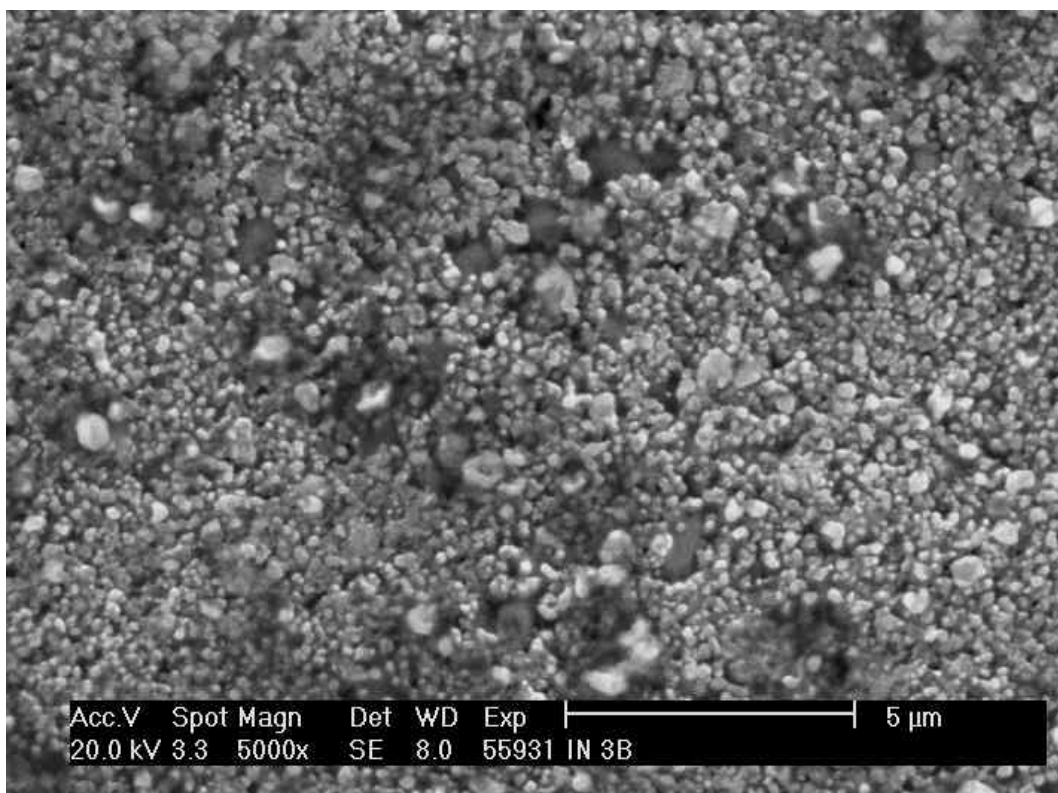
Vzorek IN3



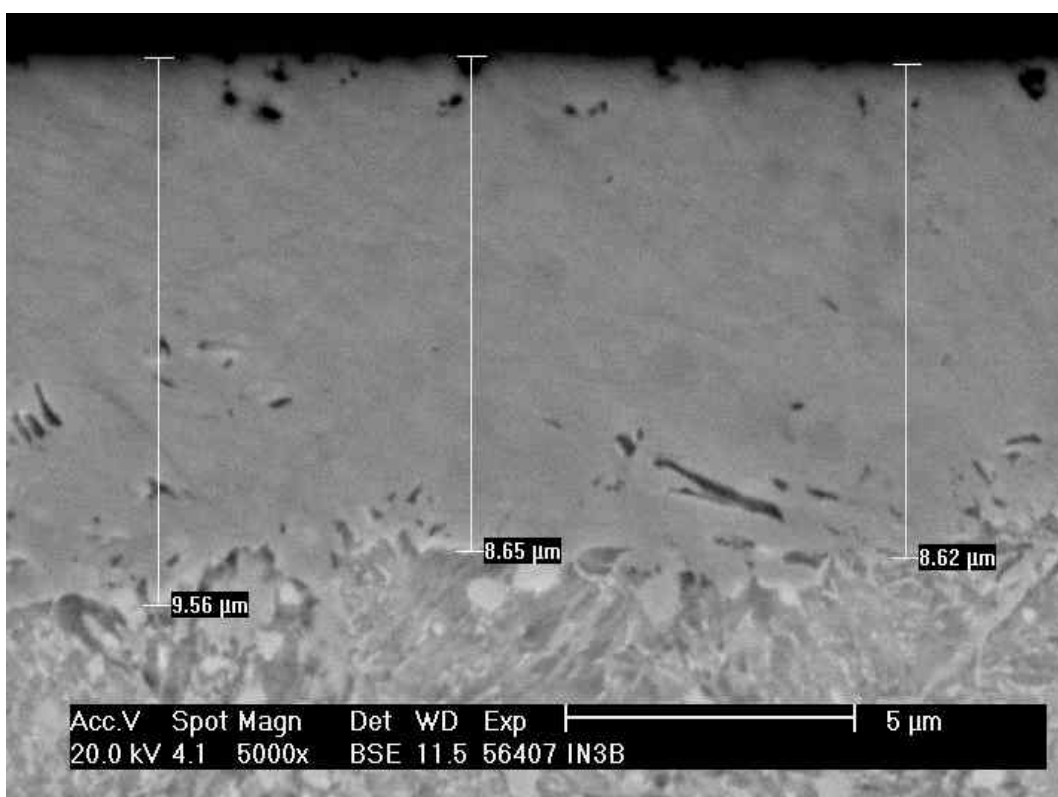
Obr. P3.1 Vzhled povrchu vzorku IN3 – povrch A (broušeno)



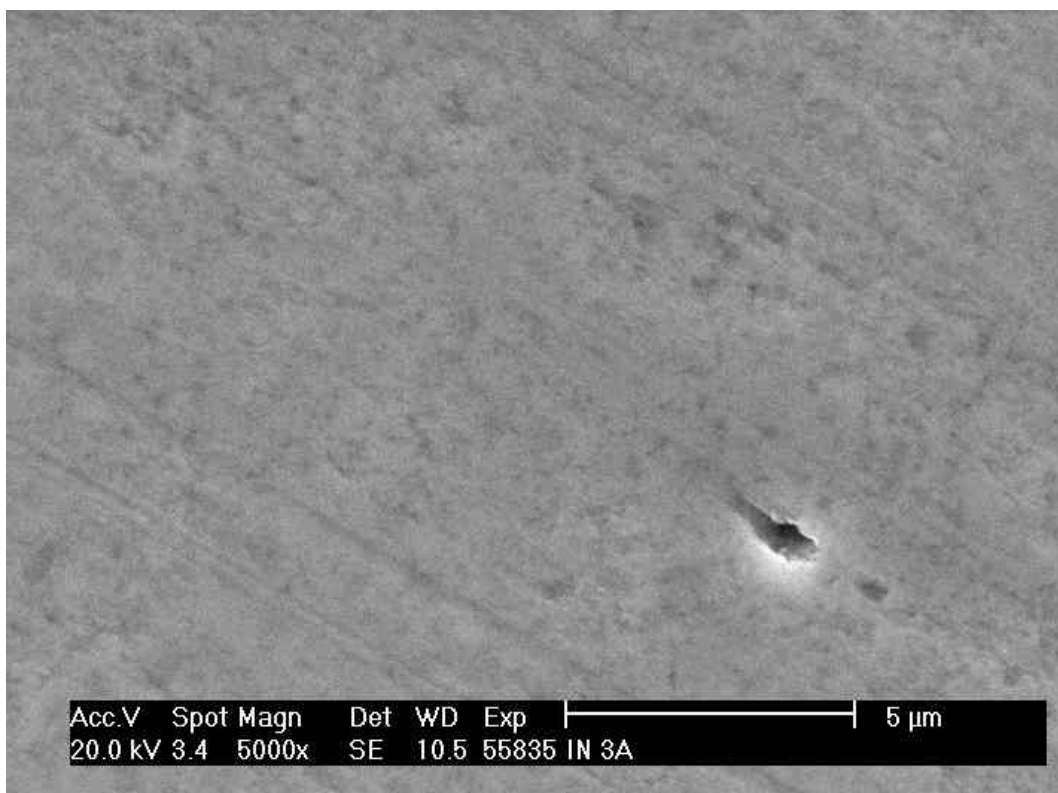
Obr. P3.2 Vzhled povrchu vzorku IN3 – povrch B (leštěno)



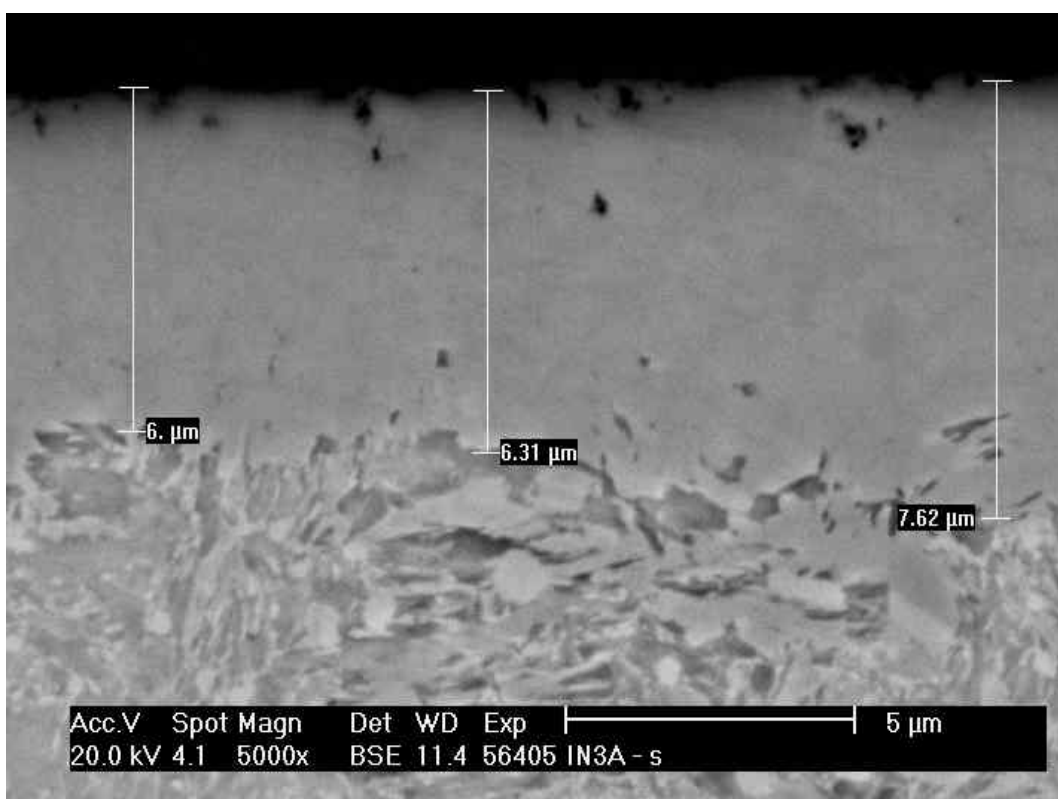
Obr. P3.3 Vzhled povrchu vzorku IN3B v místě bez opotřebení



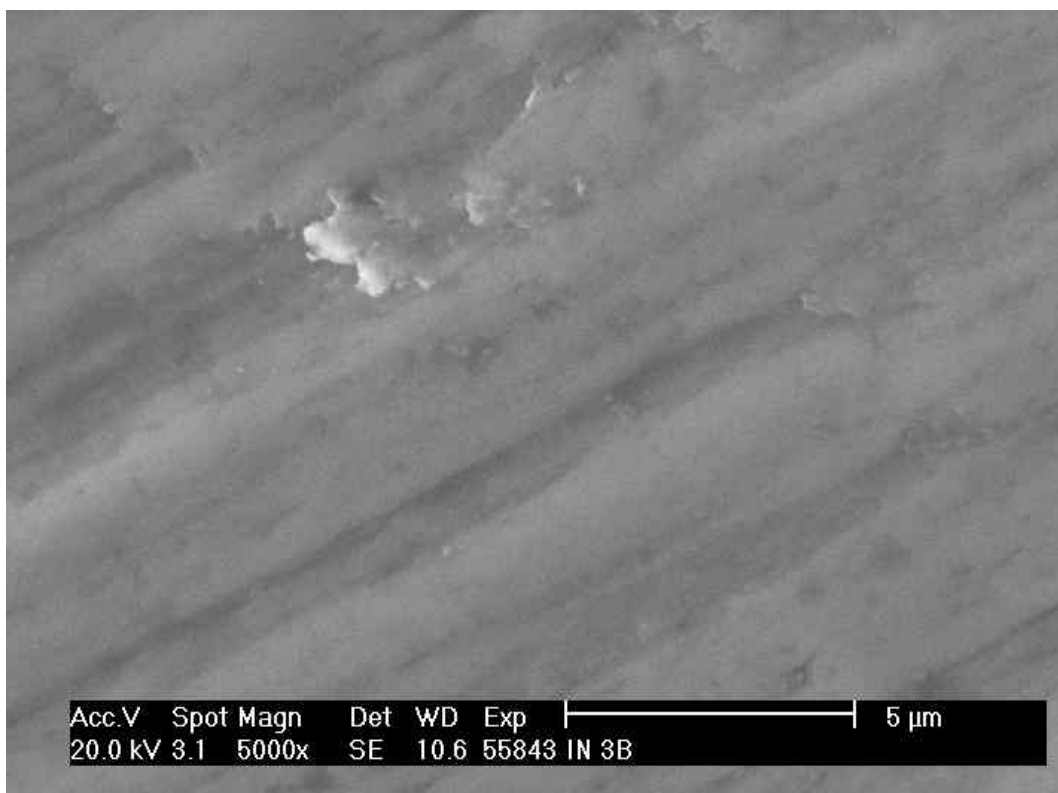
Obr. P3.4 Vzhled ionově nitridované vrstvy vzorku IN3B v řezu v místě bez opotřebení



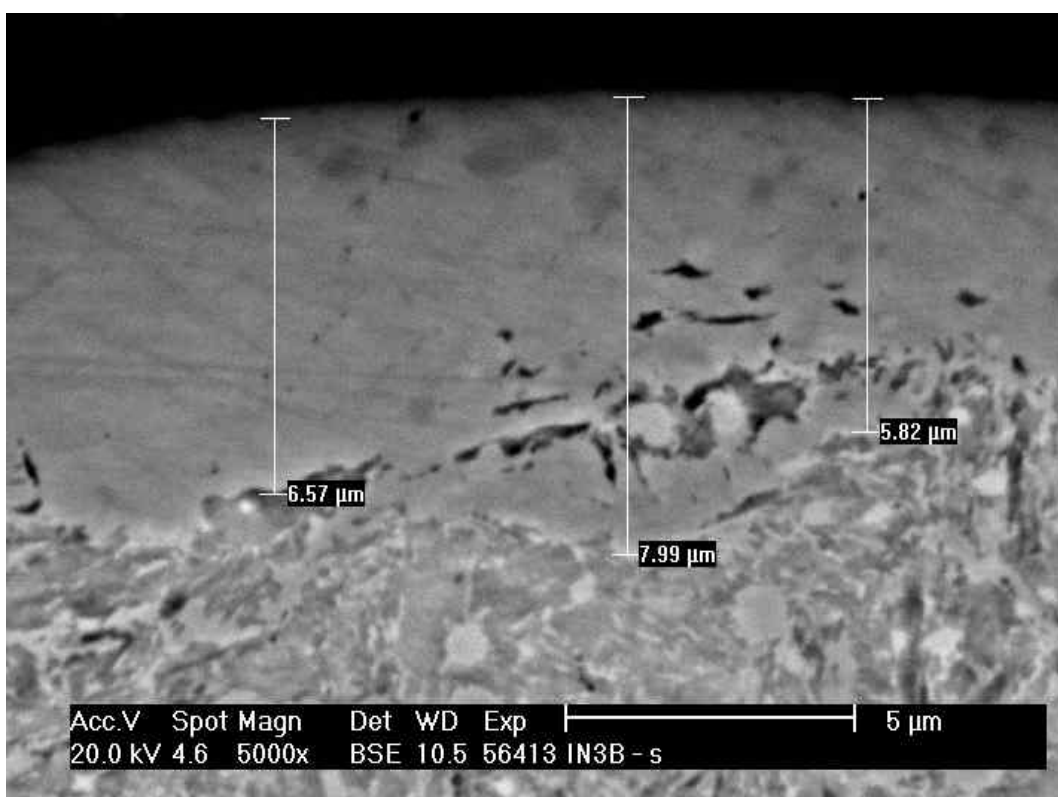
Obr. P3.5 Vzhled povrchu vzorku IN3A v místě opotřebení



Obr. P3.6 Vzhled ionově nitrídané vrstvy vzorku IN3A v řezu v místě opotřebení

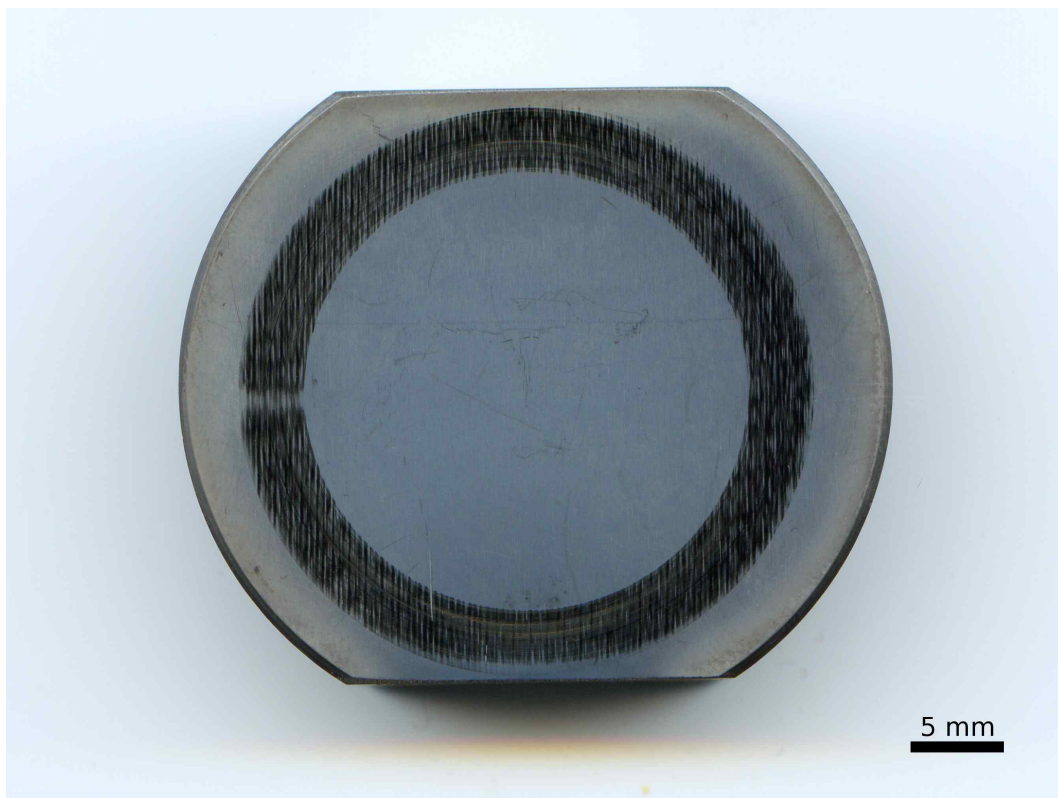


Obr. P3.7 Vzhled povrchu vzorku IN3B v místě opotřebení

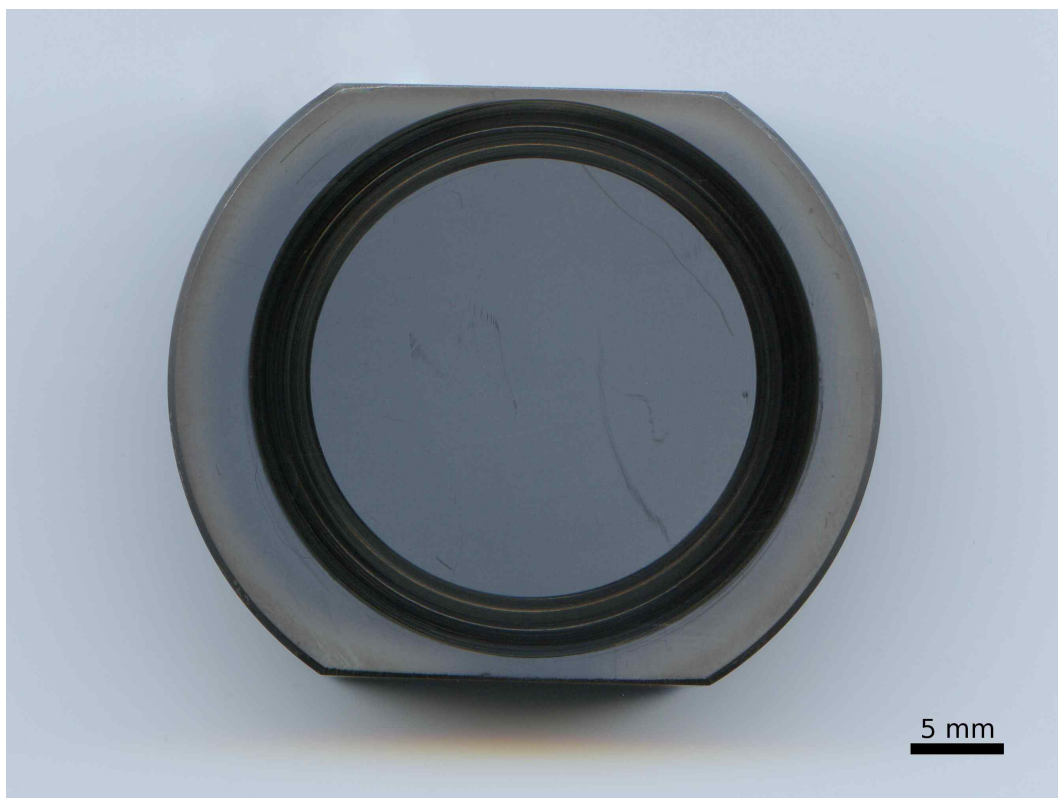


Obr. P3.8 Vzhled ionově nitridované vrstvy vzorku IN3B v řezu v místě opotřebení

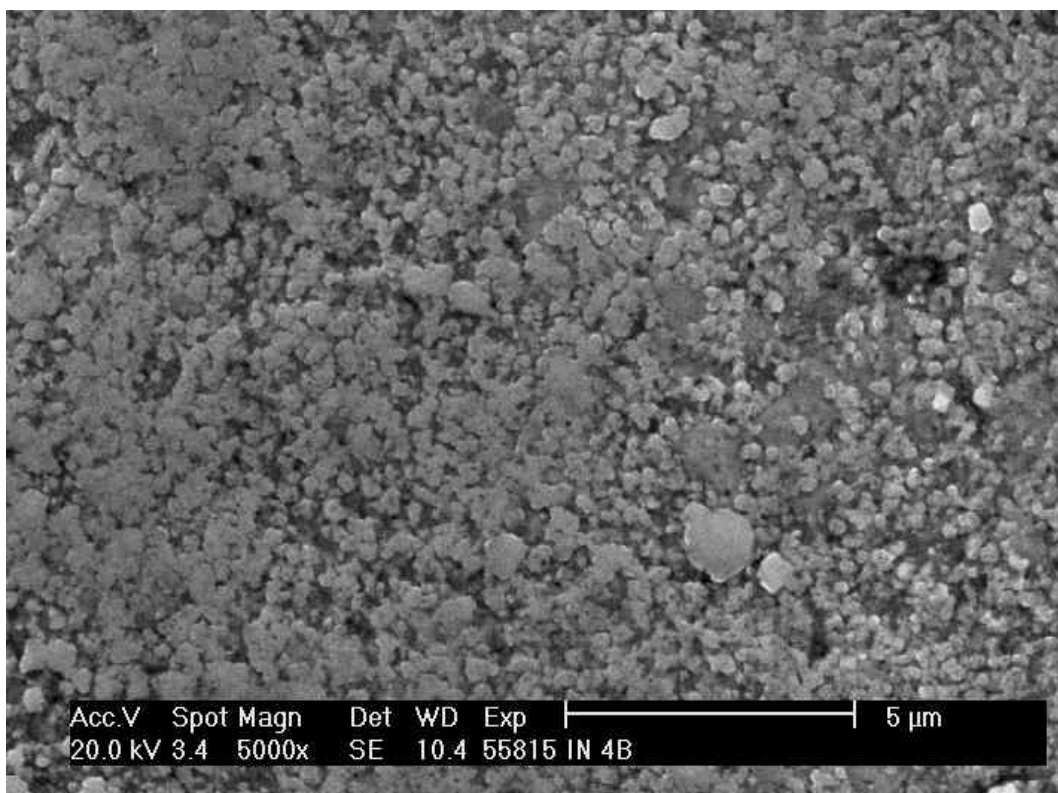
Vzorek IN4



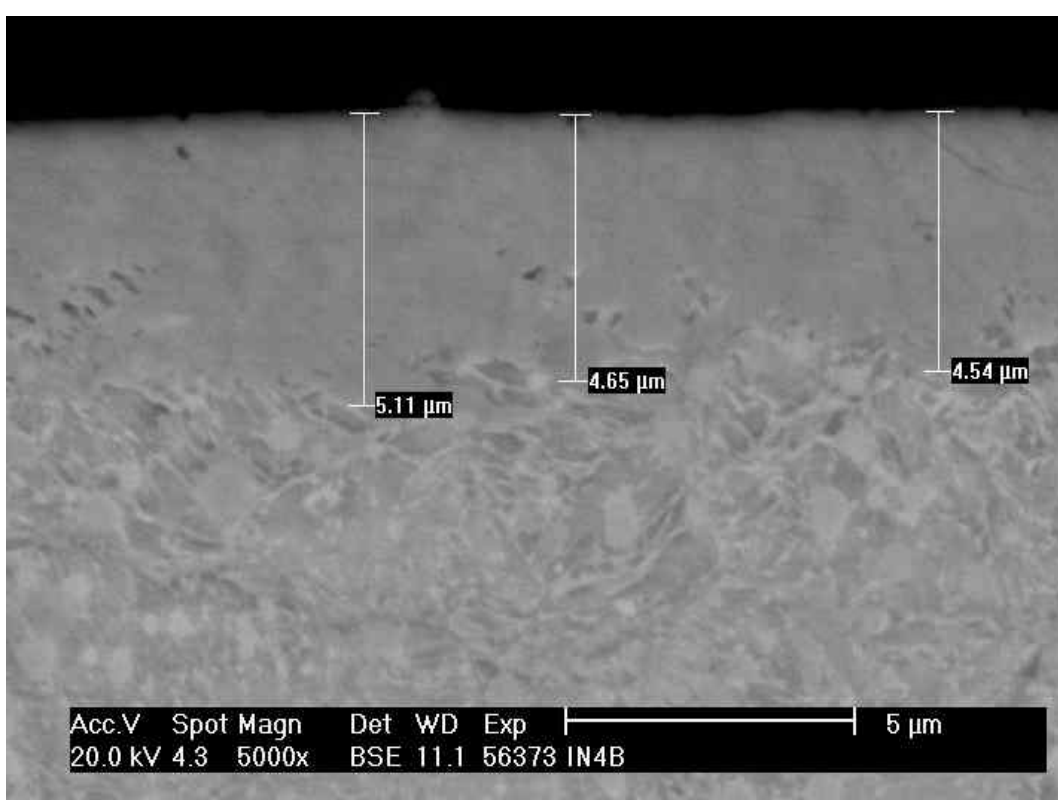
Obr. P4.1 Vzhled povrchu vzorku IN4 – povrch A (broušeno)



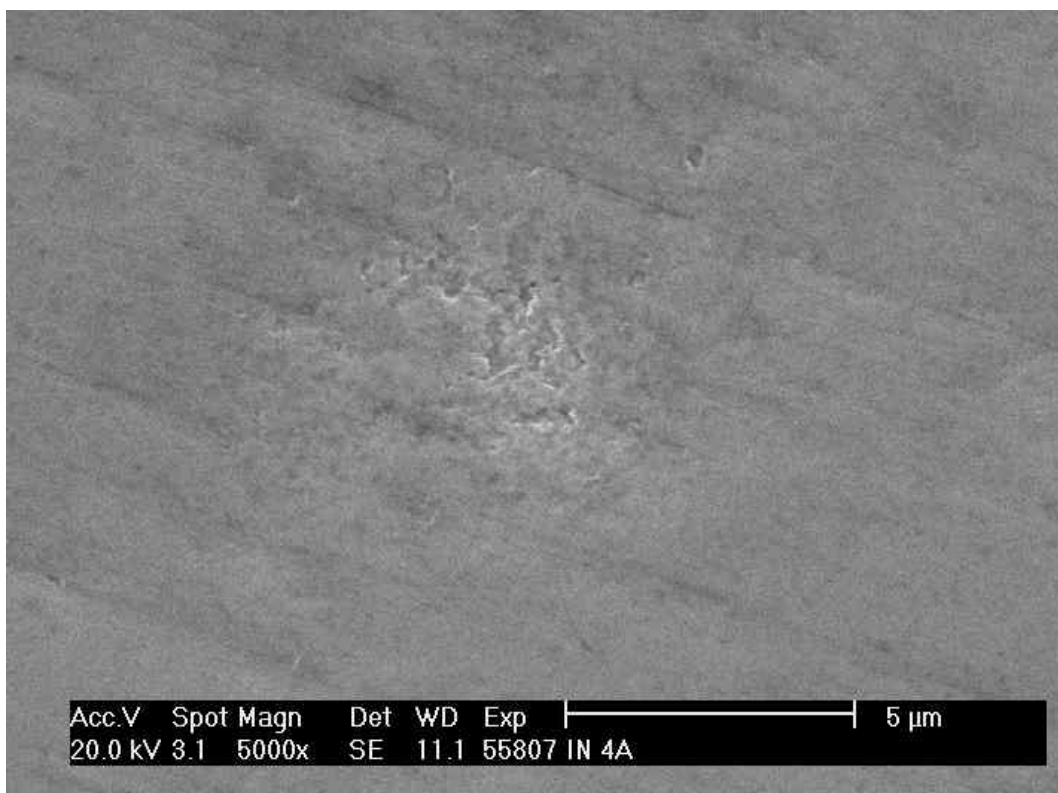
Obr. P4.2 Vzhled povrchu vzorku IN4 – povrch B (leštěno)



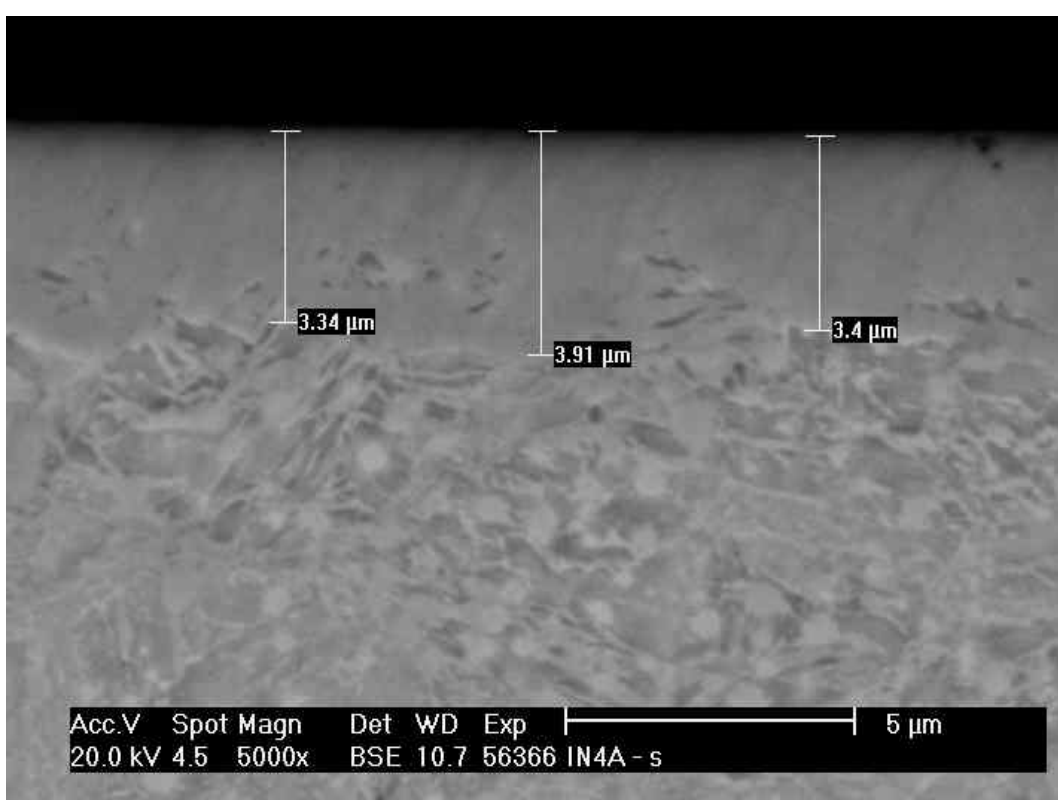
Obr. P4.3 Vzhled povrchu vzorku IN4B v místě bez opotřebení



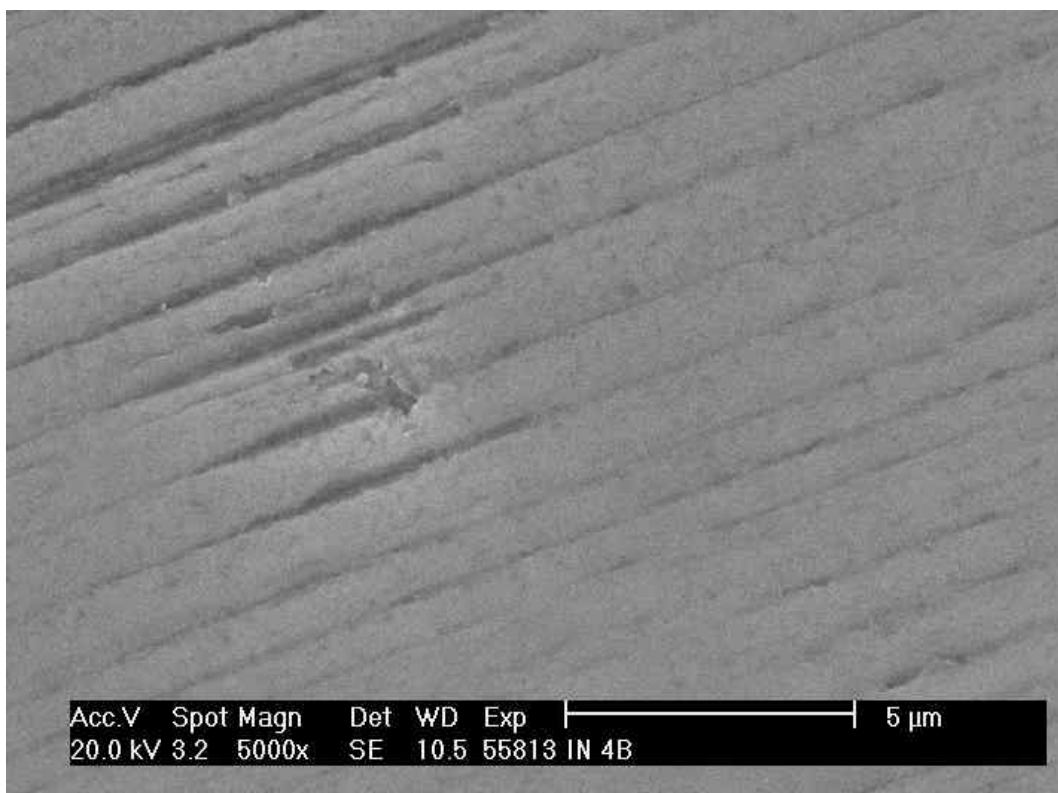
Obr. P4.4 Vzhled iontově nitridované vrstvy vzorku IN4B
v řezu v místě bez opotřebení



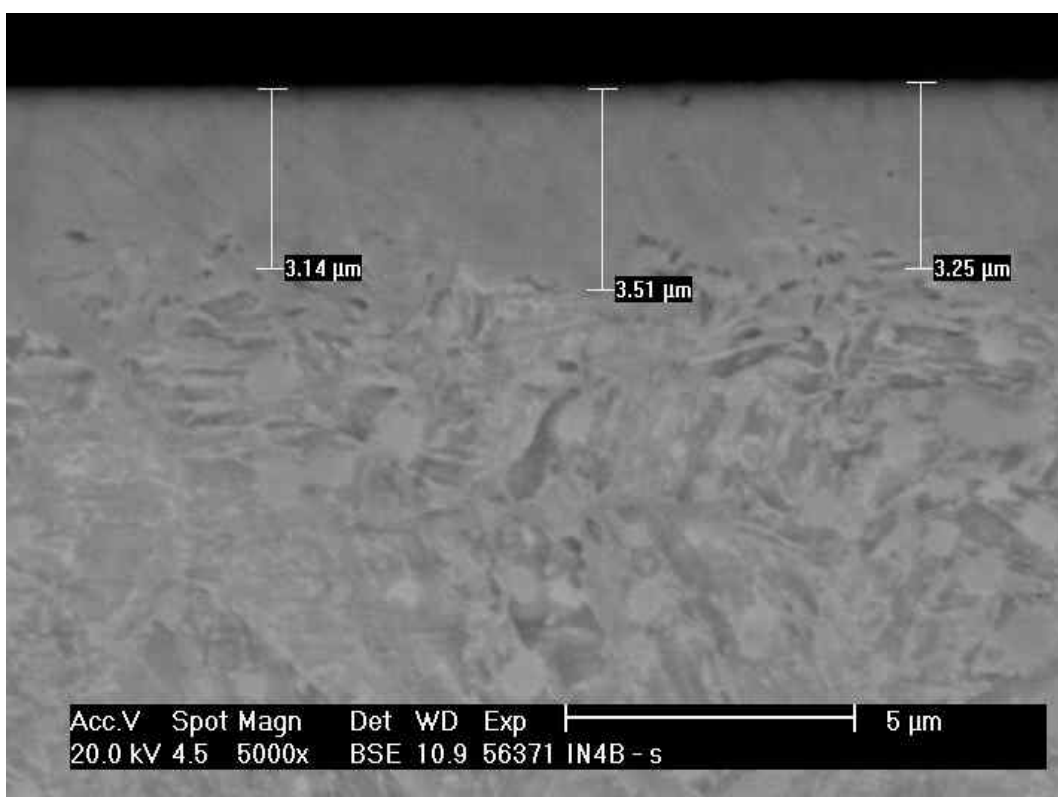
Obr. P4.5 Vzhled povrchu vzorku IN4A v místě opotřebení



Obr. P4.6 Vzhled iontově nitridované vrstvy vzorku IN4A v řezu v místě opotřebení

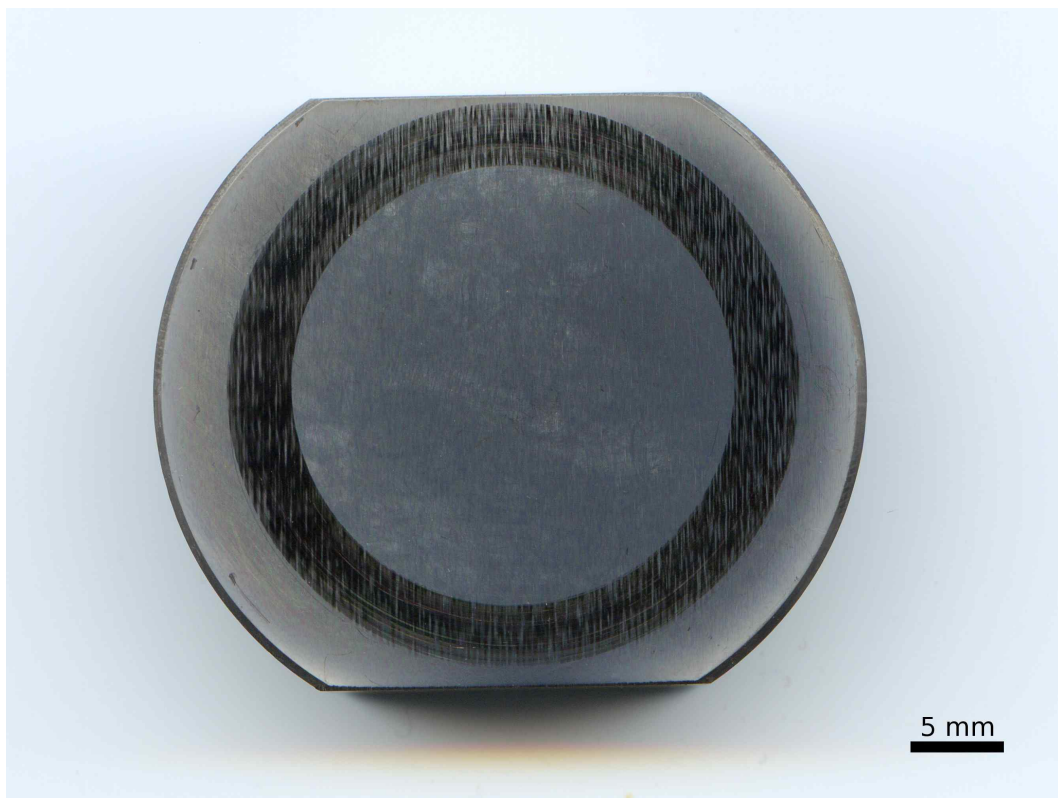


Obr. P4.7 Vzhled povrchu vzorku IN4B v místě opotřebení

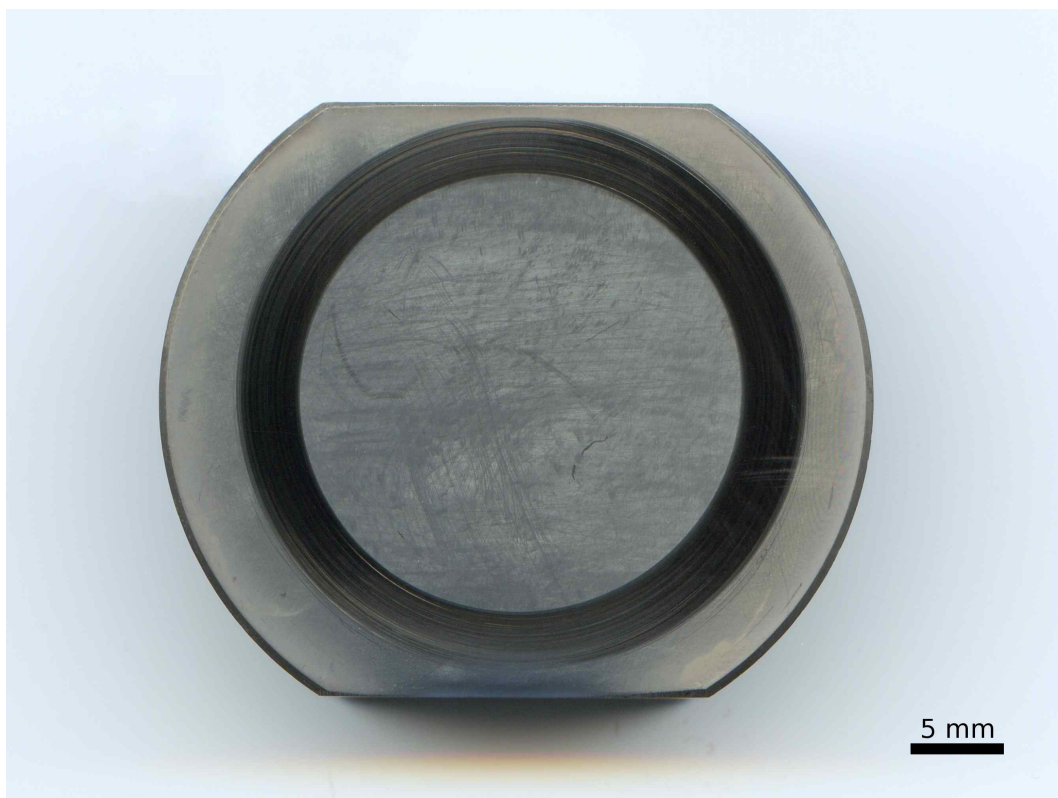


Obr. P4.8 Vzhled iontově nitridované vrstvy vzorku IN4B v řezu v místě opotřebení

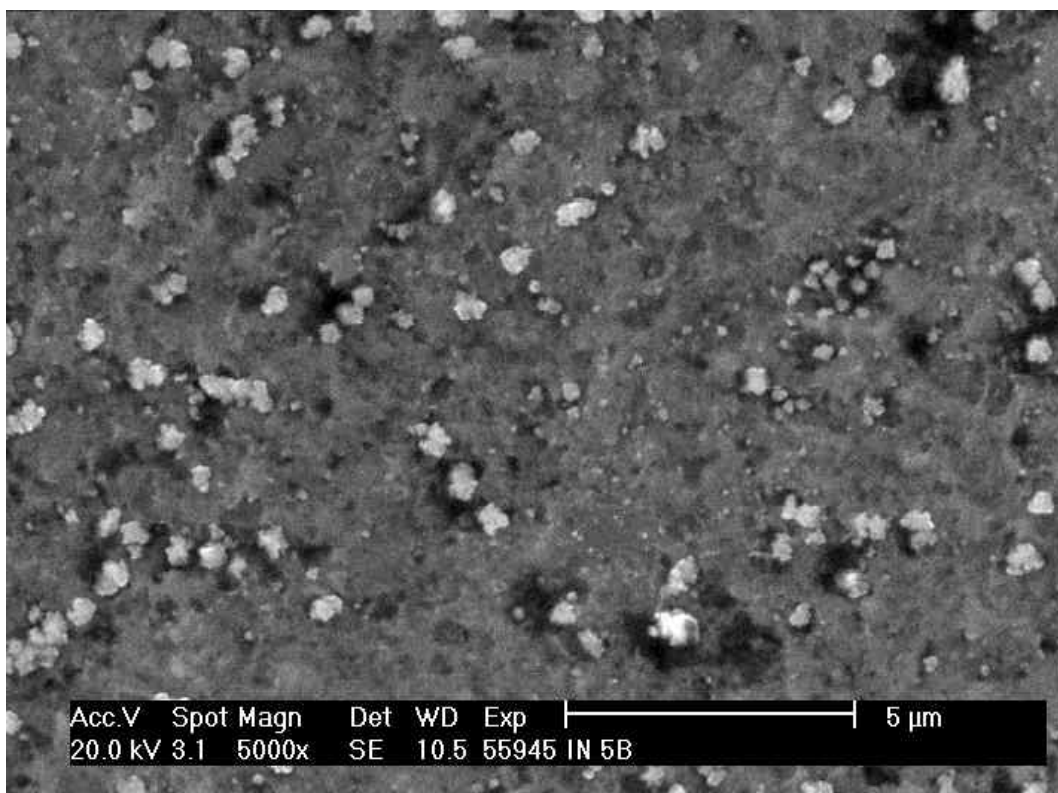
Vzorek IN5



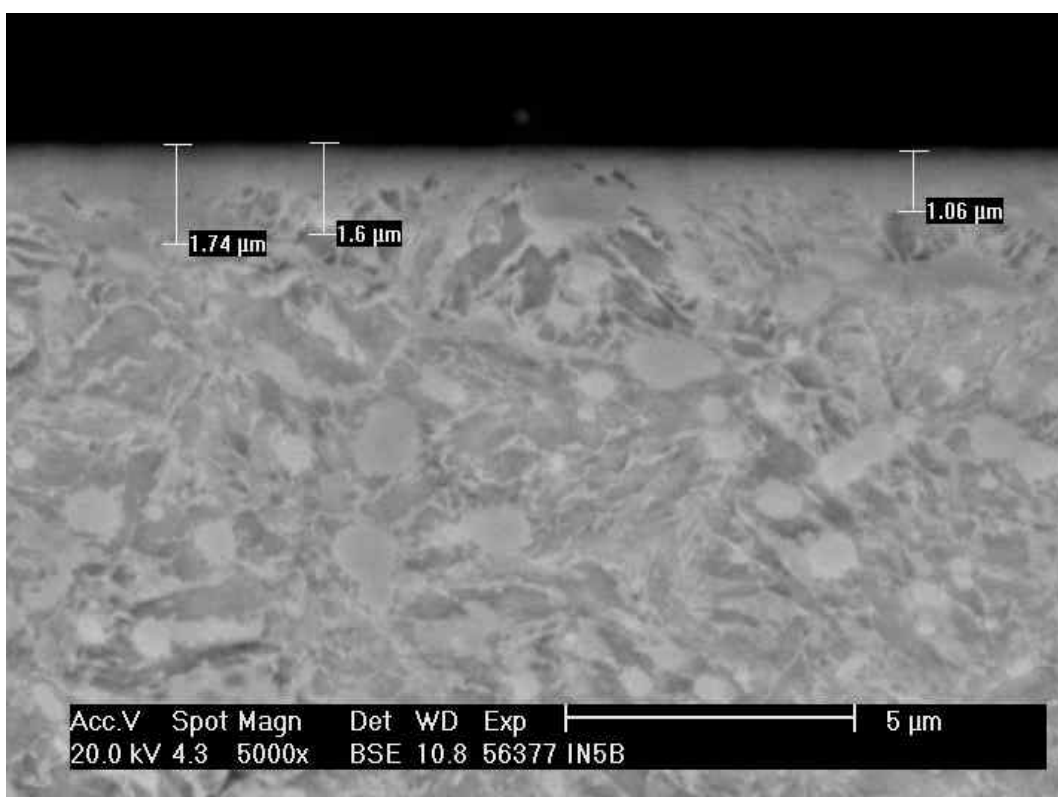
Obr. P5.1 Vzhled povrchu vzorku IN5 – povrch A (broušeno)



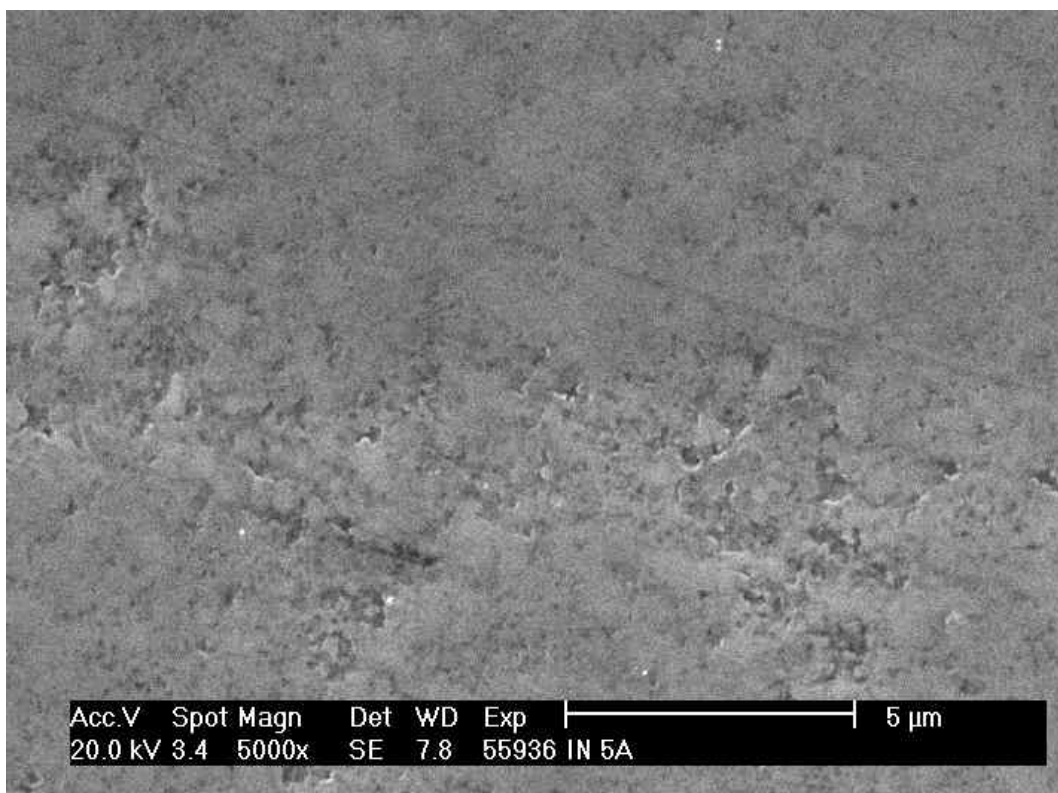
Obr. P5.2 Vzhled povrchu vzorku IN5 – povrch B (leštěno)



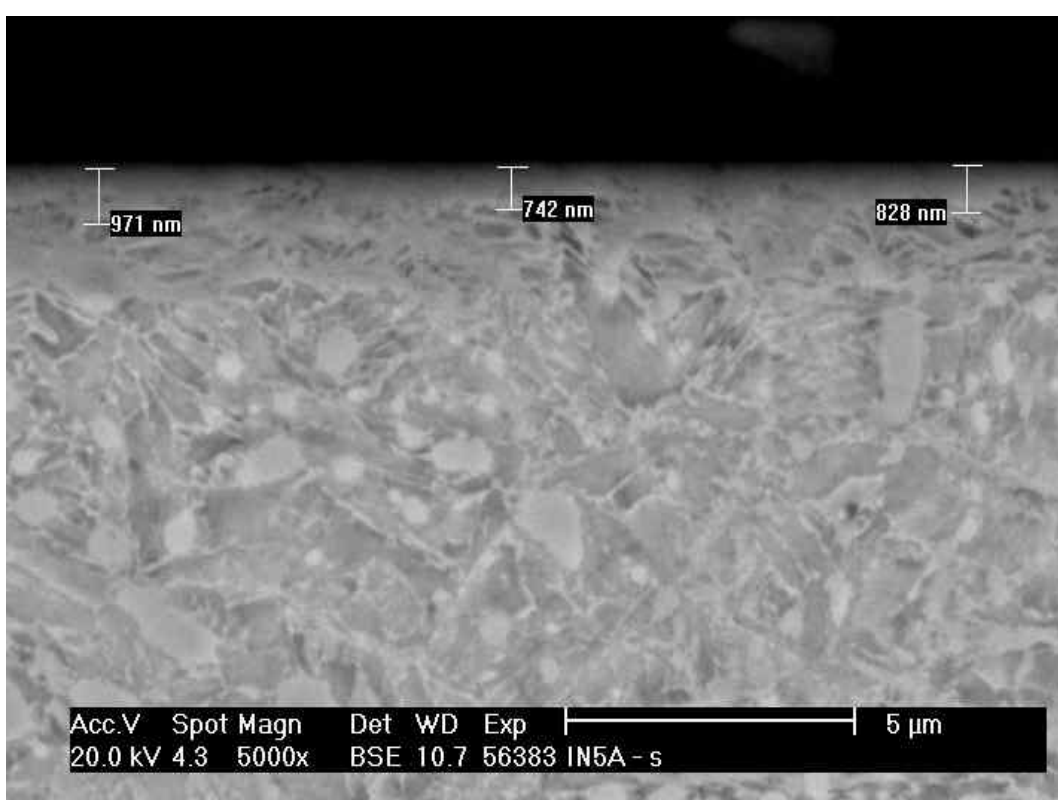
Obr. P5.3 Vzhled povrchu vzorku IN5B v místě bez opotřebení



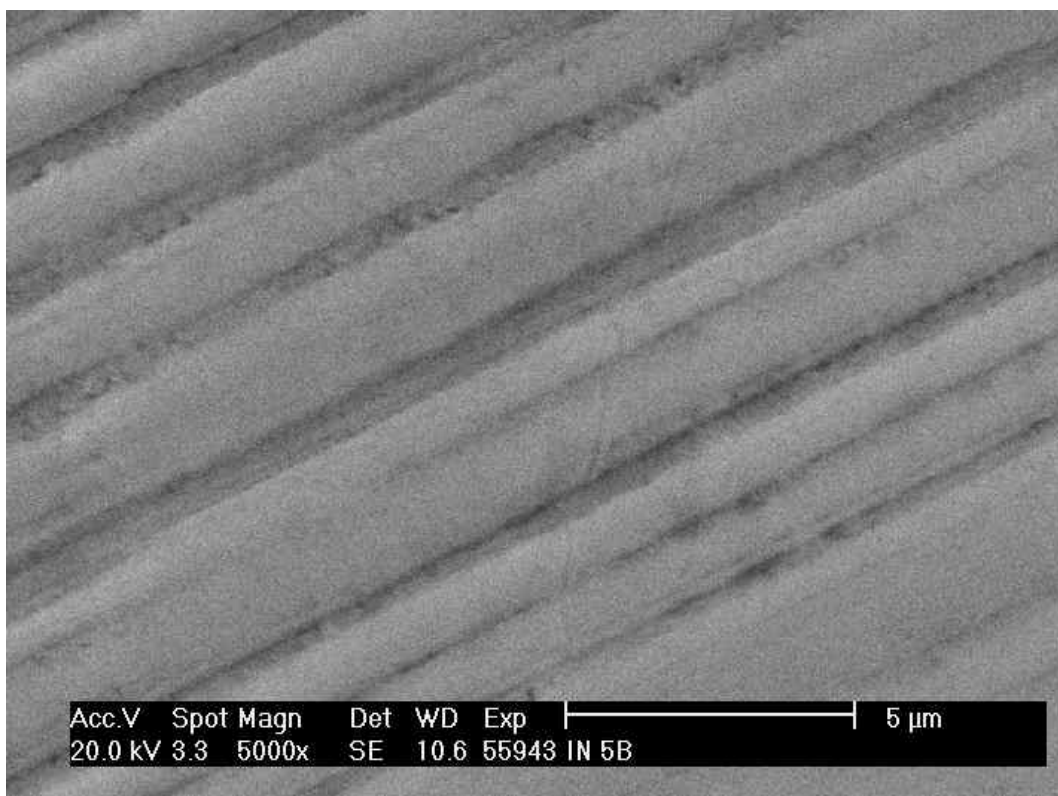
Obr. P5.4 Vzhled ionově nitrídané vrstvy vzorku IN5B
v řezu v místě bez opotřebení



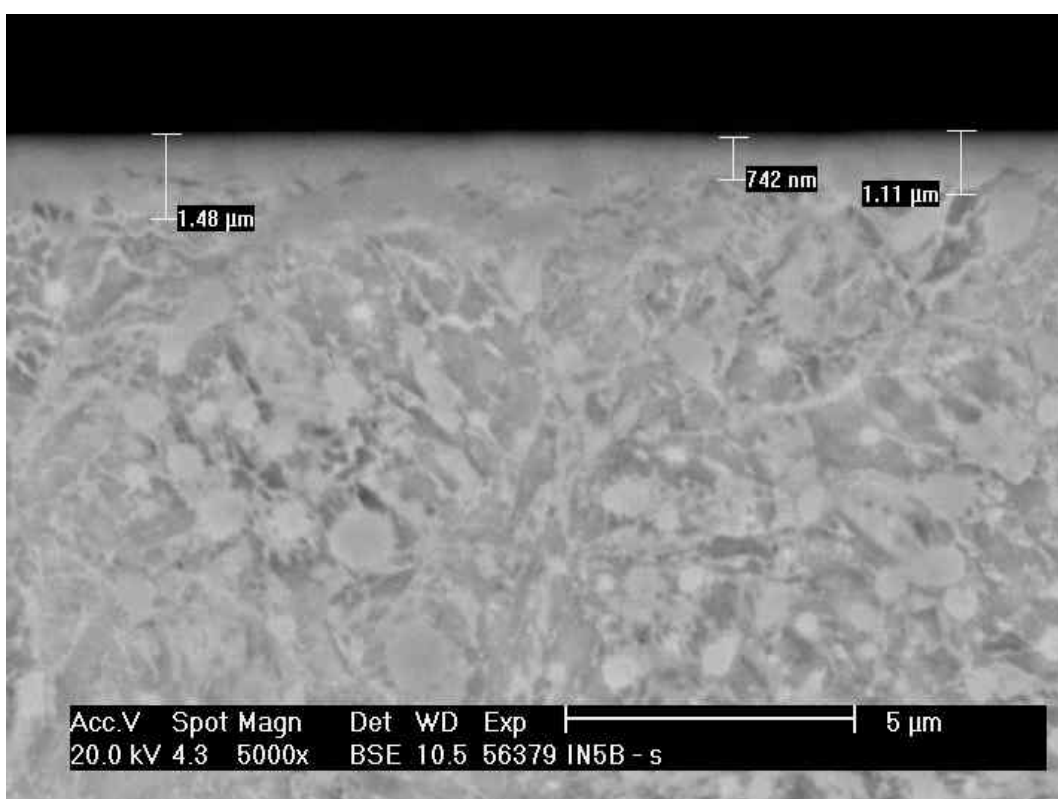
Obr. P5.5 Vzhled povrchu vzorku IN5A v místě opotřebení



Obr. P5.6 Vzhled iontově nitridované vrstvy vzorku IN5A v řezu v místě opotřebení



Obr. P5.7 Vzhled povrchu vzorku IN5B v místě opotřebení



Obr. P5.8 Vzhled iontově nitrované vrstvy vzorku IN5B
v řezu v místě opotřebení