

# TECHNICKÁ UNIVERZITA V LIBERCI



**Fakulta strojní**

**Katedra materiálu**

**Studijní program**

N 230 Strojní inženýrství

**Obor**

2303 T 002 Strojírenská technologie

**Zaměření**

Materiálové inženýrství

**Strukturní projevy provozní degradace ventilových  
austenitických ocelí**

**Structural changes of working degradation valves  
austenitic steels**

**KMT – 219**

**Bc. Martin Šnajdr**

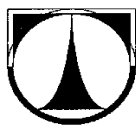
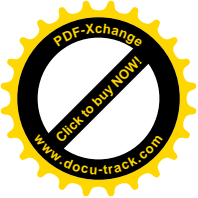
Vedoucí diplomové práce:

doc. Ing. Břetislav Skrbek, CSc.

Rozsah práce a příloh

Počet stran:	53
Počet příloh:	8
Počet obrázků:	28
Počet tabulek:	7

V Liberci květen 2006



**TECHNICKÁ UNIVERZITA V LIBERCI**  
**Fakulta strojní**

Katedra materiálu

Studijní rok: 2005/06

## **ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE**

Jméno a příjmení	<b>Bc. Martin Š N A J D R</b>
studijní program	<b>N 2301 Strojní inženýrství</b>
obor	<b>2303 T 002 Strojírenská technologie</b>
zaměření	<b>Materiálové inženýrství</b>

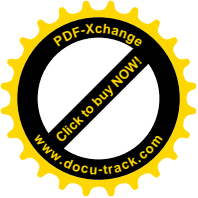
Ve smyslu zákona č. 111/1998 Sb. o vysokých školách se Vám určuje diplomová práce na téma:

### **STRUKTURNÍ PROJEVY PROVOZNÍ DEGRADACE VENTILOVÝCH AUSTENITICKÝCH OCELÍ**

#### **Zásady pro vypracování:**

(uveďte hlavní cíle magisterské práce a doporučené metody pro vypracování)

1. Prostudujte předchozí práce o změnách vlastností provozní expozicí austenitických ocelí.
2. Seznamte se s metodami pozorování struktury, RTG difrakční analýzy, magnetooptické metalografie.
3. Zvolte vhodné vzorky a metody a proveďte rozbory.
4. Vyvoďte souvislosti mezi strukturními a fyzikálně-mechanickými projevy degradace



Forma zpracování diplomové práce:

- průvodní zpráva v rozsahu 40 - 50 stran
- přílohy

Seznam literatury (uved'te doporučenou odbornou literaturu):

- [1] JAKUBÍK,D.: Změny mechanických vlastností austenitické ventilové oceli, Diplomová práce, TUL 1999
- [2] KRÁLÍK,M.: Provozní změny struktury a fyzikálních vlastností austenitické ventilové oceli, Diplomová práce , TUL 1999
- [3] MALÝ,J.: Změny akustických a magnetických vlastností ventilových ocelí provozní tepelnou zátěží, Bakalářská práce TUL, 2002

Vedoucí diplomové práce: doc. Ing. Břetislav Skrbek, CSc.  
Konzultant diplomové práce:

L.S.

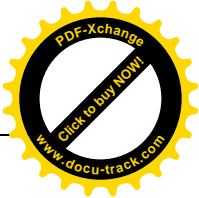
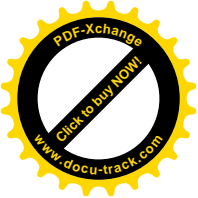
prof. RNDr.Petr ŠPATENKA,CSc.  
vedoucí katedry

doc. Ing. Petr LOUDA, CSc.  
děkan

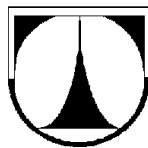
V Liberci dne 31.10. 2005

---

Platnost zadání diplomové práce je 15 měsíců od výše uvedeného data (v uvedeném lhůtě je třeba podat přihlášku ke SZZ). Termíny odevzdání diplomové práce jsou určeny pro každý studijní rok a jsou uvedeny v harmonogramu výuky.



# TECHNICKÁ UNIVERZITA V LIBERCI



**Katedra materiálu FS**

Hálkova 6, 461 17 Liberec

## ANOTACE

<b>FAKULTA:</b>	Strojní
<b>KATEDRA:</b>	Materiálu
<b>STUDIJNÍ PROGRAM:</b>	N 230 Strojní inženýrství
<b>OBOR:</b>	2303 T 002 Strojírenská technologie
<b>ZAMĚŘENÍ:</b>	Materiálové inženýrství
<b>ZPRACOVAL:</b>	Martin Šnajdr
<b>TÉMA PRÁCE:</b>	Strukturní projevy provozní degradace ventilových austenitických ocelí
<b>VEDOUCÍ DP:</b>	doc. Ing. Břetislav Skrbek, CSc.
<b>KLÍČOVÁ SLOVA:</b>	degradace, austenitická ocel, ventilová ocel, změny struktury

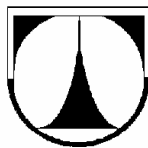
Tato práce se zabývá strukturními změnami austenitických ventilových ocelí během provozu ve spalovacích motorech společnosti TEDOM, s.r.o..

V teoretické části je vysvětlena funkce ventilů, materiály používané pro výrobu ventilů, mechanismy probíhající v materiálech při teplotní a mechanické expozici a metody zkoumání struktury ocelí.

V praktické části jsou popsány a vyhodnoceny analýzy hodnocení struktury RTG difrakční metodou, metodou magneto-optické metalografie a metodou měření remanentního magnetismu.



# TECHNICAL UNIVERSITY LIBEREC



FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

DEPARTMENT OF MATERIAL

Hálkova 6, 461 17 Liberec

## ANNOTATION

**STUDYING PROGRAMME:** N 230 Mechanical Engineering  
**FIELD:** 2303 T 002 Engineering technology  
**SPECIALIZATION:** Material Engineering  
**AUTHOR:** Martin Šnajdr  
**THEMA OF THESIS:** Structural features of working degradation valves austenitic steels

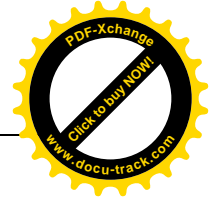
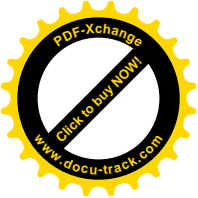
**LEADER OF THE THESIS:** doc. Ing. Břetislav Skrbek, CSc.

**KEYWORDS:** degradation, austenitic steel, valves steel, changes structures

This thesis deals with the structural changes of austenitic valve steels during working in engines which are produced by the company TEDOM, s.r.o.

In the theoretical part of the thesis the function of valves, materials used for production of valves, mechanisms proceeding in steels within the context of thermal and mechanical conditioning and structure steels research methods are explained.

In the practical part of the thesis RTG diffraction analyses, magneto-optic method and methods of measuring remanent magnetism are described and evaluated.



### Prohlášení

Byl jsem seznámen s tím, že na mou diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. o právu autorském, zejména paragraf 60 – školní dílo.

Beru na vědomí, že Technická univerzita v Liberci (TUL) nezasahuje do mých autorských práv užitím mé diplomové práce pro vnitřní potřebu TUL.

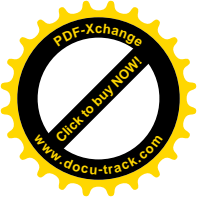
Užiji-li diplomovou práci nebo poskytnu-li licenci k jejímu využití, jsem si vědom povinnosti informovat o této skutečnosti TUL; v tomto případě má TUL právo ode mne požadovat úhradu nákladů, které vynaložil na vytvoření díla, až do jejich skutečné výše.

Diplomovou práci jsem vypracoval samostatně s použitím uvedené literatury a na základě konzultací s vedoucím diplomové práce.

V Liberci dne: .....

.....

Martin Šnajdr

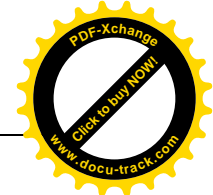
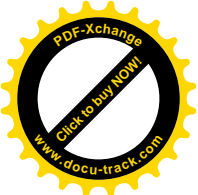


## **PODĚKOVÁNÍ**

Tímto bych rád poděkoval všem, kteří mi pomáhali při řešení této diplomové práce, především vedoucímu práce panu doc. Ing. Břetislavu Skrbkovi, CSc. za odborné vedení, cenné rady a pomoc při orientaci v problematice, dále Ing. Pavlu Novotnému, CSc. a prof. RNDr. Jaroslavu Fialovi, CSc. za praktické rady při experimentálních činnostech.

.....

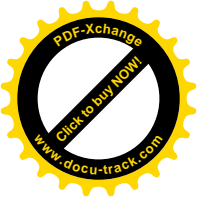
Martin Šnajdr



### Seznam použitých zkratk

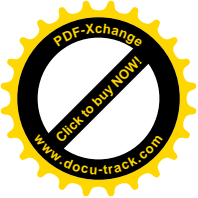
označení	název	jednotka
$\kappa...$	susceptibilita	[ - ]
$\mu...$	permeabilita	[ H.m <sup>-1</sup> ]
K...	koercitivita	[ - ]
$\sigma...$	sigma	[ - ]
Rm...	mez pevnosti materiálu	[ MPa ]
HRC...	tvrdost podle Rockwella	[ - ]
HB...	tvrdost podle Brinella	[ - ]
$\rho$	hustota	[ kg/m <sup>3</sup> ]
$\alpha$	teplotní součinitel	[ 1/K ]
H	intenzita magnetického pole	[ A/m ]
$\lambda$	vlnová délka	[ m ]



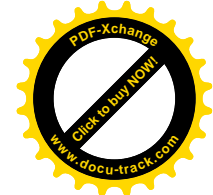


## Obsah

<b>1. Úvod</b>	.....	<b>3</b>
<b>2. Teoretická část</b>		
2.1. Seznámení s motory společnosti TEDOM, s.r.o.	.....	4
2.2. Ventil ve spalovacím motoru – funkce, namáhání, výroba	.....	5
2.3. Materiály pro výrobu ventilů	.....	6
2.4. Materiály pro výrobu sedel ventilů	.....	19
2.5. Změny struktury austenitických ocelí	.....	20
2.5.1. Strukturní degradace vysokolegovaných austenitických ocelí.....		21
2.5.2. Stabilita austenitu	.....	22
2.5.3. Vylučování karbidů	.....	23
2.5.4. Mezikrystalová koroze	.....	24
2.5.5. Fáze sigma	.....	26
2.5.6. Změny vrubové citlivosti	.....	27
2.6. Hodnocení stupně degradace	.....	28
2.7. Magnetické vlastnosti látek	.....	28
2.8. Vybrané metody pozorování struktury ocelí	.....	30
2.8.1. Metoda impulsní magnetické strukturoskopie	.....	30
2.8.2. Magneto-optická metalografie	.....	30
2.8.3. RTG difrakční analýza	.....	32
<b>3. Experimentální část</b>		
3.1. Charakteristika výfukového ventilu a složení materiálu	.....	35
3.2. Popis jednotlivých vzorků	.....	36
3.3. Poznání z předchozích diplomových prací	.....	39
3.4. Výsledky metalografické analýzy struktury	.....	40
3.5. Výsledky metody magneto-optické metalografie	.....	42
3.6. Výsledky RTG difrakční analýzy	.....	44
3.7. Výsledky měření remanentního magnetismu	.....	47
3.8. Diskuse výsledků	.....	50
<b>4. Závěr</b>	.....	<b>52</b>
5. Seznam použité literatury		
<b>6. Přílohy</b>		
6.1. příloha 01 – specifikace ventilových ocelí dle ČSN EN 10090	.....	3



6.2. příloha 02 – binární diagramy prvků, které jsou v interakci v austenitické oceli ČSN 17 465	.....	6
6.3. příloha 03 – fotodokumentace havárií výfukových ventilů	.....	8
6.4. příloha 04 – výsledky měření magneto-optickou metodou (měření koercitivity)	.....	14
6.5. příloha 05 – výsledky měření magneto – optickou metodou (měření lokálních feromagnetických oblastí)	.....	18
6.6. příloha 06 – výsledky zkoumání metalografickou metodou	.....	22
6.7. příloha 07 – výsledky RTG difrakční analýzy	.....	26
6.8. příloha 08 – výrobní výkres ventilu H015	.....	32



## 1. ÚVOD

Mechanické a fyzikální vlastnosti konstrukčních materiálů se mohou v průběhu provozní expozice měnit. Tyto změny jsou závislé především na podmínkách a prostředí, ve kterém ta která konstrukční součást pracuje, jedná se především o teplotu prostředí, zatížení, apod. Degradční procesy v materiálech mohou mít za následek významný pokles důležitých mechanických vlastností, po kterém může dojít k závažným ekonomickým ztrátám, v některých případech i ztrátám na životech. Tato diplomová práce tématem navazuje na práce předešlé, ve kterých se jejich autoři z různých hledisek zabývali změnami austenitické ventilové oceli, které probíhají v důsledku provozní expozice. Cílem této práce je stanovení strukturních projevů degradace ventilových austenitických ocelí, tedy určení faktorů, které degradaci z hlediska změny struktury bezprostředně doprovázejí. V průběhu této práce budou provedeny analýzy pomocí několika odlišných metod a výsledky budou diskutovány. Předmětem zkoumání je spalovací motor, který prošel v průběhu své existence mnoha obměnami, ať již v souvislosti s jeho použitím, kdy byl nejprve používán jako hnací jednotka v nákladních automobilech Liaz, nyní jsou tyto motory využívány jako zdroje v kogeneračních jednotkách, nebo v souvislosti s proměnami organizací, které se výrobou těchto motorů zabývaly od již zmíněného národního podniku Liaz, až po současnou společnost TEDOM, s.r.o., která nyní motory produkuje. Ať již se jedná o motor jako pohonnou jednotku nákladního automobilu nebo kogenerační jednotky, je zřejmé, že na funkci ventilu přímo závisí i funkce celého motoru a tím i ostatních jednotek na něj navázaných. Vnější projev degradace austenitické oceli je náchylnost ke křehkému lomu, který patří k těm nejméně předvídatelným lomům.

## 2. TEORETICKÁ ČÁST

### 2.1. Seznámení s motorem společnosti TEDOM, s.r.o.

Motory, jejichž ventily jsou předmětem zkoumání této práce, jsou koncepčně



shodné s motory, které před časem vyráběl

národní podnik Liaz, dnešním výrobcem

je již zmíněná společnost TEDOM, s.r.o.,

kteřá v různých modifikacích vyrábí

motory, kde jako palivo slouží buď nafta,

bioplyn nebo zemní plyn. Jedním z řady

vyráběných motorů pro pohon nákladních

automobilů nebo autobusů je motor s typovým

*obrázek 1 – motor TEDOM*

*M1.2C M640 FNG 4*

označením TEDOM M1.2C M640 FNG 4, (na *obrázku 1*) jedná se o plynový motor s elektronicky řízeným vefukováním zemního plynu k jednotlivým sacím ventilům.

Výhodou tohoto provedení je přesné dávkování plynu pro jednotlivé válce motoru, a

tím dokonalé spalování a následné snížení exhalací. Motor je určen především k

montáži do městských a příměstských autobusů či komunálních vozidel. V *tabulce 1*

jsou uvedeny základní technické parametry výše uvedeného spalovacího motoru. [2]

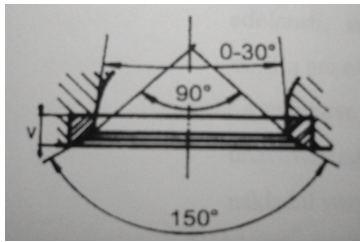
*tabulka 1 – charakteristika motoru TEDOM M1.2C M640 FNG 4*

<b>Zdvihový objem</b>	<b>11 946 cm<sup>3</sup></b>
<b>Vrtání válce / Zdvih pístu</b>	<b>130/150 mm</b>
<b>Kompresní poměr</b>	<b>11,1:1</b>
<b>Jmenovitý výkon</b>	<b>210 kW</b>
<b>Jmenovité otáčky</b>	<b>2 000 min<sup>-1</sup></b>
<b>Maximální točivý moment Mt</b>	<b>1 200 Nm</b>
<b>Otáčky při Mt max.</b>	<b>1 200-1 450 min<sup>-1</sup></b>
<b>Palivo</b>	<b>CNG – zemní plyn</b>
<b>Alternátor</b>	<b>75 A, 140 A</b>
<b>Startér</b>	<b>6,6 kW/24 V</b>
<b>Turbodmychadlo</b>	<b>ano</b>
<b>Mezichladič</b>	<b>ano</b>
<b>Provedení</b>	<b>Horizontální Vertikální</b>

## 2.2. Ventil ve spalovacím motoru – funkce, namáhání, výroba

### Popis hlavních částí

Ventil, ať už se jedná o sací nebo výfukový, je jedna z nejvíce exponovaných



**obrázek 2 – geometrie sedla ventilu**

částí spalovacího motoru. Při pracovním cyklu je zde hned několik faktorů, které v různých kombinacích namáhají materiál ventilu. Je to namáhání mechanické od ovládacích prvků rozvodového mechanismu a od

setrvačných sil, které jsou vyvolávány vratnými pružinami, dále v důsledku spalovacího procesu působí

na čelo ventilu tlak až 15MPa. Současně je ventil vystaven tepelnému namáhání a abrazivnímu opotřebením od proudících spalin, které mají teplotu okolo 1000 °C, jedná se zejména o část ventilu, která tvoří přechod mezi hlavou a dříkem ventilu. Na **obrázku 2** je znázorněna geometrie sedla výfukového ventilu.

### Rozdělení ventilů

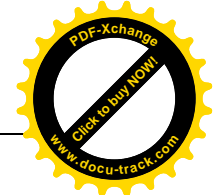
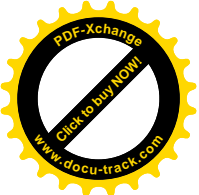
**Ventily lze rozdělit podle konstrukčního uspořádání materiálů na:**

1. Monometalické
2. Bimetalické
3. Trimetalické
4. Duté s vnitřním chlazením

Monometalické ventily se aplikují obvykle jako sací pro teploty do 600 °C. Pro tyto ventily jsou používány chromové kalitelné oceli s označením S a O, přehled značení je uveden v **tabulce 2**. Kontaktní plochy s vahadlem ventilu a sedlem se povrchově kalí.

Bimetalické ventily tvoří dřík z chromové oceli svařený natupo třením nebo odporově s hlavou z austenitické oceli bez návaru sedlové plochy. Tato varianta je vhodná pro menší uzavírací tlaky na sedlech při vysokém tepelném zatížení. Méně materiálově úspornou variantou jsou ventily celé z austenitické oceli s návaru na sedlové a stopkové kontaktní ploše pro nejvyšší tepelná zatížení přes 700 °C.

Trimetalické ventily řeší odolnost vůči provozním poměrům úsporněji; stopkou a dříkem z kalitelné chromové oceli. Navařená hlava z austenitické oceli je opatřena návarem.



Duté ventily s vnitřním chlazením se používají pro největší tepelná zatížení (sportovní vozy) mohou být vlastně čtyřmetalické, neboť dutinou v hlavě až po stopku cirkuluje obvykle chladící tekutý kov (Na).

Pro všechny výše uvedené druhy se dřívky ventilů, tedy jejich kluzné části obvykle opatřují tvrdochromovou vrstvou, která velmi dobře odolává proti mechanickému opotřebení. [4]

### Výroba ventilů

Velmi zjednodušeně schématicky lze popsat výrobu ventilů následovně. V první fázi jsou připraveny dva druhy materiálu, ocel ČSN 17 115 (je používána k výrobě dřívku ventilu) a ocel s označením ČSN 17 465 (materiál pro výrobu hlavy ventilu). Po operaci dělení jsou oba materiály třením svařeny v jeden celek. Poté indukčním zahřátím konce s materiálem ČSN 17 465 je jedním úderem v záпустce vykovan tvar hlavy ventilu. Hlava ventilu je dále třískově obráběna. Pro lepší kluzné vlastnosti je část dřívku ventilu, která se pohybuje ve vodítku, opatřena vrstvou tvrdochromu. Ve stykové části ventilu a hlavy válců je na ventil přivařen stealitový návar, který lépe vyhovuje náročným podmínkám a zaručuje tak nutnou těsnost spalovacího prostoru při provozu. [8]

### 2.3. Materiály pro výrobu ventilů

Za provozních teplot výfukových ventilů vznětových motorů zaručují požadované mechanické a korozní vlastnosti pouze austenitické oceli nebo slitiny NIMONIC – (viz *tabulka 2*). Místo klasických čistě Cr-Ni ocelí se aplikují oceli, kde oblast austenitu otevírá také Mn a N.

Oceli se obvykle legují tak vysokým obsahem Mn a N, aby byla zaručena homogenní austenitická matrice při obsahu Cr s dostatečnou korozivzdorností. Obsah Cr však nesmí překročit mez, při které se v matrici objeví intermetalická  $\sigma$  fáze. Ta způsobuje křehkost oceli. Kombinací jen Fe, Mn, Cr nelze získat ventilovou ocel dostatečně odolnou vůči korozi. Vysokou pevnost a odolnost proti opotřebení oceli získá právě obsah C okolo 0,5 % a N. Odolnost proti kontaktní únavě a erozi velmi rychle proudících spalin okolo 1000 °C horkých v sedlových plochách však nezaručuje ani uvedená ocel, sedlové plochy výfukových ventilů se proto opatřují pro nejvíce namáhané ventily vysokouhlíkovými návary obvykle na bázi Co a stabilních karbidů W a Cr. [4]

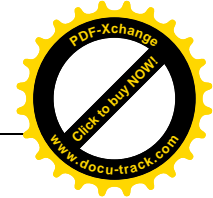
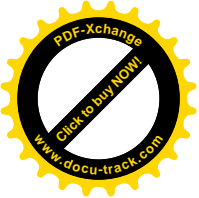
## Strukturní projevy provozní degradace ventilových austenitických ocelí

Chromovaná stopka výfukových ventilů se kluzně pohybuje v litinovém vodítku uloženém v hlavě válců. Přesná geometrie uložení, rotace, mazání za zvýšených teplot a omezená dilatace nesmí připustit mezní tření a přidrání této exponované kluzné dvojice.

Vedle ventilů vyráběných pěchováním z tyčoviny se vyrábí polotvary technikou práškové metalurgie s dokováním konečného tvaru. Takové ventily jsou sice drahé, ale umožňují netradiční obsahy legur. Titanové ventily umožňují 40 % odlehčení setrvačných sil. Nízká tepelná odolnost Ti-ventilů nutí konstrukce ventilů použít intenzivní chlazení (duté ventily). Keramické ventily z nitridu křemíku jsou o 60 % lehčí než ocelové. Lépe těsní při velkých zátěžích. Tím přispívají i k lepší ekologii provozu. [4]

**tabulka 2 – přehled značení ventilových materiálů**

Ozn.mat.	S	O	A	RA	R	I
DIN17 007	1.4718	1.4748	1.4871	1.4882	1.4785	2.4952
DIN 17 006	X45CrSi 93	X85CrMo V182	X53CrMn NiN 21 9	X50CrMn NiNbN	X60CrMn MoVNbN	NiCr20 TiAl
ČSN	17 115		17 465			
C	0,4 – 0,5	0,8 – 0,9	0,48 – 0,58	0,45 – 0,55	0,58 – 0,65	Max.. 0,1
Si	2,7 – 3,3	max. 1,0	max. 0,25	max. 0,45	max. 0,25	max. 1,0
Mn	max. 0,8	max. 1,45	8,0 – 10,0	8,0 – 10,0	9,5 – 11,5	max. 1,0
Cr	8,0 – 10,0	16,5 – 18,5	20,0 – 22,0	20,0 – 22,0	20,0 – 22,0	18,0 – 21,0
Ni	max. 0,5	max. 0,5	3,25 – 4,5	3,5 – 5,0	max. 1,5	Zbytek
Mo	-	2,0-2,5	-	-	0,75 – 1,25	-
W	-	-	-	0,8 – 1,5	-	-
V	-	0,25– 0,35	-	-	0,75 – 1,0	-
Co	-	-	-	-	-	Max. 2,0
Al		-	-	-	-	1,0 - 1,8
Ti	-	-	-	-	-	1,8 – 2,7
Nb	-	-	-	1,8 – 2,5	1,0 – 1,2	-
N	-	-	0,38-0,50	0,40 – 0,60	0,40 – 0,60	-
S	max. 0,03	max. 0,03	max. 0,03	max. 0,03	max. 0,03	Max. 0,015
P	max. 0,04	max. 0,04	max. 0,04	max. 0,04	max. 0,04	Max. 0,02
Fe	Zbytek	zbytek	Zbytek	zbytek	zbytek	Max. 3,0



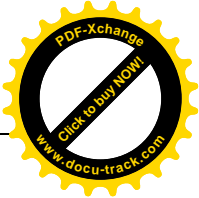
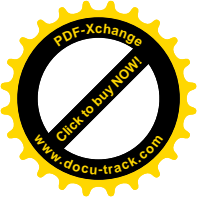
### Oceli se zvláštními vlastnostmi – rozdělení

Oceli se zvláštními vlastnostmi, tedy speciální konstrukční oceli, označované v ČSN třídou 17, které mají své významné vlastnosti díky poměrně vysokému procentu přísad. Tyto konstrukční oceli mají zpravidla některé význačné mechanické vlastnosti, které se neprojevují na běžných charakteristikách při teplotě okolí a některé zvláštní vlastnosti fyzikální a chemické. Tyto oceli jsou, díky svým vlastnostem určeny pro používání ve speciálních podmínkách. V *tabulce 3* je popsáno rozdělení a číslování ocelí třídy 17 dle ČSN. Podle oblasti předpokládaného použití lze tyto oceli rozdělit do několika skupin:

#### Podle vlastností:

- Oceli jsou určeny pro použití ve zvláštních podmínkách:
  - korozivzdorné
  - žárovevné
  - žárovzdorné
  - odolné za nízkých teplot
  - vzdorné opotřebení
- Další oceli se zvláštními fyzikálními vlastnostmi:
  - definovaný součinitel tepelné roztažnosti
  - vysoký elektrický odpor
  - magnetické vlastnosti
- Podle chemického složení, které velmi úzce souvisí s vlastnostmi:
  - chromové
  - chromniklové
  - chrommanganové
- Podle přeměny:
  - kalitelné – lze plně austenitizovat a ochlazením zakalit
  - feritické – nekalitelné, nelze je ohřevem přivést do austenitického stavu – fáze  $\alpha$  je až k solidu
  - skupina mezi – tzv. oceli dvoufázové  $\alpha + \gamma$ . [3]





*tabulka 3 – rozdělení ocelí třídy 17 dle ČSN*

Značka oceli	Přísadová skupina	Čtvrtá číslice vyjadřující obsah	
<b>17 0 XX</b>	Oceli chromové	chrómu	
<b>17 1 XX</b>	Oceli chromové s dalšími přísadovými prvky (Al, Mo, Ni, aj.)		
<b>17 2 XX</b>	Oceli chromniklové, popřípadě stabilizované Ti, Nb, aj.		
<b>17 3 XX</b>	Oceli chromniklové, popřípadě stabilizované Ti, Nb, aj. s dalšími přísadovými prvky (Mo, V, W, aj.)		
<b>17 4 XX</b>	Oceli manganchromové	bez dalších přísad	manganu číslice (0 až 4)
		s dalšími přísadami	manganu číslice (5 až 9)
<b>17 5 XX</b>	Oceli niklové	bez dalších přísad	niklu číslice (0 až 4)
		s dalšími přísadami	niklu číslice (5 až 9)
<b>17 6 XX</b>	Oceli manganové		manganu číslice (0 až 4)
		neobsazeno	Číslice 5 až 9
<b>17 7 XX</b>	Oceli manganniklové		niklu číslice (0 až 4)
			manganu (čísllice 5 až 9)
<b>17 8 XX</b>	Oceli se zvláštními kombinacemi přísadových prvků	zatím nestanoveno	

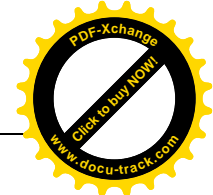
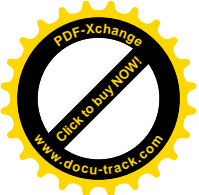
**Oceli a slitiny pro ventily spalovacích motorů**

Česká technická norma ČSN EN 10090 charakterizuje vysokolegované oceli a slitiny uvedené v *tabulce 01* v příloze 01, které se používají k výrobě sacích a výfukových ventilů pístových spalovacích motorů.

Všechny oceli v této normě jsou legované ušlechtilé oceli, na základě struktury dané chemickým složením jsou rozděleny do dvou skupin:

- martenzitické oceli se používají převážně na sací ventily a dřky výfukových ventilů
- austenitické slitiny se používají převážně na výfukové ventily

V příloze 01 *tabulce 02* jsou uvedeny informativní údaje o fyzikálních vlastnostech ocelí ČSN EN 10090 a v příloze 01 *tabulce 03* jsou uvedeny informativní hodnoty smluvní meze kluzu 0,2 při zvýšených teplotách.



## Austenitické oceli

Přísaha niklu, manganu, popř. dusíku, ke slitinám železa s chromem ve vhodně vyváženém množství vytváří základ zvláštnímu typu ocelí, zvaných austenitické, protože si podržují austenickou strukturu za normální teploty, dokonce i za velmi nízkých minusových teplot. Nepřítomnost fázových změn činí tyto oceli citlivými k růstu zrna za vysokých teplot, jako je tomu u feritických ocelí, bez možné regenerace tepelným zpracováním. Zhrubnutí zrna však nevede u austenitických ocelí ke zkřehnutí. Tažnost a houževnatost austenitických korozivzdorných ocelí je jejich velmi významnou vlastností.

Základní člen řady těchto ocelí dnes obsahuje 18 % chromu a 9 % niklu při obsahu uhlíku kolem 0,08 %, popř. Mangan v rozmezí 9 až 19 %, v kombinaci s možnou přísadou dusíku (až 0,5 %) jako náhradu niklu. Za účelem získání různých vlastností se základní složení oceli upravuje co do obsahu základních, doprovodných a přísazovaných slitinových prvků s cílem zvýšení:

- celkové korozní odolnosti (chrom, molybden, měď, křemík, nikl),
- odolnost proti mezikrystalové korozi (titan, niob),
- mechanických vlastností (dusík),
- obrobitelnost (síra, selen, fosfor, olovo, měď),
- odolnost proti praskavosti svarů (mangan),
- odolnost proti bodové a šterbinové korozi (molybden, křemík, dusík),
- odolnost proti koroznímu praskání (omezení obsahu fosforu, arzenu, antimonu, popř. cínu),
- pevnosti při tečení (molybden, titan, niob, bór),
- žáruvzdornosti (chrom, hliník, křemík, nikl, vzácné zeminy).

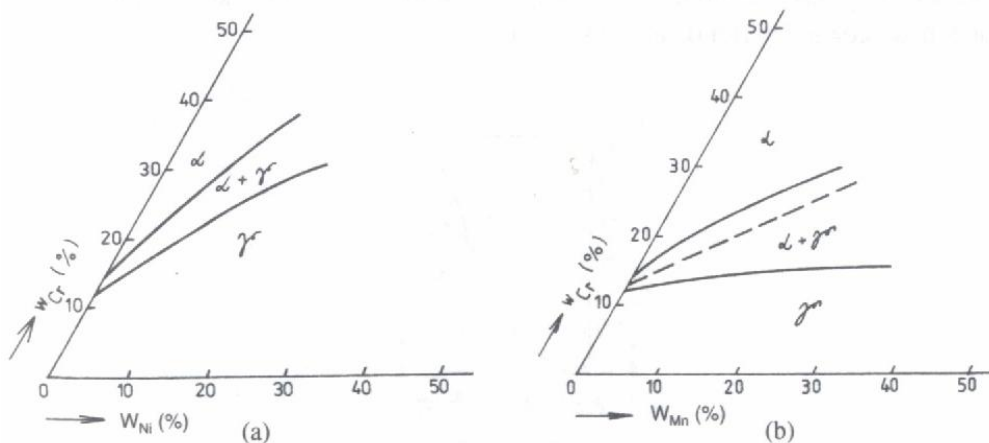
Austenitické korozivzdorné oceli lze podle obsahu základních slitinových prvků rozdělit na :

- chromniklové – oceli s 12 až 25 % chromu, 8 až 38 % niklu, 0,01 až 0,15 uhlíku, popř. legované dále dusíkem a molybdenem, mědí, křemíkem, popř. stabilizované titanem a niobem pro zvýšení mechanických vlastností a korozní odolnosti,
- chrommanganniklové – oceli se 12 až 22 % chromu, 5 až 12 % manganu, 3 až 8 % niklu, 0,02 až 0,15 uhlíku, dále též legované dusíkem, molybdenem a

mědí (popř. stabilizované titanem a niobem) s vyššími mechanickými charakteristikami a odolností proti korozi za specifických podmínek,

- chrommanganové – oceli s 10 až 18 % chrómu, 14 až 25 % manganu, 0,02 až 0,08 % uhlíku, dále legované dusíkem, molybdenem, mědí, popř. stabilizované titanem a niobem.

**Chró**m – feritotvorný prvek, je základní přísadou všech korozivzdorných ocelí pro dosažení pasivovatelnosti a odolnosti proti oxidaci za vyšších teplot. Zvyšuje výrazně korozní odolnost v oxidačních prostředcích.



**obrázek 3 – vliv niklu a manganu na strukturu oceli**

**Nikl** – austenitotvorný prvek (**obrázek 3.a**) stabilizuje austenit za normální teploty, za nízkých teplot a za plastické deformace.

**Mangan** – austenitotvorný prvek asi nad 3 % přispívá k potlačení praskání svarů. Úloha manganu při vyšších obsazích v korozivzdorných ocelích je odlišná od niklu, neboť nerozšiřuje austenitickou oblast za vysokých teplot. Hranice oddělující oblasti austenitu a austenitu s feritem při teplotě 1000 °C, která leží mezi 13 až 15 % chrómu, nezávisí na obsahu manganu (**obrázek 3.b**). Naopak zvýšení obsahu niklu dovoluje zvýšit obsah chrómu, a tak dosáhnout čistě austenitickou strukturu. Není proto možné získat čistě austenitickou ocel s obsahem chrómu vyšším než 15 %. Přísada manganu však stabilizuje po ochlazení strukturu existující za tepla, takže například ocel se 13 % chrómu a 0,1 % uhlíku, která se stává martenzitickou při ochlazení z 1000 °C a při běžném obsahu manganu, je austenitickou jakmile jeho obsah dosáhne 15 %. Za přítomnosti 3 až 7% niklu a 0,15 až 0,25 % dusíku, dvou austenitotvorných prvků rozšiřujících oblast výskytu austenitu k vyšším obsahům chrómu, dovoluje přísada 5,5 až 10 % manganu udržet čistě austenitickou strukturu s obsahem chrómu do 19 %, přičemž mangan zvyšuje rozpustnost dusíku.

**Uhlík** – silně austenitotvorný prvek zvyšuje pevnostní vlastnosti a stabilizuje austenit po deformaci za studena. Vyvolává však náchylnost k mezikrystalové korozi, proto je nežádoucí.

**Dusík** – silně austenitotvorný prvek zvyšuje také pevnostní charakteristiky, aniž snižuje odolnost k mezikrystalové korozi při jeho obsazích do 0,2 %. Stabilizuje austenit při tváření za studena. Spolu s molybdenem zvyšuje odolnost proti bodové a štěrbinové korozi.

**Křemík** – feritotvorný prvek vyvolávající praskavost svarů a snižující odolnost ocelí ve vroucí 60 % kyselině dusičné. V množství 3 až 4 % odstraňuje náchylnost k mezikrystalové korozi a zvyšuje odolnost proti celkové korozi ve vroucí vysoce koncentrované kyselině dusičné (více než 80%) a v prostředcích této kyseliny s přísadou oxidačních látek.

**Molybden** – feritotvorný prvek podporující tvorbu intermediálních fází zvyšuje výrazně korozní odolnost ve všech prostředích s výjimkou vroucích roztoků kyseliny dusičné, především pak proti bodové a štěrbinové korozi.

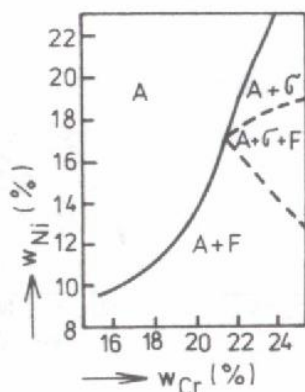
**Měď** – slabě austenitotvorný prvek zvyšuje odolnost v prostředích kyseliny sírové. Při obsazích 3 až 4 % zlepšuje obrobiteľnost.

**Titan, niob** – karbidotvorné prvky vázající uhlík a potlačující náchylnost k mezikrystalové korozi. Oba prvky zvyšují žárovevnost, niob vyvolává praskavost svarů.

**Hliník** – feritotvorný prvek a vydatný desoxidační prostředek; zvyšuje žáruvzdornost.

**Síra, selen, fosfor, olovo** – doprovodné prvky při zvýšených obsazích zvyšují obrobiteľnost, avšak za cenu snížené korozivzdornosti

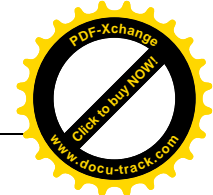
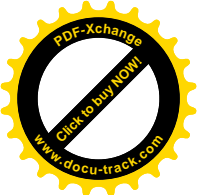
**Bór** – přísazovaný ve velmi malých množstvích (20 až 40 ppm) zlepšuje tvářitelnost a zvyšuje žárovevnost, avšak v koncentracích nad 40 ppm tvářitelnost zhoršuje a vyvolává praskavost svarů.



obrázek 4 – diagram slitiny Fe-Cr-Ni s 2% molybdenem znázorňující výskyt fází po rozpouštěcím žhání 1100 až 1150 °C/voda

Nejčastěji přidávaným prvkem do austenitických korozivzdorných ocelí je molybden, který výrazně

zvyšuje korozní odolnost v prostředí redukčních kyselin a solných roztoků. Molybden však rozšiřuje oblast výskytu



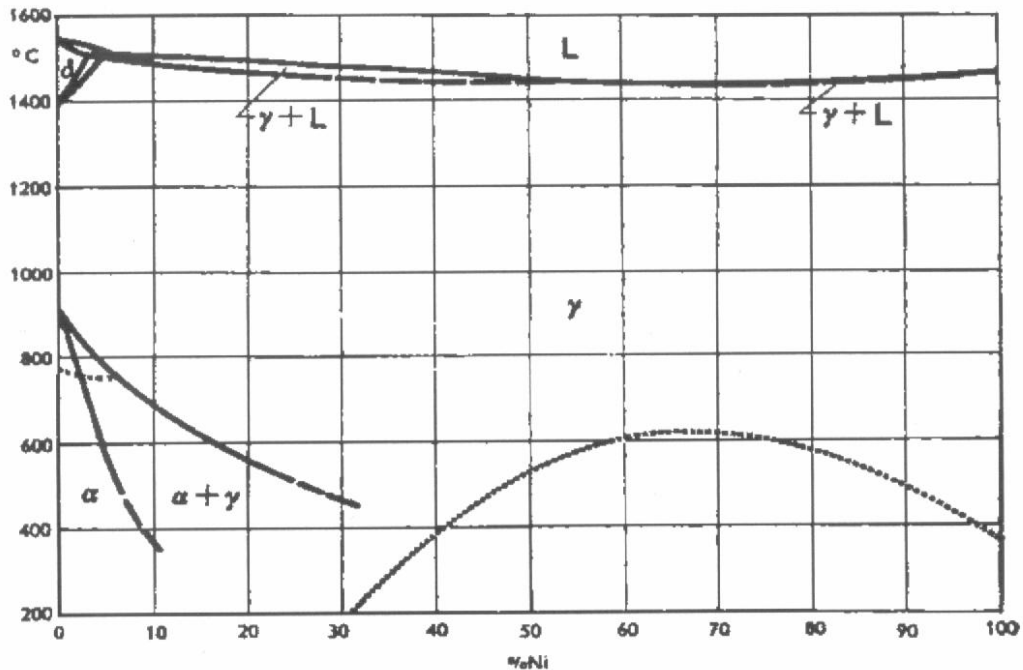
feritu, jeho přísada do oceli vyžaduje zvýšení obsahu niklu nebo jiného austenitotvorného prvku, má-li být zachována čistě austenitická struktura. Tak například podle diagramu (viz. **obrázek 4**) pro oceli podrobené rozpouštěcímu žíhání při teplotě 1100 až 1150 °C a ochlazené ve vodě je zapotřebí 11 % niklu, aby ocel s 0,07 % uhlíku, 18 % chrómu a 2 % molybdenu měla strukturu čistě austenitickou. Pro obsah molybdenu 3 % musí být obsah niklu zvýšen na 13 %. U ocelí s vyššími obsahy chrómu rozšiřuje molybden teplotní oblast výskytu fáze sigma. [10]

### Rovnovážný diagram železo – nikl

Nikl je členem skupiny prvků, které ve slitinových ocelích podporují tvoření tuhého roztoku  $\gamma$ , austenitu. Z **obrázku 5** je zřejmé, že nikl rozšiřuje oblast tuhého roztoku  $\gamma$  tedy austenitu, která se při vyšších teplotách rozprostírá od 0 do 100 % Ni. Od nuly rostoucí obsah niklu zvyšuje teplotu alotropické přeměny železa  $\gamma - \delta$  a oblast tuhého roztoku  $\delta$  se záhy uzavře. Teplota přeměny železa  $\gamma - \alpha$  se niklem snižuje a vedle oblasti tuhého roztoku  $\alpha$  vzniká dvoufázová oblast  $\alpha - \gamma$ . Její hranice známe při teplotách nižších než asi 600 °C jen přibližně, neboť přeměna  $\alpha - \gamma$  tu nespívá k rovnovážnému stavu a teplota této přeměny jeví značnou hysterezi, tím větší, čím vyšší je obsah niklu. Nikl a tuhé roztoky železa s dostatečně vysokým obsahem niklu mají i za studena krychlovou planicentrickou atomovou mřížku, a proto jsou fází  $\gamma$ , byť byly feromagnetické.

Přísada chrómu ke slitinám železa a k niklovým ocelím se projevuje dvojnásobně, zdánlivě protichůdným, způsobem, neboť chrom jednak potlačuje, jednak rozšiřuje původní oblast austenitu soustavy Fe – Ni. Záleží na teplotě a obsahu chrómu i niklu, který z obou vlivů chrómu je rozhodující. Při vyšším obsahu chrómu se projevuje jeho snaha potlačovat austenitu tvořit ferit. [6]

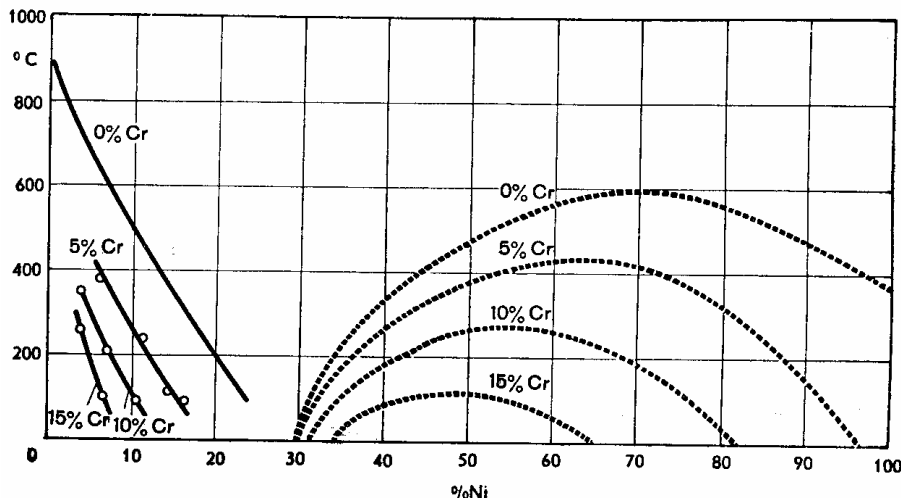
Na **obrázku 6** vidíme, že chrom snižuje teplotu magnetické přeměny austenitu s vyšším obsahem uhlíku.



**obrázek 5 – rovnovážný diagram železo – nikl**

U běžných chromnikových austenitických ocelí je využito účinku rozšiřující oblasti austenitu. Přehled o tom podává část diagramu Fe – Cr – Ni (**obrázek 7**) pro obsah uhlíku 0,1 %. Rovnovážný diagram této soustavy je ternární, ale ke studiu se pro zjednodušení používá jen jeho řezů. Technicky významné antikorozi a žáruvzdorné chromnikové oceli nejsou kalitelné, proto není třeba plynulého přehledu o změnách struktury při změnách teploty, naopak je žádoucí znázornění společného vlivu obsahu chrómu a niklu na strukturu. Tomu velmi dobře vyhovují právě izotermické řezy prostorovým diagramem soustavy Fe – Cr – Ni při několika vybraných teplotách. Na **obrázku 7**, je vidět, že např. při obsahu chrómu 18 až 20 % stačí k dosažení austenitické struktury pouze 7 % niklu, tedy mnohem méně než u prosté slitiny železo – nikl (**obrázek 5**).

V souvislosti s diagramem uvedeným na **obrázku 7** je třeba poukázat na existenci dvou oblastí čistě austenitické struktury: oblasti fáze  $\gamma$  a oblast  $\gamma_s$ . Leží – li chemické složení v oblasti stabilní fáze  $\gamma_s$ , dostaneme i při velmi malých ochlazovacích rychlostech čistě austenitickou strukturu i při pokojových teplotách. Naproti tomu u ocelí s chemickým složením spadajícím do oblasti metastabilní fáze  $\gamma$  je nutno pro dosažení čistě austenitické struktury za pokojových teplot použít relativně rychlého ochlazování.



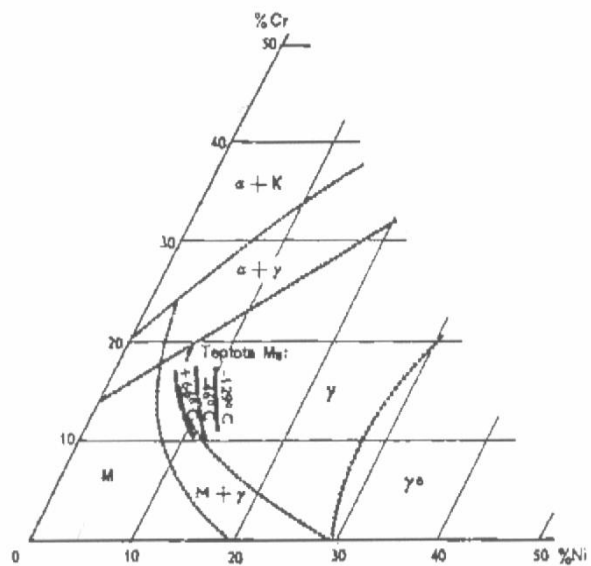
obrázek 6 – vliv chrómu na teplotu přeměny austenitu Curieho bodu slitin železa niklem

Protože většina austenitických ocelí spadá do oblasti metastabilní fáze  $\gamma$ , používá se jako tepelného zpracování ohřevu na teplotu její existence (1000–1100°C) s následujícím rychlým ochlazením. To znamená, že velké průřezy je nutno zpravidla ochlazovat ve vodě, u tenkých průřezů stačí ochlazení na vzduchu.

Austenitické oceli předčí (především v pevnosti při tečení) nízkolegované chromové oceli při teplotách nad 600°C. Také strukturní změny probíhají při stejné teplotě v austenitických ocelích pomaleji než v ocelích,

jejichž základní hmotu tvoří železo  $\alpha$ . Příčina obou těchto jevů je v podstatně nižší rychlosti difúze v mřížce železa  $\gamma$ . [12]

Vliv působení austenitotvorných a feritotvorných prvků na strukturu austenitických ocelí se hodnotí graficky a přepočtem na ekvivalenty obsahu chrómu a

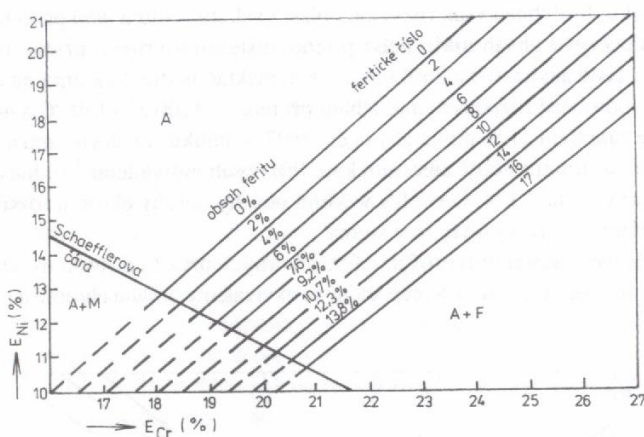


obrázek 7 – struktura Fe – Cr – Ni ocelí s 0,1%C ochlazovaných ve vodě z teploty nejširší oblasti austenitu kolem 1100°C

niklu, které pak dovolují vyhodnotit množství feritu ve struktuře oceli na základě znalostí chemického složení. Toto má obzvláště důležitý význam pro:

- válcovité a kované oceli, u nichž přítomnost feritu může znesnadnit tváření za tepla, tj. kování, válcování, protlačování trubek, apod.,
- lité oceli, ve kterých jsou malá množství feritu příznivá a zabraňují praskání kovu po ztuhnutí, neboť přítomnost feritu zřetelně zlepšuje mechanické vlastnosti,
- svary, pro které je přítomnost feritu ještě výraznější při omezení praskavosti svarového kovu, ke které jsou čistě austenitické svary zvláště citlivé; právě pro tyto účely byl sestaven Schaefflerem diagram vymežující oblasti austenitu, feritu, martenzitu a oblasti se dvěma nebo i více fázemi pro příslušné ekvivalentní obsahy chromu a niklu (*obrázek 8*).

Schaefflerův diagram se neomezuje jen na austenitické korozivzdorné oceli, ale umožňuje kvalitativně předpovídat struktury ve velmi široké oblasti složení, popř. ekvivalenty chromu do 40 % a niklu do 33 %.



austenitické oceli s ohledem na obsah dusíku a předpověď obsahu feritu ve svaru s dostatečnou přesností (*obrázek 8*).

*obrázek 8 – Schaefflerův diagram znázorňující strukturu svarového kovu korozivzdorných ocelí podle účinku obsahu chromu a niklu*

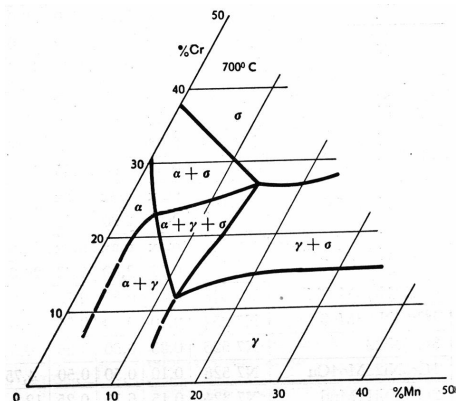
**Ekvivalent chromu:**  $E_{Cr} = Cr + 1,5Si + 4(Ti - 2,8C - 3,4N) + 3,5Al$ ,

**Ekvivalent niklu:**  $E_{Ni} = Ni + 9C + 0,5Mn$  .[10]



## Chromniklové oceli

Rychlým ochlazením chromniklových ocelí z teplot 1000 – 1100 °C, kde bývá



**obrázek 9 – izotermický řez části rovnovážného diagramu Fe-C-Mn při 700°C** niklu v oblastech  $\gamma + M$  zčásti překrystalizuje na martenzit.

oblast austenitu nejširší, se dostane struktury vyznačené v **obrázku 7**. Ferit v oblastech  $\alpha + K$  a  $\alpha + \gamma$  se nezmění, nanejvýše se z něho vyloučí malé množství karbidů. Austenit s dostatečným obsahem chromu a niklu v oblastech  $\gamma_s$ ,  $\gamma$  a  $\alpha + \gamma$  se rovněž nezmění, kdežto austenit s nižším obsahem chromu a

Oceli spadající do oblasti  $\alpha + K$  jsou feritické. Technicky významné antikorozi a žáruvzdorné chromniklové oceli leží vesměs v oblasti  $\gamma$  a  $\gamma_s$  na **obrázku 7** a jsou austenitické, ale řadí se k nim i chromniklové oceli s přísadami molybdenu, titanu nebo niobu, které mívají ve struktuře i část feritu. Jen některé oceli na odlitky spadají do smíšené oblasti  $\alpha + \gamma$  a mají strukturu austenitickou s větším podílem feritu. Ani austenitické, ani austeniticko – feritické chromniklové oceli nejsou kalitelné. Ostatní vlastnosti ocelí se smíšenou strukturou austenitu s feritem jsou dány jak vlastnostmi austenitu, tak i vlastnostmi feritu  $\delta$ . [1]

## Rovnovážený diagram slitin Fe – Cr – Mn

Rovnovážený diagram slitin železa s manganem se téměř do 60% Mn zcela podobá diagramu slitin železa s niklem. O vlivu manganu na strukturu jeho slitin se železem, o hysterezi jejich přeměn a nepřesnosti rovnovážného diagramu platí totéž, co o slitinách železa s niklem **obrázku 5**. Rozdíl je jen v tom, že austenitické slitiny a oceli s vysokým obsahem manganu nejsou feromagnetické, protože všechny tři alotropické modifikace manganu jsou paramagnetické. Žádná z nich nemá krychlovou planicentrickou atomovou mřížku jako železo  $\gamma$ , a proto v rovnovážném diagramu slitin železa s manganem oblast tuhého roztoku  $\gamma$  při žádné teplotě nesahá až ke 100 % Mn, nýbrž končí přibližně při 60% Mn.

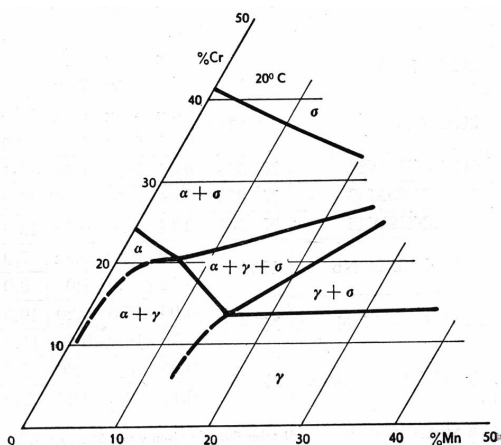
Přísada chromu v manganových ocelích působí zásadně stejně jako ve slitinách železa s chromem a niklem, což dokazují izotermické řezy na **obrázku 9**. a na **obrázku 10**, ale hranice oblasti tuhého roztoku  $\gamma$  jsou posunuty k nižšímu obsahu

13 – 15% Cr a k vyššímu obsahu asi 12% Mn. Ryze austenitické chrommanganové oceli bez dalších přísad proto nesmějí mít tak vysoký obsah chrómu jako oceli chromniklové, kde např. žíhaná ocel 2Cr24Ni19 je ještě ryze austenitická.

### Chrommanganové oceli

Chrommanganové austenitické oceli se žíhají při 1000 – 1100°C a rychle chladí z týchž důvodů jako oceli chromniklové.

Stabilita austenitu chrommanganových ocelí stoupá s odstupem od hranice

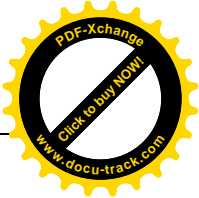
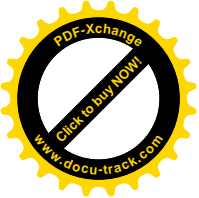


**obrázek 10 – izotermický řez části rovnovážného diagramu Fe-Cr-Mn při 20°C**

oblasti  $\alpha + \gamma$  na **obrázku 10** jako v soustavě Fe – Cr – Ni. Chrommanganové oceli se stabilnějším austenitem mohou sloužit na nemagnetické součásti, které i po tváření za studena mají zůstat prakticky paramagnetické. Má-li být antimagnetická ocel zároveň antikorozní, volí se kombinovaná ocel chromniklmanganová, např. 2Cr12Ni11Mn6, která má ještě stabilnější austenit a snese velmi značné zpevnění tvářením za studena, aniž se stane feromagnetickou.

Chrommanganové oceli křehnou vylučováním karbidů a fáze  $\sigma$  i křehnutím svého feritu podobně jako chromniklové oceli. Vylučování karbidů na rozhraní zrn austenitu může způsobit i zde mezikystalovou korozi. Prakticky se s ní však nesetkáváme, a proto proti ní ani nebojujeme, neboť chrommanganové austenitické oceli všeobecně odolávají jen neagresivním prostředím, a ty nezpůsobují mezikystalovou korozi. Žáropevné chrommanganové oceli je ovšem nutno stabilizovat titanem nebo niobem a jejich složení musí být bezpečně v oblasti  $\gamma$  na **obrázku 9**, aby nekřehly vylučováním fáze  $\sigma$ . [1]

S ohledem na konkrétní složení oceli X53CrMnNiNbN21-9, která je předmětem zkoumání, je zřejmé, že na výslednou strukturu oceli budou mít vliv i další interakce jednotlivých prvků, v příloze 02 jsou uvedeny ostatní binární fázové diagramy, které ovlivňují výsledné fázové složení oceli. Jedná se o spolupůsobení Mn-Mi, Fe-N, Mn-N, apod.



## 2.4. Materiály pro výrobu sedel ventilů

Jak bylo výše uvedeno, v místě, kde je třeba zaručit maximální těsnost hlavy válce a ventilu je na austenitickou ocel navařen návar, který lépe odolává vlivům, které na něho působí. Návary jsou navařovány plasmou nebo obloukem, v *tabulce 4* jsou uvedeny typy návarů, které se používají. Návar s označením P37 je navařován na ventilech, které jsou předmětem zkoumání této práce.

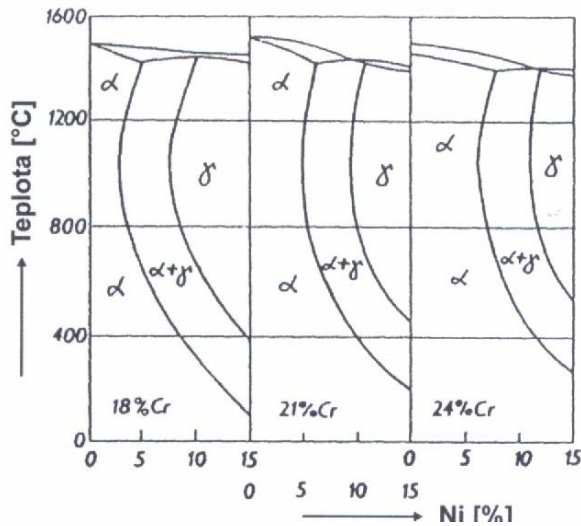
*tabulka 4 – návary používané pro sedla ventilů*

Značení návarů	P37	P37S	P82	P39S	P25
Způsob navařování	plasma	plasma	plasma	plasma	plasma
Střední obsah %C	1,75	1,75	2,00	0,86	0,56
Si	1,1	1,1	max. 0,5	max. 0,4	max. 0,4
Mn	max. 0,3	max. 0,3	max. 0,5	10,0	10,0
Cr	25,5	28,0	26,0	27,0	25,0
Ni	22,5	22,5	zbytek	12,0	10,0
Co	zbytek	zbytek	Max. 0,3		
W	12,25	12,25			
Fe	Max. 1,35	Max. 1,35	Max. 4,0	zbytek	Zbytek
Mo	-	-	-	5,5	3,0
Nb – Ta	-	-	-	2,5	2,0
Tvrdość HRC	min. 40	min. 40	min. 32	min. 39	min. 32
$\rho$ [kg/m <sup>3</sup> ]	8500	8500	9100	7900	7900
$\alpha$ [1/K] x10 <sup>6</sup> 20 – 800 °C	13,9	13,9	14,8	17,2	17,3

## 2.5. Změny struktury austenitických ocelí

### 2.5.1. Strukturní degradace vysokolegovaných austenitických ocelí

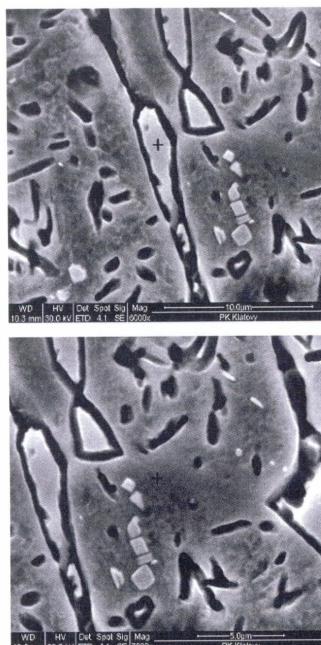
Podle všeobecného povědomí je chromniklová ocel při pokojové teplotě austenitická, byť stavový diagram soustavy Fe-Cr-Ni ukazuje, že v rovnovážném



**obrázek 11 – řezy ternárním diagramem Fe-Cr-Ni**

stavu ocel obsahuje ferit, jak je vidět na **obrázku 11**. Tedy austenitická ocel zřejmě obsahuje pouze austenit v jakémsi metastabilním stavu. Pro toho, kdo tuto ocel používá, je důležité vědět nakolik „stabilní“ je tento metastabilní austenit, neboť jeho případný rozpad (přechod oceli do stabilního stavu  $\alpha + \gamma$ ) představuje strukturní degradaci, která bude spojena se změnou hustoty, korozní odolnosti a celou řadou dalších (mechanických, magnetických, elektrických) vlastností

materiálu.



**obrázek 12 – charakteristická duplexní struktura oceli obsahující 24% Cr a 19% Ni po 8000 hod cyklického tepelného namáhání**

O tom, že ke strukturní degradaci austenitické oceli obsahující 24% Cr a 19% Ni opravdu dochází bylo prokázáno analýzou struktury vzorků tohoto materiálu, jež byl oddělen z ventilátorového kola žíhací pece po 8000 hod provozu, během něhož byla ocel vystavena teplotnímu cyklování s maximální teplotou 1000 °C. Struktura má charakteristický duplexní vzhled viz. **obrázek 12**, byť z hlediska fázového složení, jež bylo určeno RTG diffrakcí, je jednofázová ( $\gamma$ ). Elektronová mikrostruktura ukazuje, že strukturní složky (částice a matrix) se liší prvkovým složením částice obsahují více chrómu a méně niklu než matrice. To, co pozorujeme ve

struktuře tedy není precipitát, ale segregát.

Důvodem segregace, oddělení strukturní složky bohaté na chrom od složky bohaté na nikl, je opačné znaménko Guggenheimova potenciálu, který je v systému Fe-Cr kladný, zatímco pro systém Fe-Ni je záporný.

Ke změnám ve struktuře vysokolegovaných chromniklových ocelí, které vyústí ve zhoršení vlastností, může dojít při výrobě. To je možno ilustrovat na příkladu oceli ČSN 17 251, ve které dochází při výrobě ke strukturní degradaci, jež má za následek zhoršení tvářitelnosti. Tato ocel obsahuje 19 %Cr, 12 %Ni a 1,8% Si. Strukturní degradace se zde projevuje vznikem velkého množství mikrostaženin, jež jsou částečně vyplněny lamelárním agregátem **obrázek 13** a **obrázek 14**. Agregát je tvořen destičkami, které jsou odděleny prázdnými prostory a obsahují více chromu, méně niklu a méně křemíku než okolní matrix.

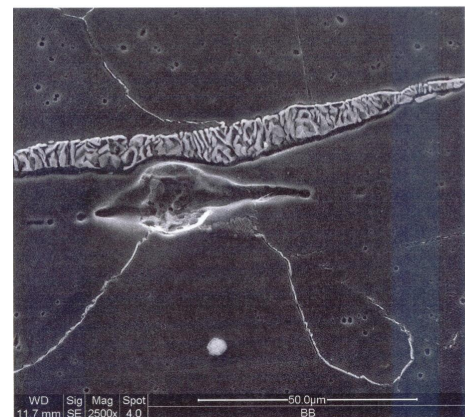
Při tváření se lamelární agregát drtí a mikrostaženiny protahují ve směru válcování, aniž se svaří (**obrázek 15**), což velice zhoršuje tvářitelnost a schopnost oceli rekrystalizovat. Primární příčinou vzniku mikrostaženin je křemík, který snižuje teplotu solidu jak v systému Fe-Ni, tak i v systémech Cr-Si a Ni-Si.



**obrázek 14 – Lamelární agregát vyplňující mikrostaženiny v oceli ČSN 17 251**

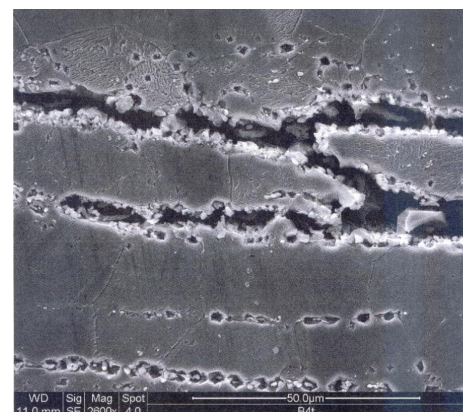
mikrostaženiny nevznikají, neboť chrom i nikl snižují ve slitině se železem solidu mnohem méně než křemík.

To, jakým způsobem spolu ve slitině reagují atomy železa, chromu, a niklu (to jaký

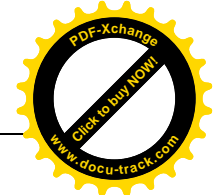
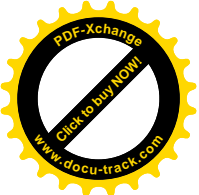


**Obrázek 13 – mikrostaženiny v oceli ČSN 17 251**

V chromniklových ocelích bez křemíku, o kterých je notoricky známo, že se tvářejí dobře,



**obrázek 15 – Při tváření oceli ČSN 17 251 se lamelární agregát drtí a mikrostaženiny protahují ve směru válcování, aniž se svaří**



je Guggenheimův potenciál jejich významné interakce) je příčinou strukturní nestability vysokolegovaných chromniklových ocelí. Což může nepříznivě ovlivnit výrobu těchto ocelí i jejich chování při dlouhodobém provozním zatížení za zvýšené teploty. Tato situace se může komplikovat dalšími legurami v důsledku specifické odlišnosti jejich interakce se železem, chromem a niklem. [14]

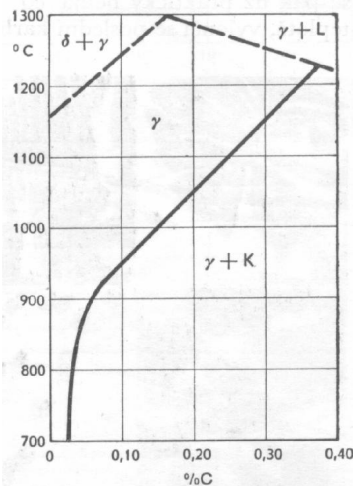
### 2.5.2 Stabilita austenitu (chromniklové oceli)

Oceli v oblasti  $\gamma$  a  $\gamma_s$  na **obrázku 7** mají po žíhání při 1000 až 1100 °C austenitický sloh. Avšak jen austenit ocelí v oblasti  $\gamma_s$  odpovídá rovnovážnému stavu i při nižších teplotách a je vskutku stabilní. Austenit v oblasti  $\gamma$  neodpovídá rovnovážnému stavu, od něhož se vzdaluje zhruba tím více, čím méně niklu obsahuje, ale může být neomezeně dlouho stálý za studena. Austenit chromniklové oceli 1Cr18Ni9 se krátkým ochlazením na -196 °C nemění a jen velmi citlivým měřením dilatometrem byly zjištěny změny, vysvětlované počátkem přeměny austenitu; výsledky takových měření jsou zakresleny v diagramu na **obrázku 7**. Vidíme tam, že obvyklé austenitické oceli typu 1Cr18Ni9 a z něho odvozené druhy jsou i za mrazu prakticky stálé a že pravá nestabilní povaha austenitu v oblasti  $\gamma$  na **obrázku 7** se projeví teprve v blízkosti hranice oblasti  $\gamma + M$ . Poloha této hranice ovšem ve skutečnosti není stálá, nýbrž závisí na teplotě.

Je známo, že plastickou deformací lze vyvolat přeměnu austenitu i nad teplotou  $M_s$  tím snadněji, čím více se blížíme k teplotě  $M_s$ . Austenitická ocel 1Cr18Ni9 a ostatní druhy z ní odvozené stávají se proto tvářením z studena feromagnetickými přeměnou austenitu na feromagnetickou fázi. Je to bezdifusní přeměna austenitu a vzniklou feromagnetickou fází bychom měli považovat za martenzit, který ovšem při obsahu uhlíku kolem 0,1 % i méně je málo tvrdý a ještě dostatečně houževnatý. Někteří autoři mu proto říkají quasimartenzit, jiní jej nazývají fází  $\alpha_2$ , analogicky s podobnou fází vznikající přeměnou austenitu v ocelích s 10 % Ni a nízkým obsahem uhlíku. Výsledky novějších prací ukazují, že naznačená přeměna austenitu je ještě složitější, že se vedle fáze  $\alpha_2$  může objevit i hexagonální fáze, nazvaná  $\nu$ , která ve velmi čistých slitinách železa s chromem a niklem s nestabilním austenitem byla zjištěna i po pouhém chladnutí, bez tvářením za studena. Fáze vzniklá přeměnou austenitu chromniklových ocelí tvářením za studena neodpovídá rovnovážnému stavu, proto není vhodné nazývat ji prostě feritem. [6]

### 2.5.3 Vylučování karbidů

Podle **obrázku 16** může austenit chromniklových ocelí blízko teploty tání rozpustit až 0,4 % C. S klesající teplotou se rozpustnost uhlíku v austenitu pronikavě zmenšuje, ale rychlým ochlazením oceli lze uhlík udržet v tuhém roztoku v austenitu, který je pak pod teplotami asi 350 až 400 °C neomezeně dlouho stálý, je přechlazený a „zamrzlý“. Proto ve struktuře žíhané oceli 1Cr18Ni9 na **obrázku 17** nejsou karbidy. Předpokladem pro vyloučení karbidů z austenitu přesyceného uhlíkem je difuze uhlíku a ta začíná znatelně až asi nad 400 °C. Zahříváme-li tedy ocel 1Cr18Ni9 žíhanou nad 1000 °C a rychle ochlazenou znovu při teplotách nad 400 °C, nejspíše v rozmezí 500 až 800 °C, vyloučí se z austenitu karbidy  $(Cr, Fe)_{23}C_6$ , protože při těchto teplotách je



**obrázek 16– rozpustnost uhlíku v austenitu oceli Cr18Ni8**

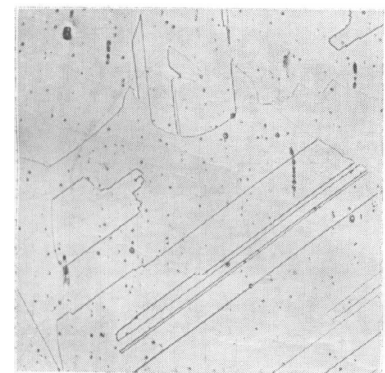
rozpustnost uhlíku v austenitu velmi malá; rychlost ochlazování je pak bezvýznamná. Stejně působí i pomalé ochlazování oceli z vysoké teploty nad 1000 °C, kde se karbidy vyloučí na rozhraní zrn austenitu. Tím se struktura austenitické chromniklové oceli s dodatečně vyloučenými karbidy liší od struktury tvářené za tepla až pod 900 °C a vůbec nežíhané nebo žíhané při nízké teplotě, která vykazuje také vyloučené karbidy, ale nikoli na rozhraní zrn, nýbrž dosti stejnoměrně

rozptýlené uvnitř zrn austenitu. Vysvětlení snadné.

Zahřáním oceli 1Cr18Ni9

na počáteční teplotu

tváření 1100 °C rozpustí se karbidy v austenitu. Během tváření se ocel zvolna ochlazuje a uhlík se v podobě karbidů vylučuje na rozhraní zrn a na kluzných plochách zrn austenitu. Během tváření avšak ocel neustále rekrystalizuje, rozhraní dřívějších zrn austenitu mizí a tvoří se zrna nová, ale karbidy už zůstávají, kde se vyloučily. Skončí-li tváření při teplotě dostatečně nízké, např. válcování pod 900 °C, je většina karbidů vyloučena dříve, než se vytvoří konečná zrna austenitu, na jejichž rozhraní se pak už prakticky nemá co



**obrázek 17 – ocel 1Cr18Ni9, žíhaná 1100\*1/2h/voda Austenit. Elektrolyticky leštěno i leptáno**

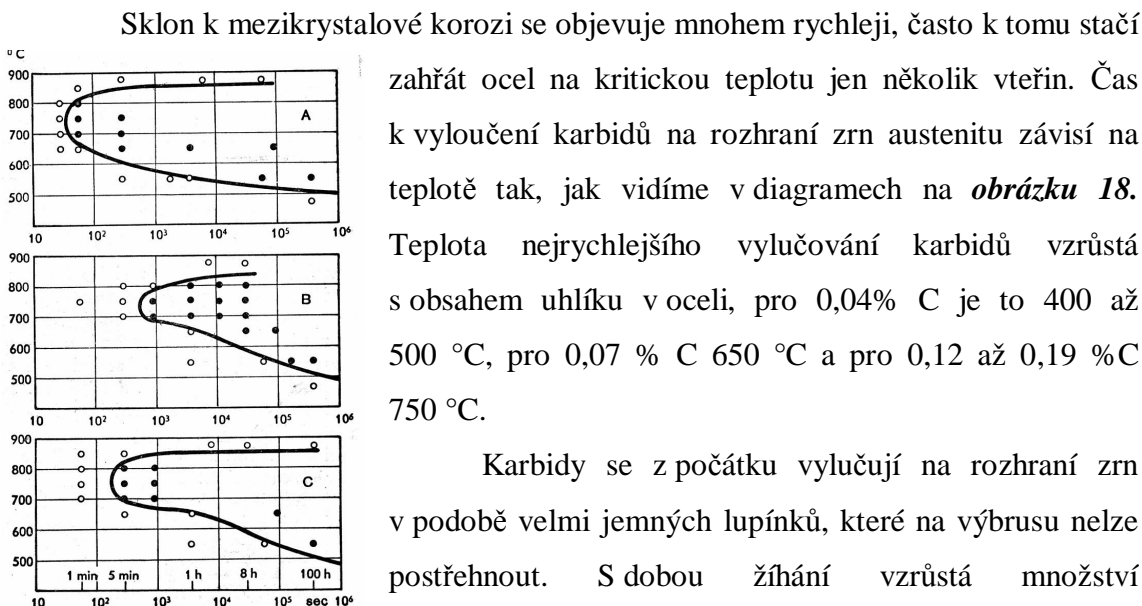
vyloučit. Neskončí-li tváření při dostatečně nízké teplotě, vyloučí se poslední karbidy ještě na rozhraní zrn.

Karbidy vyloučené na rozhraní zrn znehodnocují austenitické oceli. Oceli s takto vyloučenými segregáty karbidů jsou za studena i v žáru méně tvárné a houževnaté a podléhají lépe mezikrystalové korozi v agresivnějších prostředích.

Úbytek tvárnosti vlivem karbidových segregátů je znatelný zejména po dlouhém žíhání oceli v kritické oblasti teplot 500 až 900 °C a jeví se zejména poklesem vrubové houževnatosti, ale také zmenšením tažnosti i zúžení při trhací zkoušce za tepla i za studena. Ocelí náchylných ke vzniku karbidových segregátů není možno použít jako ocelí žárovevých, protože vždy jde dlouhodobé použití právě v kritické oblasti teplot a vylučování karbidů je nutno hodnotit jako hrubou nestabilitnost struktury oceli.

Křehnutí žárovevých ocelí vylučováním karbidů na rozhraní zrn austenitu lze zabránit, váže-li se uhlík přísadou prvku, který tvoří velmi stálé a těžko rozpustné karbidy. Je to též nejúčinnější opatření proti mezikrystalové korozi. [6]

### 2.5.4 Mezikrystalová koroze

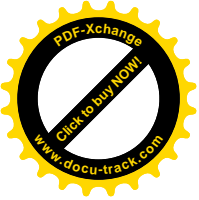


**obrázek 18 – Závislost rychlosti vylučování karbidů na teplotě, vliv obsahu uhlíku a dusíku**

●Mezikrystalová koroze ○Bez mezikrystalové koroze

	C	Cr	Ni	N %
A...	0,050	18,22	10,95	0,049
B...	0,025	18,30	9,72	0,062
C...	0,026	18,62	9,35	0,156





vyloučených karbidů, karbidy se shlukují v zrníčka a jsou viditelné. Vylučují se pak i na koncích dvojčatných lamel austenitu, a konečně i na plochách dvojčatných lamel. Zároveň vzrůstá rychlost mezikrystalové koroze. Rychlost vylučování karbidů závisí přímo na obsahu uhlíku v oceli. Velikost zrna oceli má vliv na mezikrystalovou korozi. Jemnozrnné oceli podléhají mezikrystalové korozi až po delším zahřátí v kritické oblasti teplot než oceli hrubozrnné. Lze si to vysvětlit tím, že v jemnozrnné oceli je součet všech ploch rozhraní zrn větší než v hrubozrnné oceli, a proto při stejném obsahu uhlíku v oceli vzniknou karbidové segregáty stejného stupně až za delší dobu. Stejně lze ovšem vysvětlit i menší sklon k mezikrystalové korozi austenitických ocelí značně tvářených za studena a pak zahřátých na kritickou teplotu, protože se tu karbidy vylučují i na nesčetných kluzných plochách a obsahuje-li ocel nestabilní austenit, na martensitických lamelách.

Mezikrystalová koroze nastává ovšem jen v agresivnějších prostředích, může ohrozit zejména svařované výrobky, neboť podél svaru se po obou jeho stranách vždy vyskytují pásma, kde byla ocel zahřáta právě jen na kritickou teplotu.

Prvním účinným opatřením proti mezikrystalové korozi je zbavit ocel karbidových segregátů na rozhraní zrn austenitu vyžháním při 1050 – 1100 °C. Jeho provedení je v praxi omezeno na jednoduché a menší předměty.

Druhým technicky používaným opatřením je snížení obsahu uhlíku v oceli tak, aby se karbidy na rozhraní zrn austenitu vůbec nevylučovaly. Stačí zmenšit obsah uhlíku pod 0,07 %, aby při svařování nevznikaly škodlivé karbidové segregáty v oceli v oblasti vedle svaru. Účinnější je snížení obsahu uhlíku až na 0,03 %. Oceli tohoto druhu se však též nehodí k trvalému použití v kritické oblasti teplot, protože snížením obsahu uhlíku se podle **obrázku 18** jen zvětší čas potřebný k vyloučení karbidů na rozhraní zrn austenitu. Mezikrystalové korozi nelze zabránit ani velmi malým obsahem 0,003 %C, trvá-li žhání v kritické oblasti teplot přiměřeně dlouho. Mezikrystalovou korozi ostatně způsobují nejen segregáty karbidů, ale i nitridy a pravděpodobně i segregace jiných sloučenin. Nepříznivý vliv obsahu uhlíku a dusíku na mezikrystalovou korozi jasně dokazují diagramy na **obrázku 18**.

Třetí a neúčinnější opatření spočívá v tom, že uhlík a dusík se váže v podobě velmi stálých karbidů a nitridů, které se v austenitu téměř nerozpouštějí ani při velmi vysokých teplotách, takže se pak v kritické oblasti teplot z austenitu nemůže nic vyloučit. K tomu se nejlépe hodí titan a také niob a tantal. Vázání veškerého uhlíku v podobě TiC, NbC nebo TaC by vyžadovalo k oceli přidat na daný obsah uhlíku více

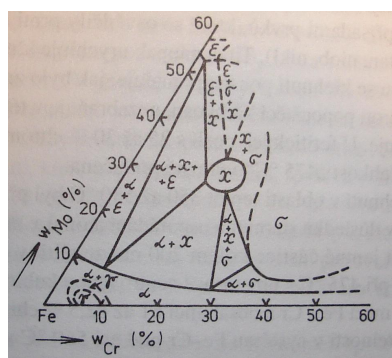
než čtyřnásobek titanu, nebo osminásobek niobu, nebo patnáctinásobek tantalu. Je nutno ještě vázat dusík, jehož bývá v austenitických chromniklových ocelích vždy několik setin procenta. Takové oceli se nazývají stabilizované, čímž je míněna stabilita proti vylučování škodlivých segregátů na rozhraní zrn.

Stabilizace titanem nebo niobem je také jediným účinným opatřením proti křehnutí žárupevných ocelí vylučováním karbidů na rozhraní zrn a je neúčinnější, žilá-li se ocel 2 až 4 hodiny při 850 až 900 °C (stabilizační žihání). [6]

### 2.5.5 Fáze sigma

V systému Fe-Cr vzniká intermetalická sloučenina – fáze  $\sigma$ , obsahující jeden atom Fe jeden atom Cr. Je tvrdá, nemagnetická a krystalizuje v tetragonální soustavě. Obecně vzniká fáze sigma tehdy, jestliže jde o slitinu kovů, z nichž jeden má prostorově a druhý plošně centrovanou krychlovou mřížku a jejichž atomové poloměry se neliší více než o 8%. Některé prvky, jako Mo, Si, Ni, Mn, posunují hranici tvorby sigma fáze směrem k nižším obsahům chrómu. Ve směsi s fází alfa se fáze sigma vyskytuje od 20 do 70 % chrómu při teplotách mezi 500 až 800 °C při relativně dlouhém působení těchto teplot. Ta může být naštěstí převedena do roztoku ohřevem krátkou dobu na teploty nad 800 °C (1 hodina anebo více). Slitiny s manganem, niklem a molybdenem vyžadují k rozpouštění fáze sigma delší čas nebo vyšší teploty.

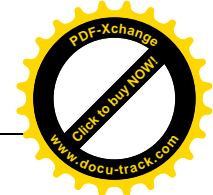
Zpracování za studena urychluje tvorbu fáze sigma. Vznik fáze sigma je spojen



**Obrázek 19** – řez rovnovážným diagramem Fe-Cr-Mo při 900 °C s vyznačením oblastí existence fáze sigma, chí a epsilon

s výrazným snížením tažnosti houževnatosti, zvláště když jsou tyto vlastnosti zkoušeny na normální teploty. U většiny slitin Fe-Cr je ke vzniku fáze sigma zapotřebí řádově sta hodin, tzn., že svařování a lití neposkytují obvykle dostatek času za vhodných teplot k její tvorbě.

Oblast fáze sigma a smíšená oblast jejího výskytu spolu s feritem jsou naznačeny v diagramu na obrázku 19. Vznik fáze sigma byl zjištěn i u ocelí se 16 % Cr, avšak až po 5000 hodinách při teplotě 570 °C. Uvedené prvky posunující oblast tvorby fáze sigma k nižším obsahům chrómu také urychlují její



tvorbu. Dusík nemá na tvorbu fáze sigma výrazný vliv. Vyšší obsahy uhlíku působí stejně jako snížení obsahu chrómu o tolik, kolik chrómu váže uhlík v podobě karbidů.

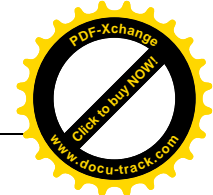
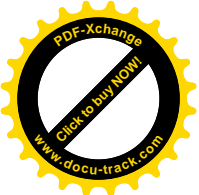
Vyloučením fáze sigma v oceli vzrůstá křehkost, tvrdost, pevnost a mez kluzu a klesá tažnost a kontrakce při trhací zkoušce za normální teploty, a to tím více, čím více fáze sigma se vyloučilo. Změny mechanických vlastností lze zjistit i tehdy, kdy ještě nemůžeme dokázat vyloučení fáze sigma metalograficky nebo rentgenograficky. Fáze sigma nepředstavuje velké nebezpečí pro feritické korozivzdorné oceli, s výjimkou případů, kdy se jich používá v oblasti teplot její stability, tj. 550 až 800 °C, a u litých ocelí, v nichž nestejnorodost chemického složení může vyvolat vznik této fáze během ochlazování po tepelném zpracování. Výskyt fáze sigma nelze zcela vyloučit ve svarech ocelí s obsahem chrómu vyšším než 20%, její tvorba je však velmi pomalá. Pro svou křehkost je fáze sigma zvláště nežádoucí v žárovečných ocelích.

Vznik fáze sigma poněkud zhoršuje odolnost feritických ocelí proti korozi, většinou však jen mimo pasivní oblast, protože sama je schopna pasivace. Ve struktuře vzniká v souvislých řadách ostrůvků kolem rozhraní feritu. Z jistých podmínek mohou tyto ostrůvky fáze sigma být přednostně napadány, výsledkem čehož je selektivní korozní napadení. [10]

### 2.5.6 Změny vrubové citlivosti

Během běžného provozu v motorech vozů dálkové přepravy a kolejových vozidel se teplotní expozice kumuluje. Struktura austenitických zrn se mění. Dochází k jejich přerozdělování a změně morfologie karbidů. Nedovoleným tepelným přetěžováním motorů nebo provozem (spalovacím procesem), který zhorší odvod tepla z ventilu, dochází ke strukturním změnám, které vedou k jejich vzniku a křehnutí materiálu hlav výfukových ventilů. Roste pevnost za studena přes hodnotu 1470 MPa (doporučená tolerance pro ocel 17 465 Rm <900;1470>MPa).

Spolupůsobením agresivních produktů spalovacího procesu se tvoří od namáhaného povrchu do hloubky řetězce karbidů až do souvislé obálky zrn austenitu. Teplotní zátěž vede ke ztrátě stability austenitu a tvorbě tmavých zrn „pseudoperlitu“. Degradací procesy zvyšují vrubovou citlivost oceli. Ve výjimečných případech může nastartovat únavový lom na dosud „spící“ technologické vadě. Jejich nejčastějším zdrojem bývají nespojitosti v oblasti začátku a konce sedlového návaru. K poruše ventilu únavovým lomem tak může dojít daleko za cykly  $10^7$  pro mez únavy.



Dlouhodobým hodnocením případů porušení ventilů byla stanovena kritická velikost návarové vady 1mm. Po zavedení ultrazvukové kontroly návarů a nedestruktivní diagnostice degradace struktury se havárie ventilů potlačily i v těchto mimořádných provozních případech. [4]

## 2.6 Hodnocení stupně degradace

Porušování austenitických ocelí je doprovázeno strukturními změnami, které lze indikovat buď nepřímo, tedy prostřednictvím změn fyzikálních (magnetických) vlastností. Tyto změny je např. možno indikovat měřením zbytkového magnetického pole v materiálu nebo jinými podobnými metodami. Ovšem nejpřesnější stanovení konkrétního fázového složení se docílí prostřednictvím metody RTG difrakční fázové analýzy. Hodnocením magnetických vlastností lze stanovit nepřímo poměr nově vzniklých feromagnetických fází, naproti tomu přímou metodou RTG difrakční analýzou lze přesně definovat všechny fáze, které se v materiálu po teplotní a mechanické expozici vyskytují.

## 2.7 Magnetické vlastnosti látek

### Rozdělení magnetických vlastností

Magnetická susceptibilita  $\chi$  a magnetická permeabilita  $\mu$  jsou veličinami skalárními, které charakterizují magnetické vlastnosti látek. Podle jejich hodnot lze látky rozdělit do tří skupin:

1. diamagnetické  $\mu < 1, \chi < 0,$
2. paramagnetické  $\mu > 1, \chi > 0,$
3. feromagnetické  $\mu \gg 1, \chi \gg 1.$

Látky diamagnetické jsou magnetickým polem vypuzovány. Do této skupiny patří např. Cu, Ag, Au, Bi, grafit...

Látky paramagnetické jsou magnetickým polem slabě přitahovány, jsou to např. kovy alkalických zemin, Al, Pt, vzácné zeminy, atd.

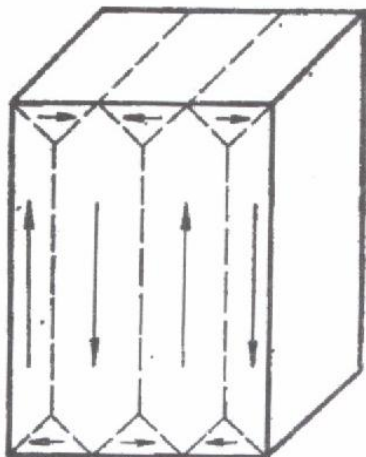
U feromagnetických látek závisí permeabilita na intenzitě magnetického pole, patří k nim Fe, Co, Ni a jejich slitiny dále i některé slitiny neferomagnetických kovů. Důležitou vlastností v tomto případě je to, že si podržují magnetizaci, i když magnetické pole zanikne. Magneticky tvrdé materiály se tedy mohou stát permanentními magnety.

### Podstata feromagnetizmu

Feromagnetismus kovů je způsoben existencí magnetických momentů atomů, z nichž je feromagnetická látka složena. Výsledný magnetický moment atomů může být způsoben buď orbitálními, nebo spinovými momenty, popřípadě oběma druhy momentů současně. Momenty podmiňující feromagnetický stav látky jsou vyvolány z největší části spinem elektronů, neboť orbitální momenty elektronů bývají téměř vykompenzovány. U energetických hladin, ve které jsou elektrony plně obsazeny se spinové momenty elektronů v atomu na vzájem kompenzují, a proto lze očekávat feromagnetismus jen u takových atomů látek, které mají některou z vnitřních energetických hladin zaplněnou jenom částečně. U atomů železa, kobaltu a niku jsou to hladiny 3 d.

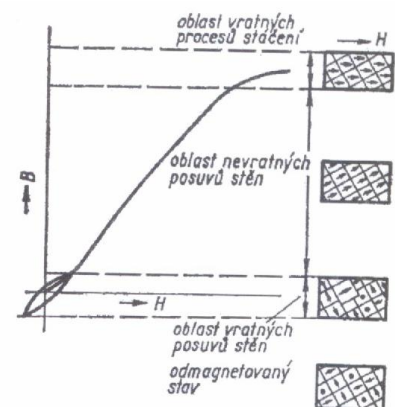
### Magnetizační křivka

Každý krystal feromagnetického kovu se skládá z malých oblastí zvaných domény. Rozhraní mezi doménami se nazývají Blochovými stěnami. Uvnitř každé domény se řadí k sobě paralelně souhlasné spiny



**obrázek 20 – doménová struktura**

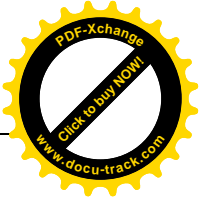
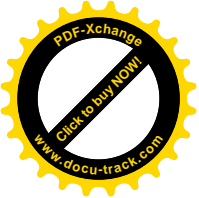
elektronů  
sousedících atomů,  
čímž dochází ke  
spontánní  
magnetizaci.  
Orientace  
jednotlivých  
domén je však zcela



**obrázek 21 – křivka prvotní magnetizace**

nahodilá, takže se magnetické momenty domén navzájem ruší a kov vystupuje navenek jako nemagnetický (**obrázek 20**). Magnetické oblasti zde tvoří uzavřený obvod.

Závislost magnetizace na intenzitě magnetického pole lze vyjádřit magnetizační křivkou, kdy na svislou osu vynášíme magnetizaci I nebo indukci B a na vodorovnou osu intenzitu magnetického pole H (**obrázek 21**). Tuto křivku nazýváme křivkou prvotní magnetizace nebo křivkou panenskou. Na této křivce lze pozorovat tři úseky, odpovídající jednotlivým mechanismům magnetizace. V prvním úseku dochází k vratným posuvům Blochovy stěny a růstu vhodně orientovaných domén. V druhém



úseku jsou posuvy už nevratné a dále pak v úseku třetím se děje magnetizace procesem otáčení. Tyto mechanismy se navzájem překrývají a jsou u různých feromagnetických látek různé. [16]

## 2.8 Vybrané metody pozorování struktury ocelí

### 2.8.1 Metoda impulsní magnetické strukturoskopie bodového pólu

Principem je teorie lokálního měření zbytkového magnetického pole  $H_r$ , které zůstane v materiálu po prvotní magnetizaci, jedná se o balistický způsob magnetizace.

V oceli se stejně magneticky orientované atomy soustřeďují v doménách, které tvoří jakási subzrna v zrnech struktury. Polarizací vnějším magnetickým polem dochází k růstu domén posunem tzv. Blochových zón a polarizací shodnou s vnějším magnetickým polem, nebo dochází ke skokové změně polarizace tzv. Barkhausenovými přeskoky (zdroj Barkhausenova šumu). Po zániku vnějšního magnetického pole se  $H_o$  nevrátí do původního stavu, pak vzniká remanentní polarizace  $I_r$ . Zmagnetované místo má vlastní magnetické pole o intenzitě  $H_r$ . Vratným změnám brání atomy feromagnetika vázané v molekulách, atomární napětí a mřížkové poruchy. Proto složky struktury, které obsahují karbid železitý, martenzit, četné dislokace a hranice zrn vykazují vysokou hodnotu remanentní polarizace  $I_r$ .

$$H_r = H_o - \left( \frac{N \cdot I_r}{\mu} \right)$$

Demagnetizační činitel  $N$  charakterizuje vnější i strukturní geometrické poměry rozhraní feromagnetika. Na zkoušené místo výrobku působí impulsní magnetické pole o intenzitě  $H_o$ . Snímačem  $H_r$  může být Hallova nebo Försterova sonda. S hloubkou průniku magnetizačního pole klesá vliv jednotlivých zrn na  $H_r$ , v praxi do  $t = 12\text{mm}$ .

Výhodou této nedestruktivní metody je, že umožňuje provádět 100% kontrolu produkce výrobků a to i v jeho kriticky namáhaných lokalitách. [11]

### 2.8.2 Metoda magneto – optické metalografie

Jedná se o zvláštní nedestruktivní magnetickou metodu, která využívá shodných principů jako ostatní magnetické metody. Tedy, že běžná konstrukční ocel je magnetická a typický defekt – např. trhлина – nemagnetická. Při vhodném magnetování se nad materiálem v důsledku rozdílu permeabilit vytvářejí rozptylové magnetické toky, které je nutno v prvním kroku detekovat a dále vyhodnotit. Metoda se nazývá

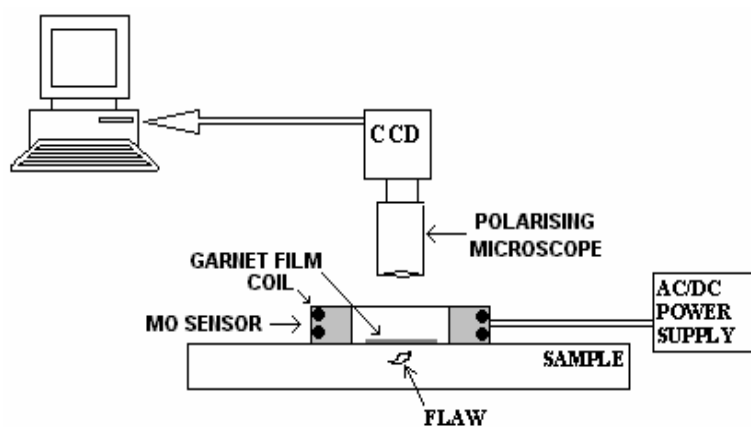
metodou rozptylových toků. Poměrně snadná indikace defektů však většinou nemá jednoduchou interpretaci.

Pokud se jako senzor použije magneto-optický (MO) film, mluvíme o MO metodě. Předností MO metody je zejména možnost mapování rozptylového pole na relativně velké ploše a to i při velmi malé vzdálenosti od materiálu ( $\approx 1 \mu\text{m}$ ). Naopak jistou komplikací představují „zbytky“ magnetických domén, které jsou zachycovány na vnitřních poruchách senzoru. MO metoda přináší nové informace i v oblasti metalografie, zejména z hlediska v možnosti zkoumat přesněji postupně konkrétnější oblast.

Řada prací ukazuje, že nemagnetismus, kterým jsou obecně austenitické ocele charakteristické, se může v průběhu času měnit. Prostřednictvím magneto-optické metody lze zjistit, že v okolí únavové trhliny lze nalézt feromagnetickou alfa fázi.

### Zařízení a vzorky

Experimentální uspořádání MO metody je schematicky znázorněno na *obrázku 22*. Základním prvkem je citlivý MO film-senzor, dále polarizační mikroskop, CCD kamera a PC vybavené softwarem pro zpracování a analýzu obrazu.

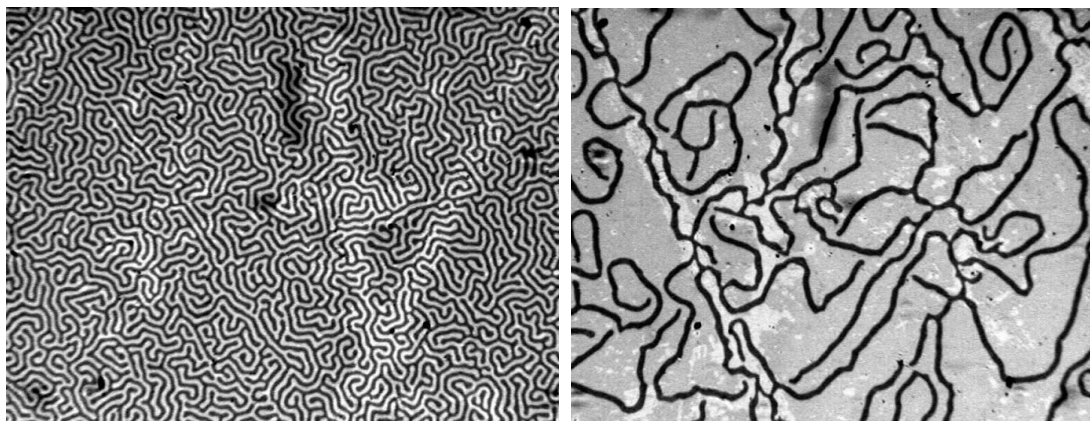


*obrázek 22 – schematické uspořádání experimentálního zařízení*

Používané MO filmy jsou odvozeny od základního magnetického granátu -  $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ . Jejich doménová struktura vykazuje kolmou magnetizaci a zviditelňuje se v polarizačním mikroskopu s využitím Faradayova jevu. Hlavním parametrem, který rozhoduje o vhodnosti granátového filmu je velikost kolmého magnetického pole, kdy dochází k saturaci filmu a kdy doménová struktura mizí. Dále je to kontrast obrazu, perioda doménových struktur a tloušťka filmu. Granátový film je opatřen tenkou často hliníkovou zrcadlicí vrstvou, což je nezbytné pro pozorování neprůhledných vzorků, které jsou umístěny pod ním.

Princip metody je založen na sledování a vyhodnocení změn doménových struktur vlivem rozptylového magnetického toku, který generuje materiál pod senzorem. Na **obrázku 23** je vidět typická doménová struktura námi nejpoužívanějšího senzoru a to v nulovém vnějším poli (vlevo) a ve vnějším poli cca 800 A/m (vpravo). Velikost zobrazené plochy je v případě všech obrazů této práce cca 1,5 mm x 1 mm.

Při měření je senzor umístěn na diagnostikovaný materiál. Magnetizační pole je generováno solenoidem a to v kolmém směru k povrchu materiálu. Pokud se v zorném poli mikroskopu vyskytují zřetelné nehomogenity v rozložení doménové struktury, mluvíme o lokálních „defektech“. V opačném případě jde o integrální diagnostiku.



**obrázek 23** – *typická doménová struktura MO filmu bez pole (vlevo) a v kolmém homogenním poli velikosti 800 A/m (vpravo)*

Prostřednictvím magneto-optické metody je možno rozpoznat odlišnou strukturu, v našem případě se jedná o odhalení feromagnetické struktury Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>. [7]

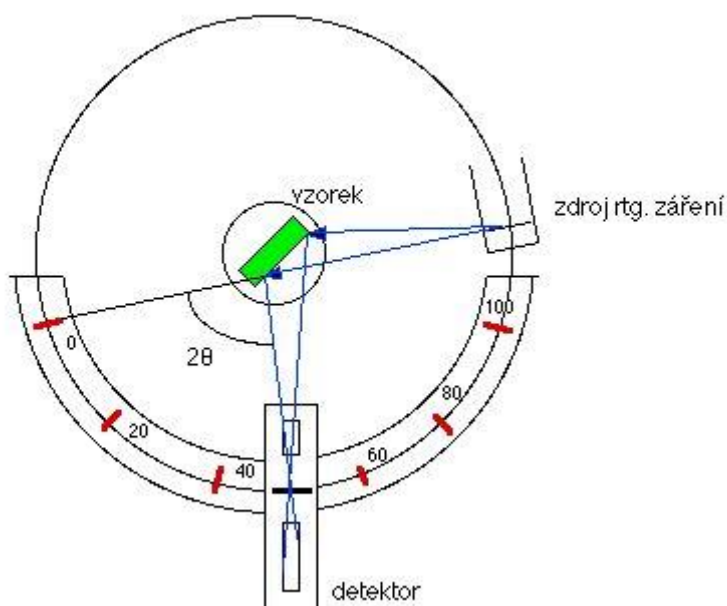
### 2.8.3 RTG difrakční analýza

RTG difrakční analýza patří mezi metody sloužící k určování chemického nebo strukturního složení. Principem analýzy je difrakce rentgenového záření na mřížce zkoumané látky. Základem této metody je Braggova rovnice

$$2d \sin \theta = n\lambda,$$

která charakterizuje podmínky pro difrakci tak, že paprsky odražené od jednotlivých rovin mřížky mohou interferovat jen tehdy, je-li jejich dráhový rozdíl roven celistvému násobku délky vlny, jestliže vztah mezi vlnovou délkou  $\lambda$ , mezirovinnou vzdáleností  $d$  a úhlem  $\theta$  vyhovuje právě výše uvedené Braggově rovnici.

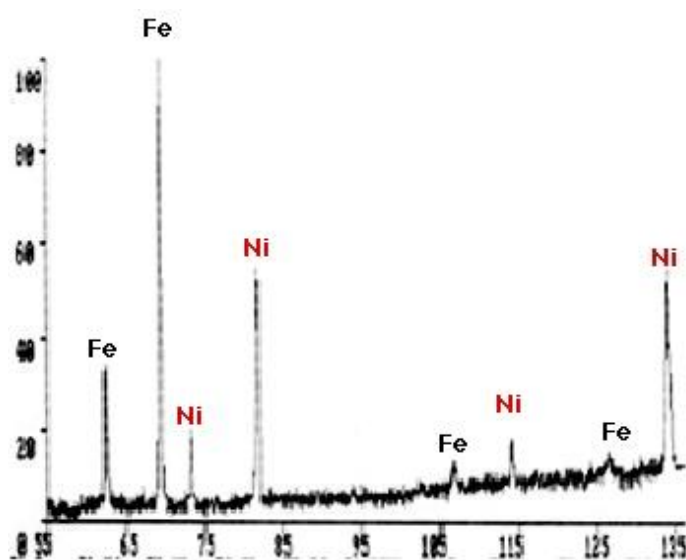




**obrázek 24 - obecné schéma difraktometru**

je umístěn po obvodu, nebo pomocí speciálního detektoru. Na **obrázku 24** je uvedeno obecné schéma difraktometru.

Výsledkem měření RTG difrakční analýzy je po zpracování záznam zvaný difraktogram s jednotlivými difrakčními liniemi, kde je na vodorovné ose uveden úhel

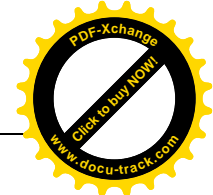
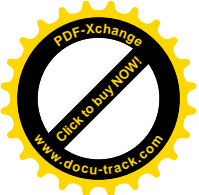


**obrázek 25 – difrakční záznam z povrchu oceli**

železa tak niklu. [17]

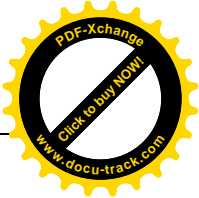
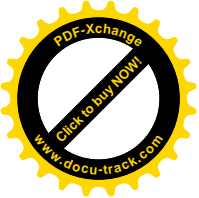
Při studiu polykrystalických látek je často používána Debyeova – Scherrerova metoda. V průběhu měření touto metodou se vzorek otáčí kolem osy, čímž se zvyšuje pravděpodobnost postupného nastavení dalších krystalových zrn do reflexní polohy. Výsledné odrazení paprsků je buď zaznamenáváno na film, který

$\theta$  respektive  $2\theta$  a na svislé ose intenzita jednotlivých difrakčních linií. Příklad difraktogramu je uveden na **obrázku 25**. Tento představuje difrakční záznam z povrchu oceli, který byl přetaven zářením laseru a do taveniny přimíchán prášek niklu. Na záznamu jsou jasně rozlišeny difrakční linie jak



Zásadní skutečnost, která dělá RTG difrakční analýzu tak důležitou je, že každá látka má svůj charakteristický difrakční záznam. Určování fázového složení se tedy dále provádí porovnáváním difraktogramu analyzované látky s databází známých látek.

Například uvažujeme-li ocel, která se skládá z fáze martenzitu a austenitu, pak difrakční diagram bude sestávat ze superpozice jejich difrakčních spekter. Protože martenzit má elementární buňku tetragonální prostorově centrovanou a austenit má mřížku kubickou plošně centrovanou, budou na difrakčním diagramu jasně rozlišitelné linie obou fází. Protože intenzita jejich difrakčních linií je přímo úměrná objemovému podílu krystalků martenzitu a austenitu v ozářeném objemu vzorku, můžeme z měření intenzity tento podíl stanovit.



### 3. Experimentální část

Pro zkoumání degradačních projevů austenitických ocelí posloužily výfukové ventily z motorů s různou dobou provozu, která je specifikována v kapitole 3.2. Ventily byly původně vyráběny a dodávány dvěma společnostmi a to společností PRAGA Hrádek nad Nisou a TRW DAS Dačice. V dnešní době dodává ventily pouze společnost TRW DAS Dačice, tedy všechny zkoumané ventily pocházejí od tohoto výrobce. **Tabulky 5 a 6** charakterizují ventily, které byly podrobeny zkoumání.

Na vzorcích, které jsou popsány v kapitole 3.2, byly aplikovány čtyři metody pozorování strukturních změn. Jedná se o běžný metalografický rozbor, analýzu metodou magneto-optické metalografie, měření remanentního magnetismu a RTG difrakční analýzu. Aby bylo možno v závěru porovnat všechny výše uvedené metody, byla snaha v průběhu všech měření aplikovat jednotlivé metody do jednoho místa, s přesností, jakou umožňují výše uvedené metody.

#### 3.1 Charakteristika trimetalického výfukového ventilu

*tabulka 5 – charakteristika trimetalického ventilu*

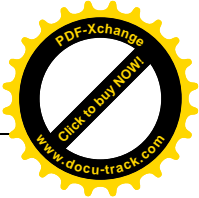
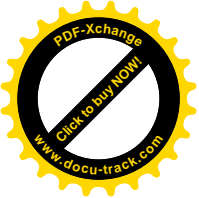
Část ventilu	Materiál	Mechanické vlastnosti Pevnost Rm / tvrdost
Dřík	X45CrSi9-3 (EN 1.4718) (ČSN 17 115)	min. 883; max. 1030 MPa
Hlava	X53CrMnNiN21-9 (EN 1.4871) (ČSN 17 465)	min.1000; max. 1470 MPa
Návar	P37S	40HRC

*tabulka 6 – střední chemické složení ocelí použitých na výrobu ventilu*

Značení ČSN	Střední chemické složení [%]						
	C	Mn	Si	Cr	W	Ni	N
17 115	0,45	-	3,2	9	-	-	-
17 465	0,52	9,5	-	21	-	4,0	0,35

Vnější projevy degradace austenitických ocelí, které posloužily jako zadání této i předešlým diplomových pracím, jsou následující dva:

- netěsnost v oblasti styku ventilu s hlavou válců
- iniciace podpovrchové vady



### netěsnost v oblasti styku ventilu s hlavou válce

Jedná se o poruchu, kdy ventil přestane těsnit a začne tzv. „podfukovat“ a vlivem štěrbinového efektu dochází nejprve k znehodnocování materiálu okraje talířku ventilu a v okamžiku, kdy dojde, právě vlivem štěrbinového efektu, k úbytku materiálu v těsném kontaktu se stelitovým těsnícím návarem, ztrácí tento velmi odolný kobaltový materiál svoji schopnost odvádět teplo do materiálu ventilu. Výsledkem je porušení stelitového návaru a totální ztráta těsností, která vede k bezprostřední havárii celého ventilu, tedy dále válce i motoru.

### realizace podpovrchové vady

V tomto případě dochází vlivem změn struktury materiálu k iniciaci do té doby klidných podpovrchových vad, mezi které patří nedokonalý svar (tzv. studený spoj), nebo jinak nekvalitní spojení materiálu hlavy ventilu a stelitového návaru. Strukturní změny materiálu hlavy ventilu v kombinaci s těmito výše uvedenými vadami iniciují únavový lom, který vede k havárii.

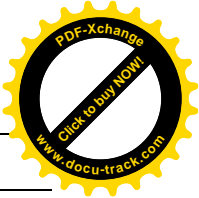
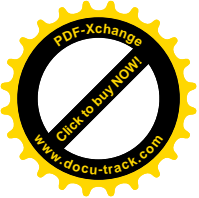
## 3.2 Popis jednotlivých vzorků

---

### Vzorek číslo 1

<b>Počet ujetých km:</b>	více než 100 000 (ventil z motoru po GO)
<b>Forma vzorku:</b>	metalografický výbrus z oblasti, kde je znatelný jak materiál talířku ventilu, tak i stelitový návar
<b>Popis provozu:</b>	palivo: bioplyn
<b>Označení ventilu (hlavy):</b>	027 (135–2)
<b>Popis vzorku:</b>	kontaktní plocha stopka/vahadlo – nesymetrický pás – adheze/abraze, na velmi slabých soustředných adhezních kruzích. Ventil se velmi brzy přestal točit. Sedlová plocha (SP) bez vměstků a výrazného vytlučení (vymačkaná hrana sedla). Sezení (lesk SP) v protilehlých pásmech kolmo k vypálené oblasti. Směrem k místu propálení SP roste obnažení návaru tepelně odstraněným materiálem hlavy na 110 <sup>0</sup> obvodu výrazněji ze strany talíře (příloha 03 <b>obrázek 01</b> ). Paralelní praskliny SP lemují průpal (příloha 03 <b>obrázek 02</b> ). Kuželový povrch hlavy má úzký pás silných úsad cca 110 <sup>0</sup> od průpalu. Povrch průpalu není tvořen lomovou plochou [15].

---



**Vzorek číslo 2**

<b>Počet ujetých km:</b>	více než 100 000 (ventil z motoru po GO)
<b>Forma vzorku:</b>	celistvý ventil
<b>Popis provozu:</b>	palivo: bioplyn
<b>Popis porušení:</b>	bez porušení
<b>Označení ventilu (hlavy):</b>	027 (13–1)
<b>Popis vzorku:</b>	rovnoměrné soustředné zaleštění. SP výrazně symetricky vytlučena >0,6mm při vnějším obvodu. Povrch kontaktní plochy SP hrboletý, bez lesku. Vrstvy světlých až bílých úsad na kuželu i čele obou ventilů (příloha 03 <b>obrázek 03</b> ) [15].

---

**Vzorek číslo 3**

<b>Počet ujetých km:</b>	110 000
<b>Forma vzorku:</b>	celistvý ventil
<b>Popis provozu:</b>	DKV Chomutov, lokomotiva (palivo: nafta)
<b>Popis porušení:</b>	bez porušení
<b>Označení ventilu (hlavy):</b>	- (TG1-722.01-003)
<b>Popis vzorku:</b>	bez viditelné vady, pokrytý tmavými úsadami SP částečně lesklá (příloha 03 <b>obrázek 04</b> )

---

**Vzorek číslo 4**

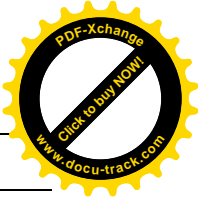
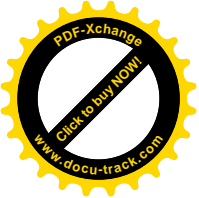
<b>Počet ujetých km:</b>	285 400
<b>Forma vzorku:</b>	celistvý ventil
<b>Popis provozu:</b>	ČSAD Karviná
<b>Popis porušení:</b>	bez viditelné vady, pokrytý velmi jemnou vrstvou tmavých úsad, SP lesklá (příloha 03 <b>obrázek 05</b> )
<b>Označení ventilu (hlavy):</b>	- (S91-704-0142)

---

**Vzorek číslo 5**

<b>Počet ujetých km:</b>	580 000
<b>Forma vzorku:</b>	metalografický výbrus z oblasti středu talířku
<b>Popis provozu:</b>	-
<b>Popis porušení:</b>	havárie ventilu
<b>Označení ventilu (hlavy):</b>	-

---



**Vzorek číslo 6**

<b>Počet ujetých km:</b>	0
<b>Forma vzorku:</b>	metalografický výbrus z oblasti středu talířku
<b>Popis provozu:</b>	-
<b>Popis porušení:</b>	-
<b>Označení ventilu (hlavy):</b>	-

---

**Vzorek číslo 7**

<b>Počet ujetých km:</b>	více než 100 000
<b>Forma vzorku:</b>	celistvý ventil
<b>Popis provozu:</b>	palivo: bioplyn
<b>Popis porušení:</b>	celá plocha v kontaktu (rotace); úzký pás výrazných adhezních rýh (náhlá ztráta rotace). SP dokumentuje pokročilý stav poškození. Chybí pásmo otlaků a jamek. Zato rovněž po 90° se nalézá pásmo prasklin s částečně vypadlým návarem (příloha 03 <b>obrázek 06</b> ) a pásmo s částí zcela již chybějícím návarem (příloha 03 <b>obrázek 07 a obrázek 08</b> ) [15].
<b>Označení ventilu (hlavy):</b>	-

---

**Vzorek číslo 7.a**

<b>Počet ujetých km:</b>	0
<b>Forma vzorku:</b>	metalografický výbrus z oblasti středu talířku
<b>Popis provozu:</b>	-
<b>Popis porušení:</b>	-
<b>Označení ventilu (hlavy):</b>	-

---

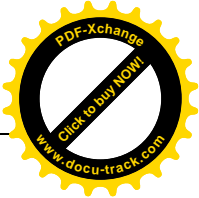
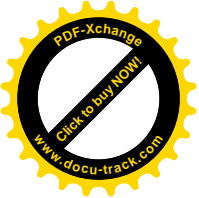
**Vzorek číslo 8**

<b>Počet ujetých km:</b>	160 000
<b>Forma vzorku:</b>	metalografický výbrus z oblasti středu talířku
<b>Popis provozu:</b>	-
<b>Popis porušení:</b>	havárie ventilu (bez bližší specifikace)
<b>Označení ventilu (hlavy):</b>	-

---

**Vzorek číslo 9**

<b>Počet ujetých km:</b>	149 050
<b>Forma vzorku:</b>	celistvý ventil a metalografický výbrus z oblasti, kde je znatelný jak materiál talířku ventilu, tak i stelitový návar



<b>Popis provozu:</b>	-
<b>Popis porušení:</b>	Bez rotace. Světle hnědé úsady, místy na čele zvrstveny. SP bez vytlučení plné vměstků. Po obvodu rovnoměrný kontakt se sedly (příloha 03 <i>obrázek 09</i> ). Ventil má v šíři 5mm propálenou SP bez paralelních prasklin či eroze oceli hlavy ze stran návaru – klínovitý výpal cca 15mm do hlavy se ostře zařezává do boků hlavy (příloha 03 <i>obrázek 10, obrázek 11</i> ). [15]
<b>Označení ventilu (hlavy):</b>	-

---

**Vzorek číslo 10**

<b>Počet ujetých km:</b>	520 000
<b>Forma vzorku:</b>	metalografický výbrus z oblasti středu talířku
<b>Popis provozu:</b>	-
<b>Popis porušení:</b>	havárie ventilu (bez bližší specifikace)
<b>Označení ventilu (hlavy):</b>	-

---

**Vzorek číslo 11**

<b>Počet ujetých km:</b>	285 000
<b>Forma vzorku:</b>	metalografický výbrus z oblasti středu talířku
<b>Popis provozu:</b>	-
<b>Popis porušení:</b>	havárie ventilu (bez bližší specifikace)
<b>Označení ventilu (hlavy):</b>	-

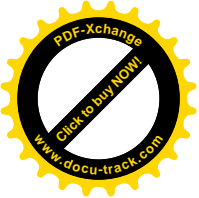
---

### 3.3 Poznání z předchozích diplomových prací

**Změny mechanických vlastností austenitické ventilové oceli**

Z provedených experimentů vyplývají následující poznatky:

- Simulace provozu žháním není reálná a vykazuje odlišné výsledky oproti vzorkům získaným z provozu. V materiálu simulované tepelně namáhaných ventilů neprobíhají změny struktury stejným mechanismem. Je zřejmé, že u ventilů namáhaných provozem nedosahují teploty takových hodnot, při kterých byla simulace prováděna.
- Z mechanických vlastností je závislá na délce provozu především vrubová houževnatost, která vykazuje zhruba trojnásobný pokles oproti vzorkům novým jak při teplotě 20 °C, tak při teplotě 200 °C. Mechanické hodnoty meze pevnosti v tahu a smluvní meze jsou pak na provozu téměř nezávislé a vykazují hodnoty obdobné jako materiály nové. Tvrdost měřená na dřívku



ventilu dosahuje vyšších hodnot oproti tvrdosti měřené při kalotě, na změnu feromagnetičnosti nijak nepoukazuje.

- Strukturní změny u ventilů zatěžovaných provozem nastávají. Jsou zde patrné vyloučené karbidy na rozhraní zrn a také fáze  $\sigma$ , liší se intenzitou vyloučení v souvislosti s délkou provozu, nikterak však lineárním nárůstem. [1]

### **Profil tvrdosti ventilů vznětových motorů a jeho změny teplotní expozicí**

Na základě provedených experimentů byly stanoveny teploty, které působí na ventil. Nejvyšší teplota 750 °C byla zaznamenána na přechodu hlavy ventilu ve spodní část dřívku, tedy přibližně v místě, kde jsou svařeny materiály ČSN 17 115 a ČSN 17 465, oblast kraje hlavy (talířku) ventilu, která je podrobena zkoumání v této práci je vystavována tepelné zátěži do 730 °C. [8]

### **Provozní změny struktury a fyzikálních vlastností austenitické ventilové oceli**

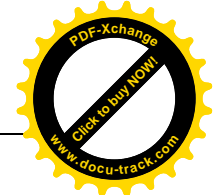
Z výsledků měření byly stanoveny následující závěry:

- Při provozu se struktura mění od významněji od povrchu směrem do středu materiálu.
- Provozní podmínky motorů pro strukturní rozbor nelze simulovat v peci z důvodů rozdílných teplotních podmínek působících na ventil.
- Od hodnoty tepelné expozice odpovídající ujetí 120 000 km lze orientační měření provádět bez očištění ventilů, což značně urychluje prováděnou diagnostiku.
- Na naměřené hodnoty zbytkového magnetismu na jednotlivých motorech má vliv uživatel i typ motoru. [9]

### **3.4 Výsledky metalografické analýzy struktury**

Metalografická analýza byla provedena na vzorcích 5, 6, 7a, 8, 10, 11. Tyto vzorky pocházely z předešlých zkoušek a posloužily pro měření houževnatosti. Vzorky byly o velikosti 3x3x10 mm a byly vypreparovány ze středové oblasti talířku ventilu z vnitřku ventilu. Vzorky byly standardně zality do bakelitu i s identifikačními štítky, jemně broušeny, leštěny a leptány Nitalem s přísadkou kyseliny pikrové a pozorovány optickým mikroskopem Neophot 32 při zvětšení 500x záznamy z měření





byly převedeny do digitální podoby prostřednictvím fotoaparátu NIKON COLPIX 4500. Výsledky jsou následující.

#### **VZOREK ČÍSLO 5**

Na *obrázku 01* v příloze 06 je zobrazen metalografický výbrus vzorku 5, kde je vidět velmi nesourodá struktura (co se týče velikosti zrn), dále na hranicích austenitických zrn jsou viditelné tmavé útvary.

#### **VZOREK ČÍSLO 6**

Na tomto vzorku lze z metalografického výbrusu vysledovat několik velmi nesourodých oblastí z hlediska velikosti austenitických zrn. Uprostřed *obrázku 02* v příloze 06 jsou vidět poměrně hrubá zrna a na okrajích naopak jemné seskupení menších zrn. Nesourodá struktura je zřejmě důsledkem tepelně-mechanického zpracování při výrobě ventilu. Na hranicích zrn nejsou rozpoznatelné žádné útvary.

#### **VZOREK ČÍSLO 7a**

Tento vzorek je strukturou velmi podobný vzorku číslo 6, tedy jsou zde velmi dobře rozeznatelné oblasti s odlišnou velikostí jednotlivých zrn na *obrázku 03* v příloze 06 je vidět část struktury s větším počtem zrn menších rozměrů, na *obrázku 04* v příloze 06 je znázorněna oblast velmi hrubých zrn.

#### **VZOREK ČÍSLO 8**

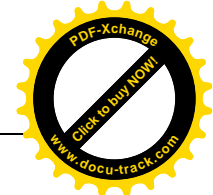
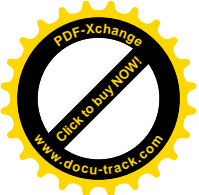
Metalografický výbrus na *obrázku 05* v příloze 06 ukazuje strukturu s méně znatelnými rozdíly ve velikosti jednotlivých zrn. Na obrázku lze vysledovat jakési fáze vyloučené na hranicích zrn.

#### **VZOREK ČÍSLO 10**

Vzorek číslo 10 je zachycen na *obrázku 06* v příloze 06. Opět jsou zde viditelné oblasti s menšími a většími zrny, avšak rozdíly nejsou tak znatelné jako u vzorků 6 a 7a. Po hranicích zrn jsou viditelné nové fáze.

#### **VZOREK ČÍSLO 11**

Záznam vzorku číslo 11 je uveden na *obrázku 07* v příloze 06, na metalografickém výbrusu je vidět opět rozdílná velikost jednotlivých zrn, ale především nová fáze, která je občasně vyloučena na hranicích austenitických zrn.



### 3.5 Výsledky metody magneto – optické metalografie

Magneto-optickou metodou bylo provedeno dvojí měření. Při prvním měření bylo cílem zjistit lokální feromagnetickou oblast, analýze byly podrobeny metalografické vzorky 1, 9 a 7a (na tomto vzorku byla zjištěna feromagnetická oblast při měření magnetizačních křivek). Při druhém měření bylo cílem stanovit magnetizační křivky u metalografických vzorků 5, 6, 7a, 8, 10, 11 (vzorky z oblasti středu talířku ventilu).

Charakteristika použitých přístrojů

Doménová struktura byla sledována prostřednictvím polarizačního mikroskopu Carl Zeiss AMPLIUAL a zaznamenávána pomocí CCD kamery COHO. Při měření byl použit software LICIA 3.0 od udavatele Laboratory Imaging.

#### **Analýza struktury s cílem zjistit feromagnetické oblasti**

Postup měření

Jednotlivé vzorky byly vkládány do stejnosměrného magnetického pole, po zaostření optické soustavy a záznamového zařízení bylo vzorkem pohybováno, v závislosti na měnící se intenzitě jednotlivých doménových oblastí byly mapovány jednotlivé části vzorku.

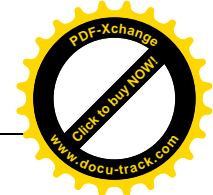
Co se týče středové části vzorků 1 a 9, vykazují oba podobnou strukturu, která nejeví žádné významné oblasti, kde by bylo možno detekovat změnu magnetických vlastností. Proto jsem se při měření zaměřil na oblast, která úzce místně souvisí s kobaltovým návarem.

#### **VZOREK ČÍSLO 1**

U vzorku číslo 1 (viz. *obrázek 27*) vykazuje uvnitř materiálu strukturu, která nevykazuje jakékoli známky degradace, tedy nejsou zde rozpoznatelné feromagnetické oblasti. Naopak v oblasti, kde jsou spojeny materiály kobaltového návaru a materiálu hlavy ventilu na *obrázku 06 v příloze 05* je vyobrazena oblast nad špičkou návaru, nad kterou je vidět zřetelný tmavý pás, který charakterizuje feromagnetickou oblast.

#### **VZOREK ČÍSLO 9**

U vzorku číslo 9 (viz. *obrázek 27*) vykazuje velmi odlišnou strukturu, jedná se o tmavý pás, který je velmi znatelný a vychází ze špičky kobaltového návaru (*obrázek 02 v příloze 05*). Na *obrázku 03 v příloze 05* je zachycena část bez zrcadla pro určení oblasti, je tedy místně identická s *obrázkem 02 v příloze 05*. *Obrázek 04 v příloze 05* zachycuje další průběh pásu, který charakterizuje feromagnetickou strukturu, tento pás



navazuje na **obrázek 02** v příloze 05, jedná se o oblast těsně nad návarem. Dále je v oblasti nad kobaltovým návarem možno zpozorovat strukturu, která vykazuje jisté změny magnetických vlastností, které jsou definovány slabšími pruhy (**obrázek 05** příloha 05) navazujícími po úhlem asi 80° od silného pásu nad návarem. Tyto pruhy vykazují odlišnou orientaci od směru znatelného broušení a leštění metalografického vzorku, tudíž je možno tyto pruhy s určitostí označit jako změnu magnetických vlastností, které charakterizují strukturní změny materiálu.

### **VZOREK ČÍSLO 7a**

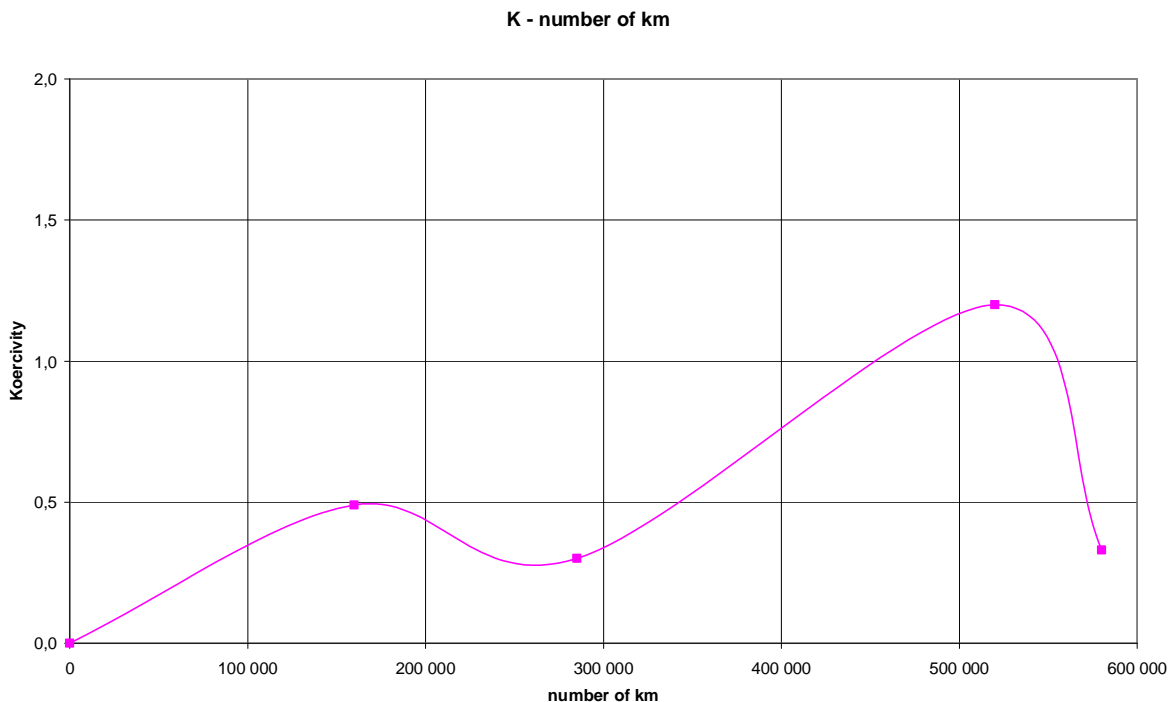
U vzorku 7a byla při měření magnetizační křivky (viz. následující odstavce) zjištěna oblast, která vykazovala odlišnou hodnotu magnetických vlastností, na **obrázku 01** v příloze 05 je vidět výrazná oblast shluku světlých domén, která charakterizuje feromagnetickou oblast, tato oblast byla podrobena RTG difrakční analýze.

### **Měření magnetizačních křivek**

#### Postup měření

Měření bylo provedeno na šesti vzorcích s odlišnou tepelnou a mechanickou expozicí.

Do středu magnetického pole, které bylo vyvozeno cívkou, byly postupně vloženy jednotlivé vzorky. Prostřednictvím nastavitelného zdroje stejnosměrného napětí bylo magnetické pole regulováno tak, aby bylo možno odečíst magnetizační křivku v obou směrech. Při měření byla měněna intenzita magnetického pole v závislosti na opticky sledovatelných změnách jednotlivých domén, přičemž při každém kroku bylo odečteno napětí v cívce, orientační hodnota proudu a hodnota Area Fraction (AF), která charakterizuje stupeň magnetizace materiálu. Po měření byla z Ohmova zákona přepočítána skutečná hodnota protékaného proudu. Při prvním měření byla stanovena magnetizační křivka samotného granátového filmu se zrcátkem, z ní stanovena koercitivita. Tato hodnota byla brána jako nulová a od hodnot koercitivit ostatních vzorků byla odečítána. Z těchto naměřených hodnot byly stanoveny jednotlivé grafické průběhy, tedy magnetizační křivky. Grafy jsou uvedeny na **obrázcích 01 – 07 uvedeny** v příloze 04. Z těchto křivek byla odečtena absolutní hodnota intenzity magnetického pole pro AF 50%, na **obrázku 26** je uvedena závislost koercitivity na počtu provozovaných kilometrů.



**obrázek 26 – závislost koercivity na počtu ujetých kilometrů**

### 3.6 Výsledky RTG difrakční analýzy

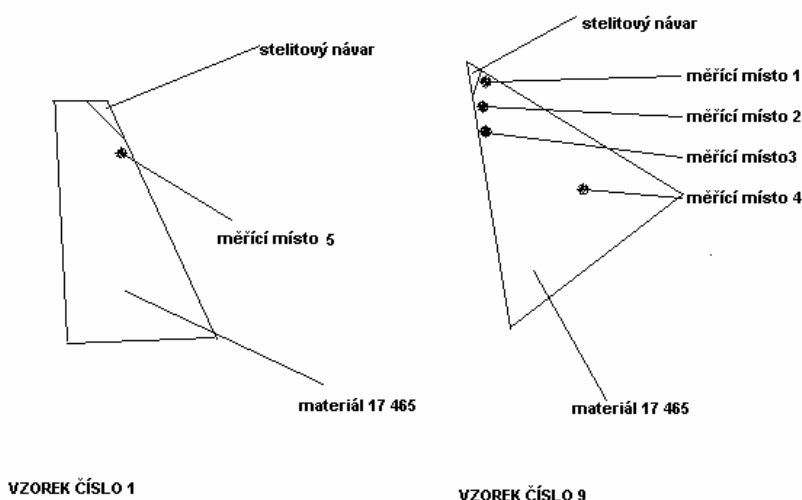
Pomocí RTG difrakční analýzy bylo provedeno v zásadě dvojí měření. Při prvním měření byly zkoumány metalografické výbrusy 1, 5, 6, 7a, 8, 9, 10, 11, kde bylo cílem stanovit strukturní složení po různých počtech ujetých kilometrů. V druhé části měření bylo cílem stanovit složení produktů, které vznikají při spalovacím procesu, toto měření bylo provedeno u vzorků ve formě celistvých ventilů (oddělených talířků). Analýza byla provedena ve spolupráci s ZČU Plzeň. Jednotlivá měřená místa, byla pro potřeby měření označena přídatnými značkami (1, 2, ST1, ST2, apod....). Pro lepší přehlednost jsou výsledky měření seřazeny podle identifikačních čísel vzorků.

#### Charakteristika použitých přístrojů

Měření bylo realizováno ve spolupráci s Výzkumným centrem – Nové technologie na Západočeské universitě v Plzni s pomocí difraktometru D8 od firmy AXS Bruker s plošným plynem plněným posičně citlivým detektorem GADDS, záření: Co K $\alpha$  ( $\beta$ -filtr).

### VZOREK ČÍSLO 1:

- metalografický výbrus, který obsahuje jak materiál talířku ventilu z austenitické oceli ČSN 17 465, tak i stelitový návar a tedy i přechod mezi oběma materiály. Na **obrázku 27** jsou znázorněna místa, kde byla analýza provedena.
  - Měřicí místo „5“ – ve vzdálenosti 1mm od návaru v materiálu talířku ventilu rozraní návaru a materiálu talířku – zde je vedle austenitu přítomno větší množství feritu (difraktogram viz **obrázek 01** v příloze 07)



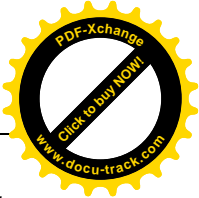
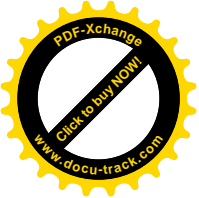
**obrázek 27 – rozložení měřících míst na vzorcích 1 a 9**

### VZOREK ČÍSLO 2:

- část ventilového talířku, kde byla analýza provedena na dvou místech (na vyleštěném povrchu (ST21) a v místě úsad (ST22) ze spalovacího procesu)
  - v místě „ST21“ převládá ferit a současně je také přítomen austenit (**obrázek 02** v příloze 07)
  - v místě „ST22“ je obsažen anhydrid síranu vápenatého  $\text{CaSO}_4$  (dále jen anhydrid), (difraktogram viz. **obrázek 03** v příloze 07)

### VZOREK ČÍSLO 3:

- část ventilového talířku, kde byla analýza provedena na dvou místech (na vyleštěném povrchu (ST31) a v místě úsad (ST32) ze spalovacího procesu)
  - v místě „ST31“ převládá ferit a současně je také přítomen austenit (**obrázek 04** v příloze 07)



- v místě „ST32“ je obsažen anhydrid, ( $\text{CaSO}_4$ ) a současně oxid železa  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  (dále jen magnetit), (difraktogram viz. **obrázek 05** v příloze 07)

**VZOREK ČÍSLO 5:**

- metalografický výbrus vzorku z vnitřku talířku ventilu
  - v místě „SS1“ zde je přítomen pouze austenit (difraktogram viz. **obrázek 06** v příloze 07)

**VZOREK ČÍSLO 6:**

- metalografický výbrus vzorku ze středu talířku ventilu
  - v místě „SS1“ zde je přítomen pouze austenit (difraktogram viz. **obrázek 06** v příloze 07)

**VZOREK ČÍSLO 7a:**

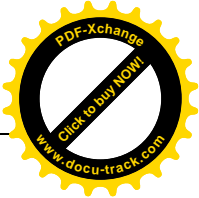
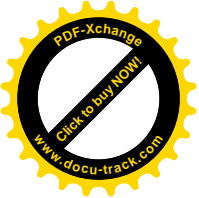
- metalografický výbrus vzorku ze středu talířku ventilu
  - v místě „SS6“ zde je přítomen pouze austenit (difraktogram viz. **obrázek 06** v příloze 07)

**VZOREK ČÍSLO 8:**

- metalografický výbrus vzorku ze středu talířku ventilu
  - v místě „SS3“ (modrá tečka) – místo, kde byla prostřednictvím magneto-optické metalografie zjištěna feromagnetická oblast (difraktogram viz. **obrázek 06** v příloze 07)
  - v místě „SS3“ (červená tečka) – kde nebyla zjištěna žádná odlišná struktura) v obou místech SS3 modrá i SS3 červená je přítomen pouze austenit (difraktogram viz. **obrázek 06** v příloze 07)

**VZOREK ČÍSLO 9:**

- metalografický výbrus, který obsahuje jak materiál talířku ventilu z austenitické oceli ČSN 17 465, tak i stelitový návar a tedy i přechod mezi oběma materiály. Na **obrázku 27** jsou znázorněna místa, kde byla analýza provedena.
  - „1“ – rozraní návaru a materiálu talířku – zde je přítomen pouze austenit (difraktogram viz. **obrázek 07** v příloze 07)
  - „2“ – rozraní návaru a materiálu talířku – zde je přítomen vedle austenitu také v menším množství ferit (difraktogram viz. **obrázek 08** v příloze 07)



- „3“ – oblast v materiálu talířku ventilu 2 mm od navařeného návaru – zde je vedle austenitu přítomno větší množství feritu (difraktogram viz **obrázek 09** v příloze 07)
- „4“ – uvnitř materiálu talířku ventilu – zde je vedle austenitu přítomno větší množství feritu (difraktogram viz **obrázek 10** v příloze 07)
- část ventilového talířku, kde byla analýza provedena na dvou místech (na vyleštěném povrchu (ST91) a v místě úsad (ST92) ze spalovacího procesu)
  - v místě „ST91“ převládá ferit a současně je také přítomen austenit (difraktogram viz **obrázek 11** v příloze 07)
  - v místě „ST92“ je obsažen anhydrid ( $\text{CaSO}_4$ ) (difraktogram viz **obrázek 12** v příloze 07)

#### **VZOREK ČÍSLO 10:**

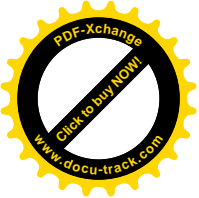
- metalografický výbrus vzorku ze vnitřku talířku ventilu
  - v místě „SS5“ zde je přítomen pouze austenit (difraktogram viz **obrázek 06** v příloze 07)

#### **VZOREK ČÍSLO 11:**

- metalografický výbrus vzorku ze vnitřku talířku ventilu
  - v místě „SS4“ – zde je přítomen pouze austenit (difraktogram viz **obrázek 06** v příloze 07)

### **3.7 Výsledky měření intenzity remanentního magnetického pole**

Při měření se vycházelo z toho, že austenitické oceli v původním stavu, tedy oceli, které neprošly degradačním procesem (tepelnou a mechanickou zátěží) jsou paramagnetické. Vlivem tepelné a mechanické zátěže se začínají vykazovat jistou feromagnetičnost. Měření bylo prováděno jednak na celých ventilech a jednak na vyreparovaných částech v podobě metalografických výbrusů. V případě měření celistvých ventilů byla sonda přístroje DOMÉNA B3 přikládána k okraji talířku ventilu tak, že aktivní měřící část byla 3mm od okraje ventilu (měření bylo provedeno 4x – hodnoty v tabulce jsou aritmetickým průměrem) V případě měření vzorků v podobě metalografických výbrusů byla sonda přiložena vždy do geometrického středu vzorku, tedy na místo označené pro další měření (metalografie, magneto-optická metalografie a RTG fázová analýza). Měření bylo provedeno 2x opakovaně ve stejném místě. Výsledky naměřených hodnot jsou uvedeny v **tabulce 7**. Na



*obrázku 28* je zobrazena závislost intenzity remanentního magnetismu na počtu provozovaných kilometrech.

#### Charakteristika použitých přístrojů

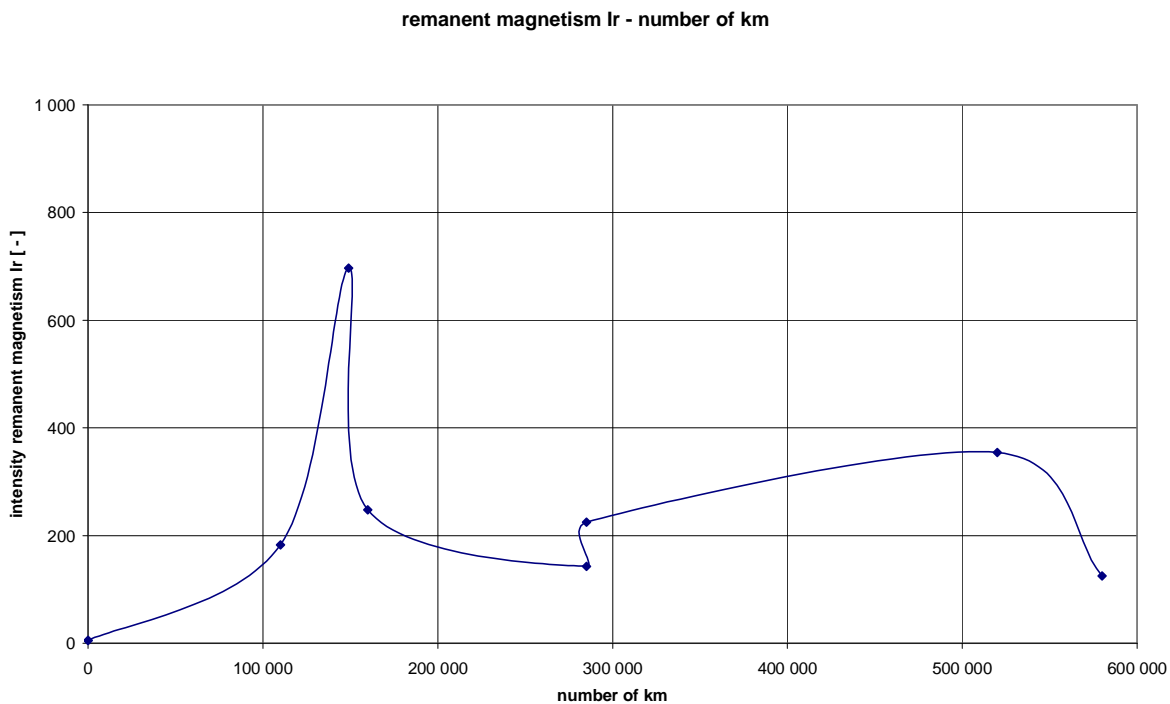
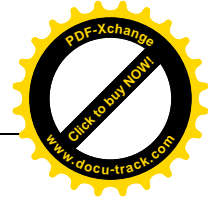
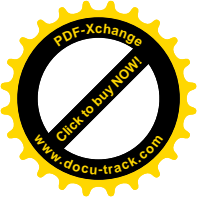
Měření magnetických vlastností bylo provedeno pomocí přístroje DOMENA – B3, který je ve společnosti TEDOM úspěšně využíván pro rychlou technickou diagnostiku. Přístroj neměří přímo v konkrétních veličinách, naměřené hodnoty jsou porovnávací. Přístroj využívá metody magnetického bodového pólu, kdy příložnou sondou změří intenzitu remanentního magnetického pole kontrolovaného objemu materiálu součásti. Jeho hodnota přímo závisí na tvrdosti, pevnosti, hloubce prokalení, množství magneticky tvrdých strukturních složek, jako je perlit, cementit, bainit apod. Kombinací velmi krátkého času měření a nenáročné obsluhy je zaručena vysoká výkonnost a spolehlivost při praktických kontrolách přímo ve výrobě.

*tabulka 7 – naměřené hodnoty remanentního magnetismu*

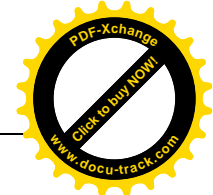
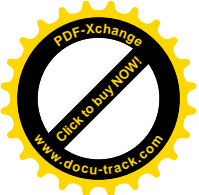
Číslo vzorku	Počet provozovaných km	Ir (intenzita remanentního magnetismu) [ – ]	
1	Více než 100 000	945	520
2	Více než 100 000	725	604
3	110 000	250	230
4	285 400	227	224
5	580 000	123	127
6	0	5,4	4,6
7	Více než 100 000	978	551
7a	0	5,4	5,4
8	160 000	260	236
9	149 050	985	410
10	520 000	356	353
11	285 000	136	151

Poznámka: V grafu závislostí Ir na počtu km jsou použity pouze hodnoty vztažené k počtu provozovaných km, který je přesně znám.





*obrázek 28 – graf závislosti intenzity remanentního magnetismu na počtu provozovaných kilometrech (hodnoty grafu jsou aritmetickým průměrem hodnot v tabulce)*

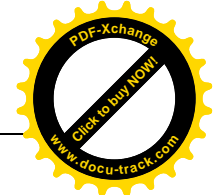


### 3.8 Diskuse výsledků

Výsledky metalografické analýzy ukazují, že ventily s nula najetými kilometry, tedy bez tepelné a mechanické expozice, mají velmi rozdílnou velikost jednotlivých zrn. Tato rozdílnost může být dána tepelně-mechanickým zpracováním při výrobě hlavy ventilu. Dále u ventilů, které prošly tepelnou mechanickou expozicí, jsou na některých místech viditelné útvary, které by mohly být karbidy, jenž se vylučují na hranicích zrn nebo části sigma fáze. RTG difrakční analýzou nebyla zásadní přítomnost sigma fáze ani karbidů zjištěna.

Při měření metodou magneto-optické metalografie s cílem nalézt oblasti s feromagnetickými vlastnostmi, byla tato oblast zaznamenána v místech, kde je navařen stelitový návar. V této oblasti byl potvrzen výskyt feritu i RTG difrakční analýzou. Dále magneto-optická metalografie odhalila na vzorku číslo 7a oblast, která vykazovala feromagnetické vlastnosti, tato oblast nebyla RTG difrakční analýzou potvrzena. Tento nesoulad může být zapříčiněn rozdílností obou metod z hlediska jejich přesnosti zaměření. Z měření magnetizačních křivek magneto-optickou metalografií vzešla závislost koercitivity na počtu provozovaných kilometrů, svým průběhem, myšleno nelineárností, je velmi podobná závislosti remanentního magnetismu na počtu provozovaných km (zejména výkyv při počtu km 580 tis.).

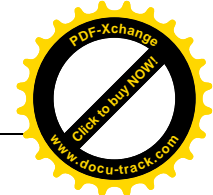
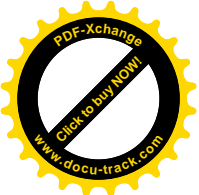
Výsledky, tedy jednotlivé difraktogramy, RTG difrakční analýzy ukazují, že austenitická ocel ČSN 17 465 vlivem provozu degraduje změnou austenitu na ferit. Při analýze nebyla prokázána zásadní přítomnost karbidů nebo sigma fáze. Velmi zajímavý je rozpor v měřicím místě „1“ a „2“ (vzorek číslo 9), kde se na velmi krátké vzdálenosti projeví změna přírůstku feritu, což může být opět dáno rozdílnou přesností zaměření obou metod. RTG difrakční analýzou byla prokázána pouze přítomnost austenitu ve vzorcích ze středu hlavy ventilu, což je v rozporu s výsledky měření magneto-optickou metodou a měření remanentního magnetismu. Tento nesoulad lze připsat rozdílnému charakteru použitých zkoušek. Zatímco metody magneto-optická metalografie a měření remanentního magnetismu jsou metodami, které hodnotí fyzikální vlastnost materiálu. Přičemž magnetické vlastnosti měřené oblasti může ovlivnit částice, která nesouvisí se strukturou, ale dosahuje svými feromagnetickými vlastnostmi až k povrchu. Naproti tomu RTG difrakční analýza je v tomto smyslu metoda přímá a lze prostřednictvím této metody jasně určit strukturu bez vlivů, které jsou ojedinělé a v kontextu nedůležité. Při zkoumání charakteru produktů spalovacího procesu na čele ventilů číslo 2, 3, 9 (část ventilu směrem do spalovacího prostoru)



byla vždy na jednotlivých vzorcích (celistvé talířky ventilů) provedena dvě měření na vyleštěném povrchu. Zde byl na všech vzorcích indikován ve větším zastoupení ferit a v místě úsad, kde byl zjištěn u vzorků 2 a 9 anhydrid a na vzorku 3 byl navíc magnetit. Tyto výsledky z jednoho pohledu ukazují, že v povrchových vrstvách ventilu je obsažen ferit. Ve vztahu k výskytu magnetitu se lze jen domnívat, že právě magnetit je výsledkem spalování motorové nafty. Domnívám se tak proto, že tento motor byl provozován jako hnací jednotka v lokomotivě, kde předpokládám, že je palivem motorová nafta. U ostatních dvou vzorků byl palivem bioplyn.

Měření remanentního magnetismu potvrzuje výsledky předešlých prací, že závislost remanentního magnetismu na počtu provozovaných kilometrů není monotónní. Jak již bylo řečeno v předešlém odstavci, průběh vykazuje jistou podobnost se závislostí koercitivity na počtu provozovaných km. Nesoulad, který prokázala RTG difrakční analýza u vzorků, které jsou vyreparovány ze středu hlavy ventilů, může být způsobeno rozdílnou hloubkou měření. Remanentní magnetismus je proměřen v celé hloubce materiálu a může tak zasáhnout feromagnetické částice, které RTG analýza v hloubce několika  $\mu\text{m}$  nezaznamená.

Výsledky měření magneto-optickou analýzou a metodou měření remanentního magnetismu se v zásadě shodují, což je poznatek, který je příznivý pro různou přesnost obou metod. RTG difrakční analýzu bych v tomto kontextu označil za definitivní metodu, která po kombinaci předešlých metod jasně určí strukturu austenitické oceli v místě, kde bylo před tím měřeno předchozími metodami.



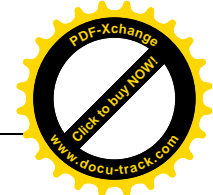
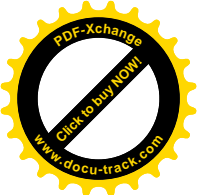
### 4. Závěr

Na základě analýz a skutečností zjištěných v této diplomové práci lze vyslovit následující závěry:

- Austenitická ocel X53CrMnNiN21-9 (ČSN 17 465) prochází v důsledku tepelného a mechanického namáhání strukturními změnami. Při těchto změnách dochází k transformaci původního austenitu na ferit. V rámci strukturních změn nebyla zjištěna zásadní přítomnost karbidů ani přítomnost sigma fáze.
- Průvodním jevem degradace austenitické ventilové oceli je z hlediska změn mechanických vlastností až trojnásobné snížení vrubové houževnatosti, mez pevnosti zůstává v předepsaných mezích.
- Ve vztahu ke změnám fyzikálních vlastností při degradaci výše uvedené austenitické oceli dochází ke změnám magnetických vlastností. Oblasti, které prošly degradací materiálových vlastností, nejsou paramagnetické, ale vykazují jistou feromagnetičnost.
- Prostřednictvím magneto-optické metalografie lze s velmi dobrou přesností sledovat změny magnetických vlastností, ovšem tuto metodu lze aplikovat pouze v laboratorních podmínkách. Naproti tomu metodu měření remanentního magnetismu je možno použít také k určování feromagnetičnosti a je použitelná v provozních podmínkách s výrazně menší přesností.

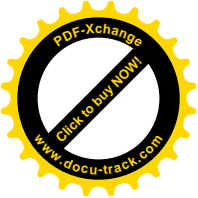
Z charakteru opotřebení jednotlivých ventilů, u kterých došlo k havárii, je zřejmé, že kritické místo pro iniciaci trhliny je v zeslabené oblasti hlavy ventilu pod stelitovým návarem. Tato oblast sice není vystavena nejvyšším teplotám při spalovacím procesu, ale dochází zde k nejintenzivnějšímu působení proudících spalin.

Pro eliminaci havárií výfukových ventilů navrhuji provést následující konstrukční úpravy. Změnit konstrukci ventilu tak, aby materiál, který je použit pro sedlo ventilu (návar P37), který je považován za odolnější než samotná austenitická ocel, byl využit i v oblasti, která je enormně zatěžována proudícími spalinami. Tedy tak, aby vnější největší průměr ventilu nebyl tvořen austenitickou ocelí ČSN 17 465, ale protaženým stelitovým návarem. Vzhledem k jeho lepší odolnosti proti tepelně-mechanickému namáhání bude tento materiál lépe chránit celý ventil a bude tím



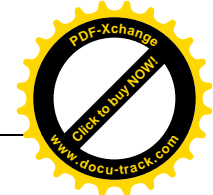
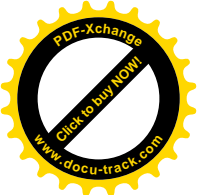
omezena možnost porušení austenitické oceli v oblasti „špice hlavy ventilu“, která má za následek havárie ventilu.

Vzhledem k tomu, že i nadále zůstává několik nezodpovězených otázek, které se týkají průběhu degradace, navrhuji provést hloubkové profilování s cílem odhalit průběh degradace, tedy množství feritu v závislosti na hloubce materiálu směrem od povrchu ventilu do středu. Dále vzhledem k tomu, že doposud není zřejmá faktická příčina degradace oceli, která by mohla nastávat v důsledku změny chemického složení, konkrétně snížením obsahu manganu. Toto snížení by mohlo nastat v důsledku mnohem vyššího tlaku nasycených par manganu (při 1000 °C o mnoho vyšší v porovnání s Fe a Cr) [13]. Výsledkem může být lokální ochuzení povrchových vrstev ventilu o hlavní austenitotvorný prvek a tím může být umožněna přeměna na ferit. Proto dále navrhuji provést analýzu chemického složení opět v závislosti na hloubce materiálu ventilu. V kontextu s rozporem metalografické analýzy a RTG difrakční analýzy navrhuji dále provést podrobnou analýzu morfologie metalografických výbrusů metodou „barevného leptání“ a současně pomocí mikrotvrdomosti se pokusit stanovit fáze, které zaznamenala metalografická analýza a kde RTG difrakční analýza určila pouze austenit.



## Seznam použité literatury

- [1] JAKUBÍK D.: Diplomová práce, Změny mechanických vlastností austenitické ventilové oceli, TU Liberec 1999
- [2] [www.tedom.cz](http://www.tedom.cz)
- [3] PLUHAŘ J., KORITTA J.: Strojírenské materiály, SNTL/SVTL, Praha 1966
- [4] SKRBEK B.: Sborník Sympózia Metal 2002, Austenitické ventilové oceli s kobaltokarbidickými sedlovými vrstvami, Hradec nad Moravicí 2002
- [5] SKRBEK B.: Sborník Sympózia Metal 2003, Vlastnosti konstrukčních ocelí v systému jakostí dle EN a ČSN, Hradec nad Moravicí 2003
- [6] POSPÍŠIL R.: Antikorozní a žáruvzdorné oceli, SNTL, Praha 1956
- [7] NOVOTNÝ P., MACHAČ P., HUBIČKOVÁ M., SAIDL P.: Testování austenitových materiálů magneto-optikou metodou, výzkumný záměr MSM 604 613 7302, VŠCHT Praha
- [8] ZÁKRAVSKÝ L.: Diplomová práce, Profil tvrdosti ventilů vznětových motorů a jeho změny teplotní expozicí, TU Liberec 2001
- [9] KRÁLÍK M.: Diplomová práce, Provozní změny struktury a fyzikálních vlastností austenitické ventilové oceli, TU Liberec 1999
- [10] ČÍHAL V.: Korozivzdorné oceli a slitiny, Academia Praha 1999
- [11] SKRBEK B., TOMÁŠ, I.: Sborník Sympózia Metal 2003, Impulsní magnetická strukturoskopie plochých výrobků z oceli, Hradec nad Moravicí 2003
- [12] VODSEĎÁLEK J., VYSTYD M., PECH R.: Vlastnosti a použití žárovepných ocelí a slitin, SNTL, Praha 1974
- [13] ELLIOTT, J. F., GLEISER, M., RAMAKRISHNA, V., Thermochemistry for steelmaking, Reading, Massachusetts., Addison-Wesley Pub. Co., USA, 1960
- [14] FIALA J., MEDLÍN R., SCHINDLER I.: Strukturní degradace vysokolegovaných chromniklových ocelí, Defektoskopie: str. 35–42, VUT Brno 2004, IBSN 80–214–27493
- [15] SKRBEK B.: Ventily výfukové TRWC028, 027 – expertíza materiálu, číslo 61 – 7 – 0468, třídící znak 51285–09, Tedom, a.s 2005
- [16] MÍŠEK B., PTÁČEK L.: Zkoušení materiálu a výrobků bez porušení, SNTL Praha 1973
- [17] [www-troja.fjfi.cvut.cz/~drska/edu/webfyz/rtg\\_difrakce](http://www-troja.fjfi.cvut.cz/~drska/edu/webfyz/rtg_difrakce)
- [18] ČSN EN 10090: Oceli a slitiny na ventily pro spalovací motory, 2000



## 6. Přílohová část

### Seznam příloh

Příloha 01	specifikace austenitických ventilových ocelí dle ČSN EN 10090
Příloha 02	binární diagramy prvků, které jsou v interakci v austenitické oceli ČSN 17 465
Příloha 03	fotodokumentace havárií výfukových ventilů
Příloha 04	výsledky měření magneto-optickou metodou (měření koercitivity)
Příloha 05	výsledky měření magneto – optickou metodou (měření lokálních feromagnetických oblastí)
Příloha 06	výsledky zkoumání metalografickou metodou
Příloha 07	výsledky RTG difrakční analýzy
Příloha 08	výrobní výkres ventilu H015

6.1. Příloha 01 – specifikace austenitických ventilových ocelí dle ČSN EN 10090

tabulka 01 oceli spadající pod normu ČSN EN 10090

Značka	Číselné označení	Chemické složení (hmotnostní podíl v %)									
		C	Si	Mn	P max.	S max.	Cr	Mo	Ni	Ostatní	
Oceli martenitické											
X45C/Si9-3	14718	0,40 až 0,50	2,70 až 3,30	max. 0,60 <sup>1)</sup>	0,040	0,030	8,00 až 10,00		max. 0,50		
X40C/SiMn10-2	14731	0,35 až 0,45	2,00 až 3,00	max. 0,80 <sup>1)</sup>	0,040	0,030	9,50 až 11,50	0,80 až 1,30	max. 0,50		
X85C/MoV18-2	14748	0,80 až 0,90	max. 1,00	max. 1,50	0,040	0,030	16,50 až 18,50	2,00 až 2,50			V: 0,30 až 0,60
Materiály austenitické											
X55C/MnNiN20-8	14875	0,50 až 0,60	max. 0,25	7,00 až 10,00	0,045	0,030	19,50 až 21,50		1,50 až 2,75		N: 0,20 až 0,40
X53C/MnNiN21-9	14871	0,48 až 0,58	max. 0,25	8,00 až 10,00	0,045	0,030 <sup>2)</sup>	20,00 až 22,00		3,25 až 4,50		N: 0,35 až 0,50
X50C/MnNiNbN21-9	14882	0,45 až 0,55	max. 0,45	8,00 až 10,00	0,045	0,030	20,00 až 22,00		3,50 až 5,50		W: 0,80 až 1,50 Nb + Ta: 1,80 až 2,50 N: 0,40 až 0,60
X53C/MnNiNbN21-9	14870	0,48 až 0,58	max. 0,45	8,00 až 10,00	0,045	0,030	20,00 až 22,00		3,25 až 4,50		Nb + Ta: 2,00 až 3,00 N: 0,38 až 0,50 C + N > 0,90
X33C/MnNiN23-8	14866	0,28 až 0,38	0,50 až 1,00	1,50 až 3,50	0,045	0,030	22,00 až 24,00	max. 0,50	7,00 až 9,00		W: max. 0,50 N: 0,25 až 0,35
NiFe25Cr20NbTi	24955	0,04 až 0,10	max. 1,00	max. 1,00	0,030	0,015	18,00 až 21,00		Zbytek		Al: 0,30 až 1,00 Fe: 23,00 až 28,00 Nb + Ta: 1,00 až 2,00 Ti: 1,00 až 2,00 B: max. 0,008
NiCr20TiAl	24952	0,04 až 0,10	max. 1,00	max. 1,00	0,020	0,015	18,00 až 21,00		min. 55		Fe: max. 3,00 Cu: max. 0,20 Co: max. 2,00 B: max. 0,008 Al: 1,00 až 1,80 Ti: 1,80 až 2,70

<sup>1)</sup> Ke zlepšení kontinuálního odlehčení může být dohodnut hmotnostní podíl Mn 0,50 % až 1,50 %.  
<sup>2)</sup> Při obdělávání může být dohodnut hmotnostní podíl S 0,020 % až 0,080 %.

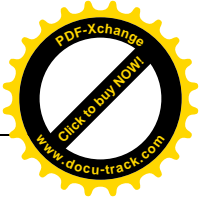
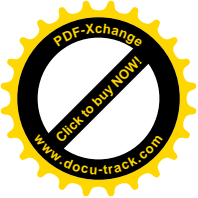


tabulka 02 – informativní údaje o fyzikálních vlastnostech

Označení Značka	Číselné označení	Hustota při 20 °C kg/dm <sup>3</sup>	Modul pružnosti v tahu při 20 °C kN/mm <sup>2</sup> <sup>1)</sup>	Teplotní součinitel délkové roztlačnosti mezi 20 °C a 10 <sup>6</sup> . K <sup>-1</sup>				Teplotná vodivost při 20 °C W/(m . K)	Měrné teplo při 20 °C J/kg . K	Magnetičnost
				100 °C	300 °C	500 °C	700 °C			
Oceli martenzitické										
X45CrSi9-3	1.4718	7,7	210	10,9	11,2	11,5	11,8	21	500	je
X40CrSiMo10-2	1.4731	7,7	210	10,9	11,2	11,5	11,8	21	500	je
X85CrMoV18-2	1.4748	7,7	210	10,9	11,2	11,5	11,8	21	500	je
Materiály austenitické										
X55CrMnNiN20-8	1.4875	7,8	205	15,5	17,5	18,5	18,8	14,5	500	není <sup>2)</sup>
X53CrMnNiN21-9	1.4871	7,8	205	15,5	17,5	18,5	18,8	14,5	500	není <sup>2)</sup>
X50CrMnNiNbN21-9	1.4882	7,8	205	15,5	17,5	18,5	18,8	14,5	500	není <sup>2)</sup>
X53CrMnNiNbN21-9	1.4870	7,8	205	15,5	17,5	18,5	18,8	14,5	500	není <sup>2)</sup>
X33CrNiMnN23-8	1.4866	7,8	205	16,5	17,1	17,3	17,4	14,5	500	není <sup>2)</sup>
NiFe25Cr20NbTi	2.4955	8,1	215	14,1	15,5	15,9	16,8	13	460	není
NiCr20TiAl	2.4952	8,3	215	11,9	13,1	13,7	14,5	13	460	není

<sup>1)</sup> 1 N/mm<sup>2</sup> = 1 MPa

<sup>2)</sup> Austenitické oceli mohou být ve vytvrzeném stavu slabě magnetické. Se stoupajícím stupněm tvárnosti za studena může magnetičnost růst.



# Strukturní projevy provozní degradace ventilových austenitických ocelí

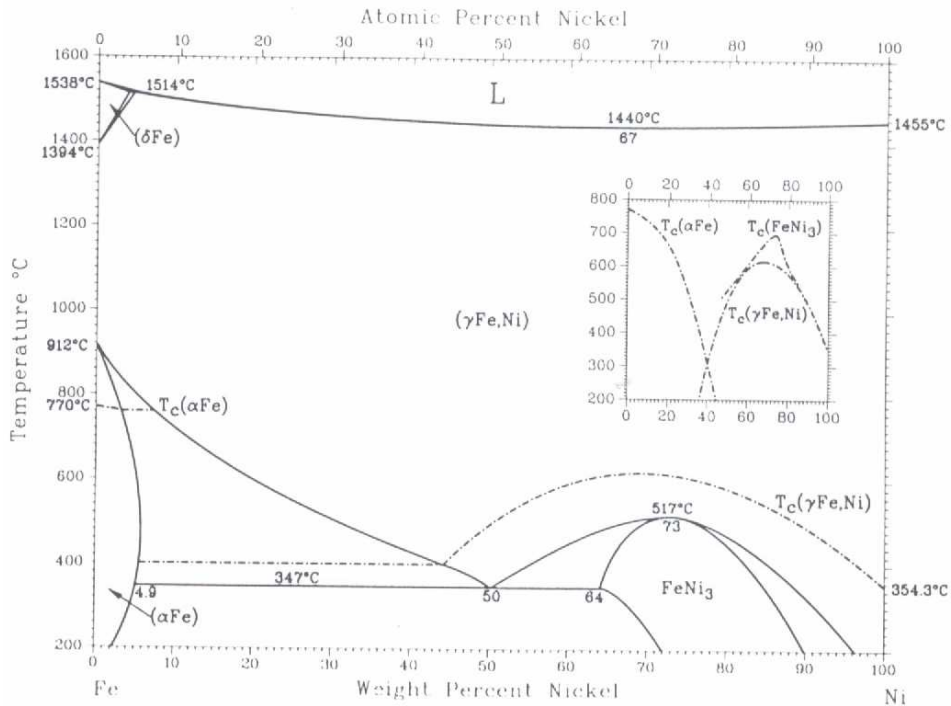
tabulka 03 – informativní hodnoty smluvní meze kluzu 0,2 při zvýšených teplotách

Označení		Referenční stav tepelného zpracování <sup>1)</sup>	Smluvní mez kluzu 0,2 při						
Značka	Číselné označení		500 °C	550 °C	600 °C	650 °C	700 °C	750 °C	800 °C
N/mm <sup>2</sup> <sup>3)</sup>									
Oceli martenzitické									
X45CrSi9-3	1.4718	+QT	400	300	240	120	(80) <sup>4)</sup>		
X40CrSiMo10-2	1.4731	+QT	450	350	260	180	(100) <sup>4)</sup>		
X85CrMoV18-2	1.4748	+QT	500	370	280	170	(120) <sup>4)</sup>		
Materiály austenitické									
X55CrMnNiN20-8	1.4875	+AT +P	300	280	250	230	220	200	170
X53CrMnNiN21-9	1.4871	+AT +P	350	330	300	270	250	230	200
X50CrMnNiNbN21-9	1.4882	+AT +P	350	330	310	285	260	240	220
X53CrMnNiNbN21-9	1.4870	+AT +P	340	320	310	280	260	235	220
X33CrNiMnN23-8	1.4866	+AT +P	270	250	220	210	190	180	170
NiFe25Cr20NbTi	2.4955	+AT +P	450	450	450	450	430	380	250
NiCr20TiAl	2.4952	+AT +P	700	650	650	600	600	500	450

<sup>1)</sup> +QT = stav zušlechtěný, +AT = stav po rozpouštěcím žihání, +P = vytrvrzeno.  
<sup>2)</sup> Uvedené hodnoty leží při spodní hranici pásu rozptylu tvrdosti.  
<sup>3)</sup> 1 N/mm<sup>2</sup> = 1 MPa.  
<sup>4)</sup> Doporučuje se tuto ocel používat jen do teploty 700 °C.

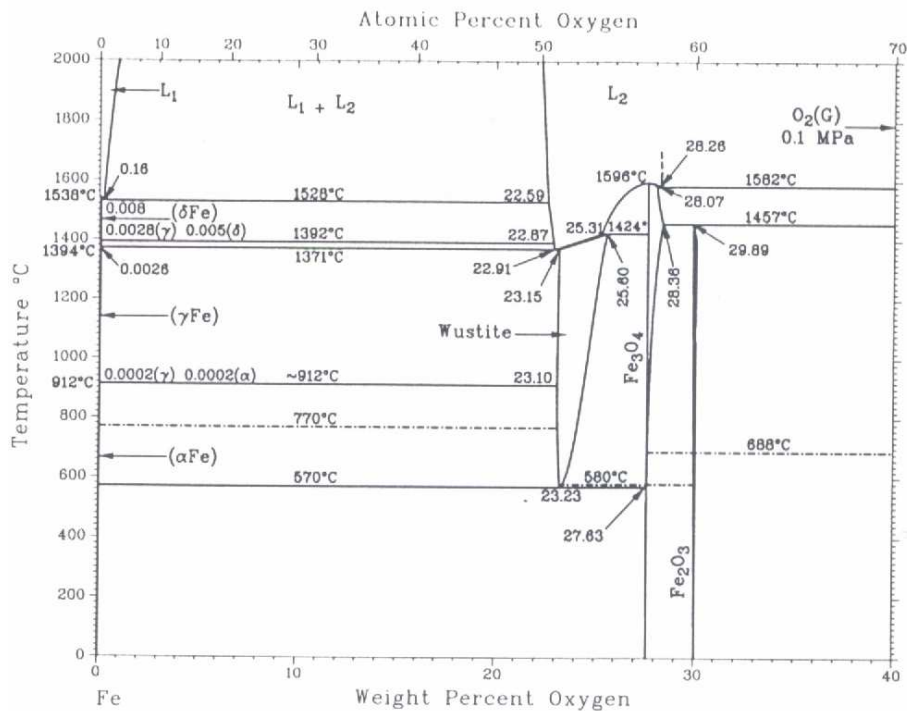
**6.2. Příloha 02 – binární diagramy prvků, které jsou v interakci v austenitické oceli ČSN 17 465**

**Fe-Ni**



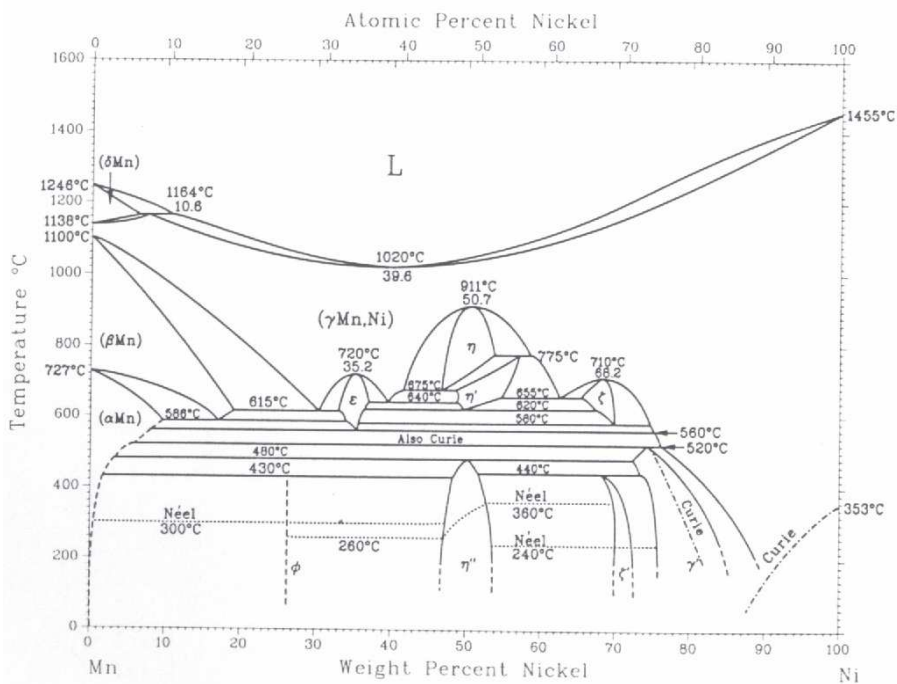
**obrázek 01 – binární rovnovážný diagram Fe-Ni**

**Fe-O**



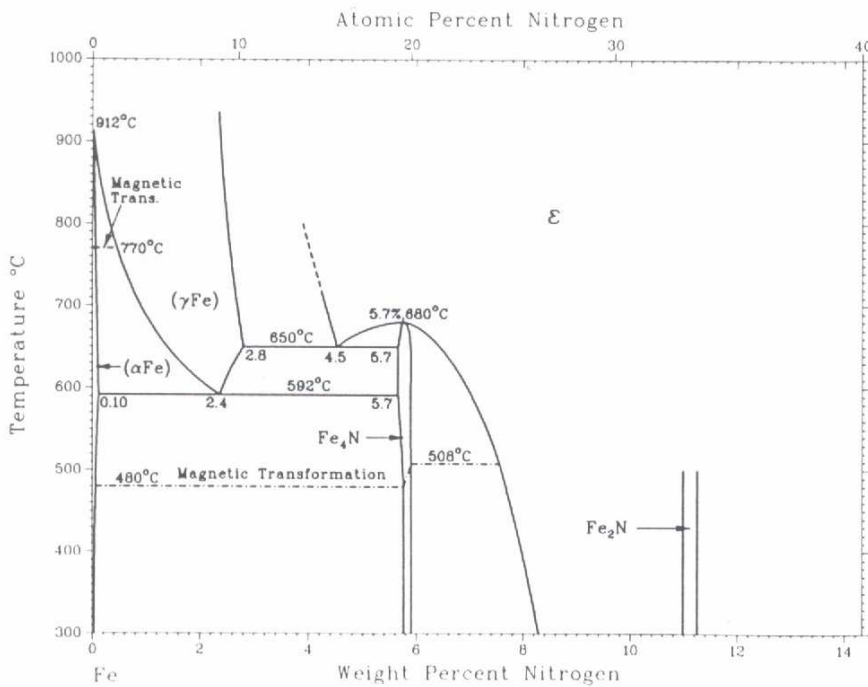
**obrázek 02 – binární rovnovážný diagram Fe-O**

Mn-Ni



obrázek 03 – binární rovnovážný diagram Mn-Ni

Fe-N



obrázek 04 – binární rovnovážný diagram Fe-N

### 6.3. Příloha 03 – fotodokumentace havárií ventilů



*obrázek 01 – vzorek číslo 1*



*obrázek 02 – vzorek číslo 1*



*obrázek 03 – vzorek číslo 2*



*obrázek 04 – vzorek číslo 3*



*obrázek 05 – vzorek číslo 4*



*obrázek 06 – vzorek číslo 7*



*obrázek 07– vzorek číslo 7*



*obrázek 08 – vzorek číslo 7*





*obrázek 09 – vzorek číslo 9*

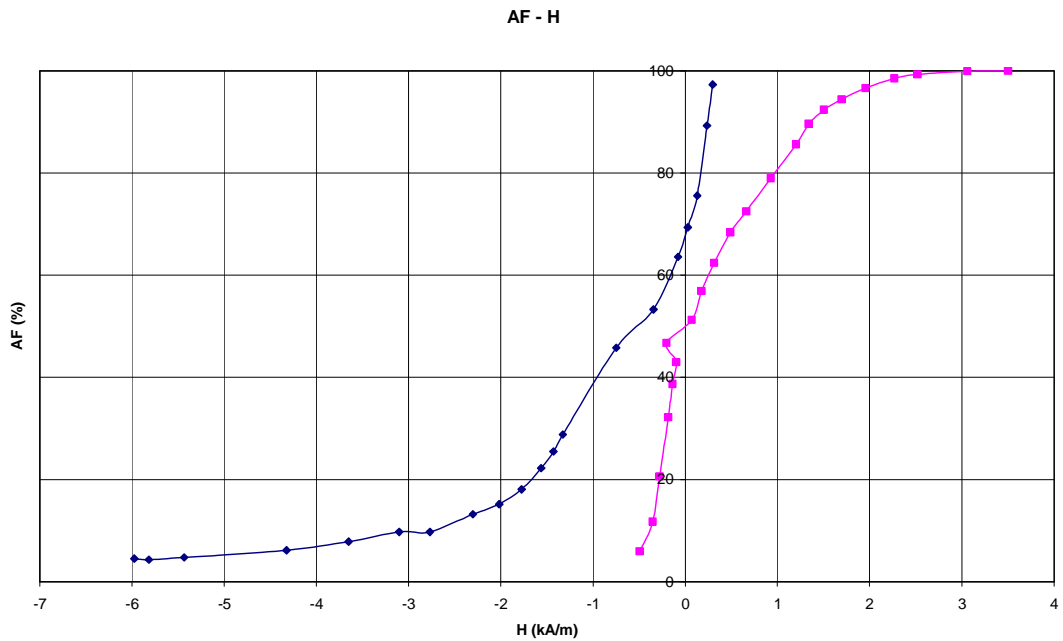


*obrázek 10 – vzorek číslo 9*

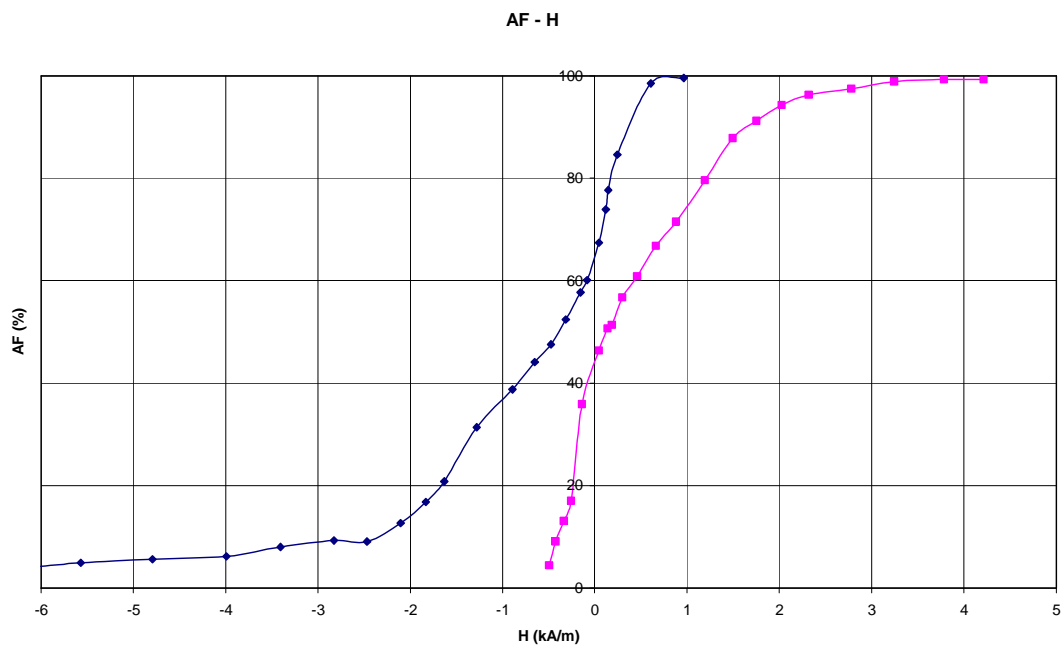


*obrázek 11 – vzorek číslo 9*

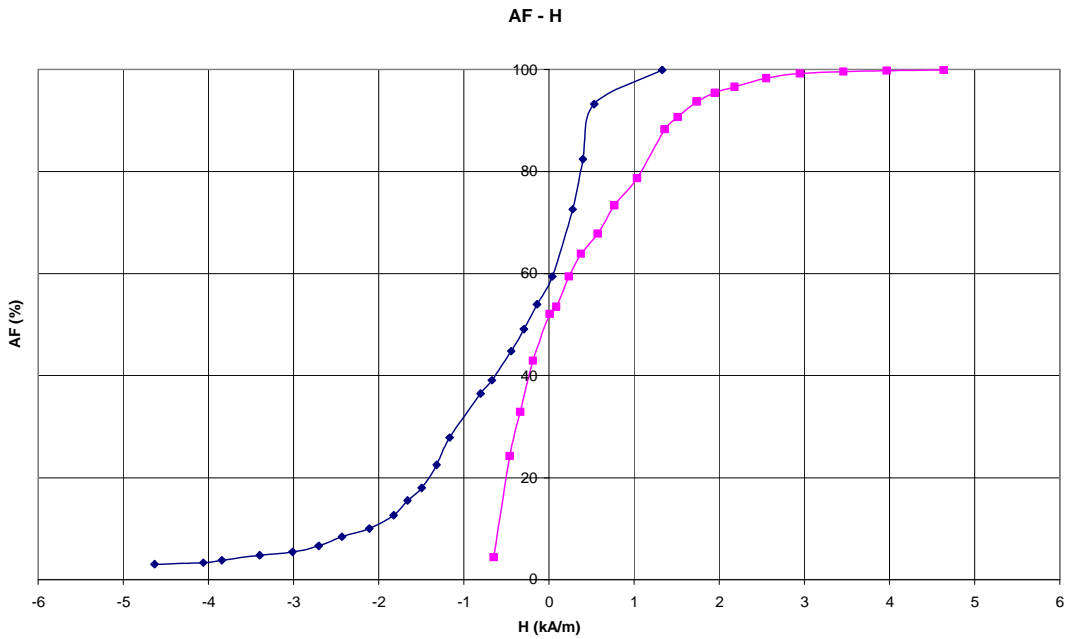
6.4. Příloha 04 – výsledky měření magneto-optickou metodou (měření koercitivity)



obrázek 01 – graf\_01  
Granátový film  
K = 0,5 kA/m



obrázek 02 – graf\_02  
Vzorek číslo: 6  
Počet kilometrů: 0 km  
K = 0,64 kA/m

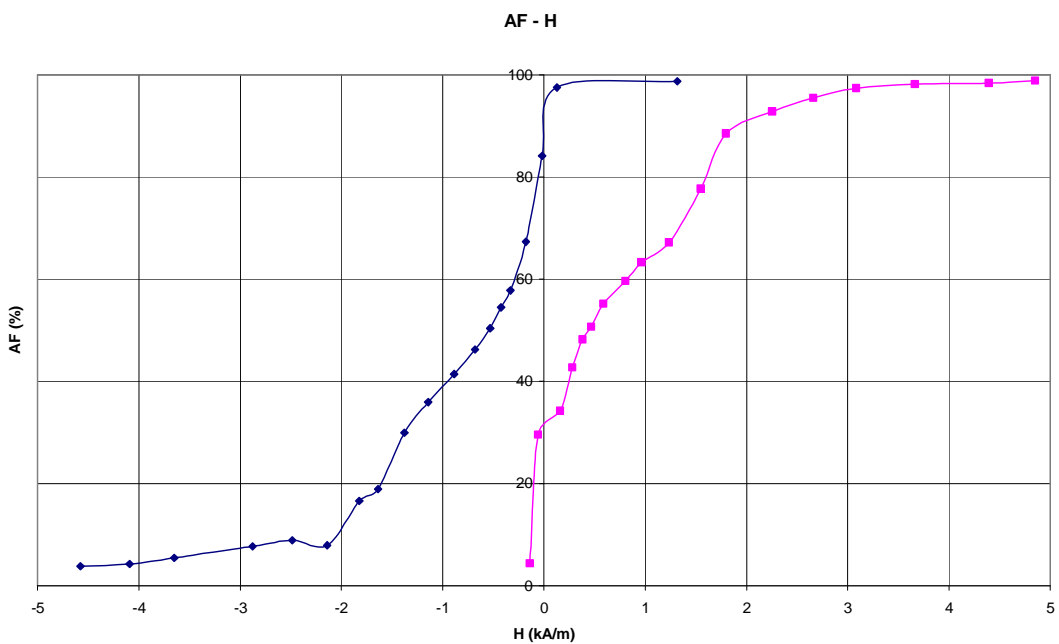


obrázek 3 – graf\_03

Vzorek číslo: 7a

Počet kilometrů: 0 km

K = 0,35 kA/m

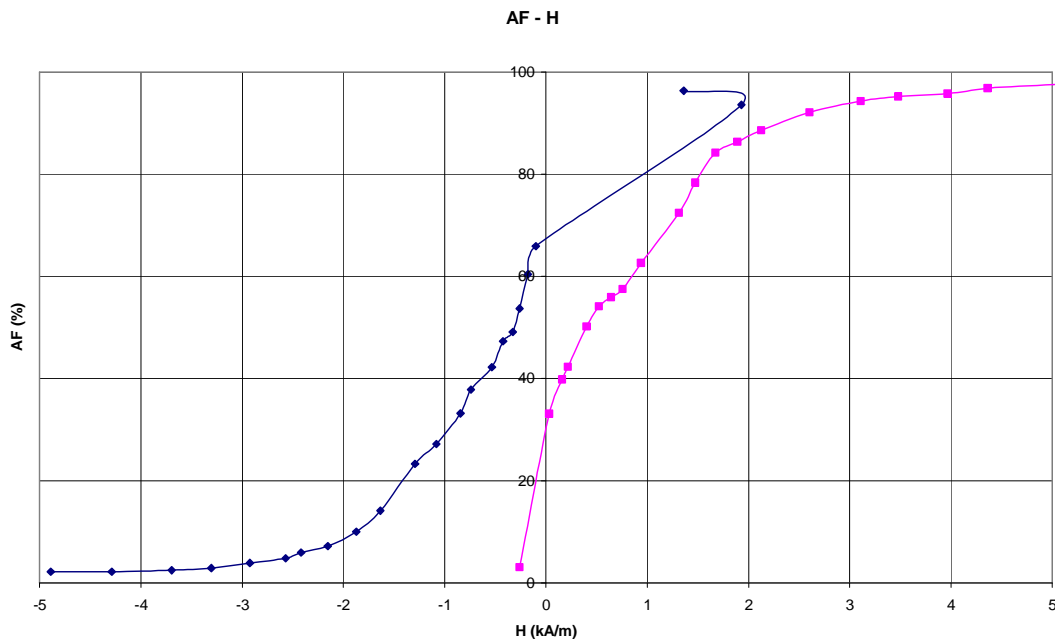


obrázek 4 – graf\_04

Vzorek číslo: 8

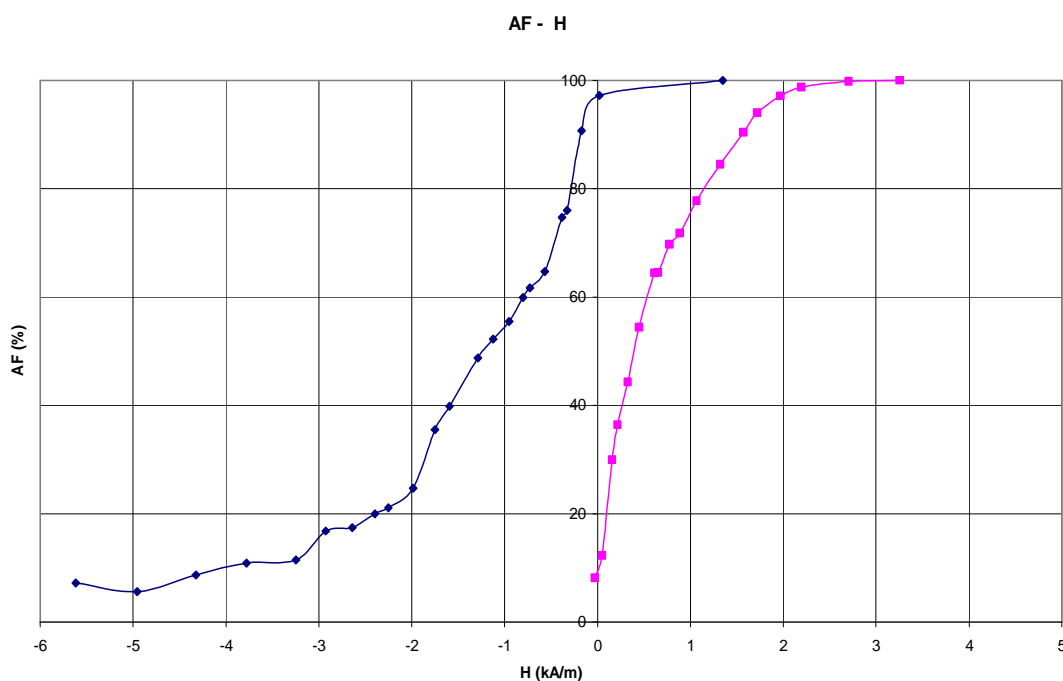
Počet kilometrů: 160 tis. km

K = 0,99 kA/m



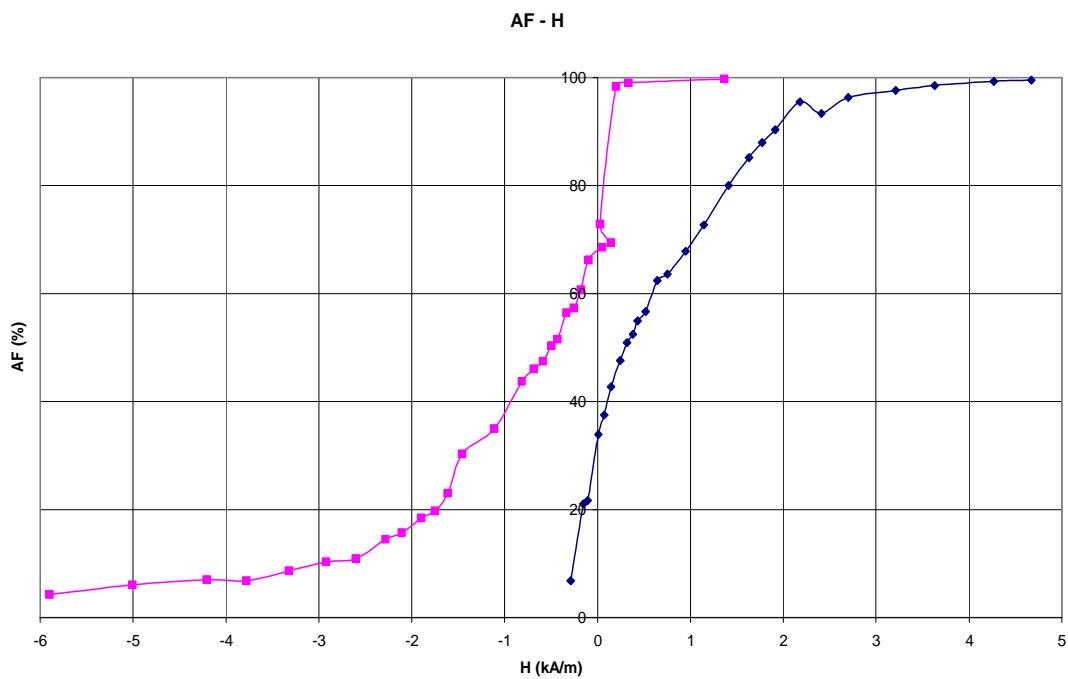
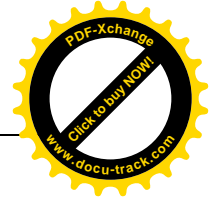
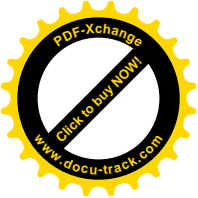
obrázek 5 – graf\_05

Vzorek číslo: 11  
 Počet kilometrů: 285 tis. km  
 K = 0,8 kA/m



obrázek 6 – graf\_06

Vzorek číslo: 10  
 Počet kilometrů: 520 tis. km  
 K = 1,69 kA/m

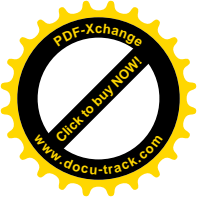


obrázek 7 – graf\_07

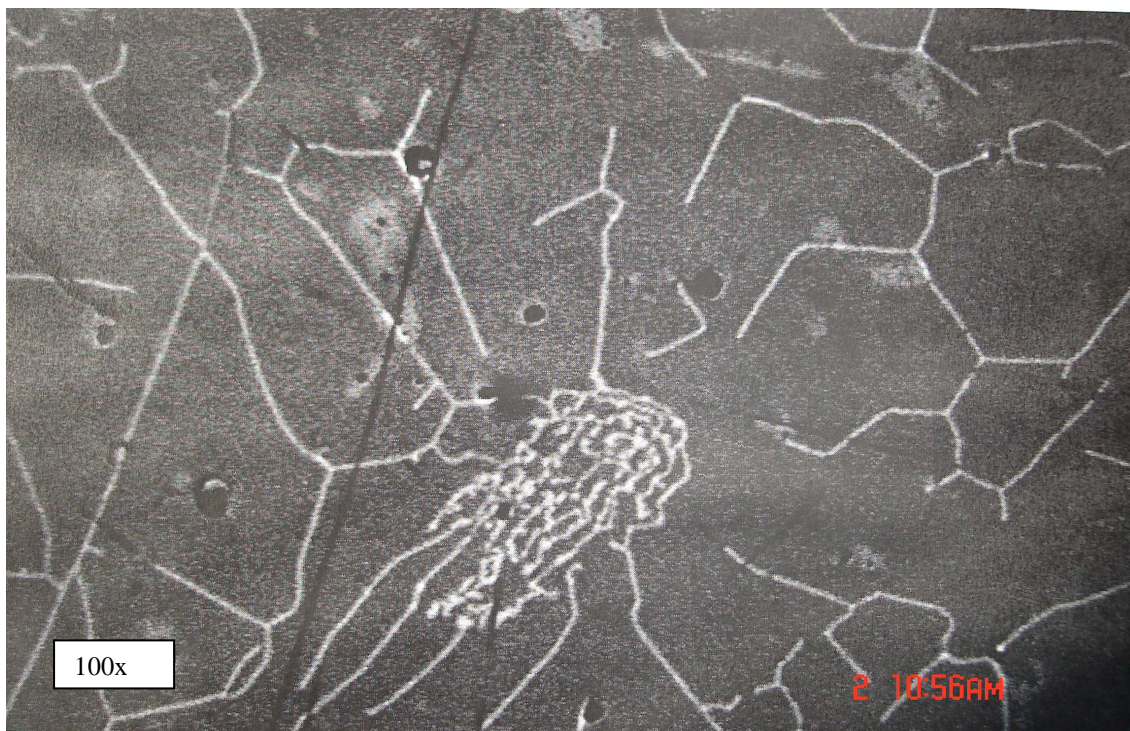
Vzorek číslo: 5

Počet kilometrů: 580 tis. km

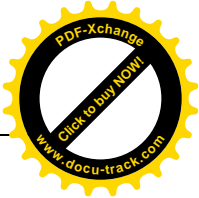
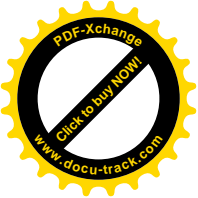
K= 0,82 kA/m



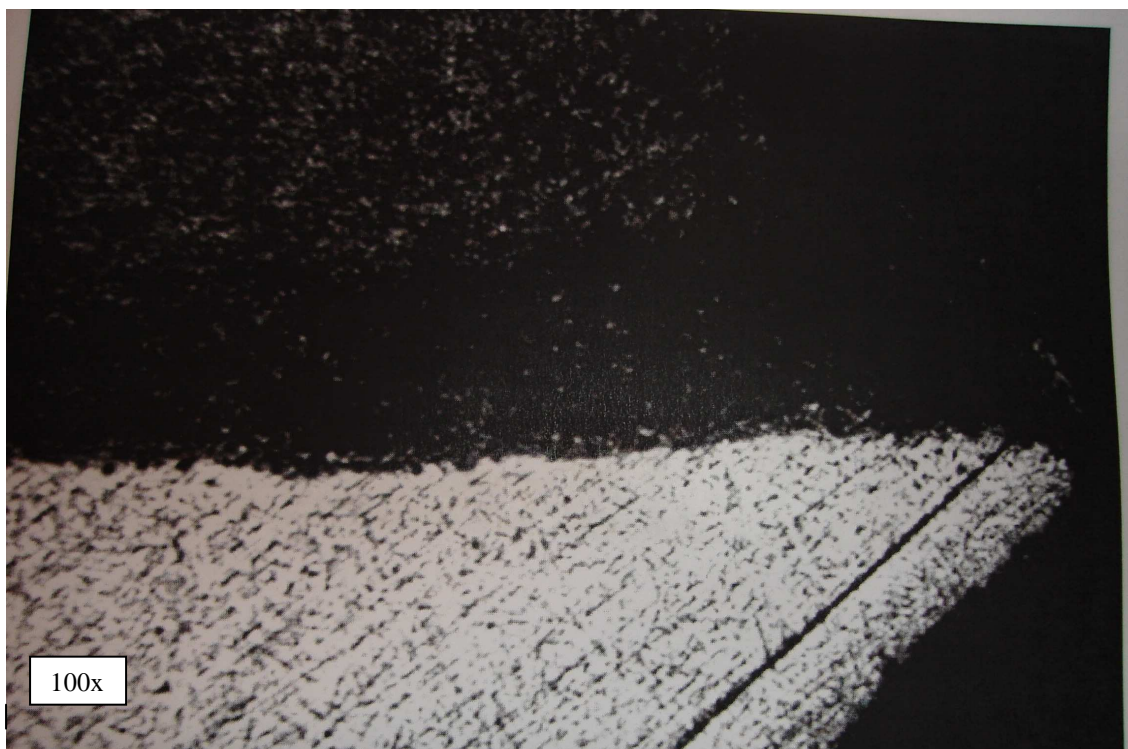
**6.5. Příloha 05 – výsledky měření magneto-optickou metodou (měření lokálních feromagnetických oblastí)**



*obrázek 01 – vzorek číslo 7a – feromagnetická oblast (v geometrickém středu vzorku – označeno modrou tečkou)*

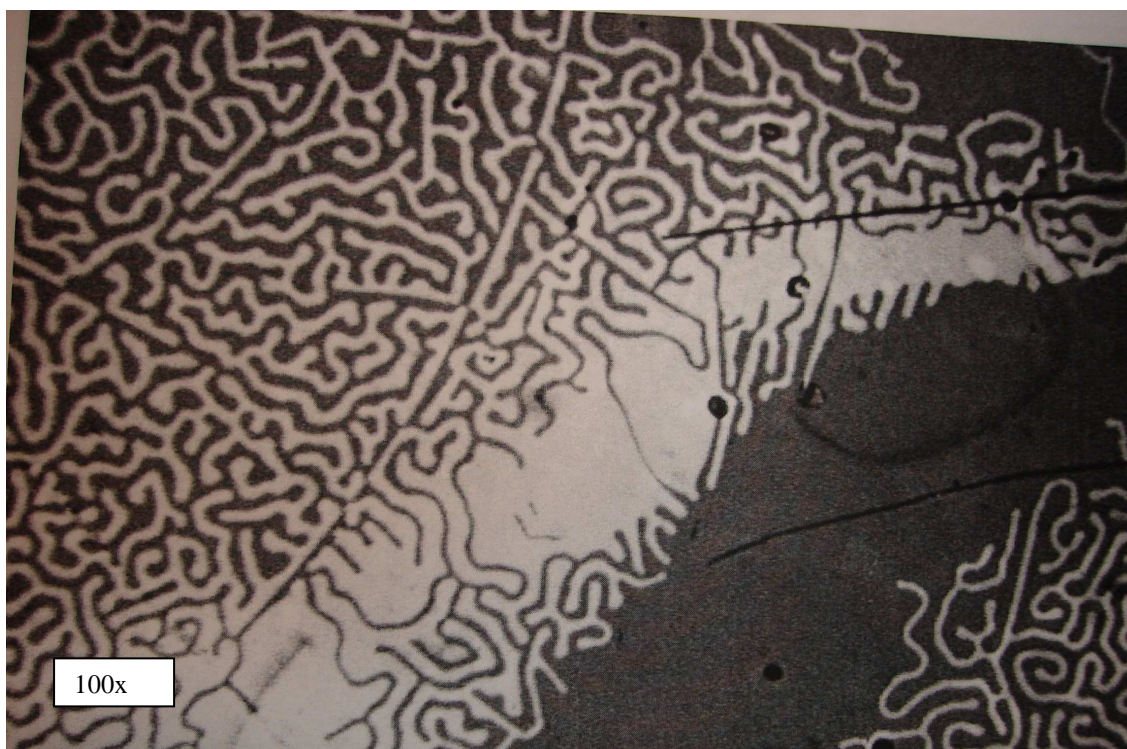
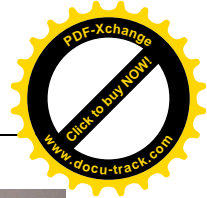
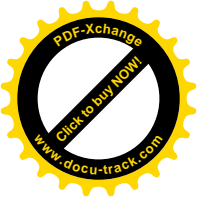


*obrázek 02 – vzorek 9, oblast v přechodu návaru a materiálu hlavy ventilu*

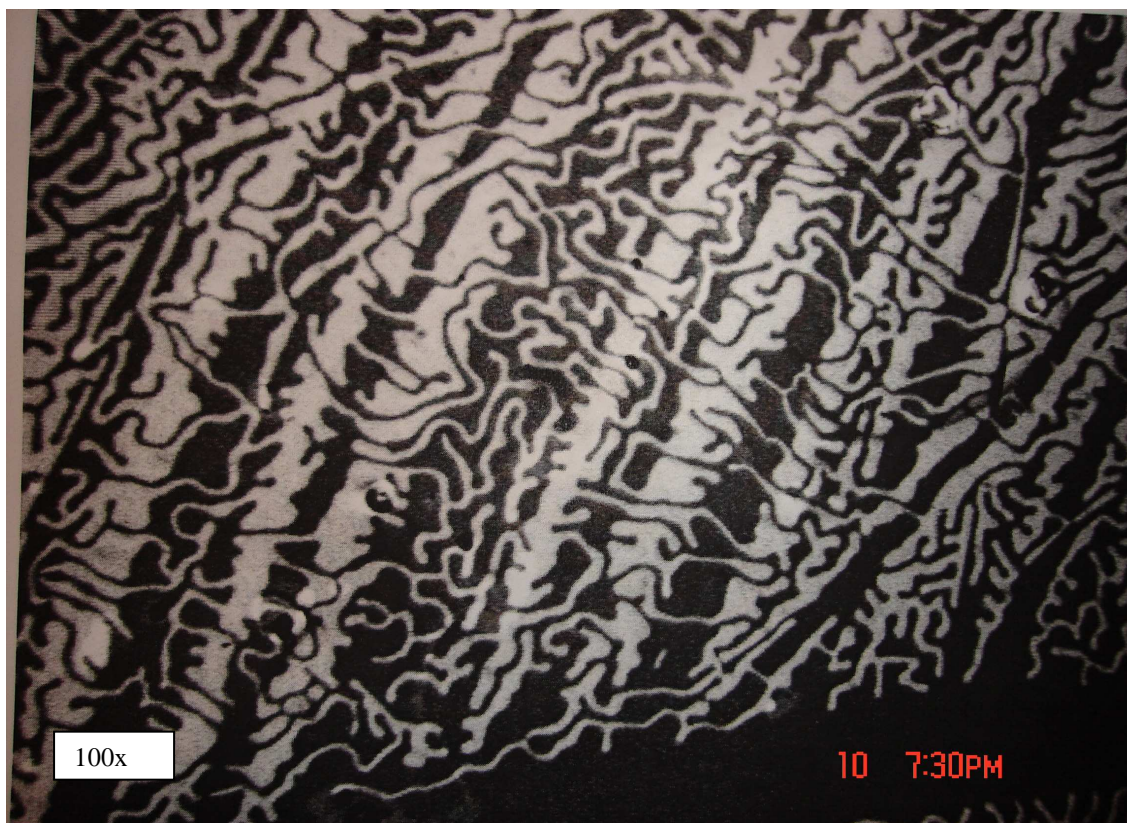


*obrázek 03 – vzorek 9, oblast konce návaru (záznam kamery místa, bez granátového filmu)*

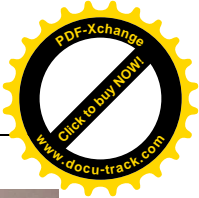
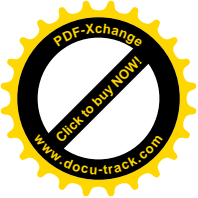




*obrázek 04 – vzorek 9 oblast feromagnetické zóny pokračující nad návarem*

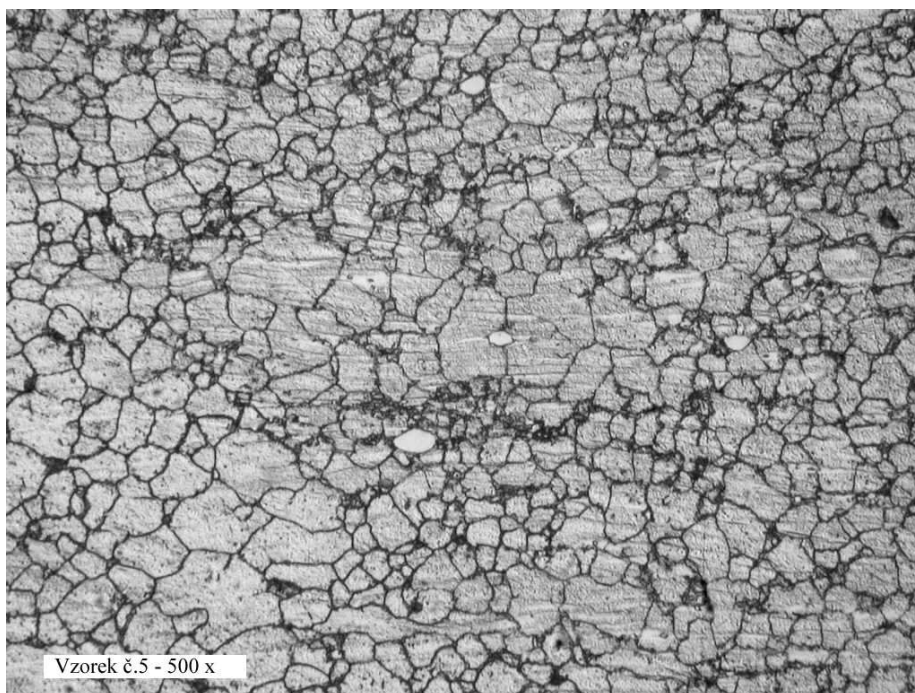


*obrázek 05 – vzorek 9 oblast navazujících pruhů*

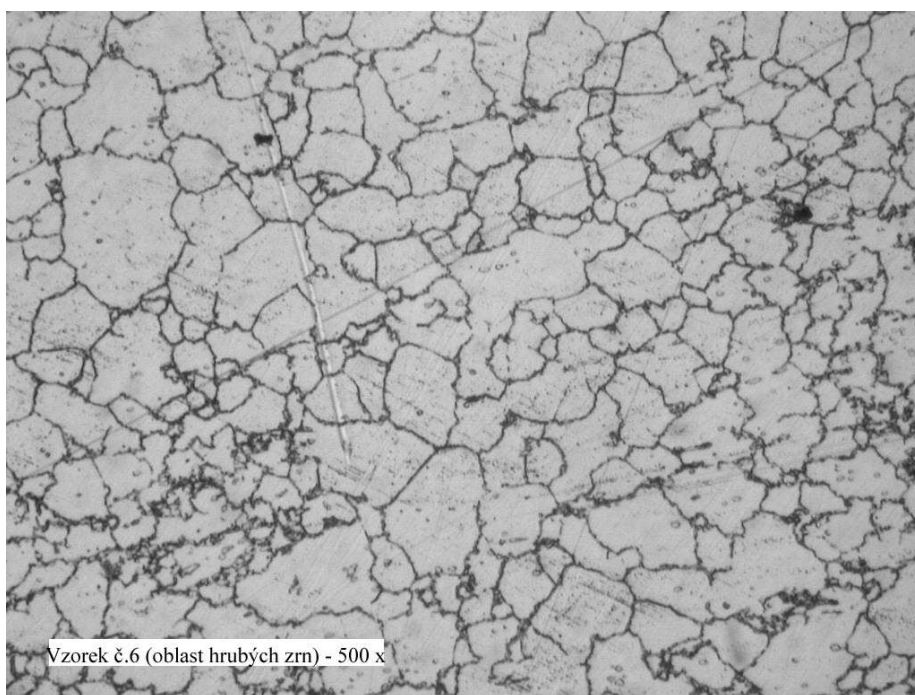


*obrázek 06 – vzorek 1 oblast navazujících pruhů*

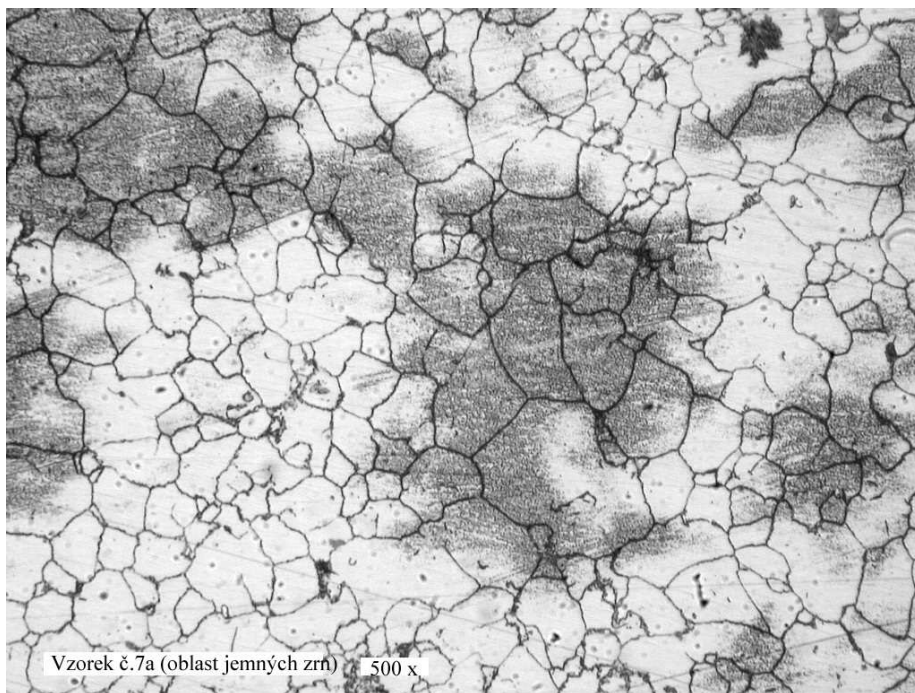
## 6.6. Příloha 06 – výsledky zkoumání metalografickou metodou



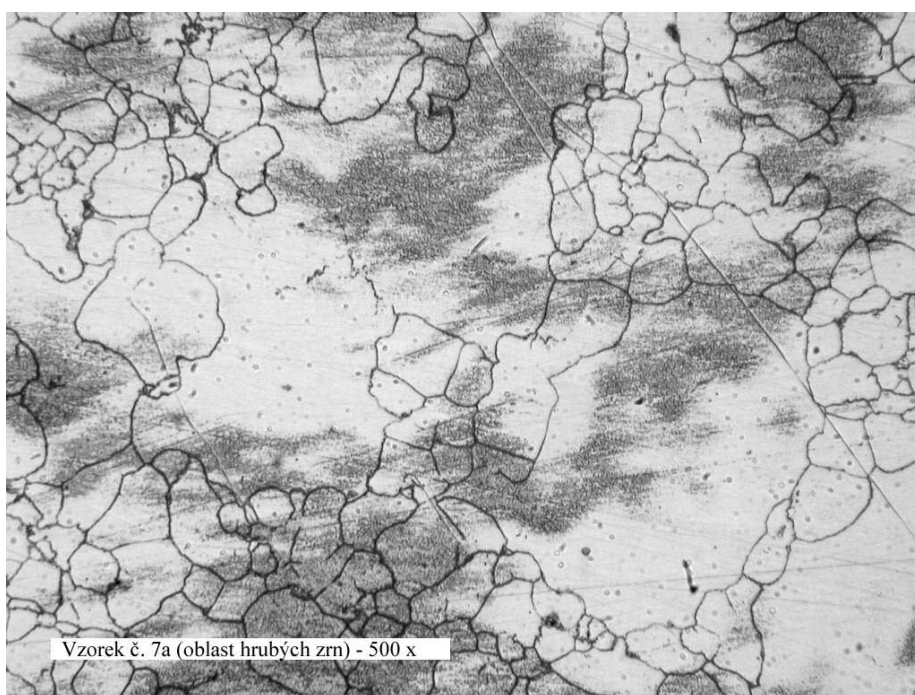
*obrázek 01 – vzorek číslo 5*



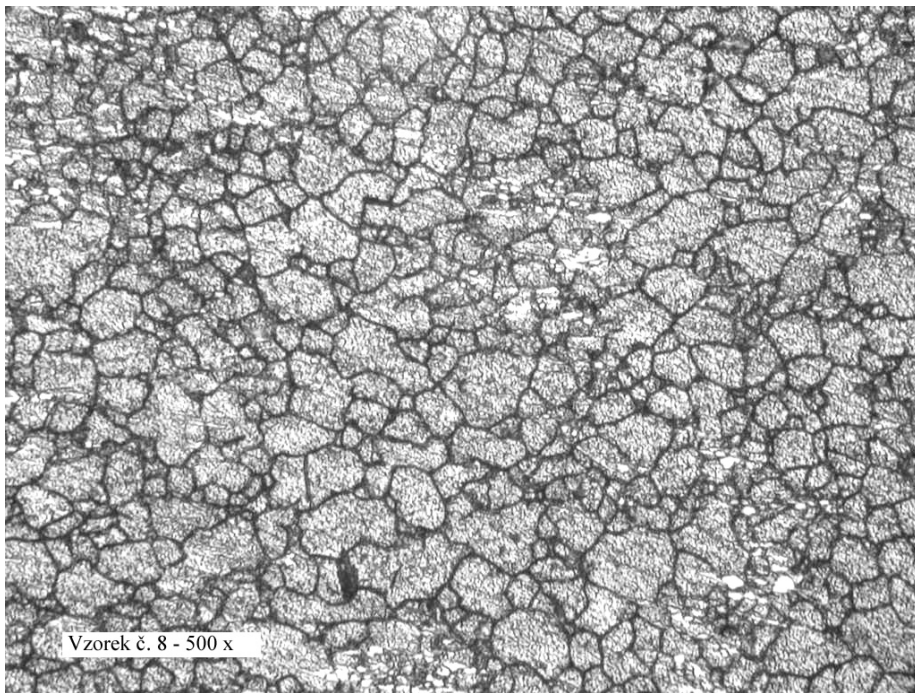
*obrázek 02 – vzorek číslo 6 (oblast hrubých zrn)*



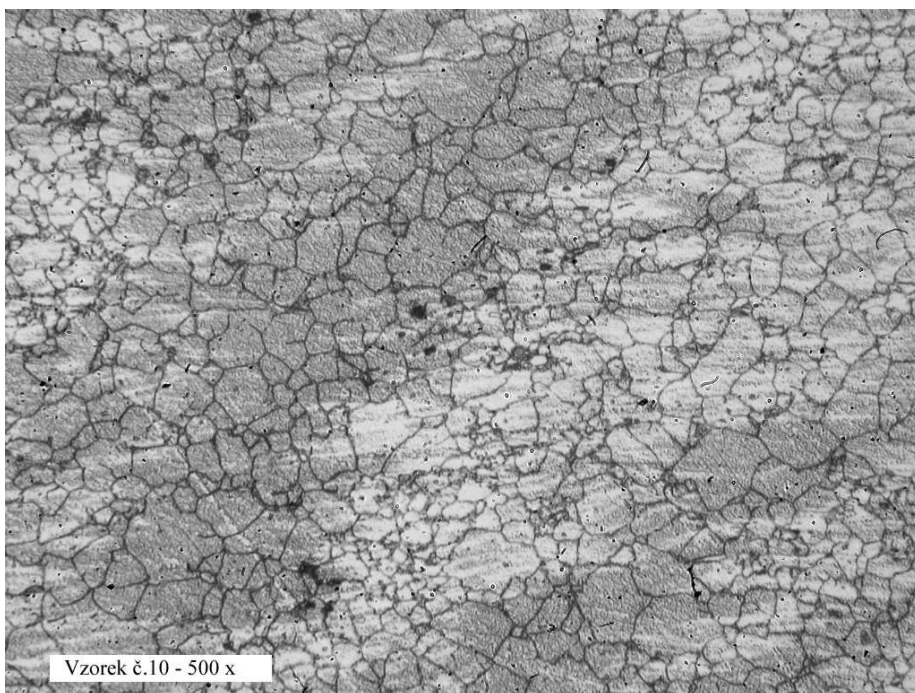
**obrázek 03 – vzorek číslo 7a (oblast jemných zrn)**



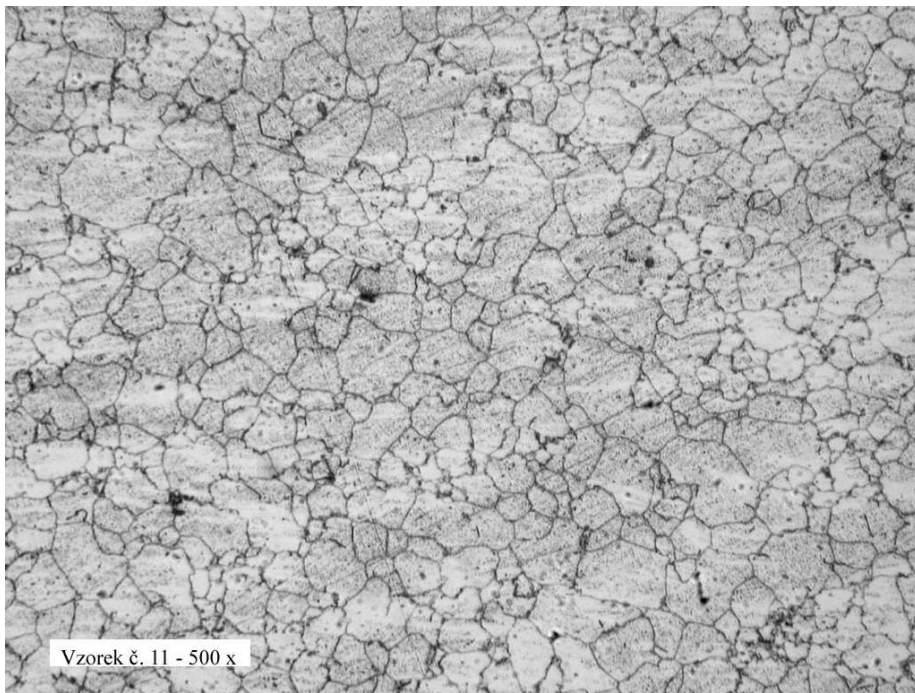
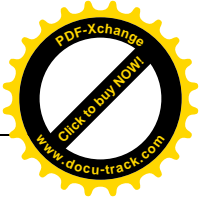
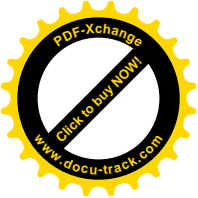
**obrázek 04 – vzorek číslo 7a (oblast hrubých zrn)**



*obrázek 05 – vzorek číslo 8*

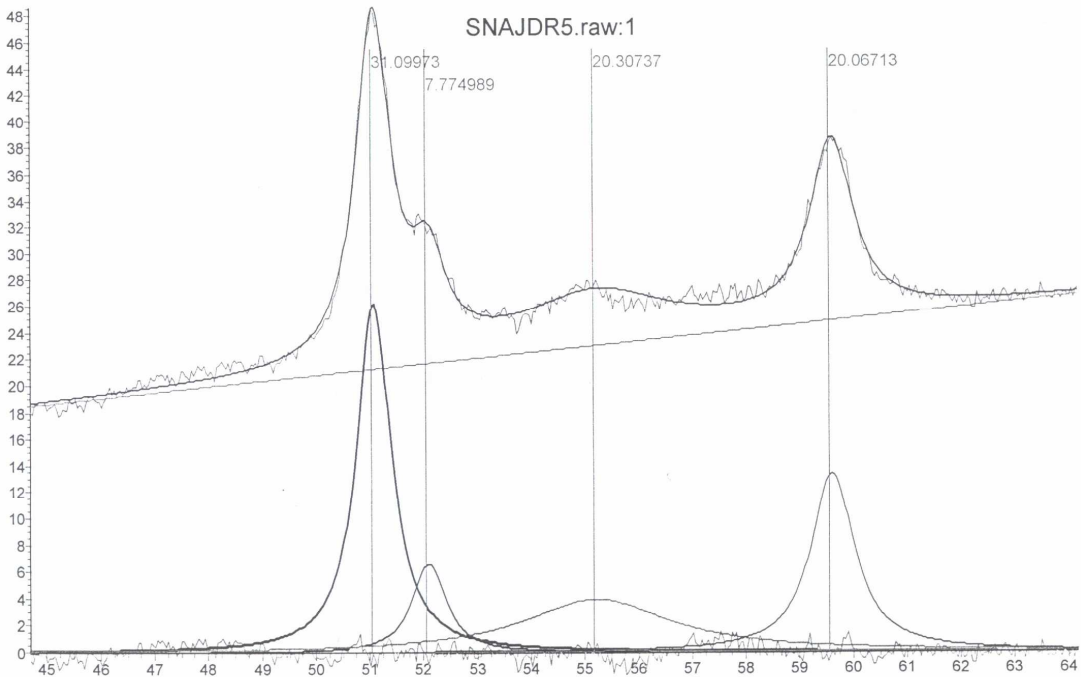


*obrázek 06 – vzorek číslo 10*

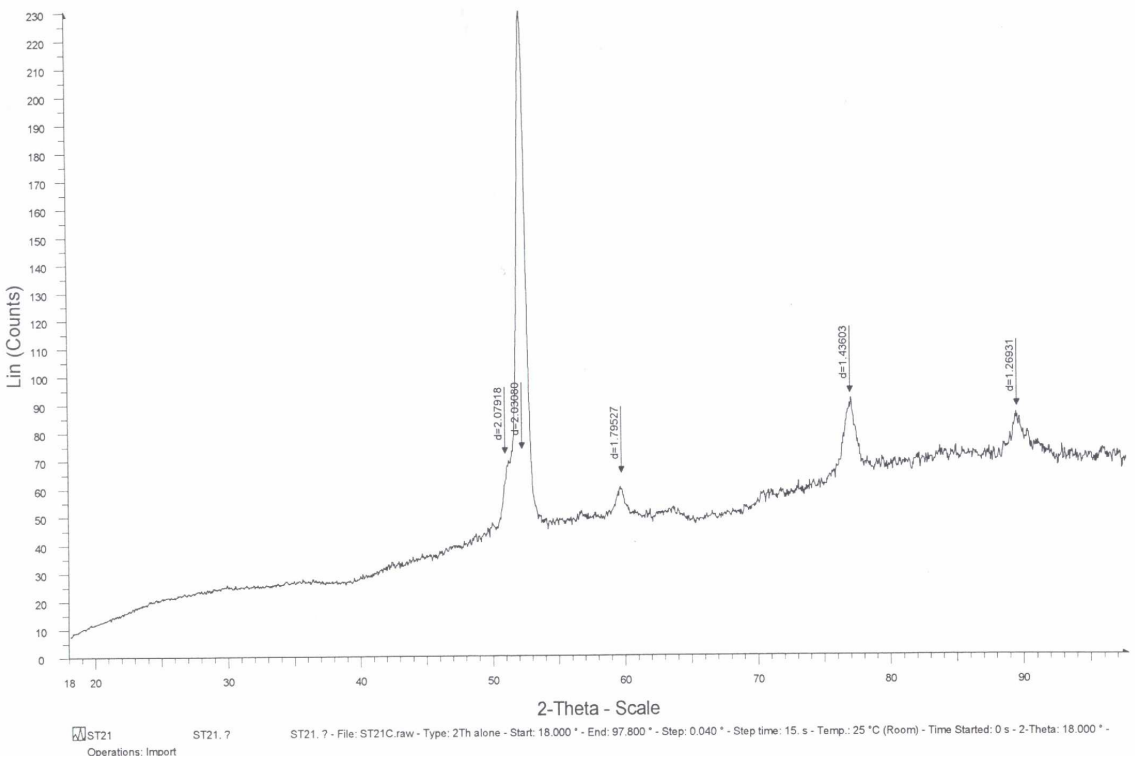


*obrázek 07 – vzorek číslo 11*

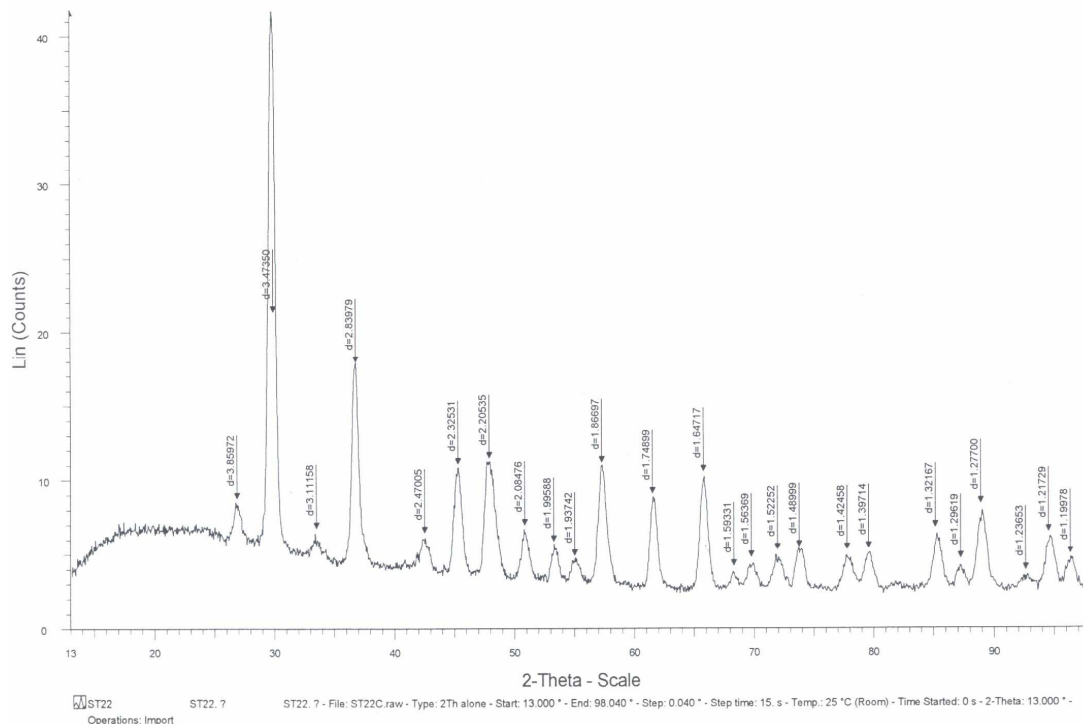
6.7. Příloha 07 – výsledky RTG difrakční analýzy



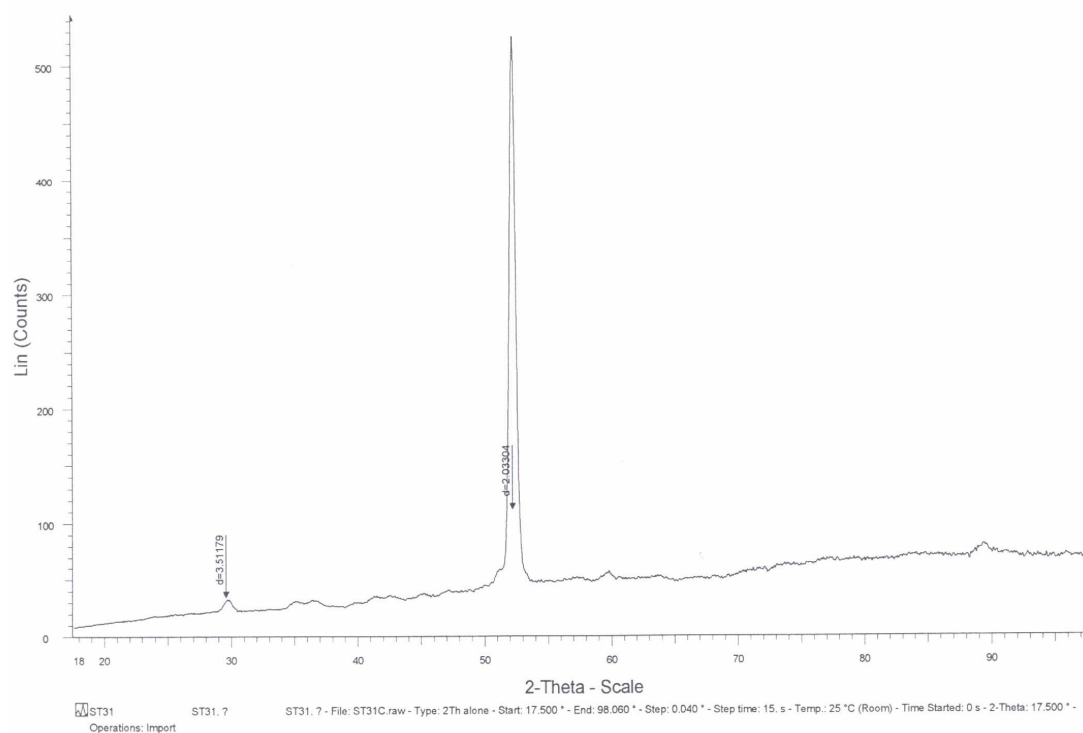
obrázek 01 – vzorek 1 metalografický výbrus nad stelitovým návarem



obrázek 02 – vzorek 2 vyleštěná oblast – ferit



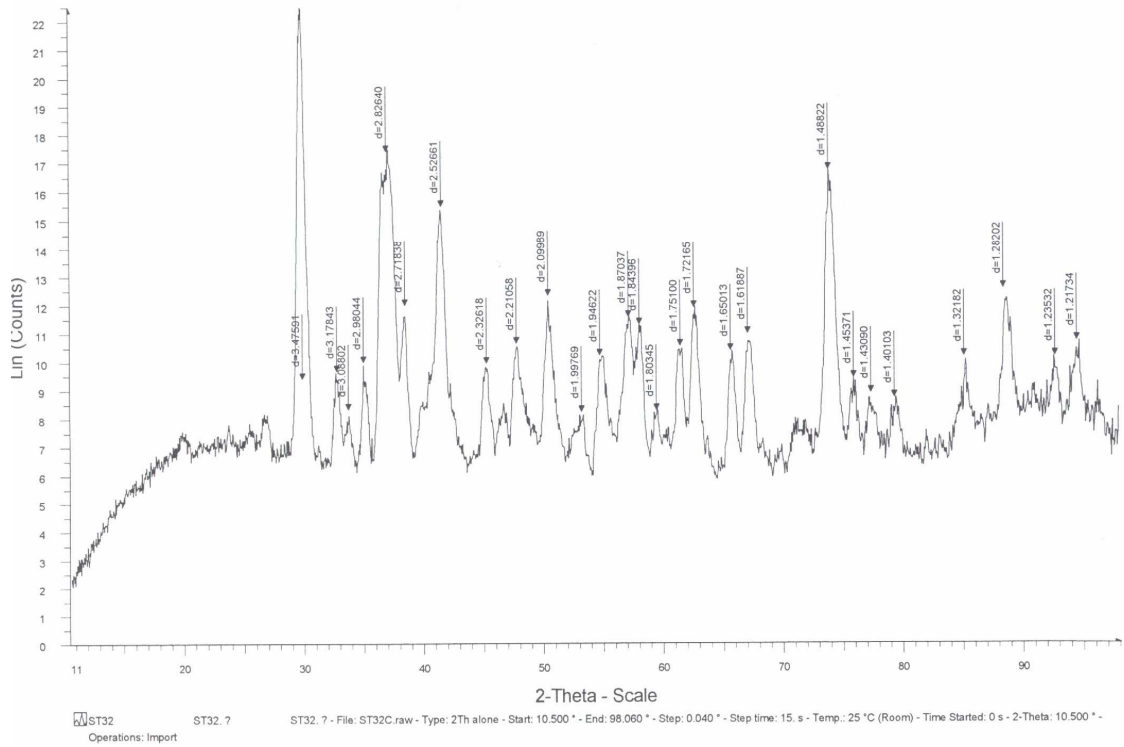
obrázek 03 – vzorek 2 oblast s produkty spalovacího procesu



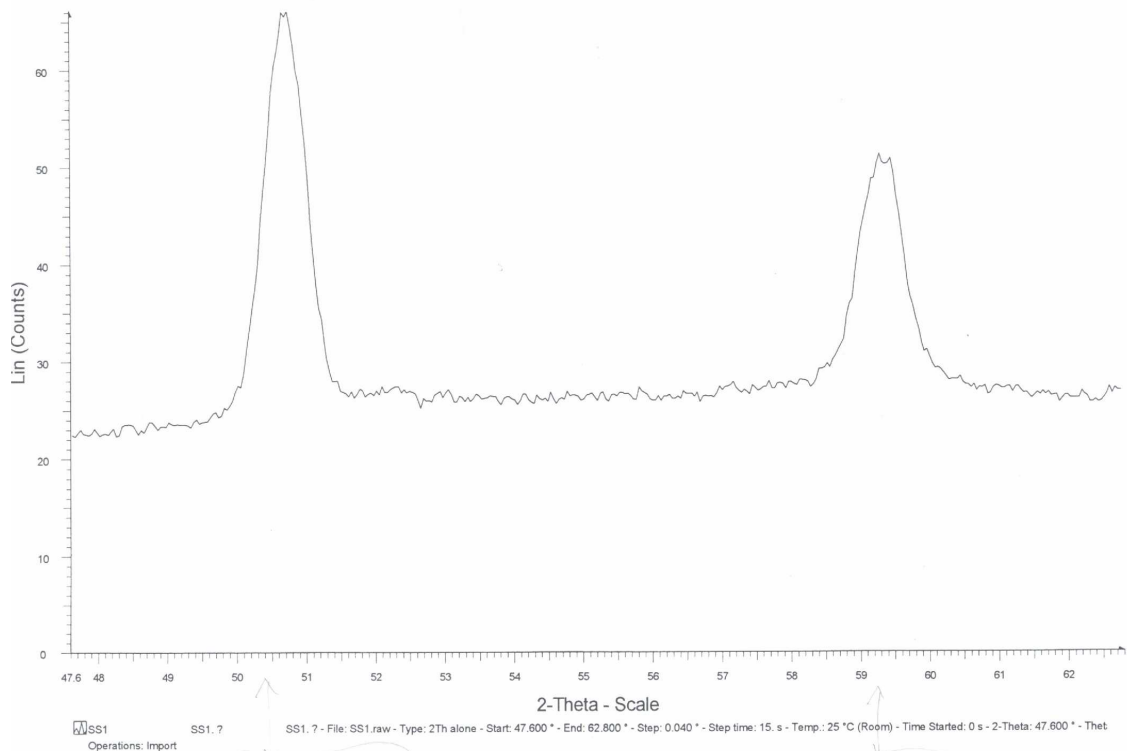
obrázek 04 – vzorek 3 vyleštěná oblast – ferit



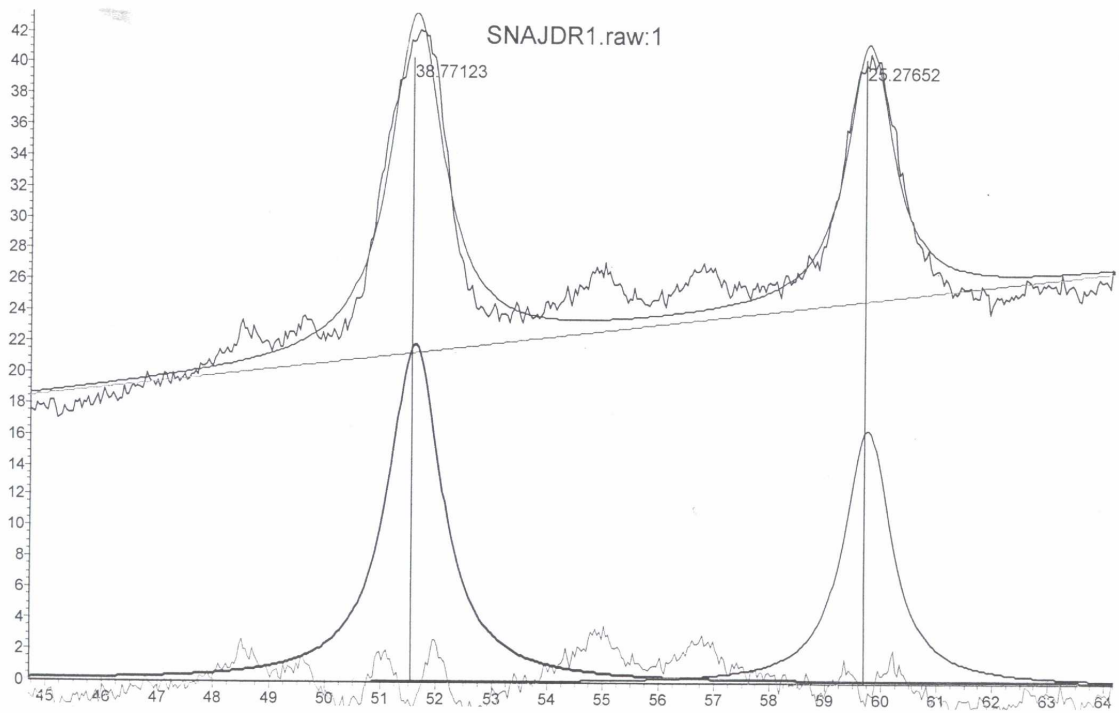
## Strukturní projevy provozní degradace ventilových austenitických ocelí



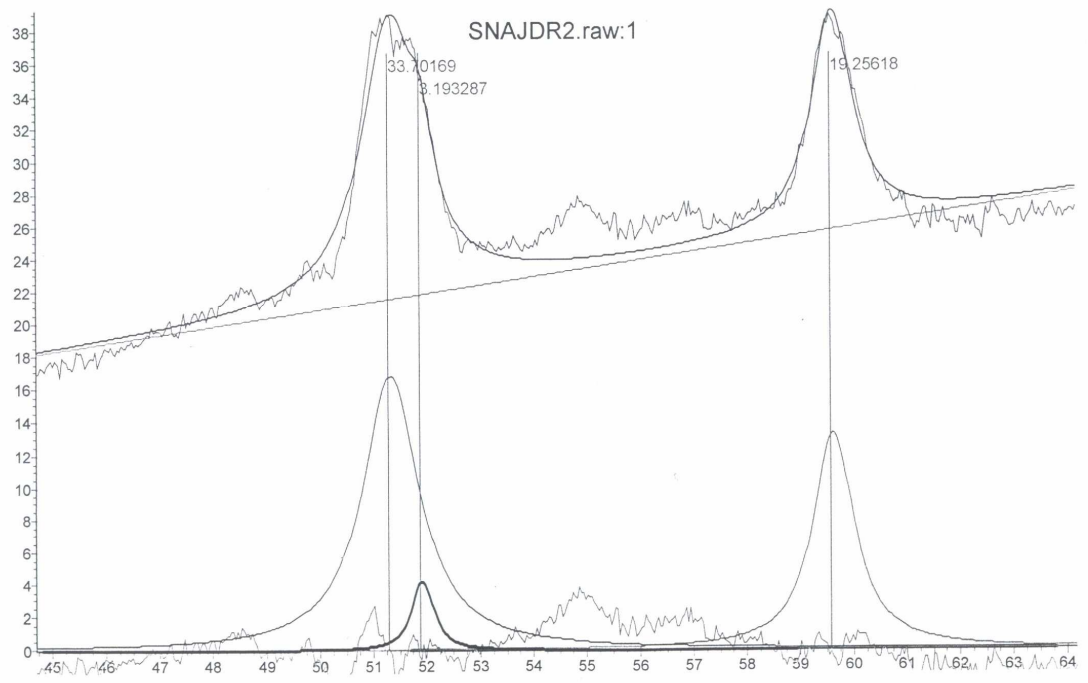
obrázek 05 – vzorek 3 oblast s produkty spalovacího procesu



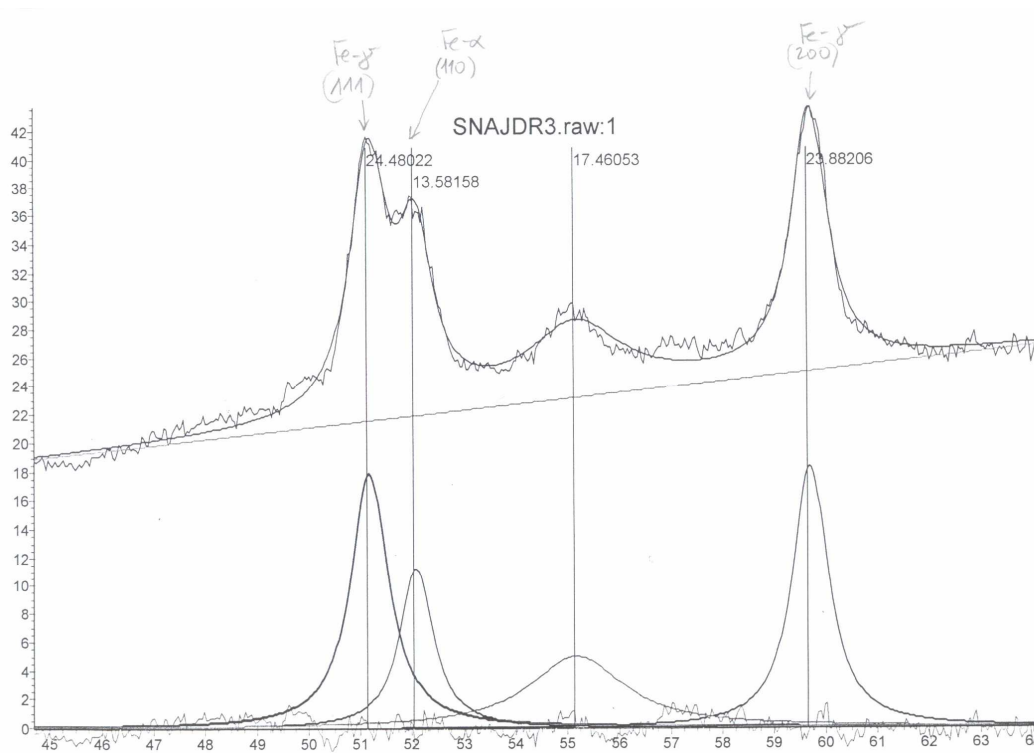
obrázek 06 – vzorek 5, 6, 7a, 8, 10, 11 metalografické výbrusy s oblasti středu talířku



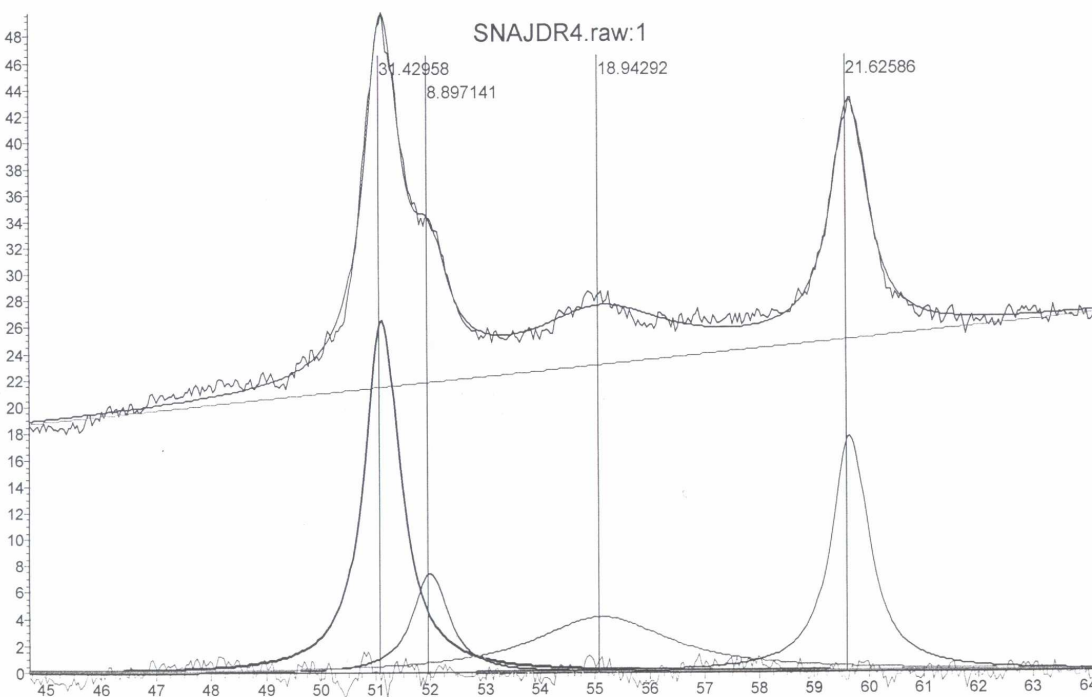
**obrázek 07 – vzorek 9 metalografický výbrus oblast těsně nad návarem místo s označením „1“**



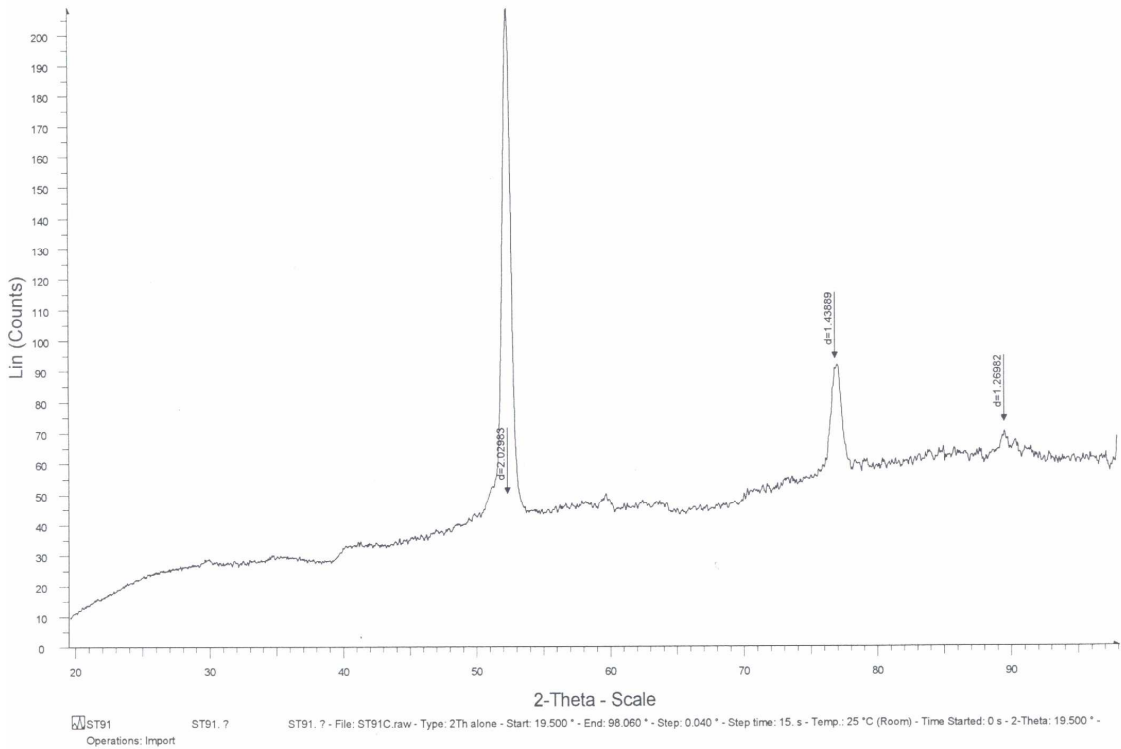
**obrázek 08 – vzorek 9 metalografický výbrus oblast těsně nad návarem místo s označením „2“**



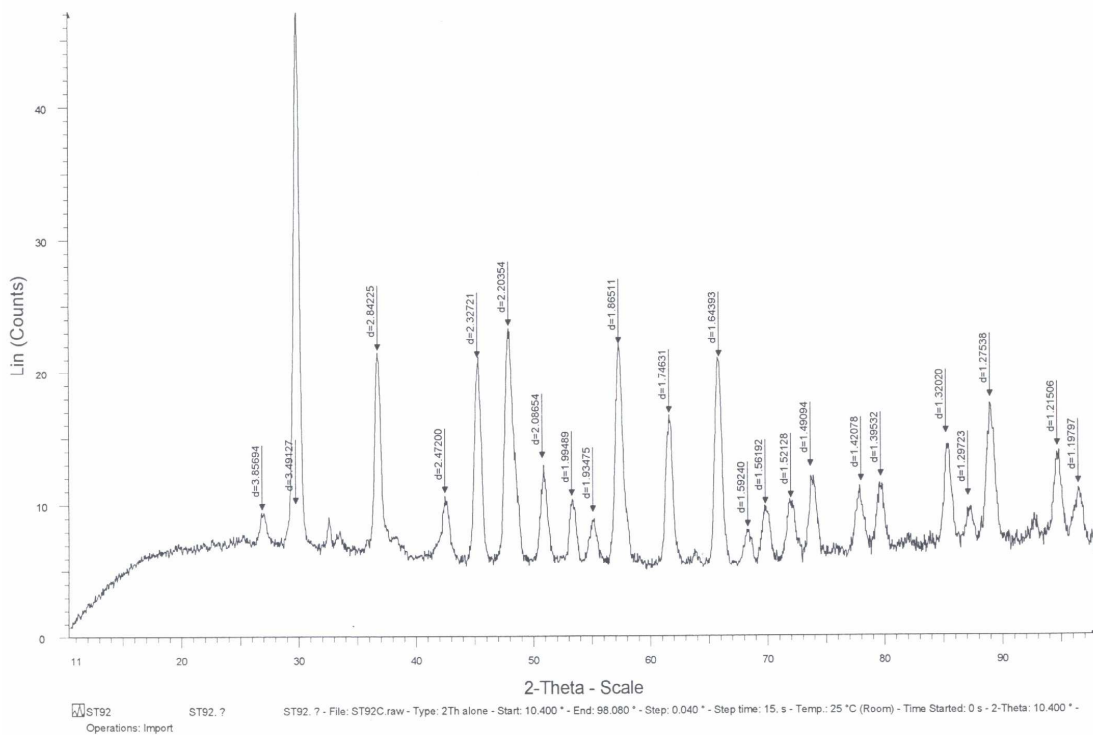
obrázek 09 – vzorek 9 metalografický výbrus oblast těsně nad návarem místo s označením „3“



obrázek 10 – vzorek 9 metalografický výbrus oblast uprostřed talířku, místo s označením „4“



obrázek 11 – vzorek 9 (celistvý ventil) oblast bez úsad



obrázek 12 – vzorek 9 (celistvý ventil) místo s produkty spalovacího procesu

Strukturní projevy provozní degradace ventilových austenitických ocelí

