



**ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE**

**FAKULTA STROJNÍ**

**ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE**

**POVRCHOVÉ KALENÍ LITIN A TRIBOLOGICKÁ ANALÝZA KALENÉHO POVRCHU**

**DIPLOMOVÁ PRÁCE**

**AUTOR:**

Bc. Ladislav Záhon

**VEDOUCÍ PRÁCE:**

Ing. Jiří Kuchař, Ph.D., IWE  
Ing. Jakub Horník, Ph.D.

**STUDIJNÍ PROGRAM:**

Výrobní inženýrství

Praha 2023

## I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Záhon** Jméno: **Ladislav** Osobní číslo: **483933**  
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**  
Zadávající katedra/ústav: **Ústav strojírenské technologie**  
Studijní program: **Výrobní inženýrství**  
Specializace: **Bez specializace**

## II. ÚDAJE K DIPLOMOVÉ PRÁCI

Název diplomové práce:

**Povrchové kalení litin a tribologická analýza kaleného povrchu**

Název diplomové práce anglicky:

**Surface hardening of cast iron and tribological analysis of hardened surface**

Pokyny pro vypracování:

- 1) Rozdělení litin a jejich vlastnosti
- 2) Tribologie vybraných druhů litin
- 3) Vybrané druhy tepelného zpracování (povrchové kalení, izotermické zušlechťení)
- 4) Ověření tribologických vlastností povrchově kalených litin
- 5) Diskuze výsledků

Seznam doporučené literatury:

1. PTÁČEK, L. Nauka o materiálu II.2. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3
2. DAVIS, J.R. ASM Specialty Handbook Cast Irons. 1. vyd. Materials Park: ASM International, 1996. ISBN 978-0-87170-564-8
3. SUCHÁNEK, J. Abrazivní opotřebení bílých chromových litin. Slévárství. 2017, roč. 65, č. 1-2, s. 17–24. ISSN 0037-6825

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) diplomové práce:

**Ing. Jiří Kuchař, Ph.D. ústav strojírenské technologie FS**

Jméno a pracoviště druhé(ho) vedoucí(ho) nebo konzultanta(ky) diplomové práce:

**Ing. Jakub Horník, Ph.D. ústav materiálového inženýrství FS**

Datum zadání diplomové práce: **26.04.2023**

Termín odevzdání diplomové práce: **11.08.2023**

Platnost zadání diplomové práce: **31.12.2023**

\_\_\_\_\_  
Ing. Jiří Kuchař, Ph.D.  
podpis vedoucí(ho) práce

\_\_\_\_\_  
doc. Ing. Ladislav Kolařík, Ph.D.  
podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry

\_\_\_\_\_  
doc. Ing. Miroslav Španiel, CSc.  
podpis děkana(ky)

## III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

Diplomant bere na vědomí, že je povinen vypracovat diplomovou práci samostatně, bez cizí pomoci, s výjimkou poskytnutých konzultací. Seznam použité literatury, jiných pramenů a jmen konzultantů je třeba uvést v diplomové práci.

\_\_\_\_\_  
Datum převzetí zadání

\_\_\_\_\_  
Podpis studenta

# Bibliografické údaje

<b>Název práce:</b>	Povrchové kalení litin a tribologická analýza kaleného povrchu
<b>Jméno autora:</b>	Bc. Ladislav Záhon
<b>Vedoucí práce:</b>	Ing. Jiří Kuchař, Ph.D., IWE Ing. Jakub Horník, Ph.D.
<b>Akademický rok:</b>	2022 / 2023
<b>Ústav:</b>	Ústav strojírenské technologie
<b>Studijní obor:</b>	Výrobní inženýrství
<b>Klíčová slova:</b>	ADI, litiny, izotermické zušlechťování, tribologie, opotřebení, povrchové kalení laserem
<b>Rozsah práce:</b>	počet stran: 109 počet obrázků: 116 počet tabulek: 11

# Bibliographical information

<b>Thesis name:</b>	Surface hardening of cast iron and tribological analysis of the hardened surface
<b>Author name:</b>	Bc. Ladislav Záhon
<b>Thesis supervisors:</b>	Ing. Jiří Kuchař, Ph.D., IWE Ing. Jakub Horník, Ph.D.
<b>Academic year:</b>	2022 / 2023
<b>University department:</b>	Department of manufacturing technology
<b>Field of study:</b>	Manufacturing engineering
<b>Keywords:</b>	ADI, cast irons, austempering, tribology, wear, laser surface hardening
<b>Theses scope:</b>	number of pages: 109 number of figures: 116 number of tables: 11

# Abstrakt

Tato diplomová práce je zaměřena na laserové povrchové kalení vybraných druhů litin a tribologii kaleného povrchu. Rešeršní část se zabývá grafitickými i karbidickými litinami, jejich vlastnostmi, principem vzniku a možnými tepelnými zpracováními. Tedy objemovým i povrchovým kalením a izotermickým zušlechťováním. Experimentální část obsahuje výsledky analýzy chemického složení vzorků, která byla provedena jiskrovým optickým emisním spektrometrem. Dále je zde zahrnuta metalografická analýza kalených vzorků a naměřená tvrdost kalených povrchových vrstev. Jsou zde také uvedeny výsledky tribologického testu s lineárním vratným pohybem PINu. Dále experimentální část obsahuje hodnocení kalených i nekalených vzorků po tribologickém testu za pomoci řádkovací elektronové mikroskopie.

# Abstract

This thesis is focused on laser surface hardening of selected types of cast iron and tribology of the hardened surface. The research part deals with graphite and carbide cast irons, their properties, the principle of formation and possible heat treatments. That is volume and surface hardening and austempering. The experimental part contains results of chemical composition analysis of the samples, which was carried out with a spark optical emission spectrometer. Metallographic analysis of hardened samples and measured hardness of hardened surface layers is also included. The results of the tribological test with linear reciprocating movement of the PIN are also presented here. Furthermore, the experimental part includes the evaluation of hardened and unhardened samples after a tribological test using scanning electron microscopy.



# Prohlášení

Prohlašuji, že jsem předloženou práci vypracoval samostatně a že jsem uvedl veškeré použité informační zdroje v souladu s Metodickým pokynem o dodržování etických principů při přípravě vysokoškolských závěrečných prací.

Nemám závažný důvod proti užití tohoto školního díla ve smyslu § 60 Zákona č.121/2000 Sb., o právu autorském, o právech souvisejících s právem autorským a o změně některých zákonů (autorský zákon).

V Praze dne .....

.....  
Bc. Ladislav Záhon

# Poděkování

Rád bych poděkoval Ing. Jiřímu Kuchařovi, Ph.D., IWE a Ing. Jakubu Horníkovi, Ph.D. za vedení mé práce, cenné rady a připomínky. Dále bych rád poděkoval Ing. Janu Krčivovi, Ph.D. a Ing. Zdeňku Hazdrovi, Ph.D. za čas a pomoc s realizací experimentální části této diplomové práce. V neposlední řadě bych také rád touto cestou poděkoval své rodině a blízkým za podporu během celého studia.

# Seznam použitých zkratek

- **CE** - Uhlíkový ekvivalent
- **Sc** - Stupeň eutektičnosti
- **SEM** - Scanning Electron Microscopy - řádkovací elektronová mikroskopie
- **ADI** - Austempered Ductile Iron - izotermicky zušlechtěná tvárná litina
- **AGI** - Austempered Gray Iron - izotermicky zušlechtěná šedá litina
- **GJL** - Litina s lupínkovým grafitem
- **GJV** - Litina s vermikulárním grafitem
- **GJS** - Litina s kuličkovým grafitem
- **GJM** - Temperovaná litina
- **ČSN** - Česká technická norma
- **ASTM** - Americká technická norma
- **HRC** - Tvrdost dle Rockwella
- **HB** - Tvrdost dle Brinella
- **ARA** - Anizotermický rozpad austenitu
- **T<sub>γ</sub>** - Austenitizační teplota
- **γ<sub>HC</sub>** - Vysokouhlíkový austenit

# Obsah

<b>1</b>	<b>Úvod</b>	<b>10</b>
<b>I</b>	<b>Teoretická část</b>	<b>11</b>
<b>2</b>	<b>Litiny</b>	<b>12</b>
2.1	Hodnocení chemického složení litin . . . . .	13
2.1.1	Uhlíkový ekvivalent . . . . .	13
2.1.2	Stupeň eutektičnosti . . . . .	14
2.2	Grafitické litiny . . . . .	14
2.2.1	Litina s lupínkovým grafitem . . . . .	15
2.2.2	Litina s kuličkovým grafitem . . . . .	17
2.2.3	Litina s červíkovitým grafitem . . . . .	19
2.2.4	Tribologie grafitických litin . . . . .	20
2.3	Bílá litina . . . . .	23
2.3.1	Vysokochromové litiny . . . . .	24
2.3.2	Tribologie vysokochromových litin . . . . .	26
<b>3</b>	<b>Vybrané druhy tepelného zpracování</b>	<b>27</b>
3.1	Izotermické zušlechťování . . . . .	27
3.1.1	Acikulární ferit . . . . .	27
3.1.2	Proces izotermického zušlechťování . . . . .	28
3.1.3	Modifikace izotermického zušlechťování . . . . .	31
3.1.4	Tribologie izotermicky zušlechťované litiny . . . . .	32
3.2	Kalení litin . . . . .	35
3.2.1	Kalení grafitických litin . . . . .	35
3.2.2	Kalení vysokochromových litin . . . . .	37
3.3	Povrchové kalení . . . . .	39
3.3.1	Povrchové kalení laserem . . . . .	40
3.3.2	Laser glazing . . . . .	44
<b>II</b>	<b>Experimentální část</b>	<b>45</b>
<b>4</b>	<b>Úvod - testované materiály</b>	<b>46</b>
4.1	Vzorek ADI 9k6 240 . . . . .	47
4.2	Vzorek ADI 9k6 310 . . . . .	48

4.3	Vzorek ADI 9k6 400 . . . . .	49
4.4	Vzorek EN-GJS-450-18 . . . . .	50
4.5	Vzorek EN-GJL-250 Sn . . . . .	51
4.6	Vzorek EN-GJS-700 CuNi ADI . . . . .	52
4.7	Vzorek Extral-1A . . . . .	53
4.8	Vzorek Extral-5 . . . . .	54
<b>5</b>	<b>Tribologická analýza</b>	<b>55</b>
5.1	Vzorek ADI 9k6 240 . . . . .	56
5.1.1	Průběh tribologického testu vzorku ADI 9k6 240 . . . . .	56
5.1.2	Povrch vzorku ADI 9k6 240 po tribologickém testu . . . . .	58
5.2	Vzorek ADI 9k6 310 . . . . .	61
5.2.1	Průběh tribologického testu vzorku ADI 9k6 310 . . . . .	61
5.2.2	Povrch vzorku ADI 9k6 310 po tribologickém testu . . . . .	63
5.3	Vzorek ADI 9k6 400 . . . . .	65
5.3.1	Průběh tribologického testu vzorku ADI 9k6 400 . . . . .	65
5.3.2	Povrch vzorku ADI 9k6 400 po tribologickém testu . . . . .	67
5.4	Vzorek EN-GJS-450-18 . . . . .	69
5.4.1	Průběh tribologického testu vzorku EN-GJS-450-18 . . . . .	69
5.4.2	Povrch vzorku EN-GJS-450-18 po tribologickém testu . . . . .	70
5.5	Vzorek EN-GJL-250 Sn . . . . .	73
5.5.1	Průběh tribologického testu vzorku EN-GJL-250 Sn . . . . .	73
5.5.2	Povrch vzorku EN-GJL-250 Sn po tribologickém testu . . . . .	75
5.6	Vzorek EN-GJS-700 CuNi ADI . . . . .	77
5.6.1	Průběh tribologického testu vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI . . . . .	77
5.6.2	Povrch vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI po tribologickém testu . . . . .	79
5.7	Vzorky Extral-1A a Extral-5 . . . . .	81
5.7.1	Průběh tribologického testu vzorku Extral-1A . . . . .	81
5.7.2	Průběh tribologického testu vzorku Extral-5 . . . . .	81
<b>6</b>	<b>Diskuse výsledků</b>	<b>83</b>
<b>7</b>	<b>Závěr</b>	<b>86</b>
<b>III</b>	<b>Přílohy</b>	<b>102</b>
<b>A</b>	<b>Grafické závislosti</b>	<b>103</b>
A.1	Kontrolní měření . . . . .	103
<b>B</b>	<b>Tabulky</b>	<b>108</b>
B.1	Průměrné hodnoty drsnosti testovaných povrchů . . . . .	108
B.2	Parametry laserového kalení . . . . .	109

# 1. Úvod

Litina je poměrně starý materiál, první litinové odlitky se datují do Číny 600 let př. n. l., v Evropě se začala litina využívat až v 15. století. Masivní rozšíření nastalo v Evropě v 18. století, společně s rozvojem produktivnějších a levnějších způsobů výroby. Zásadním pokrokem byla výroba litiny s kuličkovým grafitem. První úspěšné pokusy o sferoidizaci grafitu jsou zaznamenány již před druhou světovou válkou. Spolehlivý postup výroby byl však patentován až v roce 1946 (modifikace cerem). V roce 1948 pak byl k modifikaci využit hořčík. Samotný vznik kuličkového grafitu není ani v současnosti zcela objasněn, existuje však řada možných teorií objasňujících jeho vznik a růst. Grafit ve tvaru kuliček způsobuje menší koncentraci napětí v okolní matici. Litina s kuličkovým grafitem tak má výrazně vyšší pevnost v tahu proti litině s lupínkovým grafitem. Tyto lupínky totiž působí jako ostré vruby. Z tohoto důvodu mohly být ocelové odlitky částečně nahrazeny tvárnou litinou. Výhodou grafitických litin proti ocelím jsou totiž lepší slévárenské vlastnosti.

V současné době lze legováním a tepelným zpracováním značně upravit vlastnosti litin a rozšířit jejich aplikační potenciál. Příkladem jsou izotermicky zušlechtnuté litiny (ADI, AGI), kterými se také zabývá tato diplomová práce. Tepelným zpracováním je dosažena charakteristická ausferitická struktura, která umožňuje litině dosahovat násobně vyšší meze kluzu proti stavu po odlití. Izotermicky zušlechtnuté litiny tak mají výborný poměr mezi pevností a hmotností. Austenit ve struktuře dodává litině houževnatost. Odlitky jsou také dobře obrobitelné. V posledních několika letech je prováděna řada výzkumů, které se zabývají fázovými transformacemi při tomto tepelném zpracování, vlivem legujících prvků a různých parametrů tepelného zpracování. Jedním z hlavních předmětů výzkumu je v současnosti tribologie ADI litin. Typické vlastnosti totiž předurčují ADI litiny pro značné průmyslové využití a výrobu součástí, typickými vyráběnými součástmi jsou ozubená kola, klikové a vačkové hřídele. V takovýchto aplikacích hraje tribologie zásadní roli. Existují práce zabývající transformací austenitu na martenzit při samotném zatěžování povrchu, byly také prováděny pokusy s kuličkováním odlitků. Zajímavou možností je povrchové kalení laserem, které umožňuje kontrolovat proces kalení a hloubku vznikající vrstvy. Tribologie je v současnosti jedním z hlavních předmětů výzkumu ADI litin, na odolnosti povrchových vrstev proti opotřebení a únavě totiž silně závisí jejich aplikační potenciál.

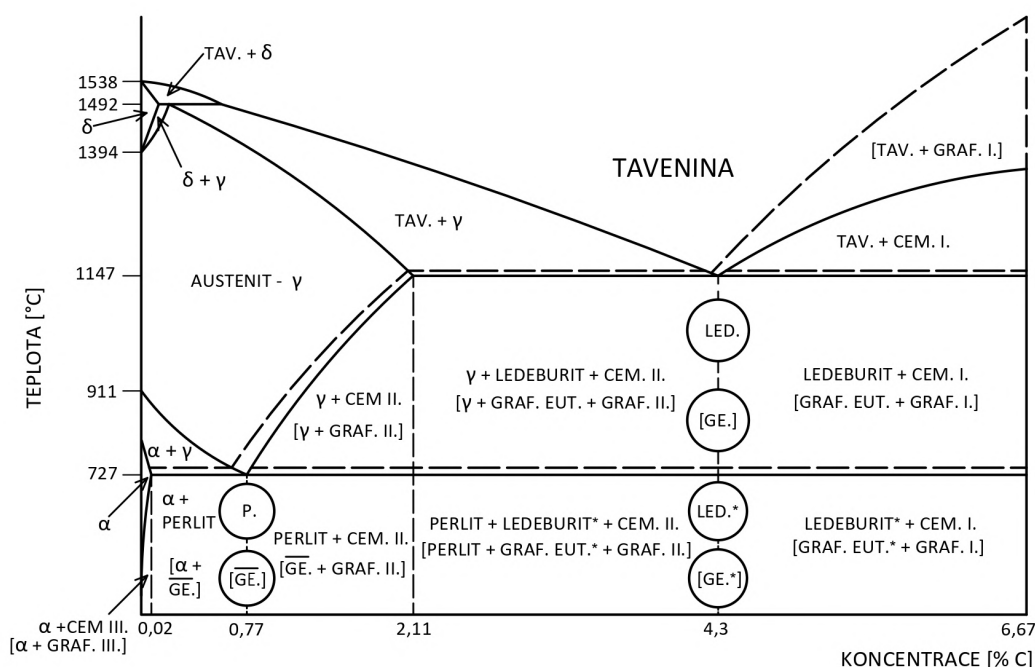
Z tohoto důvodu bylo laserové kalení a tribologické vlastnosti litin vybrány jako téma této diplomové práce. Rešeršní část práce je zaměřena na problematiku grafitických i karbidických litin, dále jsou zde popsány vybrané druhy tepelného zpracování, které jsou nezbytné pro pochopení experimentální části. Samotný experiment je pak zaměřen na metalografickou analýzu laserem kalených vrstev. Odolnost proti opotřebení byla analyzována tribometrem s lineárním vratným pohybem PINu. Opotřebení litin při testu bylo vyhodnoceno elektronovým mikroskopem.

# **I. Teoretická část**

## 2. Litiny

Jako litiny jsou označovány slitiny železa, uhlíku a dalších prvků. Obsah uhlíku je zde vyšší než je jeho maximální rozpustnost v austenitu, tedy více než 2,11 % (bez vlivu dalších prvků). Uhlík může být přítomný v litině ve formě grafitu, nebo karbidů. Může se jednat o karbidy železa, případně jiných prvků. [1, 2, 3]

Litiny se dělí do skupin dle typu vyloučeného eutektika. Pokud litina tuhne dle stabilního diagramu Fe-Grafit (Obrázek 1), dochází k vylučování grafitického eutektika. Z tohoto důvodu se takové litiny označují jako grafitické. Litina může tuhnout i dle metastabilního diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C (Obrázek 1), v takovém případě je eutektikem ledeburit. Tyto litiny se nazývají bílé nebo karbidické. [1, 2, 3]



**Obrázek 1:** Diagram metastabilní soustavy Fe - Fe<sub>3</sub>C a stabilní soustavy Fe-Grafit (přerušovaně), vytvořeno autorem dle [3, 4]

Pro podrobnější popis strukturních přeměn je potřeba uvažovat vliv dalších prvků. Litiny totiž obsahují celou řadu příměsí, ty lze rozdělovat na základní prvky, legury a nečistoty. Mezi základní prvky se řadí C, Mn, Si, S a P. Zásadní vliv na strukturní přeměny v litinách má křemík, který je také ve většině litin přítomný ve zvýšeném množství. Z tohoto důvodu se pro podrobnější popis krystalizace využívá ternárního diagramu Fe-C-Si, případně Fe-Fe<sub>3</sub>C-Si. Jako legury se pak označují prvky, které dodávají litinám určité mechanické, fyzikální či chemické vlastnosti. Legování litin popisuje norma ČSN EN 1559-3. V této normě jsou uvedeny mezní koncentrace legujících prvků. Pokud jsou množství jednotlivých prvků nižší než příslušné limitní hodnoty, je litina považována za nelegovanou. Pokud je však překročen



limit u jednoho a více prvků, pak se jedná o litinu legovanou. Jako nečistoty se označují prvky (např. Pb, As), které mají negativní účinek na vlastnosti litiny. Proto je vhodné, aby jejich množství bylo co nejnižší. Do litin se tyto prvky dostávají nejčastěji společně se surovinami potřebnými pro tavící proces. [1, 2, 3, 5]

## 2.1 Hodnocení chemického složení litin

Znalost eutektického složení je zásadní pro technologii slévání. Poloha eutektického bodu je však ovlivňována celou řadou chemických prvků, které litiny obsahují. Z těchto důvodů je nutné analyzovat chemické složení a posoudit míru eutektičnosti litiny. Nejčastěji se k tomu používají vztahy uvedené v podkapitolách. [1, 2, 3]

### 2.1.1 Uhlíkový ekvivalent

S obsahem různých prvků se mění poloha eutektického bodu. Jednotlivé prvky ovlivňují polohu jinou mírou. Z tohoto důvodu se využívá CE (uhlíkový ekvivalent). Tento vztah uvažuje vliv množství jednotlivých prvků v litině a převádí je na ekvivalent uhlíku. Obecná rovnice pro jeho výpočet je uvedena níže (vztah 2.1). [2, 3]

$$CE = C + \sum m_i X_i \quad (2.1)$$

kde: C [%] je obsah uhlíku v litině. V rovnici je pak dále uveden obsah prvku X, který je značen  $X_i$  [%]. Parametr  $m_i$  popisuje míru vlivu prvku X.

Dle hodnoty uhlíkového ekvivalentu pak lze hodnotit litiny. V případě grafitických litin je eutektické složení při  $CE = 4,23$ . Pokud je výsledná hodnoty  $CE < 4,23$ , jedná se o podeutektickou litinu. Pokud je  $CE > 4,23$ , jedná se o nadeutektickou litinu. V metastabilním systému je eutektické složení při  $CE = 4,33$ .

V tabulce 2.1 je uveden u jednotlivých prvků jejich koeficient  $m_i$ , který popisuje míru vlivu na polohu eutektického bodu. Pokud je tento parametr kladný, pak je eutektické koncentrace dosaženo při nižším obsahu uhlíku. Eutektický bod se tedy posouvá v diagramu doleva. Prvky, které mají záporný koeficient  $m_i$ , snižují aktivitu uhlíku. Tím dochází k posunu eutektického bodu doprava. [3]

**Tabulka 2.1:** Vliv vybraných prvků na hodnotu uhlíkového ekvivalentu [3]

Prvek	P	Si	Al	Cu	Ni	Mn	Cr	V	Ti
$m_i$	+0,33	+0,32	+0,22	+0,07	+0,05	-0,03	-0,06	-0,14	-0,14

Z tabulky 2.1 je patrné, že nejzásadnější vliv na hodnotu uhlíkového ekvivalentu má křemík a fosfor. Vzorec pro výpočet CE se tak často používá ve zjednodušeném tvaru (vztah 2.2). [3]

$$CE = \%C + 0,3 \cdot (\%Si + \%P) \quad (2.2)$$

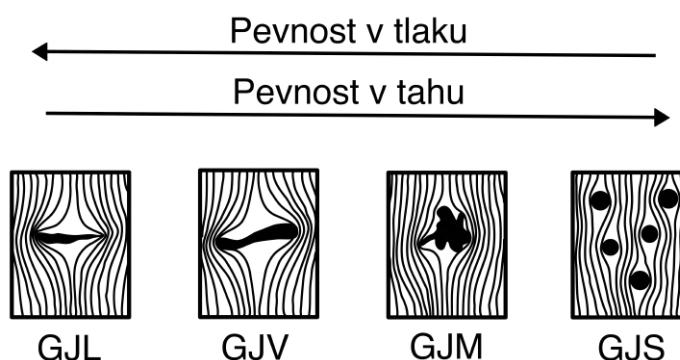
## 2.1.2 Stupeň eutektičnosti

Podobně jako u výše zmíněného uhlíkového ekvivalentu je účelem stupně eutektičnosti hodnocení chemického složení litin. Výpočet je založen na poměru obsahu uhlíku v litině k eutektickému složení litiny ovlivněnému o obsah křemíku a fosforu. Litina je eutektická pokud  $Sc = 1$ , podeutektická v případě  $Sc < 1$  a nadeutektická pokud  $Sc > 1$ . [2, 3]

$$Sc = \frac{\%C}{4,23 - 0,3 \cdot (\%Si + \%P)} \quad (2.3)$$

## 2.2 Grafitické litiny

Základní rozdělení litin je založeno na typu vyloučeného eutektika, jak již bylo zmíněno. Dělí se do dvou hlavních skupin, a to na grafitické a karbidické. Dále se pak litiny rozdělují do skupin v závislosti na tvaru vyloučeného grafitu. Tvar grafitu má totiž zásadní vliv na výsledné mechanické vlastnosti litiny. V případě litiny s lupínkovým grafitem dochází ke koncentraci napětí na relativně „ostrých“ hranách lupínků grafitu, znázorněno v napět'ových obrazcích na obrázku 2. Následkem je velmi nízká pevnost litiny v tahu. Tvar a rozmístění grafitu jsou ovlivňovány mimopecní metalurgií. Jedná se o grafitizační očkování a modifikační zpracování. Grafitizačním očkováním litiny se mění počet zárodků pro možnou krystalizaci grafitu, roste tedy počet eutektických buněk a mění se jejich velikost. Obecně platí, že lepších mechanických vlastností dosahuje litina s jemnozrnným grafitem. Modifikace litiny spočívá ve změně růstu a tvaru grafitu. Výsledkem pak může být litina s kuličkovým grafitem, u které dochází k výrazně nižším koncentracím napětí v okolí grafitických útvarů, zobrazeno na obrázku 2. Taková litina má mnohem vyšší pevnost v tahu v porovnání s litinou s lupínkovým grafitem. Mezi litinou s kuličkovým a lupínkovým grafitem existuje řada přechodových tvarů. [2, 3]



**Obrázek 2:** Napět'ové obrazce grafitických útvarů, GJL - litina s lupínkovým grafitem, GJV - litina s vermikulárním (červíkovitým) grafitem, GJM - litina s vločkovým grafitem, GJS - litina s kuličkovým grafitem, vytvořeno autorem dle [2]

## 2.2.1 Litina s lupínkovým grafitem

Poměrně často se i v dnešní době označuje tato litina jako šedá. Převážně se jedná o podeutektické slitiny železa a uhlíku. Volný uhlík je v matici přítomen ve formě lupínek grafitu. Tyto lupínky působí jako vruby v základní kovové hmotě litiny. Tím litina získává své charakteristické mechanické vlastnosti. Tažnost takovýchto litin je obvykle nižší než 1 %. Vzhledem k relativně nízkým výrobním nákladům a dobrým slévárenským vlastnostem je tento materiál celosvětově hojně využíván. [2, 3, 1]

Pevnost odlitků z litiny je závislá na několika faktorech. Vliv má chemické složení litiny, rychlost chladnutí, zpracování litiny v tekutém stavu (např. očkování), případně následné tepelné zpracování. Zásadní vliv na strukturu a mechanické vlastnosti litiny má křemík. Ten je silně grafitotvorným prvkem, který podporuje rozpad cementitu. Se vzrůstajícím obsahem křemíku v litině se zvyšuje podíl vylučovaného grafitu v matici a lupínky grafitu hrubnou. Dochází ke snížení podílu perlitu a zvýšení podílu feritu ve struktuře. Tyto aspekty pak vedou ke snížení pevnosti v tahu i ohybu. Minimální množství křemíku je podmíněno zamezením vzniku ledeburitu. Horní hranice koncentrace křemíku je dána požadovanými mechanickými vlastnostmi. Na strukturu litiny má zásadní vliv také rychlost ochlazování, s tím je spojena tloušťka stěny odlitku. Výslednou strukturu pak lze korigovat přidáním určitého množství křemíku dle požadavků na výsledné vlastnosti litiny. [2, 3, 1]

Zásadní vliv na strukturu a vlastnosti litiny mají síra a fosfor. Jejich nejvyšší přípustný obsah by měl být 0,15 %. Síra má poměrně silný sklon k segregaci na hranicích zrn. Zde pak dochází ke sloučení s železem. Vzniká sulfid FeS, který výrazně zvyšuje křehkost litiny. Mangan je jedním ze základních prvků litin, který na sebe síru váže. Výsledkem je sulfid MnS, který vzniká v zrnech. Tím nedochází k tak výraznému zhoršení vlastností litiny jako při segregaci FeS na hranicích zrn. [1, 6]

V případě nelegovaných litin s lupínkovým grafitem je optimální struktura taková, ve které jsou lupínky grafitu rovnoměrně rozptýleny (Obrázek 3A) v perlitické matici. Z uvedených vztahů mezi chemickými prvky a vlastnostmi litiny vyplývá, že pevnost nelegované litiny roste společně se snižujícím se stupněm eutektičnosti Sc. Společně s poklesem Sc však dochází k výraznému zhoršení slévárenských vlastností, rozšiřuje se totiž pásmo mezi isolidou a isosolidou. Tím dochází k výraznému navýšení rizika vzniku mikrostaženin v odlitku. Dalším důsledkem nízkého Sc může být nevodné rozložení grafitu ve struktuře. U silně podeutektických litin může docházet ke vzniku tzv. přechlazeného grafitu, na obrázku 3 se jedná o rozložení typu D a E. [2, 3, 6]

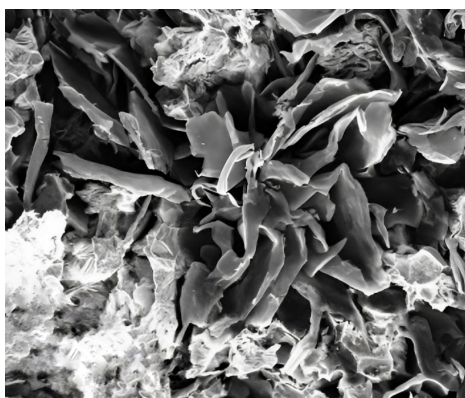


Obrázek 3: Rozložení lupínkového grafitu, upraveno autorem dle [7]

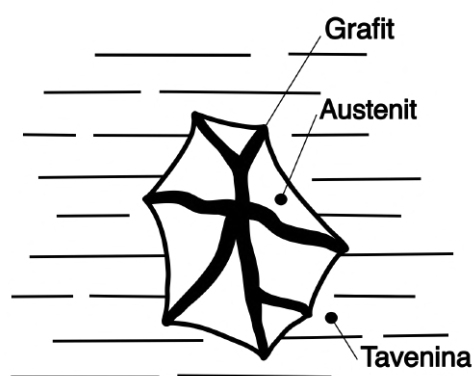
Na obrázku 3 jsou znázorněny jednotlivé typy možného rozložení lupínkového grafitu ve struktuře. Tvar a rozložení grafitických útvarů mají zásadní vliv na vlastnosti litiny. V případě varianty A se jedná o rovnoměrné rozložení s podobnou velikostí jednotlivých grafitických částic. Tato varianta má nejlepší mechanické vlastnosti. Přítomnost různých velikostí grafitických útvarů a nerovnoměrné rozložení způsobuje koncentraci napětí. To vede ke zhoršení mechanických vlastností litiny. Typ B je označován jako růžicovitý. Dochází k němu při omezeném počtu nukleačních zárodků. Výsledkem jsou pak velké eutektické buňky, jemná struktura uprostřed vzniká při relativně velkém podchlazení. Se vzrůstem teploty rekalescence pak dochází ke vzniku hrubších útvarů. Typ C se vyskytuje u nadeutektických litin jako důsledek minimálního podchlazení. Hrubší útvary se označují jako kish grafit, jeho výskyt snižuje pevnost litiny. Rozložení typu D a E se označuje jako přechlazené. Vzniká v důsledku nízkého množství grafitizačních zárodků a velké rychlosti ochlazování. Jedná se v podstatě o přechod mezi stabilním a metastabilním tuhnutím. Grafit v tomto případě krystalizuje v podobě malých a rozvětvených útvarů mezi dendrity austenitu. [2, 3, 6, 8]

### Růst eutektika s lupínkovým grafitem

K růstu lupínkového grafitu dochází na vhodném krystalizačním zárodku. Růst pak pokračuje ve směru základních (bazálních) rovin šesterečné mřížky grafitu, kde je růst energeticky méně náročný v porovnání s vytvářením nových bazálních rovin. Při krystalizaci grafitu je okolní tavenina ochuzována o uhlík. Tím jsou dány podmínky pro růst austenitu, který omezuje difúzi uhlíku z taveniny. Grafit společně s austenitem tvoří tzv. eutektické buňky (Obrázek 5). V těchto eutektických buňkách dochází k větvení lupínků grafitu vlivem působení okolního austenitu, nečistot a poruch krystalické mřížky. Rychlost růstu grafitu ve směru základních rovin je vyšší než rychlost růstu austenitu. Lupínky grafitu rostou po celou dobu v přímém kontaktu s taveninou. Růst eutektické buňky je omezen dendrity primárního austenitu. Rozvětvené útvary grafitu (Obrázek 4) se pak v řezu jeví jako nesouvislé lupínky.



**Obrázek 4:** Lupínkový grafit, snímek pořízen pomocí SEM [9]



**Obrázek 5:** Eutektická buňka litiny s lupínkovým grafitem, vytvořeno autorem dle [6]

## 2.2.2 Litina s kuličkovým grafitem

Litina s grafitem vyloučeným ve tvaru kuliček je často označována také jako tvárná. Jedná se o vysoce jakostní materiál. Složení je ve většině případů eutektické až mírně nadeutektické (CE obvykle 4,3 - 4,8). Vlastnosti této litiny jsou podobně jako u litiny s lupínkovým grafitem závislé na základní kovové hmotě. Ta může být feritická až perlitická, vzájemný podíl těchto fází se může měnit. Ferit dodává litině houževnatost a plasticitu, perlit pak pevnost a tvrdost. Kolem vyloučených kuliček grafitu dochází k výrazně nižší koncentraci napětí (Obrázek 2) v porovnání s grafitem ve tvaru lupínků. Z tohoto důvodu jsou mechanické vlastnosti základní kovové hmoty mnohem méně ovlivněny. Litina s kuličkovým grafitem tak dosahuje výrazně vyšší pevnosti v tahu a disponuje lepšími plastickými vlastnostmi. [2, 3, 6, 10, 11]

Z pohledu mechanických vlastností je žádoucí, aby vyloučené kuličky grafitu byly dokonale kulaté, jemné a současně rovnoměrně rozprostřeny v základní kovové hmotě. Z pohledu technologie slévání je však příliš jemný grafit problematický. Může zvyšovat riziko přítomnosti mikrostaženin v odlitku. Hustotu vyloučených kuliček v kovové matici popisuje pojem dispersita, jedná se o počet kuliček grafitu na  $\text{mm}^2$ . Je silně závislá na rychlosti ochlazování litiny (tloušťce stěny odlitku). S rostoucí tloušťkou stěny odlitku dispersita grafitu klesá. Dosažení požadovaného tvaru grafitu a jeho rovnoměrného rozmístění jsou jedním ze základních problémů metalurgického procesu. [2, 3, 1, 6]

### Výroba litiny s kuličkovým grafitem

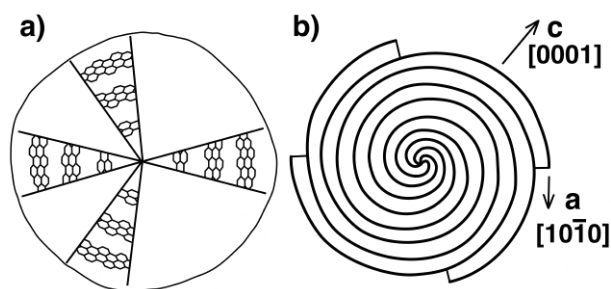
Docílení vylučování grafitu v kulovitých útvarech je technologicky poměrně náročný proces. Tavenina obsahuje z počátku celou řadu prvků, kromě základních a průvodních prvků (C, Si, P, S) mohou být přítomny prvky, které jsou označovány jako antiglobulitizační (Ti, As, Pb, atd.). Dále jsou zde přítomny plyny ( $\text{O}_2$ , H, N), případně pak jiné legující prvky (Cr, Mo, Cu, Ni). Přítomnost některých prvků způsobuje vylučování grafitu ve tvaru lupínků. Z tohoto důvodu je pro výrobu litiny s kuličkovým grafitem zásadní kvalita vsázky. Tím lze totiž snížit množství nežádoucích prvků v tavenině, které by působily proti vylučování grafitu ve tvaru kuliček. Dalším krokem k eliminování nežádoucích prvků je tzv. rafinace. Velmi důležité je snížení obsahu síry v tavenině. Odsířením by měl být obsah síry snížen minimálně na 0,015 %. Toho je možné docílit hořčíkem při modifikaci litiny, nebo odsířením před modifikací. Pokud je pro modifikaci používán čistý hořčík, probíhá odsíření relativně snadno. V případě použití předslitin Fe-Si-Mg je snižování obsahu síry pomocí hořčíku spojeno s přidáváním křemíku. To je limitujícím faktorem, příliš velký obsah křemíku v litině je totiž nežádoucí. Pro rafinaci se používají prvky s vysokou afinitou ke kyslíku a síře. Vhodný je hořčík, vápník, případně cer. V praxi se nejvíce využívá hořčíku. [2, 3, 1, 11]

Modifikace taveniny hořčíkem je první fází výroby, druhou fází je grafitizační očkování. Pokud by modifikovaná tavenina nebyla očkovaná, docházelo by k vylučování nízkého počtu grafitických útvarů s nepravidelným kulovitým tvarem. Současně by vzrostlo riziko vzniku volného cementitu, který je nežádoucí. Použití hořčíku pro modifikaci však skýtá určitý problém. Tím je nízká teplota varu ( $1091\text{ }^\circ\text{C}$ ) hořčíku, roztavená litina má teplotu mnohem

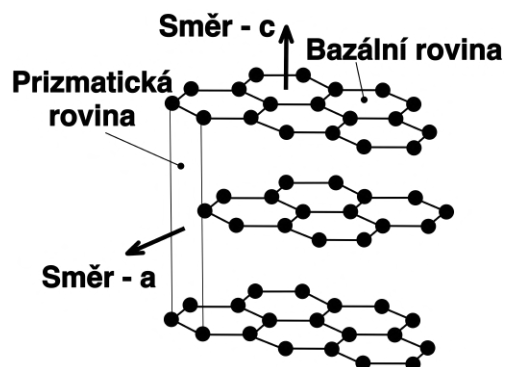
vyšší. Z tohoto důvodu vznikla řada patentů, které tento problém řeší. Používané metody jsou založeny na principu růstu teploty varu s tlakem okolního prostředí. Jednou z možností je autokláv, kde celý proces probíhá za požadovaného tlaku. Další možností je uzavření pánve. Výpary hořčíku následně zvyšují tlak a umožňují rozpouštění hořčíku. Jednou z dalších variant mohou být předslitiny hořčíku. Tyto slitiny mají vyšší teplotu varu než samotný hořčík. Litina je současně legována prvky těchto slitin. [2, 3, 1, 6, 11]

### Růst eutektika s kuličkovým grafitem

Problematika růstu grafitu v kulovitých útvarech je velmi složitá a doposud nebyl mechanismus vzniku kuličkového grafitu zcela objasněn. Existuje řada teorií popisující různé růstové mechanismy. Experimentálně byl potvrzen předpoklad, že v systému Fe-C-Si, bez přítomnosti jiných nečistot, je kulovitý tvar grafitu přirozený. Pokud jsou v tavenině přítomné nečistoty (antiglobulitisační prvky S, O, Ti, Pb), dochází ke změně povrchového napětí mezi grafitem a taveninou. Tato změna ovlivní energetickou náročnost růstu různých krystalografických směrů grafitu. Tím se mění preferovaný směr růstu. Antiglobulitisační prvky mají značný sklon k segregaci, to zvyšuje jejich vliv na mezifázové rozhraní. Zásadní je vliv kyslíku a síry. Tyto prvky se přednostně adsorbují do prizmatických rovin (Obrázek 7). Zde snižují povrchové napětí, tím dochází k usnadnění růstu grafitu ve směru „a“ (Obrázek 7), výsledkem je pak lamelární grafit. Globulitisační prvky (Mg, Ce, Ca) reagují s kyslíkem a sírou, tím dochází k navýšení povrchového napětí a růst grafitu ve směru „a“ se stává méně výhodným. Omezením růstu ve směru „a“ dochází ke zvětšování přechlazení, to vede ke zvýšení rychlosti růstu grafitu ve směru „c“ (Obrázek 7). Teorie zabývající se růstem grafitu uvažují několik mechanismů. Některé teorie jsou založeny na vlivu globulitizačních prvků, které úplně blokují růst grafitu ve směru „a“. Růst je tedy možný pouze vytvářením nových bazálních rovin (Obrázek 6a). Jiné teorie uvažují spirálovitý růst grafitu (Obrázek 6b), při tomto mechanismu dochází primárně k růstu grafitu ve směru „a“ současně však dochází ke sbalování vznikajících lamel. Další teorie pak uvažují o kombinaci mechanismů růstů. Jádru může růst ve tvaru spirály a vnější obálka je tvořena segmenty grafitu rostoucími pouze ve směru „c“. Krystalizací grafitu je okolní tavenina ochuzena o uhlík. Tím vznikají podmínky vhodné pro tvorbu austenitové obálky. Růst grafitu je tak omezen difúzí uhlík přes austenit. Současně jsou však vzniklé grafitové kuličky pohlcovány rostoucími dendrity austenitu. [3, 6, 12, 13, 14]



**Obrázek 6:** Struktura kuličky grafitu, vytvořeno autorem dle [8, 11]



**Obrázek 7:** Krystalová struktura grafitu, vytvořeno autorem dle [6]

### 2.2.3 Litina s červíkovitým grafitem

Tato litina se také často označuje jako litina s vermikulárním grafitem. Chemické složení tohoto typu litiny je převážně eutektické. V závislosti na chemickém složení a rychlosti ochlazování je základní kovová hmota feritická až perlitická. Červíkovitý grafit je určitým mezistupněm mezi kuličkovým a lupínkovým grafitem. Grafitické útvary jsou v porovnání s lupínkovým grafitem tlustší, kratší a mají zaoblené konce (Obrázek 8). Tím dochází k menšímu narušování základní kovové hmoty vlivem nižší koncentrace napětí v okolí grafitu. Struktura může obsahovat určité množství lupínkového či kuličkového grafitu, to má vliv na výsledné vlastnosti litiny. [2, 3, 15, 16]

Vermikulární grafit může vznikat také při výrobě litiny s kuličkovým grafitem. Dochází k tomu v případech, kdy se použije nedostatečné množství modifikátoru. Ke vzniku může také docházet v důsledku dlouhé prodlevy před odlitím, při kterém odeznívá modifikační účinek. Litina s červíkovitým grafitem se využívá pro její charakteristické vlastnosti, které jsou kompromisem mezi litinami s lupínkovým a kuličkovým grafitem. Typickými vlastnostmi jsou relativně vysoká pevnost, tažnost a houževnatost. Dále pak odolnost vůči cyklickému tepelnému namáhání a dobré slévárenské vlastnosti (zabíhavost, malý sklon k tvorbě staženin, malé smrštění). Vzhledem k vlastnostem se tato litina využívá např. pro výrobu bloků motorů a výrobu kokil. [3, 1, 15]



Obrázek 8: Vermikulární grafit [6]

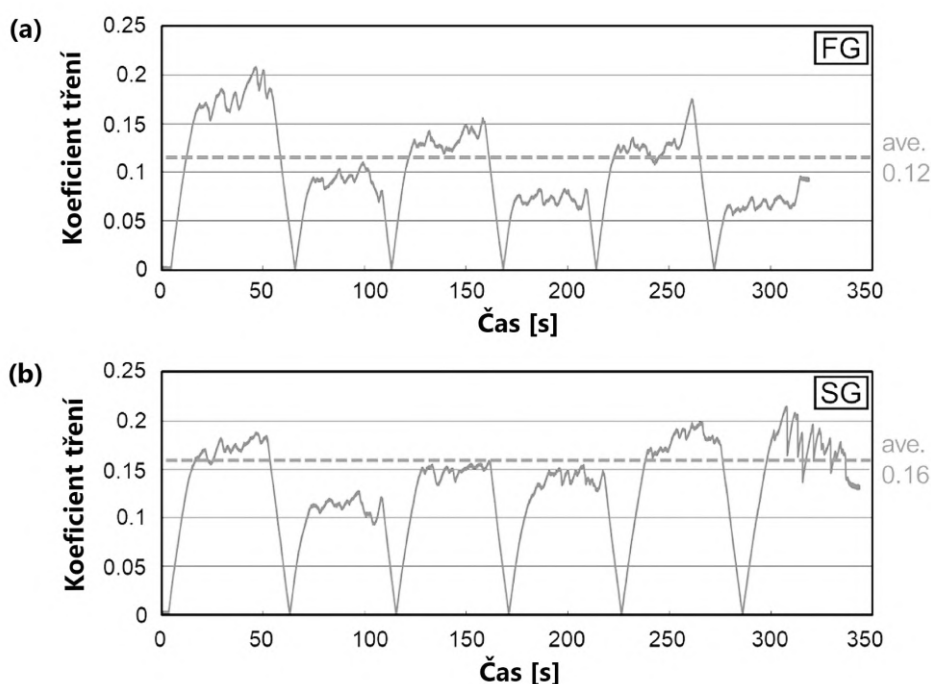
#### Výroba litiny s červíkovitým grafitem

Cílem výroby je struktura obsahující 80 – 90 % vermikulárního grafitu. Existuje několik metod. Jednou z nich je použití takového množství modifikátoru (hořčíku), které není dostatečné pro vytvoření kuličkového grafitu. Nevýhoda této metody spočívá v malém tolerančním pásmu. Při nízkých obsazích modifikátoru vzniká lupínkový grafit, naopak při vyšším obsahu vzniká kuličkový grafit. Další relativně používanou metodou pak může být využití antiglobulitizačního prvku. Nejčastěji se využívá titanu, který omezí vznik kuličkového grafitu. Méně častou metodou je modifikace kovy vzácných zemin, nejčastěji ceru. Potřebné množství se pak stanovuje v závislosti na obsahu síry v litině. [3, 1, 15, 16]

## 2.2.4 Tribologie grafitických litin

Grafitické litiny se poměrně často využívají v různých tribologických aplikacích. Tyto litiny mají totiž do určité míry samomazací schopnost, která je dána přítomností grafitických útvarů ve struktuře. Tribologické vlastnosti jsou závislé na velikosti, rozložení a tvaru grafitu. Rozložení lupínkového grafitu je děleno do několika typů (Obrázek 3). Při kluzném kontaktu povrchů, vykazuje litina s hrubšími grafitickými útvary vyšší odolnost proti opotřebení. Rozložení typu D tak obecně vykazuje horší tribologické vlastnosti v porovnání s rozložením typu A (Obrázek 3). Zásadní vliv na tribologii má také matrice litiny. S rostoucím obsahem perlitu dosahuje litina vyšší odolnosti proti opotřebení. Perlitická struktura je v porovnání s feritickou tvrdší. Rozložení grafitu typu D je obvykle spojeno s přítomností feritu, který přispívá k nižší odolnosti litiny proti opotřebení. [6, 17, 18]

Při suchém kluzném kontaktu, dochází ke značnému namáhání povrchu litiny. To může vést k deformaci struktury v povrchových vrstvách. Grafit zde působí jako heterogenita s výrazně horšími pevnostními vlastnostmi. Dochází tak ke zvýšené koncentraci napětí a deformaci okolní matrice. Při této deformaci je grafit uvolňován, dalším pohybem pak dochází k jeho rozprostírání na kontaktní ploše. Z grafitických útvarů ve formě lupínků je v porovnání s kuličkovou formou uvolňováno větší množství grafitu. [17, 19]

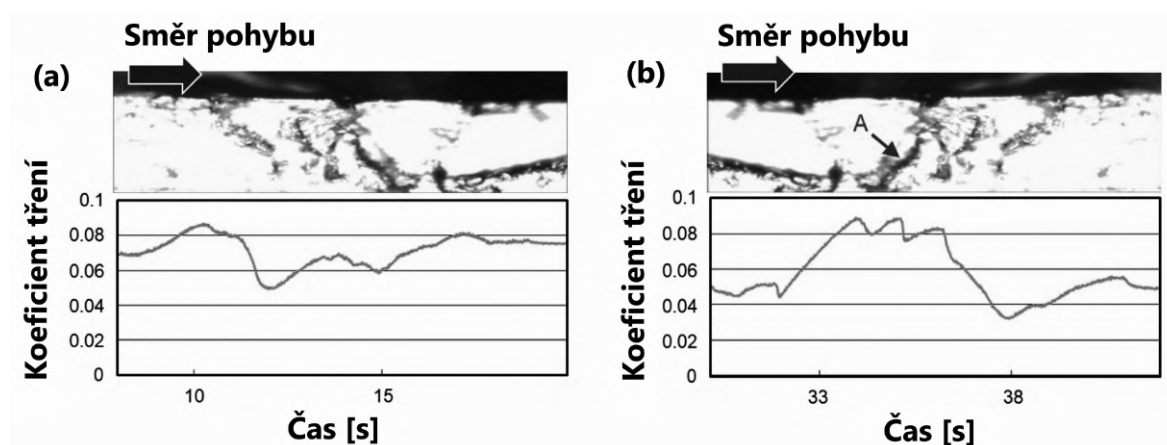


**Obrázek 9:** Hodnoty součinitele smykového tření zaznamenané při tribologickém testu typu PIN-ON-PLATE (lineární vratný pohyb), FG - litina s lupínkovým grafitem, SG - litina s kuličkovým grafitem [17]

Ze záznamu hodnot součinitele smykového tření v průběhu tribologického testu na obrázku 9 je patrný rozdíl mezi naměřenými hodnotami pro litiny s kuličkovým a lupínkovým grafitem. Průběh záznamu je dán lineárním vratným pohybem, každý vrchol odpovídá jednomu směru pohybu. Průměrná hodnota součinitele smykového tření je nižší u litiny s lupín-



kovým grafitem, to je dáno už zmíněným větším množstvím uvolňujícího se grafitu. Litina s lupínkovým grafitem také vykazuje značné rozdíly v součiniteli smykového tření v závislosti na směru pohybu (způsobeno orientací lupínků grafitu). Orientace lupínků grafitu značně ovlivňuje celkové tribologické vlastnosti. Naopak grafické útvary ve tvaru kuliček nemají nějakou směrovost, v různých směrech kluzného pohybu tak vykazují téměř stejnou závislost. Ze záznamu je také patrný trend postupného snižování hodnot součinitele smykového tření u litiny s lupínkovým grafitem, to souvisí s postupným nárůstem objem uvolňovaného grafitu a jeho rozprostírání na kontaktní ploše. [17]



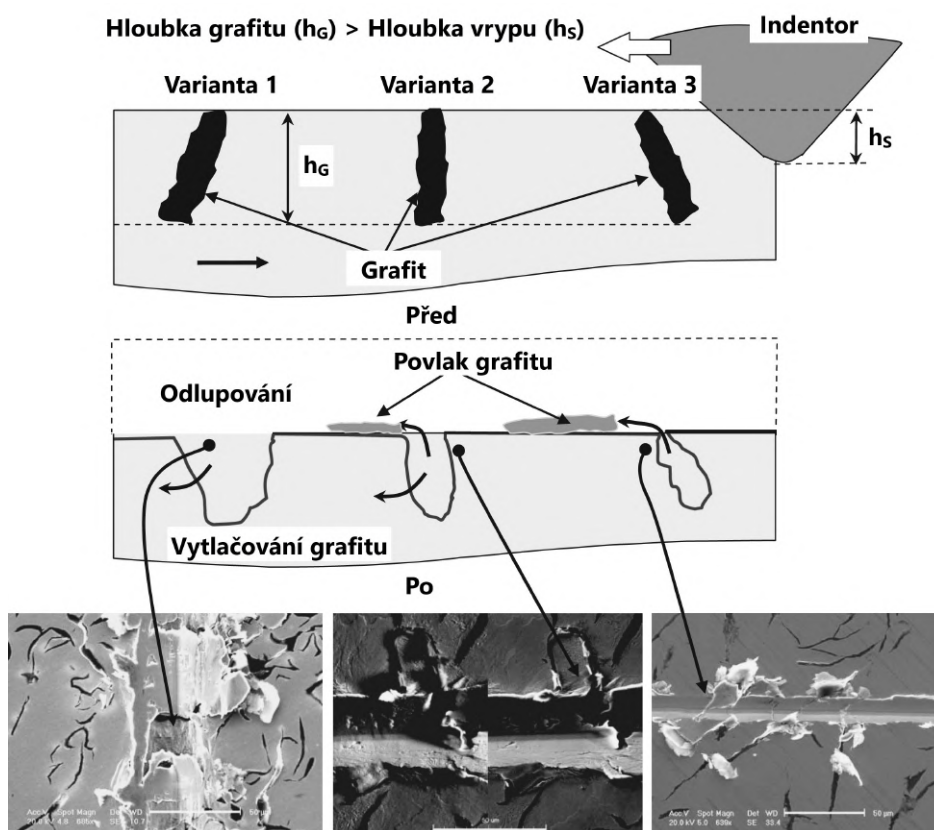
**Obrázek 10:** Vliv orientace grafitu na součinitel smykového tření, A - deformace grafitu [17]

Opakovaným kluzným pohybem se mohou grafitové útvary deformovat a uzavírat, současně však mohou být zdrojem trhlin v povrchových vrstvách litiny. Toto chování je ovlivněno orientací lupínků grafitu. Na obrázku 10 je záznam součinitele smykového tření v závislosti na poloze testovacího tělesa (PINu). Z obrázku 10b je patrné, že takový směr pohybu PINu vůči orientaci grafitu způsobí razantní změnu hodnoty součinitele smykového tření. Pohyb PINu způsobí deformaci matrice a lupínku grafitu, to vede k uvolnění grafitu na kontaktní plochy. Následný pohyb PINu tímto grafitem způsobí jeho rozprostření a snížení hodnoty součinitele smykového tření. Na obrázku 10a je orientace lupínků grafitu opačná, grafit se neuvolňuje v takovém množství, změny součinitele smykového tření nejsou tak výrazné. [17]

Orientace lupínků grafitu je také důležitá při abrazivním opotřebení. Pro podrobnou analýzu abrazivního chování lze využít tzv. scratch test. Jeho princip spočívá v použití indentoru o definované geometrii. Indentor se v průběhu testu pohybuje určitou rychlostí a je zatěžován normálovou silou. Tímto experimentem je tak možné simulovat působení jedné abrazivní částice na matici litiny a grafické útvary. [20, 21]

Základním parametrem je vztah mezi hloubkou vrypu indentoru (abrazivní částice) a polohou grafitu. Pokud je hloubka vrypu ( $h_S$ ) větší než hloubka lupínku grafitu ( $h_G$ ), pak je grafit společně s maticí litiny vytlačen. Jeho mazací účinek je pak z větší části eliminován. Charakter takového kontaktu je dán především chováním matrice. Pokud je hloubka lupínku grafitu větší než hloubka vrypu, může nastat několik situací. Grafit se zlomí a je vytlačen mimo vryp. Další možností je vytlačení grafitu před hrot indentoru. Chování grafitu při kontaktu s indentorem je v takovém případě silně závislé od jeho orientace. Na obrázku 11

jsou zobrazeny různé orientace lupínek grafitu. Varianta 1 na obrázku 11 vykazuje největší poškození. Pohybem indentoru dochází k vyloupenutí grafitu společně s částí matrice litiny. Krajní varianta 3 poukazuje na jinou možnou orientaci grafitu, při které výsledné poškození není tak rozsáhlé. Pohybem indentoru dochází k vytlačení grafitu a jeho rozdrčení. Uvolněný grafit následně ovlivní součinitel smykového tření mezi indentorem a litinou, tím se může změnit charakter vrypu (stane se hladším). [20, 21]



**Obrázek 11:** Vliv orientace grafitu na abrazivní opotřebení litiny s lupínkovým grafitem [21]

Lupínky grafitu v matrici působí jako koncentrátoři napětí. Pohyb indentoru a zvýšená koncentrace napětí v okolí grafitických útvarů (ze kterých mohl být grafit vytlačen) vede k deformaci matrice litiny a k možnému vzniku trhlin. V závislosti na orientaci vznikajících trhlin pak dochází k jejich propojování a delaminaci povrchových vrstev. Proces je ovlivňován také geometrií indentoru, normálovou silou a vlastnostmi matrice. [20, 21]

### Mazací účinky grafitu

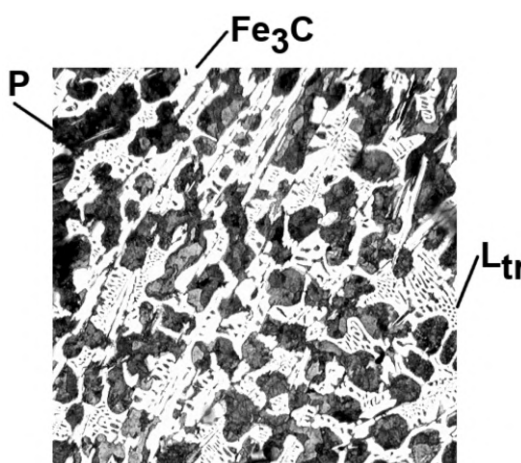
Struktura grafitu je tvořena hexagonální mřížkou (Obrázek 7). Atomy grafitu jsou v bazálních rovinách spojeny silnými kovalentními vazbami (sdílejí elektrony). Jednotlivé vrstvy jsou pak vzájemně spojeny Van der Waalsovými silami, tyto síly jsou v porovnání s kovalentními vazbami násobně slabší. Mazací účinek grafitu tak spočívá v překonávání sil spojujících jednotlivé vrstvy, které se pak vůči sobě mohou pohybovat. Výhodou grafitu je také relativně vysoká tepelná vodivost, která přispívá k širokému využití grafitu jako mazacího prostředku. [22, 23]

## 2.3 Bílá litina

Bílá litina (často označována také jako karbidická) je slitinou železa, uhlíku a dalších prvků. Tato litina tuhne dle metastabilního digramu Fe - Fe<sub>3</sub>C. Uhlík se tak ve struktuře vyskytuje jako karbid železa (Fe<sub>3</sub>C). Struktura podeutektické bílé litiny je zobrazena na obrázku 12. Jednou z charakteristických vlastností je bílá barva lomové plochy, dle které se litina označuje jako bílá. Množství uhlíku se pohybuje nejčastěji v rozmezí 2,4 – 4,5 %. Vzniku cementitu napomáhá vyšší rychlost tuhnutí, obsah karbidotvorných prvků (např. Mn, Cr) a relativně nízký obsah grafitotvorného křemíku (0,3 – 1,6 %). Vysoký obsah karbidu železa (Fe<sub>3</sub>C) ve struktuře dodává litině její charakteristické vlastnosti. Jedná se zejména o vysokou tvrdost, obvykle se pohybuje mezi 350 až 500 HB (v závislosti na množství cementitu ve struktuře), tím je dána vysoká odolnost proti opotřebení. Mezi další typické vlastnosti bílé litiny patří její křehkost a velmi omezená obrobitelnost. [1, 24, 25]

Bílá litina je vzhledem k jejím vlastnostem primárně využívána v aplikacích, kde dochází ke značnému tření. Používá se k výrobě tvarově jednoduchých odlitků. Typickými aplikacemi jsou například lopatky pískometů, metacích tryskačů, nebo čelisti drtičů. [1, 24]

Tepelným zpracováním bílé litiny (temperováním) lze dosáhnout litiny s vločkovým grafitem, běžně se označuje jako temperovaná litina. Tepelným zpracováním je docíleno vyloučení uhlíku ve formě vloček. Tím získává temperovaná litina houževnatost a obrobitelnost. Jedná se o jedno z nejčastějších využití bílé litiny. [1, 24]



**Obrázek 12:** Struktura bílé litiny, P - perlit, L<sub>tr</sub> - ledeburit transformovaný, Fe<sub>3</sub>C - karbid železa (cementit), upraveno autorem dle [26]

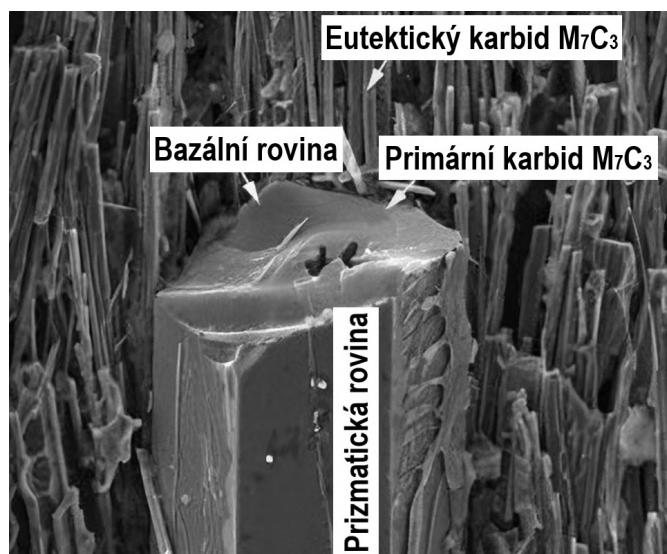
Legováním bílých litin je docíleno především zvýšení jejich tvrdosti a s tím spojené odolnosti proti opotřebení. Základním legujícím prvkem je karbidotvorný chrom, který zabraňuje vzniku grafitu při tuhnutí litiny. Dalšími často využívanými legujícími prvky jsou molybden, nikl či měď. Přítomnost legur může vést ke vzniku dalších typů karbidů, které jsou tvrdší a stabilnější v porovnání s karbidem železa (Fe<sub>3</sub>C). Legováním bílých litin lze dosáhnout tvrdosti 450 až 800 HB. Vzhledem k vysoké tvrdosti a odolnosti proti opotřebení jsou legované bílé litiny často využívány například pro výrobu různých strojů v těžebním průmyslu. [3, 6, 8]

### 2.3.1 Vysokochromové litiny

Jako vysokochromové jsou označovány litiny, které běžně obsahují 11 – 35 % chromu. Tyto litiny jsou charakteristické svojí vysokou odolností proti abrazivnímu opotřebení. Chrom se váže na uhlík a může v karbidech nahrazovat atomy železa. [27, 28, 29]

Cementit má orthorhombickou mřížku, chrom v této mřížce částečně nahrazuje železo, vzniká  $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ . Dále mohou vznikat komplexní karbidy. Atomy mohou být v takových případech uspořádány v trigonální mřížce  $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$  nebo v kubické mřížce  $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ . Tyto komplexní karbidy disponují vyšší tvrdostí než legovaný cementit, dodávají tak litině vyšší ořezávací schopnost a pevnost. [2, 27]

Karbidy  $\text{M}_7\text{C}_3$  jsou ve většině případů podlouhlé útvary s průřezem nepravidelného mnohoúhelníku (Obrázek 13). Tyto karbidy také disponují určitou anizotropií. V příčném řezu dosahují karbidy vyšší mikrotvrdosti v porovnání s podélným řezem. Tato anizotropie je způsobena rozdílnou vazbou atomů v těchto směrech. Ve směru osy „c“ (podélná osa karbidu) mají atomy kovalentní vazbu, ve směru os „a“ a „b“ je vazba mezi atomy kovová. Z toho tedy vyplývá, že orientace karbidů má vliv na ořezávací schopnost. Orientaci karbidů lze ovlivnit směrem odvodu tepla při tuhnutí litiny. Tvrdost karbidů je samozřejmě závislá také na obsahu železa, které se v nich může nacházet. [6, 28, 30, 31]



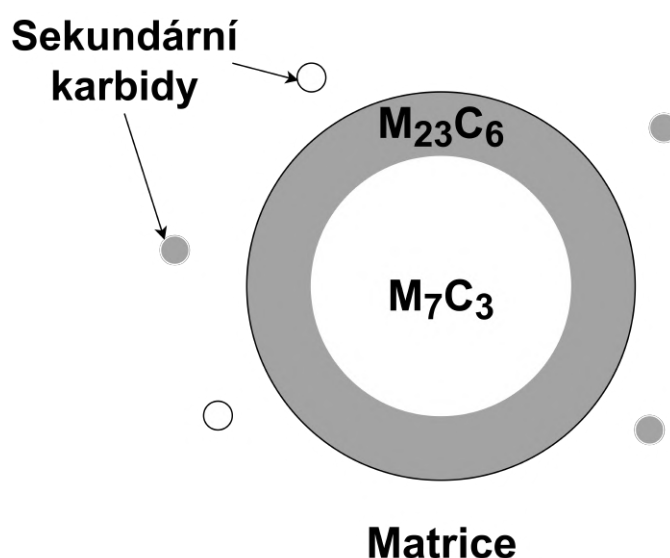
Obrázek 13: Morfologie karbidu  $\text{M}_7\text{C}_3$  [30]

Struktura chromových bílých litin je obvykle tvořena z 20 – 40 obj. % komplexními karbidy  $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ . Tyto karbidy jsou rozmístěny v matrici, která je tvořena martenzitem, bainitem, austenitem a sekundárními karbidy. Takto velký objemový podíl komplexních karbidů dodává chromové litině potřebnou tvrdost, která je úzce spjata s odolností proti abrazivnímu a erozivnímu opotřebení. [6, 27, 29]

Chemické složení a krystalizace litiny pak ovlivňují množství, rozměry, tvar a rozložení primárních i eutektických karbidů. Parametry karbidů mají zásadní vliv na výsledné vlastnosti litiny. Vlastnosti litiny lze ovlivňovat také jejím tepelným zpracováním. Tím totiž lze snížit obsah austenitu, který je součástí matrice struktury v litém stavu a zvýšit podíl martenzitu, který zvyšuje tvrdost a ořezávací schopnost. Při austenitizaci dochází k precipitaci sekundárních karbidů. Tím je austenit destabilizovaný, je ochuzen o uhlík a karbidotvorné prvky. Aby byla dosažena martenzitická struktura, jsou do litiny přidávány legující prvky, které stabilizují austenit. Jedná se zejména o Mo, Ni a Cu. Tyto prvky brzdí rozpad austenitu a omezují perlitickou přeměnu. Důsledkem je zvýšení teploty  $M_s$  (martenzit start), k martenzitické přeměně tak dochází i v oblastech vzdálenějších od rychleji se ochlazujícího povrchu (zvýšení prokalitelnosti). [6, 28, 29, 32]

Pokud je obsah chromu v litině v rozmezí 25 - 30 %, pak při tepelném zpracování vznikají sekundární karbidy  $M_{23}C_6$ . Při obsahu chromu v rozmezí 15 - 20 % vznikají sekundární karbidy  $M_7C_3$ . Aktuální studie zabývající se růstem karbidů dokazují, že k růstu sekundárních karbidů nedochází na eutektických karbidech, sekundární karbidy rostou samostatně v matrici. Tepelným zpracováním nejsou eutektické karbidy zásadně ovlivněny. [27, 33]

Současné relevantní výzkumy také ukazují, že při vysokém obsahu chromu (více než 30 %), může docházet k částečné přeměně karbidů  $M_7C_3$  na karbid  $M_{23}C_6$ . Přeměnou dochází ke vzniku jádra a obalu s odlišnými krystalickými mřížkami a vlastnostmi, zejména tvrdostí (schematicky znázorněno na obrázku 14). Menší rozdíl mezi mřížkou karbidu  $M_{23}C_6$  a mřížkou matrice, společně s nižším gradientem poklesu tvrdosti mezi nejtvrdějším karbidem  $M_7C_3$ , méně tvrdým  $M_{23}C_6$  až po matrici, vede k nižší koncentraci napětí na rozhraní karbid – matrice. Tím je sníženo riziko selhání rozhraní. [27, 33, 34]



**Obrázek 14:** Grafické znázornění karbidického jádra (tvořeného karbidem  $M_7C_3$ ) a obalu (karbid  $M_{23}C_6$ ), vytvořeno autorem dle [33]

Vyšší množství uhlíku je spojeno s větším množstvím karbidů ve struktuře. Důsledkem je nárůst tvrdosti litiny. Problém spočívá ve tvorbě velkých nadeutektických (primárních) karbidů. Takové karbidy zvyšují tvrdost, současně však roste i křehkost litiny. Z tohoto důvodu se nejčastěji využívají litiny s podeutektickým složením. Tím je docíleno kompromisu mezi tvrdostí, odolností proti opotřebením a houževnatostí. [6, 27, 35]

### 2.3.2 Tribologie vysokochromových litin

Odolnost litiny proti abrazivnímu a erozivnímu opotřebením roste s její tvrdostí, s tím je spojeno množství uhlíku, podíl karbidů ve struktuře a samotná tvrdost karbidů. Žádoucí jsou minimální rozměry karbidů a jejich pravidelné uspořádání ve struktuře. Tvrdost karbidů by měla být vyšší než tvrdost částic, které působí na povrch litiny. Například komplexní karbidy  $(Cr, Fe)_7C_3$  mají vyšší tvrdost než křemen, který se vyskytuje v řadě případů abrazivního opotřebením. [2, 6, 27, 28]

Jemnějších karbidů lze dosáhnout například vyšší rychlostí ochlazování litiny. Z tohoto důvodu se používají kovové formy a chladítka, jejich použití je však možné pouze u tvarově jednoduchých odlitků. Usměrněním odvodu tepla lze také ovlivnit orientaci karbidů. To je důležité zejména s ohledem na jejich anizotropii. Poloha karbidů ovlivňuje tribologické vlastnosti litiny (viz. předchozí odstavce). Množství karbidů lze navýšit obsahem uhlíku nebo legováním karbidotvornými prvky, jedná se zejména o Ti, W, V a Nb. Tyto prvky mohou zvyšovat tvrdost komplexních karbidů, současně mohou tvořit karbidy (TiC, WC, VC, NbC). V důsledku jejich vysoké teploty tání mohou sloužit jako nukleační zárodky pro karbidy  $M_7C_3$ . Zvýšení počtu zárodků pro heterogenní nukleaci způsobí zjemnění struktury a více rovnoměrné rozložení vznikajících komplexních karbidů. Primární karbidy rostou na vzniklých zárodcích v kulovitých útvarech. Výsledkem je vyšší houževnatost a otěruvzdornost litiny. [27, 36, 37]

Matrice chromových litin by měla zabezpečovat pevné spojení karbidů a dostatečně vysokou pevnost, která zamezí vylamování karbidů. Důležitá je také vzájemná vzdálenost karbidů. Ta by měla být menší než rozměr abrazivních částic, aby nedocházelo k primárnímu opotřebením matrice litiny. Ve většině případů je žádoucí maticí chromových litin martenzit získaný tepelným zpracováním. Tím by mělo být sníženo množství zbytkového austenitu. Plasticitou deformací austenitu by totiž mohlo docházet k indukované tvorbě martenzitu. Důsledkem je pak zvýšení otěruvzdornosti bez zásadního snížení houževnatosti litiny. Taková martenzitická přeměna však společně s působením částic při abrazi a erozi může přispívat k tvorbě pnutí v povrchových vrstvách. To by následně mohlo vést ke vzniku trhlin a odlupování částí povrchových vrstev. [6, 27, 28]

## 3. Vybrané druhy tepelného zpracování

Tato kapitola se zabývá vybranými druhy tepelného zpracování, které jsou zásadní pro řádné pochopení problematiky související s experimentální částí této diplomové práce.

### 3.1 Izotermické zušlechťování

Výsledkem izotermického zušlechťování jsou litiny typu ADI (Austempered Ductile Iron) a méně obvyklá AGI (Austempered Gray Iron). V některých publikacích se používá termín izotermické kalení. Výsledkem tohoto tepelného zpracování by neměla být struktura obsahující martenzit či bainit. Proto označení „kalení“ není zcela přesné. Struktura izotermicky zušlechťovaných litin je austeniticko-feritická, jedná se o tzv. ausferit. Norma ASTM A 644 - 98 definuje ausferit jako mikrostrukturu litiny, která vznikla procesem izotermického zušlechťování a je složená z acikulárního feritu a vysokouhlíkového austenitu. Litina po izotermickém zušlechťování je charakteristická kombinací pevnosti, houževnatosti, tvrdosti a s tím spojené odolnosti proti opotřebení. ADI litina je alternativou k ocelovým odlitkům a výkovkům. Mezi typické aplikace ADI litiny se například řadí výroba vačkových hřídelí a ozubených kol. Nejčastěji se jedná o aplikace, ve kterých je kladen důraz na pevnost a tribologii. [29, 38, 39, 40]

#### 3.1.1 Acikulární ferit

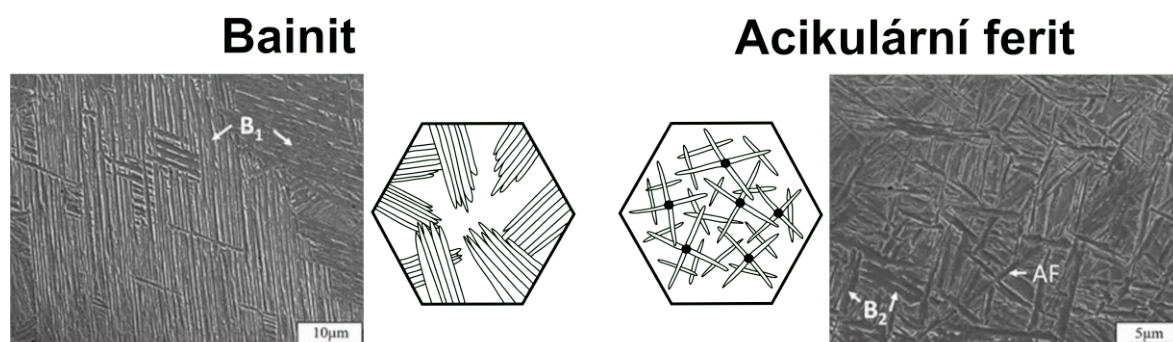
Acikulární ferit vzniká na nekovových inkluzích uvnitř austenitických zrn. Z těchto nukleačních míst pak rostou desky feritu ve tvaru čoček. Tyto desky rostou v různých směrech, jejich uspořádání je nahodilé (Obrázek 15). Velikost nekovových inkluzí ovlivňuje intenzitu nukleace acikulárního feritu. Je potřeba optimální velikost inkluze. Příliš malé inkluze snižují pravděpodobnost vhodného místa pro nukleaci desky feritu. [41, 42]

Acikulární ferit je omezen velikostí austenitického zrna. Při růstu desek feritu dochází k pohybu atomů uhlíku, které se přesouvají do zbývajících austenitu. Bainit i acikulární ferit mohou vznikat na stejné izotermě. Hlavní rozdíl mezi těmito mikrostrukturami spočívá v neuspořádaném růstu acikulárního feritu uvnitř austenitických zrn. Bainit naopak roste ve svazcích a místem jeho počátečního růstu jsou hranice austenitických zrn (Obrázek 15). Tyto rozdíly mají zásadní vliv na mechanické vlastnosti obou mikrostruktur. [41, 42]

Hlavním parametrem ovlivňujícím růst těchto mikrostruktur je velikost zrna. Ke vzniku bainitu dochází při malém austenitickém zrnu. Důvodem je nukleace na hranicích zrn, následný růst bainitu do prostoru austenitického zrna zabraňuje růstu acikulárního feritu na nekovových inkluzích. Naopak pokud jsou austenitická zrna relativně hrubá, dochází k nárůstu počtu nukleačních míst (nekovových inkluzí) v austenitickém zrnu se současným snížením nukleace na hranicích zrn. Tím se tedy acikulární ferit stává preferovanou mikrostrukturou. [41, 42]



Neuspořádanost acikulárního feritu ovlivňuje šíření štěpných trhlin. Šířící se trhlina je totiž odkláněna různě orientovanými deskami feritu. V porovnání s bainitem, který je tvořen uspořádanými svazky rostoucími z hranic zrn, dosahuje struktura acikulárního feritu vyšší houževnatosti. [41, 42]



**Obrázek 15:** Rozdíl mikrostruktury acikulárního feritu a bainitu, AF - acikulární ferit, B<sub>1,2</sub> - bainit, vytvořeno autorem dle [41, 43]

### 3.1.2 Proces izotermického zušlechťování

První fází tohoto tepelného zpracování je ohřev litiny do oblasti austenitu. Obvyklá austenitizační teplota ( $T_\gamma$ ) se pohybuje v rozmezí 850 – 950 °C. Cílem je získání plně austenitické struktury, bez nadměrného hrubnutí zrna. Při volbě parametrů austenitizace je potřeba brát v úvahu jednotlivé průřezy odlitku a konkrétní chemické složení litiny. Proces austenitizace tedy spočívá v transformaci lité feritické či perlitické struktury na strukturu austenitickou. Současně by mělo docházet k rovnoměrnému rozložení legur v austenitu, ten může být také částečně obohacován o atomy uhlíku z grafitických útvarů. [29, 38, 39, 44]

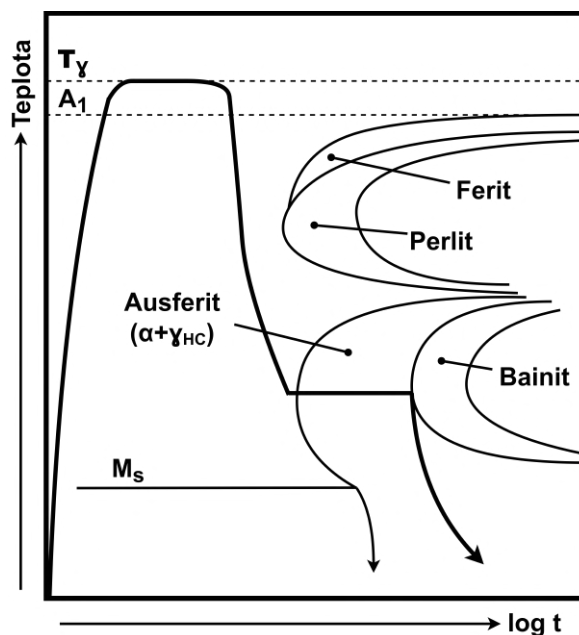
V některých publikacích je austenitizaci připisován zásadní vliv na výsledné vlastnosti izotermicky zušlechťené litiny. Nízké teploty austenitizace zvyšují pravděpodobnost neúplné transformace struktury na austenit. S rostoucí teplotou roste množství uhlíku rozpuštěného v austenitu, to vede ke snížení volné energie, která řídí transformaci austenitu na ferit a vysokouhlíkový austenit. Pokles hnací síly transformace způsobí nižší nukleaci feritu a pomalejší růst feritových desek. Výsledkem jsou struktury obsahující větší množství méně stabilního austenitu. Uprostřed větších austenitických útvarů je koncentrace uhlíku nižší, v důsledku delších difúzních vzdáleností. Tím se austenit stává náchylnějším k nežádoucí martenzitické transformaci. [29, 38, 39, 44]

Vysoká teplota austenitizace zvyšuje podíl nestabilního austenitu a riziko vzniku martenzitu, který má negativní dopad na hodnoty vrubové houževnatosti. Nízké teploty austenitizace mohou vykazovat vyšší vrubovou houževnatost, to je odůvodňováno obsahem proeutektoidního feritu, taková struktura však nevykazuje dostatečně vysokou pevnost v tahu. Žádoucí je vysokouhlíkový, stabilní austenit mezi feritovými deskami. Důležitý je tedy kompromis austenitizačních teplot a mechanických vlastností litiny. [29, 38, 44]



Při austenitizaci je potřeba také uvažovat vliv počáteční struktury. Transformace lité feritické struktury vyžaduje delší časy v porovnání se strukturou perlitickou. Je to způsobeno zejména delšími difúzními vzdálenostmi atomů uhlíku. Ohřev litiny probíhá obvykle v solných lázních nebo šachtových pecích s řízenou atmosférou. Důležité je zamezení oduhličování povrchu odlitku. [29, 38, 39]

Po austenitizaci je odlitek přesunut do solné lázně s výrazně nižší teplotou (obvykle 250 - 450 °C). Zde následně probíhá izotermická transformace. Pro výsledné mechanické vlastnosti litiny je tato fáze zásadnější než předchozí austenitizace. V solné lázni je eliminován vliv okolní atmosféry na povrchové vrstvy odlitku. Teplota lázně se pohybuje mezi oblastmi tvorby perlitu a martenzitu (Obrázek 16), odlitek je konstantní teplotě vystaven po určité době. [29, 38, 39]



**Obrázek 16:** Průběh izotermického zušlechťování,  $T_\gamma$  - austenitizační teplota,  $\gamma_{HC}$  - vysokouhlíkový austenit,  $M_s$  - teplota martenzit start, vytvořeno autorem dle [29, 39]

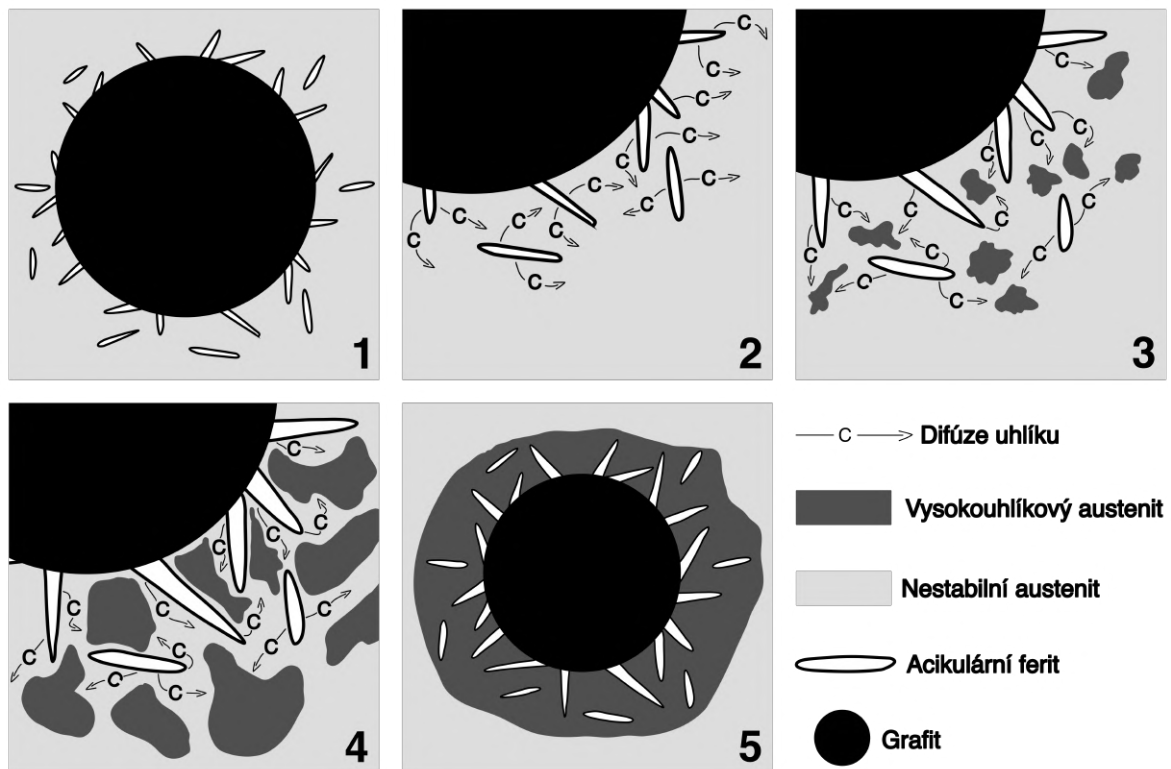
Při izotermické výdrži dochází k nukleaci feritu a jeho růstu z grafitických útvarů, které jsou přítomny ve struktuře litiny (Obrázek 17). Vzhledem k poměrně nízké rozpustnosti uhlíku ve feritu a relativně vysokému obsahu křemíku, který omezuje vznik karbidů, dochází k difúzi uhlíku do okolního austenitu. Výsledkem je nasycení a stabilizace austenitu, vzniká vysokouhlíkový austenit  $\gamma_{HC}$ , znázorněno vztahem 3.1. Při ochlazení na pokojovou teplotu tak nedochází k martenzitické přeměně. Struktura po izotermickém zušlechťování by měla obsahovat 20 – 35 % stabilizovaného austenitu a deskovitý ferit. Obvykle je označována jako ausferit. [29, 38, 39]



V případě příliš dlouhé izotermické výdrže může nastat situace, kdy křivka ochlazování zasáhne bainitickou oblast. Výsledkem by bylo rozložení vysokouhlíkového austenitu na rovnovážný ferit ( $\alpha_{eq}$ ) a karbidy železa (znázorněno vztahem 3.2). Naopak při příliš krátké izotermické výdrži zasáhne ochlazovací křivka oblast vzniku martenzitu. Přítomnost martenzitické a bainitické struktury je v izotermicky zušlechtně litině nežádoucí. Ideálních vlastností dosahuje litina při přerušení izotermické výdrže před bainitickou oblastí (znázorněno v diagramu na obrázku 16). [29, 38, 39]



Podíl austenitu ve struktuře, jeho nasycení uhlíkem, struktura feritu a s tím spojené mechanické vlastnosti litiny jsou ovlivňovány délkou a teplotou izotermické výdrže. Nižší teploty a kratší doby výdrže vedou ke vzniku jemného feritu. Naopak při vyšších teplotách a delších časech dochází k hrubnutí vylučovaného feritu, to je zapříčiněno větší difúzí uhlíku. [29, 38, 39]



**Obrázek 17:** Schématické znázornění změny struktury při izotermické výdrži, vytvořeno autorem dle [38]

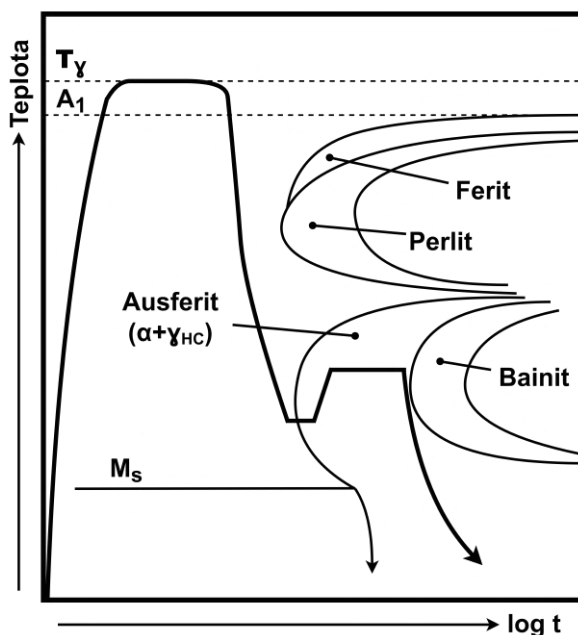
Dle aktuálních studií má teplota izotermické výdrže na strukturu litiny zásadnější vliv než délka výdrže na této teplotě. Volbou teploty tak lze docílit požadované mikrostruktury a mechanických vlastností litiny. Studie popisují nárůst pevnosti a tvrdosti s klesající teplotou izotermické výdrže. Naopak houževnatost s nižší teplotou klesá. [29, 38, 45, 46, 47]

Nízké teploty vedou k vyšší nukleaci deskovitého feritu a omezují difúzi. Výsledkem je jemnější struktura, která dosahuje vyšší pevnosti a tvrdosti. Vyšší teploty vedou k vyšší intenzitě difúze, vznikající ferit je výrazně hrubší. Ve struktuře je také zadržen větší objem vysokouhlíkového austenitu, který je více nasycen uhlíkem. Hrubá feritická struktura je příčinou nižší pevnosti. Větší objem stabilizovaného austenitu ve struktuře a jeho vyšší nasycení uhlíkem vede k vyšší houževnatosti. Společně pak tyto změny struktury snižují výslednou tvrdost litiny. [29, 38, 45, 46, 47, 48]

Litiny používané pro izotermické zušlechťování jsou také často legovány Mo, Cu a Ni. Tyto prvky ovlivňují polohu oblastí rozpadu austenitu. Zejména nikl posouvá perlitický nos k delším časům. Na obrázku 16 je pak patrné, že posunutí perlitické oblasti způsobí vytvoření většího časové okna pro přesun odlitku do oblasti izotermické výdrže. Tím je omezeno riziko vzniku perlitické struktury, která je v izotermicky zušlechtěné litině nežádoucí a snižovala by její mechanické vlastnosti. [3, 6, 38]

### 3.1.3 Modifikace izotermického zušlechťování

V předchozí kapitole je podrobně popsán vliv teploty izotermické výdrže na strukturu a vlastnosti litiny. Obecně s vyššími teplotami izotermické výdrže pevnost a tvrdost litiny klesá, houževnatost naopak roste. [45, 46, 47, 48]



**Obrázek 18:** Schématické znázornění dvoukrokového izotermického zušlechťování,  $T_\gamma$  - austenitizační teplota,  $\gamma_{HC}$  - vysokouhlíkový austenit,  $M_s$  - teplota martenzitu start, vytvořeno autorem dle [38, 39]

Modifikací izotermického zušlechťování je tzv. dvoukrokové (angl. dual-step, two-step) izotermické zušlechťování, jeho průběh je znázorněn na obrázku 18. Cílem je dosažení ideální kombinace tvrdosti, pevnosti a houževnatosti. Princip spočívá v ohřátí na austenitizační teplotu a rychlém ochlazení do oblasti ausferitu, do této fáze je princip v podstatě shodný. Litina je však ochlazená do nižších teplot ausferitické oblasti. Větší podchlazení litiny způsobí vyšší nukleaci feritových desek. Výsledkem je získání jemnějšího acikulárního feritu, který

dodává litině vyšší pevnost a tvrdost. Po určité době výdrže na této teplotě (obvykle několik minut) je odlitek přesunut do jiného zařízení s vyšší teplotou, nebo může být teplota postupně navyšována. Tím je zvýšena intenzita difúze v litině, dochází tak k růstu feritických desek a většímu sycení austenitu uhlíkem. [38, 48, 49, 50, 51, 52]

Jemnější feritické desky dodávají litině pevnost a tvrdost. Větší objem vysokouhlíkového austenitu ve struktuře a jeho vyšší nasycení uhlíkem dodává litině houževnatost. Dvoukrokově izotermicky zušlechtěná litina tak získává vhodnou kombinaci mechanických vlastností, kterých by nebylo možné klasickým izotermickým zušlechtěním dosáhnout. Celý proces je znázorněn na obrázku. [38, 48, 49, 50, 51, 52]

### 3.1.4 Tribologie izotermicky zušlechtěné litiny

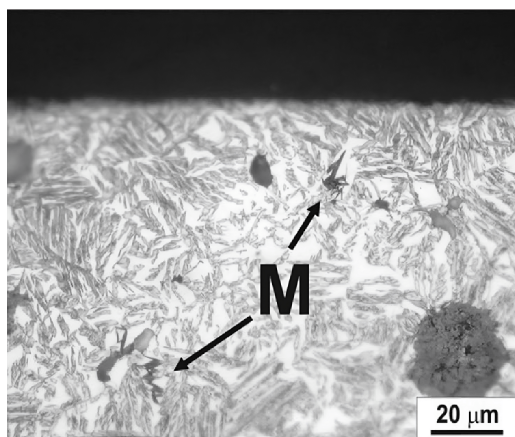
Izotermicky zušlechtěná tvárná litina (ADI) dosahuje velmi dobrých mechanických vlastností. Mez kluzu často dosahuje dvakrát vyšších hodnot ( $R_{p0,2} - 1300\text{MPa}$ ), v porovnání s tvárnou litinou bez tepelného zpracování. Výhodou ADI při porovnání s kalenou ocelí je její relativně nízká hustota (tvárná litina -  $\rho = 7100\text{ kg/m}^3$ , ocel -  $\rho = 7800\text{ kg/m}^3$ ), dosahuje tak lepšího poměru mezi hustotou a pevností. Izotermickým zušlechtěním jsou litině dodány také výborné tribologické charakteristiky, zejména pak při tření bez přítomnosti lubrikačních prostředků. Vzhledem k těmto vlastnostem je ADI často využívána v automobilovém, leteckém nebo např. lodním průmyslu. Typickými výrobky jsou klikové hřídele, vačkové hřídele a ozubená kola. [38, 53, 54, 55]

Pro plné využití tribologického potenciálu ADI litin je v současné době prováděna řada výzkumů. Tyto výzkumy poukazují na zásadní vliv morfologie feritu. Jak již bylo zmíněno v předchozích kapitolách, na morfologii vylučovaného feritu má hlavní vliv teplota izotermické výdrže a čas, po který je odlitek této teplotě vystaven. Při vyšších teplotách je vylučován hrubší ferit, struktura obsahuje větší objem vysokouhlíkového austenitu. Tento austenit tvoří ostrůvky mezi deskami feritu. Za nižších teplot dochází k intenzivnější nukleaci jemnějšího feritu a v jeho okolí se tvoří úzké oblasti austenitu. Jemnější struktura je spojena s výrazně vyšší tvrdostí, ta zásadně ovlivňuje odolnost litiny proti opotřebení. [38, 53, 56]

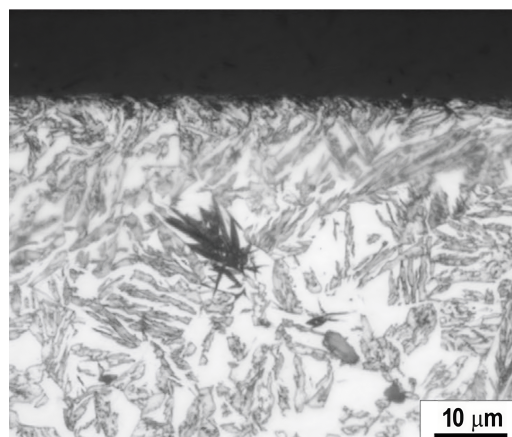
Z výzkumů vyplývá, že s rostoucí teplotou izotermické výdrže klesá odolnost litiny proti opotřebení. Příčinou by měl být větší objem vysokouhlíkového austenitu ve struktuře a hrubší feritové desky, tyto parametry snižují tvrdost litiny. Závislost mezi teplotou izotermické výdrže a snížením odolnosti proti opotřebení však není tak jednoznačná. Studie poukazují na možné strukturální změny probíhající během tribologických testů. Při dostatečně vysokém kontaktním tlaku (kontaktní tlak závisí na zatížení a tvaru kontaktních ploch), může docházet k transformaci austenitu na martenzit, tento martenzit lze pozorovat v mikrostruktuře ADI litiny na obrázcích 19 a 20. Tato transformace je silně závislá na objemu zadržovaného vysokouhlíkového austenitu a jeho nasycení uhlíkem. S rostoucí koncentrací uhlíku v austenitu se austenit stává stabilnějším a klesá pravděpodobnost jeho transformace na martenzit. Výzkumy prokazují, že k transformaci na martenzit dochází především v izotermicky zušlechtěných litinách, které byly vystaveny vyšším teplotám při izotermické výdrži a jejich strukturu tvoří relativně velké bloky austenitu mezi deskami acikulárního feritu. [38, 53, 54, 56, 57]

Vznik martenzitu u litin zušlechtěných za vyšších teplot a obsahujících blokový austenit je objasňován v několika odborných pracích. Ve studiích [56, 58, 59, 60, 61] se autoři zabývají změnou koncentrace uhlíku ve zbytkovém austenitu. Autoři se shodují, že s rostoucí teplotou izotermické výdrže se koncentrace uhlíku v austenitu snižuje. Samotné množství rozpuštěného uhlíku se zvyšuje (v důsledku vyšší intenzity difúze), ovšem větší objem blokového austenitu vede k nižším koncentracím uhlíku. Litina zušlechtěná za vyšších teplot by tedy měla obsahovat blokový austenit s nižší koncentrací uhlíku proti útvarům austenitu, které vznikají za nižších teplot izotermické výdrže. Nižší koncentrace uhlíku v austenitu způsobuje jeho nižší stabilitu. Touto nižší stabilitou autoři odůvodňují větší pravděpodobnost vzniku martenzitu v litinách obsahujících větší objem blokového austenitu. Existují studie [38, 49, 53, 62, 63], které naopak popisují nárůst koncentrace uhlíku s rostoucí teplotou izotermické výdrže. Na vyšší pravděpodobnosti tvorby martenzitu v blokovém austenitu se však dle provedených experimentů shodují s výše uvedeným autory. Je nutné podotknout, že provedené experimenty se v určitých ohledech liší. Při experimentech byly použity litiny s rozdílným chemickým složením a rozdílné byly i parametry izotermického zušlechtění.

K transformaci austenitu na martenzit dochází pouze v povrchových vrstvách, hloubka závisí především na velikosti kontaktního tlaku. Takto zpevněnou povrchovou vrstvu lze pozorovat na obrázku 20. Přítomností martenzitu by měla být zvýšena tvrdost povrchu a s tím spojená odolnost proti opotřebení. Význam martenzitické přeměny v případě izotermicky zušlechtěných litin je však dosud předmětem diskuzí. [38, 54, 56, 60, 64]



**Obrázek 19:** Mikrostruktura ADI s transformovaným martenzitem, M - martenzit, izotermická výdrž 400 °C/1h [56]



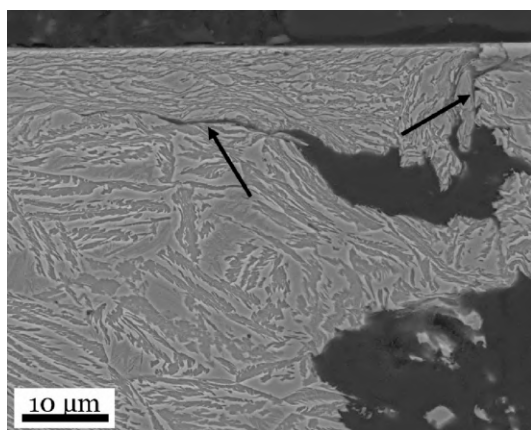
**Obrázek 20:** Tenká tmavá povrchová vrstva představuje transformovaný martenzit, izotermická výdrž 400 °C/1h [56]

Studie [56] popisuje transformaci martenzitu a její vliv na výsledky experimentu odolnosti ADI proti abrazivnímu opotřebení. V experimentu byla použita různá zatížení a různé velikosti abrazivních částic. Při nižším zatížení nedocházelo k tvorbě martenzitu a nejlepší výsledky odolnosti proti opotřebení dosahovala litina s nejnižší teplotou izotermické výdrže (300 °C). Při vyšším zatížení a hrubším abrazivu vykazovala litina zušlechtěná za nejvyšší teploty (400 °C) výrazné zlepšení odolnosti proti opotřebení v porovnání s ostatními testovanými vzorky, toto zvýšení odolnosti je připisováno transformaci austenitu na martenzit.

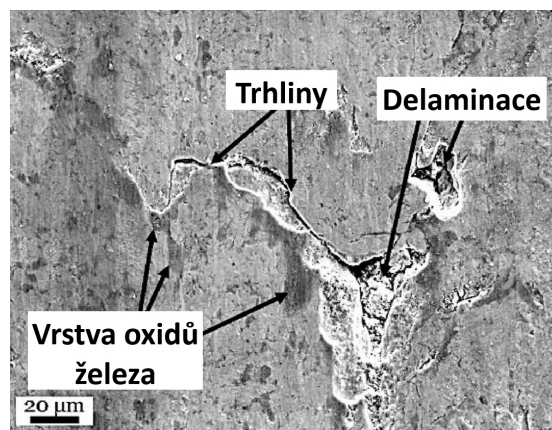
V jiné studii [54] zabývající se tribologií ADI litin byl pro experiment využit tzv. SOFS tribometr. Výsledkem provedeného experimentu je potvrzení tvorby martenzitu. S rostoucím zatížením a délkou testu došlo k úbytku austenitu ve struktuře litin. Zaznamenán byl také nárůst tvrdosti povrchu po tribologickém testu, ten je zdůvodňován kombinací deformačního zpevňování a transformace austenitu na martenzit. Vyšší odolnosti proti opotřebení dosahovala litina s větším objemem zadržného austenitu ve struktuře.

Mezi hlavní mechanismy opotřebení izotermicky zušlechťených litin se řadí adhezní, abrazivní, oxidační a únavové opotřebení. Každý tento mechanismus je ovlivňován řadou faktorů. Struktura izotermicky zušlechťených litin obsahuje grafit, který zásadně (i když nejednoznačně) ovlivňuje tribologii. Grafit je známý svými mazacími účinky, které jsou popsány v kapitole 2.2.4. Vzájemným pohybem tribologické dvojice může docházet k narušení grafitických útvarů a rozprostření grafitu na kontaktní ploše. Tato distribuce grafitu závisí také na kontaktních tlacích. Mezi povrchy vzniká tenká vrstva grafitu, která snižuje koeficient tření, omezuje kontakt povrchů a snižuje míru opotřebení. Tribologie je tedy ovlivňována i rozložením grafitických útvarů v objemu litiny. [38, 60, 65]

Útvary grafitu v litině však mohou současně vést ke zvýšené koncentraci napětí v povrchu litiny. Především v důsledku jiných mechanických charakteristik grafitu vůči okolní ausferické matici. Jedná se v podstatě o heterogenity struktury. Grafitické útvary se působením kontaktního tlaku deformují a přispívají ke zvýšené nukleaci trhlin v povrchu litiny (Obrázek 21). Tyto trhliny se pak následně mohou propojovat a způsobovat zvýšenou delaminaci povrchu. Útvary grafitu v matici litiny tedy podporují únavové opotřebení. [38, 54, 64, 66]



**Obrázek 21:** Trhliny (znázorněny šipkami) v okolí deformovaného grafitu [54]



**Obrázek 22:** Povrch ADI litiny po tribologickém testu (SOFS) [54]

Povrch izotermicky zušlechťených litin může být při určitém kontaktním tlaku deformačně zpevňován. Toto zpevňování je závislé na konkrétní struktuře litiny, zejména zpevňování austenitu je ovlivňováno příslušnou koncentrací uhlíku. Při namáhání materiál postupně ztrácí vlivem působící deformace plasticitu a houževnatost. Dalším namáháním pak může docházet k tvorbě únavových trhlin, které vedou k delaminaci částí povrchu (Obrázek 22). Vznik a šíření trhlin je podporováno přítomností grafitu. Uvolněné a zpevněné částice matrice následně mohou působit jako abrazivo a zvýšit míru opotřebení. K delaminaci přispívá i adhezivní

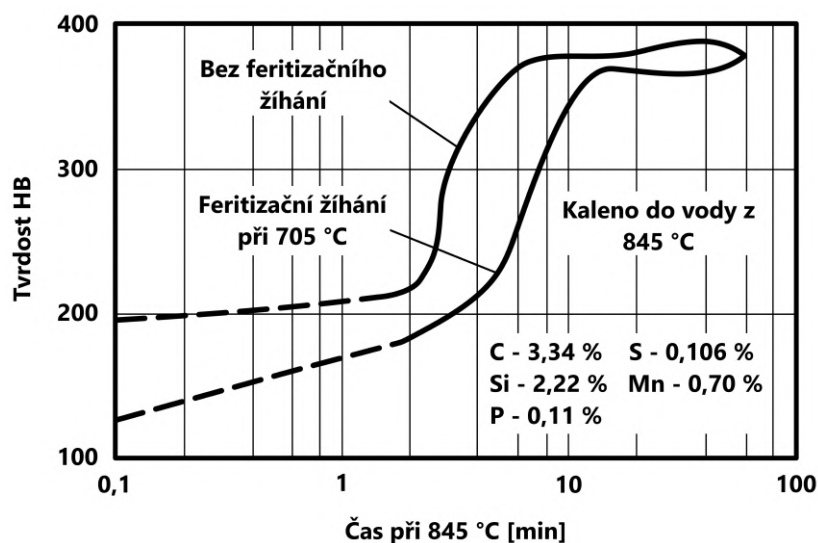
opotřebení. To je specifické tvorbou mikrosvarů, které vznikají v těsném kontaktu nerovností povrchů. Vytvořené mikrosvary pak při pohybu mohou silově působit na trhlinami oslabený povrch. Tribologie izotermicky zušlechťených litin je také silně závislá na teplotě, ta má vliv na jednotlivé mechanismy opotřebení. Zásadním způsobem pak ovlivňuje oxidaci povrchu. Vyšší teploty přispívají ke značnější oxidaci povrchu. Vznikají tak oxidy, zejména FeO, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Vrstva těchto oxidů je patrná na obrázku 22. Oxidy železa jsou velmi tvrdé a křehké. Do určité míry mohou napomáhat ochraně povrchu před dalším opotřebením. Převážně však dochází vzájemným pohybem povrchů k narušování a odlupování těchto oxidů, které následně mohou mít abrazivními účinky. [38, 54, 59, 60, 62, 65, 67, 68]

## 3.2 Kalení litin

Kalením litin je podobně jako u oceli dosaženo transformace struktury. Cílem je získání martenzitické nebo bainitické matrice. Tím je navýšena tvrdost a odolnost proti opotřebení. Při kalení grafitických litin je nutné brát v úvahu vliv grafitu uloženého v matici a relativně vysoký obsah křemíku, je tedy vhodné uvažovat ternární diagram Fe-C-Si. V případě legovaných karbidických litin je nutné uvažovat vliv jednotlivých legur, které mají na proces kalení značný vliv. Dále je nutné uvažovat vliv precipitace karbidů na proces kalení. [1, 6, 69, 70]

### 3.2.1 Kalení grafitických litin

U grafitických litin je kalením dosaženo nižší tvrdosti v porovnání s oceli. Tvrdost samotné kovové hmoty, která je po zakalení martenzitická či bainitická, je velmi podobná jako u ocelí. U litin je však tvrdost snižována grafitickými útvary přítomnými ve struktuře. Vliv lupínkového grafitu na výsledné vlastnosti litiny je v porovnání s grafitem ve tvaru kuliček výraznější. Obvyklá martenzitickým kalením dosažitelná tvrdost je pro litinu s lupínkovým grafitem cca 50 HRC, u kuličkového grafitu je tvrdost vyšší (cca 55 HRC). Ostré lupínky grafitu působící jako vruby, zvyšují riziko praskání litiny při kalení. [1, 69]

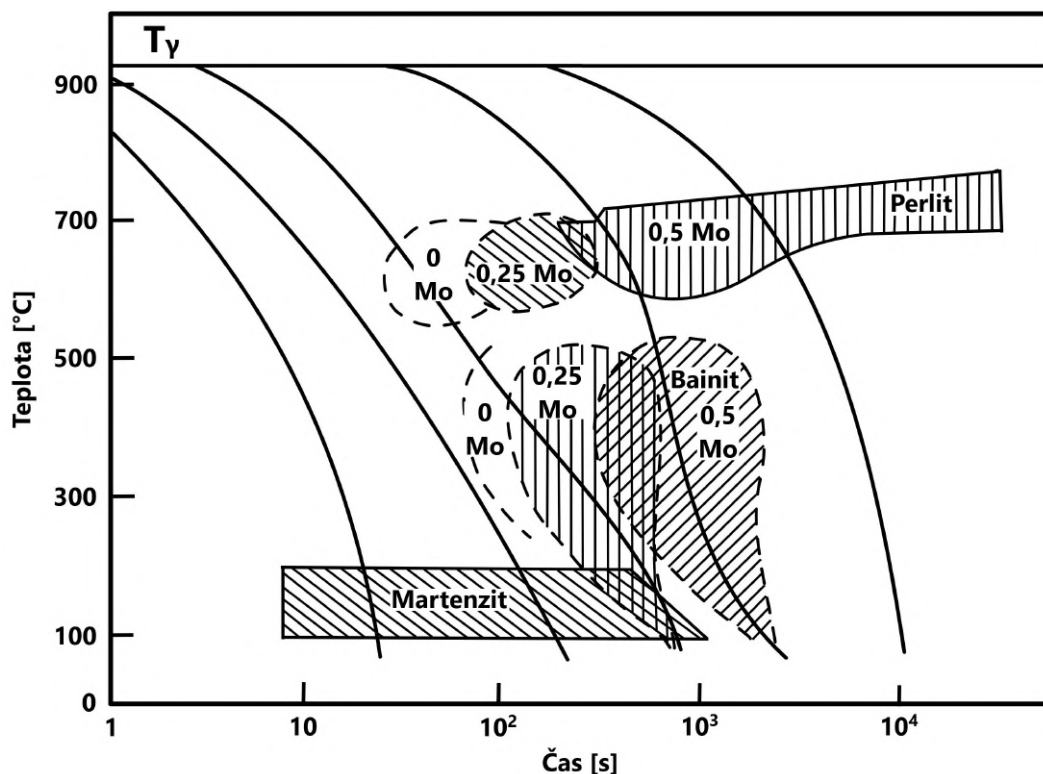


**Obrázek 23:** Vliv doby austenitizace na tvrdost litiny (s lupínkovým grafitem) po kalení, vytvořeno autorem dle [6]

První fází kalení grafitických litin je austenitizace, běžně se austenitizační teploty pohybují v rozsahu 850 – 950 °C. Minimální nutné teploty však začínají 55 °C nad  $A_1$ . Pro nelegovanou litinu s lupínkovým grafitem je tato teplota závislá na obsahu manganu a křemíku a je definována vztahem 3.3. [3, 6, 69, 70]

$$A_1 = 730 + 28(\%Si) - 25(\%Mn) \text{ [}^\circ\text{C]} \quad (3.3)$$

Vyšší teploty austenitizace vedou k výrazně vyššímu sycení austenitu uhlíkem, příliš vysoký obsah uhlíku v austenitu může vést k vyššímu podílu zbytkového austenitu ve struktuře po jejím zakalení. Zbytkový austenit je nežádoucí a snižuje výslednou tvrdost. Samotné sycení austenitu uhlíkem je však zásadním faktorem ovlivňujícím tvrdost litiny po kalení. Vyšší koncentrace uhlíku v austenitu totiž vede při martenzitické transformaci k vyšším tvrdostem. Koncentrace uhlíku v austenitu je ovlivňována délkou výdrže na dané austenitizační teplotě. Delší časy austenitizace vedou k vyšší difúzi uhlíku do austenitu, výsledkem je tedy vyšší tvrdost (Obrázek 23). Rychlost sycení austenitu uhlíkem je ovlivněna strukturou litiny. U perlitické struktury jsou difúzní vzdálenosti uhlíku výrazně kratší ve srovnání s feritem. Potřebný obsah uhlíku v austenitu je tedy dosažen za kratší dobu. [1, 3, 6, 69]



**Obrázek 24:** Vliv obsahu molybdenu na oblasti ARA diagramu pro litinu s kuličkovým grafitem,  $T_\gamma$  - austenitizační teplota, vytvořeno autorem dle [71]

Kalení litiny pak obvykle probíhá ve studené lázni (voda, olej). Pro snížení deformací litiny a snížení rizika praskání se využívá také termálního kalení. Legující prvky v litině ovlivňují rozpadové křivky v ARA diagramu. V podstatě všechny legury (výjimkou je kobalt) posouvají tyto rozpadové křivky doprava (vliv molybdenu je znázorněn na obrázku 24). Vzniká

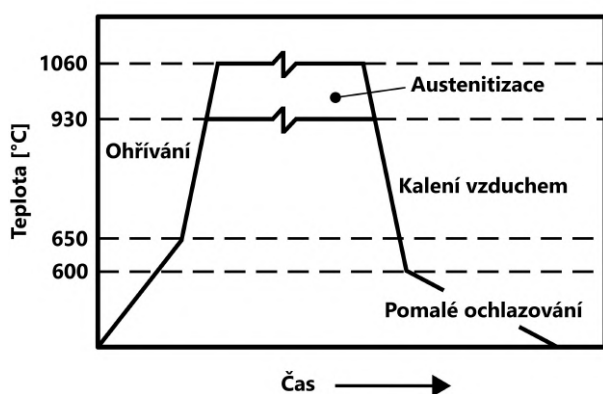


tak větší prostor pro pomalejší ochlazování. Nižší rychlosti ochlazování pak vedou ke snížení pravděpodobnosti vzniku prasklin. Legující prvky však zvyšují riziko odmíšení a možnou tvorbu karbidů. Kalící prostředí se volí dle konkrétní litiny a jejího ARA diagramu, dále je potřeba brát v úvahu také tloušťky stěn odlitku. Ochlazování odlitku ve vodě je velmi prudké, to vede ke zvýšenému pnutí v odlitku. Alternativou je pomalejší ochlazování v oleji. U tenkostěnných odlitků z legovaných litin může být odlitek ochlazován i na vzduchu. [1, 3, 6, 69, 70]

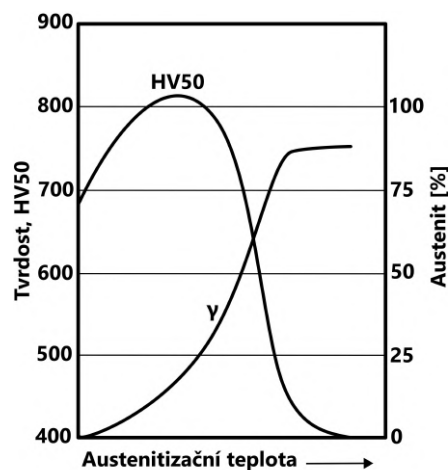
Po kalení obvykle následuje popouštění. U grafitických litin je používáno spíše nízko-teplotní popouštění (do 200 °C), které snižuje vnitřní pnutí v odlitku. Popouštění za vyšších teplot (550 – 650 °C) je méně obvyklé. Při takto vysokých teplotách dochází k popouštění martenzitu a tvorbě grafitu. Výsledkem je pak zvýšený podíl grafitu ve struktuře a vznik feritu. Tím je snížena i výsledná tvrdost litiny. Vznik sorbitu je tedy velmi omezen a vysokoteplotním popouštěním nelze dosáhnout takových vlastností jako u ocelí. Obecně kalení grafitických litin v celém jejich průřezu není příliš časté. Pro zlepšení vlastností odlitku, zejména odolnosti proti opotřebení se častěji využívá povrchové kalení. [1, 3, 69]

### 3.2.2 Kalení vysokochromových litin

Pro dosažení maximální tvrdosti a odolnosti proti opotřebení je u vysokochromových litin žádoucí přítomnost martenzitu. Po odlití má vyloučený martenzit nepříliš vhodný tvar, současně struktura obsahuje vysoké množství zbytkového austenitu. Tyto faktory negativně ovlivňují mechanické vlastnosti litiny. Vysoký obsah zbytkového austenitu u vysokochromové litiny v litém stavu je dán zvýšeným obsahem chromu a uhlíku v austenitu, čímž dochází k jeho stabilizaci. Pro dosažení maximálního potenciálu vysokochromových litin je doporučeno provádět tepelné zpracování. [6, 35, 72, 73]



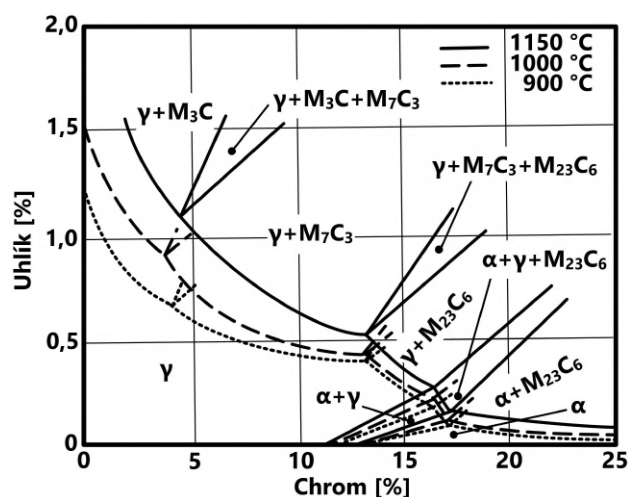
**Obrázek 25:** Schemtatické znázornění průběhu procesu kalení vysokochromové litiny, vytvořeno autorem dle [6]



**Obrázek 26:** Vliv austenitizační teploty na tvrdost a obsah zbytkového austenitu, upraveno autorem dle [35]

Tepelné zpracování je založeno na destabilizaci austenitu. Princip spočívá v ohřátí litiny na austenitizační teplotu, obvykle 930 – 1060 °C (Obrázek 25). Vysoká teplota vede k precipitaci jemných eutektických karbidů  $M_7C_3$ . Tím je ochuzen austenit o uhlík a posouvá se rozsah

teplot martenzitické přeměny na hodnoty pokojové teploty. Ohřev litiny by měl probíhat velmi pomalu (Obrázek 25), zejména do teploty 650 °C, doporučená rychlost ohřevu je 30 °C/h, odvíjí se to však také od tvaru konkrétního odlitku. Vzhledem k nízké tepelné vodivosti vysokochromových litin hrozí při rychlém ohřevu vznik trhlin. S klesající austenitizační teplotou roste potřebná doba výdrže (obvykle několik hodin), dochází totiž ke snížení difuzivity. Tvrdost po zakalení je silně závislá na konkrétní austenitizační teplotě, to je patrné na obrázku 26. Tato teplota je dána konkrétním chemickým složením litiny. Na austenitizační teplotě závisí množství rozpuštěného uhlíku v austenitu (s rostoucí teplotou rozpustnost roste). Obecně s rostoucím obsahem uhlíku v austenitu dochází ke vzniku tvrdšího martenzitu. To však platí pouze do určité hodnoty. Po překročení této hodnoty se austenit stává více stabilním, dochází k poklesu rozmezí teplot martenzitické transformace pod úroveň pokojové teploty. Tvrdost litiny se tak do určitého bodu zvyšuje s austenitizační teplotou, pak tvrdost klesá. Maximální tvrdosti je dosaženo při obsahu zbytkového austenitu cca 20 %. [6, 35, 72, 73]



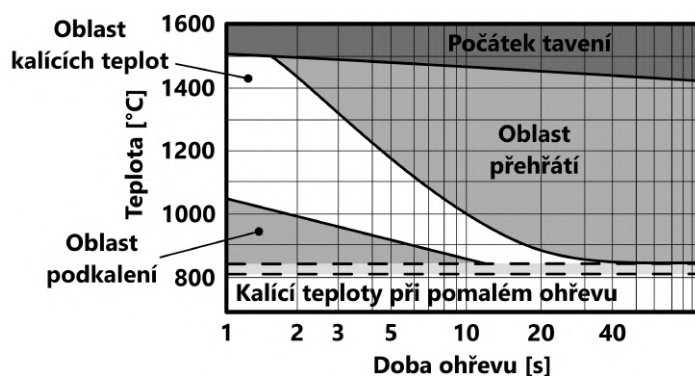
**Obrázek 27:** Izotermické sekce systému Fe-Cr-C, vytvořeno autorem dle [35]

Samotná hodnota vhodné austenitizační teploty pro následné zakalení je také závislá na obsahu chromu. Celkový obsah chromu v litině totiž ovlivňuje množství rozpuštěného chromu v austenitu. Vyšší obsah chromu snižuje rozpustnost uhlíku v austenitu, to je patrné na obrázku 27. Pro dosažení vyšší rozpustnosti uhlíku je potřeba zvýšit teplotu austenitizace (Obrázek 27). S rostoucím obsahem chromu se tak zvyšuje optimální austenitizační teplota. Obsah chromu má také vliv na výslednou tvrdost litiny po kalení. Rostoucí obsah chromu způsobí pokles teploty  $M_s$  a dochází ke stabilizaci austenitu. To vede k poklesu tvrdosti. Pro maximalizaci tvrdosti je vhodné docílit rovnováhy mezi obsahem austenitu a množstvím uhlíku v martenzitu. Kalicí teplotu ovlivňují i další prvky, které se běžně přidávají do karbidických litin. Jedná se zejména o prvky zvyšující prokalitelnost (Mo, Mn, Ni, Cu). Tyto prvky mají sklon ke stabilizaci austenitu a ovlivňují rozpustnost uhlíku v austenitu. [6, 35, 74]

Ochlazení z austenitizační teploty probíhá z pravidla za pomoci proudícího vzduchu, do poklesu teploty pod teplotní rozsah vzniku perlitu (Obrázek 25). Pod teplotou vzniku perlitu by měla být rychlost ochlazování výrazně zpomalena tak, aby se minimalizovalo pnutí v odlitku. Toto zpomalené ochlazování se provádí na vzduchu, případně v peci. [6, 35]

### 3.3 Povrchové kalení

Cílem povrchového kalení je zvýšit tvrdost povrchu a současně zachovat relativně měkké a houževnaté jádro součásti. Zakalením povrchových vrstev je zvýšena odolnost materiálu proti opotřebení, současně může docházet k nárůstu únavové pevnosti. Nárůst únavové pevnosti je spjatý s nárůstem objemu (až 4 %) při transformaci austenitu na martenzit, v povrchu tak vznikají tlaková napětí, která omezují vznik a šíření únavových trhlin. Povrchové kalení se od konvenčního kalení příliš neliší, v obou případech je zvýšení tvrdosti následkem transformace austenitu na martenzit. Princip spočívá v rychlém ohřevu povrchu a následném ochlazení. Pro povrchové kalení je zásadní intenzita ohřevu a odvod tepla do jádra součásti. Při ohřívání povrchu vyšší rychlostí, než je rychlost odvodu přiváděného tepla, dochází k vytvoření tepelného gradientu. S rostoucí rychlostí ohřevu roste i teplotní gradient v povrchových vrstvách součásti. Pokud nemá být povrch součásti znehodnocen (přehřátí nebo spálení povrchu), je nutný velmi krátký ohřev. S tím je spojena i malá tloušťka zakalené vrstvy. S pomalejším ohřevem teplotní gradient klesá, současně dochází k nárůstu tloušťky kalené vrstvy. [1, 75, 76, 77]



Obrázek 28: Vliv rychlosti ohřevu na teplotu kalení, vytvořeno autorem dle [75]

Samotný mechanismus fázových přeměn se s rychlostí ohřevu nemění. Vysoká rychlost ohřevu však ovlivňuje teploty fázových přeměn. Interval teplot fázových přeměn se společně s rostoucí rychlostí ohřevu posouvá k vyšším teplotám (Obrázek 28). V porovnání s objemovým kalením se při kalení povrchových vrstev používají výrazně vyšší kalící teploty, kratší doby výdrže a vyšší rychlosti ohřevu. S vyšší rychlostí ohřevu stoupá i rychlost nukleace austenitu v ohřívaném materiálu. Výsledkem jsou jemnější austenitická zrna. S tím je pak spojena i výsledná jemnější martenzitická struktura, která dosahuje vyšší tvrdosti a houževnatosti. Pokud je austenitizační teplota pro danou rychlost ohřevu příliš nízká dochází k nedostatečné homogenizaci austenitu. Nízké teploty kalení mohou vést k neúplné fázové přeměně, výsledná struktura pak může obsahovat nežádoucí zbytky feritu. Naopak příliš vysoké kalící teploty způsobují hrubnutí zrna a dochází k navýšení podílu zbytkového austenitu a snížení výsledné tvrdosti. Průběh austenitizace povrchu je silně závislý na výchozí struktuře. Jemná a rovnoměrná struktura napomáhá homogenizaci austenitu. [1, 75, 76]

### 3.3.1 Povrchové kalení laserem

Laserový paprsek je velmi výkonný zdroj energie, umožňuje dodávat povrchu v krátké době velké množství tepla. Rychlost generování tepla v povrchových vrstvách je tak rychlejší než rychlost odvodu tepla z ohřívaného místa. Teplota povrchu se ve velmi krátké době dostane na úroveň austenitizační teploty, jádro kalené součásti však zůstává chladné. [1, 70, 76, 78, 79]

Laserový paprsek se pohybuje po kaleném povrchu, materiál v kontaktu s paprskem rychle dosáhne teploty austenitizace, pohybem paprsku na jiné místo dochází k následnému ochlazování. Teplo generované laserem je z místa kalení odvedeno do jádra součásti. To je jedna ze zásadních výhod proti jiným metodám povrchového kalení. Při povrchovém kalení plamenem nebo indukčním kalení nevzniká tak výrazný teplotní gradient mezi povrchem a jádrem součásti. Ve většině případů je nutné povrch ochladit sprchou nebo ponorem. U těchto metod je také důležité, aby hořák/induktor byl přizpůsoben kaleným plochám. Tím je zajištěno co nejefektivnější ohřívání povrchu. [1, 70, 76, 78, 79]

Při povrchovém kalení laserem není nezbytně nutné využívat vakua či jiné ochranné atmosféry. Laserem je tak možné kalit i na větší vzdálenosti, to je užitečné pro kalení větších součástí. Současně laser umožňuje kalit povrch i na relativně obtížně dostupných místech. Zároveň je možné laserový paprsek tvarovat a přizpůsobit jej konkrétním geometriím kalených ploch. Jednou z velkých výhod využití laseru pro povrchové kalení je kontrola nad vnášeným teplem a obecně nad celým procesem kalení. Další výhodou jsou pak minimální rozměrové změny součástí, zejména v porovnání s konvenčními metodami kalení. [70, 76, 78, 79]

Vzhledem k velmi vysokým rychlostem ohřevu a ochlazování lze povrchově zakalit i obtížně konvenčně kalitelné materiály. Je možné dosáhnout i bezdifúzní přeměny feritu na bezuhlíkový martenzit. Tvrdost zakaleného povrchu je v porovnání s konvenčním kalením většinou vyšší. To opět souvisí s velmi rychlým ohřevem, při kterém dochází k velké nukleaci jemného austenitu. Následným rychlým ochlazením pak vzniká i jemný martenzit. [1, 70, 76]

Procesy povrchového kalení (včetně použití laseru) se nijak zásadně neliší od konvenčního kalení. Navržení procesu je však složitější, zejména pro tak vysoké rychlosti ohřevu, kterými laser disponuje. S vysokou rychlostí ohřevu je důležité uvažovat například i distribuci uhlíku v austenitu. Pro získání rovnoměrné distribuce uhlíku v austenitu je totiž potřeba určitý čas. Výchozí struktura obvykle obsahuje uhlík ve formě karbidů či grafitu. Při austenitizaci je žádoucí, aby tento uhlík byl redistribuován i do míst, která byla původně feritická. V takových místech je totiž velmi nízká koncentrace uhlíku. Rovnoměrná distribuce uhlíku v austenitu je zásadní pro získání vyhovující martenzitické struktury. S rostoucí rychlostí ohřevu dochází k posunu intervalu teplot fázových přeměn k vyšším teplotám (Obrázek 28). Vyšší teploty však nemusí problém zcela vyřešit. Rychlost distribuce uhlíku totiž silně závisí na jeho rozložení ve výchozí struktuře, problémem může být například hrubá perlitická struktura, nebo grafitická litina s feritickou maticí. Horním limitem teplot austenitizace je teplota tavení. S rostoucími teplotami také může docházet k nežádoucímu nárůstu obsahu zbytkového austenitu v zakalené struktuře. [70, 76, 78, 79]

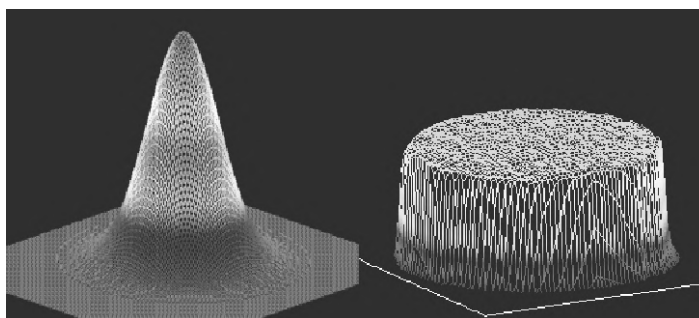
Mezi nevýhody povrchového kalení laserem lze zařadit vysoké pořizovací a provozní náklady, dále pak relativně malou hloubku kalené vrstvy. Obvyklá hloubka dosahuje 1,2 mm, maximální dosažitelné hloubky kalení se pak pohybují kolem 2,5 mm. Hloubka je silně závislá na konkrétním materiálu, v případě železných slitin je zásadním parametrem obsah uhlíku. Hloubka zakalení je také omezena procesními parametry. S rostoucím tepelným tokem stoupá i gradient teploty. Teplota tání materiálu pak omezuje dosažitelnou hloubku austenitizace. S nižší hustotou výkonu laseru se sníží i rychlost ohřevu a teplotní gradient bude méně výrazný. Tím je umožněna austenitizace i ve větších vzdálenostech od povrchu součásti. Problém však spočívá v odvodu tepla, ten nemusí být dostatečný na zadržení uhlíku ve struktuře, tak aby došlo k zakalení. [1, 70, 76, 78]

Určitý problém při využití laseru pro povrchové kalení může nastat při komplikovaných součástech. Problémem jsou zejména ostré hrany. Ty mohou vést ke vzniku nerovnoměrného tepelného toku. Odvod tepla do jádra může být geometrií povrchu omezen. Zakřivené plochy a ostré hrany tak mohou být částečně natavovány. [76, 78]

### Laserový paprsek

Zásadním parametrem pro proces povrchového kalení laserem je rozložení výkonu laserového paprsku na kaleném povrchu, tím je totiž ovlivněna celá interakce laseru s materiálem. Preferovaný je čtvercový nebo obdélníkový průřez paprsku. V závislosti na typu laseru se k tomuto účelu využívají optické integrátory, tvarové čočky nebo speciální zrcadla, která jsou nejčastěji vyrobená z mědi nebo molybdenu. Jedná se o materiály s výbornými odrazovými vlastnostmi (Obrázek 32). Dalším možným způsobem interakce laseru a kaleného povrchu je rozmítání laserového paprsku, k tomu slouží nejčastěji speciální zrcadla. Jejich pohybem je ovládána trajektorie paprsku. Výsledkem je relativně rovnoměrné rozložení výkonu laseru. [76, 78, 80]

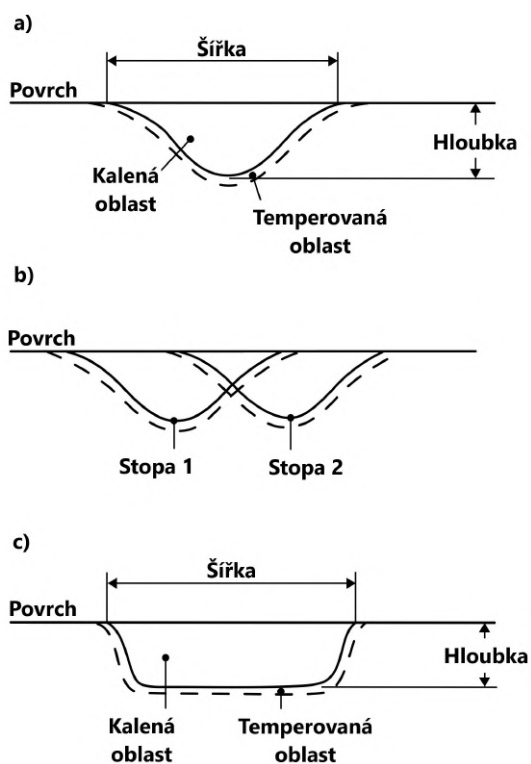
Rovnoměrné rozložení energie laseru na povrchu kalené součásti je zásadním faktorem ovlivňujícím proces povrchového kalení. Pro tepelné zpracování je tak nevhodné použití Gaussova rozložení výkonu laseru (Obrázek 29), takové paprsky se využívají především pro vrtání a řezání. Při povrchovém kalení je důležité rovnoměrné rozložení výkonu laseru, to totiž zajišťuje rovnoměrnější rozložení teplot kaleného povrchu. [76, 78, 80]



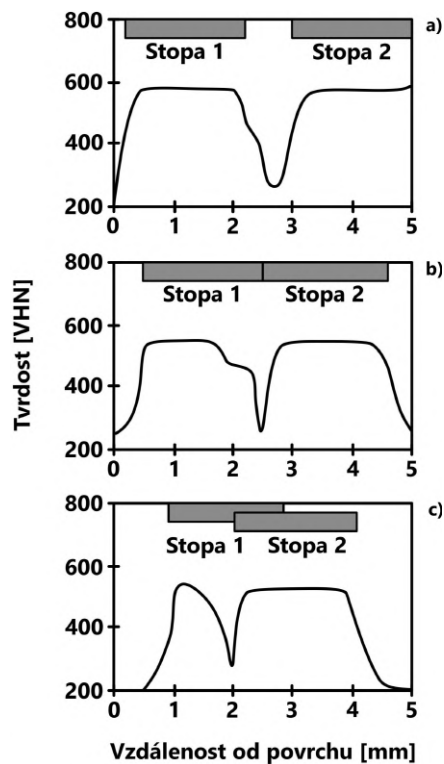
**Obrázek 29:** Gaussovo rozložení laserového paprsku vlevo, rovnoměrné rozložení laserového paprsku vpravo, upraveno autorem dle [81]

## Pohyb laserového paprsku

Při povrchovém kalení laserem je důležité brát v úvahu samotný pohyb laseru. Na obrázku 30 je znázorněno několik variant laserového kalení. První varianta (Obrázek 30a) znázorňuje jeden průchod laserového paprsku. To vyvolá zakalení relativně úzkého pásu, šířka je obvykle několik milimetrů. Malá šířka omezuje využití této varianty pro velmi malé množství aplikací. Ve většině případů je totiž žádoucí, aby došlo k zakalení výrazně větší plochy. Toho lze docílit paralelním kladením jednotlivých stop laseru vedle sebe (Obrázek 30b). Problém spočívá ve vzájemném ovlivnění jednotlivých stop. Netýká se to však pouze paralelních stop. K popouštění dochází také při kalení rotačních součástí, v takovém případě totiž může nastat vzájemné ovlivnění počátku a konce stopy laseru. V některých aplikacích to lze částečně eliminovat pohybem, při kterém paprsek laseru opisuje šroubovici. [70, 76, 78, 80, 82, 83]



**Obrázek 30:** Varianty povrchového kalení laserem, vytvořeno autorem dle [70]



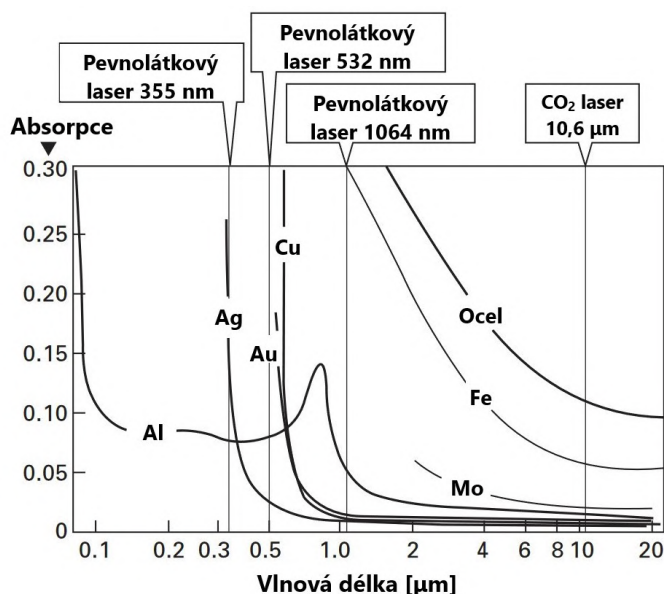
**Obrázek 31:** Tvrdost pro různé varianty pohybu laseru, vytvořeno autorem dle [84]

Pohybem laseru dochází k vnášení tepelné energie do součásti. Tím může docházet k částečnému popouštění předchozí zakalené stopy. Výsledkem je lokální pokles tvrdosti v popouštěném místě (Obrázek 31b,c). Míra popouštění se odvíjí od objemu vneseného tepla. Zvýšením rychlosti pohybu laseru tak lze omezit zpětné popouštění vedlejší stopy. Dále je potřeba uvažovat, že tvorba paralelních stop nevede k jednotné hloubce zakalené vrstvy. To může být pro využití v určitých aplikacích limitujícím faktorem. Některé zdroje pak uvádí [78, 85], že pokles tvrdosti spojený s popouštěnou oblastí nebo nepřekrývajícími se stopami, nemusí být nezbytně nežádoucí. V některých případech totiž mohou tyto oblasti napomáhat lepšímu mazání a zachytávání částic vzniklých při opotřebení. [70, 76, 78, 80, 82, 85]

Alternativou je použití rozmítaného paprsku. Pohybem zrcadel dochází k velmi rychlému pohybu laseru po povrchu součásti. Maximální šířka takové stopy se obvykle pohybuje v řádu několika desítek milimetrů. Rychlým pohybem kmitajícího laseru dochází v celé šířce stopy k relativně rovnoměrnému teplotnímu toku. Vzniká tak zakalená vrstva (Obrázek 30c) s poměrně rovnoměrnou hloubkou zakalení, bez popuštěných oblastí, které by výrazně snižovaly tvrdost povrchu. To platí pro případy, kdy šířka stopy je dostatečná pro zakalení požadované plochy. Pokud tomu tak není, je zpětné popuštění nevyhnutelné. Širší stopou je však hustota popuštěných oblastí částečně eliminována. Pokud to daná aplikace umožňuje, je vhodné před samotným kalením naplánovat pohyby laserového paprsku. Tím lze zajistit aby se zpětně popuštěné oblasti nacházely na místech, kde povrch dané součásti nebude vystaven příliš velkému namáhání. [70, 76, 78, 80]

### Absorpce záření

Pro efektivní použití laseru při povrchovém kalení je zásadním parametrem míra absorpce laserového záření. Pohlcování záření a následná přeměna na tepelnou energii je závislá na celé řadě parametrů. Tyto parametry lze do značné míry ovlivnit a zvýšit tak absorpci kaleného materiálu. Jedním z takových parametrů je stav povrchu. Leštěný povrch vykazuje výrazně vyšší míru odrazivosti v porovnání s povrchem po tryskání. Pro zvýšení absorpce záření je tedy možné povrch zdrsnit. Absorpce záření je dále silně ovlivňována úhlem dopadu laseru (pro minimalizaci odrazu se využívá Brewsterova úhlu), vliv má také teplota materiálu. Vyšší teploty se pojí s vyšší absorpcí záření. Kalený povrch je také často modifikován speciálními chemickými povlaky snižujícími odrazivost. Míra absorpce je dále silně ovlivněna výběrem laseru s konkrétní vlnovou délkou. Různé materiály (konkrétní chemické prvky) mají odlišnou absorpci záření s různými vlnovými délkami. Závislost je zobrazena na obrázku 32. [76, 78, 86, 87]



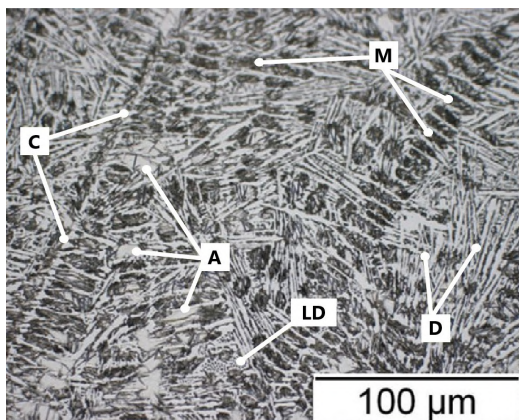
**Obrázek 32:** Závislost absorpce na vlnové délce laseru pro vybrané kovy, upraveno autorem dle [86]



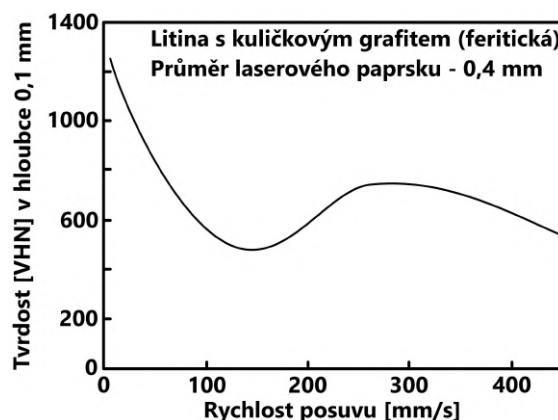
### 3.3.2 Laser glazing

Jedná se o další variantu zpevňování povrchových vrstev laserem. Princip metody je velmi podobný klasickému laserovému povrchovému kalení. Hlavní rozdíly spočívají ve využití fokusovaného laserového paprsku a inertního plynu. Povrch je při kontaktu s laserem nataven, přesunem laserového paprsku na jiné místo dochází k intenzivnímu ochlazení a tuhnutí taveniny. To je způsobeno odvodem tepelné energie do chladného jádra součásti. Vysoká rychlost tuhnutí taveniny napomáhá homogenizaci struktury. [78, 79, 88]

Laser glazing je využíván pro zpracování řady materiálů, často jsou jimi právě grafitické litiny. Grafitické litiny jsou zpravidla nehomogenní materiál, obsahují grafit (v různých formách), ferit a perlit. Natavením povrchových vrstev a jejich rychlým tuhnutím lze strukturu výrazně sjednotit a dodat tak povrchu specifické vlastnosti, zejména vysokou tvrdost. Při natavení povrchu grafitické litiny dochází k difúzi uhlíku z grafitu, vytvřující efekt je spojený s tvorbou cementitu a přeměnou austenitu na martenzit. Množství uhlíku rozpuštěného v austenitu může vést k jeho stabilizaci, výsledná struktura tak obvykle obsahuje i určité množství nežádoucího zbytkového austenitu, který snižuje výslednou tvrdost. Příklad získané struktury je na obrázku 33, A - zbytkový austenit (důsledek stabilizace austenitu zvýšeným obsahem uhlíku), M - martenzit (transformovaný z primárních dendritů austenitu), C - mezidendritický eutektický karbid, LD - ledeburit, D - deskovitý eutektický karbid. [78, 89, 90, 91, 92, 93]



**Obrázek 33:** Příklad struktury vzniklé laser glazingem litiny s kuličkovým grafitem [89]



**Obrázek 34:** Závislost tvrdosti na rychlosti posuvu laseru, upraveno autorem dle [78]

Na obrázku 34 je vyobrazena závislost tvrdosti na rychlosti posuvu laseru. Rychlost posuvu laseru ovlivňuje míru rozpouštění grafitu a tím i obohacení taveniny o uhlík. Vysoká tvrdost při malých rychlostech posuvu je spojena s úplným rozpouštěním grafitu a vytvořením karbidické struktury (Obrázek 33). Následný prudký pokles tvrdosti je spojen s vysokým obsahem zbytkového austenitu. Další nárůst tvrdosti s rychlostí posuvu laseru je dán martenzitickou strukturou s nižším obsahem zbytkového austenitu. Při laser glazingu vznikají v povrchových vrstvách obvykle tři oblasti. Nejhlouběji je oblast základního materiálu. Ta pak přechází do tepelně ovlivněné oblasti, kde je přítomen především martenzit a zbytkový austenit. Tato oblast pak postupně (mohou být rozděleny oblasti zbytkového austenitu) přechází do již zmíněné oblasti natavení. [78, 90, 91]



## **II. Experimentální část**

## 4. Úvod - testované materiály

Experimentální část této diplomové práce je zaměřena na analýzu vlivu laserového kalení na vlastnosti (zejména tribologii) vybraných druhů grafitických a karbidických litin. V experimentální části je tak zahrnuto hodnocení mikrostruktury vzorků, měření tvrdosti zakalené vrstvy a tribologická analýza, která obsahuje měření součinitele smykového tření a hodnocení opotřeбенých povrchů vzorků. Cílem práce je analyzovat vliv laserového kalení na tribologické vlastnosti vybraných druhů litin. Experimentální část této práce probíhala ve spolupráci s Ústavem materiálového inženýrství Fakulty strojní ČVUT.

Analyzované vzorky se vzájemně lišily chemickým složením i předešlým tepelným zpracováním (izotermické zušlechťování). Chemické složení bylo stanoveno jiskrovým optickým emisním spektrometrem. Naměřené chemické složení každého testovaného vzorku je uvedeno v tabulce 4.1. Název vzorků odpovídá internímu značení tak, aby byla usnadněna orientace v provedených experimentech. První tři vzorky uvedené v tabulce 4.1 mají totožné chemické složení. Jedná se totiž o stejný materiál, vzorky se vzájemně liší parametry izotermického zušlechťování. Na to odkazuje i jejich označení, pro první tři vzorky uvedené v tabulce tedy platí: k - kuličkový grafit, číslice za "k"- výdrž na teplotě při izotermickém zušlechťování (6 - 60 minut), koncové trojčíslí - teplota izotermického zušlechťování.

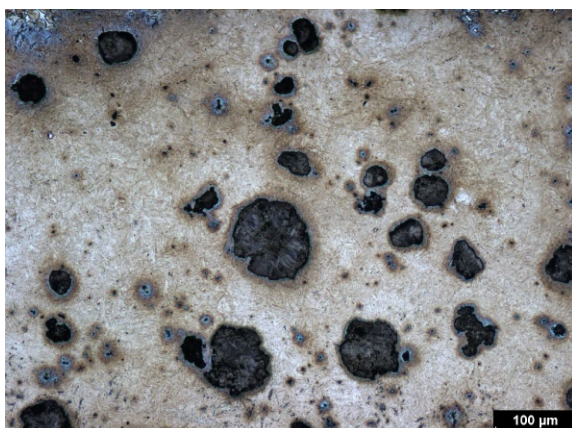
**Tabulka 4.1:** Chemické složení testovaných vzorků litin

Označení vzorků	Chemické složení vzorků [%]										
	C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu	Ni	Sn	Cr	Mo
ADI 9k6 240	3,3	2,45	0,25	0,02	0,02	0,04	0,01	—	—	—	—
ADI 9k6 310	3,3	2,45	0,25	0,02	0,02	0,04	0,01	—	—	—	—
ADI 9k6 400	3,3	2,45	0,25	0,02	0,02	0,04	0,01	—	—	—	—
EN-GJS-450-18	3,3	3,11	0,19	0,013	0,09	0,055	—	—	—	—	—
EN-GJL-250 Sn	3,32	1,93	0,67	0,061	0,075	—	0,11	—	0,08	—	—
EN-GJS-700 CuNi ADI	3,48	2,8	0,12	0,04	0,008	—	0,98	1,97	—	—	—
EXTRAL-1A	3,2	0,3	0,89	0,03	0,019	—	—	0,76	—	24,77	0,17
EXTRAL-5	2,23	0,31	1,01	0,04	0,02	—	—	0,25	—	26,66	0,07

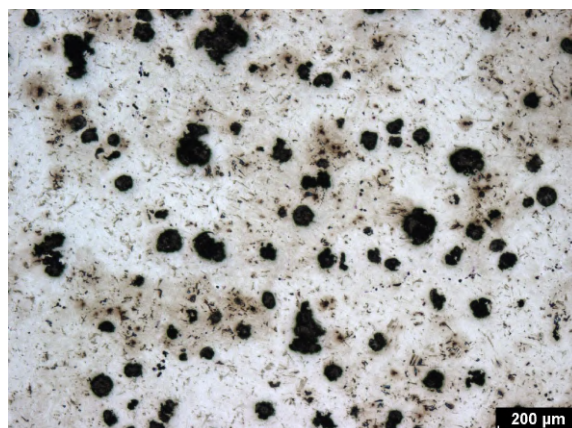
Experimentální část dále zahrnuje testování vzorků, které nebyly podrobeny izotermickému zušlechťování. Jedná se o grafitické litiny s lupínkovým i kuličkovým grafitem. Některé tyto vzorky pak byly legovány, to je patrné z tabulky chemického složení vzorků litin (tabulka 4.1). V experimentu jsou také zahrnuty dvě vysokochromové karbidické litiny (EXTRAL-1A a EXTRAL-5).

## 4.1 Vzorek ADI 9k6 240

Jedná se o grafitickou litinu s kuličkovým grafitem, která byla podrobena izotermickému zušlechtění (ADI litina). Toto zušlechtění probíhalo za nejnižší teploty (240 °C) v porovnání s ostatními vzorky typu 9k6. Vzhledem k této teplotě je struktura vzorku nejjemnější. Je tvořena bainitem, jemnými deskami acikulárního feritu a vysokouhlíkovým austenitem, který je přítomen ve formě tenkého filmu. Nezakalená výchozí struktura vzorku je zobrazena metalografickým výbrusem jádra na obrázku 36.

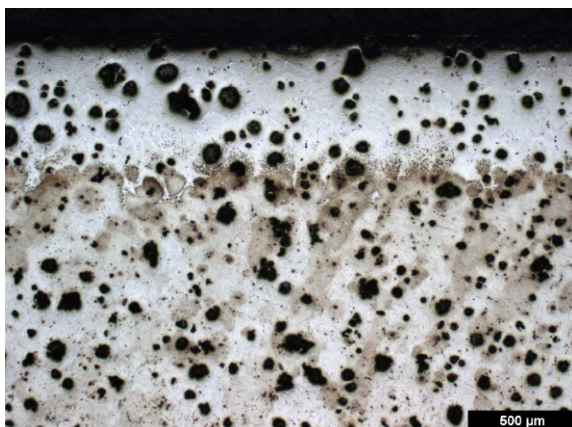


**Obrázek 35:** Detail zakaleného povrchu litiny ADI 9k6 240

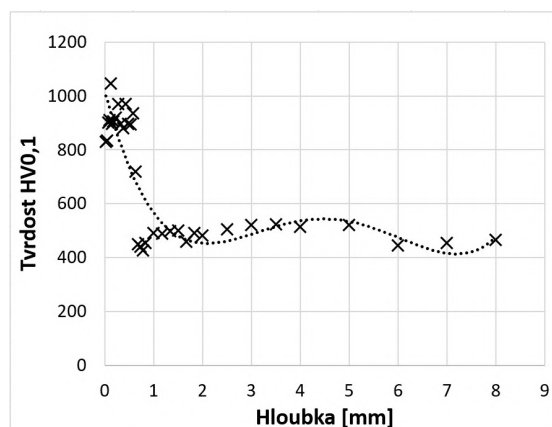


**Obrázek 36:** Mikrostruktura jádra vzorku litiny ADI 9k6 240

Na obrázku 37 je zobrazen laserem zakalený povrch vzorku litiny. Detail zakalené struktury je na obrázku 35. Na povrchu (do hloubky cca 0,5 mm) je tato struktura tvořena jemným martenzitem a zbytkovým austenitem. Naměřená tvrdost na povrchu dosahuje hodnoty 900-1000 HV<sub>0,1</sub> (Obrázek 38). S rostoucí hloubkou je struktura tvořena hrubším martenzitem (přechodová oblast), z tohoto důvodu byly naměřeny nižší hodnoty tvrdosti. Průběh tvrdosti je v hloubce cca 0,8 mm ustálen na tvrdost samotné izotermicky zušlechtěné litiny.



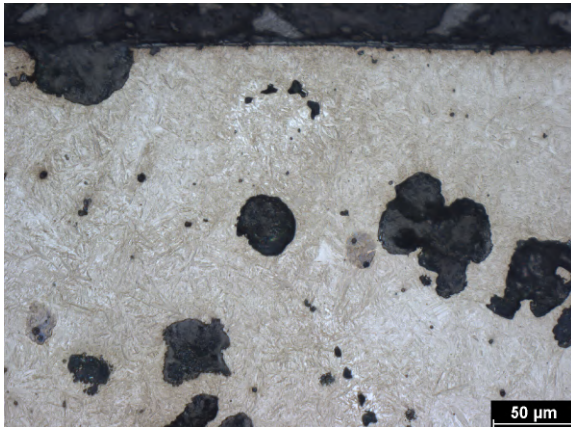
**Obrázek 37:** Laserem zakalený povrch vzorku litiny ADI 9k6 240 [94]



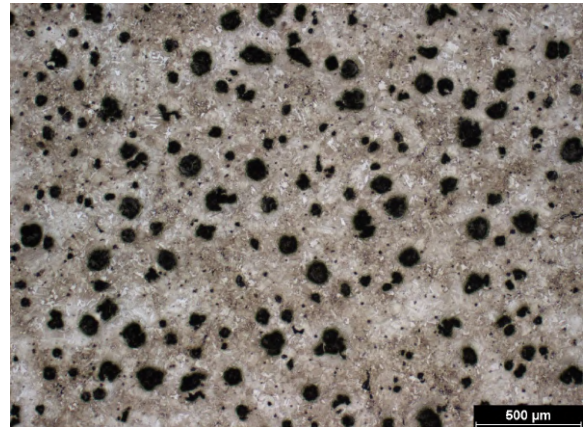
**Obrázek 38:** Průběh tvrdosti u povrchově zakalené litiny ADI 9k6 240

## 4.2 Vzorek ADI 9k6 310

Výchozí materiál je stejný jako u ostatních vzorků typu 9k6. Tento konkrétní vzorek však byl izotermicky zušlechtěn při 310 °C. Jedná se tedy o prostřední hodnotu teploty, v porovnání s ostatními dvěma vzorky. Tomu do jisté míry odpovídá i struktura. Ta je stejně jako u předchozího vzorku tvořena bainitem, acikulárním feritem a vysokouhlíkovým austenitem. Struktura je v porovnání se vzorkem 9k6 240 hrubší, to je dáno vyšší teplotou izotermické výdrže. Tato výchozí struktura je zobrazena na metalografickém výbrusu laserem nezakaleného jádra vzorku (Obrázek 40).

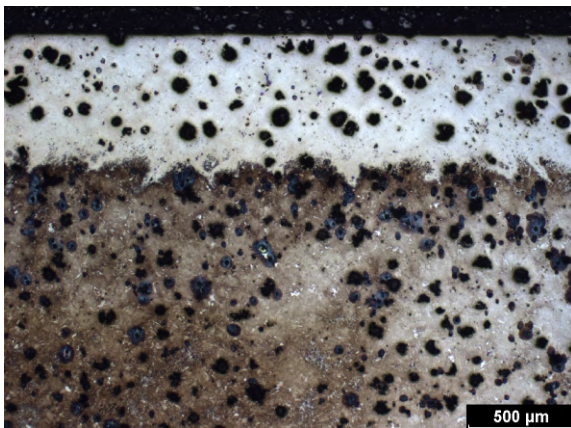


**Obrázek 39:** Detail zakaleného povrchu litiny ADI 9k6 310

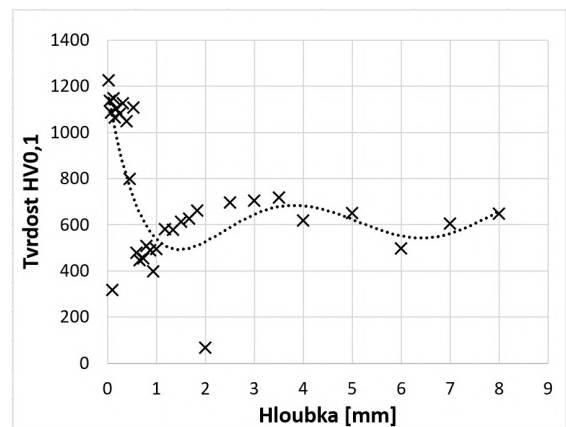


**Obrázek 40:** Mikrostruktura jádra vzorku litiny ADI 9k6 310

Na obrázku 41 je zachycen zakalený povrch litiny, detail zakalené struktury je na obrázku 39. Zakalená struktura je tvořena martenzitem a zbytkovým austenitem. Tento martenzit je však hrubší v porovnání se vzorkem 9k6 240. Výsledná závislost tvrdosti na hloubce (Obrázek 42) je velmi podobná ostatním vzorkům typu 9k6. Významný pokles tvrdosti s rostoucí hloubkou je spojen s přítomností hrubšího martenzitu. Značně odlišné hodnoty tvrdosti jsou patrně způsobeny vtiskem do grafitu. Z metalografických výbrusů je u tohoto vzorku patrný méně pravidelný kulovitý tvar grafitu.



**Obrázek 41:** Laserem zakalený povrch vzorku litiny ADI 9k6 310 [94]

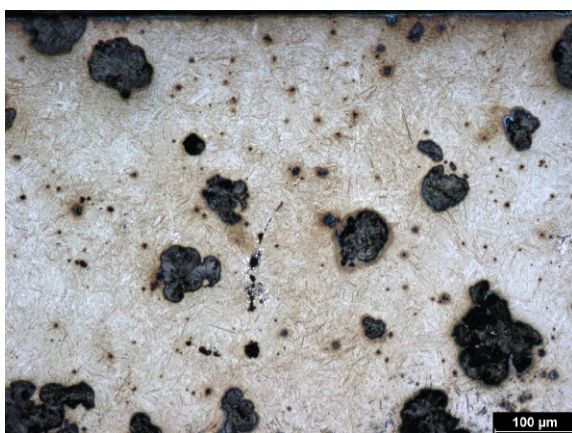


**Obrázek 42:** Průběh tvrdosti u povrchově zakalené litiny ADI 9k6 310

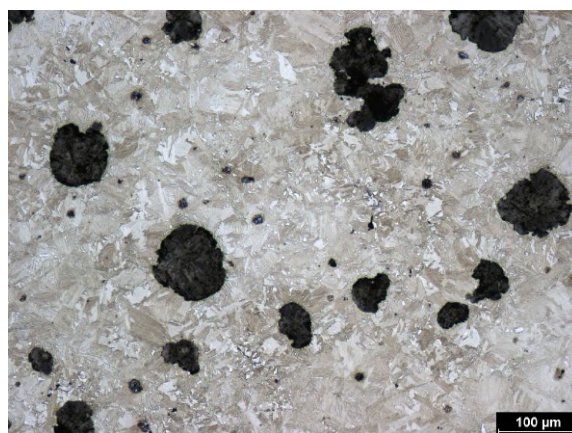


### 4.3 Vzorek ADI 9k6 400

Výchozí materiál tohoto vzorku litiny je totožný s ostatními vzorky typu 9k6. Tento vzorek byl však zpracován za nejvyšší teploty izotermického zušlechtní (400 °C). Z tohoto důvodu vykazuje vzorek nejhrubší strukturu (Obrázek 44) z izotermicky zušlechtněných vzorků typu 9k6. Výchozí struktura je opět tvořena bainitem, acikulárním feritem a vysokouhlíkovým austenitem. Tento austenit však v porovnání s předešlými vzorky tvoří větší bloky (to potvrzuje odbornou literaturu zpracovanou v rešeršní části této práce). Tento blokový austenit má v důsledku jeho deformace větší sklony k transformaci na martenzit. To by mohlo ovlivnit výsledky tribologického testu laserem nezakalené struktury litiny.

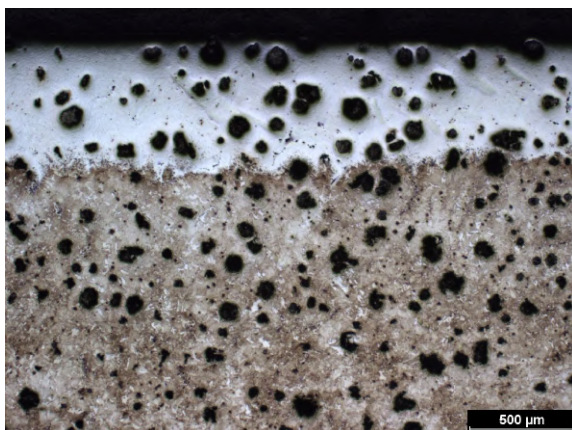


**Obrázek 43:** Detail zakaleného povrchu litiny ADI 9k6 400

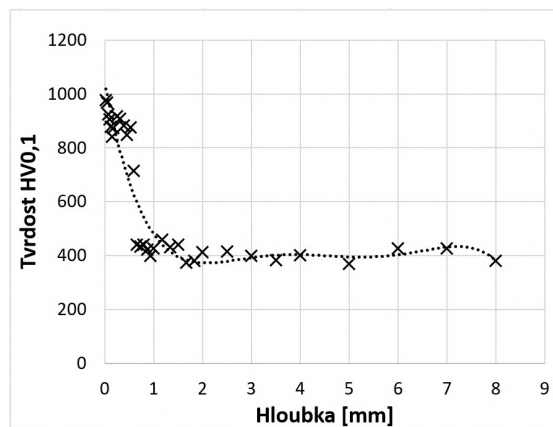


**Obrázek 44:** Mikrostruktura jádra vzorku litiny ADI 9k6 400

Obrázek 45 zobrazuje zakalený povrch litiny, detail kalené povrchu je pak zachycen na obrázku 43. Stejně jako u předešlých dvou vzorků typu 9k6 je zakalená struktura tvořena martenzitem a zbytkovým austenitem. Hloubka zakalené vrstvy je opět velmi podobná a je rozdělena do dvou oblastí. Na povrchu je opět relativně jemný martenzit (do cca 0,5 mm). Pod ním je přechodová vrstva s hrubším martenzitem, to je důvodem poklesu hodnot tvrdosti (Obrázek 46).



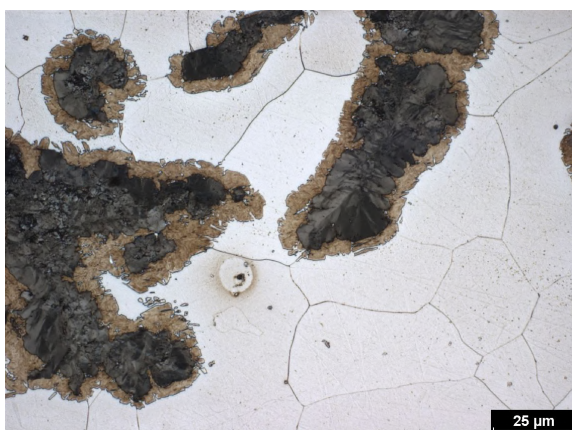
**Obrázek 45:** Laserem zakalený povrch vzorku litiny ADI 9k6 400 [94]



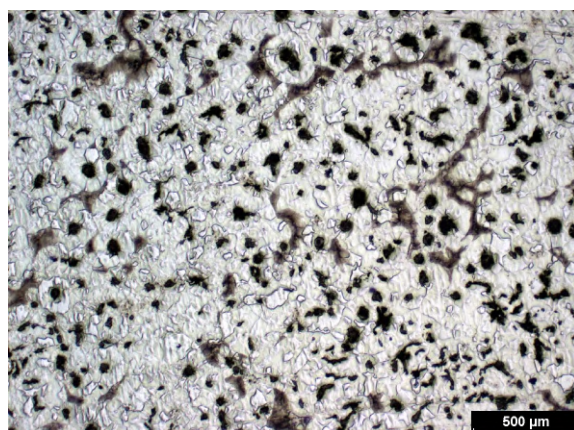
**Obrázek 46:** Průběh tvrdosti u povrchově zakalené litiny ADI 9k6 400

## 4.4 Vzorek EN-GJS-450-18

Jedná se o vzorek grafitické litiny s kuličkovým grafitem. Výchozí struktura této litiny (laserem nezakalené jádro vzorku) je zobrazena na obrázku 48. Na tomto obrázku je patrné, že struktura je tvořena především feritem, ve velmi malé míře je pak ve struktuře obsažen i perlit. Ferit má velmi nízkou rozpustnost uhlíku (do 0,02 %), feritická matrice litiny tak silně omezuje vznik martenzitu. Zvýšením teploty v důsledku působení laseru však dochází k autenitické transformaci a uhlík difunduje z grafitických útvarů, tím je okolní matrice obohacena o uhlík. Toto lokální zvýšení koncentrace uhlíku pak při ochlazení vede k martenzitické transformaci. Laserem zakalená vrstva tak není souvislá (Obrázek 49). Martenzit se vyskytuje v okolí grafitických útvarů, to je patrné na obrázku 47. Kolem martenzitu je přítomen ferit, do této oblasti (v důsledku krátkého ohřátí materiálu laserem) nestihl uhlík difundovat.

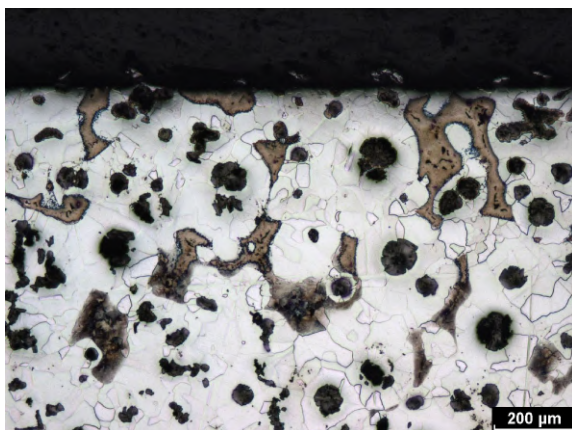


**Obrázek 47:** Detail zakaleného povrchu litiny EN-GJS-450-18

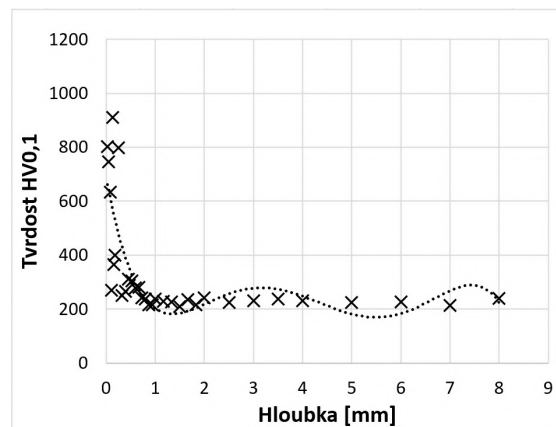


**Obrázek 48:** Mikrostruktura jádra vzorku litiny EN-GJS-450-18

Na závislosti tvrdosti (Obrázek 50) je patrný značný rozptyl hodnot tvrdosti na povrchu vzorku. To je způsobeno zmíněnou nesouvislou strukturou. Při měření tvrdosti byly totiž vtisky vytvářeny v martenzitu i okolním feritu. Tvrdosti na povrchu i v jádru tohoto vzorku litiny nedosahovaly hodnot tvrdostí předešlých laserem kalených ADI litin typu 9k6.



**Obrázek 49:** Laserem zakalený povrch vzorku litiny EN-GJS-450-18



**Obrázek 50:** Průběh tvrdosti u povrchově zakalené litiny EN-GJS-450-18

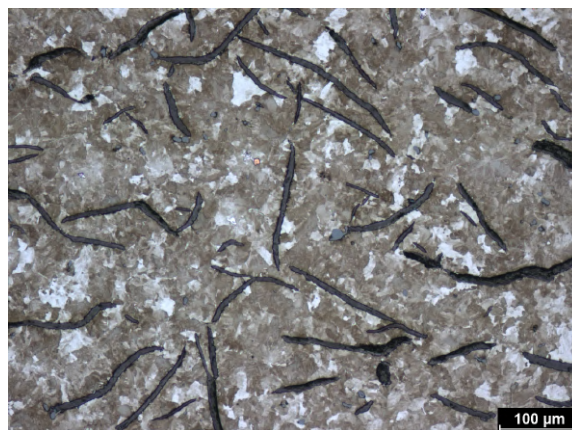


## 4.5 Vzorek EN-GJL-250 Sn

Jedná se o vzorek grafitické litiny s lupínkovým grafitem. Výchozí struktura litiny před povrchovým kalením laserem (struktura jádra vzorku) je perlitická s malým podílem feritu (Obrázek 52). To je způsobeno legováním litiny. Tento vzorek obsahuje perlitotvorné prvky (Mn, Cu, Sn), Cu a Sn se koncentrují na mezifázovém rozhraní austenit – grafit. Dochází tak k omezení difúze uhlíku z austenitu do grafitických útvarů, tím je podpořen vznik perlitické struktury.

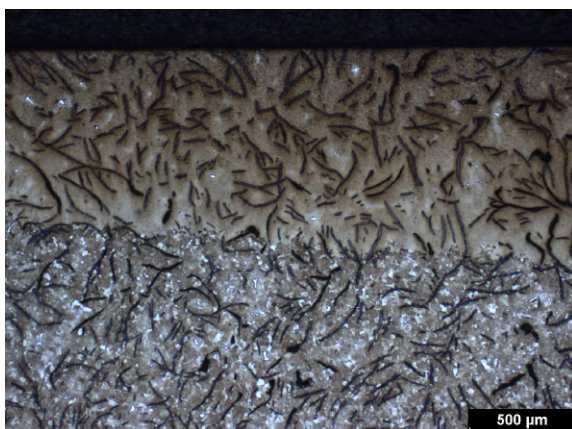


**Obrázek 51:** Detail zakaleného povrchu litiny EN-GJL-250 Sn

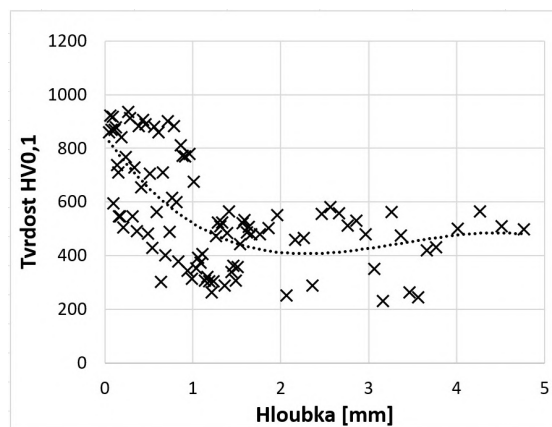


**Obrázek 52:** Mikrostruktura jádra vzorku litiny EN-GJL-250 Sn

Na obrázku 53 je zobrazen laserem zakalený povrch vzorku litiny. Detail zakalené struktury je na obrázku 51, struktura je tvořena jemným martenzitem a zbytkovým austenitem. Na obrázku 51 je patrné, že zakalená struktura je relativně souvislá (především při porovnání s předešlým vzorkem), souvislá struktura je dána perlitickou maticí. Pro vznik martenzitické struktury totiž vzhledem k perlitu a jeho obsahu uhlíku není nutná difúze uhlíku z grafitických útvarů. Na detailu zakaleného povrchu (Obrázek 51) nejsou patrné žádné praskliny, které mohly vzniknout v důsledku martenzitické transformace a koncentrace napětí kolem lupínků grafitu. Hodnoty tvrdosti v závislosti na obrázku 54 jsou poměrně různorodé, to je patrné způsobeno lupínky grafitu.



**Obrázek 53:** Laserem zakalený povrch vzorku litiny EN-GJL-250 Sn



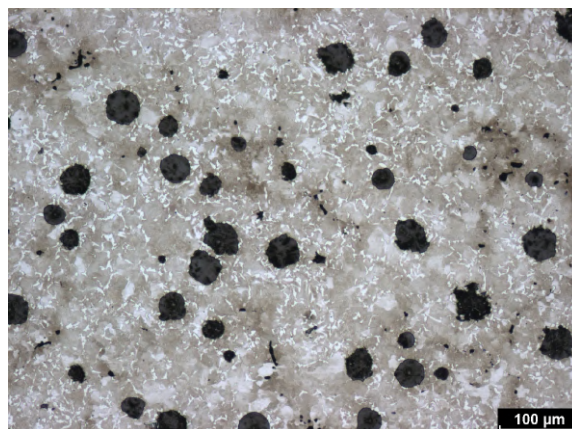
**Obrázek 54:** Průběh tvrdosti u povrchově zakalené litiny EN-GJL-250 Sn

## 4.6 Vzorek EN-GJS-700 CuNi ADI

Jedná se o vzorek grafitické litiny s kuličkovým grafitem. Struktura litiny (nezakalené jádro) je zobrazena na obrázku 56. Tento vzorek byl podroben tepelnému zpracování, jeho struktura však neodpovídá ideálnímu izotermickému zušlechtní, je totiž tvořena především lamelárním perlitem, k jeho vzniku pravděpodobně přispělo legování perlitotvornými prvky (Cu a Ni). Dále je pak struktura tvořena bainitem, acikulárním feritem a vysokouhlíkovým austenitem.

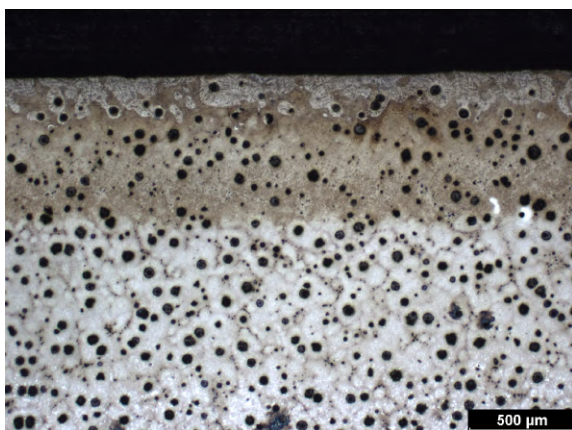


**Obrázek 55:** Detail zakaleného povrchu litiny EN-GJS-700 CuNi

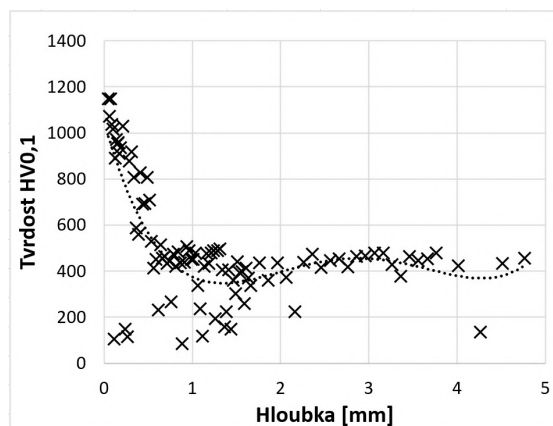


**Obrázek 56:** Mikrostruktura jádra vzorku litiny EN-GJS-700 CuNi

Na obrázku 57 je zobrazen laserem zakalený povrch litiny, detail zakalené struktury je na obrázku 55. Při působení laserového paprsku na povrch došlo k částečnému natavení litiny, rychlé ochlazení taveniny pak způsobilo vznik ledeburitu. Struktura laserem kaleného povrchu je tak tvořena ledeburitem a relativně jemným martenzitem, to přispívá k poměrně vysoké tvrdosti zakaleného povrchu. U tohoto vzorku byly naměřeny nejvyšší hodnoty tvrdosti, průběh hodnot je zobrazen na obrázku 58.



**Obrázek 57:** Laserem zakalený povrch vzorku litiny EN-GJS-700 CuNi



**Obrázek 58:** Průběh tvrdosti u povrchově zakalené litiny EN-GJS-700 CuNi

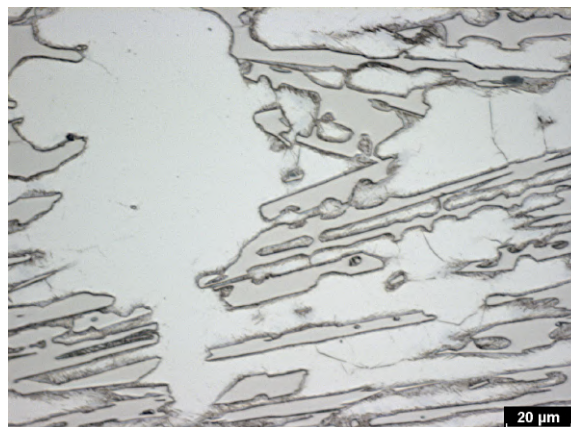


## 4.7 Vzorek Extral-1A

Jedná se o vzorek vysokochromové karbidické litiny. Výchozí struktura vzorku (nekalené jádro) je zobrazena na obrázku 60. Tato struktura je tvořena austenitem, martenzitem a jemnými eutektickými i hrubšími primárními komplexními karbidy typu  $M_7C_3$  ( $(Fe,Cr)_7C_3$ , podrobněji popsáno v rešeršní části této diplomové práce - kapitola 2.3.1).

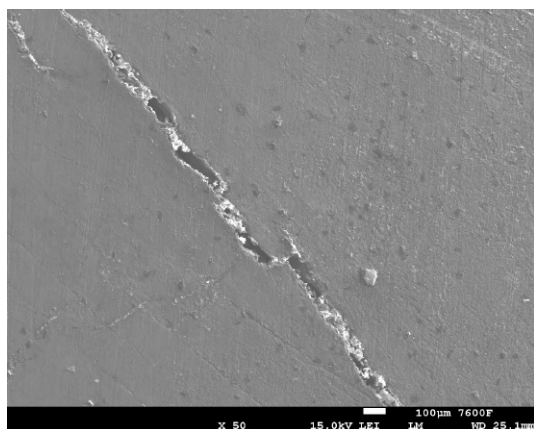


**Obrázek 59:** Detail kaleného povrchu litiny Extral-1A

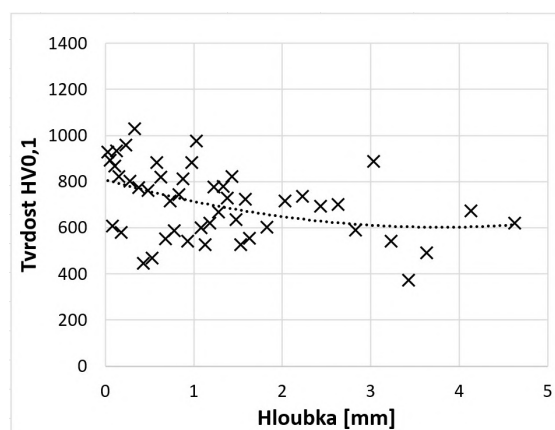


**Obrázek 60:** Mikrostruktura jádra vzorku litiny Extral-1A

Na obrázku 59 je zobrazen povrch po laserovém kalení, působením laseru na povrch litiny však nedošlo přímo k jeho zakalení. Paprsek laseru v tomto případě způsobil částečné natavení povrchu vzorku. Důsledkem natavení povrchu je vznik jemnozrné struktury v povrchových vrstvách. Kromě natavení došlo také k překrytalizaci, což souvisí se zjemněním struktury. Struktura je v místech laserového kalení dendritická a karbidická, tedy tuhnoucí dle metastabilního diagramu. Vysokochromé litiny dosahují vysokých tvrdostí již ve výchozím stavu. Ze závislosti tvrdosti (Obrázku 62), je patrný pouze mírný nárůst tvrdosti v povrchových vrstvách litiny. K tomuto nárůstu tvrdosti nedošlo v důsledku zakalení. Příčinou je zjemnění struktury, čímž je dosaženo určitého vytvrzujícího efektu. Rozptyl hodnot tvrdostí je způsoben přítomností austenitu a karbidů ve struktuře litiny. Na obrázku 61 jsou zobrazeny trhliny, které v povrchu vznikly v důsledku působení laserového paprsku.



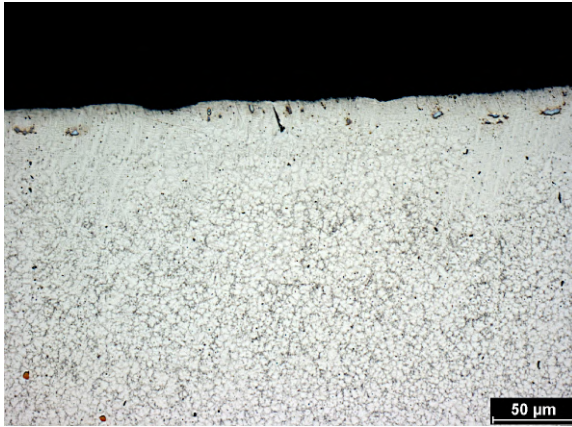
**Obrázek 61:** Trhliny v laserem kaleném povrchu litiny Extral-1A



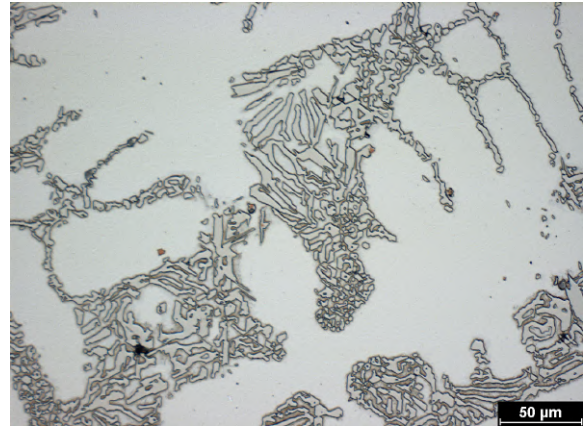
**Obrázek 62:** Průběh tvrdosti u povrchově kalené litiny Extral-1A

## 4.8 Vzorek Extral-5

Stejně jako u předešlého vzorku se jedná o vzorek vysokochromové litiny. Výchozí struktura (nekalené jádro) tohoto vzorku je zobrazena na obrázku 64. Tato struktura je tvořena austenitem, martenzitem a relativně jemnými eutektickými komplexními karbidy typu  $M_7C_3$  ( $(Fe,Cr)_7C_3$ , podrobněji popsáno v rešeršní části této diplomové práce - kapitola 2.3.1).

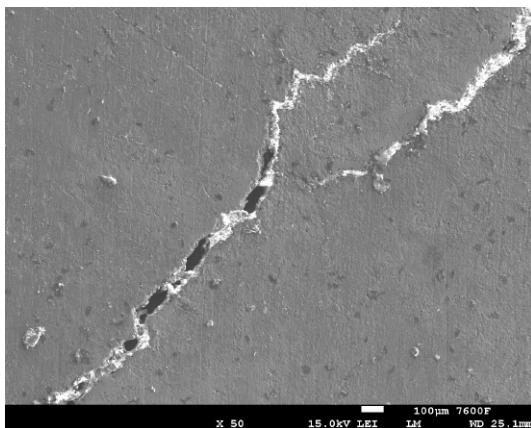


**Obrázek 63:** Detail kaleného povrchu litiny Extral-5

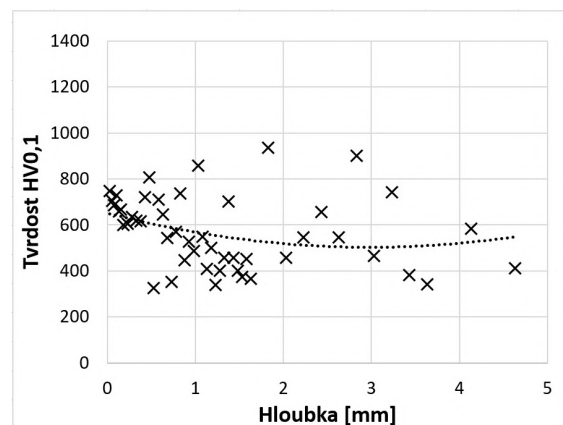


**Obrázek 64:** Mikrostruktura jádra vzorku litiny Extral-5

Z obrázku 63, na kterém je zobrazen povrch po kalení laserem je patrné, že stejně jako u předešlého vzorku (EXTRAL – 1A) nedošlo přímo k zakalení povrchu vzorku. Laserový paprsek opět způsobil částečné natavení povrchu, výsledkem je zjemnění struktury. Kromě natavení povrchu docházelo také k překrytí, čímž byla struktura také zjemněna. Výsledná struktura v povrchových vrstvách vzorku je dendritická a karbidická, tuhnoucí dle metastabilního diagramu. Zjemnění struktury povrchu má také určitý vytvrzující efekt. Ten je patrný na mírném zvýšení naměřených hodnot tvrdosti, průběh naměřených hodnot je zobrazen na obrázku 66. Relativně velký rozptyl hodnot tvrdostí je dán přítomností austenitu a karbidů ve struktuře vzorku. V důsledku působení laserového paprsku došlo ke vzniku trhlin v povrchových vrstvách vzorku, tyto trhliny jsou zobrazeny na obrázku 65.



**Obrázek 65:** Trhliny v laserem kaleném povrchu litiny Extral-5



**Obrázek 66:** Průběh tvrdosti u povrchově kalené litiny Extral-5

## 5. Tribologická analýza

Tato část je zaměřena na analýzu tribologických vlastností nekalených i laserem kalených povrchů jednotlivých vzorků. První fází byl samotný tribologický test. Ten probíhal na tribometru MFT-5000. Jedná se o multifunkční tribometr, který umožňuje testovat vzorky metodami PIN-ON-DISC (rotační pohyb) i PIN-ON-PLATE (lineární vratný pohyb). Současně lze s každou touto metodou využít i teplotní komory, která umožňuje testovat chování vzorků za zvýšených teplot. Pro experiment v této diplomové práci byla vzhledem k povaze vzorků zvolena varianta PIN-ON-PLATE bez teplotní komory. Jako PIN byla pro tento test zvolena kalená ocelová kulička o průměru 6,35 mm. Materiálem kuličky byla chromem legovaná ocel ČSN 41 4109.

Pro tribologii povrchů je jedním z důležitých parametrů jejich drsnost. Velké rozdíly drsnosti mohou ovlivnit výsledky měření. Z tohoto důvodu bylo nutné před samotným tribologickým testem naměřit drsnosti jednotlivých testovaných povrchů. Tabulka naměřených drsností je uvedena v příloze (Tabulka B.1). Měření na tribometru pak spočívalo v upnutí testovaného vzorku na stůl, který je vůči PINu pohyblivý. Po upnutí vzorku musel být upnut i PIN (ocelová kulička), jejíž pevná poloha (zamezení rotace) byla zajištěna speciálním přípravkem s kleštinou. Zároveň pro správné vyhodnocování měření bylo nutné, aby přípravek s PINem byl v kolmé poloze vůči vzorku. Pro každý vzorek tak bylo nutné nastavit výšku přípravku. Po upnutí tribologické dvojice následovalo očištění. Kontaktní plochy byly vždy očištěny tak, aby byl eliminován vliv různých povrchových nečistot. Poté následovalo nastavení počáteční polohy testu. K tomu sloužil ovladač, kterým byl ovládán posuv stolu v jednotlivých osách. Po nastavení počáteční polohy mohl být tribologický test spuštěn. PIN byl zatížen předem definovanou silou (30 N), během testu se pohyboval po nastavené dráze, vzdálenost mezi úvratěmi pohybu byla 5 mm. Rychlost pohybu byla zvolena 5 mm/s. Základní doba testu byla nastavena na 30 minut. Bylo však prováděno ještě kontrolní měření o délce 11 minut. Různé délky tribologického testu byly také zvoleny kvůli analýze povrchu pod elektronovým mikroskopem tak, aby byl patrný rozvoj poškození v závislosti na době zatěžování povrchu. Konkrétní délka kratšího testu (11 minut) byla zvolena proto, aby bylo možné srovnat součinitele smykového tření v 10. minutě testu u obou typů měření. Po celou dobu testu byl zaznamenáván součinitel smykového tření. Vzhledem k typu pohybu by teoreticky bylo možné hodnotit statický i dynamický součinitel smykového tření. Bohužel však toto software přístroje neumožňuje. V níže uvedených tabulkách jsou tak průměrné hodnoty součinitele smykového (statického i dynamického).

Druhou fází bylo hodnocení opotřebení povrchů testovaných vzorků pomocí elektronového mikroskopu. Pro vyhodnocení vlivu povrchového kalení laserem na tribologické chování materiálu byly snímány povrchy kalené i nekalené tak, aby bylo možné porovnat jejich chování. Zakalené povrchy byly snímány u obou typů délek tribologického testu.

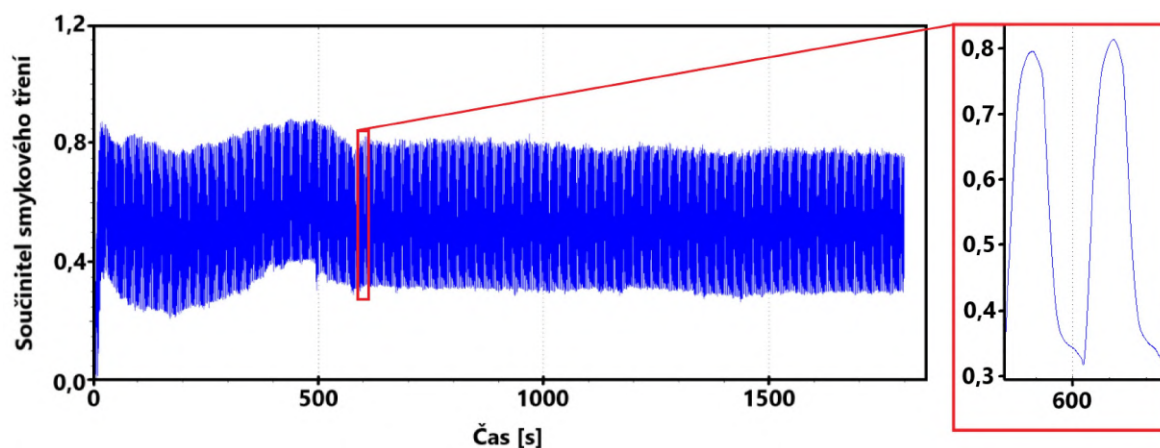


## 5.1 Vzorek ADI 9k6 240

V této kapitole jsou uvedeny výsledky tribologického testu vzorku ADI 9k6 240, tedy záznam součinitele smykového tření pro kalený i nekalený povrch při 30minutovém testu (záznam kontrolních měření je uveden v příloze práce), dále je zde uvedena také souhrnná tabulka s průměrnými hodnotami. Kapitola obsahuje hodnocení opotřebovaných povrchů.

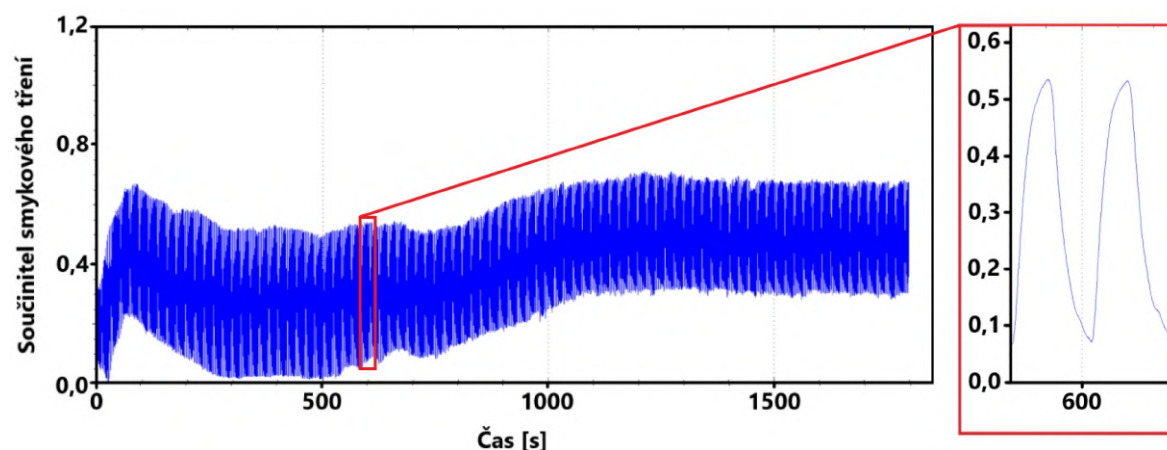
### 5.1.1 Průběh tribologického testu vzorku ADI 9k6 240

Na obrázku 79 je záznam součinitele smykového tření pro 30minutový test nekaleného povrchu. Hodnoty vykazují po krátkém čase mírný pokles s následným nárůstem. Tento jev se potvrdil i při kontrolním měření (11 minut), jeho záznam je uveden v příloze (Obrázek 103).



**Obrázek 67:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku ADI 9k6 240 (30 minut)

Příčinou může být řada faktorů, jedním z nich je uvolňování většího množství grafitu. Pravděpodobnějším důvodem je tvorba oxidické vrstvy, její následné porušování a pohyb oddělených částí oxidické vrstvy. Interval hodnot, ve kterých se součinitel smykového tření pohybuje v 10. minutě testu je v obou měřeních (30 i 11 minut) velmi podobný a jeho hodnoty jsou již ustálené.



**Obrázek 68:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku ADI 9k6 240 (30 minut)

Na obrázku 68 je zobrazen záznam součinitele smykového tření pro 30minutový test laserem kaleného povrchu. Je zde patrný podobný trend jako u nekaleného vzorku. Tedy počáteční prudký nárůst spojený se zabíháním tribologické dvojice. Pak nastává mírný pokles s následným růstem. Opět zde může být celá řada důvodů. Tím nejpravděpodobnějším se jeví vliv tvorby oxidické vrstvy a její porušování během testu. Ze snímku povrchu (Obrázek 71) je také patrné, že po 11 minutách je oxidická vrstva na povrchu relativně kompaktní. Následný její rozpad a pohyb oddělených částí (společně s částmi matrice litiny) pak může být spojen s nárůstem součinitele smykového tření.

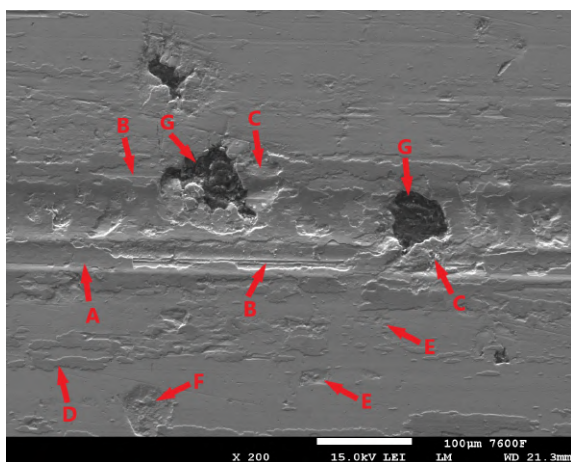
**Tabulka 5.1:** Průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro vzorek ADI 9k6 240

<b>Nekalený povrch</b>		
<b>Délka testu</b>	<b>Součinitel smykového tření</b>	<b>Směrodatná odchylka</b>
<b>30 minut</b>	0,539	0,222
<b>11 minut</b>	0,504	0,198
<b>Kalený povrch</b>		
<b>Délka testu</b>	<b>Součinitel smykového tření</b>	<b>Směrodatná odchylka</b>
<b>30 minut</b>	0,392	0,207
<b>11 minut</b>	0,347	0,224

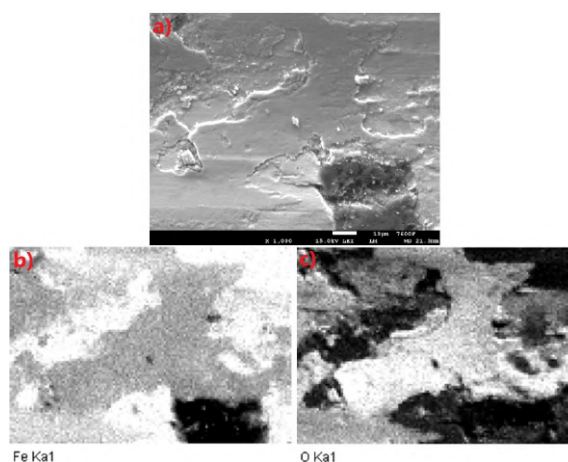
Pravděpodobně se tak jedná o podobný jev jako u nekaleného vzorku, rozdíl je v širším časovém intervalu. Důvodem je patrně tvrdší a pevnější povrch, který snižuje namáhání oxidické vrstvy. V tabulce 5.1 jsou uvedeny průměrné hodnoty (statického i dynamického) součinitele smykového tření během tribologických testů. Software tribometru neumožňuje vyhodnocení těchto součinitelů samostatně. Z tabulky je patrné, že zakalený povrch v porovnání s nekaleným vykazuje výrazně nižší součinitel smykového tření. Hodnoty součinitele se pro kontrolní a hlavní měření mírně liší, důvodem je fáze zabíhání. Ta totiž u kratšího testu tvoří větší podíl z měřeného času.

## 5.1.2 Povrch vzorku ADI 9k6 240 po tribologickém testu

Téměř u všech testovaných vzorků je na opotřebeném povrchu patrná značná oxidace základního materiálu. Na obrázku 69 je označena písmenem „A“. Pro potvrzení, že se jedná o oxidickou vrstvu byla provedena EDS analýza opotřebeného povrchu. Výsledky této analýzy jsou zobrazeny na obrázku 70. Obrázek 70b zachycuje rozložení železa na analyzované oblasti (Obrázek 70a), část vrstvy na povrchu obsahuje výrazně méně železa při porovnání s odhaleným základním materiálem, který tuto část obklopuje. V porovnání s okolním základním materiálem naopak obsahuje značné množství kyslíku (Obrázek 70c). Tím tedy bylo ověřeno, že se jedná skutečně o oxidickou vrstvu vytvořenou v důsledku tribologického testu.



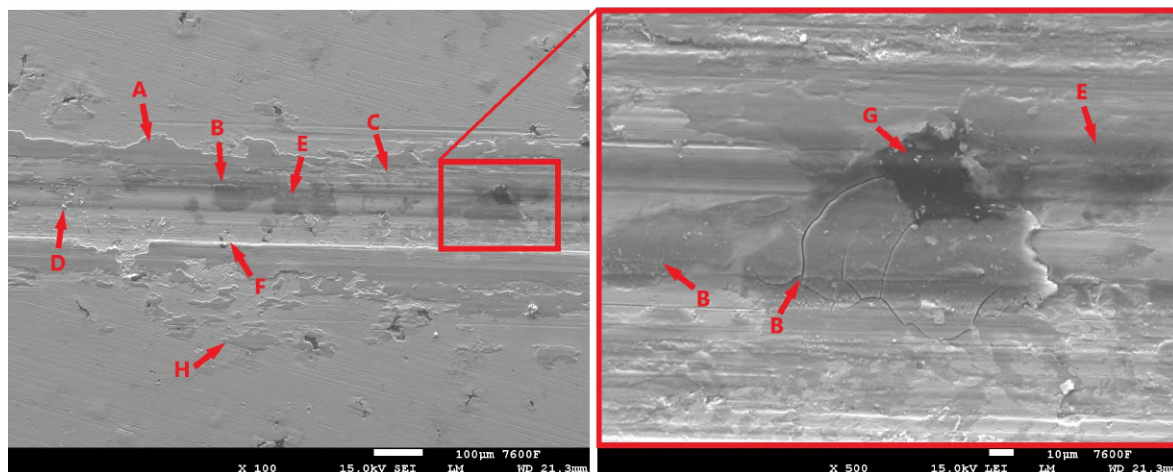
**Obrázek 69:** Povrch nekaleného vzorku ADI 9k6 240 po tribologickém testu (30 minut)



**Obrázek 70:** EDS analýza povrchu vzorku po tribologickém testu

Na obrázku 69 je zobrazen opotřebený povrch nekaleného vzorku po 30minutovém tribologickém testu. Již zmíněná oxidická vrstva vykazuje značné narušení celistvosti. To lze částečně přičítat deformaci základního materiálu při pohybu PINu, která přispívá k tvorbě trhlin v této vrstvě. Následným pohybem PINu pak dochází k oddělování a pohybu částí oxidické vrstvy. Tyto části se tak mohou přesunout mimo stopu vzniklou při tribologickém testu (Obrázek 69 D). K porušení oxidické vrstvy také přispívají útvary grafitu, které se nacházejí těsně pod povrchem. Pohybem PINu je grafit postupně odhalován (Obrázek 69 G). Grafit zde působí jako koncentrátor napětí, tenká povrchová vrstva matrice litiny, která ho z počátku částečně překrývá je deformována. Postupně dochází k čerpání plasticity a následnému porušení, část základního materiálu je tak z povrchu oddělena (společně s oxidickou vrstvou). Z tohoto důvodu dochází ke značnému oddělování částí matrice kolem útvarů grafitu (Obrázek 69 C). Opotřebený povrch dále nese známky abrazivního poškození (Obrázek 69 B). K abrazi mohlo dojít například v důsledku oddělení a následného pohybu částice základního materiálu, případně tvrdé oxidické vrstvy. Dále jsou na povrchu vzorku patrné známky po adhezivním opotřebení (Obrázek 69 E). K tomuto typu opotřebení docházelo při těsném kontaktu matrice litiny a ocelové kuličky (PINu), vzhledem k jejich chemickému složení se nejedná o nic neobvyklého.

Před zásadnějším adhezivním opotřebením byla matrice litiny chráněna oxidickou vrstvou, která zabraňovala přímému kontaktu PINu a matrice litiny. Na povrchu vzorku je také patrné zásadnější oddělení části základního materiálu (Obrázek 69 F), ke kterému pravděpodobně došlo únavou povrchových vrstev litiny, může se také jednat o důsledek adhezivního opotřebením. Oddělení části materiálu mohl také přispět neodhalený grafit, který se v tomto místě nachází pod povrchem.



**Obrázek 71:** Povrch kaleného vzorku ADI 9k6 240 po tribologickém testu (11 minut)

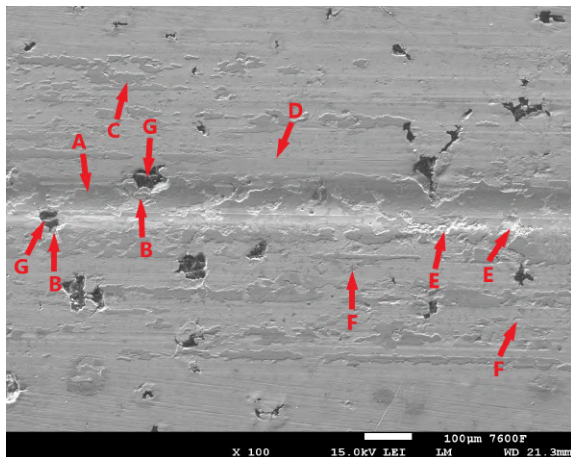
Na obrázku 71 je zobrazen stav povrchu po 11minutovém tribologickém testu, zanechaná stopa se jeví relativně kompaktní. Není zde patrná mimořádná delaminace vrstev. Písmenem „A“ je označena vzniklá oxidická vrstva. Pohybem PINu je tato vrstva postupně narušována a dochází k jejímu rozpadu. Větší části oxidické vrstvy oddělené pohybem PINu z kraje stopy, jsou jeho dalším pohybem přesunuty z místa porušení, příklad je označen na obrázku písmenem „H“.

Na povrchu jsou patrné známky abraze (71 C), které jsou částečně překryty vrstvou oxidů. K abrazi povrchu mohly přispívat oddělené částice povrchu (Obrázek 71 D). Na stopě vzniklé pohybem PINu je patrný vliv kuličkového grafitu. Pokud se kuličky grafitu nachází těsně pod povrchem, dochází ke zvýšení napětí v matrici, která tyto kuličky překrývá. Při pohybu PINu je takové místo intenzivně zatěžováno, grafit zde působí jako heterogenita. Dochází k čerpání plasticity a postupnému oddělování materiálu překrývajícího grafit. Počátek tohoto jevu je označen písmenem „F“, pohybem PINu došlo k částečnému odhalení grafitu. Pokročilé stádium je označeno jako „B“, jedná se o trhliny v oxidické vrstvě postupující až do základního materiálu. Dalším zatěžováním této oblasti by došlo k oddělení částí vrstvy oxidů společně se základním materiálem. Kulička grafitu by tak byla odhalena, jako je tomu na obrázku 71. Zatěžováním materiálu, který překrývá kuličku dochází také k deformaci grafitu, který se z daného místa může uvolňovat (Obrázek 71 E). Tím je dosaženo určitého mazacího efektu popsáno v kapitole 2.2.4 rešeršní části této diplomové práce.

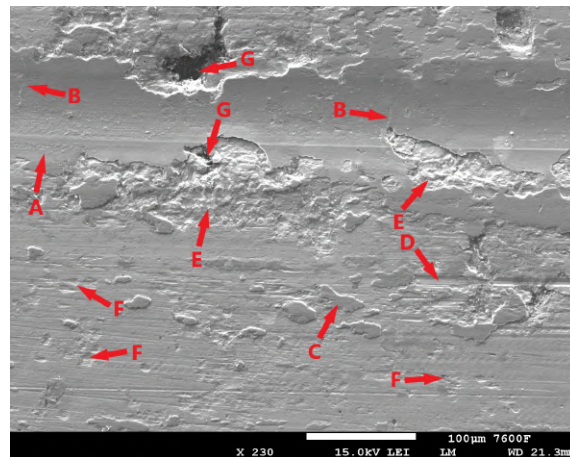
Po 30minutovém tribologickém testu je stav kaleného povrchu velmi podobný tomu nekalenému. Není zde patrná žádná zásadní změna. Oxidická vrstva přítomná na povrchu (Obrázky 72 a 73 A) je silně narušena. Jsou v ní patrné trhliny (Obrázek 73 B), dalším



pohybem PINu by tak docházelo k další delaminaci. K porušení oxidické vrstvy mohly opět přispět heterogenity v podobě grafitu (Obrázky 72 a 73 G), kolem kterých také došlo ke značnému oddělování základního materiálu (Obrázky 72 a 73 B). Při pohybu PINu docházelo opět k přemístování oddělených částí oxidické vrstvy (Obrázky 72 a 73 C). Tyto tvrdé části pak patrně přispěly k abrazivnímu opotřebení (Obrázky 72 a 73 D).



**Obrázek 72:** Povrch kaleného vzorku ADI 9k6 240 po tribologickém testu (30 minut)



**Obrázek 73:** Detail povrchu kaleného vzorku ADI 9k6 240 po tribologickém testu (30 minut)

Dále jsou na povrchu patrné oblasti, kde došlo ke značnému oddělení části základního materiálu (Obrázky 72 a 73 E), není zde patrná přítomnost grafitu (přesto může být skryt pod povrchem), dle tvaru se spíše jedná o únavové opotřebení vzniklé čerpáním plasticity matrice litiny. Na povrchu jsou také patrné známky po již zmíněném adhezivním opotřebení (Obrázky 72 a 73 F)

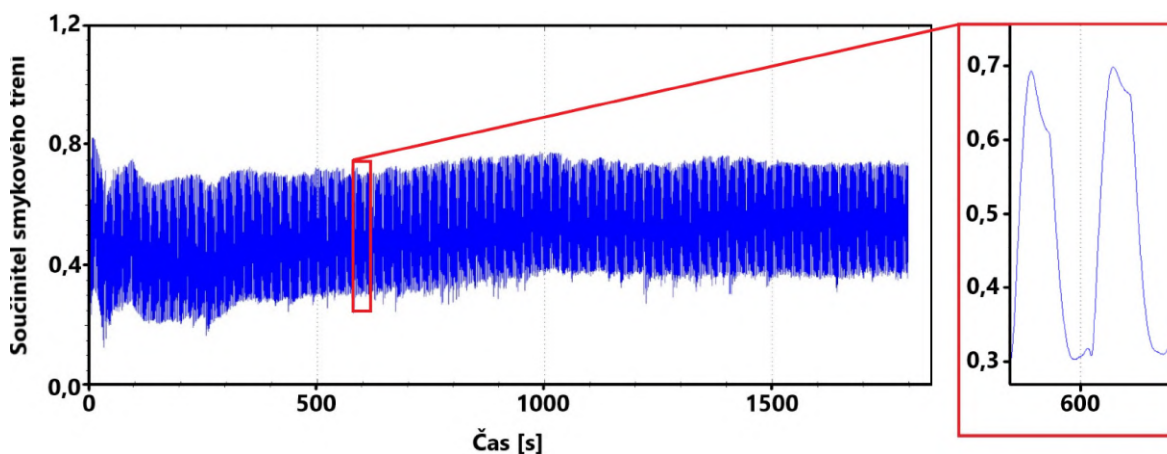


## 5.2 Vzorek ADI 9k6 310

Výsledky testu, kterému byl vzorek ADI 9k6 310 podroben jsou uvedeny níže. Jedná se o záznamy součinitele smykového tření v závislosti na čase (30minutový test). Záznamy z kontrolních měření (11 minut) jsou uvedeny v příloze práce. Dále je zde uvedena tabulka s průměrnými součiniteli smykového tření pro jednotlivé testy. Kapitola obsahuje také hodnocení opotřebovaných povrchů.

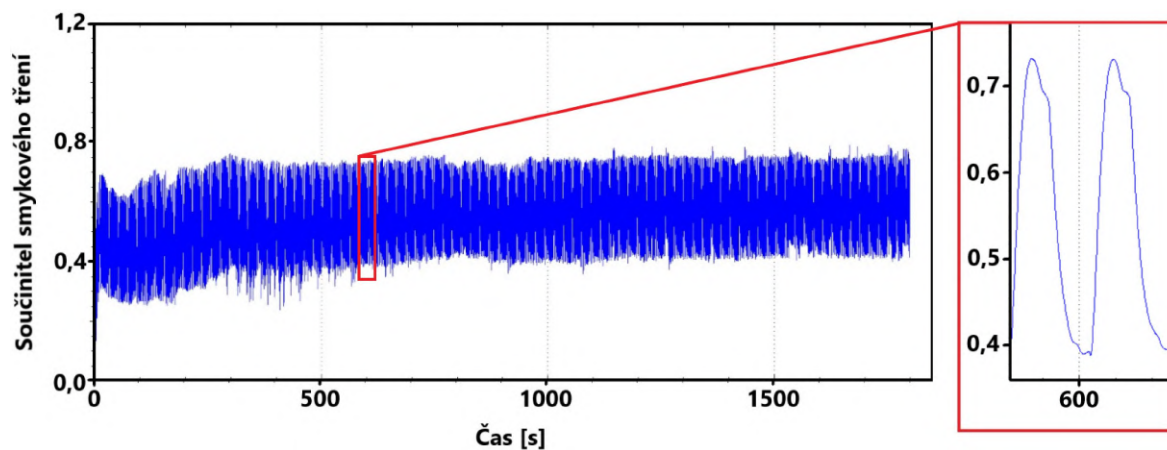
### 5.2.1 Průběh tribologického testu vzorku ADI 9k6 310

Na obrázku 74 je zobrazena závislost součinitele smykového tření pro nekalený vzorek. Z této závislosti je patrné relativně rychlé ustálení hodnot. Pouze na začátku je patrné určité kolísání. Toto počáteční kolísání hodnot je patrné i na kontrolním 11 minutovém měření, jehož záznam je uveden v příloze (Obrázek 105).



**Obrázek 74:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku ADI 9k6 310 (30 minut)

Podobně jako u předchozího vzorku (ADI 9k6 240) mohlo být kolísání způsobené řadou faktorů. Jedním z nich je i vytvoření a velmi rychlé porušení oxidické vrstvy. Interval hodnot součinitele smykového tření v 10. minutě testu je s kontrolním měřením téměř totožný.



**Obrázek 75:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku ADI 9k6 310 (30 minut)

Na obrázku 75 je zobrazena závislost součinitele smykového tření pro kalený vzorek. Podobně jako u výše zmíněného nekaleného povrchu je i zde patrné poměrně rychlé ustálení hodnot. Lehké počáteční kolísání je pravděpodobně spojeno s oxidickou vrstvou. Podobné počáteční kolísání je patrné i na kontrolním měření, záznam je v příloze práce (Obrázek 106). Interval hodnot součinitele smykového tření je pro 10. minutu obou testů téměř totožný.

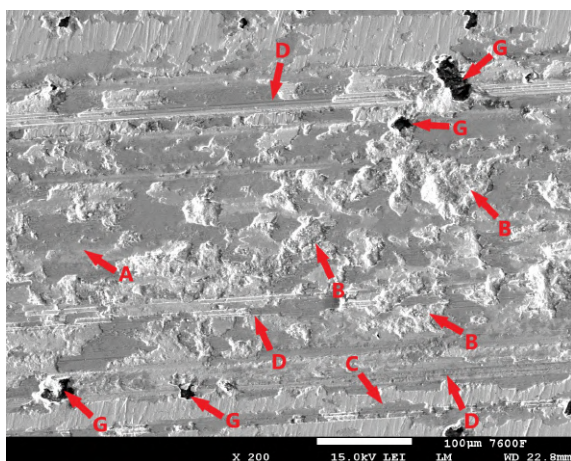
**Tabulka 5.2:** Průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro vzorek ADI 9k6 310

<b>Nekalený povrch</b>		
<b>Délka testu</b>	<b>Součinitel smykového tření</b>	<b>Směrodatná odchylka</b>
<b>30 minut</b>	0,512	0,190
<b>11 minut</b>	0,471	0,214
<b>Kalený povrch</b>		
<b>Délka testu</b>	<b>Součinitel smykového tření</b>	<b>Směrodatná odchylka</b>
<b>30 minut</b>	0,548	0,169
<b>11 minut</b>	0,489	0,205

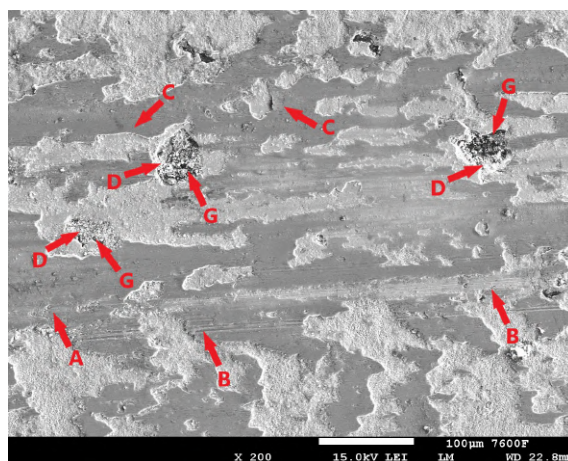
Z tabulky 5.2 je patrné, že v tomto případě zakalením povrchu nenastala výrazná změna součinitele smykového tření. Hodnoty kaleného a nekaleného povrchu jsou velmi podobné, kalený povrch zde dokonce vykazuje mírně vyšší průměrné hodnoty. Rozdíl průměrných hodnot pro 30minutový a 11minutový test je dán především počátečním kolísáním hodnot, tím je průměrná hodnota kratšího testu značně ovlivněna.

## 5.2.2 Povrch vzorku ADI 9k6 310 po tribologickém testu

Na obrázku 76 je zobrazen povrch nekaleného vzorku po 30minutovém tribologickém testu. Na povrchu jsou patrné stopy po intenzivním opotřebení. Povrch vzorku je opět částečně pokryt oxidickou vrstvou (Obrázek 76 A), tato vrstva je značně narušena. Společně s vrstvou oxidů došlo také ke značné delaminaci povrchových vrstev základního materiálu (Obrázek 76 B). Výsledkem je relativně hluboké poškození povrchu litiny, vznikly v podstatě krátery s chybějícím materiálem. K delaminaci povrchu mohly přispět útvary grafitu, jak již bylo zmíněno, jedná se v podstatě o heterogenity povrchu (koncentrátory napětí). V jejich okolí může docházet k výraznému čerpání plasticity materiálu a následné delaminaci. Na opotřebeném povrchu je oddělování materiálu kolem grafitu viditelné (Obrázek 76 G). Patrně se však nejedná o primární důvod tak zásadního oddělování částí povrchu, ke kterému došlo při tomto tribologickém testu. K delaminaci totiž docházelo v podstatě v celé ploše stopy vzniklé pohybem PINu. Pravděpodobně se tak jedná o únavové poškození matrice litiny. K oddělování částí povrchu také mohlo přispět adhezivní opotřebení. Následný pohyb oddělených částic povrchu a oxidické vrstvy (přemístěná část vrstvy oxidu je patrná na obrázku 76 C) pravděpodobně způsobil viditelné stopy abrazivního poškození (Obrázek 76 D).



**Obrázek 76:** Povrch nekaleného vzorku ADI 9k6 310 po tribologickém testu (30 minut)

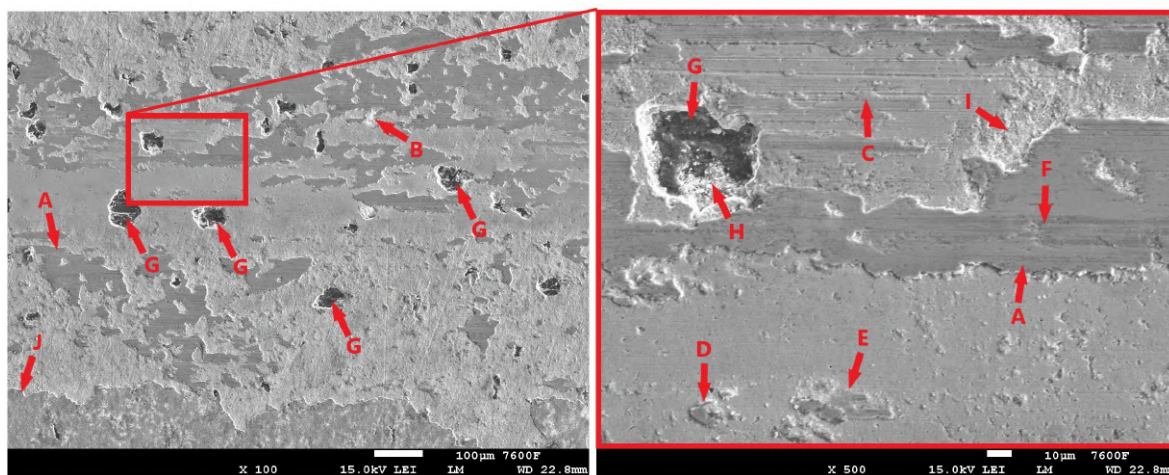


**Obrázek 77:** Povrch kaleného vzorku ADI 9k6 310 po tribologickém testu (11 minut)

Laserem zakalený povrch vzorku vykazuje zcela jiné chování. Poškození kaleného povrchu po 11 minutovém tribologickém testu je zobrazeno na obrázku 77. Povrch je částečně pokryt oxidickou vrstvou (Obrázek 77 A). Pohybem PINu se v ní tvořily trhliny (Obrázek 77 C), které vedly k oddělování oxidické vrstvy od základního materiálu. Vzorek litiny nevykazuje známky výrazné delaminace povrchových vrstev matrice litiny, ta není nějak zásadně narušena ani v okolí grafitu (Obrázek 77 G). Přesto však docházelo k určitému poškození matrice. Oddělený základní materiál z povrchu litiny tvořil především drobné úlomky, které se společně s drobnými částmi oxidické vrstvy nacházejí na opotřebeném povrchu vzorku. Tyto částice jsou ve větším množství zachyceny na povrchu odhaleného grafitu (Obrázek 77 D). Pohyb těchto drobných úlomků společně s většími částmi oxidické vrstvy může přispívat k abrazivnímu poškození (Obrázek 77 B).

Na obrázku 78 je zobrazen povrch kaleného vzorku po 30minutovém tribologickém testu. Potvrzuje se zcela jiné chování zakaleného povrchu v porovnání s povrchem nekaleným. Po totožném časovém úseku, kterému byl vystaven i nekalený povrch vzorku na obrázku 76, má opotřebený povrch zcela jiný charakter. Stejně jako po 11minutovém testu, zde nejsou patrné stopy (hluboké krátery) po oddělování matrice litiny. Opět je na povrchu vzorku patrná oxidická vrstva (Obrázek 78 A), která byla pohybem PINu postupně narušena (trhliny v této vrstvě jsou patrné na obrázku 78 F). Tyto části pak byly přemístěny (Obrázek 78 D), jejich pohyb přispěl k abrazivnímu opotřebení, které je patrné na povrchu vzorku (Obrázek 78 C).

Základní materiál pod touto vrstvou se jeví relativně jednotný, bez výrazné delaminace povrchu. Jsou zde patrné pouze drobné lokální stopy po oddělení matrice litiny (Obrázek 78 B), část matrice byla oddělena společně s oxidickou vrstvou (Obrázek 78 I). Ani kolem již zmíněných heterogenit povrchu v podobě grafitu (Obrázek 78 G), které zvyšují koncentraci napětí, nejsou patrné známky zásadního oddělování okolní matrice (jako je tomu u jiných testovaných vzorků).



**Obrázek 78:** Povrch kaleného vzorku ADI 9k6 310 po tribologickém testu (30 minut)

Po 30minutovém tribologickém testu došlo pohybem PINu k postupnému odstraňování částic nashromážděných na povrchu grafitu, které byly patrné po 11minutovém testu (Obrázek 78 D). Jejich množství se tak výrazně redukovalo (Obrázek 78 H). Povrch vzorku jeví také drobné známky adhezivního opotřebení (Obrázek 78 E), zásadnějšímu poškození mohla zabránit přítomnost vrstvy oxidů, která omezila kontakt PINu a matrice litiny. Na laserem kaleném povrchu byla zpočátku přítomna oxidická vrstva (Obrázek 78 J), při tribologickém testu však byla relativně rychle porušena.

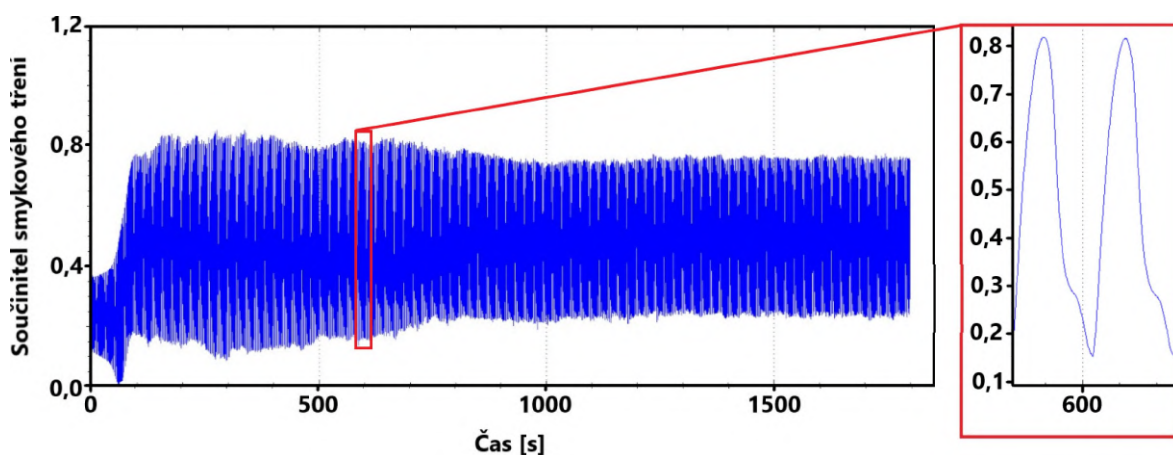


## 5.3 Vzorek ADI 9k6 400

V této kapitole jsou uvedeny výsledky tribologického testu vzorku ADI 9k6 400. Jsou zde zahrnuty záznamy součinitele smykového tření pro hlavní 30minutová měření (záznamy kontrolních jsou uvedeny v příloze práce). Kapitola dále zahrnuje souhrnnou tabulku s výslednými hodnotami pro jednotlivá měření a analýzu testem opotřebených povrchů.

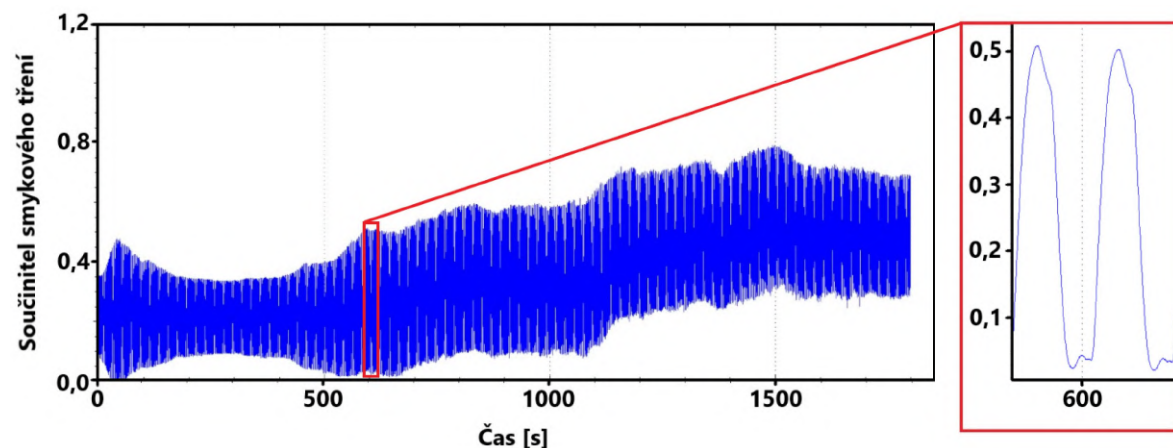
### 5.3.1 Průběh tribologického testu vzorku ADI 9k6 400

Na obrázku 79 je záznam součinitele smykového tření pro nekalený vzorek. Při zabíhání tribologické dvojice je zde patrný značný rozptyl hodnot, to může být například spojeno s tvorbou oxidické vrstvy, případně s postupným odhalování většího grafitického útvaru. Na záznamu kontrolního měření (Obrázek 79) není tak výrazný rozptyl hodnot patrný. V 16. minutě měření se hodnoty součinitele smykového tření ustálily.



**Obrázek 79:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku ADI 9k6 400 (30 minut)

Na záznamu součinitele smykového tření pro kalený vzorek (Obrázek 80) je patrné, že přes lehké počáteční kolísání hodnot spojené se zabíháním tribologické dvojice jsou hodnoty součinitele tření do 9. minuty relativně stabilní.



**Obrázek 80:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku ADI 9k6 400 (30 minut)

Počáteční stabilita hodnot je potvrzena i kontrolním měřením (Obrázek 108). Poté však dochází k postupnému nárůstu hodnot. To může být opět způsobeno řadou faktorů. Při analýze opotřebených povrchů je patrné, že povrch vystavený 11minutovému testu (Obrázek 82) je pokryt relativně kompaktní oxidickou vrstvou. Naopak vzorek po 30minutovém testu (Obrázek 83) vykazuje značné porušení oxidické vrstvy a oddělování částí základního materiálu. Pohybem PINu dochází k přemístování oddělených částí, které mohou být jednou z hlavních příčin abrazivního poškození (patrné na Obrázku 83 C). Tento proces mohl přispět k nárůstu součinitele smykového tření, který byl zaznamenán při měření.

**Tabulka 5.3:** Průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro vzorek ADI 9k6 400

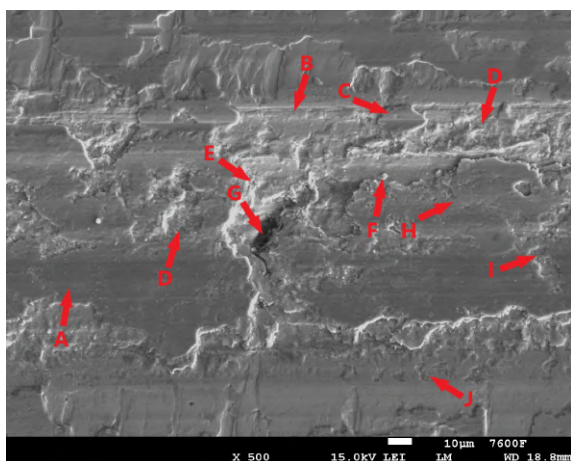
<b>Nekalený povrch</b>		
<b>Délka testu</b>	<b>Součinitel smykového tření</b>	<b>Směrodatná odchylka</b>
<b>30 minut</b>	0,469	0,250
<b>11 minut</b>	0,423	0,175
<b>Kalený povrch</b>		
<b>Délka testu</b>	<b>Součinitel smykového tření</b>	<b>Směrodatná odchylka</b>
<b>30 minut</b>	0,341	0,228
<b>11 minut</b>	0,285	0,200

V tabulce 5.3 jsou uvedeny výsledné průměrné hodnoty pro jednotlivá měření. Je zde patrné, že laserem kalený vzorek dosahuje nižších hodnot součinitele tření. Avšak je potřeba uvažovat postupný nárůst hodnot zaznamenaných v hlavním 30minutovém měření. Kontrolní 11minutové měření obsahuje z velké části první stabilní fázi bez následného růstu, který se pravděpodobně projevil v delším testu. Rozdíl hodnot mezi kaleným a nekaleným povrchem tak není zcela jednoznačný.

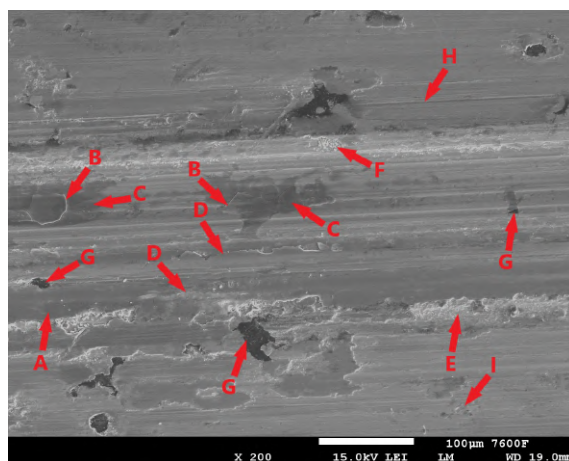
### 5.3.2 Povrch vzorku ADI 9k6 400 po tribologickém testu

Na obrázku 81 je zobrazen povrch nekaleného vzorku, který byl vystaven 30minutovému tribologickému testu. Stopa vzniklá pohybem PINu je z větší části pokryta oxidickou vrstvou (Obrázek 81 A). Tato vrstva však není příliš kompaktní, v celé šířce stopy jsou totiž patrné známky delaminace. Zejména na okrajích hlavní stopy je viditelné značné oddělování základního materiálu (Obrázek 81 D), příčinou patrně nebude grafit skrytý pod povrchem, nejedná se totiž o lokální delaminaci. Pravděpodobnějším důvodem je únavové opotřebení povrchových vrstev litiny. K oddělování základního materiálu mohlo přispět adhezivní opotřebení, na povrchu vzorku jsou totiž patrné stopy potvrzující jeho výskyt (Obrázek 81 J).

V samotné hlavní stopě pak docházelo také ke značné delaminaci. Jedním z iniciátorů může být grafit nacházející se pod povrchem litiny (Obrázek 81 G), kolem něho dochází ke zvyšování koncentrace napětí a při pohybu PINu je čerpána plasticita okolní matrice. Výsledkem je pak značné lokální oddělování základního materiálu, které je také patrné na obrázku 81 E. Tato lokální delaminace může vést ke vzniku trhlin v povrchu (Obrázek 81 H), dalším zatěžováním pak dochází k rozšiřování oblasti delaminace. Příčinou oddělování materiálu v hlavní stopě však pravděpodobně nebyl pouze grafit. Na povrchu jsou patrná narušení oxidické vrstvy (Obrázek 81 I) i matrice litiny (Obrázek 81 D), která mohla být způsobena zatěžováním a deformací povrchu, při kterém byla porušena křehká oxidická vrstva. Iniciátorem mohla být také pohybující se část odděleného základního materiálu, případně oxidické vrstvy. Na povrchu, především na okrajích stopy, jsou patrné známky přemístění částí oxidických vrstev (Obrázek 81 C). V samotné hlavní stopě vznikají spíše drobné úlomky vrstvy oxidů a matrice litiny (Obrázek 81 F). Obě tyto varianty pravděpodobně přispěly k abrazivnímu poškození, jehož stopy jsou na povrchu vzorku patrné (Obrázek 81 B)



**Obrázek 81:** Povrch nekaleného vzorku ADI 9k6 400 po tribologickém testu (30 minut)

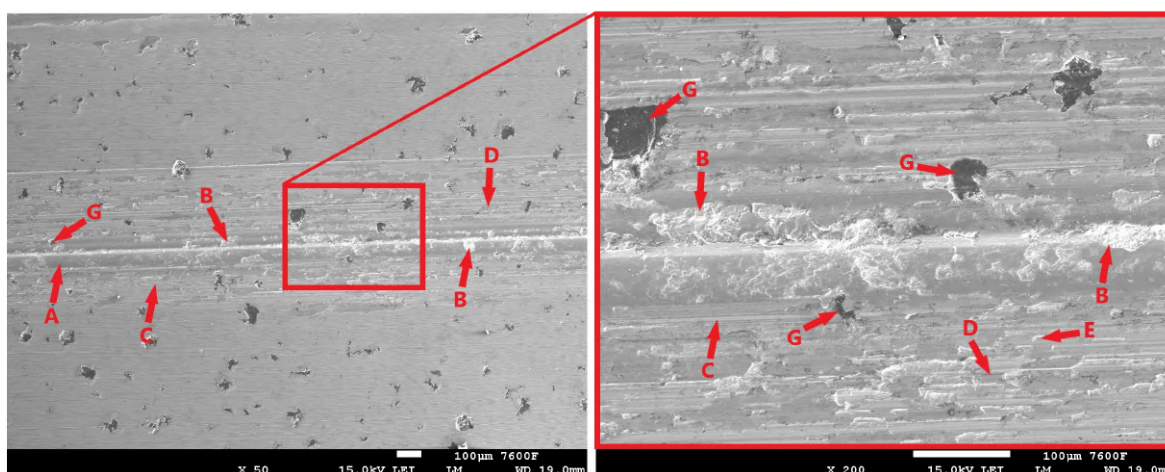


**Obrázek 82:** Povrch kaleného vzorku ADI 9k6 400 po tribologickém testu (11 minut)

Kalený povrch vzorku po 11minutovém tribologickém testu je zobrazen na obrázku 82. Opotřeбенý povrch je opět z velké části pokryt oxidickou vrstvou (Obrázek 82 A). Tato vrstva se jeví relativně kompaktní, nicméně jsou zde patrné určité známky jejího porušení. Jedním z iniciátorů porušení povrchových vrstev v hlavní stopě vzniklé pohybem PINu je skrytý grafit.

Na obrázku jsou jasně viditelná místa, kde grafitické útvary (heterogenity litiny) ovlivnily okolní napěťové pole matrice, docházelo tak k jejímu intenzivnějšímu namáhání a čerpání plasticity. Výsledkem je vznik povrchových trhlin v okolí grafitu (Obrázek 82 B). Pohybem PINu pak dochází k jejich šíření, propojování a následnému oddělování materiálu z povrchu. Na vzorku je patrné, že těmito trhlinami mohlo dojít k uvolňování grafitu z daného místa (Obrázek 82 C), pohybem PINu pak byl částečně grafit rozprostřen. Na vzorku je patrný i odhalený grafit (Obrázek 82 G), kolem kterého je okolní povrch vzorku také narušen.

Na vzorku jsou přítomny také další trhliny, orientované v podélném směru hlavní stopy PINu (Obrázek 82 D). Tyto trhliny pravděpodobně nebyly způsobeny přítomností grafitu, jedná se spíše o projev únavového opotřebení. Jejich vznik a šíření, které bylo způsobeno zatěžováním povrchu, je pravděpodobným důvodem delaminace povrchových vrstev na okrajích hlavní stopy (Obrázek 82 E). K delaminaci mohlo přispět také adhezivní opotřebení, jehož známky jsou na povrchu vzorku patrné (Obrázek 82 I). Pohyb oddělených částí a drobných úlomků (Obrázek 82 F) základního materiálu i oxidické vrstvy byl pravděpodobně hlavním iniciátorem abrazivního opotřebení (Obrázek 82 H).



**Obrázek 83:** Povrch kaleného vzorku ADI 9k6 400 po tribologickém testu (30 minut)

Povrch kaleného vzorku po 30minutovém tribologickém testu je zobrazen na obrázku 83. Oxidická vrstva, pokrývající z velké části opotřebený povrch, (Obrázek 83 A) je v porovnání se vzorkem na obrázku 82 (po 11minutovém testu) výrazně méně kompaktní. Trhliny v povrchu vzorku, které byly pozorované po kratším testu (Obrázek 82 D) zřejmě způsobily výraznou delaminaci povrchových vrstev v hlavní stopě (Obrázek 83 B). Pohybem PINu byly odhaleny grafitické útvary, které mohly přispět k delaminaci povrchu. Ovšem zásadnější porušení matrice kolem grafitu je patrné pouze v některých případech (Obrázek 83 F), většinou se matrice kolem grafitu nejeví zásadně narušena (zejména při srovnání s jinými vzorky). Pohybem oddělených částí oxidické vrstvy (Obrázek 83 D) a základního materiálu docházelo k poměrně výraznému abrazivnímu opotřebení (Obrázek 83 C). Kontaktem PINu s odhaleným základním materiálem patrně docházelo k adhezivnímu opotřebení, stopy jsou viditelné na obrázku 83 E. Před intenzivnějším adhezivním opotřebením byl povrch chráněn oxidickou vrstvou.

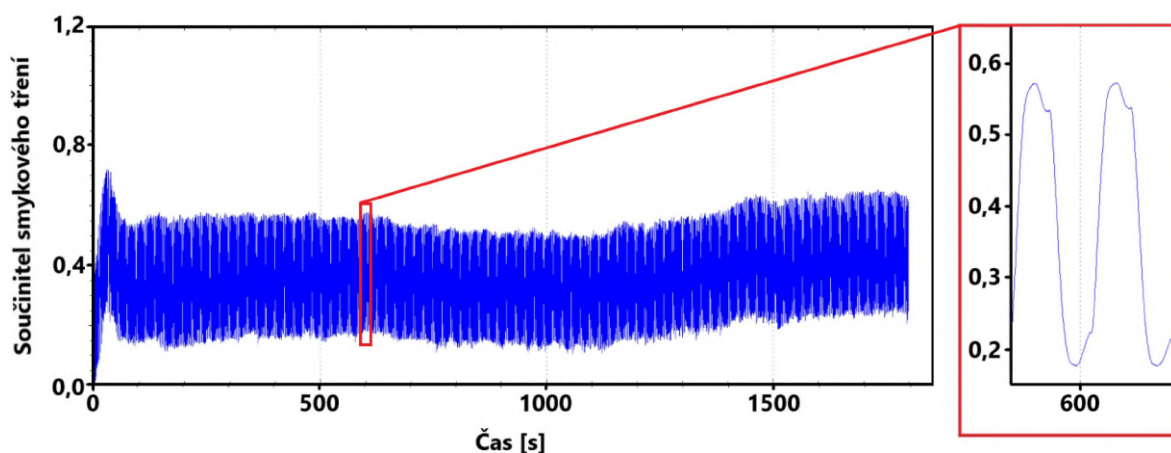


## 5.4 Vzorek EN-GJS-450-18

V této kapitole jsou uvedeny výsledky tribologického testu vzorku EN-GJS-450-18, jedná se o záznam součinitele smykového tření pro kalený i nekalený povrch. Kontrolní 11minutová měření jsou uvedena v příloze práce. Součástí je také souhrnná tabulka s průměrnými hodnotami pro jednotlivé testy. Kapitola obsahuje také hodnocení opotřebovaných povrchů.

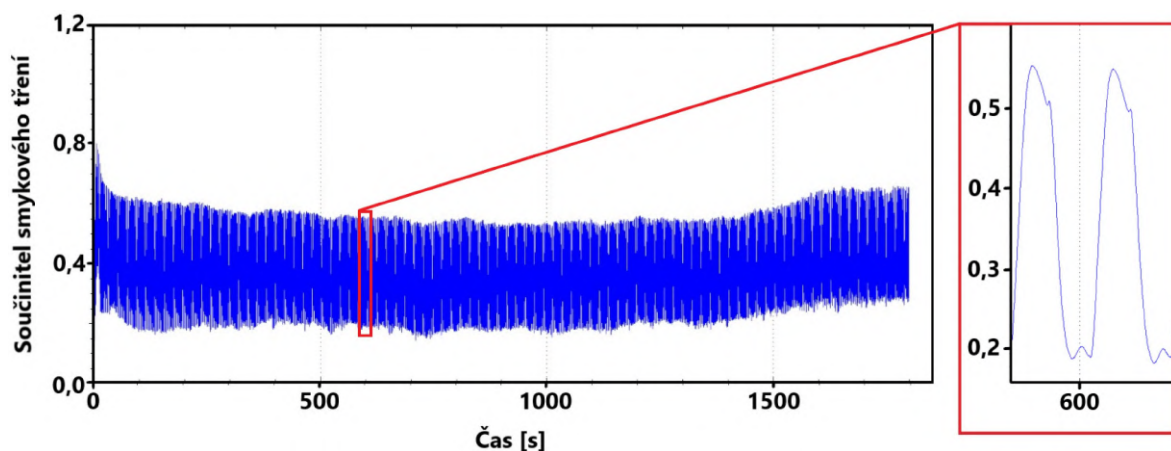
### 5.4.1 Průběh tribologického testu vzorku EN-GJS-450-18

Obrázek 84 zobrazuje závislost součinitele smykového tření pro nekalený vzorek. Po počátečním zaběhnutí tribologické dvojice následuje relativně rychlé ustálení hodnot. Provedené kontrolní měření (Obrázek 109) vykazuje v 10. minutě testu lehce odlišný interval ve kterém se součinitel tření pohybuje.



**Obrázek 84:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku EN-GJS-450-18 (30 minut)

Na obrázku 85 je záznam 30minutového testu pro kalený povrch. Průběh je velmi podobný výše uvedenému nekalenému povrchu. Rychlým zaběhnutím tribologické dvojice je součinitel ustálen. V závěru testu (25. minuta) se však v obou případech vyskytuje mírný růst hodnot.



**Obrázek 85:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku EN-GJS-450-18 (30 minut)

Příčinou může být například zvýšené porušování oxidické vrstvy společně se základním materiálem. Oddělené části povrchu jsou patrné na obrázcích 86 a 88. Pohybem PINu tak mohlo docházet ke zvýšené abrazi (jejíž stopy jsou na snímcích patrné) a navýšení součinitele smykového tření. Při porovnání záznamu s kontrolním měřením (Obrázek 110) v 10. minutě je patrný identický interval, ve kterých se hodnoty pohybují.

**Tabulka 5.4:** Průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro vzorek EN-GJS-450-18

<b>Nekalený povrch</b>		
<b>Délka testu</b>	<b>Součinitel smykového tření</b>	<b>Směrodatná odchylka</b>
<b>30 minut</b>	0,368	0,185
<b>11 minut</b>	0,308	0,186
<b>Kalený povrch</b>		
<b>Délka testu</b>	<b>Součinitel smykového tření</b>	<b>Směrodatná odchylka</b>
<b>30 minut</b>	0,376	0,171
<b>11 minut</b>	0,355	0,191

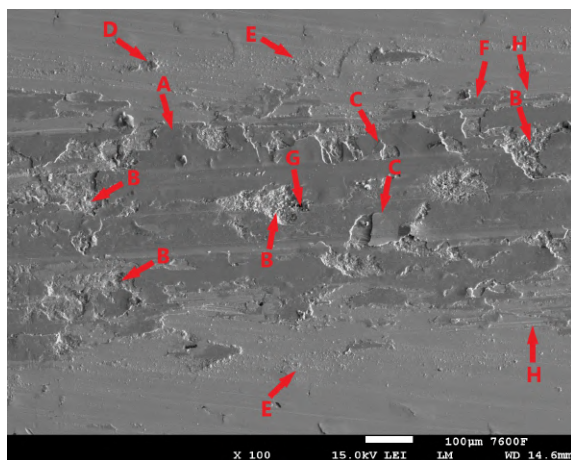
V tabulce 5.4 jsou uvedeny průměrné hodnoty součinitele smykového tření (statického i dynamického) pro jednotlivé testy. Z těchto hodnot není patrný žádný zásadní rozdíl mezi kaleným a nekaleným povrchem. Rozdíly hodnot hlavního a kontrolního měření (zejména u nekaleného povrchu) je pravděpodobně spojen s již zmiňovaným nárůstem součinitele v pozdější fázi testu, která v 11minutovém testu není zahrnuta. Dalším důvodem mohlo být uvolnění většího množství grafitu, jehož mazací efekt mohl mít také vliv.

#### **5.4.2 Povrch vzorku EN-GJS-450-18 po tribologickém testu**

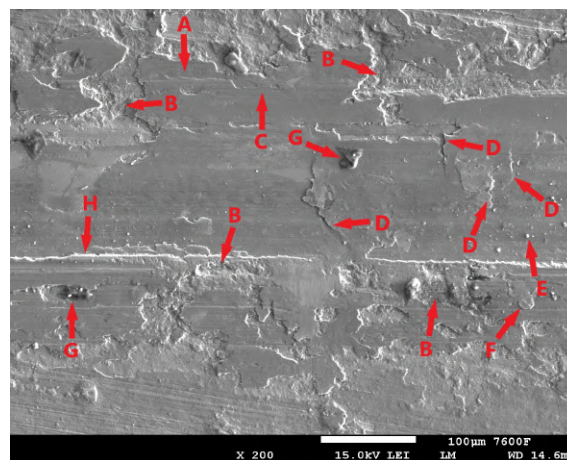
Na obrázku 86 je zobrazen povrch nekaleného vzorku po 30minutovém tribologickém testu. Z obrázku je patrné, že povrch vzorku je opět pokryt oxidickou vrstvou (Obrázek 86 A). Pohybem PINu byla tato vrstva postupně narušována. Vznikaly v ní trhliny (Obrázek 86 C), které pak vedly k oddělování částí oxidické vrstvy od základního materiálu. Následný pohyb tvrdých částí oxidické vrstvy (Obrázek 86 D) přispěl k abrazivnímu opotřebení, které je na povrchu vzorku patrné (Obrázek 86 H). K abrazi mohly dále přispět drobné úlomky, lemující okraj stopy tribologického testu (Obrázek 86 E). Pravděpodobně se jedná o velmi drobné úlomky oxidační vrstvy a matrice litiny. Pohybem PINu nejspíše také docházelo k vtisku tvrdých oxidických částic do relativně měkké feritické matrice litiny (Obrázek 86 F). Takováto heterogenita povrchu může vést ke zvýšené koncentraci napětí v okolní matici a přispět k následné delaminaci povrchových vrstev litiny.

Dále je na vzorku patrná poměrně výrazná delaminace povrchových vrstev litiny (Obrázek 86 B). Iniciátorem mohly být útvary grafitu, které zvyšují koncentraci napětí v okolní matici, následně pak zatěžováním dochází k čerpání plasticity a oddělování materiálu. Ve stopě

vzniklé tribologickým testem je však patrný pouze jeden odhalený grafitický útvar (Obrázek 86 G) kolem kterého došlo k výraznému oddělení části matrice litiny. V ostatních případech mohou být kuličky grafitu skryty pod povrchem. Patrně se však jedná spíše o projev opakovaného zatěžování povrchu, tedy únavové opotřebení.



**Obrázek 86:** Povrch nekaleného vzorku EN-GJS-450-18 po tribologickém testu (30 minut)

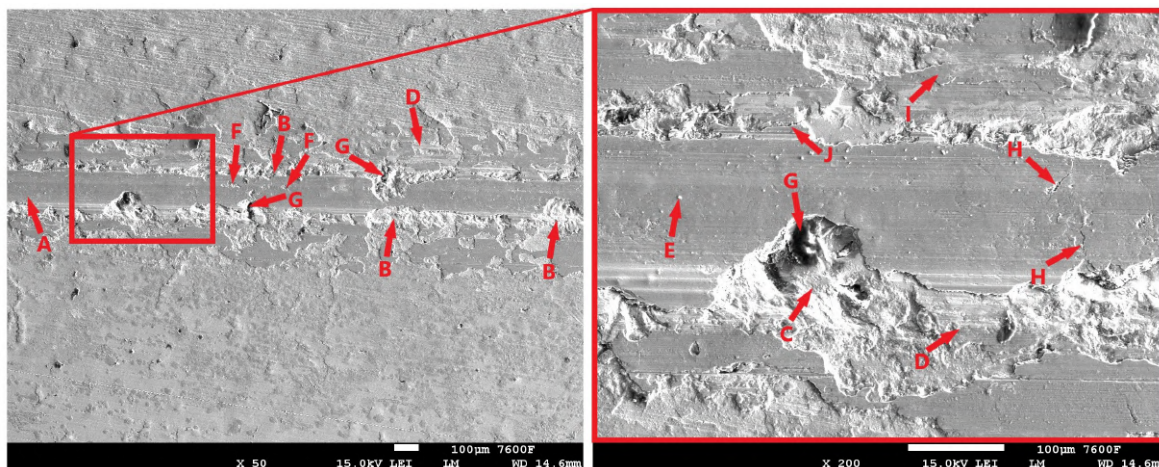


**Obrázek 87:** Povrch kaleného vzorku EN-GJS-450-18 po tribologickém testu (11 minut)

Na obrázku 87 je zobrazen stav povrchu vzorku po 11minutovém tribologickém testu. Povrch je opět pokryt oxidickou vrstvou (Obrázek 87 A). Tato vrstva je relativně kompaktní, zejména při porovnání s nekaleným povrchem (Obrázek 86). Hlavní stopa zanechaná pohybem PINu při tribologickém testu je lemována oblastmi, kde došlo k porušení celistvosti oxidické vrstvy. Současně zde docházelo k delaminaci povrchových vrstev základního materiálu (Obrázek 87 B). Uvolněné a přemístované části oxidické vrstvy (Obrázek 87 F) pak patrně přispěly k abrazivnímu poškození povrchu vzorku (Obrázek 87 C). Oddělováním oxidické vrstvy a částí matrice litiny vznikaly opět drobné úlomky, viditelné ve stopě vzorku (Obrázek 87 E). Tyto drobné, avšak tvrdé částice nejspíše také napomohly intenzivnějšímu abrazivnímu poškození povrchu vzorku. Hlavní stopa vzniklá pohybem PINu je lemována relativně dlouhou trhlinou v oxidické vrstvě (Obrázek 87 H). Lze předpokládat další porušování oxidické vrstvy v těchto místech. Podobně je tomu i u vzorku, který byl vystaven 30minutovému tribologickému testu (Obrázek 88), vrstva oxidů v hlavní stopě je zde podélně oddělena od okolí. Na povrchu vzorku litiny jsou dále patrné útvary grafitu (Obrázek 87 G). Ve spodní části obrázku se nachází grafit, kolem kterého došlo k určitému oddělení matrice (v důsledku koncentrace napětí). V hlavní stopě je pak viditelný pouze úlomek grafitu.

Na obrázku 88 je zobrazen laserem kalený povrch vzorku po 30minutovém tribologickém testu. Vzorek je opět částečně pokryt oxidickou vrstvou (Obrázek 88 A). V okolí hlavní stopy, vzniklé pohybem PINu při tribologickém testu je patrná výrazná delaminace povrchových vrstev litiny (Obrázek 88 B). K této delaminaci mohly přispět útvary grafitu, které jsou v některých těchto oblastech přítomné (Obrázek 88 G). Kolem grafitu dochází ke zvyšování koncentrace napětí a následnému čerpání plasticity okolní matrice, to vede k oddělování částí materiálu. Oddělení matrice kolem grafitu je dobře viditelné na detailu obrázku 88 C. Příčinou delaminace v okolí hlavní stopy může být také klasické únavové opotřebení. Dále je

v blízkosti stopy patrná trhlina (Obrázek 88 J) procházející oxidickou vrstvou až do matrice litiny. Dalším pohybem PINu by tak pravděpodobně došlo k jejímu rozvoji a rozšiřování již delaminované oblasti.



**Obrázek 88:** Povrch kaleného vzorku EN-GJS-450-18 po tribologickém testu (30 minut)

Samotná hlavní stopa vytvořená pohybem PINu, je pokryta poměrně celistvou oxidickou vrstvou. Jsou v ní však přítomné drobné oblasti lokální delaminace (Obrázek 88 F), ty mohou být způsobené grafitem skrytým pod povrchem, propojováním drobných trhlin, případně pohybem již oddělených částic (Obrázek 88 E). Dále jsou zde patrné šířící se trhliny (Obrázek 88 H), které by se pravděpodobně dalším pohybem PINu propojily a způsobily další delaminaci. Celistvost vrstvy je také částečně narušena již zmíněnými grafitickými útvary (Obrázek 88 G). Na opotřebeném povrchu vzorku jsou také patrné stopy abrazivního opotřebení (Obrázek 88 D), příčinou je nejspíše opět pohyb oddělených částic matrice litiny a oxidické vrstvy (Obrázek 88 I).

Hlavní stopa je v porovnání s nekaleným vzorkem po 30minutovém testu výrazně více celistvá. Avšak, vzhledem k výše zmíněným okolnostem, by pravděpodobně s dalším pohybem PINu (delším tribologickým testem) došlo také k výrazné delaminaci oxidické vrstvy v hlavní stopě. Výsledek by tak pravděpodobně byl po delším čase velmi podobný nekalenému vzorku. S laserovým zakalením povrchu tak došlo k určitému prodloužení životnosti. To může být způsobené například určitým tlakovým napětím v povrchových vrstvách, které vzniklo následkem martenzitické transformace uhlíkem obohaceného okolí grafitu. Martenzit však nevytvořil souvislou strukturu (vzhledem ke skutečnostem popsáním v kapitole 4.4), je stále obklopen relativně měkkou feritickou matricí. Z tohoto důvodu tedy nedošlo k zásadní změně chování povrchu při jeho zatěžování.

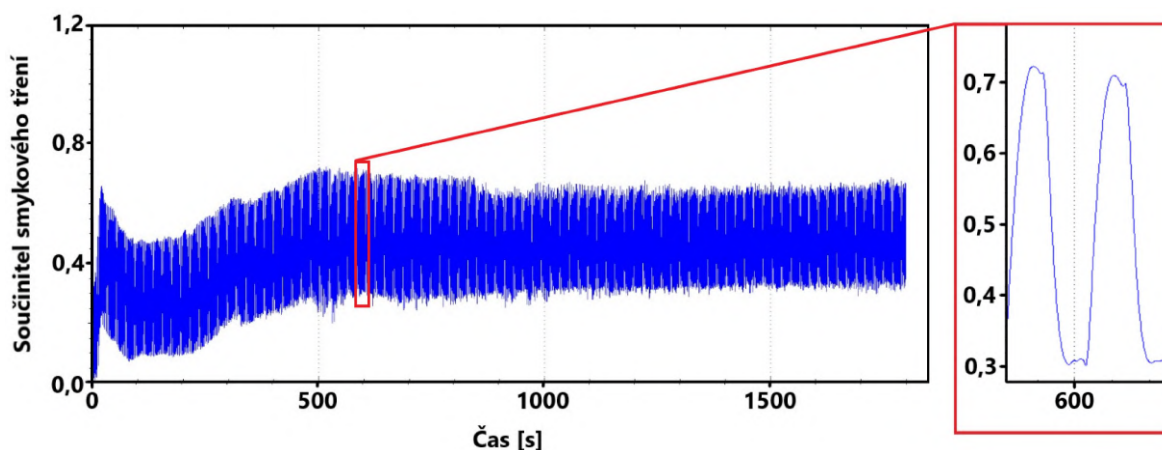


## 5.5 Vzorek EN-GJL-250 Sn

V této kapitole jsou uvedeny výsledky tribologického testu vzorku EN-GJL-250 Sn, jsou zde zahrnuty závislosti součinitele smykového tření (kontrolní měření je uvedeno v příloze práce). Dále je zde uvedena souhrnná tabulka s průměrnými hodnotami pro jednotlivá měření. Součástí kapitoly je také hodnocení opotřeбенých povrchů.

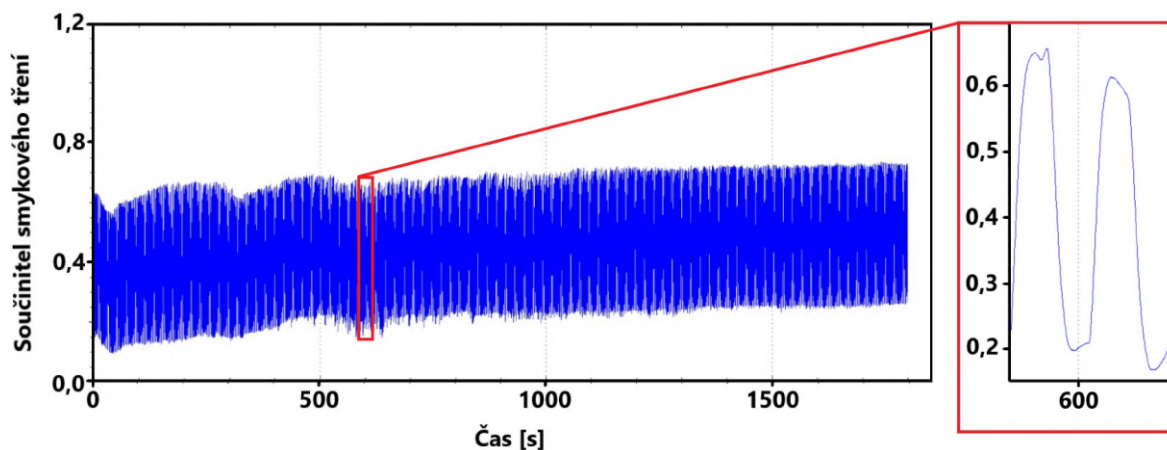
### 5.5.1 Průběh tribologického testu vzorku EN-GJL-250 Sn

Na obrázku 89 je záznam součinitele smykového tření pro nekalený povrch při 30minutovém testu. Na záznamu je zjevné značné počáteční kolísání hodnot, tento jev je patrný i na záznamu kontrolního měření (Obrázek 111). Pravděpodobně se tak jedná o určitou charakteristiku nekaleného povrchu. Na záznamu součinitele smykového tření pro kalený povrch (Obrázek 90) tento jev není viditelný.



**Obrázek 89:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku EN-GJL-250-Sn (30 minut)

Kolísání hodnot může souviset se značným porušováním oxidické vrstvy a matrice litiny během testu (poškozený povrch je na obrázku 91). Tím vznikají abrazivní částice, které mohou zvýšit třecí sílu a tím navýšit i součinitel tření.



**Obrázek 90:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku EN-GJL-250-Sn (30 minut)

Na obrázku 90 je záznam pro kalený povrch. Jak již bylo zmíněno, zde není viditelné zásadní počáteční kolísání. Tribologická dvojice se relativně rychle zaběhla. Kontrolní měření (Obrázek 112) má velmi podobný průběh. Interval hodnot pro 10. minutu testu je téměř identický.

**Tabulka 5.5:** Průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro vzorek EN-GJL-250 Sn

<b>Nekalený povrch</b>		
<b>Délka testu</b>	<b>Součinitel smykového tření</b>	<b>Směrodatná odchylka</b>
<b>30 minut</b>	0,438	0,188
<b>11 minut</b>	0,346	0,218
<b>Kalený povrch</b>		
<b>Délka testu</b>	<b>Součinitel smykového tření</b>	<b>Směrodatná odchylka</b>
<b>30 minut</b>	0,444	0,221
<b>11 minut</b>	0,437	0,232

Z tabulky 5.5, kde jsou uvedeny průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro všechna provedená měření, není patrný zásadní rozdíl mezi hodnotami pro kalený a nekalený povrch. Zásadnější rozdíl v hodnotách součinitele z 30minutového a 11minutového měření pro nekalený povrch je způsoben již zmíněným počátečním kolísáním. Při porovnání obou záznamů je zjevné, že oblast kolísání je delší než provedené kontrolní měření.

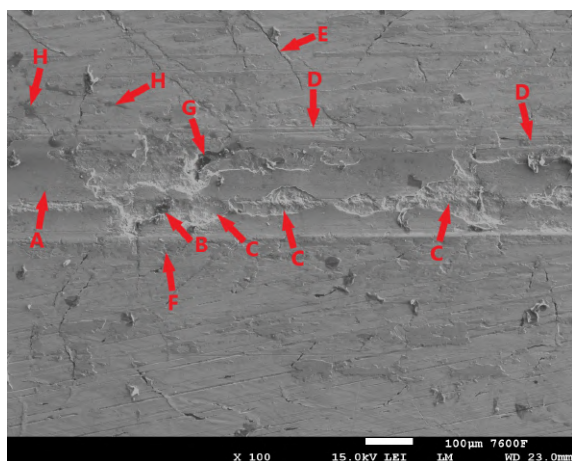
## 5.5.2 Povrch vzorku EN-GJL-250 Sn po tribologickém testu

Na obrázku je zobrazen povrch nekaleného vzorku po 30minutovém tribologickém testu. Jedná se o jediný testovaný vzorek litiny s lupínkovým grafitem. Lupínky grafitu jsou patrné i na povrchu vzorku (Obrázek 91 E).

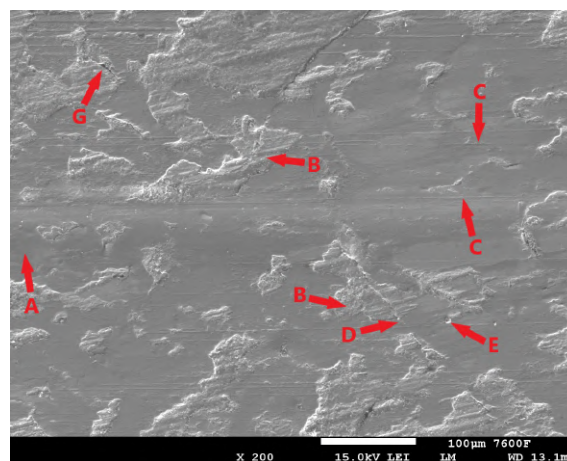
Hlavní stopa vzniklá pohybem PINu je opět z větší části pokryta oxidickou vrstvou. Tato vrstva však není příliš celistvá. V celé šířce stopy jsou známky relativně rozsáhlé delaminace (Obrázek 91 C). Primárním iniciátorem této delaminace pravděpodobně nejsou lupínky grafitu. Jedná se spíše o známky únavového opotřebení matrice litiny.

V hlavní stopě je na obrázku 91 G patrné místo, kde došlo k určité delaminaci povrchu v okolí grafitu. Tato delaminace byla patrně grafitem iniciována. Vzhledem ke směrovosti lupínků (kuličky směrovost nemají) závisí vliv grafitu silně na jeho orientaci proti směru zatěžování. Při vhodné (kolmé) orientaci na směr pohybu PINu může docházet ke značnému uvolňování grafitu, tím i snížení součinitele smykového tření. Současně mohou být lupínky grafitu postupně uzavírány. Vliv lupínkového grafitu na opotřebení je proti kuličkovému grafitu výrazně složitější, blíže je tato problematika popsána v kapitole 2.2.4 rešeršní části této diplomové práce.

Na povrchu jsou také patrné stopy abrazivního opotřebení (Obrázek 91 D). Hlavními iniciátory byly pravděpodobně části oxidické vrstvy a úlomky matrice litiny, které se při pohybu PINu přemísťovaly a třely po povrchu litiny. Na povrchu je proti jiným vzorkům patrné výrazně větší množství úlomků grafitu (Obrázek 91 B). Jsou zde také patrné známky rozprostření grafitu (Obrázek 91 H) po povrchu, čímž mohlo být sníženo tření při tribologickém testu. Vzorek dále vykazuje známky adhezivního opotřebení, jeho příčinou je těsný kontakt PINu a matrice litiny, intenzivnějšímu poškození opět bránila oxidická vrstva.



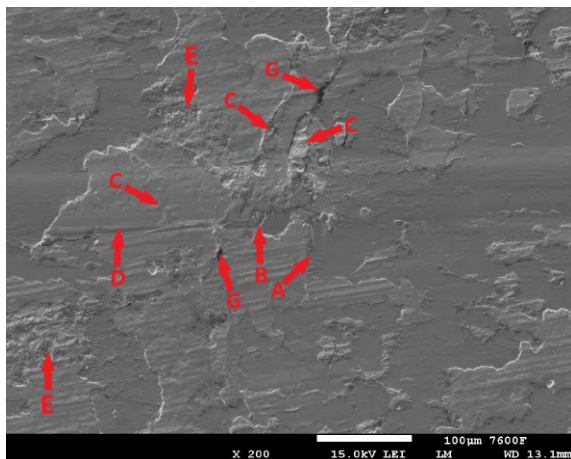
**Obrázek 91:** Povrch nekaleného vzorku EN-GJL-250 Sn po tribologickém testu (30 minut)



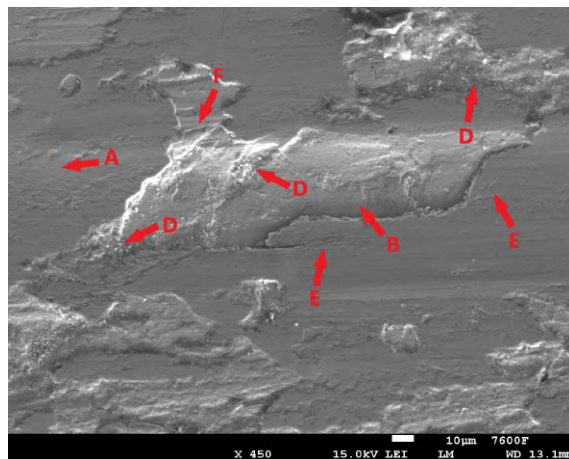
**Obrázek 92:** Povrch kaleného vzorku EN-GJL-250 Sn po tribologickém testu (11 minut)

Obrázek 92 zobrazuje povrch vystavený 11minutovému tribologickému testu. Převážná část opotřebovaného povrchu je opět pokryta oxidickou vrstvou (Obrázek 92 A). Hlavní stopa je při srovnání s nekaleným vzorkem více mělká. Oxidická vrstva (která hlavní stopu pokrývá) je také relativně kompaktní. Mimo tuto hlavní stopu je však patrná značná delaminace

povrchových vrstev (Obrázek 92 B). Primární příčinou delaminace pravděpodobně nejsou heterogenity v podobě grafitu. Jedná se spíše o únavové opotřebení povrchových vrstev. V některých případech mohla zvýšená koncentrace napětí kolem lupínek grafitu přispět k delaminaci (Obrázek 92 G). Na povrchu jsou patrné trhliny (Obrázek 92 D), může se však jednat i o lupínek grafitu, který byl pohybem PINu uzavřen. Na vzorku jsou také patrné známky abrazivního opotřebení (Obrázek 92 C), které bylo pravděpodobně způsobeno pohybem úlomků matrice litiny a oxidické vrstvy (Obrázek 92 E).



**Obrázek 93:** Povrch kaleného vzorku EN-GJL-250 Sn po tribologickém testu (30 minut)



**Obrázek 94:** Detail povrchu kaleného vzorku EN-GJL-250 Sn po tribologickém testu (30 minut)

Po 30minutovém tribologickém testu je oxidická vrstva (Obrázek 93 A) na povrchu vzorku značně porušena. Jednou z příčin může být deformace matrice, při které byla křehká vrstva oxidu postupně narušována. Další příčinou je únavové opotřebení povrchových vrstev litiny, při kterém dochází k oddělování částí matrice společně s oxidickou vrstvou. K narušení oxidické vrstvy pravděpodobně také přispěly lupínky grafitu (Obrázek 93 G). Jak již bylo zmíněno, ostré hrany lupínek totiž zvyšují koncentraci napětí v okolní matici, což přispívá k následnému porušení celistvosti matrice obklopující grafit. Porušení v okolí grafitu jsou patrná na obrázku 93 C. Na povrchu vzorku jsou také viditelné oddělené části oxidické vrstvy (Obrázek 93 B), jejichž pohyb je pravděpodobnou příčinou abrazivního opotřebení matrice litiny (Obrázek 93 D).

Na obrázku 94 je zachycen detail poškozeného povrchu po 30minutovém testu. Je zde detailně viditelná delaminace vrstvy oxidů (Obrázek 94 A). Opakovaným zatěžováním dochází ke vzniku a šíření trhlin v oxidické vrstvě (Obrázek 94 E). Postupným propojováním trhlin jsou části vrstvy odděleny od základního materiálu. Odhalený základní materiál je patrný na obrázku 94 B, současně jsou zde patrná místa, kde dochází k rozpadu matrice litiny a oxidické vrstvy na drobné úlomky (Obrázek 94 D). Tyto úlomky se pak společně s pohybem PINu přemísťují a jsou jednou z příčin abrazivního opotřebení. Stopy abraze jsou viditelné na matici litiny (Obrázek 94 F).

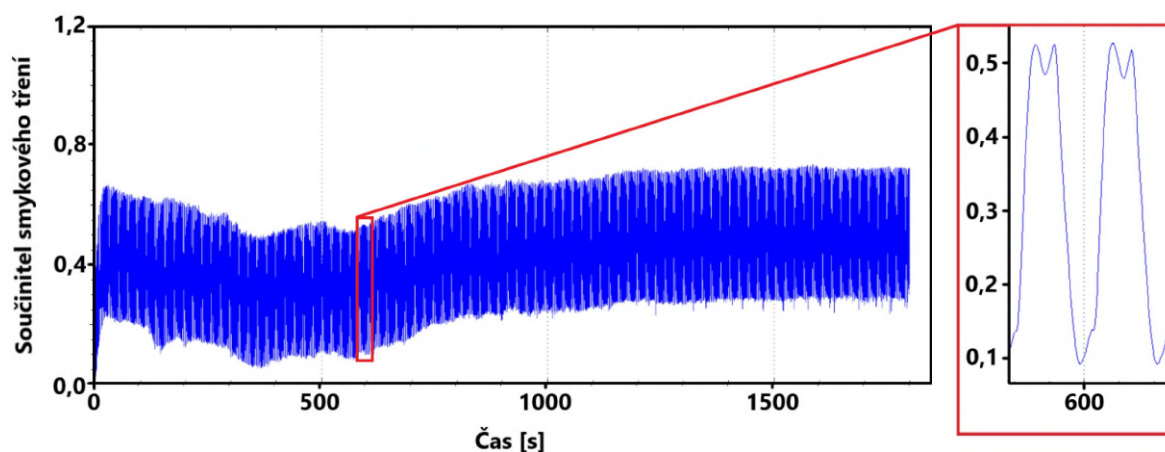


## 5.6 Vzorek EN-GJS-700 CuNi ADI

Tato kapitola zahrnuje výsledky tribologického testu vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI. Jsou zde uvedeny závislosti součinitele smykového tření, záznamy z provedených kontrolních měření jsou uvedeny v příloze práce. Kapitola dále obsahuje souhrnnou tabulku s výslednými průměrnými hodnotami a hodnocení testem opotřeбенých povrchů.

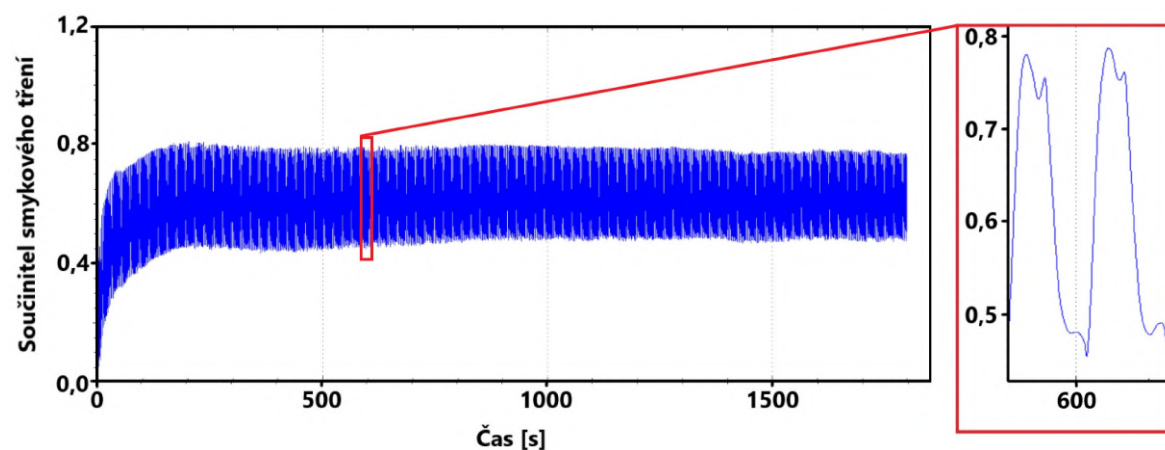
### 5.6.1 Průběh tribologického testu vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI

Na obrázku 95 je záznam součinitele smykového tření pro nekalený povrch. Na začátku záznamu je opět patrné kolísání hodnoty součinitele tření. Toto kolísání je částečně patrné i na kontrolním měření (Obrázek 113), není však tak výrazné. Podobně jako v předešlých případech může být tento jev spojen s řadou faktorů. Příkladem je tvorba a rozpad oxidické vrstvy, případně uvolnění většího množství grafitu do stopy pohybu PINu.



**Obrázek 95:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI (30 minut)

Na záznamu součinitele smykového tření kaleného povrchu (Obrázek 96) je patrné poměrně rychlé ustálení hodnot. Současně jsou naměřené hodnoty ve srovnání s laserem nezpracovaným povrchem vyšší. Důvodem mohou být výrazně vyšší hodnoty drsnosti povrchu.



**Obrázek 96:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI (30 minut)

Jedná se totiž o vzorek, jehož povrch byl částečně nataven, výsledkem je výrazná změna drsnosti povrchu (tabulka naměřených hodnot drsností vzorků je uvedena v příloze B.1). Vyšší drsnost pak může být značný vliv na hodnotu součinitele smykového tření. Dalším faktorem, který mohl přispět k vyšším hodnotám součinitele tření je omezení mazacího účinku grafitu. Okolní tvrdá karbidická struktura totiž může omezovat uvolňování grafitu z grafitických útvarů. Pro 10. minutu testu bylo hlavní měření opět porovnáno s kontrolním. V obou případech jsou intervaly hodnot součinitele tření velmi podobné.

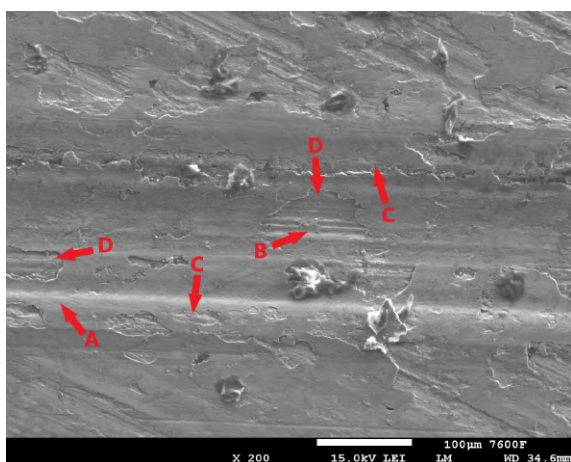
**Tabulka 5.6:** Průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro vzorek EN-GJS-700 CuNi ADI

<b>Nekalený povrch</b>		
<b>Délka testu</b>	<b>Součinitel smykového tření</b>	<b>Směrodatná odchylka</b>
<b>30 minut</b>	0,418	0,210
<b>11 minut</b>	0,344	0,203
<b>Kalený povrch</b>		
<b>Délka testu</b>	<b>Součinitel smykového tření</b>	<b>Směrodatná odchylka</b>
<b>30 minut</b>	0,611	0,166
<b>11 minut</b>	0,530	0,195

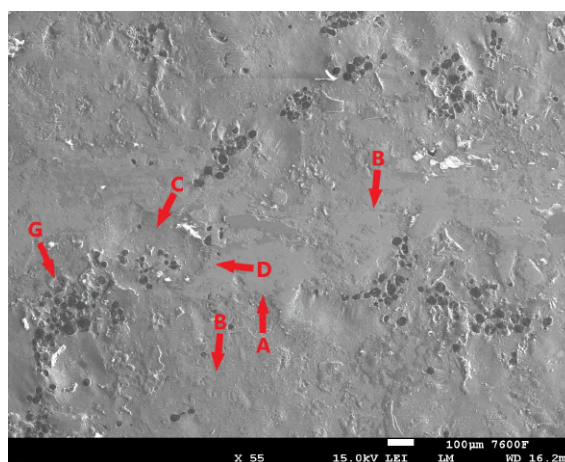
V tabulce 5.6 jsou uvedeny průměrné výsledné hodnoty součinitele smykového tření pro jednotlivá měření. U nekaleného vzorku je rozdíl způsoben již zmíněným kolísáním, které tvoří značnou část kontrolního měření, tím je tak silně ovlivněn výsledný průměr. Rozdíl u laserem zpracovaného vzorku je pravděpodobně dán změnou morfologie povrchu, která nastala jeho natavením.

## 5.6.2 Povrch vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI po tribologickém testu

Na obrázku 97 je zobrazen povrch nekaleného vzorku, který byl vystaven po dobu 30 minut tribologickému testu. V porovnání se zakaleným povrchem je evidentní mnohem výraznější deformace povrchu. Také při porovnání s jinými nekalenými vzorky je stopa vzniklá pohybem PINu relativně hluboká. Povrch je opět z velké části pokryt oxidickou vrstvou (Obrázek 97 A). Stopa je poměrně kompaktní a nevykazuje žádné výrazné známky delaminace povrchových vrstev. Jsou zde však patrná místa lokálního porušení oxidické vrstvy (Obrázek 97 D). Tvrdé části oddělené oxidické vrstvy pak mohly přispět k abrazivnímu opotřebení, jehož stopy jsou na povrchu vzorku patrné (Obrázek 97 B). Okraj stopy je lemován oblastmi porušení oxidické vrstvy (Obrázek 97 C), to je pravděpodobně spojeno se značnou deformací matrice litiny, křehká oxidická vrstva tak byla v těchto místech porušena.



**Obrázek 97:** Povrch nekaleného vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI po tribologickém testu (30 minut)

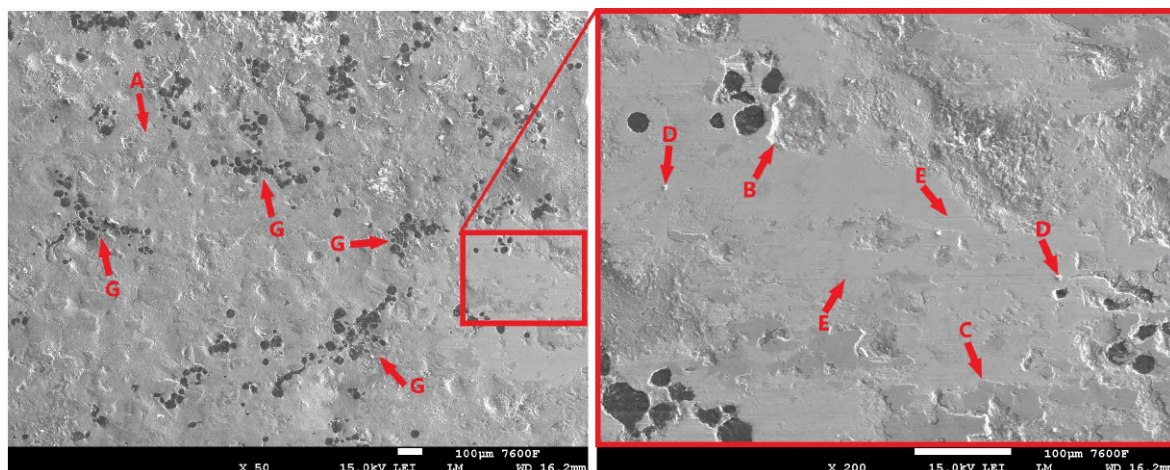


**Obrázek 98:** Povrch kaleného vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI po tribologickém testu (11 minut)

Obrázek 98 představuje zakalený povrch, vystavený 11minutovému tribologickému testu. Zakalení není zcela exaktní výraz, jedná se totiž spíše o laser glazing. Povrch litiny byl nataven a vytvořil karbidickou strukturu (Kapitola 4.6). Natavení povrchu změnilo i jeho morfologii, to je patrné na obrázku 98. Příkladem může být místo označeno písmenem „C“, které se v důsledku natavení propadlo vůči okolí. Uvnitř tohoto místa nejsou patrné žádné známky kontaktu s PINem. Naopak v okolí tohoto místa jsou stopy PINu patrné (označeno „D“). Takto výrazná změna morfologie povrchu měla patrně zásadní vliv na zvýšení naměřených hodnot součinitele smykového tření.

Při natavení povrchových vrstev docházelo k pohybu nerozpuštěných grafitických útvarů, které se přemístily na povrch litiny (shluky grafitu jsou patrné na obrázcích 98 a 99 G). Tyto shluky kuliček grafitu jsou značnou heterogenitou povrchu litiny, to by mohlo vést ke značnému namáhání okolní matrice. Po 11minutovém testu však matrice obklopující tyto shluky nejeví žádné zásadní známky poškození. Po 11minutovém tribologickém testu došlo k výraznějšímu odstranění povrchových oxidických vrstev (Obrázek 98 A). Příčinou je patrně lokální heterogenita povrchu v podobě shluku grafitu na povrchu, která iniciovala oddělování oxidických vrstev.

Na obrázku 99 je zobrazen stav povrchu vzorku po 30minutovém tribologickém testu. Stopa zanechaná pohybem PINu je velmi obtížně viditelná (Obrázek 99 A). Detail zobrazuje oblast, kde došlo k výraznějšímu odstranění oxidických vrstev (pozůstatek vrstvy je na obrázku 99 C). Dále je na obrázku 99 B označeno místo, kde došlo k výraznějšímu oddělení materiálu, to je patrně způsobeno přítomností grafitu, který je koncentrátorem napětí. To vedlo k výraznějšímu namáhání okolní matrice a jejímu následnému porušení. Oddělené části povrchu a oxidické vrstvy (Obrázek 99 D). Pohyb těchto oddělených částí pak patrně silně přispěl k abrazivnímu poškození povrchu (Obrázek 99 E).



**Obrázek 99:** Povrch kaleného vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI po tribologickém testu (30 minut)

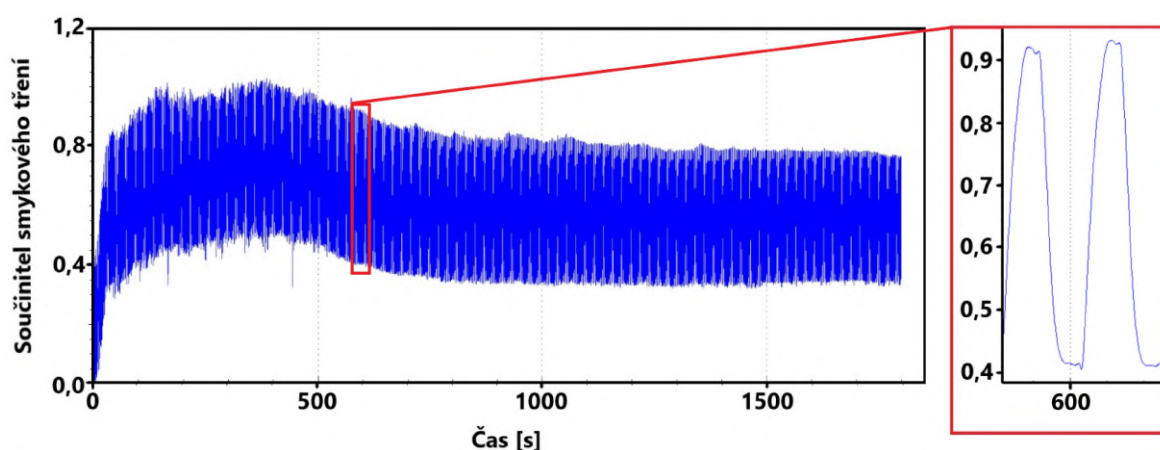
Povrch tvořený karbidickou strukturou je relativně křehký, nejsou však na něm patrné žádné trhliny. Pravděpodobně tomu napomohla pevná martenzitická vrstva, která se nachází pod vrstvou tvořenou karbidy, patrně tak docházelo k většímu rozkládání kontaktního tlaku PINu. Vzhledem k jemné karbidické struktuře na povrchu vzorku nedošlo k výraznému opotřebení. Při srovnání s jinými vzorky jsou na tomto vzorku po obou tribologických testech viditelné jen nepatrné stopy po pohybu PINu.



## 5.7 Vzorky Extral-1A a Extral-5

V této kapitole jsou uvedeny výsledky tribologického testu pro obě vysokochromové karbidické litiny (Extral-1A a Extral-5). U obou vzorků byl podroben tribologickému testu pouze nekalený povrch. Po laserovém zpracování těchto litin byly na povrchu přítomny rozsáhlé trhliny (Obrázky 61 a 65). Z tohoto důvodu byl proces označen za nevyhovující a povrchy nebyly podrobeny tribologickému testu. Nekalené povrchy nebyly analyzovány elektronovým mikroskopem (nebylo možné porovnání s kalenými vzorky po testu).

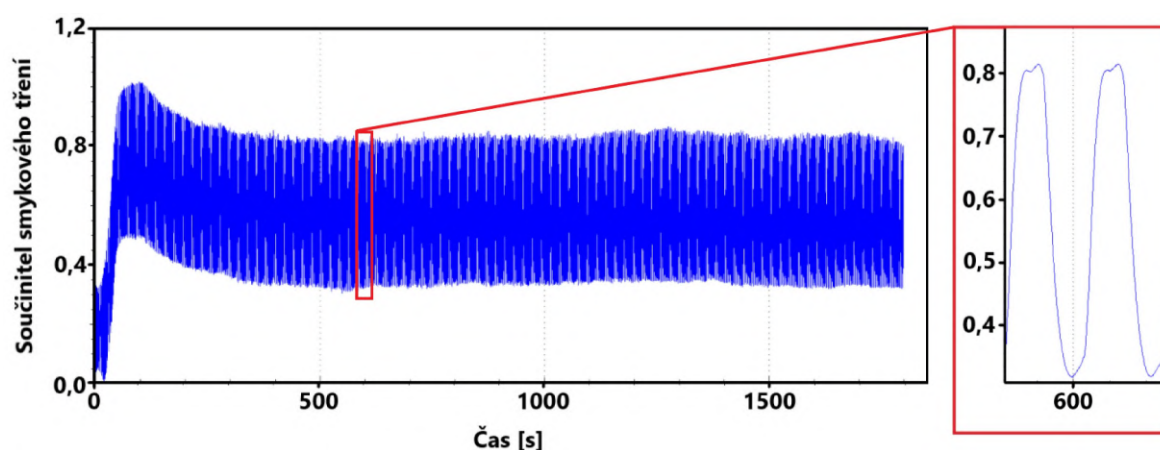
### 5.7.1 Průběh tribologického testu vzorku Extral-1A



**Obrázek 100:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku Extral-1A (30 minut)

Na obrázku 100 je záznam součinitele smykového tření pro vzorek Extral-1A. Na počátku je patrný záběh tribologické dvojice, tento nárůst a pokles hodnot je patrný i na kontrolním měření (Obrázek 115). Při porovnání 10. minuty hlavního a kontrolního testu jsou rozsahy hodnot pro součinitel tření velmi podobné.

### 5.7.2 Průběh tribologického testu vzorku Extral-5



**Obrázek 101:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku Extral-5 (30 minut)

Na obrázku 101 je záznam součinitele smykového tření pro vzorek Extral-5. Opět je na počátku patrný prudký nárůst a pokles hodnoty při zabíhání tribologické dvojice. Tento jev může být způsoben celou řadou faktorů. Příkladem je deformace nerovností povrchů, povrchy se stanou méně drsné a sníží se třecí síla. Stejný průběh hodnot je patrný i na kontrolním měření (Obrázek 116). V 10. minutě testu je při hlavním i kontrolním měření rozsah hodnot, ve kterých se součinitel smykového tření pohybuje, téměř totožný.

**Tabulka 5.7:** Průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro vzorky Extral-1A a Extral-5

<b>Extral-1A - nekalený povrch</b>		
<b>Délka testu</b>	<b>Součinitel smykového tření</b>	<b>Směrodatná odchylka</b>
<b>30 minut</b>	0,603	0,240
<b>11 minut</b>	0,606	0,270
<b>Extral-5 - nekalený povrch</b>		
<b>Délka testu</b>	<b>Součinitel smykového tření</b>	<b>Směrodatná odchylka</b>
<b>30 minut</b>	0,589	0,234
<b>11 minut</b>	0,613	0,228

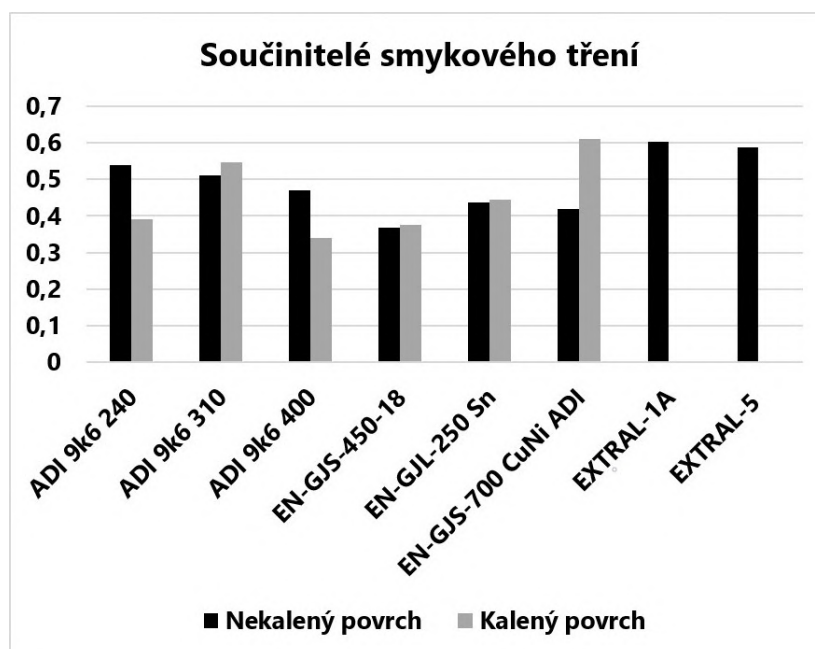
V tabulce 5.7 jsou uvedeny výsledné hodnoty (statického i dynamického) součinitele smykového tření pro obě vysokochromové karbidické litiny (Extral-1A a Extral-5). Hodnoty jsou velmi podobné, drobné rozdíly mohou být samozřejmě způsobeny tím, že kontrolní měření (11minutové) je z velké části tvořeno záběhem tribologické dvojice. Z tabulky je patrné, že vzorky Extral-1A a Extral-5 mají v porovnání s předchozími vzorky grafitických litin vyšší součinitel smykového tření. Jednou z příčin může být i grafit, který svými mazacími účinky snižuje míru tření tribologické dvojice.



## 6. Diskuse výsledků

Z provedených metalografických výbrusů jsou patrné změny struktury, které nastaly v důsledku působení laseru. U vzorků litin typu ADI 9k6 (240, 310, 400) je povrchová vrstva tvořena martenzitem a zbytkovým austenitem. Jsou zde patrné přechodové oblasti, které jsou tvořeny hrubším martenzitem.

Výchozí struktura vzorku EN-GJS-450-18 je feritická (silně omezená rozpustnost uhlíku), působením laseru tak docházelo k difúzi uhlíku z grafitických útvarů. Ochlazením tak došlo k martenzitické transformaci pouze v okolí grafitu, kde byl austenit dostatečně obohacen uhlíkem. Zakalená vrstva tak není příliš souvislá. Výchozí struktura vzorku EN-GJL-250 Sn byla naopak perlitická. Působením laseru tak došlo k relativně rovnoměrnému nasycení austenitu uhlíkem. Jeho ochlazením vznikla souvislá martenzitická struktura. U vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI byly povrchové vrstvy nataveny. Následným rychlým ochlazením vznikla poměrně souvislá karbidická struktura s vysokou tvrdostí. Jedná se tedy v podstatě o laser glazing. Povrch byl nataven také u vzorků vysokochromových karbidických litin Extral-1A a Extral-5. Při opětovném tuhnutí povrchu docházelo ke vzniku trhlin. Takový povrch byl tedy vyhodnocen jako nezpůsobitý a nebyl podroben tribologickému testu. Z tohoto důvodu nejsou na obrázku 102 u těchto vzorků uvedeny součinitelé smykového tření pro kalené povrchy. Bližší informace k metalografické analýze vzorků jsou v kapitole 4.



**Obrázek 102:** Průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro jednotlivé vzorky (30minutový test)

Na obrázku 102 jsou vyobrazeny průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro nekalené a laserem kalené povrchy vzorků (software tribometru neumožňuje rozlišit statický a dynamický součinitel tření). Z tohoto obrázku je patrné, že výrazná změna součinitele tření

nastala pouze u tří vzorků. Jedním z nich je vzorek EN-GJS-700 CuNi ADI. Jak již bylo zmíněno, tento vzorek byl laserem nataven. Tím byla změněna morfologie jeho povrchu, což potvrzuje naměřená drsnost (Tabulka B.1). Současně je povrch tvořen relativně tvrdou karbidickou strukturou (Obrázek 55), která může snížit míru uvolňování grafitu ze struktury litiny a tím omezit jeho mazací účinky. Z těchto důvodů došlo pravděpodobně k tak výraznému nárůstu součinitele smykového tření pro laserem kalený povrch vzorku.

V pracích [95] a [96] se autoři zabývají změnou tribologie laserem nataveného povrchu s karbidickou strukturou. Natavený povrch dosahoval vyšších hodnot součinitele smykového tření než povrch kalený nebo laserem nezpracovaný (stav po odlití). Autoři zde přičítají značný vliv zmíněnému neuvolňování grafitu ze struktury (grafit byl v jejich případě více rozpuštěn, avšak ne úplně).

Zbylé dva vzorky, u kterých došlo se zakalením povrchu k výrazné změně součinitele tření jsou ADI 9k6 240 a ADI 9k6 400. U obou vzorků je patrný značný pokles hodnot součinitele tření, je však potřeba uvažovat, že se jedná o průměrnou hodnotu za celých 30 minut testu. U těchto vzorků tvoří velkou část tribologického testu zabíhání a ustalování součinitele smykového tření. To je patrné na obrázcích 68 a 80, kde dochází z počátku testu ke značnému kolísání hodnot. Počáteční kolísání hodnot a dlouhé zabíhání tribologické dvojice pak může značně ovlivnit výslednou průměrnou hodnotu součinitele smykového tření. Po ustálení hodnot vykazují všechny tři ADI litiny typu 9k6 velmi podobné hodnoty.

Jak již bylo zmíněno v hodnocení opotřebeného povrchu v kapitolách o jednotlivých vzorcích, počáteční kolísání hodnot je pravděpodobně spojeno s tvorbou oxidické vrstvy, jejím následným porušováním a oddělováním částí matrice litiny. Vzniklé úlomky pak mohou přispět k abrazivnímu opotřebení a změně součinitele smykového tření. Například u vzorku ADI 9k6 310 byl součinitel tření během testu relativně rychle stabilizován a nedošlo k nějak závažnému kolísání hodnot. Při porovnání opotřebených (kalených) povrchů po 30minutových testech je patrné, že u vzorků ADI 9k6 240 a 400 (Obrázky 72 a 83) jsou značné stopy po oddělování matrice litiny během testu. To u vzorku ADI 9k6 310 patrné není. Faktorů, které ovlivnily hodnoty však může být více.

U všech vzorků nekalených grafitických litiny jsou naměřené hodnoty součinitele smykového tření velmi podobné hodnotám, které byly naměřeny a zveřejněny jinými autory (např. [97], [96], v těchto studiích je uveden pouze dynamický součinitel tření). Z obrázku 102 je také patrné, že u vzorků typu ADI 9k6 (240, 310, 400) docházelo s nárůstem teploty izotermického zušlechťení (poslední tři číslice v označení vzorku představují tuto teplotu) ke snížení součinitele smykového tření (nekaleného povrchu). Tento trend je ve shodě s jinými odbornými pracemi (např. [60] a [64]). Jak již bylo zmíněno v rešeršní části (kapitola 3.1.4), s dostatečným zatížením může docházet k transformaci austenitu na martenzit. Tímto také autoři zmíněných prací zdůvodňují pokles součinitele smykového tření pro rostoucí teploty izotermického zušlechťení (je však nutný dostatečný kontaktní tlak).

U vysokochromových karbidických litin Extral-1A a Extral-5 nejsou na obrázku 102 uvedeny hodnoty součinitele smykového tření pro laserem kalené povrchy. Jak již bylo

zmíněno, docházelo v důsledku působení laseru na povrch k jeho natavování a při opětovném tuhnutí vznikaly trhliny (patrné na obrázcích 61 a 65). Tyto povrchy tak byly prohlášeny za nezpůsobitelné a nebyly podrobeny tribologickému testu. Nekalené povrchy těchto litin dosahují poměrně vysokých hodnot součinitele tření, jedním z faktorů může být absence grafitu ve struktuře.

Opotřebené povrchy byly hodnoceny pomocí řádkovací elektronové mikroskopie. Nejvýraznější změna chování mezi kaleným a nekaleným povrchem je jednoznačně patrná u vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI. Jak již bylo zmíněno, jedná se o vzorek, jehož povrchové vrstvy byly působením laseru nataveny. Povrch je tedy tvořen relativně souvislou karbidickou strukturou, natavením a opětovným tuhnutím došlo také ke změně jeho morfologie. Na laserem nezpracovaném povrchu (Obrázek 97) je patrná poměrně hluboká, avšak souvislá stopa (bez značné delaminace povrchových vrstev). Laserem zpracovaný povrch (Obrázek 99) nevykazuje žádné výrazné poškození. Na povrchu jsou patrné pouze lokální porušení oxidické vrstvy, která na povrchu vznikla při reakci atmosféry s taveninou. Části této vrstvy pak patrně přispěly k mírnému abrazivnímu poškození. Stopa po pohybu PINu není téměř patrná. Při průmyslovém využití je však potřeba uvažovat zmiňovanou změnu morfologie povrchu. Laser glazing (natavování povrchových vrstev) tak má poměrně úzce vymezený aplikační potenciál, obrábění takto zpracovaného povrchu je složité. Současně je vhodná změna parametrů procesu tak, aby byly útvary grafitu rozpuštěny a nevznikaly shluky (patrné na obrázku 99 G), které narušují homogenitu povrchu.

Ze vzorků ADI litin typu 9k6 (240, 310, 400) je změna chování mezi kaleným a nekaleným povrchem nejvíce patrná u vzorku ADI 9k6 310. Tento vzorek vykazoval u nekaleného povrchu z těchto tří vzorků litin nejhorší chování. Na povrchu po 30minutovém testu (Obrázek 76) jsou patrná místa, kde docházelo k hlubokému oddělování matrice litiny v celé šířce stopy (vzniklé pohybem PINu). Oddělováním velkých částí základního materiálu docházelo také ke značné abrazi povrchu (Obrázek 76 D). Laserem zakalený povrch vykazoval během testu naprosto odlišné chování. Pohybem PINu nedošlo na povrchu vzorku k vytvoření hluboké stopy. Je zde porušena oxidická vrstva a matrice litiny nese drobné známky abraze. K výraznějšímu oddělování základního materiálu nedošlo ani kolem grafitu (heterogenity povrchu). Poměrně výrazná změna u chování je patrná u vzorku EN-GJS-450-18. Jak již bylo zmíněno výše, výchozí struktura vzorku je feritická (omezená rozpustnost uhlíku). K martenzitické transformaci tak docházelo pouze v okolí grafitu, kam během působení laseru difundoval uhlík. Při tribologickém testu docházelo na zakaleném povrchu ke značnému oddělování částí matrice v okolí grafitu (Obrázek 88 C). Tento jev není patrný na nekaleném povrchu. Jednou z příčin tak může být interakce (při zatěžování PINem) martenzitu s feritem, který jej obklopuje. Určitá změna chování je patrná také u vzorku EN-GJL-250 Sn. Výchozí perlitická struktura usnadnila austenitizaci a rovnoměrně přerozdělení uhlíku ve struktuře. Výsledkem je pak souvislá martenzitická vrstva. Stopa vzniklá při pohybu PINu je na kaleném povrchu znatelně méně hluboká. Kolem ostrých útvarů grafitu však přesto dochází k porušování matrice (Obrázek 93 C) a jejímu následnému oddělování.

## 7. Závěr

Cílem diplomové práce bylo analyzovat problematiku litin a jejich použití v tribologických aplikacích. Značný důraz byl kladen na problematiku izotermicky zušlechtěných litin, které jsou velmi progresivním materiálem. Jejich typickými aplikacemi jsou ozubená kola, klikové a vačkové hřídele. Tedy oblasti se značným důrazem na tribologii povrchu. Z tohoto důvodu je v současné době snaha tuto problematiku ADI litin analyzovat a nalézt možnosti, kterými by bylo možné dosáhnout lepších tribologických vlastností. Jednou z možností je právě povrchové kalení laserem, kterému je věnována velká část této diplomové práce.

Rešeršní část se zabývá problematikou grafitických i karbidických litin a možnými způsoby tepelného zpracování (zejména izotermickým zušlechtěním, objemovým a povrchovým kalením). Experimentální část je zaměřena na metalografickou analýzu kaleného povrchu, tvrdost povrchových vrstev a tribologický experiment prováděný na kalených i nekalených površích (to umožňuje porovnání jejich chování během zatěžování). Povrchy, které byly vystaveny tribologickému testu, pak byly analyzovány pomocí řádkovací elektronové mikroskopie.

- Laserovým kalením bylo u všech vzorků ADI 9k6 (240, 310, 400) dosaženo relativně rovnoměrné martenzitické struktury. U těchto vzorků je patrná přechodová oblast s hrubším martenzitem.
- Povrchové vrstvy vzorku EN-GJL-250 Sn jsou tvořeny relativně hrubým martenzitem. Nejsou zde však patrné trhliny, které mohly vzniknout v důsledku koncentrace napětí kolem lupínků grafitu.
- Výchozí feritická struktura vzorku litiny EN-GJS-450-18 vedla ke vzniku martenzitu pouze v okolí grafitických útvarů.
- Povrchové vrstvy vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI byly nataveny (laser glazing). Povrch je tak tvořen relativně souvislou karbidickou strukturou. Tato vrstva je oddělena od základního materiálu martenzitickou oblastí.
- Působením laseru byl nataven i povrch vzorků vysokochromových karbidických litin (Extral-1A, Extral-5). Došlo tak ke zjemnění struktury. Povrch však obsahuje trhliny, proto byl nezpůsobilý pro provedení tribologického experimentu.
- Nejvýraznější změna tribologických vlastností je patrná u vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI. Natavením došlo ke změně morfologie povrchu, to spolu s omezeným uvolňováním grafitu přispělo k nárůstu součinitele smykového tření.
- Výrazná změna v tribologii je také patrná u vzorku ADI 9k6 310. Zakalený povrch nese pouze drobné známky abrazivního opotřebení.

# Seznam obrázků

1	Diagram metastabilní soustavy Fe - Fe <sub>3</sub> C a stabilní soustavy Fe-Grafit (přerušovaně), vytvořeno autorem dle [3, 4] . . . . .	12
2	Napěťové obrazce grafitických útvarů, GJL - litina s lupínkovým grafitem, GJV - litina s vermikulárním (červíkovitým) grafitem, GJM - litina s vločkovým grafitem, GJS - litina s kuličkovým grafitem, vytvořeno autorem dle [2] . . . . .	14
3	Rozložení lupínkového grafitu, upraveno autorem dle [7] . . . . .	15
4	Lupínkový grafit, snímek pořízen pomocí SEM [9] . . . . .	16
5	Eutektická buňka litiny s lupínkovým grafitem, vytvořeno autorem dle [6] .	16
6	Struktura kuličky grafitu, vytvořeno autorem dle [8, 11] . . . . .	18
7	Krystalová struktura grafitu, vytvořeno autorem dle [6] . . . . .	18
8	Vermikulární grafit [6] . . . . .	19
9	Hodnoty součinitele smykového tření zaznamenané při tribologickém testu typu PIN-ON-PLATE (lineární vratný pohyb), FG - litina s lupínkovým grafitem, SG - litina s kuličkovým grafitem [17] . . . . .	20
10	Vliv orientace grafitu na součinitel smykového tření, A - deformace grafitu [17]	21
11	Vliv orientace grafitu na abrazivní opotřebení litiny s lupínkovým grafitem [21]	22
12	Struktura bílé litiny, P - perlit, L <sub>tr</sub> - ledeburit transformovaný, Fe <sub>3</sub> C - karbid železa (cementit), upraveno autorem dle [26] . . . . .	23
13	Morfologie karbidu M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> [30] . . . . .	24
14	Grafické znázornění karbidického jádra (tvořeného karbidem M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> ) a obalu (karbid M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> ), vytvořeno autorem dle [33] . . . . .	25
15	Rozdíl mikrostruktury acikulárního feritu a bainitu, AF - acikulární ferit, B <sub>1;2</sub> - bainit, vytvořeno autorem dle [41, 43] . . . . .	28
16	Průběh izotermického zušlechťování, T <sub>γ</sub> - austenitizační teplota, γ <sub>HC</sub> - vysokouhlíkový austenit, M <sub>s</sub> - teplota martenzit start, vytvořeno autorem dle [29, 39] . . . . .	29
17	Schématické znázornění změny struktury při izotermické výdrž, vytvořeno autorem dle [38] . . . . .	30
18	Schématické znázornění dvoukrokového izotermického zušlechťování, T <sub>γ</sub> - austenitizační teplota, γ <sub>HC</sub> - vysokouhlíkový austenit, M <sub>s</sub> - teplota martenzit start, vytvořeno autorem dle [38, 39] . . . . .	31
19	Mikrostruktura ADI s transformovaným martenzitem, M - martenzit, izotermická výdrž 400 °C/1h [56] . . . . .	33

20	Tenká tmavá povrchová vrstva představuje transformovaný martenzit, izotermická výdrž 400 °C/1h [56] . . . . .	33
21	Trhliny (znázorněny šipkami) v okolí deformovaného grafitu [54] . . . . .	34
22	Povrch ADI litiny po tribologickém testu (SOFS) [54] . . . . .	34
23	Vliv doby austenitizace na tvrdost litiny (s lupínkovým grafitem) po kalení, vytvořeno autorem dle [6] . . . . .	35
24	Vliv obsahu molybdenu na oblasti ARA diagramu pro litinu s kuličkovým grafitem, $T_{\gamma}$ - austenitizační teplota, vytvořeno autorem dle [71] . . . . .	36
25	Schematické znázornění průběhu procesu kalení vysokochromové litiny, vytvořeno autorem dle [6] . . . . .	37
26	Vliv austenitizační teploty na tvrdost a obsah zbytkového austenitu, upraveno autorem dle [35] . . . . .	37
27	Izotermické sekce systému Fe-Cr-C, vytvořeno autorem dle [35] . . . . .	38
28	Vliv rychlosti ohřevu na teplotu kalení, vytvořeno autorem dle [75] . . . . .	39
29	Gaussovo rozložení laserového paprsku vlevo, rovnoměrné rozložení laserového paprsku vpravo, upraveno autorem dle [81] . . . . .	41
30	Variety povrchového kalení laserem, vytvořeno autorem dle [70] . . . . .	42
31	Tvrdost pro různé varianty pohybu laseru, vytvořeno autorem dle [84] . . . . .	42
32	Závislost absorpce na vlnové délce laseru pro vybrané kovy, upraveno autorem dle [86] . . . . .	43
33	Příklad struktury vzniklé laser glazingem litiny s kuličkovým grafitem [89] . . . . .	44
34	Závislost tvrdosti na rychlosti posuvu laseru, upraveno autorem dle [78] . . . . .	44
35	Detail zakaleného povrchu litiny ADI 9k6 240 . . . . .	47
36	Mikrostruktura jádra vzorku litiny ADI 9k6 240 . . . . .	47
37	Laserem zakalený povrch vzorku litiny ADI 9k6 240 [94] . . . . .	47
38	Průběh tvrdosti u povrchově zakalené litiny ADI 9k6 240 . . . . .	47
39	Detail zakaleného povrchu litiny ADI 9k6 310 . . . . .	48
40	Mikrostruktura jádra vzorku litiny ADI 9k6 310 . . . . .	48
41	Laserem zakalený povrch vzorku litiny ADI 9k6 310 [94] . . . . .	48
42	Průběh tvrdosti u povrchově zakalené litiny ADI 9k6 310 . . . . .	48
43	Detail zakaleného povrchu litiny ADI 9k6 400 . . . . .	49
44	Mikrostruktura jádra vzorku litiny ADI 9k6 400 . . . . .	49
45	Laserem zakalený povrch vzorku litiny ADI 9k6 400 [94] . . . . .	49
46	Průběh tvrdosti u povrchově zakalené litiny ADI 9k6 400 . . . . .	49
47	Detail zakaleného povrchu litiny EN-GJS-450-18 . . . . .	50
48	Mikrostruktura jádra vzorku litiny EN-GJS-450-18 . . . . .	50
49	Laserem zakalený povrch vzorku litiny EN-GJS-450-18 . . . . .	50
50	Průběh tvrdosti u povrchově zakalené litiny EN-GJS-450-18 . . . . .	50
51	Detail zakaleného povrchu litiny EN-GJL-250 Sn . . . . .	51
52	Mikrostruktura jádra vzorku litiny EN-GJL-250 Sn . . . . .	51



53	Laserem zakalený povrch vzorku litiny EN-GJL-250 Sn . . . . .	51
54	Průběh tvrdosti u povrchově zakalené litiny EN-GJL-250 Sn . . . . .	51
55	Detail zakaleného povrchu litiny EN-GJS-700 CuNi . . . . .	52
56	Mikrostruktura jádra vzorku litiny EN-GJS-700 CuNi . . . . .	52
57	Laserem zakalený povrch vzorku litiny EN-GJS-700 CuNi . . . . .	52
58	Průběh tvrdosti u povrchově zakalené litiny EN-GJS-700 CuNi . . . . .	52
59	Detail kaleného povrchu litiny Extral-1A . . . . .	53
60	Mikrostruktura jádra vzorku litiny Extral-1A . . . . .	53
61	Trhliny v laserem kaleném povrchu litiny Extral-1A . . . . .	53
62	Průběh tvrdosti u povrchově kalené litiny Extral-1A . . . . .	53
63	Detail kaleného povrchu litiny Extral-5 . . . . .	54
64	Mikrostruktura jádra vzorku litiny Extral-5 . . . . .	54
65	Trhliny v laserem kaleném povrchu litiny Extral-5 . . . . .	54
66	Průběh tvrdosti u povrchově kalené litiny Extral-5 . . . . .	54
67	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku ADI 9k6 240 (30 minut) . . . . .	56
68	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku ADI 9k6 240 (30 minut) . . . . .	56
69	Povrch nekaleného vzorku ADI 9k6 240 po tribologickém testu (30 minut) .	58
70	EDS analýza povrchu vzorku po tribologickém testu . . . . .	58
71	Povrch kaleného vzorku ADI 9k6 240 po tribologickém testu (11 minut) . .	59
72	Povrch kaleného vzorku ADI 9k6 240 po tribologickém testu (30 minut) . .	60
73	Detail povrchu kaleného vzorku ADI 9k6 240 po tribologickém testu (30 minut)	60
74	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku ADI 9k6 310 (30 minut) . . . . .	61
75	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku ADI 9k6 310 (30 minut) . . . . .	61
76	Povrch nekaleného vzorku ADI 9k6 310 po tribologickém testu (30 minut) .	63
77	Povrch kaleného vzorku ADI 9k6 310 po tribologickém testu (11 minut) . .	63
78	Povrch kaleného vzorku ADI 9k6 310 po tribologickém testu (30 minut) . .	64
79	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku ADI 9k6 400 (30 minut) . . . . .	65
80	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku ADI 9k6 400 (30 minut) . . . . .	65
81	Povrch nekaleného vzorku ADI 9k6 400 po tribologickém testu (30 minut) .	67
82	Povrch kaleného vzorku ADI 9k6 400 po tribologickém testu (11 minut) . .	67
83	Povrch kaleného vzorku ADI 9k6 400 po tribologickém testu (30 minut) . .	68
84	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku EN-GJS-450-18 (30 minut) . . . . .	69

85	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku EN-GJS-450-18 (30 minut) . . . . .	69
86	Povrch nekaleného vzorku EN-GJS-450-18 po tribologickém testu (30 minut)	71
87	Povrch kaleného vzorku EN-GJS-450-18 po tribologickém testu (11 minut)	71
88	Povrch kaleného vzorku EN-GJS-450-18 po tribologickém testu (30 minut)	72
89	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku EN-GJL-250-Sn (30 minut) . . . . .	73
90	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku EN-GJL-250-Sn (30 minut) . . . . .	73
91	Povrch nekaleného vzorku EN-GJL-250 Sn po tribologickém testu (30 minut)	75
92	Povrch kaleného vzorku EN-GJL-250 Sn po tribologickém testu (11 minut)	75
93	Povrch kaleného vzorku EN-GJL-250 Sn po tribologickém testu (30 minut)	76
94	Detail povrchu kaleného vzorku EN-GJL-250 Sn po tribologickém testu (30 minut) . . . . .	76
95	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI (30 minut) . . . . .	77
96	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI (30 minut) . . . . .	77
97	Povrch nekaleného vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI po tribologickém testu (30 minut) . . . . .	79
98	Povrch kaleného vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI po tribologickém testu (11 minut) . . . . .	79
99	Povrch kaleného vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI po tribologickém testu (30 minut) . . . . .	80
100	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku Extral-1A (30 minut) . . . . .	81
101	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku Extral-5 (30 minut) . . . . .	81
102	Průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro jednotlivé vzorky (30minutový test) . . . . .	83
103	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku ADI 9k6 240 (11 minut) . . . . .	103
104	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku ADI 9k6 240 (11 minut) . . . . .	103
105	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku ADI 9k6 310 (11 minut) . . . . .	104
106	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku ADI 9k6 310 (11 minut) . . . . .	104

107	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku ADI 9k6 400 (11 minut) . . . . .	104
108	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku ADI 9k6 400 (11 minut) . . . . .	105
109	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku EN-GJS-450-18 (11 minut) . . . . .	105
110	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku EN-GJS-450-18 (11 minut) . . . . .	105
111	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku EN-GJL-250 Sn (11 minut) . . . . .	106
112	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku EN-GJL-250 Sn (11 minut) . . . . .	106
113	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI (11 minut) . . . . .	106
114	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI (11 minut) . . . . .	107
115	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku Extral-1A (11 minut) . . . . .	107
116	Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku Extral-5 (11 minut) . . . . .	107

# Seznam tabulek

2.1	Vliv vybraných prvků na hodnotu uhlíkového ekvivalentu [3] . . . . .	13
4.1	Chemické složení testovaných vzorků litin . . . . .	46
5.1	Průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro vzorek ADI 9k6 240 . .	57
5.2	Průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro vzorek ADI 9k6 310 . .	62
5.3	Průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro vzorek ADI 9k6 400 . .	66
5.4	Průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro vzorek EN-GJS-450-18	70
5.5	Průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro vzorek EN-GJL-250 Sn	74
5.6	Průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro vzorek EN-GJS-700 CuNi ADI . . . . .	78
5.7	Průměrné hodnoty součinitele smykového tření pro vzorky Extral-1A a Extral-5	82
B.1	Průměrné hodnoty drsnosti naměřené před tribologickým testem . . . . .	108
B.2	Parametry laserového kalení . . . . .	109

# Seznam literárních zdrojů

1. PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. 2. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3.
2. NĚMEC, M.; BEDNÁŘ, B.; STUNOVÁ, B. *Teorie slévání*. 1. vyd. Praha: Česká technika - nakladatelství ČVUT, 2009. ISBN 978-80-01-04395-0.
3. ROUČKA, J. *Metalurgie litin*. 1. vyd. Brno: PC-DIR, 1998. ISBN 80-214-1263-1.
4. DAVYDOV, S. V. Phase Diagram of Fe–100% C Alloys. Part One. Basic Inconsistencies of Fe–Fe<sub>3</sub>C Alloy Phase Diagram. *Steel in Translation*. 2023, č. 2, s. 144–153. ISSN 1935-0988. Dostupné z DOI: 10.3103/S0967091223020031.
5. ČSN EN 1559-3 (421260): *Slévárnictví - Technické dodací podmínky - Část 3: Doplnkové požadavky na litinové odlitky*. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví, 2012.
6. DAVIS, J.R. *ASM Specialty Handbook Cast Irons*. 1. vyd. Materials Park: ASM International, 1996. ISBN 978-0-87170-564-8.
7. Cast Iron : Physical and Engineering Properties. In: 2. vyd. London: Butterworth & Co, 1978, s. 9. ISBN 0-408-70933-2.
8. ELLIOTT, R. *Cast Iron Technology*. 1. vyd. Manchester: Butterworth & Co., 1988. ISBN 0-408-01512-8.
9. RADZIKOWSKA, Janina M. Effect of specimen preparation on evaluation of cast iron microstructures. *Materials Characterization*. 2005, č. 4, s. 287–304. ISSN 1044-5803. Dostupné z DOI: doi.org/10.1016/j.matchar.2004.08.019.
10. CAMPBELL, J. *Complete Casting Handbook*. 1. vyd. Oxford: Elsevier, 2011. ISBN 978-1-85617-809-9.
11. ELORZ, J.A. Pero-Sanz; GONZÁLEZ, D.F.; VERDEJA, L.F. *Physical Metallurgy of Cast Irons*. 1. vyd. Zug: Springer, 2018. ISBN 978-3-319-97312-8.
12. STEFANESCU, Doru. Solidification and modeling of cast iron—A short history of the defining moments. *Materials Science and Engineering A*. 2005, s. 322–333. Dostupné z DOI: 10.1016/j.msea.2005.08.180.
13. PENCEA, Ion; STEFANESCU, Doru; RUXANDA, Roxana; ANGHELINA, Florina. New Aspects Regarding the Structure of Spheroidal Cast Iron Carbon Inclusions Revealed by WAXD Investigations. *Key Engineering Materials*. 2011, s. 120–125. Dostupné z DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.457.120.
14. STEFANESCU, Doru; ALONSO, G.; LARRANAGA, Pello; FUENTE, E.; SUÁREZ, R. On the crystallization of graphite from liquid iron-carbon-silicon melts. *Acta Materialia*. 2016, s. 102–126. Dostupné z DOI: 10.1016/j.actamat.2016.01.047.

15. *ASM handbook: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. 1. vyd. Materials Park: ASM International, 1990. ISBN 978-0-87170-377-4.
16. MITROVIC, Slobodan; SAVINI, Emanuele; DZUNIC, Dragan. The Strange Case of Compacted Graphite Iron: A Remarkable Option with Unique Material Properties or an Unusable Alloy? *Key Engineering Materials*. 2017, s. 67–70. Dostupné z DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.754.67.
17. HASE, Alan. Visualization of the tribological behavior of graphite in cast iron by in situ observations of sliding interfaces. *Tribology International*. 2019, s. 40–46. ISSN 0301-679X. Dostupné z DOI: doi.org/10.1016/j.triboint.2019.05.031.
18. SUGISHITA, Junji; FUJIYOSHI, Shonoshin. The effect of cast iron graphites on friction and wear performance I: Graphite film formation on grey cast iron surfaces. *Wear*. 1981, č. 2, s. 209–221. ISSN 0043-1648. Dostupné z DOI: doi.org/10.1016/0043-1648(81)90115-0.
19. PRASAD, B.K. Sliding wear response of a grey cast iron: Effects of some experimental parameters. *Tribology International*. 2011, č. 5, s. 660–667. ISSN 0301-679X. Dostupné z DOI: doi.org/10.1016/j.triboint.2011.01.006.
20. GHASEMI, R.; ELMQUIST, L.; GHASSEMALI, E.; SALOMONSSON, K.; JARFORS, A.E.W. Abrasion resistance of lamellar graphite iron: Interaction between microstructure and abrasive particles. *Tribology International*. 2018, s. 465–475. ISSN 0301-679X. Dostupné z DOI: doi.org/10.1016/j.triboint.2017.12.046.
21. MENDAS, Mohammed; BENAYOUN, Stéphane. Investigating the effects of microstructure on the wear mechanisms in lamellar cast irons via microscratch tests. *Tribology International*. 2013, s. 124–131. ISSN 0301-679X. Dostupné z DOI: doi.org/10.1016/j.triboint.2013.07.009.
22. HUAI, Wenjuan; ZHANG, Chenhui; WEN, Shizhu. Graphite-based solid lubricant for high-temperature lubrication. *Friction*. 2020. Dostupné z DOI: 10.1007/s40544-020-0456-2.
23. SCHARF, T.W.; PRASAD, S. Solid lubricants: A review. *Journal of Materials Science*. 2013, s. 511–531. Dostupné z DOI: 10.1007/s10853-012-7038-2.
24. VOJTĚCH, D. *Kovové materiály*. 1. vyd. Praha: Vysoká škola chemicko-technologická v Praze, 2006. ISBN 80-7080-600-1.
25. CHOTĚBORSKÝ, R. *Nauka o materiálu*. 1. vyd. Praha: Česká zemědělská univerzita v Praze, 2011. ISBN 978-80-213-2236-3.
26. CLYNE, T. W. *Hypoeutectic white cast iron*. Cambridge: DoITPoMS Micrograph Library, University of Cambridge, 2001. Dostupné také z: [https://www.doitpoms.ac.uk/miclib/micrograph\\_record.php?id=66](https://www.doitpoms.ac.uk/miclib/micrograph_record.php?id=66).
27. SUCHÁNEK, J. Trendy vývoje bílých otěruvzdorných litin. *Slévárenství*. 2017, č. 1-2, s. 16–20. ISSN 0037-6825.



28. SUCHÁNEK, J. Abrazivní opotřebení bílých chromových litin. *Slévárenství*. 2017, č. 1-2, s. 17–24. ISSN 0037-6825.
29. ŠENBERGER, J. *Metalurgie oceli na odlitky*. 1. vyd. Brno: VUTIUM, 2008. ISBN 978-80-214-3632-9.
30. MA, Shengqiang; XING, Jiandong; HE, Yaling; LI, Yefei; HUANG, Zhifu; LIU, Guangzhu; GENG, Qingjie. Microstructure and crystallography of M7C3 carbide in chromium cast iron. *Materials Chemistry and Physics*. 2015, s. 65–73. ISSN 0254-0584. Dostupné z DOI: [doi.org/10.1016/j.matchemphys.2015.05.008](https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2015.05.008).
31. CORONADO, J.J. Effect of (Fe,Cr)7C3 carbide orientation on abrasion wear resistance and fracture toughness. *Wear*. 2011, č. 3, s. 287–293. ISSN 0043-1648. Dostupné z DOI: [doi.org/10.1016/j.wear.2010.10.070](https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.10.070).
32. KARANTZALIS, Alexander; LEKATOU, Angeliki; MAVROS, H. Microstructure and properties of high chromium cast irons: Effect of heat treatments and alloying additions. *International Journal of Cast Metals Research*. 2009, s. 448–456. Dostupné z DOI: [10.1179/174313309X436637](https://doi.org/10.1179/174313309X436637).
33. WANG, Kun; LI, Dongyang. Formation of core (M7C3)-shell (M23C6) structured carbides in white cast irons: A thermo-kinetic analysis. *Computational Materials Science*. 2018, s. 111–121. ISSN 0927-0256. Dostupné z DOI: [doi.org/10.1016/j.commatsci.2018.07.032](https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2018.07.032).
34. WIENGMUON, A.; CHAIRUANGSRI, T.; BROWN, A.; BRYDSON, R.; EDMONDS, D.V.; PEARCE, J.T.H. Microstructural and crystallographical study of carbides in 30wt.% Cr cast irons. *Acta Materialia*. 2005, č. 15, s. 4143–4154. ISSN 1359-6454. Dostupné z DOI: [doi.org/10.1016/j.actamat.2005.05.019](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.05.019).
35. LAIRD, G.; GUNDLACH, R.; ROHRIG, K. *Abrasion Resistant Cast Iron Handbook*. 3. vyd. Schaumburg: American Foundry Society, 2000. ISBN 978-0-87433-224-7.
36. DOJKA, Malwina; DOJKA, Rafał. Inhibition of Carbide Growth by Sr in High-Alloyed White Cast Iron. *Materials*. 2022, č. 4. ISSN 1996-1944. Dostupné z DOI: [10.3390/ma15041317](https://doi.org/10.3390/ma15041317).
37. DOJKA, Malwina; STAWARZ, Marcin. Bifilm Defects in Ti-Inoculated Chromium White Cast Iron. 2020. Dostupné z DOI: [10.3390/ma13143124](https://doi.org/10.3390/ma13143124).
38. WANG, Bingxu; BARBER, Gary; QIU, Feng; ZOU, Qian; YANG, Hongyu. A Review: Phase Transformation and Wear Mechanisms of Single-Step and Dual-Step Austempered Ductile Irons. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020, s. 1054–1069. Dostupné z DOI: [10.1016/j.jmrt.2019.10.074](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.10.074).
39. MEIER, Leopold; HOFMANN, Michael; SAAL, Patrick; VOLK, Wolfram; HOFFMANN, Hartmut. In-situ measurement of phase transformation kinetics in austempered ductile iron. *Materials Characterization*. 2013, s. 124–133. ISSN 1044-5803. Dostupné z DOI: [doi.org/10.1016/j.matchar.2013.09.005](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.09.005).

40. *ASTM A 644 - 98: Standard Terminology Relating to Iron Castings*. West Conshohocken: ASTM International, 2003.
41. BHADESHIA, H. K. D. H. *BAINITE IN STEELS*. 3. vyd. Wakefield: Charlesworth Press, 2015. ISBN 978-1-909662-74-2.
42. LODER, Denise; MICHELIC, Susanne; BERNHARD, Christian. Acicular Ferrite Formation and Its Influencing Factors-A Review. *Journal of Materials Science Research*. 2016, s. 24. Dostupné z DOI: 10.5539/jmsr.v6n1p24.
43. XIAO, Haitao; ZHENG, Shaobo; XIN, Yan; XU, Jiali; HAN, Ke; LI, Huigai; ZHAI, Qijie. Characterization of Microstructure in High-Hardness Surface Layer of Low-Carbon Steel. *Metals*. 2020, s. 995. Dostupné z DOI: 10.3390/met10080995.
44. ALAALAM, Mohamed; GRECH, Maurice. Effect of Austenitizing Conditions on the Impact Properties of an Alloyed Austempered Ductile Iron of Initially Ferritic Matrix Structure. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 1998, s. 265–272. Dostupné z DOI: 10.1361/105994998770348007.
45. TISSI, Giulliana; FONSECA, Gláucio. Influence of austempering time and austempering temperature in microstructure and mechanical properties in austempered ductile iron. *International Journal of Research -GRANTHAALAYAH*. 2020, s. 51–62. Dostupné z DOI: 10.29121/granthaalayah.v8.i6.2020.419.
46. HEGDE, Ananda; M, Gurumurthy B; HINDI, Jamaluddin; SHARMA, Sathyashankara; C, Gowrishankar M. Effect of austempering temperature and manganese content on the impact energy of austempered ductile iron. *Cogent Engineering*. 2021, č. 1, s. 1939928. Dostupné z DOI: 10.1080/23311916.2021.1939928.
47. HSU, Cheng-Hsun; LIN, Kuan-Ting. A study on microstructure and toughness of copper alloyed and austempered ductile irons. *Materials Science and Engineering: A*. 2011, č. 18, s. 5706–5712. ISSN 0921-5093. Dostupné z DOI: doi.org/10.1016/j.msea.2011.04.035.
48. YANG, Jianghuai; PUTATUNDA, Susil K. Improvement in strength and toughness of austempered ductile cast iron by a novel two-step austempering process. *Materials and Design*. 2004, č. 3, s. 219–230. ISSN 0261-3069. Dostupné z DOI: doi.org/10.1016/j.matdes.2003.09.021.
49. YANG, Jianghuai; PUTATUNDA, Susil K. Effect of microstructure on abrasion wear behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process. *Materials Science and Engineering: A*. 2005, č. 1, s. 217–228. ISSN 0921-5093. Dostupné z DOI: doi.org/10.1016/j.msea.2005.06.036.
50. HEGDE, Ananda; SHARMA, Sathyashankara. Comparison of machinability of manganese alloyed austempered ductile iron produced using conventional and two step austempering processes. *Materials Research Express*. 2018, č. 5. Dostupné z DOI: 10.1088/2053-1591/aac254.

51. ELSAYED, Ayman H.; MEGAHED, M.M.; SADEK, A.A.; ABOUELELA, K.M. Fracture toughness characterization of austempered ductile iron produced using both conventional and two-step austempering processes. *Materials and Design*. 2009, č. 6, s. 1866–1877. ISSN 0261-3069. Dostupné z DOI: [doi.org/10.1016/j.matdes.2008.09.013](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.09.013).
52. DAKRE, Vinayak; PESHWE, D.; PATHAK, S.; LIKHITE, Ajay. Mechanical Characterization of Austempered Ductile Iron Obtained by Two Step Austempering Process. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2017. Dostupné z DOI: [10.1007/s12666-017-1099-5](https://doi.org/10.1007/s12666-017-1099-5).
53. WANG, Bingxu; QIU, Feng; BARBER, Gary; PAN, Yuming; CUI, Weiwei; WANG, Rui. Microstructure, Wear Behavior and Surface Hardening of Austempered Ductile Iron. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. Dostupné z DOI: [10.1016/j.jmrt.2020.06.076](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.06.076).
54. MUSSA, A.; KRAKHMALOV, P.; BERGSTRÖM, J. Wear mechanisms and wear resistance of austempered ductile iron in reciprocal sliding contact. *Wear*. 2022, s. 204305. ISSN 0043-1648. Dostupné z DOI: [doi.org/10.1016/j.wear.2022.204305](https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204305).
55. CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. *Materials Science and Engineering*. 9. vyd. New Jersey: Wiley, 2013. ISBN 978-1-118-32457-8.
56. BALOS, Sebastian; RAJNOVIC, Dragan; DRAMICANIN, Miroslav; LABUS ZLATANOVIC, Danka; ERIC, Olivera; GRBOVIC NOVAKOVIC, Jasmina; SIDJANIN, L. Abrasive wear behaviour of ADI material with various retained austenite content. *International Journal of Cast Metals Research*. 2016, s. 187–193. Dostupné z DOI: [10.1080/13640461.2015.1125982](https://doi.org/10.1080/13640461.2015.1125982).
57. SHARMA, J.D. Wear Performance of Cu-Alloyed Austempered Ductile Iron. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2012. Dostupné z DOI: [10.1007/s11665-012-0380-3](https://doi.org/10.1007/s11665-012-0380-3).
58. DABER, Srinivasmurthy; RAO, P. Formation of strain-induced martensite in austempered ductile iron. *Journal of Materials Science*. 2008, s. 357–367. Dostupné z DOI: [10.1007/s10853-007-2258-6](https://doi.org/10.1007/s10853-007-2258-6).
59. AKBARZADEH, Elina; RAHIMI, M.; YAZDANI, Sasan. Dry sliding wear of Ni alloyed austempered ductile iron. *China foundry*. 2016. Dostupné z DOI: [10.1007/s41230-016-6072-0](https://doi.org/10.1007/s41230-016-6072-0).
60. DU, Yuzhou; GAO, Xiangqian; WANG, Xiaolong; WANG, Xin; GE, Yanfeng; JIANG, Bailing. Tribological behavior of austempered ductile iron (ADI) obtained at different austempering temperatures. *Wear*. 2020, s. 203396. ISSN 0043-1648. Dostupné z DOI: [doi.org/10.1016/j.wear.2020.203396](https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203396).

61. ELMASRY, Naim; MAHDY, Amir; KANDIL, A. Influence of austempering temperature on microstructure and properties of ductile irons. *Journal of Al Azhar University Engineering Sector*. 2013, s. 122–128.
62. KUMARI, Ritha; RAO, P. Study of wear behaviour of austempered ductile iron. *Journal of Materials Science*. 2009, s. 1082–1093. Dostupné z DOI: 10.1007/s10853-008-3195-8.
63. DABER, Srinivasmurthy; RAVISHANKAR, K.; RAO, P. Influence of austenitising temperature on the formation of strain induced martensite in austempered ductile iron. *Journal of Materials Science*. 2008, s. 4929–4937. Dostupné z DOI: 10.1007/s10853-008-2717-8.
64. ZHANG, Jiwang; ZHANG, Ning; ZHANG, Mintang; ZENG, Dongfang; SONG, Qingpeng; LU, Liantao. Rolling–sliding wear of austempered ductile iron with different strength grades. *Wear*. 2014, č. 1, s. 62–67. ISSN 0043-1648. Dostupné z DOI: doi.org/10.1016/j.wear.2014.06.015.
65. ZAMMIT, A.; ABELA, S.; WAGNER, L.; MHAEDE, M.; GRECH, M. Tribological behaviour of shot peened Cu–Ni austempered ductile iron. *Wear*. 2013, č. 1, s. 829–836. ISSN 0043-1648. Dostupné z DOI: doi.org/10.1016/j.wear.2012.12.027. *Wear of Materials 2013*.
66. BABAZADEH, M.; POURASIABI, Hamid. Wear characteristics of ADIs; a comprehensive review on mechanisms and effective parameters. *Journal of Basic and Applied Research International*. 2013, s. 646–656.
67. BHUSHAN, B. *INTRODUCTION TO TRIBOLOGY*. 2. vyd. Ohio: Wiley, 2013. ISBN 978-1-119-94453-9.
68. WANG, Bingxu; HE, Minsheng; BARBER, Gary C.; SCHALL, J. David; TAO, Chunlin; SUN, Xichen. Rolling contact fatigue resistance of austempered ductile iron processed at various austempering holding times. *Wear*. 2018, s. 41–46. ISSN 0043-1648. Dostupné z DOI: doi.org/10.1016/j.wear.2017.11.022.
69. PÍŠEK, F.; RYŠ, P.; CENEK, M. *Nauka o materiálu*. 1. vyd. Praha: Nakladatelství Československé akademie věd, 1957.
70. RAJAN, T.V.; SHARMA, C.P.; SHARMA, A. *HEAT TREATMENT: Principles and Techniques*. 2. vyd. New Delhi: PHI Learning, 2011. ISBN 978-81-203-4095-4.
71. MULLIN, J.D. *Ductile Iron Data for Design Engineers*. QIT-Fer et Titane, Incorporated, 1990.
72. WIENGMOON, A.; CHAIRUANGSRI, T.; BROWN, A.; BRYDSON, R.; EDMONDS, D.V.; PEARCE, J.T.H. Microstructural and crystallographical study of carbides in 30wt.%Cr cast irons. *Acta Materialia*. 2005, č. 15, s. 4143–4154. ISSN 1359-6454. Dostupné z DOI: doi.org/10.1016/j.actamat.2005.05.019.

73. HIGUERA COBOS, Oscar; DUMITRU, F.D.; MESA, Dairo. Improvement of abrasive wear resistance of the high chromium cast iron ASTM A-532 through thermal treatment cycles. *Revista Facultad de Ingeniería (0121-1129)*. 2016, s. 93–103. Dostupné z DOI: 10.19053/01211129.4141.
74. INTHIDECH, Sudsakorn; SRICHAROENCHAI, Prasonk; MATSUBARA, Yasuhiro. Effect of Alloying Elements on Heat Treatment Behavior of Hypoeutectic High Chromium Cast Iron. *Materials Transactions - MATER TRANS*. 2006, s. 72–81. Dostupné z DOI: 10.2320/matertrans.47.72.
75. JECH, J. *Tepelné zpracování oceli : Metodická příručka*. 4. vyd. Praha: SNTL, 1983.
76. *ASM Handbook, Volume 4, Heat Treating*. Materials Park: ASM International, 1991. ISBN 0-87170-379-3.
77. GADHE, Padmanabham; BATHE, Ravi. Laser Materials Processing for Industrial Applications. *Proceedings of the National Academy of Sciences, India Section A: Physical Sciences*. 2018. Dostupné z DOI: 10.1007/s40010-018-0523-5.
78. STEEN, W. M.; MAZUMDER, J. *Laser Material Processing*. 4th ed. London: Springer, 2010. ISBN 978-1-84996-061-8.
79. READY, J. F. *Industrial Applications of Lasers*. 2nd ed. San Diego: Academic Press, 1997. ISBN 0-12-583961-8.
80. GRUM, Janez. Laser Surface Hardening. In: *Encyclopedia of Tribology*. Ed. WANG, Q. Jane; CHUNG, Yip-Wah. Boston, MA: Springer US, 2013, s. 1948–1962. ISBN 978-0-387-92897-5. Dostupné z DOI: 10.1007/978-0-387-92897-5\_1007.
81. ROUNDY, Carlos B.; OPHIR-SPIRICON. Current Technology of Laser Beam Profile Measurements. In: 1999.
82. GIORLEO, L.; SEMERARO, Quirico. Modelling of back tempering in laser hardening. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2011, s. 969–977. Dostupné z DOI: 10.1007/s00170-010-3008-5.
83. ANUSHA, E.; KUMAR, Adepu; SHARIFF, Sulthan. Finite element analysis and experimental validation of high-speed laser surface hardening process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2021. Dostupné z DOI: 10.1007/s00170-021-07303-z.
84. BERGMANN, H. W. Laser Surface Melting Of Iron-Base Alloys. In: *Laser Surface Treatment of Metals*. Ed. DRAPER, Clifton W.; MAZZOLDI, P. Dordrecht: Springer Netherlands, 1986, s. 351–368. ISBN 978-94-009-4468-8. Dostupné z DOI: 10.1007/978-94-009-4468-8\_34.
85. ZHANG, X.M; MAN, H.C; LI, H.D. Wear and friction properties of laser surface hardened En31 steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 1997, č. 1, s. 162–166. ISSN 0924-0136. Dostupné z DOI: doi.org/10.1016/S0924-0136(97)00011-3.

86. KATAYAMA, S. *Handbook of laser welding technologies*. Cambridge: Woodhead Publishing, 2013. ISBN 978-0-85709-264-9.
87. LAZOV, Lyubomir; PETROV, Nikolay. Physical model about laser impact on metals and alloys. *Contemporary Materials*. 2010. Dostupné z DOI: 10.5767/anurs.cmat.100102.en.124L.
88. JOSHI, Sameehan S.; CHOUDHURI, Deep; MANTRI, Srinivas Aditya; BANERJEE, Rajarshi; DAHOTRE, Narendra B.; BANERJEE, Srikumar. Rationalizing surface hardening of laser glazed grey cast iron via an integrated experimental and computational approach. *Materials and Design*. 2018, s. 570–585. ISSN 0264-1275. Dostupné z DOI: doi.org/10.1016/j.matdes.2018.07.022.
89. FERNÁNDEZ-VICENTE, A.; PELLIZZARI, M.; ARIAS, J.L. Feasibility of laser surface treatment of pearlitic and bainitic ductile irons for hot rolls. *Journal of Materials Processing Technology*. 2012, č. 5, s. 989–1002. ISSN 0924-0136. Dostupné z DOI: doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.11.013.
90. FOUQUET, F.; SZMATULA, E. Laser surface melting of a pearlitic grey cast iron. *Materials Science and Engineering*. 1988, s. 305–308. ISSN 0025-5416. Dostupné z DOI: doi.org/10.1016/0025-5416(88)90175-9. Proceedings of the Sixth International Conference on Rapidly Quenched Metals.
91. MURAKAMI, Reita; NARITA, Ichihito; MIYAHARA, Hirofumi. Surface Microstructure and Properties of Nodular Cast Iron Rapidly Solidified by Laser Surface Melting. *MATERIALS TRANSACTIONS*. 2018, s. 1465–1470. Dostupné z DOI: 10.2320/materials-trans.T-M2018831.
92. BENYOUNIS, K.; FAKRON, Osama; ABOUD, Jaafar; OLABI, Abdul Ghani; HASHMI, M.s.J. Surface melting of nodular cast iron by Nd-YAG laser and TIG. *Journal of Materials Processing Technology*. 2005, s. 127–132. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.04.108.
93. CATALÁN, Néstor; RAMOS-MOORE, Esteban; BOCCARDO, Adrian; CELENTANO, Diego. Surface Laser Treatment of Cast Irons: A Review. *Metals*. 2022, č. 4. ISSN 2075-4701. Dostupné z DOI: 10.3390/met12040562.
94. MORES, A.; HORNÍK, J.; MAZÁČOVÁ, V.; KRČIL, J.; SKRBK, B.; NĚMEC, M. *Povrchové laserové kalení odlitek s kuličkovým a lupínkovým grafitem po izotermickém kalení: Sborník přednášek z 57. slévárenských dnů*. 1. vyd. Brno: Česká slévárenská společnost, z.s., člen ČSVTS Praha, 2021. Dostupné také z: [https://www.slevarenskedny.cz/sborniky/sborn%C3%ADk\\_57\\_slevarenske\\_dny\\_final.pdf](https://www.slevarenskedny.cz/sborniky/sborn%C3%ADk_57_slevarenske_dny_final.pdf).
95. CUI, Wenfu; LIU, Jia; ZHU, Hongyin; SHI, Yan. Investigation on wear resistance of nodular cast iron by laser surface treatment. *Materials Research Express*. 2019, č. 8. Dostupné z DOI: 10.1088/2053-1591/ab19de.

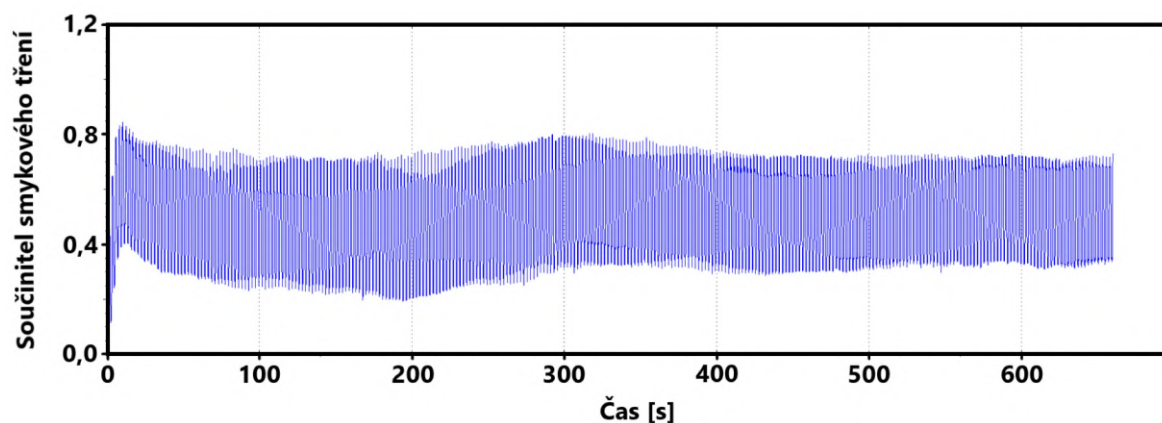


96. PAGANO, Nunziante; ANGELINI, V.; CESCHINI, Lorella; CAMPANA, Giampaolo. Laser Remelting for Enhancing Tribological Performances of a Ductile Iron. *Procedia CIRP*. 2016, s. 987–991. Dostupné z DOI: [10.1016/j.procir.2015.12.131](https://doi.org/10.1016/j.procir.2015.12.131).
97. AKINRIBIDE, O.J.; AKINWAMIDE, S.O.; OBADELE, B.A.; OGUNDARE, O.D.; AYELERU, O.O.; OLUBAMBI, P.A. Tribological behaviour of ductile and austempered grey cast iron under dry environment. *Materials Today: Proceedings*. 2021, s. 1174–1182. ISSN 2214-7853. Dostupné z DOI: [doi.org/10.1016/j.matpr.2020.07.473](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.07.473). 2020 International Symposium on Nanostructured and Advanced Materials.

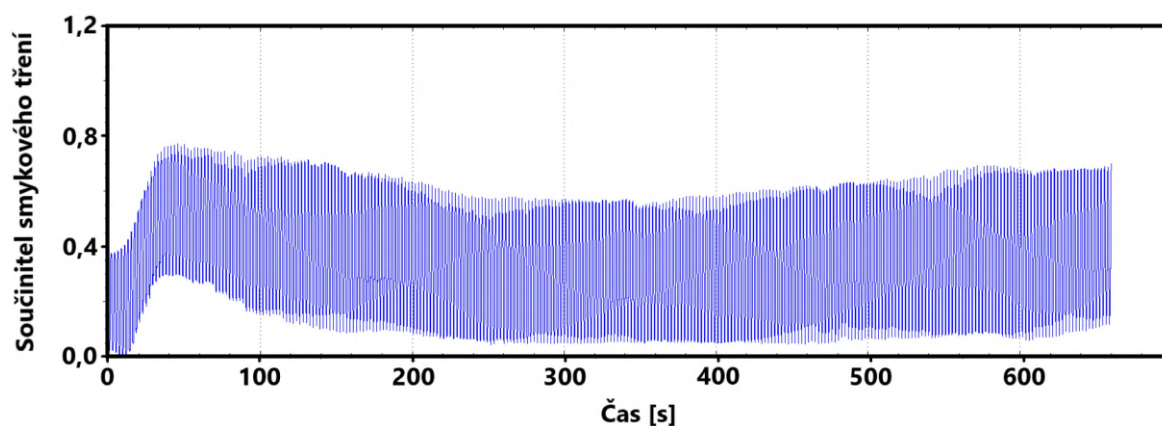
### **III. Přílohy**

# A. Grafické závislosti

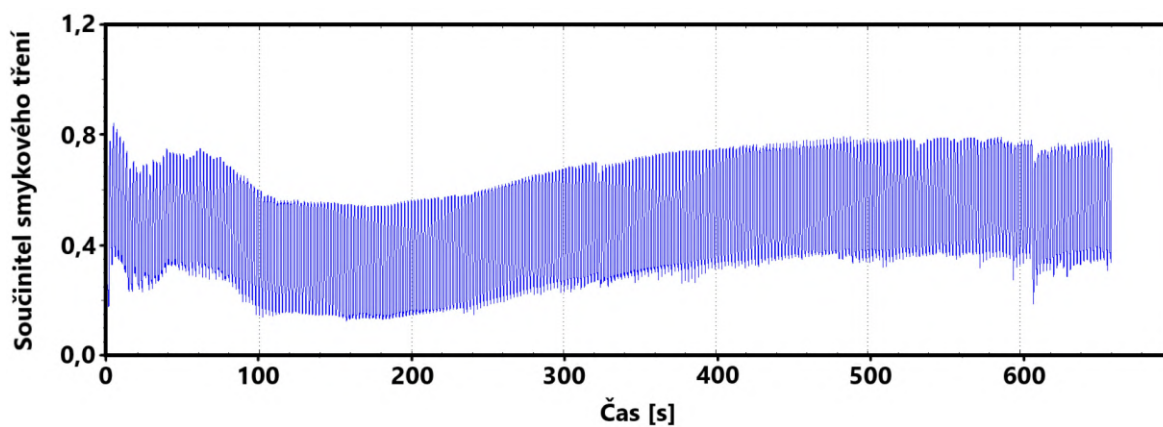
## A.1 Kontrolní měření



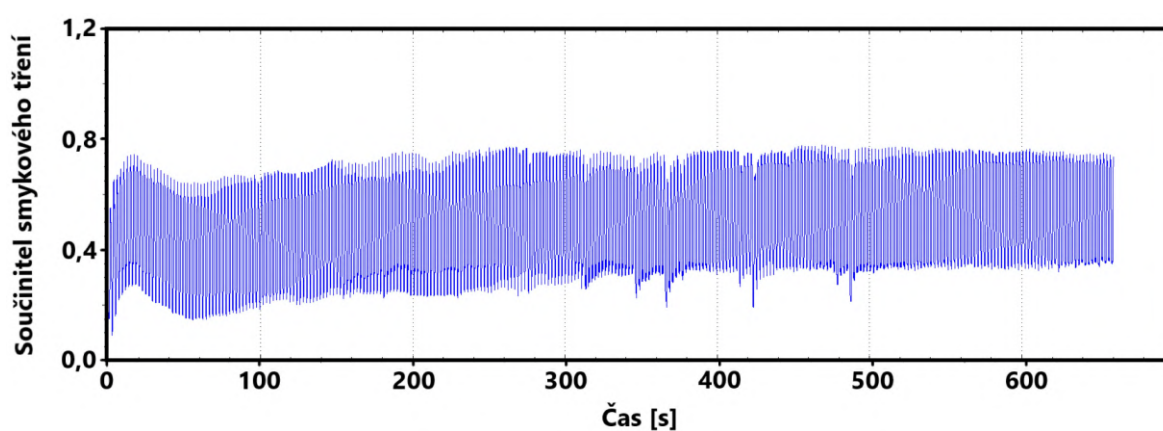
**Obrázek 103:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku ADI 9k6 240 (11 minut)



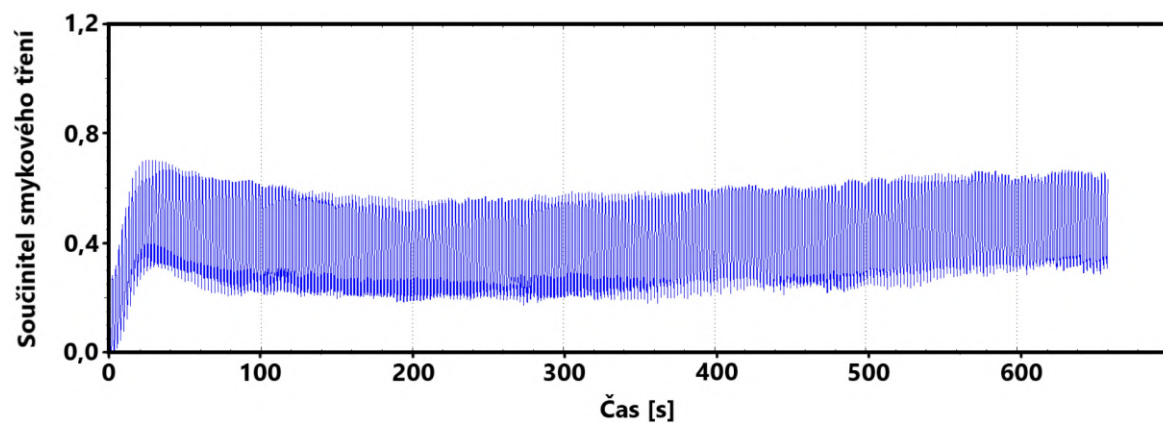
**Obrázek 104:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku ADI 9k6 240 (11 minut)



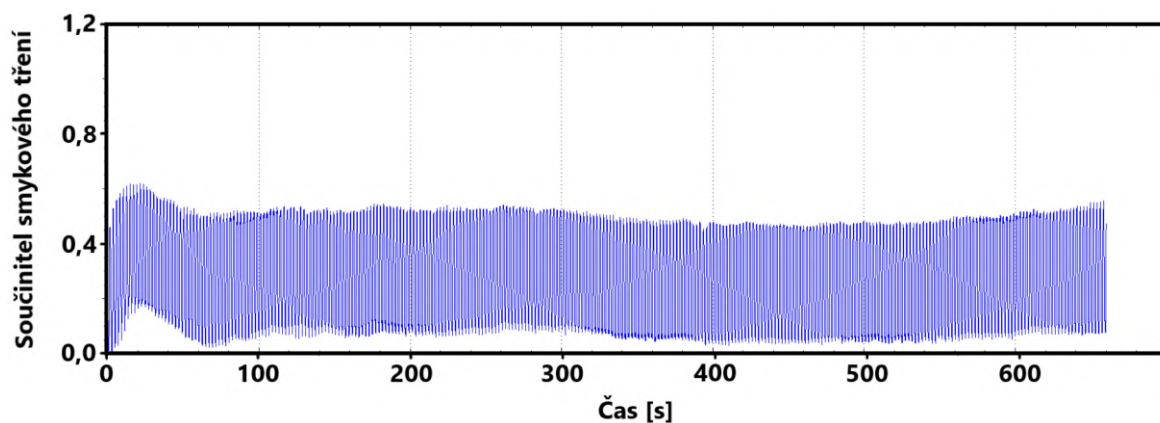
**Obrázek 105:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku ADI 9k6 310 (11 minut)



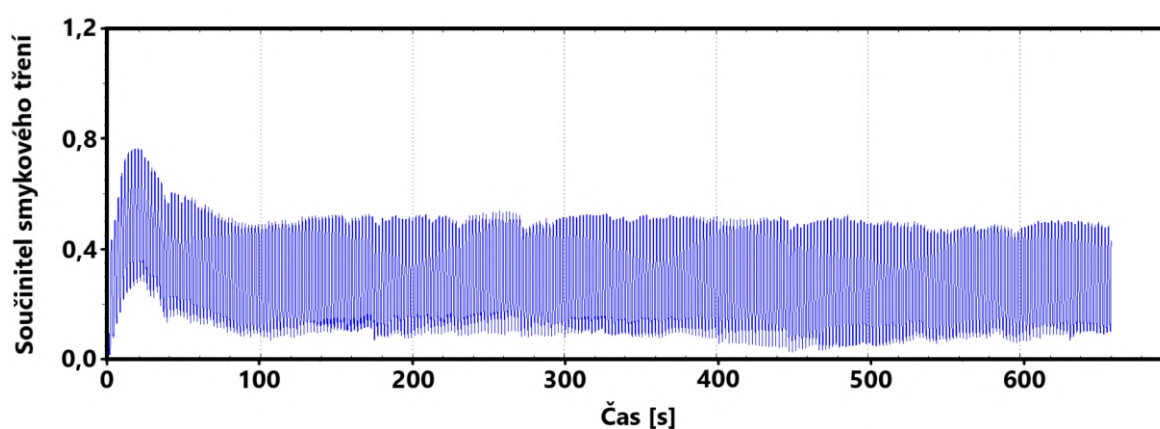
**Obrázek 106:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku ADI 9k6 310 (11 minut)



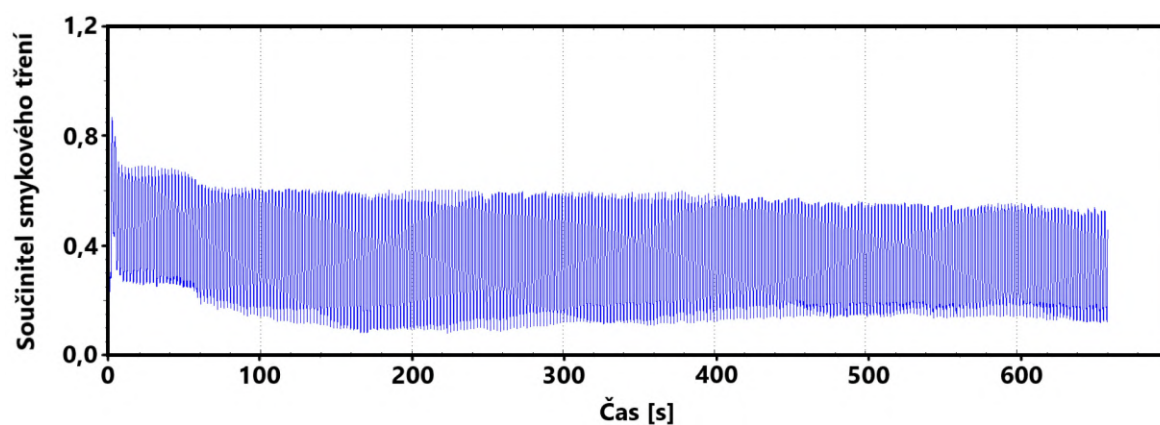
**Obrázek 107:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku ADI 9k6 400 (11 minut)



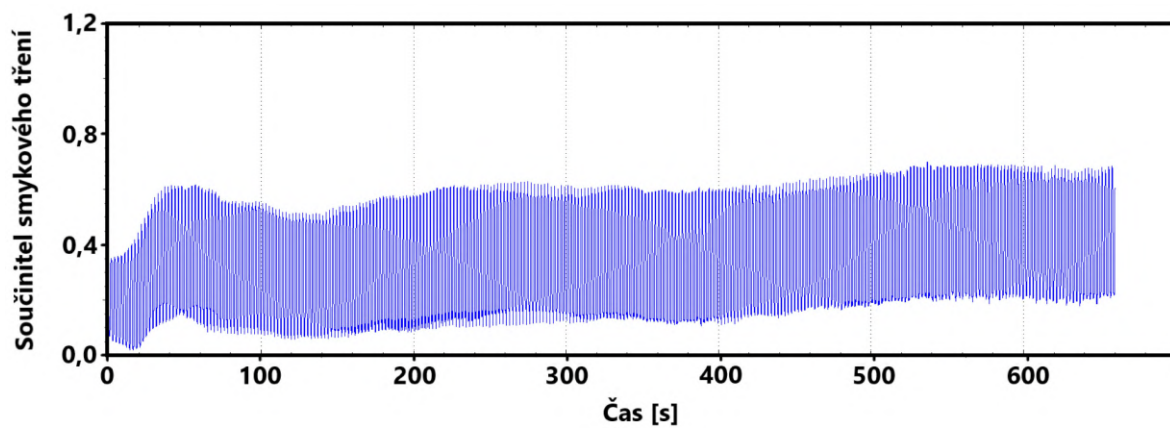
**Obrázek 108:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku ADI 9k6 400 (11 minut)



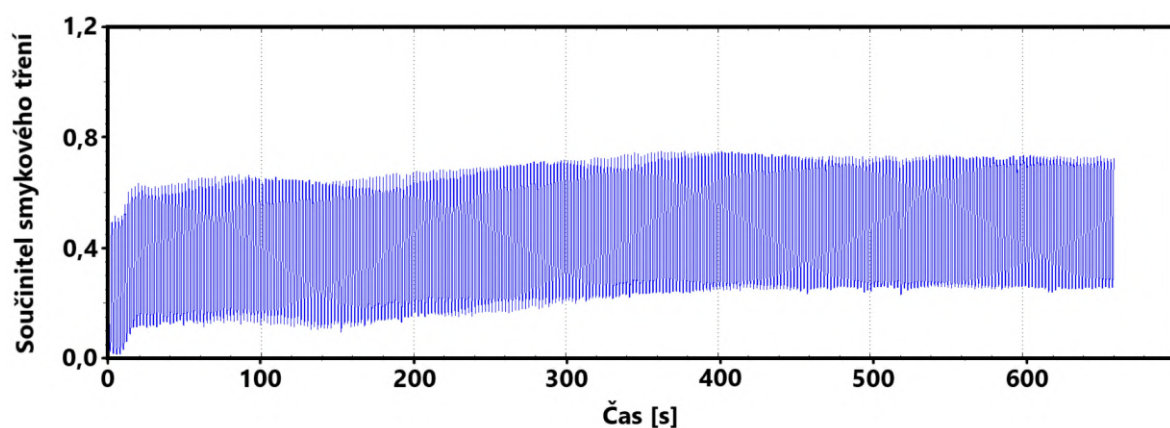
**Obrázek 109:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku EN-GJS-450-18 (11 minut)



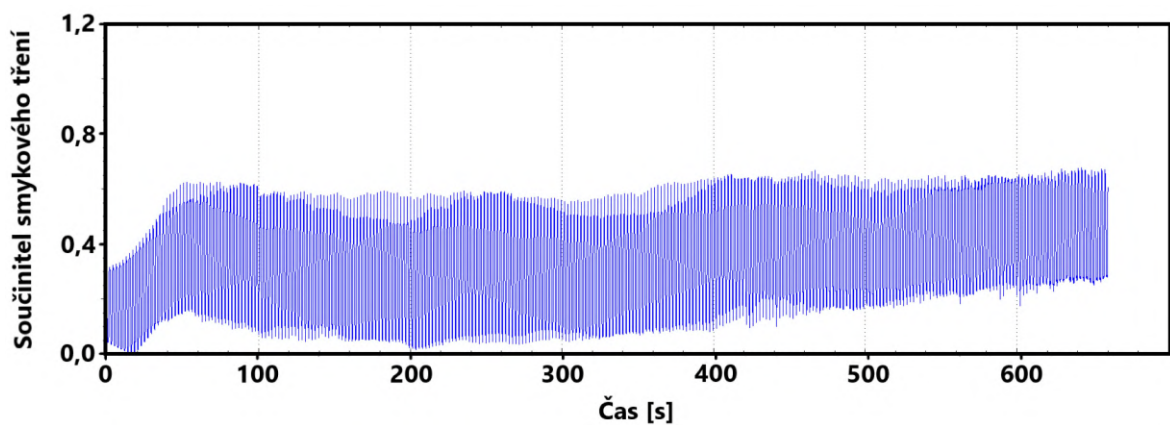
**Obrázek 110:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku EN-GJS-450-18 (11 minut)



**Obrázek 111:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku EN-GJL-250 Sn (11 minut)

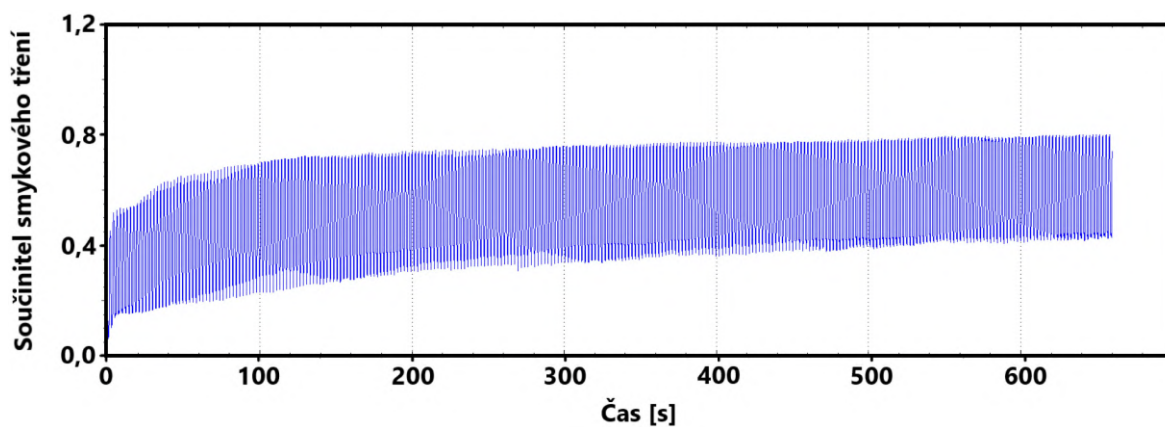


**Obrázek 112:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku EN-GJL-250 Sn (11 minut)

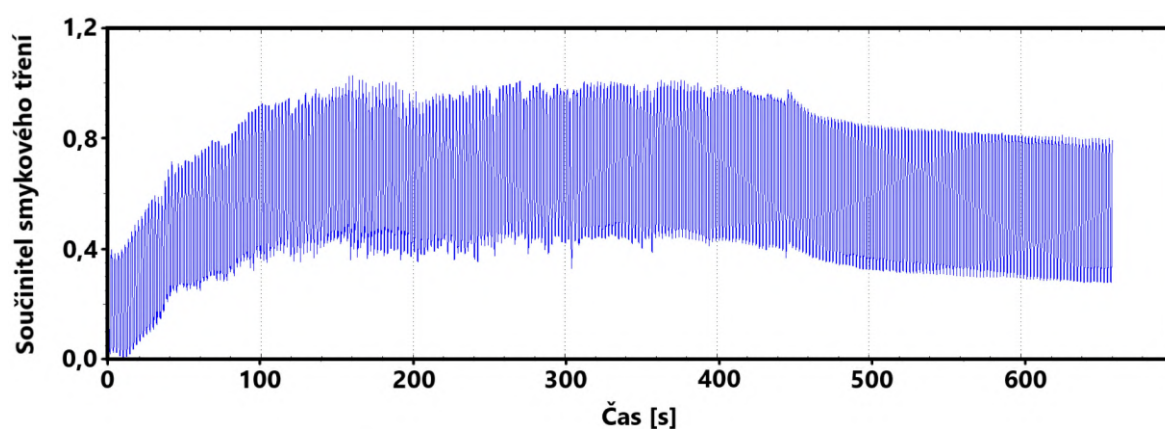


**Obrázek 113:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI (11 minut)

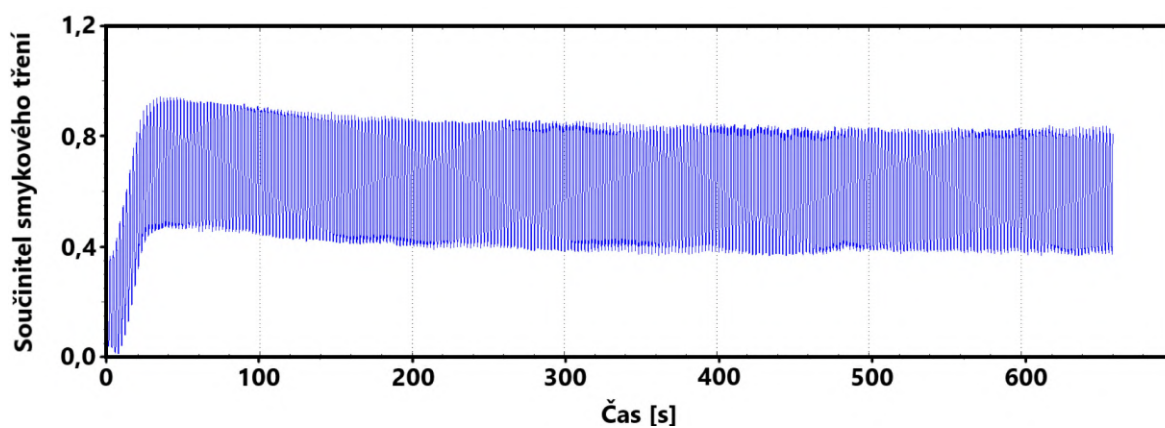




**Obrázek 114:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu kaleného vzorku EN-GJS-700 CuNi ADI (11 minut)



**Obrázek 115:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku Extral-1A (11 minut)



**Obrázek 116:** Záznam součinitele smykového tření během tribologického testu nekaleného vzorku Extral-5 (11 minut)

## B. Tabulky

### B.1 Průměrné hodnoty drsnosti testovaných povrchů

Tabulka B.1: Průměrné hodnoty drsnosti naměřené před tribologickým testem

Vzorek	Typ povrchu	Průměrné Ra [ $\mu\text{m}$ ]	Průměrné Rz [ $\mu\text{m}$ ]
ADI 9k6 240	Nekalený	0,141	1,76
	Kalený	0,318	3,571
ADI 9k6 310	Nekalený	0,112	1,329
	Kalený	0,304	2,633
ADI 9k6 400	Nekalený	0,122	1,33
	Kalený	0,245	1,821
EN-GJS-450-18	Nekalený	0,212	2,026
	Kalený	0,323	2,731
EN-GJL-250 Sn	Nekalený	0,194	1,600
	Kalený	0,468	4,105
EN-GJS-700 CuNi ADI	Nekalený	0,239	2,677
	Kalený	1,745	9,979
EXTRAL-1A	Nekalený	0,166	1,091
EXTRAL-5	Nekalený	0,168	1,275

## B.2 Parametry laserového kalení

Tabulka B.2: Parametry laserového kalení

<b>Použitý laser</b>	Laserline LDF 10000-100	
<b>Fokusační vzdálenost</b>	348 mm	
<b>Kalící optika</b>	Laserline zoom optics (8-54 mm)	
<b>Velikost laserového spotu</b>	8x20 mm	
<b>Vzorek</b>	<b>Teplota [°C]</b>	<b>Rychlost [cm/min]</b>
ADI 9k6 240	1120	45
ADI 9k6 310	1120	45
ADI 9k6 400	1120	45
EN-GJS-450-18	1060	45
EN-GJL-250 Sn	1050	18
EN-GJS-700 CuNi ADI	1050	18
EXTRAL-1A	1120	45
EXTRAL-5	1120	45