

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: B0715A270013 – Strojní inženýrství
Studijní specializace: Strojírenské materiály a technologie

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

Sledování chování kalících médií pomocí moderních metod

Autor: Vojtěch TAUBR
Vedoucí práce: Doc. Ing. Petr BENEŠ, Ph.D.

Akademický rok 2023/2024

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

Fakulta strojní

Akademický rok: 2023/2024

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

(projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení: **Vojtěch TAUBR**
Osobní číslo: **S21B0240P**
Studijní program: **B0715A270013 Strojní inženýrství**
Specializace: **Strojírenské materiály a technologie**
Téma práce: **Sledování chování kalících médií pomocí moderních metod**
Zadávající katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

Zásady pro vypracování

1. Tepelné zpracování ocelí
2. Povrchové jevy na fázovém rozhraní povrch kalené součásti – kalící médium
3. Možnosti měření vlivu a charakterizace chování kalících médií při ochlazování součásti
4. Vysokorychlostní záznam
5. Návrh experimentálního programu
6. Diskuze výsledků
7. Závěr

Rozsah bakalářské práce: **30-40 stran**
Rozsah grafických prací: **fotodokumentace, obrázky**
Forma zpracování bakalářské práce: **tištěná/elektronická**

Seznam doporučené literatury:

Tsuji, K., The Micro-World Observed by Ultra High-Speed Cameras, Springer,2018, ISBN: 978-3-319-61490-8.

G. E. Totten. Steel Heat Treatment Handbook, Portland, 2006. ISBN 0-8493-8455-9.

G. E. Totten. Steel Heat Treatment Equipment and Process Design, Portland, 2007. ISBN 0-8493-8454-0.

Vedoucí bakalářské práce: **Doc. Ing. Petr Beneš, Ph.D.**
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

Konzultant bakalářské práce: **Ing. Jiří Hájek, Ph.D.**
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

Datum zadání bakalářské práce: **16. října 2023**
Termín odevzdání bakalářské práce: **24. května 2024**

L.S.

Doc. Ing. Vladimír Duchek, Ph.D.
děkan

Prof. Ing. Ludmila Kučerová, Ph.D.
vedoucí katedry

Zadání BP

Práce se zabývá analýzou povrchových jevů vzniklých při kalení oceli do různých kapalných chladících médií tak, aby bylo možné optimalizovat kalicí proces z hlediska požadovaných vlastností kalené oceli. Pro snímání optických jevů bude využito tzv. quenchtestu v kombinaci s vysokorychlostním záznamem.

Prohlášení o autorství

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě bakalářskou práci zpracovanou na závěr studia na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Prohlašuji, že jsem tuto bakalářskou práci vypracoval samostatně, s použitím odborné literatury a pramenů uvedených v seznamu, který je součástí této bakalářské práce.

V Plzni dne:

.....

podpis autora

ANOTAČNÍ LIST BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

AUTOR	Příjmení Taubr	Jméno Vojtěch	
STUDIJNÍ PROGRAM	B0715A270013 Strojní inženýrství		
VEDOUcí PRÁCE	Příjmení (včetně titulů) Doc. Ing. Beneš, Ph.D.	Jméno Petr	
PRACOVISŤE	ZČU - FST – KMM		
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ	Nehodící se škrtněte
NÁZEV PRÁCE	Sledování chování kalících médií pomocí moderních metod		

FAKULTA	strojní	KATEDRA	KMM	ROK ODEVZD.	2024
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM		TEXTOVÁ ČÁST		GRAFICKÁ ČÁST	
---------------	--	---------------------	--	----------------------	--

<p style="text-align: center;">STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK)</p> <p>ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY</p>	<p>Práce se bude zabývat analýzou povrchových jevů vzniklých při kalení oceli do různých kapalných chladících médií tak, aby bylo možné optimalizovat kalící proces z hlediska požadovaných vlastností kalené oceli. Pro snímání optických jevů bude využito tzv. quenchtetu v kombinaci s vysokorychlostním záznamem.</p>
<p style="text-align: center;">KLÍČOVÁ SLOVA</p> <p style="text-align: center;">ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE</p>	<p style="text-align: center;">tepelné zpracování, kalící médium, vlivy na ochlazování, quenchtet, vysokorychlostní záznam</p>

SUMMARY OF BACHELOR SHEET

AUTHOR	Surname Taubr	Name Vojtěch		
STUDY PROGRAMME	B0715A270013 Mechanical Engineering			
SUPERVISOR	Surname (Inclusive of Degrees) Doc. Ing. Beneš, Ph.D.	Name Petr		
INSTITUTION	ZČU - FST - KMM			
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR	Delete when not applicable	
TITLE OF THE WORK	Monitoring the behavior of quenching media using modern methods			

FACULTY	Mechanical Engineering	DEPARTMENT	KMM	SUBMITTED IN	2024
----------------	------------------------	-------------------	-----	---------------------	------

NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

TOTALLY		TEXT PART		GRAPHICAL PART	
----------------	--	------------------	--	-----------------------	--

BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	The work will deal with the analysis of surface phenomena arising during the quenching of steel in different liquid cooling media, so that it is possible to optimize the quenching process in terms of the required properties of hardened steel. The so-called quench test in combination with high-speed recording will be used to detect optical phenomena.
KEY WORDS	heat treatment, quenching medium, influences on cooling, quenchtest, high speed recording

Přehled použitých zkratk a symbolů

TZ – tepelné zpracování

A_1 – eutektoidní teplota systému Fe – Fe₃C

A_3 – křivka vymezující dolní hranici oblasti stability austenitu při obsahu uhlíku nižším než 0,8%

FCC – face centered cubic

BCC – body centered cubic

BCT – body centered tetragonal

M_s – martenzit start, počátek martenzitické transformace

M_f – martenzit finiš, konec martenzitické transformace

IRA – Izotermický Rozpad Austenitu

ARA – Anizotermický Rozpad Austenitu

HSLA – Vysokopevné nízkolegované oceli (High Strength Low Alloy)

DNB – departure from nuclear boiling

CHF – critical heat flux

α_{fv} – koeficient přestupu tepla pro filmový var

α_{bv} – koeficient přestupu tepla pro bublinkový var

α_{konv} – koeficient přestupu tepla pro konvekci

FPS – frames per second (snímky za sekundu)

CCD – Charge-coupled device (zařízení s vázanými náboji)

CMOS – Complementary Metal Oxide Semiconductor (komplementární polovodič oxidů kovu)

Obsah

Seznam obrázků	9
Seznam tabulek.....	12
1 Úvod.....	13
2 Rešerše.....	14
2.1 Obecný popis tepelného zpracování	14
2.2 Rozdělení žíhání	14
2.2.1 Žíhání s překrytalizací	15
2.2.2 Žíhání bez překrytalizace	16
2.3 Rozdělení kalení	17
2.4 Kalení	17
2.4.1 Martenzitická transformace.....	17
2.4.2 Baitická transformace.....	22
2.5 Popouštění.....	23
2.6 Provedení	26
2.6.1 Austenitizace	26
2.6.2 Zařizní pro ohřev.....	27
2.6.3 Ochlazení.....	28
2.7 Povrchové jevy	30
2.7.1 Kalící prostředí	30
2.7.2 Vznik povrchových jevů.....	33
2.7.3 Přestup tepla.....	43
2.8 Quench test.....	45
2.9 Vysokorychlostní záznam.....	46
2.9.1 Princip	47
3 Experimentální část.....	49
3.1 Příprava na záznam povrchových jevů.....	49
3.2 Povrchové jevy	49
3.2.1 Povrchové jevy ve vodě při pokojové teplotě	50
3.2.2 Povrchové jevy v 5% polymerní lázni při pokojové teplotě	53
3.2.3 Povrchové jevy v 10% polymerní lázni při pokojové teplotě	55
3.2.4 Povrchové jevy v 15% polymerní lázni při pokojové teplotě	57
3.2.5 Povrchové jevy ve vodě při 40 °C	59
3.2.6 Povrchové jevy v 5% polymerní lázni při 40 °C	61
3.2.7 Povrchové jevy v 10% polymerní lázni při 40 °C.....	63
3.2.8 Povrchové jevy v 15% polymerní lázni při 40 °C.....	65
3.2.9 Povrchové jevy ve vodě při 60 °C	67

3.2.10	Povrchové jevy v 5% polymerní lázni při 60 °C.....	69
3.2.11	Povrchové jevy v 10% polymerní lázni při 60 °C.....	71
3.2.12	Povrchové jevy v 15% polymerní lázni při 60 °C.....	73
3.3	Měření mikrostruktury.....	75
3.3.1	Mikrostruktury vzorků kalených při pokojové teplotě	78
3.3.2	Mikrostruktury vzorků kalených při 40 °C.....	79
3.3.3	Mikrostruktury vzorků kalených při 60 °C.....	80
3.4	Měření mikrotvrdosti.....	81
3.4.1	Průběh tvrdostí vzorků kalených v médiích při pokojové teplotě.....	83
3.4.2	Průběh tvrdostí vzorků kalených v médiích při 40 °C.....	84
3.4.3	Průběh tvrdostí vzorků kalených v médiích při 60 °C.....	85
3.5	Stanovení ochlazovacích křivek pomocí quench testu.....	86
3.5.1	Ochlazovací křivka 5% polymerní lázně při pokojové teplotě.....	87
3.5.2	Ochlazovací křivka 5% polymerní lázně při 40°C.....	88
3.5.3	Ochlazovací křivka 5% polymerní lázně při 60°C.....	89
3.5.3	Ochlazovací křivka 10% polymerní lázně při pokojové teplotě	90
3.5.5	Ochlazovací křivka 10% polymerní lázně při 40°C.....	91
3.5.6	Ochlazovací křivka 10% polymerní lázně při 60°C.....	92
3.5.7	Ochlazovací křivka 15% polymerní lázně při pokojové teplotě	93
3.5.8	Ochlazovací křivka 15% polymerní lázně při 40°C.....	94
3.5.9	Ochlazovací křivka 15% polymerní lázně při 40°C.....	95
	Závěr.....	98
	Seznam použitých zdrojů.....	99

Seznam obrázků

- Obr.1. - Obecný diagram tepelného zpracování
- Obr.2. - Oblasti žhánání ocelí zobrazené v diagramu Fe-Fe₃C
- Obr.3. - Znázornění mřížkové změny austenitu na martenzit
- Obr.4. - Deformace na BCT mřížku
- Obr.5. - Změna parametrů **a** a **c** na obsahu uhlíku
- Obr.6. - Znázorněná koherentní souvislost mezi mřížkou austenitu a martenzitu
- Obr.7. - Martenzitická S-křivka
- Obr.8. - Graf závislosti obsahu uhlíku ve struktuře na teplotním rozsahu Ms a Mf
- Obr.9. - Druhy martenzitu – a) laťkový (Fe-7%Ni-0,22%C), b) motýlkový (Fe-20%Ni-0,73%C), c) deskový (Fe-8%Cr-0,9%C), d) lentikulární (čočkový) (Fe-29%Ni-0,26%C), e) tenký deskový (Fe-31%Ni-0,23%C), f) ε-martenzit (Fe-24%Mn)
- Obr.10. - Závislost vzniku určitého druhu martenzitu na obsahu uhlíku a teplotě jeho přeměny u materiálu Fe-Ni-C
- Obr.11. - Vznik trhlin při kalení
- Obr.12. - Nukleace horního bainitu
- Obr.13. - Nukleace dolního bainitu
- Obr.14. - Mikrostruktura horního bainitu (vlevo) a dolního bainitu (vpravo)
- Obr.15. - Stádia popouštění, teploty jsou přibližné a jejich reálná hodnota záleží na chemickém složení popouštěného materiálu (M – martenzit, M_k – kubický martenzit, ε - přechodový karbid Fe_{2,4}C, F – ferit, Cem – cementit, S_{jemný} – jemný sorbit, S_{hrubý} – hrubý sorbit)
- Obr.16. - Mikrostruktura sorbitu materiálu Fe-0,1%Cr-0,5%Mn-0,15%Ni-0,3%Si-0,83%C
- Obr.17. - Vliv teploty popouštění na mechanické vlastnosti oceli C45
- Obr.18. - Graf závislosti rázové houževnatosti na teplotě popouštění nspecifikované legované oceli
- Obr.19. - Znázornění teploty austenitizované součásti v diagramu Fe-Fe₃C
- Obr.20. - Znázornění hrubnutí austenitické struktury po křivce A_{CM} v diagramu Fe-Fe₃C
- Obr.21. - A) komorová pec s postranním topením B) komorová pec desková C) komorová pec muflová
- Obr.22. - Vakuová pec Ipsen
- Obr.23. - Indukční kalení
- Obr.24. - Grafické znázornění martenzitického kalení v ARA diagramech (p – křivka ochlazování povrchu, j – křivka ochlazování jádra) – 1) do studené lázně, 2) lomené, 3) termální
- Obr.25. - Grafické znázornění bainitického kalení na ARA diagramech – 1) izotermické zušlechťování, 2) izotermické kalení
- Obr.26. - Ochlazovací křivky se změnou teplot
- Obr.27. - Ochlazovací křivky se změnou teplot pro klidné a opakované kalení (6ks/min)

Obr.28. - Ochlazovací křivky se změnou rychlosti chlazení, sledovaná součást – stříbrná kulička o průměru 20mm, sledované médium – voda o různých teplotách, levý graf byl měřen v klidné vodě, pravý graf v tekoucí vodě o rychlosti 0,25m/s

Obr.29. - Relativní kalící účinnost vody jako funkce její teploty

Obr.30. - Nukiyamův graf pro var – q – tepelný tok, α – součinitel přestupu tepla, T_w – teplota povrchu, T_f – teplota kapaliny nad povrchem, A – oblast volné konvekce, B – oblast bublinkového varu, C – oblast přechodného varu, D – oblast filmového varu

Obr.31. - Rozsah Leidenfrostovy teploty pro vodu

Obr.32. - Vliv podchlazení vody na Leidenfrostovu teplotu

Obr.33. - Přestup tepla při ponorném kalení

Obr.34. - Proces změny smáčení povrchu vzorku z chromniklové oceli v destilované klidné vodě o teplotě 35°C – FV – filmový var, BV – bublinkový var, Konv – přirozená konvekce

Obr.35. - Změny teplot v kaleném vzorku měřené na různých charakteristických místech – T_c – střed vzorku, T_s – povrch vzorku, T_e – okraj vzorku

Obr.36. - Vlny na fázovém rozhraní při filmovém varu na vzorku z chromniklové oceli kalené ve polymerní lázni (10%) o teplotě 25°C, levý obrázek 10ms před smáčením povrchu, pravý obrázek 5ms před smáčením povrchu

Obr.37. - Průběh teploty T_c (teplota ve středu vzorku) a nárůst elektrické vodivosti G při kalení v různých polymerních lázních – a) pomalé smáčení, b) rychlé (výbušné) smáčení, c) rychlé smáčení s následnou izolací bublinkami ulpívajícími na povrchu vzorku, d) rychlé smáčení s opakovanou tvorbou filmového varu

Obr.38. - Průběh grafu d z obr. 37 – smáčení s opakovanou tvorbou filmového varu na vzorku z chromniklové oceli kalené v polymerní lázni (10%) o teplotě 25°C v klidu (bez nucené konvekce)

Obr.39. - Změna rychlosti ochlazování středu vzorku (křivka $T_c(t)$) a rychlosti smáčení povrchu (křivka $G(t)$) u vzorku z chromniklové oceli v polymerní lázni (5%) v a) klidné lázni, b) v lázni s nucenou konvekcí o rychlosti 0,3m/s

Obr.40. - Závislost rychlosti nucené konvekce na začátku (počátek rozpadu parního filmu) a konci (plně smočený povrch) smáčení ve vodě o teplotě 60°C

Obr.41. - Závislost teploty média na teplotu začátku smáčení vzorku z chromniklové oceli ve vodě

Obr.42. - Závislost oxidických vrstev na povrchu vzorku z chromniklové oceli na smáčení povrchu při kalení do vody

Obr.43. - Vliv drsnosti povrchu měřené hodnotou R_t na celkový čas procesu smáčení při kalení do vody o různých teplotách

Obr.44. - Vliv různých proměnných na hustotu tepelného toku – a) závislost na rychlosti nucené konvekce, b) závislost na velikosti vzorku, c) závislost na teplotě média

Obr.45. - Závislost Leidenfrostovy teploty při kalení do vody pro vzorek v podobě a) niklové kuličky, b) niklového válečku

Obr.46. - Ochlazovací křivky se změnou teploty pro různé kalící média při stejných podmínkách a změna hustoty tepelného toku při daných teplotách pro tyto kalící média

Obr.47. - Schéma testovací sondy pro quench test

- Obr.48. - Vysokorychlostní kamera FASTEC TS5
- Obr.49. - Vysokorychlostní kamera PHANTOM VEO 640
- Obr.50. - Schéma plošně osvětlovaného pole
- Obr.51. - Schéma kruhového osvětlovače
- Obr.52. - Schéma kopulového osvětlovače
- Obr.53. - Metalografická pila Struers Discotom-6
- Obr.54. - Pracoviště záznamu povrchových jevů, dva osvětlovače namířené lehce nad snímané místo pro minimalizaci odlesků, vysokorychlostní kamera namířená na střed baňky a stůl s baňkou vedle používané pece pro co nejrychlejší přesun vzorku z pece do chladicího média
- Obr.55. - Průběh kalení ve vodě – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu tepla po celé viditelné délce vzorku uběhlo 12,805s
- Obr.56. - Průběh kalení v 5% polymerní lázni – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu tepla po celé viditelné délce vzorku uběhlo 24,424s
- Obr.57. - Průběh kalení v 10% polymerní lázni – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 21,225s
- Obr.58. - Průběh kalení v 15% polymerní lázni – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 21,599s
- Obr.59. - Průběh kalení ve vodě při 40 °C – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 13,867s
- Obr.60. - Průběh kalení v 5% polymerní lázni při 40 °C – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 21,654s
- Obr.61. - Průběh kalení v 10% polymerní lázni při 40 °C – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 24,033s
- Obr.62. - Průběh kalení v 15% polymerní lázni při 40 °C – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 24,076s
- Obr.63. - Průběh kalení ve vodě při 60 °C – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 16,124s
- Obr.64. - Průběh kalení v 5% polymerní lázni při 60 °C – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 24,378s
- Obr.65. - Průběh kalení v 10% polymerní lázni při 60 °C – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 24,561s
- Obr.66. - Průběh kalení v 15% polymerní lázni při 60 °C – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 24,535s
- Obr.67. - Zalévací stroj Struers CitoPress-10
- Obr.68. - Metalografická bruska Struers Tegramin-20
- Obr.69. - Metalografický mikroskop Carl Zeiss Axiom Vert.A1
- Obr.70. - Schéma měřených oblastí vzorků
- Obr.71. - ARA diagram oceli ČSN 12050
- Obr.72. - Mikrostruktury vzorků kalených při pokojové teplotě – zvětšení 500x

- Obr.73. - Mikrostruktury vzorků kalených při 40°C – zvětšení 500x
- Obr.74. - Mikrostruktury vzorků kalených při 60°C – zvětšení 500x
- Obr.75. - Metoda měření tvrdosti dle Vickerse
- Obr.76. - Přístroj na měření mikrotvrdosti UHL VMHT
- Obr.77. - Schéma měření mikrotvrdosti vzorků
- Obr.78. - Průběhy tvrdostí při kalení do médií při pokojové teplotě
- Obr.79. - Průběhy tvrdostí při kalení do médií při 40°C
- Obr.80. - Průběhy tvrdostí při kalení do médií při 60°C
- Obr.81. - Pracoviště měření ochlazovacích křivek pomocí quench testu
- Obr.82. - Ochlazovací křivka 5% polymerní lázně při pokojové teplotě
- Obr.83. - Ochlazovací křivka 5% polymerní lázně při 40°C
- Obr.84. - Ochlazovací křivka 5% polymerní lázně při 60°C
- Obr.85. - Ochlazovací křivka 10% polymerní lázně při pokojové teplotě
- Obr.86. - Ochlazovací křivka 10% polymerní lázně při 40°C
- Obr.87. - Ochlazovací křivka 10% polymerní lázně při 60°C
- Obr.88. - Ochlazovací křivka 15% polymerní lázně při pokojové teplotě
- Obr.89. – Ochlazovací křivka 15% polymerní lázně při 40°C
- Obr.90. - Ochlazovací křivka 15% polymerní lázně při 60°C
- Obr.91. - Změna nejvyšší rychlosti ochlazování v závislosti
- Obr.92. - Změna času dosažení nejvyšší rychlosti ochlazování v závislosti na teplotě média na počátku měření
- Obr.93. - Změna doby do konce vlivu bublinkového varu v závislosti na teplotě média na počátku měření
- Obr.94. - Změna teploty média při dosažení konce vlivu bublinkového varu v závislosti na teplotě média na počátku měření

Seznam tabulek

- Tab.1. - Tabulka součinitelů přestupu tepla běžných kalících médií
- Tab.2. - Tabulka změny H-hodnoty v závislosti na změně proudění – PAG – polyalkylenglykol, ACR – akrylátový polymer, PVP – polyvinylpyrrolidon, PEO – polyetyl oxazolin
- Tab.3. - Chemické složení slitiny Inconel 600 v hm. %
- Tab.4. - Časové průběhy povrchových jevů při kalení
- Tab.5. - Průběh tvrdostí vzorků kalených v kalících médiích o pokojové teplotě
- Tab.6. - Průběh tvrdostí vzorků kalených v kalících médiích při 40°C
- Tab.7. - Průběh tvrdostí vzorků kalených v kalících médiích při 60°C
- Tab.8. - Zjištěné hodnoty z ochlazovacích křivek měřených médií

1 Úvod

Železné výrobky jsou součástí lidského života už tisíce let a stále nacházejí nové užití s tím, jak se vyvíjí nové technologie. S čímž rostou nároky na kvalitu a mechanické i další vlastnosti, což vede k vývoji jak nových materiálů, tak i k vylepšování stávajících; například nejčastěji různým tepelným zpracováním, které je nejjednodušším způsobem, jak změnit vlastnosti už vyrobené součásti. Jelikož se ale jedná o dlouhou historii, tak pochopitelně není zaznamenáno kdy a kde někdo poprvé přišel s prvním tepelným zpracováním. Ale vzhledem k tomu, že například kalení není nijak složitý proces – jelikož se jedná ve své podstatě pouze o ohřev a ochlazení – tak lze očekávat, že se začalo využívat již v dávných dobách. Jako první ač nepřímou literární zmínku o kalení lze považovat část z Odysseji od řeckého básníka Homéra z období kolem 7. - 8. století př. n. l., ve které stálo: „*Jako když sekyru velkou neb žhavou teslici kovář do vody studené vnoří, a kovy ty hlasitě syčí, takto mu syčelo oko kol žhavého z olivy kyje.*“ [1], z čehož lze ale předpokládat, že samotné umění kalení už bylo známo dávno předtím, než tato báseň vznikla.

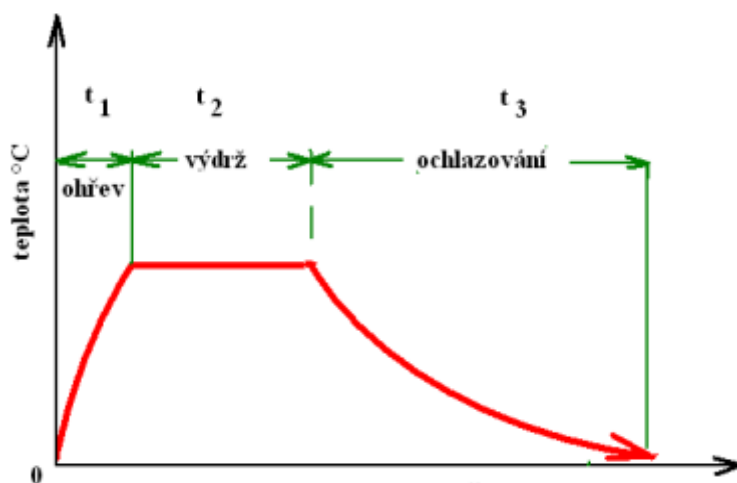
A stejně jako u většiny věcí, se kterými se lidstvo potýká, i kalení si procházelo stálým vývojem a hledáním, jak tento proces lépe pochopit a díky těmto znalostem ho pak i vylepšit. Míra a způsob tohoto vylepšování byli a stále jsou omezeni celkovým chápáním toho, jak věci fungují a jak je možné změnit a přizpůsobit je tak, aby byl na konci procesu kýžený výsledek. Toto vedlo v dávných časech (kdy je těžké si představit, že by tehdejší kováři měli pojem o mikrostrukturách, či o tom že jejich cílem bylo dosáhnout v oceli nerovnovážného stavu) k tomu, že se sice vydávali na první pohled zcela slepou uličkou, ale při širším pohledu šli po správné cestě. A tak se stávalo, že se například v některých islandských příbězích hovoří o tom, jak kováři při hledání způsobu, jak vyrobit ty nejlepší meče, skončili u toho, že nejlepší meče byly kalené v krvi zdatných bojovníků díky jejich magickým schopnostem[2], což sice v dnešní době zní zcela mimo, ale důležitá myšlenka různých kalících médií, které následně souvisejí s různými výsledky po kalení, byla pochopena správně. O něco dál byli Peršané, kteří používali predehřátý konopný olej[3] nebo kováři v Osmanské říši, kde kalili na vzduchu[4].

V dnešní době už víme, že meče kalené v krvi nebyly dobré kvůli magickým schopnostem krve, ale díky vhodné kombinaci tehdejší oceli s pomalou křivkou ochlazování, kterou krev má, což bylo zjištěno díky moderním metodám pozorování chování kalících médií, které společně s lepším pochopením fungování světa z pohledu fyziky umožňuje lepší a hlubší zkoumání této problematiky. Tato práce se bude zabývat povrchovými jevy na rozhraní kaleného materiálu a kalícího prostředí, které vznikají při procesu samotného kalení. Pro zaznamenání jevů bude použita monochromatická kamera s vysokorychlostním záznamem umístěná u průhledné stěny nádoby s kalícím médiem v kombinaci s tzv. quenchtstem.

2 Rešerše

2.1 Obecný popis tepelného zpracování

Tepelné zpracování avšak není pouze kalení a pochopitelně existuje více druhů, které se dělí na základě toho, čeho se chce v daném materiálu dosáhnout, avšak princip jejich provedení je u všech podobný. Jako TZ se rozumí všechny postupy, při kterých si materiál projde třemi hlavními fázemi: ohřev, výdrž, ochlazení, to vše bez změny skupenství či tvaru. Vhodným nastavením a řízením těchto třech fází pak dojde ke změnám vnitřní stavby materiálu, které vedou k požadované změně jeho vlastností. TZ může být konečné, ale také může být pouze mezikrokem k finální podobě výrobku. Ke zlepšení rychlosti a ekonomičnosti procesu se pec předeřívá na vyšší teplotu než je daná teplota daného TZ a postupně se pak snižuje na teplotu požadovanou. Dalším parametrem TZ je prostředí, ve kterém probíhá, jelikož může probíhat v přirozené atmosféře (při vyšších teplotách může docházet k oxidaci a oduhlíčení), v plynné atmosféře, či kapalném prostředí.[5]



Obr. 1 – Obecný diagram tepelného zpracování [6]

Z podstaty změn, které pak v materiálu probíhají, se dá TZ dělit na dva hlavní druhy – žihání a kalení. Cílem žihání je vytvořit struktury tvořené stabilními fázemi a zrovnoměření vlastností materiálu, naopak cílem kalení je vytvoření částečně nebo zcela nerovnovážné struktury, čímž se získá tvrdý povrch. Dále se pak používají navazující TZ jako například popouštění, které se používá po kalení pro snížení vnitřního pnutí zakaleného výrobku a tím zvýšení jeho houževnatosti nebo chemicko-tepelné zpracování, jako například cementace, kdy se sytí povrch materiálu uhlíkem, následně se zakalí a popustí, nebo nitridace, kdy je povrch materiálu nasycen dusíkem a dále už se nijak tepelně nezpracovává.

2.2 Rozdělení žihání

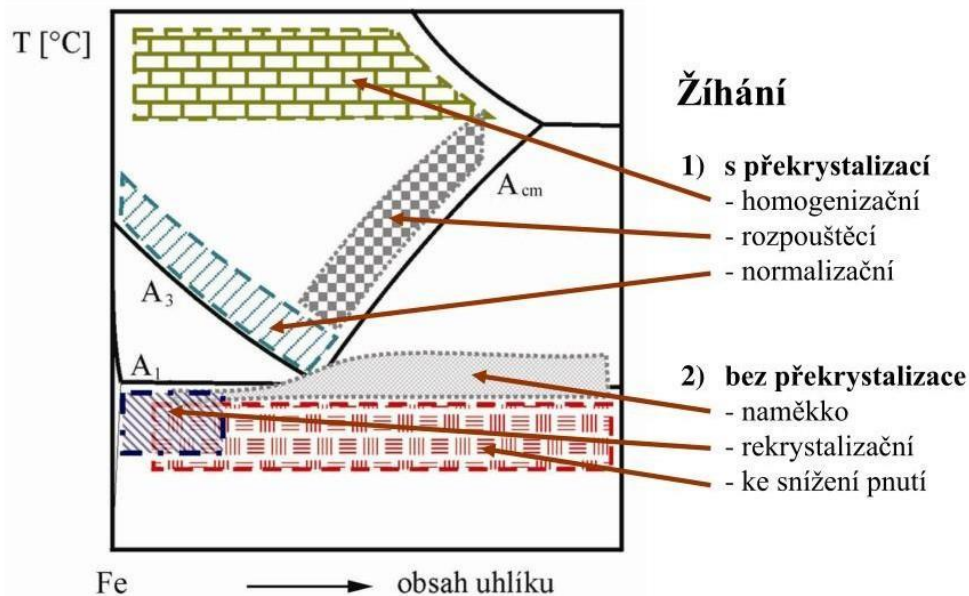
Žihání se dělí na dvě základní skupiny podle toho, zda při něm dochází k překrystalizaci, či nikoliv.

Při žihání s překrystalizací se materiál ohřívá nad teplotou eutektoidního rozpadu, tj. 727 °C a dochází zde k překrystalizaci mřížky feriticko-perlitické fáze na jednofázovou oblast austenitu, což znamená, že změny, ke kterým v materiálu dochází, jsou razantní a při nesprávném použití může dojít i k znehodnocení žihaného materiálu zhrubnutím zrna při

vysokých teplotách, které avšak může být někdy záměrné, jako například u transformátorových plechů, či okujení povrchu při nepoužití ochranné atmosféry.

Žihání bez překrystalizace se naopak vyskytuje pod teplotou eutektoidního rozpadu a změny, ke kterým v materiálu dochází, jsou méně významné z hlediska struktury materiálu. Dochází zde například ke snížení pnutí po tváření za studena, po svařování, zlepšení obrobitelnosti, či snížení obsahu chemických prvků vyskytujících se v žíhaném materiálu.

Základní typy žihání u ocelí



Obr.2 – Oblasti žihání ocelí zobrazené v diagramu Fe-Fe₃C [7]

2.2.1 Žihání s překrystalizací

Homogenizační žihání

Hlavním účelem je odstranění chemické heterogenity a dendritické struktury vzniklé při tuhnutí odlitku. Probíhá při vysokých teplotách z důvodu zlepšení průběhu difuze a tím zlepšení vyrovnávání chemické heterogenity a je nezbytné pro velké odlitky z důvodu anizotropie mechanických vlastností.

Při procesu homogenizačního žihání se ocel zahřeje na teplotu 1000-1250°C v peci s ochrannou atmosférou z důvodu omezení oxidace povrchové vrstvy a vzniku okují na povrchu žíhaného materiálu, poté následuje dlouhá výdrž (10-15 hodin) a pomalé ochlazování. Dochází ke zhrubnutí austenitického zrna a oduhličení povrchové vrstvy, což znamená, že se nejedná o poslední operaci a většinou po něm následuje tváření za tepla, či normalizační žihání pro zjemnění austenitického zrna. [8]

Normalizační žihání

Hlavním účelem je zjemnění zrna a zrovnoměrnění mechanických vlastností, zlepšuje se pevnost, tažnost i houževnatost žíhaného materiálu. Použití je pro materiály s nesjednocenou strukturou pro zlepšení mechanických vlastností bez vedlejších negativních efektů, například pro výkovky, či materiály které prošly homogenizačním žiháním. Využití nachází hlavně u podeutektoidní oceli, u nadeutektoidních ocelí dochází hlavně k odstranění karbidického síťoví,

tj. odstranění segregace vyloučeného sekundárního cementitu po hranicích zrn. Vhodné je spíše pro menší výrobky z důvodu deformace vlastní vahou.

Provádí se při teplotách 750-900°C, tj. 30-50°C nad teplotou A_{c3} do oblastí austenitu, na kterou se rychle ohřeje v peci, následně dochází k vyrovnání teploty a k ochlazení na klidném vzduchu. [9]

Rozpouštěcí žihání

Primárně pro austenitické oceli z důvodu ochuzení matrice o prvky sloužící např. u korozivzdorných ocelí jako korozivzdorné činitele, tj. chrom, při chladnutí ve výrobě. V případě chromu se jedná o problém, kdy chrom vytváří karbidy, které zabraňují jeho pasivaci, což zabraňuje schopnosti oceli odolávat korozi. Pro tuto vlastnost je třeba, aby byl rozpouštěn v austenitu. Proto se při rozpouštěcím žihání materiál ohřeje na teplotu, kdy se karbidy rozpustí a následně se rychle ochladí, aby nedošlo k opětovnému navázání na uhlík v karbidu. Teplota žihání se pohybuje okolo 1000-1050°C. [10]

2.2.2 Žihání bez překrystalizace

Žihání na měkko

Provádí se pro snížení tvrdosti materiálu, převážně ocelí s obsahem uhlíku nad 0,4%, pro potřeby obrábění z důvodu zlepšení obrobiteľnosti. Jedná se o žihání bez překrystalizace pro podeutektoidní oceli a žihání s překrystalizací pro nadeutektoidní oceli, jak lze vyčíst z diagramu na obr.2. Zlepšení obrobiteľnosti se dosáhne změnou lamelárního perlitu ve struktuře na globulární. Používá se také před kalením nadeutektoidních nástrojových ocelí.

Provádí se zahřátím materiálu na teplotu kolem A_{c1} tj. 650 – 720°C, výdrž po dobu 3-4 hodiny a následným pomalým ochlazením. [11]

Rekrystalizační žihání

Používá se po tváření za studena, kdy se zvyšuje hustota dislokací, čímž se snižuje jejich pohyblivost a tím klesá plasticita tvářeného materiálu. Mění se při něm vnitřní vazby mezi atomy, ale krystalická mřížka zůstává v nezměněné podobě. Pomocí tepla dochází na nižších teplotách nejdříve k zotavení a následně na teplotách vyšších k rekrystalizaci. Klesá tvrdost a pevnost, ale výrazně roste houževnatost, takže je možné materiál znovu tvářet (např. ohýbat) bez rizika popraskání z důsledku vyčerpané plasticity.

Teplota procesu je 550-700°C s důrazem na nepřekročení teploty A_{c1} z důvodu překrystalizace a následného hrubnutí zrna. Výdrž je krátká, zpravidla kolem 1 hodiny a chladí se na vzduchu.

Žihání na snížení pnutí

Provádí se pro snížení vnitřního pnutí vnešeného do materiálu obráběním, svařováním, či jiným technologickým zpracováním, aby při následném zpracování či provozování nedocházelo k praskání a porušování integrity daného materiálu v důsledku sčítání napětí vnešeného a provozního.

Teplota procesu je nejčastěji kolem 600-650°C s pomalým ohřevem, 1-2 hodinovou výdrží a následným pomalým ochlazením v peci či na vzduchu z důvodu zamezení vzniku pnutí v důsledku rozdílných teplot, to je především důležité při snižování pnutí ve velkých dílech.

2.3 Rozdělení kalení

Kalení se dělí do dvou kategorií podle toho, jaká nerovnovážná struktura je po procesu v materiálu převažující, a to na kalení martenzitické a bainitické. Princip je takový, že se materiál ohřeje do jednofázové oblasti austenitu (tj. proběhne austenitizace) a následně se rychle ochladí v různém kalícím prostředí pro potlačení difuze. Po tomto procesu vzniká ve struktuře přesycený tuhý roztok.

Existuje několik materiálových vlastností popisujících výslednou podobu materiálu po kalení. Nejdůležitější z nich je kalitelnost, která vyjadřuje schopnost materiálu dosáhnout martenzitické struktury a je zásadně ovlivněna obsahem uhlíku v daném materiálu. Jako kalitelné se označují materiály s obsahem uhlíku nad 0,2%. Další vlastností je prokalitelnost, která udává schopnost dosáhnout určité tvrdosti v dané hloubce. Pro její zjištění se používá Jominyho zkouška čelní prokalitelnosti. Poslední významnou vlastností je zakalitelnost, která udává nejvyšší tvrdost, které je daný materiál schopný dosáhnout při kalení. Je dána především tvrdostí martenzitu, která je ovlivněna obsahem uhlíku.

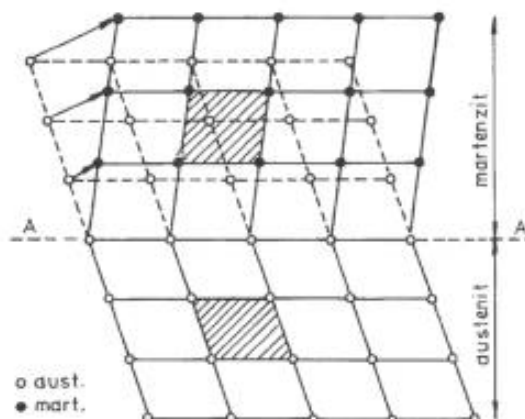
2.4 Kalení

Na rozdíl od žhání, které se dalo znázornit na metastabilním diagramu Fe-Fe₃C, kalení zde zobrazit nelze. Důvodem je potlačení difuze, která je hlavním činitelem strukturních změn v materiálu při žhání, při průběhu kalení a vzniku nerovnovážných struktur, které tento diagram nepokrývá.

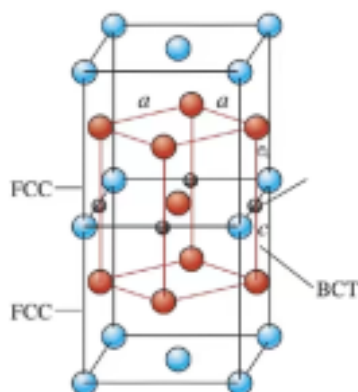
2.4.1 Martenzitická transformace

Nejznámějším představitelem kalícího procesu je martenzitické kalení, při kterém je převažující nerovnovážná struktura, jak název napovídá, martenzit. Teploty této transformace jsou tak nízké, že při nich nemůže probíhat difuze jak substitučních (např. vlastního atomu železa), tak intersticiálních (např. atomů uhlíku) prvků a posuv atomů těchto prvků je tak menší než jedna meziatomová vzdálenost, pokud tedy k posuvu vůbec dochází. Dochází zde k austenitizaci tj. překrystalizaci feritu a perlitu na austenit. Ten vzniká rozprostřením atomů uhlíku v γ -Fe. Austenit je také možno nazvat jako přesycený tuhý roztok uhlíku v γ -Fe. Po austenitizaci se materiál prudce ochladí, čímž se zamezí difuzi, díky které by za normálních podmínek popsanych v diagramu Fe-Fe₃C z austenitu stala feriticko-cementitická směs. To znamená, že by se FCC mřížka γ -Fe začala měnit na BCC mřížku α -Fe za rozpuštění 0,022wt% uhlíku, což ale v případě potlačené difuze prudkým ochlazením není možné a vzniká tak přesycený tuhý roztok uhlíku v α -Fe tj. martenzit.

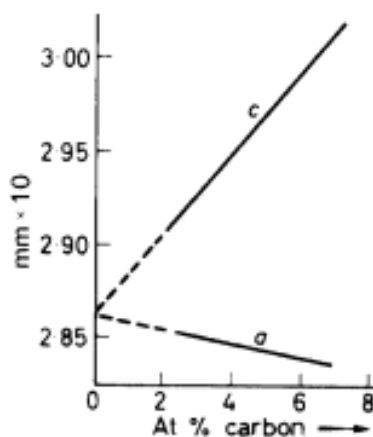
Avšak martenzit se liší od α -Fe rozdílnou krystalovou mřížkou. Z důvodu přesycenosti uhlíkem zde kolem atomů vzniká obrovské napětí. Toto napětí je důvodem vysoké tvrdosti martenzitu a současně se díky jeho působení samovolně změní BCC mřížka α -Fe na BCT mřížku martenzitu. [12]



Obr. 3 – Znáznění mřížkové změny austenitu na martenzit [13]



Obr. 4 – Deformace na BCT mřížku [13]

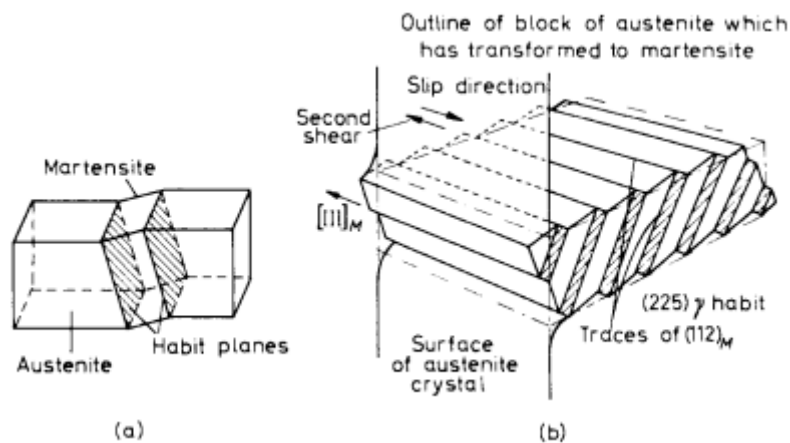


Obr. 5 – Změna parametrů a a c na obsahu uhlíku [13]

Na obr. 3 a 4 je vidět stříhová změna na martenzit. Na obr. 4 je modrými body znázorněna původní FCC mřížka γ -Fe, černými body jsou znázorněné intersticiálně umístěné atomy uhlíku. Díky omezení difuze neměl uhlík možnost kamkoli migrovat a způsobil tak deformaci mřížky BCC na BCT. Červenými body je vyznačena mřížka martenzitu. Rozdílnost mezi mřížkami FCC a BCT jsou dány mřížkovými parametry a a c , které jsou v obr. 4 vyznačeny, kdy parametr c je ze své podstaty největším zdrojem této rozdílnosti. V grafu na obr. 5 je pak vidět, že s rostoucím obsahem uhlíku v austenitu tento parametr výrazně roste, což má za následek vyšší napětí a tím i vyšší tvrdost vzniklého martenzitu. Z čehož plyne, že čím vyšší je obsah uhlíku

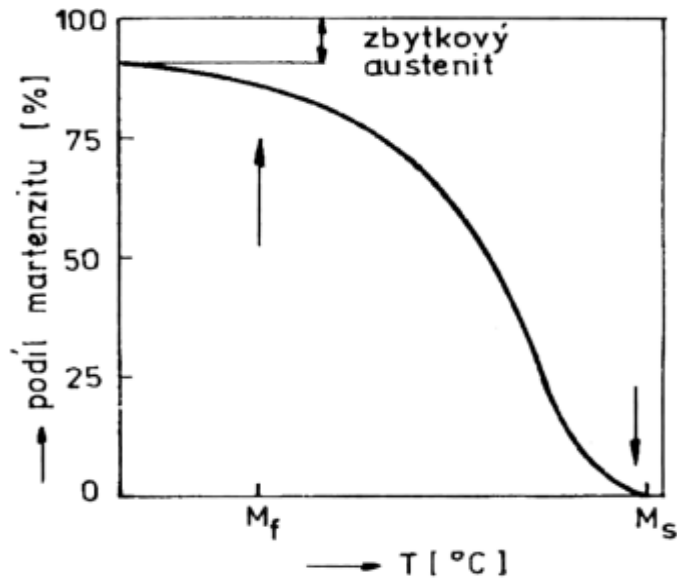
v daném materiálu, tím více bude zdeformována mřížka BCC, která by zde měla být. A čím větší bude deformace mřížky BCC, tím tvrdší martenzitu při kalení vznikne.

Svou povahou je tak tato transformace podobná plastické deformaci, která probíhá velkou rychlostí. Plastická deformace je uskutečněna skluzem nebo dvojčatěním, kdy také dochází k posuvům atomů o vzdálenosti menší než meziatomové. Mezi mřížkou austenitu a martenzitu však musí být zachována koherentnost, což znamená, že musí existovat roviny, ve kterých se vzájemné polohy atomů při transformaci nemění. Tyto roviny se nazývají *habitální roviny* a jsou vyznačeny v obr. 6.



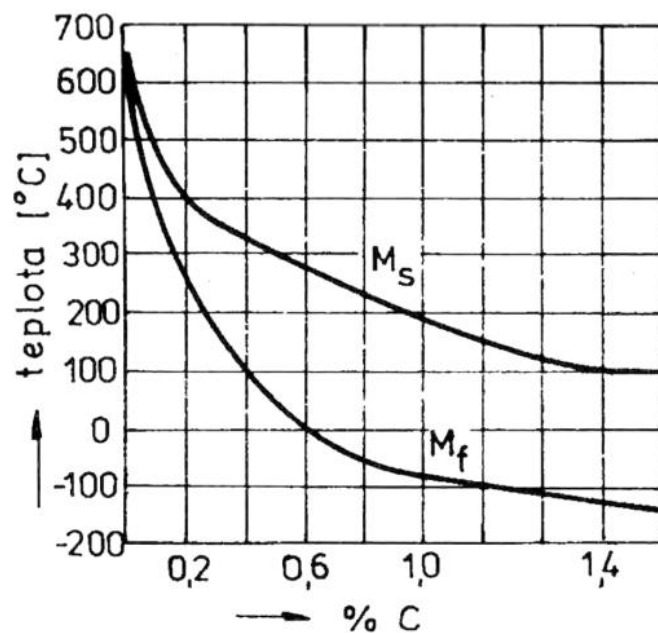
Obr.6 – Znázorněná koherentní souvislost mezi mřížkou austenitu a martenzitu [14]

Důležitým rysem martenzické transformace je, že je tzv. atermické povahy. To znamená, že teplota M_s (začátek martenzické transformace) není vůbec závislá na rychlosti ochlazování austenitu, nýbrž pouze na jeho chemickém složení, zvláště pak na tom, kolik uhlíku obsahuje. Dalším rysem je, že tato transformace začne probíhat ihned po dosažení teploty M_s , a není zde žádná inkubační doba pro nukleaci a růst zárodků, jako například u krystalizace při tuhnutí taveniny, protože nukleace a růst zárodků martenzitu probíhá extrémní rychlostí a prakticky okamžitě vyroste do své konečné velikosti. Posledním hlavním rysem je, že setrvání na konstantní teplotě po začátku transformace nezvyšuje množství přeměněného martenzitu, což je dáno bezdifúzní podstatou této transformace. Tento rys je znázorněn v martenzické S-křivce, ze které vyplývá, že pro každou teplotu pod M_s náleží vznik určitého podílu martenzitu. Z této křivky je také možno vyčíst, že tato transformace má proměnnou rychlost v závislosti na klesající teplotě, kdy na počátku transformace rychlost pomalu roste, až dosáhne určité největší rychlosti, kterou si pak nějakou dobu drží až do vzniku určitého podílu martenzitu ve struktuře, po čemž následuje zpomalení. Struktura pak nikdy není tvořena ze 100% pouze martenzitem a to z morfoloické podstaty mřížkové změny.



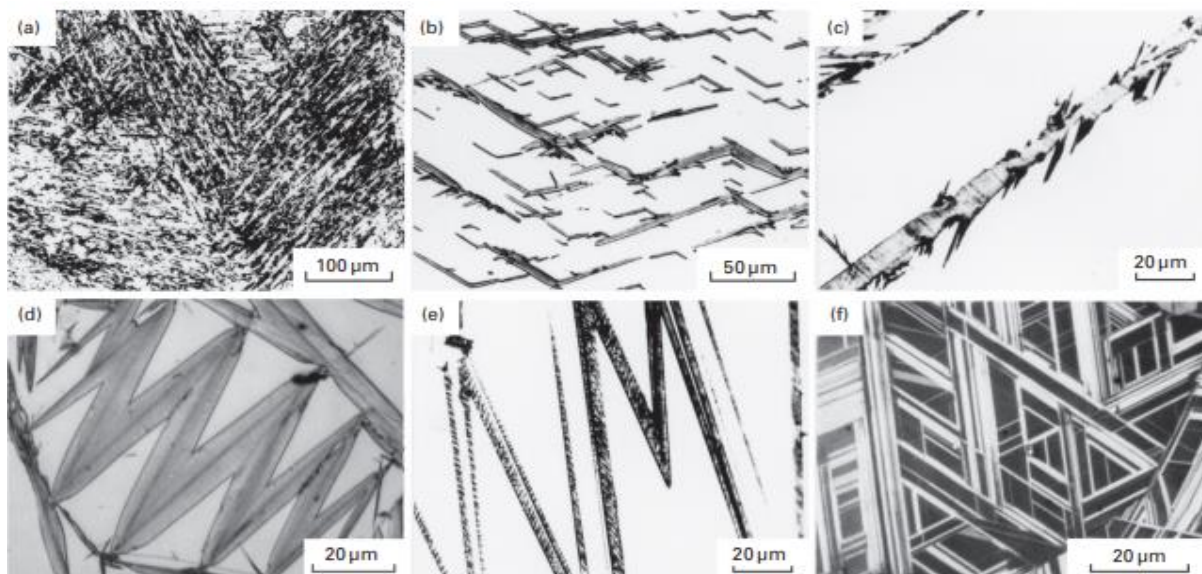
Obr.7 – Martenzitická S-křivka [15]

Teploty začátku a konce martenzitické transformace jsou velmi výrazně ovlivněny obsahem uhlíku a menší měrou obsahem jiných legujících prvků ve struktuře. Čím více uhlíku zde je, tím je teplota M_s nižší. To však znamená, že zároveň klesá i teplota M_f , která může klesat až do velmi nízkých hodnot, kterých je těžké při procesu kalení dosáhnout. To vede k zastavení transformace před dosažením teploty M_f a velkému obsahu zbytkového austenitu ve struktuře.

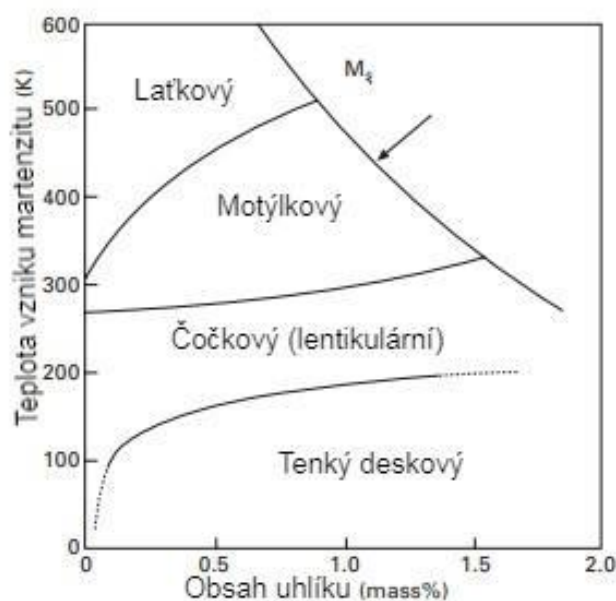


Obr.8 – Graf závislosti obsahu uhlíku ve struktuře na teplotním rozsahu M_s a M_f [16]

Martenzit však není pouze jeden a existuje ho několik druhů, které vznikají v závislosti na obsahu uhlíku v austenitu daného materiálu a teplotě jeho transformace na martenzit. Několik druhů martenzitu ukazuje obr. 8. Nutno dodat, že martenzitická přeměna není přeměnou, která se nachází výhradně ve slitinách železa, lze ji najít také u polymorfních keramických materiálů na bázi ZrO_2 , krystalických polymerů a titanových slitin. Avšak druhy zde zobrazené jsou z materiálů železných (v závorce uvedené jejich složení).

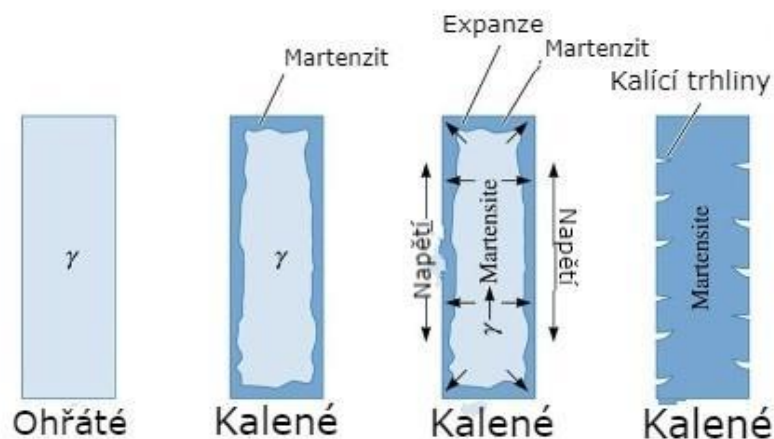


Obr.9 – Druhy martenzitu – a) latkový (Fe-7%Ni-0,22%C), b) motýlkový (Fe-20%Ni-0,73%C), c) deskový (Fe-8%Cr-0,9%C), d) lentikulární (čočkový) (Fe-29%Ni-0,26%C), e) tenký deskový (Fe-31%Ni-0,23%C), f) ϵ -martenzit (Fe-24%Mn) [17]



Obr.10 – Závislost vzniku určitého druhu martenzitu na obsahu uhlíku a teplotě jeho přeměny u materiálu Fe-Ni-C [18]

Hlavním důvod pro tvorbu martenzitické struktury v materiálech je její tvrdost, která je tvořena silným napětím v krystalové mřížce materiálu s obsahem martenzitu, což však zároveň vede k její křehkosti a náchylnosti k trhlinám. Na obr.11 je zobrazen postup kalení, kdy se austenitizovaný materiál začne ochlazovat kalicím médiem od povrchu dovnitř materiálu, což vede k teplotnímu a tím pádem i dilatačnímu rozdílu horkého jádra kalené součásti a „studenému“ povrchu, což může vést ke vzniku prasklin, které poté kalenou součást znehodnotí. Toto je důvod, proč v praxi není dosažení čistě martenzitické struktury běžnou záležitostí³ a po tomto kalení následuje popuštění, kterým se zpětně nastartuje difuze a dochází k odpevnění a vzniku houževnatějších fází.

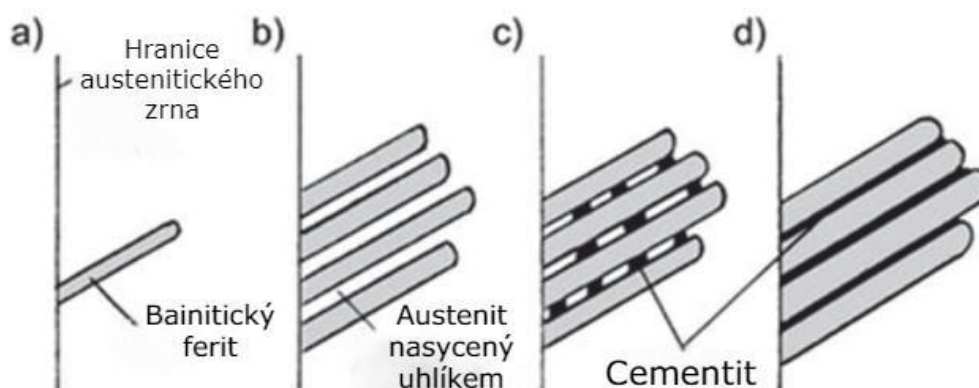


Obr.11 – Vznik trhlín při kalení [19]

2.4.2 Bainitická transformace

Druhým typem kalení dle převažující struktury je bainitické kalení. Zde, jak název napovídá, je převažující strukturou bainit. Bainitická transformace nastává mezi perlitickou transformací (difúzní), která je popsána v metastabilním Fe – Fe₃C diagramu, a martenzitickou transformací (s potlačenou difúzí), popsanou v předchozí kapitole. Rychlost ochlazování je rychlejší než u perlitické, ale pomalejší než u martenzitické, teplota vzniku je nad teplotou M_s. Bainit samotný je pak směsí feritu a cementitu, kde se na počátku transformace začne na hranici austenitického zrna vylučovat bainitický ferit, který v sobě rozpustí maximálně 0,022% C, a tak se musí zbývající uhlík vyloučit v nové fázi. Nicméně difuzní podmínky neumožňují vyloučení uhlíku v podobě cementitu v podobě desek vedle feritu jako u perlitu, jelikož teplota není dostatečně vysoká pro difuzi uhlíku na tak velkou vzdálenost. A podle toho, jak se uhlík vyloučí (tj. jaká byla teplota při transformaci) se bainit dělí na dva druhy – horní a dolní.

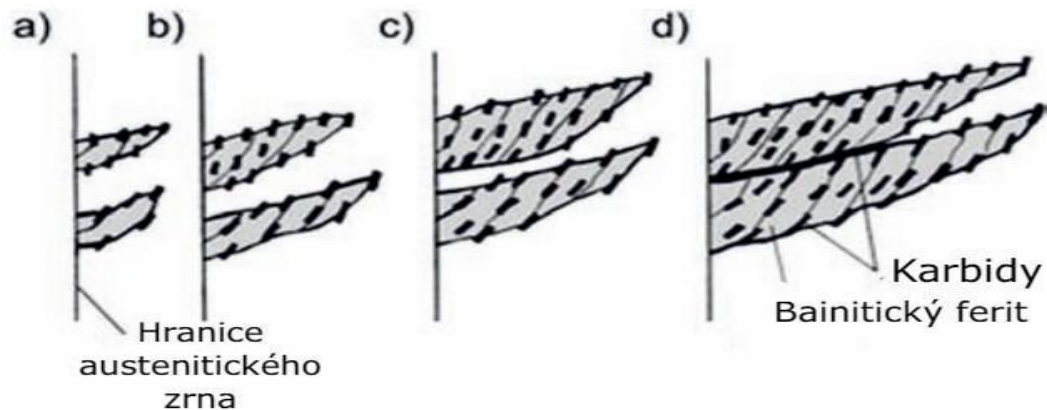
Horní bainit vzniká za vyšších teplot (400-550°C), čímž je dosaženo lepších difuzních podmínek a cementit je schopný se vyloučit po hranicích feritu. Vyznačuje se nízkou tažností, pevností a odolností proti praskání.



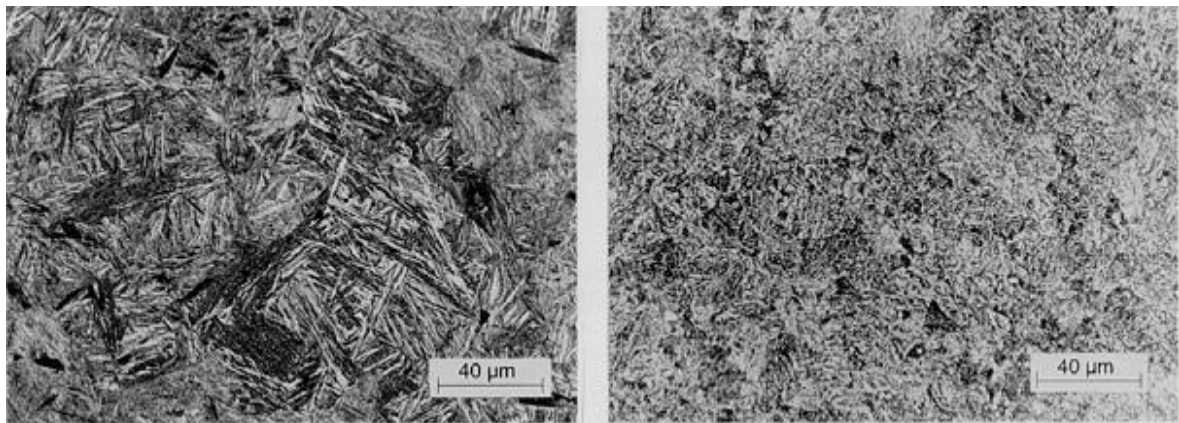
Obr.12 – Nukleace horního bainitu [20]

Dolní bainit vzniká za teplot nižších (<400°C), kde je schopnost uhlíku difundovat menší a není tak možné, aby se vyloučil na hranicích feritických zrn jako u bainitu horního, avšak teplota je dostatečná pro vytvoření lamelk cementitu uvnitř feritu. Vyznačuje se vysokou tvrdostí, dobrou tažností a odolností proti opotřebení a praskání, je podobný popuštěnému

martenzitu. Nutno podotknout, že tvořící se karbid nemusí být díky nedokonalé difuzi vždy cementit, tj. Fe_3C , ale často se objevuje karbid $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$.



Obr.13 – Nukleace dolního bainitu [21]

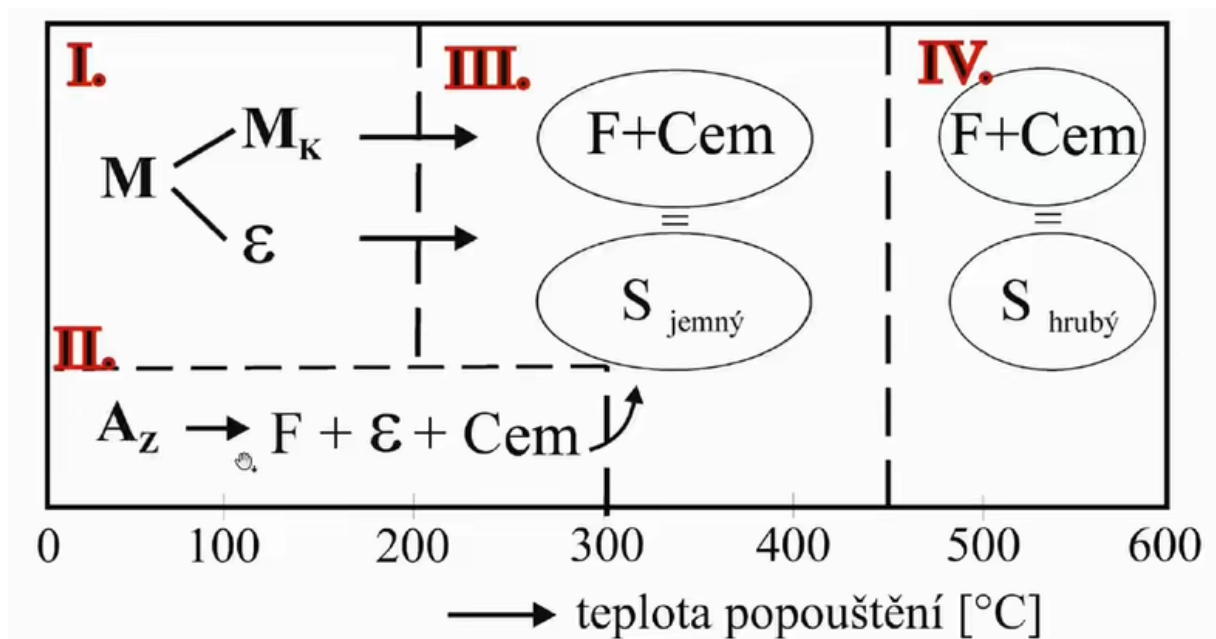


Obr.14 – Mikrostruktura horního bainitu (vlevo) a dolního bainitu (vpravo) [22]

Výsledná mikrostruktura je však ovlivněna průběhem teploty při samotném kalení. Při izotermickém bainitickém kalení, tj. za konstantní teploty je ve struktuře většinou bainit s malým množstvím zbytkového austenitu. Tento průběh je popsán v IRA diagramu dané oceli, avšak v praxi je udržení konstantní teploty při kalení složité, a tak se používá spíše ARA diagram, který popisuje rozpad austenitu v průběhu ochlazování. Při tomto provedení pak ve struktuře vzniká směs bainitu a martenzitu, která musí být popuštěna pro odpevnění martenzitu.

2.5 Popouštění

Martenzit je významný pro svou tvrdost, ale zároveň křehkost. Proto je žádané zvýšení houževnatosti v celém objemu kalené součásti. Té se docílí pomocí popouštění, což je proces zpětného nastartování difuze a rozpadu přesyceného tuhého roztoku na jiné fáze. Rozlišují se čtyři stádia popouštění podle teploty. [23]



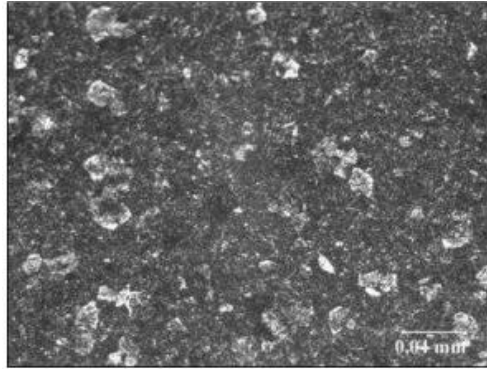
Obr.15 – Stádia popouštění, teploty jsou přibližné a jejich reálná hodnota záleží na chemickém složení popouštěného materiálu (M – martenzit, M_k – kubický martenzit, ε - přechodový karbid Fe_{2,4}C, F – ferit, Cem – cementit, S_{jemný} – jemný sorbit, S_{hrubý} – hrubý sorbit) [24]

V prvním stádiu popouštění se tetragonální martenzit rozpadá na kubický martenzit a ε-fázi. Kubický martenzit vzniká difuzní migrací uhlíku při nízké teplotě, snížením přesycenosti martenzitu a vzniku kubické mřížky. Je podobný α – feritu, ale jedná se stále o martenzit. Omezenou migrací se zároveň vytváří zárodek cementitu, ale díky nedostatku uhlíku nevzniká cementit Fe₃C, ale přechodový karbid Fe_{2,4}C který se nazývá také jako ε-fáze. V této fázi se odpevňuje a snižuje prnutí v materiálu.

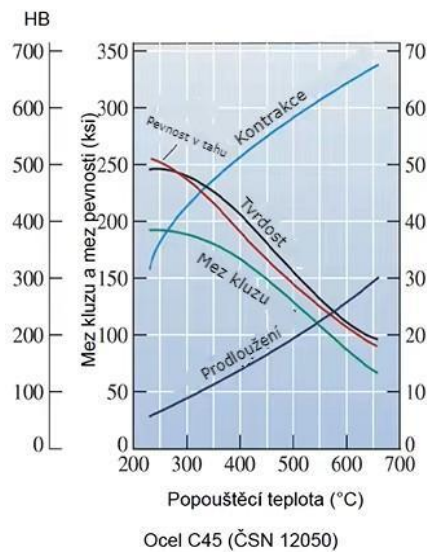
V druhé fázi nastává rozpad zbytkového austenitu na ferit a karbidy, tj. cementit a přechodový karbid ε. Důvod, proč rozpad austenitu nastává při vyšší teplotě než rozpad původního martenzitu je, že aktivační energie pro difuzi uhlíku v austenitu je dvakrát vyšší než u martenzitu, tj. 40 kcal/mol a 20 kcal/mol. [25]

Ve třetí a nejdůležitější fázi dochází k rozpadu kubického martenzitu na velmi jemnou feriticko-cementitickou směs zvanou sorbit. Ve své fázové podstatě se jedná o velice jemný perlit, který ale na rozdíl od běžného perlitu nevzniká z austenitu, ale právě rozpadem kubického martenzitu. Sorbit je vzhledem ke svým mechanickým vlastnostem žádanou strukturou po popouštění kaleného materiálu.

Čtvrtá fáze je poté už jen třetí fáze za vyšších teplot, kdy díky zvýšené schopnosti difuze dochází k hrubnutí sorbitu, což je nežádoucí. Zároveň je ale umožněna difuze legujících prvků. Karbidotvorné legující prvky pak mohou vytvářet speciální karbidy, které svou precipitací mohou u některých ocelí vytvořit tzv. sekundární tvrdost.



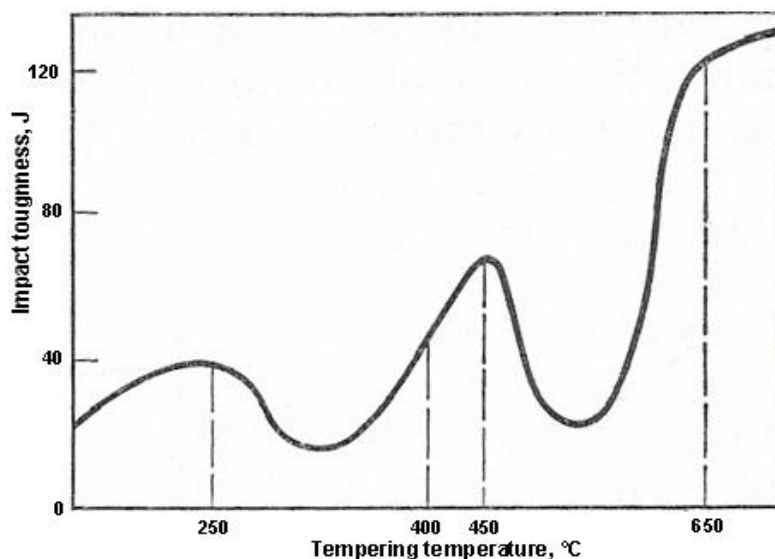
Obr.16 – Mikrostruktura sorbitu materiálu Fe-0,1%Cr-0,5%Mn-0,15%Ni-0,3%Si-0,83%C [26]



Obr.17 – Vliv teploty popouštění na mechanické vlastnosti oceli C45 [27]

Z obr. 17 je vidět, že s rostoucí teplotou popouštění klesá pevnost v tahu, mez kluzu a tvrdost, ale zároveň roste tvárnost, tj. kontrakce a prodloužení. Nástrojové oceli se popouští při teplotách 150-350°C, konstrukční oceli při teplotách 450-650°C.[28]

Důležitým nežádoucím jevem u popouštění je tzv. popouštěcí křehkost, která se dá charakterizovat jako snížená rázová houževnatost. Objevuje se u legovaných ocelí a může být vratná, či nevratná. Nevratná popouštěcí křehkost se objevuje v intervalu teplot při popouštění přibližně 250-400°C, vratná pak při vyšších teplotách, přibližně 450-650°C. Lom způsobený popouštěcí křehkostí má pak jasnou charakteristiku a to takovou, že vede podél hranic původních austenitických zrn. Nevratná je způsobena především vyloučením karbidů ve formě filmu na hranicích původního austenitu, na povrchu martenzitických jehlic a segregací nečistot po hranicích původních austenitických zrn. U vratné byla za hlavní příčinu považována segregace škodlivých prvků (S, P, Sb, As) na hranicích zrn původního austenitu, ale novější výzkumy ukazují že významnou roli hraje i přítomnost karbidů $M_{23}C_6$ a M_7C_3 na hranicích zrn a jejich následné hrubnutí, či nukleace. [29]



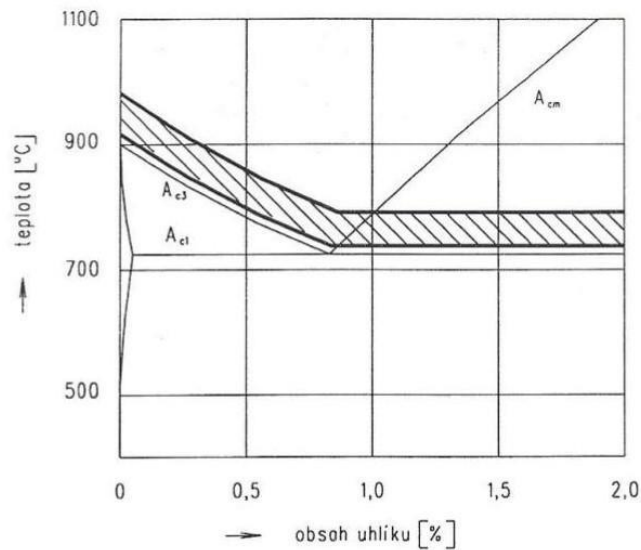
Obr.18 – Graf závislosti rázové houževnatosti na teplotě popouštění nspecifikované legované oceli [30]

2.6 Provedení

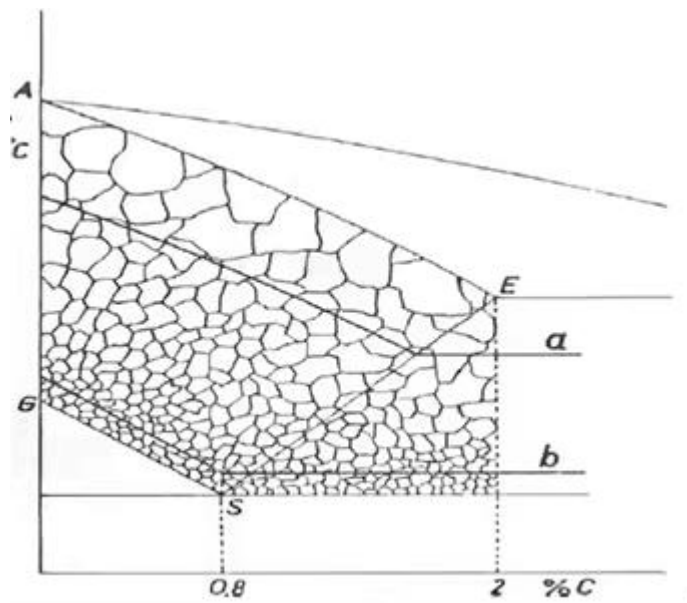
2.6.1 Austenitizace

Jako první je potřeba kalenou součást zahřát na správnou teplotu tzv. austenitizovat. Austenitizace znamená, že se materiál bude nacházet v jednofázové oblasti austenitu dle Fe-Fe₃C diagramu. Zde je důležité to, zda se jedná o podeutektoidní, či nadeutektoidní ocel. U podeutektoidních ocelí je mezní křivkou jednofázové oblasti austenitu teplota A_{C3} , pod kterou se nachází dvoufázová oblast austenitu s feritem. Zde by ferit při kalení způsobil nedostatečnou tvrdost, jelikož martenzit i bainit jsou produkty rozpadu austenitu. Zde se poté volí teplota 30-50°C nad A_{C3} . Nicméně některé nízkouhlíkové podeutektoidní oceli nemá smysl kalit z důvodu nízkého obsahu uhlíku, který způsobuje distorzi krystalografické mřížky a tím výslednou zvýšenou tvrdost. Zpevnění u ocelí s nízkým obsahem uhlíku pak je minimální a jako ocel vhodná pro kalení se uvažuje ocel s minimálním obsahem uhlíku 0,2%. U nadeutektoidních ocelí však mezní křivka A_{CM} jednofázové oblasti od eutektoidního bodu roste velmi strmě, což vede k vyšším teplotám a tím pádem i k hrubšímu austenitu. Ten poté rozpadem tvoří hrubší martenzit, což je nežádoucí, jelikož cílem je získání co možná nejjemnější struktury. Zároveň také roste vnitřní napětí a zvyšuje se riziko vzniku kalících trhlin. Z tohoto důvodu se jako mezní křivka používá teplota A_{C1} , která ohraničuje dvoufázovou oblast austenitu s sekundárním cementitem. Cementit se stejně jako ferit procesu kalení neúčastní, ale je to narozdíl od feritu tvrdá fáze vyloučená po hranicích austenitických zrn, takže nemá negativní vliv na výslednou tvrdost zakaleného materiálu.

KALENÍ



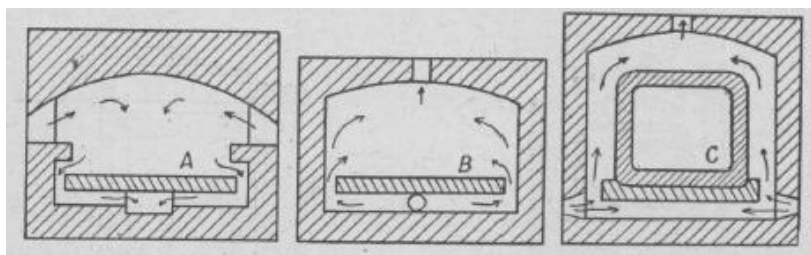
Obr.19 – Znázornění teploty austenitizované součásti v diagramu Fe-Fe₃C [31]



Obr.20 – Znázornění hrubnutí austenitické struktury po křivce A_{CM} v diagramu Fe-Fe₃C [32]

2.6.2 Zařízení pro ohřev

Volba zařízení pro ohřev závisí hlavně na velikosti a tvaru kalené součásti, v praxi poté pak na samotné vybavenosti dílny. Nejčastějším zařízením jsou díky své jednoduchosti komorové pece. Základem komorové pece je vytápěná podélná hranolovitá komora, která má podlahu chráněnou žáruvzdornými plechy, či nosníky po kterých se součásti posouvají. Podlaha může být i pojízdná. V bočních stěnách bývají kanály, kterými se přivádí teplo podle zdroje: plamen u topení pevnými palivy, hořáky u topení plynem, či topná tělesa u topení elektrickou energií. Komorové pece mohou být různých konstrukcí, nejčastější jsou však deskové, muflové a dvoukomorové. Vyrábějí se v různých velikostech a jsou vhodné pro ohřev většiny součástí. Další druhy pecí jsou například kelímkové či šachtové. K měření teploty se používají termoelektrické teploměry, termostaty či termistory.



Obr.21 – A) komorová pec s postranním topením B) komorová pec desková C) komorová pec muflová [33]

Modernější variantou jsou vakuové pece s kalící lázní, kde se jedná o ohřev s tzv. studenou stěnou. Plášť vakuové komory je chráněn izolací před sáláním topných těles. Komory jsou od sebe pak odděleny vakuově těsnou přepážkou, či tepelně izolační klapkou. Jejich výhodou je, že v nich díky absenci kyslíkové atmosféry nedochází k oduhličení povrchu ohřívané součásti. Výroba v nich probíhá povětšinou automatickým chodem.



Obr.22 – Vakuová pec Ipsen [34]

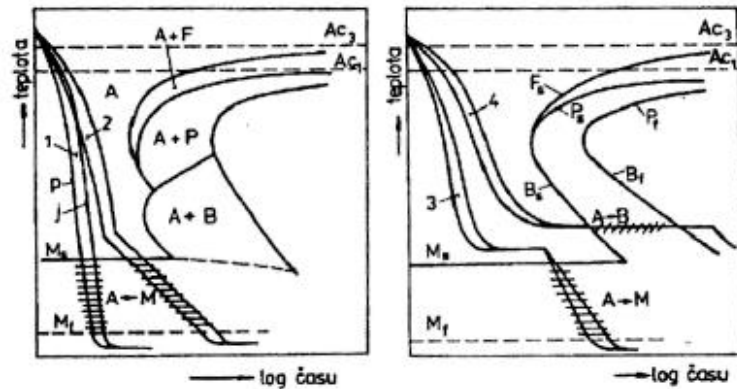
Pro povrchové kalení rotačních součástí jako jsou hřídele a ozubená kola je vhodný ohřev indukční cívkou. Zde se součást vloží do cívky, elektromagnetickým polem se její povrch ohřeje a tryskami s chladícím médiem následně zakalí.



Obr.23 – Indukční kalení [35]

2.6.3 Ochlazení

Po ohřátí následuje ochlazení v kalícím médiu, jejichž druhy budou rozebrány v následující kapitole. Návrh postupu pro dosažení požadované struktury vychází z IRA a ARA diagramů daných materiálů.

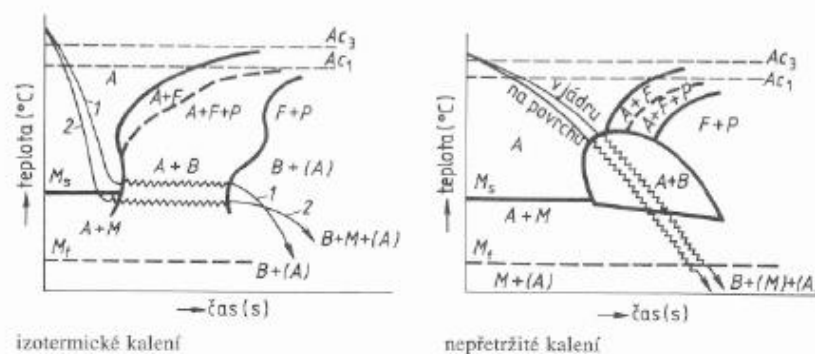


Obr.24 – Grafické znázornění martenzitického kalení v ARA diagramech (p – křivka ochlazování povrchu, j – křivka ochlazování jádra) – 1) do studené lázně, 2) lomené, 3) termální [36]

Nejjednodušším a nejčastějším způsobem martenzitického kalení je kalení do studené lázně, čímž jsou míněny kalící média v přibližně pokojové teplotě. Hlavní výhody jsou praktická nenáročnost a nízké pořizovací a provozní náklady. Mezi hlavní nevýhody pak patří vysoké vnitřní pnutí, které může způsobovat deformaci kalených součástí, v nejhorších případech i jejich kompletní znehodnocení.

Princip lomeného neboli přerušovaného kalení je využití dvou různých kalících prostředí. Začíná se v účinnějším prostředí, ve kterém se materiál ochladí těsně nad teplotu M_s . Následně se vloží do méně účinného prostředí a ochlazování se zpomalí. V první etapě došlo k zabránění vzniku perlitu a v druhé k přeměně na martenzit. Hlavní výhodou oproti studené lázni je výrazně menší vnitřní pnutí. Používá se pro tvarově složitější součásti, kde by vysoké vnitřní pnutí mohlo způsobovat praskliny.

Termální kalení probíhá v lázních, které jsou zahřáté na určitou teplotu, která je pro daný materiál těsně nad M_s . Hlavní výhodou je vyrovnání teplot mezi povrchem a jádrem součástí při prodlevě na této teplotě, což vede k menšímu vnitřnímu pnutí. Používá se pro konečné úpravy součástí z legovaných ocelí.



Obr.25 – Grafické znázornění bainitického kalení na ARA diagramech – 1) izotermické zušlechťování, 2) izotermické kalení [37]

Izotermické zušlechťování se používá pro nízkouhlíkové oceli. Ochladuje se v tzv. termální lázni o teplotě 300-400°C. Dochází zde k minimálnímu vnitřnímu pnutí a kalenou součást není potřeba popouštět.

Izotermické kalení je v podstatě vylepšené izotermické zušlechťování. Vzniká zde struktura martenzitu, bainitu a zbytkového austenitu. Využití nachází u HSLA ocelí.

2.7 Povrchové jevy

2.7.1 Kalicí prostředí

Hlavním úkolem kalicího prostředí je odvedení tepla z kalené součásti rychlostí alespoň kritickou. Pokud proběhne ochlazení alespoň kritickou rychlostí, tak austenit neprojde perlitickou proměnou, ale martenzitickou či bainitickou. Mezi další požadované vlastnosti kalících prostředí patří také:

- stálost (odolnost proti tepelné degradaci, oxidaci, apod.)
- přijatelné chladicí schopnosti v celém rozsahu teplot (pod M_s dostatečně pomalé pro zabránění vzniku deformací)
- nereaktivnost s kaleným materiálem, případně s ochrannou atmosférou
- nepřilíšná toxicita a nebezpečnost pro obsluhu
- snadné odstranění z kalené součásti po procesu kalení
- nízká cena

Tepelné vlastnosti kalicího média pak určují výslednou tvrdost a rozložení tvrdosti v objemu materiálu. Většina kalících médií jsou kapaliny, méně časté jsou plynné či smíšené. Dělení může být na základě různých parametrů, avšak nejvýznamnějším dělením je dělení na média, které se vypařují a nevypařují. Toto kritérium dělení je významné kvůli rozdílným mechanismům přenosu tepla, a tedy i rozdílným vlivům na fázové transformace. Vypařující se médium spotřebovává pro vypaření média tzv. latentní teplo, jelikož proces vypařování je proces izotermický při daném tlaku. Toto teplo má při kalení zdroj v podobě kalené součásti, což znamená, že vypařující se kalicí médium má v určitém teplotním rozsahu vyšší rychlost ochlazování než médium, které se nevypařuje.

Chladicí účinek kalicího média lze vyjádřit pomocí různých hodnot:

- Grossmannova H-hodnota
- Koeficient přestupu tepla α [$W/K \cdot m^2$]
- Čas ochlazení součástí z $800^\circ C$ na $500^\circ C$
- Ochlazovací křivka se změnou teploty
- Ochlazovací křivka se změnou rychlosti chlazení

Ve 40. a 50. letech minulého století byla snaha o charakterizaci rychlosti chlazení různých prostředí. [38] Byly zjištěny dvě rozdílné formy přenosu tepla, které určují rychlost ochlazení kalené součásti. Jednalo se o odvedení tepla z povrchu součásti do chladiva konvekcí, které je řízeno koeficientem prostupu tepla stěnou a o přechodnou difuzi tepla z vnitřku součásti na povrch kondukcí, která je řízena tepelnou vodivostí dané oceli. Tyto dvě formy byly poté zohledněny v Grossmannově H-hodnotě, které popisují kritičnost kalení. Tato hodnota byla vyjádřena jako:

$$H = \frac{\alpha}{2\lambda} \quad (1)$$

kde α vyjadřuje součinitel přestupu tepla [$W/K \cdot m^2$] a λ vyjadřuje tepelnou vodivost [$W/K \cdot m$], z čehož vychází, že jednotka hodnoty H je [$1/m$]. Tepelná vodivost je vztažena k samotnému materiálu, takže se zde vychází hlavně z hodnoty přestupu tepla. Hodnoty přestupu tepla pro běžná kalicí média uvádí následující tabulka:

Médium a jeho stav	Součinitel přestupu tepla [W/K*m ²]
Voda (15-25°C)	3000-3500
Polymerní lázeň PAG (18-20%) - Polyquench 500DSK-F (20-40°C)	2000-2500
Olej s dobrou cirkulací (20-80°C)	1800-2200
Olej bez cirkulace (20-80°C)	1000-1500
Solná lázeň AS-140 (~180°C)	600-800
Solná lázeň GS-430 (~550°C)	350-450

Tab.1 – Tabulka součinitelů přestupu tepla běžných kalících médií [39][40]

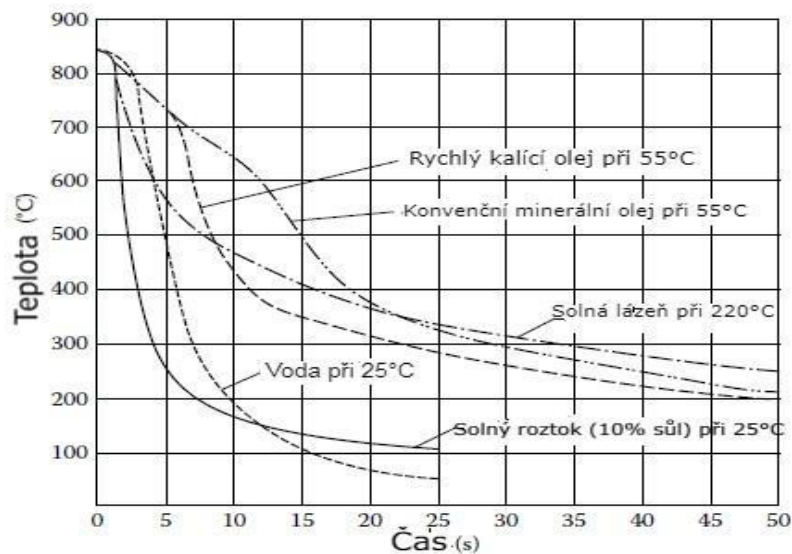
Avšak hodnota H není konstantní, ale proměnná v závislosti k relativnímu pohybu kalícího média vůči kalené součásti. Tuto změnu ukazuje následující tabulka:

Pohyb média/součásti	Olej [mm ⁻¹]	Voda [mm ⁻¹]	Solný roztok [mm ⁻¹]	PAG [mm ⁻¹]	ACR [mm ⁻¹]	PVP [mm ⁻¹]	PEO [mm ⁻¹]
Žádný pohyb	0,01	0,035	0,079	0,5	0,2	0,2	0,2
Mírná cirkulace	0,012	0,039	0,086	-	-	-	-
Přiměřená cirkulace	0,014	0,047	-	-	-	-	-
Dobrá cirkulace	0,020	0,059	-	-	-	-	-
Silná cirkulace	0,030	0,079	-	-	-	-	-
Násilná cirkulace	0,043	0,15	0,20	2	0,7	0,8	2

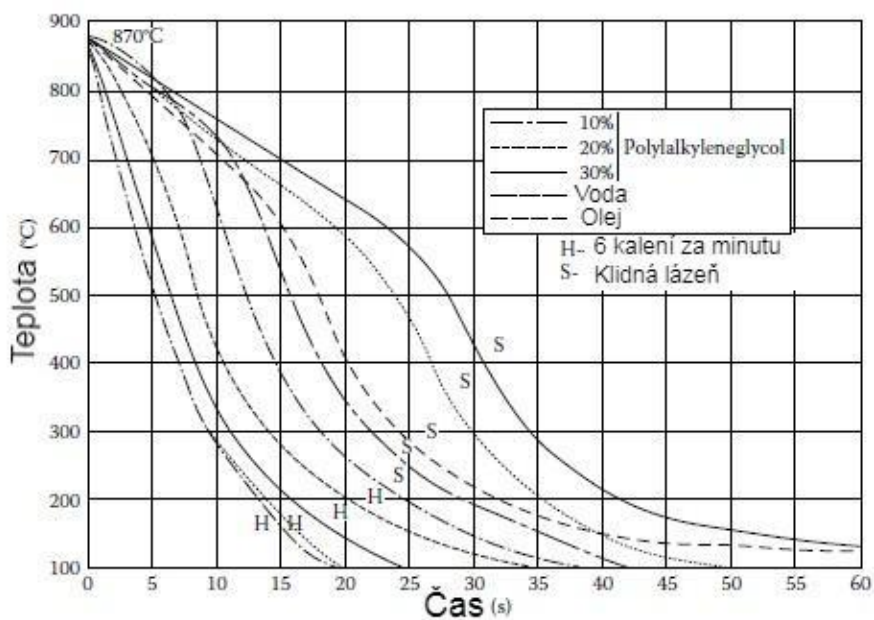
Tab.2 – Tabulka změny H-hodnoty v závislosti na změně proudění –

PAG – polyalkylenglykol, ACR – akrylátový polymer, PVP – polyvinylpyrrolidon,
PEO – polyetyl oxazolin [41][42]

Tyto hodnoty jsou užitečné k dalšímu zkoumání, ale samy o sobě moc vypovídající nejsou. Více vypovídající jsou ochlazovací křivky. Ochlazovací křivka se změnou teploty sleduje změnu teploty povrchu kalené součásti v daném kalícím médiu v čase. Čím větší je úhel klesání křivky, tím je rychlost chlazení rychlejší.

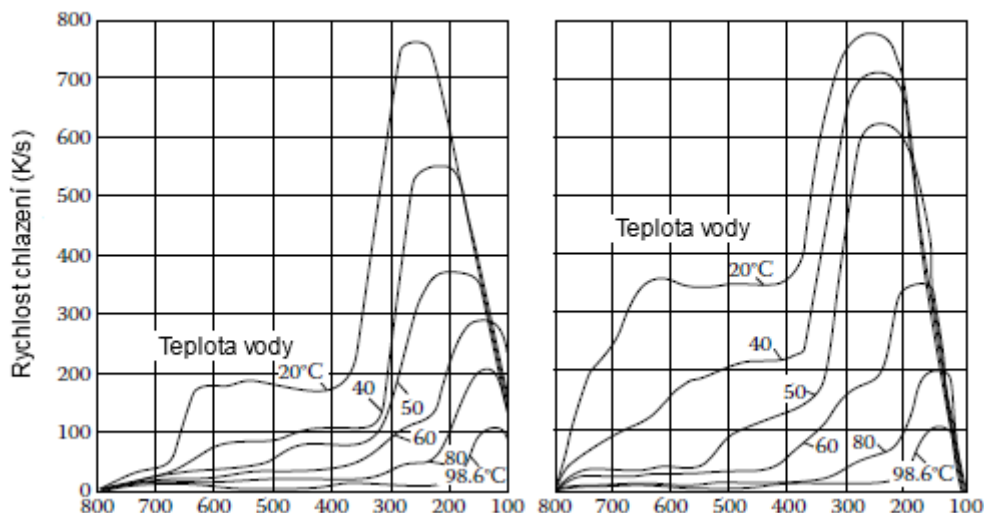


Obr.26 – Ochlazovací křivky se změnou teplot [43]



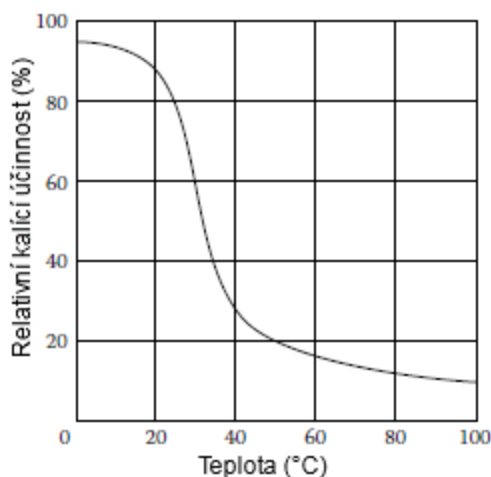
Obr.27 – Ochlazovací křivky se změnou teplot pro klidné a opakované kalení (6ks/min) [44]

Druhým způsobem, jak znázornit tepelné schopnosti kalícího média, je ochlazovací křivka se změnou rychlosti chlazení. Na obr.28 je zobrazena změna rychlosti chlazení pro různé teploty kalené součásti při dané teplotě kalícího média.



Obr.28 – Ochlazovací křivky se změnou rychlosti chlazení, sledovaná součást – stříbrná kulička o průměru 20mm, sledované médium – voda o různých teplotách, levý graf byl měřen v klidné vodě, pravý graf v tekoucí vodě o rychlosti 0,25m/s [45]

Jak je vidět z grafů na obr.28, tak rychlost ochlazování závisí na teplotě kalícího média. Toto je dáno relativní kalící účinností, která je způsobena povrchovými jevy, které se na povrchu kalené součásti objevují.



Obr.29 – Relativní kalící účinnost vody jako funkce její teploty [46]

2.7.2 Vznik povrchových jevů

Přenos tepla u kalení do vypařitelných kalících médií je významně spojen s varem, jelikož teplota kaleného materiálu je výrazně vyšší než teplota varu těchto médií. Při prvních pokusech v 30. letech 20. století bylo pozorováno, že bublinky páry se tvoří na charakteristických místech a jejich počet roste s rostoucím tepelným tokem v daném místě. Každá bublina se tvoří z tzv. zárodku, který se nachází v lokální vadě povrchu, či místě s větší drsností povrchu. Teplo z kaleného materiálu ohřívá médium přiléhající k jeho povrchu, kde dochází k přehřátí tenké vrstvy média a vzniku termodynamicky metastabilní situace, která však trvá velice krátkou dobu. Pokud je zárodek dostatečně velký nebo přehřátí tenké vrstvy dostatečně vysoké, vytvoří se bublina páry, která získává teplo z této mezní vrstvy média. Aby bublina vznikla, tak tlak páry v ní musí být vyšší než tlak okolní kapaliny (média). Bublina je pak definována jejím poloměrem a pomocí kombinace Clausiovy-Clapeyronovy (2) rovnice a Laplaceova tlakového

zákona (3) je pak možno zjistiť potrebné prehřátí kapaliny pro vytvoření bubliny o daném poloměru. (4) [47]

$$\frac{dp}{dT} = \frac{\Delta h_v}{(v_v - v_l)T} \quad (2)$$

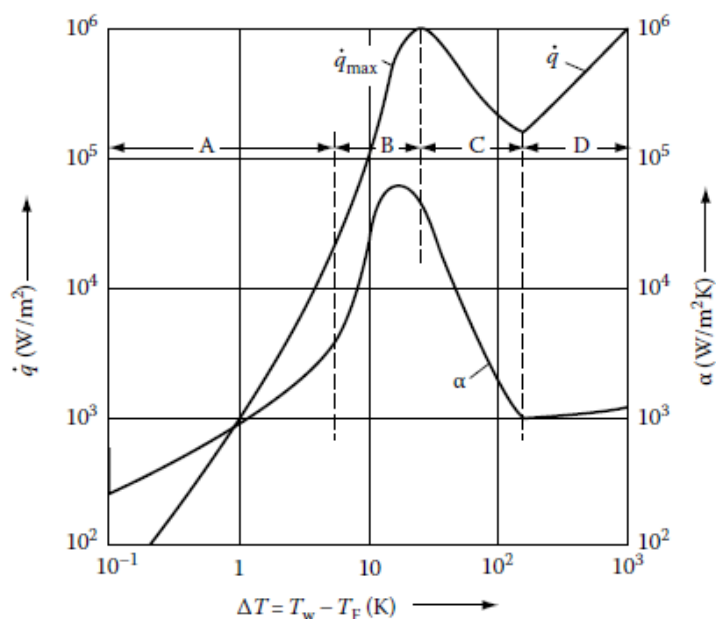
$$p_v - p_l = \frac{2\sigma}{R} \quad (3)$$

$$R = \frac{2\sigma}{\Delta h_v * \rho_v} * \frac{T_s}{T_v - T_s} \quad (4)$$

Zde ve (2) dp vyjadřuje změnu tlaku, dT změnu teploty, Δh_v měrnou entalpii při fázové změně, v_v měrný objem par, v_l měrný objem kapaliny a T je absolutní teplota. Ve (3) je p_v tlak par, p_l tlak kapaliny, σ povrchové napětí a R poloměr bubliny. Ve (4) je R poloměr vzniklé bubliny, σ povrchové napětí, Δh_v měrná entalpie při fázové změně, ρ_v hustota par, T_s teplota nasycení a T_v teplota par.

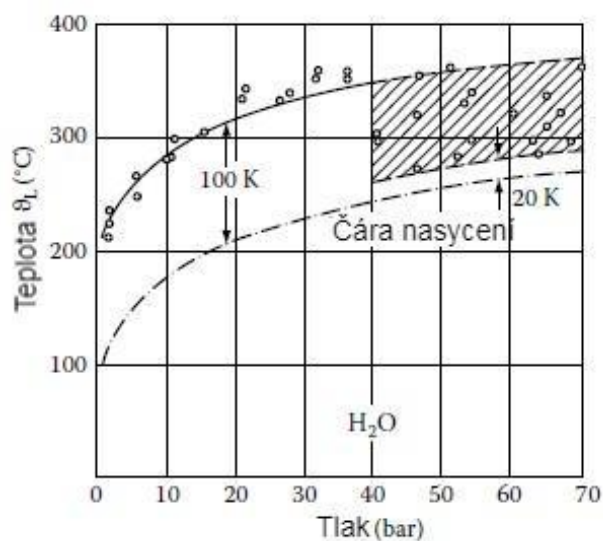
S rostoucím prehřátím kapaliny ($T_v - T_s$) je umožněn růst menších zárodků bublin na ohřivaném povrchu. Toto je poté funkcí tepelného toku, který prostupuje skrz kalený materiál. Povrch má proměnlivou kvalitu a hrubost, což při zvýšeném prehřátí vede k nukleaci zárodků i na místech, kde by se s menším prehřátím neobjevily. Zvýšení počtu zárodků poté vede k intenzivnějšímu mísení kapaliny na ohřivaném povrchu. To vede k tomu, že čím větší je tepelný tok materiálem během varu, tím větší je součinitel přestupu tepla.

Tento fakt byl zahrnut v experimentu, kde byla měřena teplota povrchu a teplota kapaliny těsně nad ohřivanou deskou, a obě tyto hodnoty byly porovnávány s prostupujícím tepelným tokem. Naměřené hodnoty pak byly přeneseny do tzv. Nukiyamova grafu, který určuje přenos tepla v závislosti na tepelném toku procházejícím materiálem. Při nízkém tepelném toku je hlavním mechanismem přenosu tepla přirozená konvekce. Počátek tvorby bublin na povrchu ohřivané desky, tedy bod, kdy začíná bublinový var (nukleární var), se projevuje náhlou změnou ve stoupání křivky grafu na obr.30, protože podmínky pro přestup tepla se významně zlepšují. S dalším růstem tepelného toku nastává bod, kde se bublinkový var stává hydrodynamicky nestabilní kvůli vysoké hustotě bublinek a velkému proudu páry. V tomto bodě se na povrchu materiálu vytvoří tenká, ale souvislá vrstva páry tzv. film, který zabraňuje kapalině v přístupu k povrchu materiálu. Bublinkový var se tak mění na filmový var. Tato změna se nazývá DNB (departure from nucleate boiling – odstup od bublinkového varu), a tepelný tok, při kterém tato změna nastává, se nazývá CHF (critical heat flux – kritický tepelný tok). Těsně před dosažením DNB dosahuje součinitel přestupu tepla svého maxima. Další růst tepelného toku pak kvůli omezenému přestupu tepla do kapaliny má za výsledek pouze výrazný nárůst teploty povrchu materiálu. Mezi bublinkovým a filmovým varem se nachází ještě oblast přechodového varu, která může nastat, když je udržována konstantní teplota povrchu.



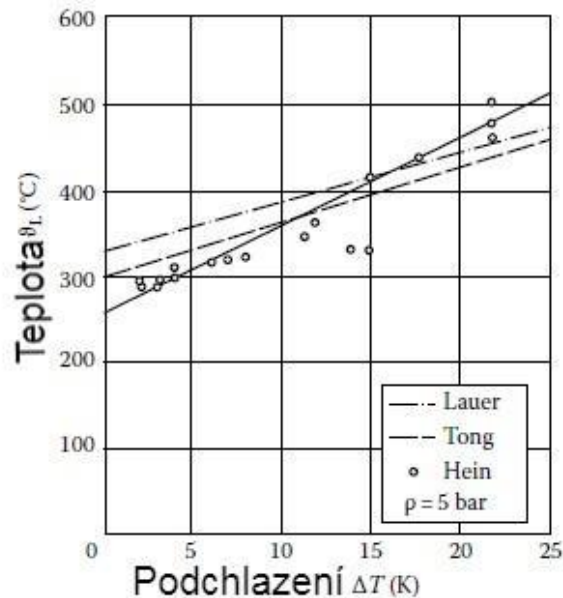
Obr.30 – Nukiyamův graf pro var – q – tepelný tok, α – součinitel přestupu tepla, T_w – teplota povrchu, T_f – teplota kapaliny nad povrchem, A – oblast volné konvekce, B – oblast bublinkového varu, C – oblast přechodného varu, D – oblast filmového varu [48]

Období filmového varu je však časově omezené a k rozpuštění filmu páry na povrchu součásti dochází při Leidenfrostově teplotě, kde se tepelný tok dostane pod úroveň, kdy je schopný udržovat stabilní vrstvu páry. Tato teplota zatím není dostatečně teoreticky popsána a nemá tak jasnou definici. Z provedených výzkumů však plyne, že k rozpadu filmu dochází v moment, kdy teplota povrchu materiálu klesne na minimálně 100K nad teplotu syté páry při daném tlaku. Tato teplota povrchu, při které se začne film rozpadat však výrazně závisí na tlaku páry v existujícím filmu a měření vykazovalo široký rozptyl hodnot. Tento rozptyl byl ale nejspíše způsoben rozdílnou kvalitou povrchu a různými povrchovými úpravami.



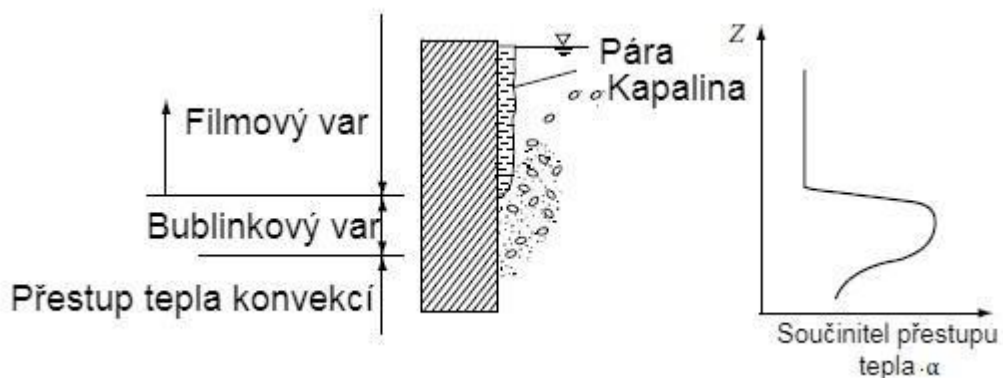
Obr.31 – Rozsah Leidenfrostovy teploty pro vodu [49]

Rozpad filmu je ovlivněn nejen teplotou povrchu, ale také podmínkami přestupu tepla. U podchlazené kapaliny jsou lepší podmínky pro odvod tepla, jelikož kondenzace páry na fázovém rozhraní mezi parním filmem a kapalinou produkuje silnou turbulenci a zrychlení kapaliny ve směru k horkému povrchu. Urychlená kapalina pak pronikne filmem, dostane se k povrchu materiálu a rozpad filmu tak probíhá při vyšších teplotách než u kapaliny nepodchlazené.



Obr.32 – Vliv podchlazení vody na Leidenfrostovu teplotu [50]

Díky nestálému způsobu provedení (součást se neponoří celá v jeden okamžik) a objemovému odvodu tepla se může na povrchu kalené součásti se může nacházet jak filmový var, bublinkový var i přestup tepla konvekcí.

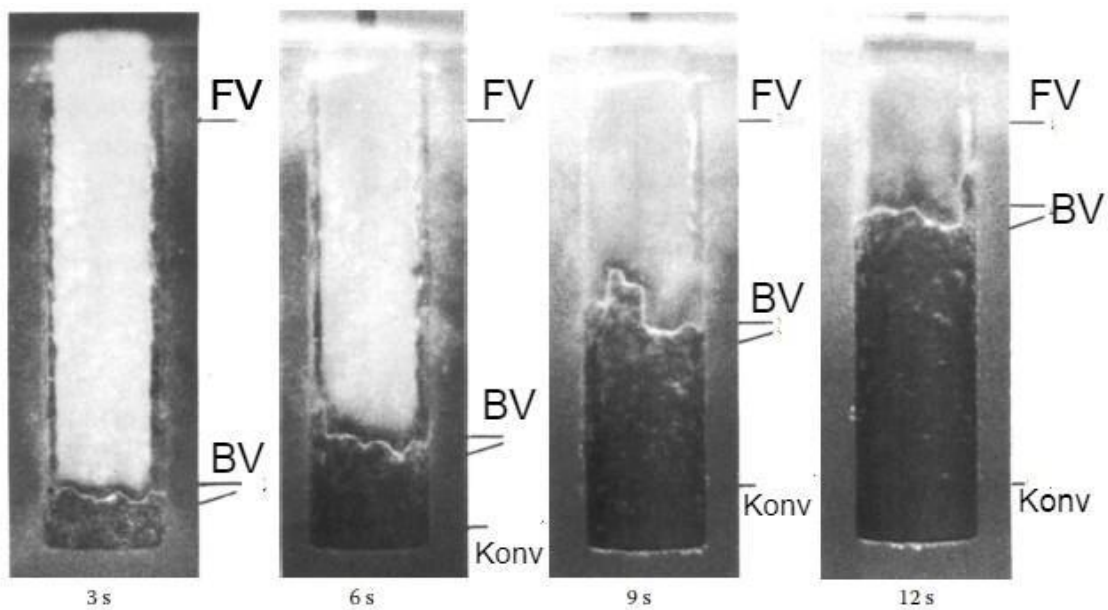


Obr.33 – Přestup tepla při ponorném kalení [51]

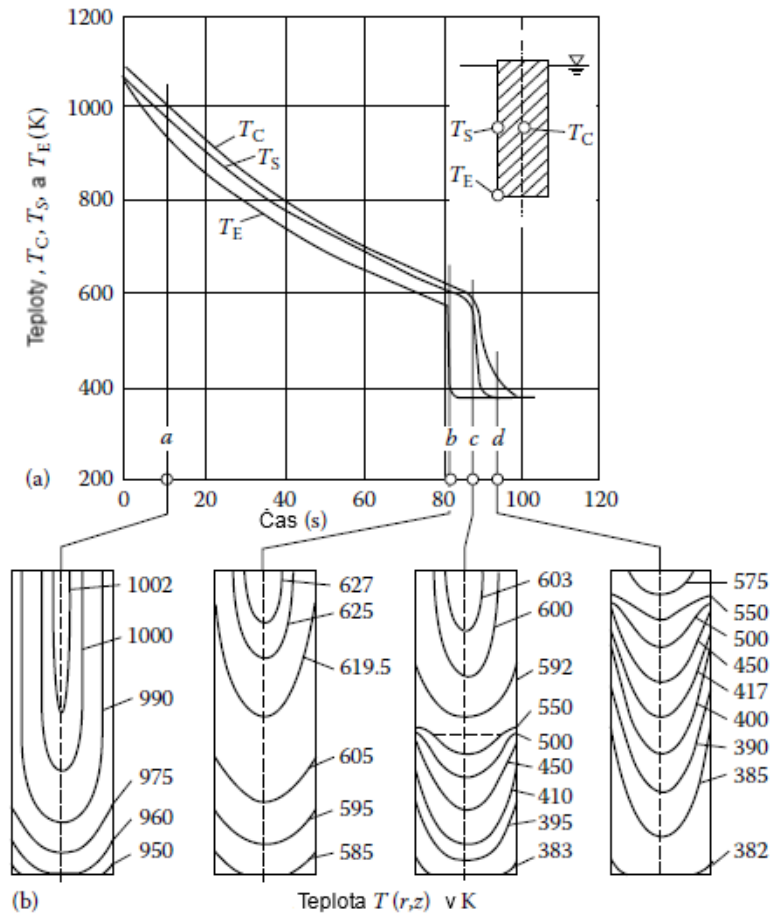
Rozdíly v teplotě povrchu součásti vznikají geometrií součásti, povrchovými vadami, zoxidovanými vrstvami, odchylkami tlaku kapaliny, a hlavně postupným ponořováním součásti. Tyto rozdíly v teplotách vedou k rozdílným fázím smáčení povrchu součásti, které se vyznačují rozdílnými hodnotami koeficientu přestupu tepla α . Při vyšší teplotě povrchu ponořené součásti, než je Leidenfrostova teplota, dochází k filmovému varu. Součinitel přestupu tepla α_{fv} ve vodě zde dosahuje hodnot v rozsahu 100 – 250 W/m²K. Vypařování a následné stoupání bublinek podél povrchu součásti vede v dané oblasti k velice silné konvekci, což má za následek maximální odvod tepla. Koeficient přestupu tepla α_{bv} zde dosahuje hodnot

kolem $10 - 20 \text{ kW/m}^2\text{K}$ (ve vodě). Když teplota povrchu klesne pod teplotu varu dané kapaliny, tak je povrch již trvale smáčen kapalinou. Zde pak dochází k odvodu tepla konvekcí, která u vody dosahuje hodnot koeficientu přestupu tepla α_{konv} kolem $700 \text{ W/m}^2\text{K}$. Rychlost změn ve fázích smáčení je pak dána fyzikálními vlastnostmi součásti i kapaliny. [52] Mezi tyto vlastnosti patří:

- Rozložení teploty povrchu součásti
- Tepelná difuzivita daného materiálu
- Drsnost a kvalita povrchu součásti
- Vrstvy nacházející se na povrchu součásti (oxidy, nečistoty...)
- Geometrie součásti a její efekt na tok tepla směrem k povrchu
- Teplota varu a Leidenfrostova teplota daného kalícího média
- Dynamická viskozita, tepelná kapacita a povrchové napětí
- Teplota lázně a vliv nucené konvekce

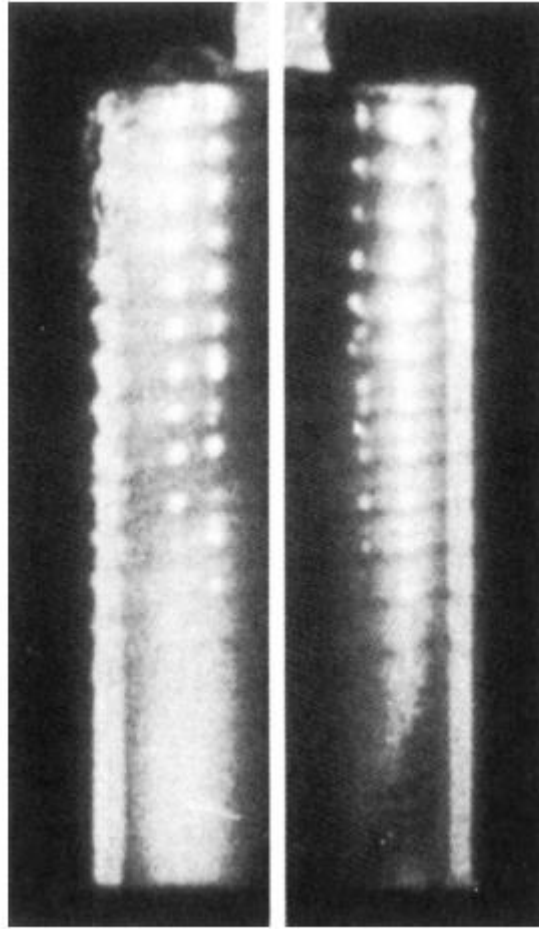


Obr.34 – Proces změny smáčení povrchu vzorku z chromniklové oceli v destilované klidné vodě o teplotě 35°C – FV – filmový var, BV – bublinkový var, Konv – přirozená konvekce [53]



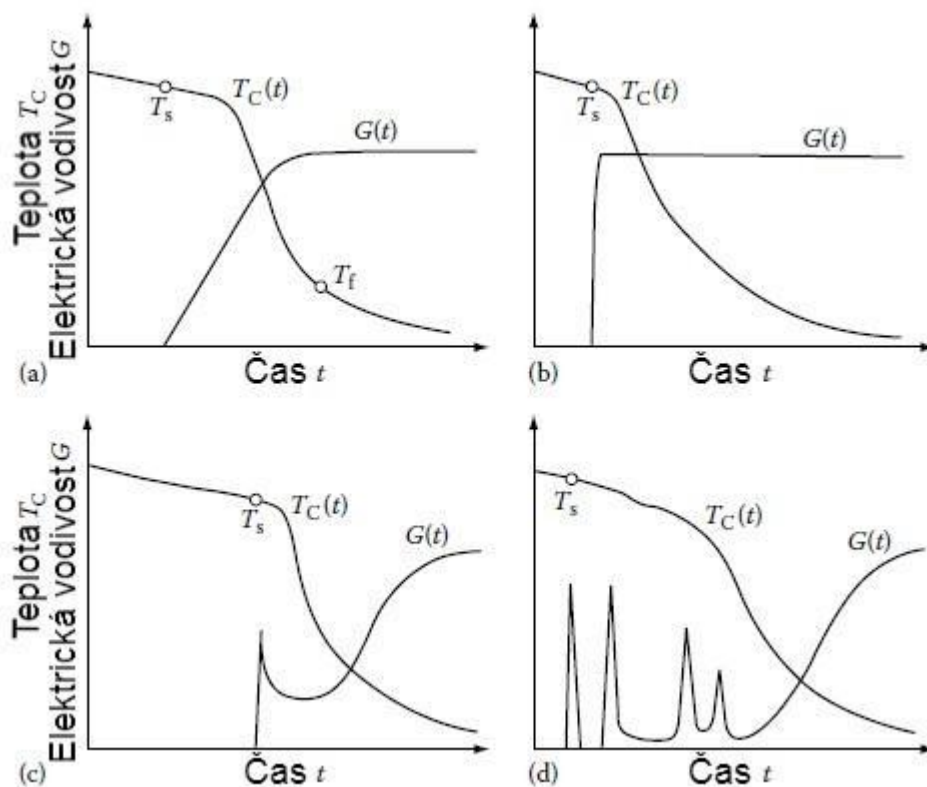
Obr.35 – Změny teplot v kaleném vzorku měřené na různých charakteristických místech – T_C – střed vzorku, T_S – povrch vzorku, T_E – okraj vzorku [54]

Při varu unikají bublinky páry do kapaliny a následně do atmosféry. Teplo uvolněné ze součásti způsobuje odpařování více kapaliny na fázovém rozhraní pára-kapalina. Tekutina se odpařuje do filmu páry, který se tak udržuje. S klesající teplotou povrchu tak klesá i tloušťka filmu. Stoupající pára způsobuje narušení fázového rozhraní, které má podobu vln směřujících vzhůru. Dalším klesáním teploty povrchu dochází k zesílení tohoto narušení a změny směru vln dolů. Potřebné teplo, které okolní kapalina potřebuje odebrat ze součásti pro vypaření, se snižuje se zvyšující se teplotou lázně, přičemž zároveň klesá i α_{fv} .

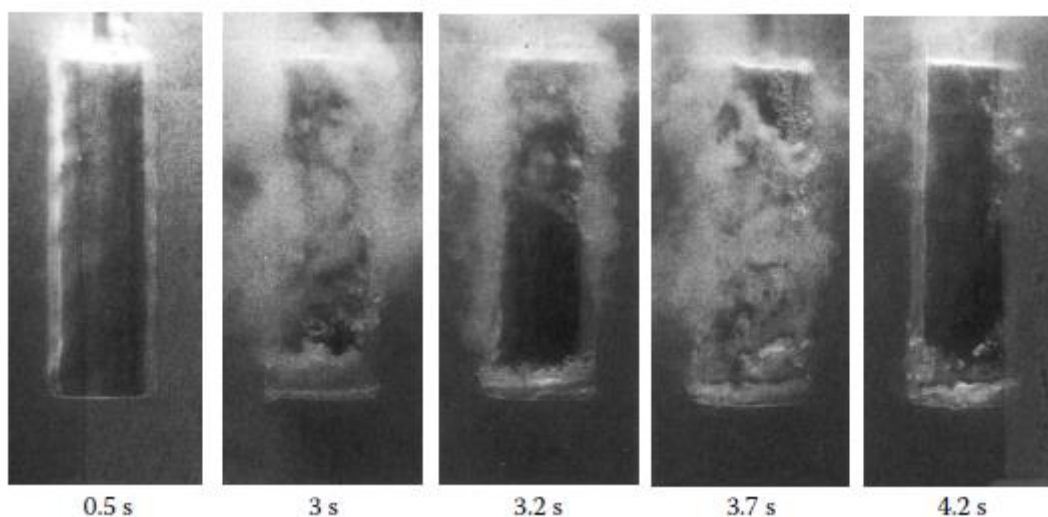


Obr.36 – Vlny na fázovém rozhraní při filmovém varu na vzorku z chromniklové oceli kalené ve polymerní lázni (10%) o teplotě 25°C, levý obrázek 10ms před smáčením povrchu, pravý obrázek 5ms před smáčením povrchu [55]

Přísady ve vodě, jako například polymery v polymerních lázních, značně ovlivňují proces smáčení povrchu kalené součásti. Vyšší koncentrace běžně používaných polymerních přísad většinou snižuje teplotu rozpadu parního filmu a urychluje proces smáčení. Rychlost a typ smáčení je možno určit připojením elektrody a měřením elektrické vodivosti vzorku. Zde pozorovaná elektrická vodivost je pak přibližně úměrná smáčené ploše na povrchu vzorku.

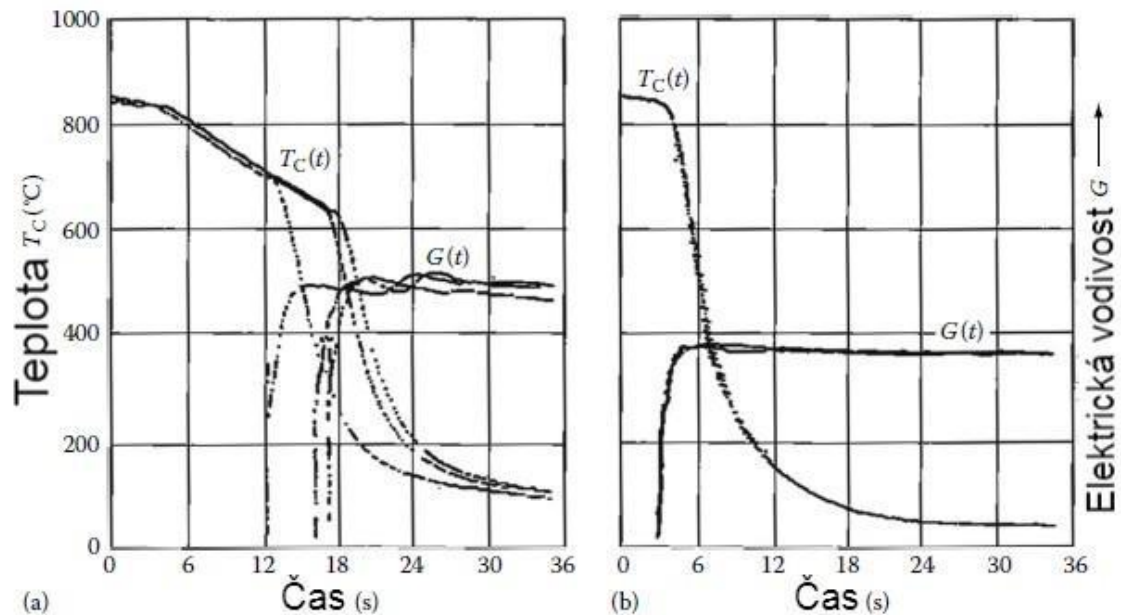


Obr.37 – Průběh teploty T_c (teplota ve středu vzorku) a nárůst elektrické vodivosti G při kalení v různých polymerních lázních – a) pomalé smáčení, b) rychlé (výbušné) smáčení, c) rychlé smáčení s následnou izolací bublinkami ulpívajícími na povrchu vzorku, d) rychlé smáčení s opakovanou tvorbou filmového varu [56]

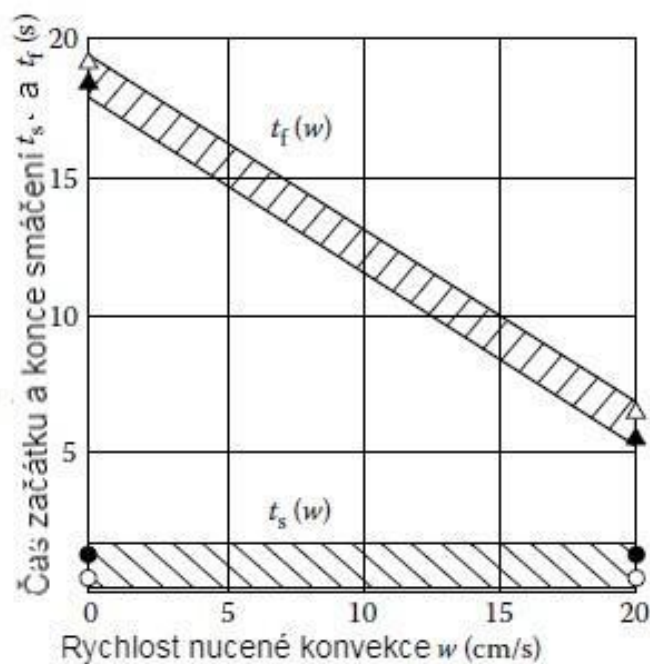


Obr.38 – Průběh grafu d z obr. 37 – smáčení s opakovanou tvorbou filmového varu na vzorku z chromniklové oceli kalené v polymerní lázni (10%) o teplotě 25°C v klidu (bez nucené konvekce) [57]

Nucená konvekce, která má jako svůj vedoucí mechanismus relativní pohyb kaleného vzorku vůči médiu, má oproti přirozené konvekci, která má jako svůj vedoucí mechanismus vzlakové síly (v klidné lázni), značně rozdílné hodnoty přestupu tepla a u vypařitelných médií i rychlost smáčení povrchu vzorku. Díky relativnímu pohybu mezi vzorkem a médiem působí na parní film síly, které urychlují jeho rozpad. Na obr.39 je vidět, že u kalení bez nucené konvekce došlo ke smočení povrchu po 12-17s, kdežto u kalení s nucenou konvekcí došlo ke smočení povrchu už po 3s.

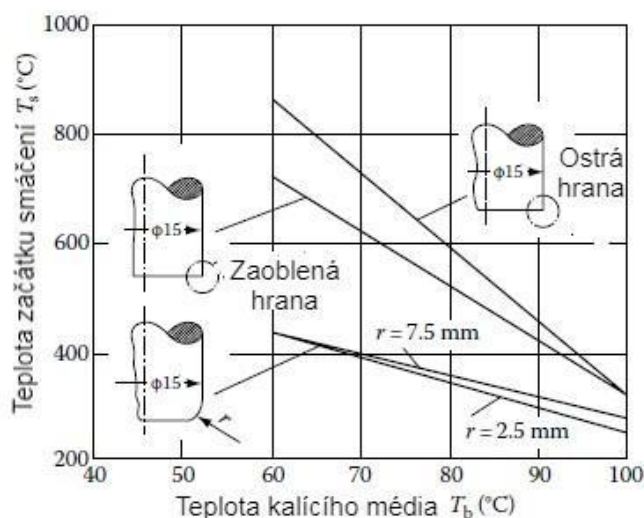


Obr.39 – Změna rychlosti ochlazování středu vzorku (křivka $T_C(t)$) a rychlosti smáčení povrchu (křivka $G(t)$) u vzorku z chromniklové oceli v polymerní lázni (5%) v a) klidné lázni, b) v lázni s nucenou konvekcí o rychlosti 0,3m/s [58]

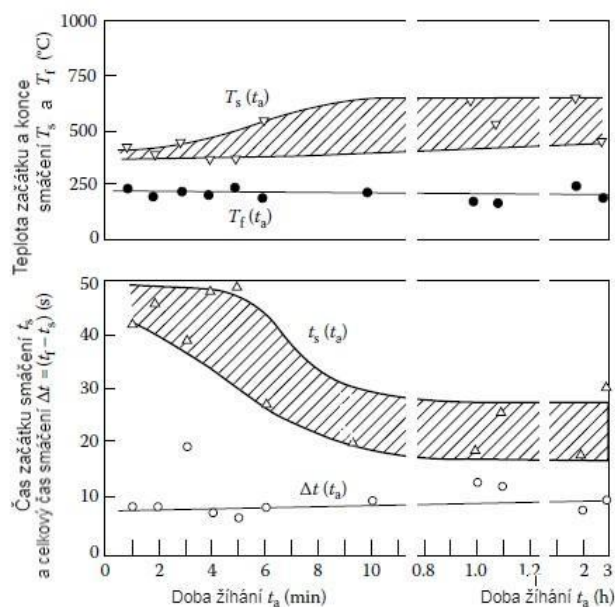


Obr.40 – Závislost rychlosti nucené konvekce na začátku (počátek rozpadu parního filmu) a konci (plně smočený povrch) smáčení ve vodě o teplotě 60°C [59]

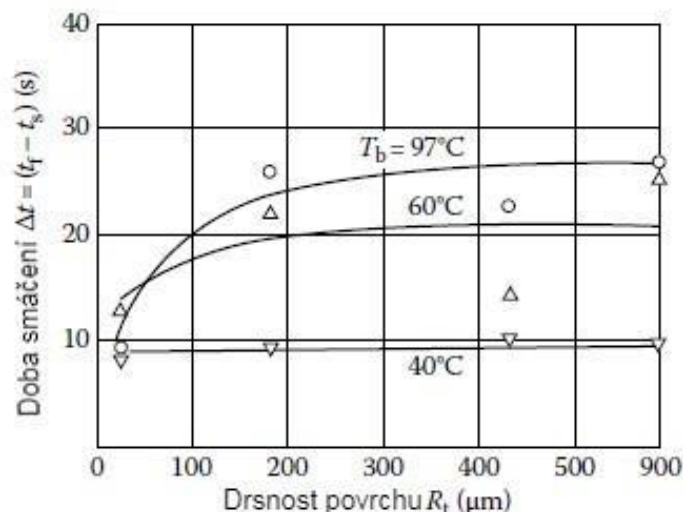
Na rychlost smáčení povrchu má krom nucené konvekce nezanedbatelný vliv také tvar a povrch vzorku. Z obr. 41 je vidět, že teplota začátku smáčení povrchu se mění s tvarem hrany válcového vzorku. Ostrá hrana vykazuje nejvyšší teplotu začátku smáčení, kdežto zaoblená hrana o poloměru 2,5mm vykazuje nejnižší teplotu začátku smáčení. Obr. 42 ukazuje vliv zoxidované vrstvy na povrchu vzorku na proces smáčení. Jednalo se o vzorek z chromniklové oceli, který byl žihán při teplotě 920°C bez ochranné atmosféry. Chromniklové oceli jsou význačné tvorbou oxidu chromu na povrchu. Tloušťka této vrstvy je určena časem, po který je daný vzorek žihán. Zde je vidět, že delší než desetihodinové žihání již nijak výrazně proces smáčení nemění. Obr. 43 ukazuje vliv hrubosti povrchu na dobu smáčení. Zde je vidět, že do teploty vody pod přibližně 60°C vliv hrubosti velkou roli nehraje. Avšak při teplotách vyšších je vidět, že hrubost hraje významnou roli v době smáčení. Čím hrubší povrch je, tím je doba smáčení delší.



Obr.41 – Závislost teploty média na teplotu začátku smáčení vzorku z chromniklové oceli ve vodě [60]



Obr.42 – Závislost oxidických vrstev na povrchu vzorku z chromniklové oceli na smáčení povrchu při kalení do vody [61]



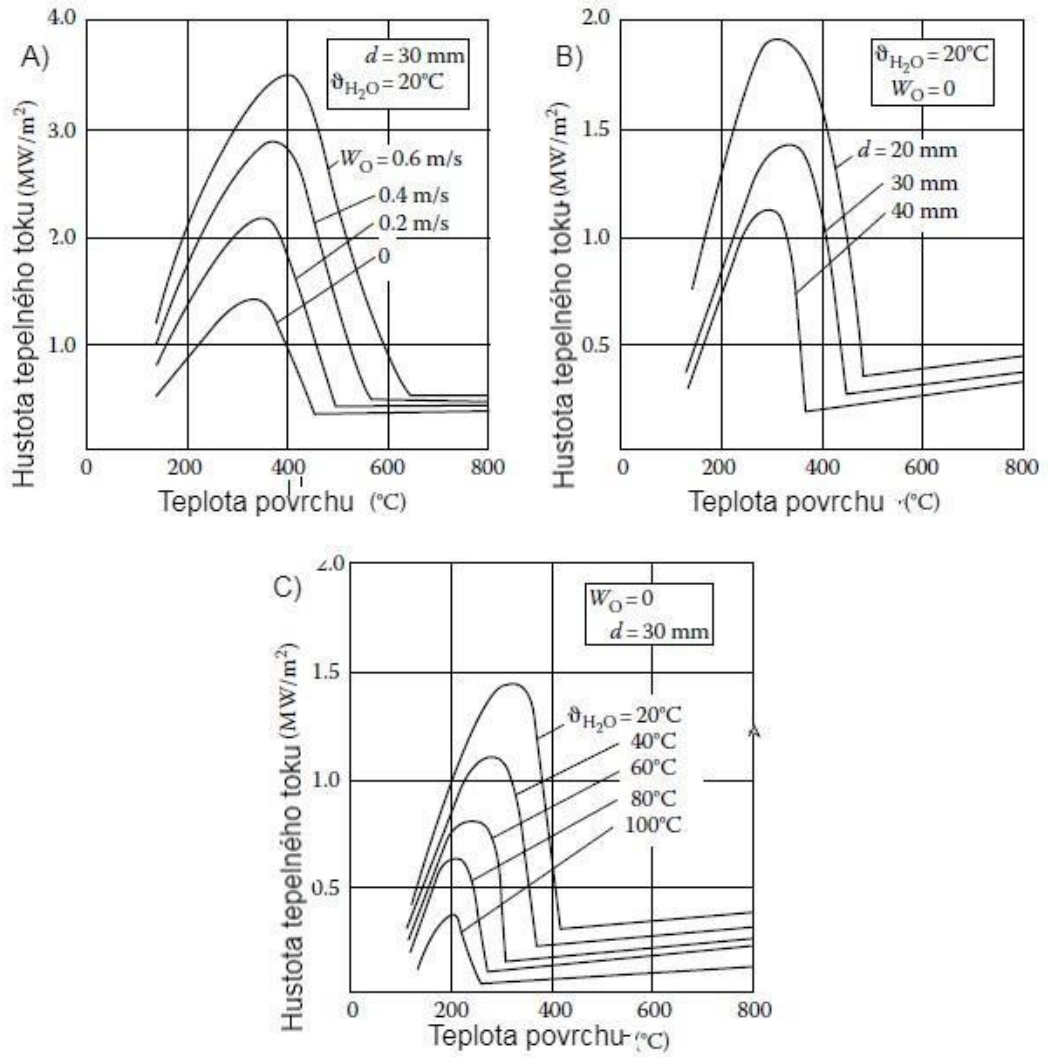
Obr.43 – Vliv drsnosti povrchu měřené hodnotou R_t na celkový čas procesu smáčení při kalení do vody o různých teplotách [62]

2.7.3 Přestup tepla

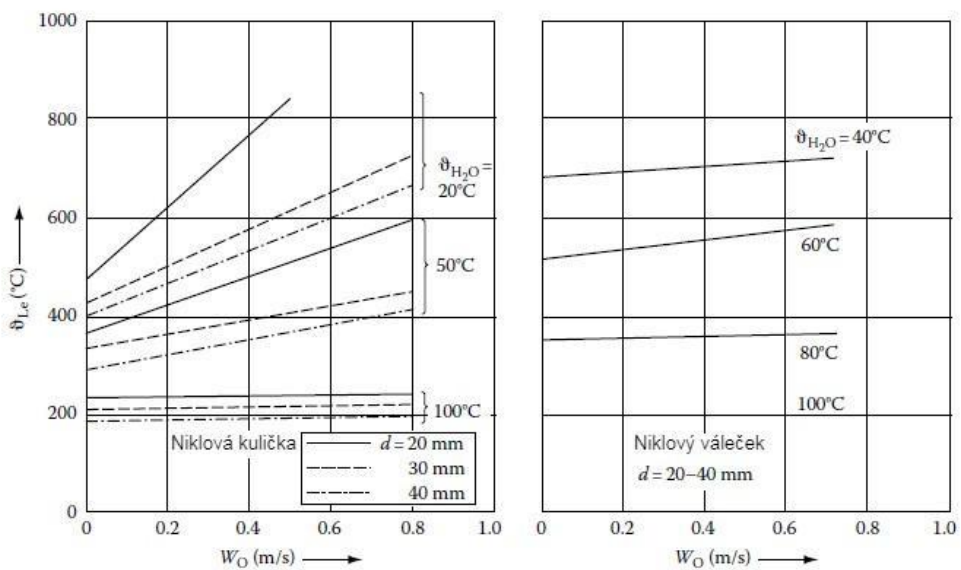
Pro kalení je nejdůležitější samotný přestup tepla. Ten se mění v závislosti na spoustě proměnných, avšak nejdůležitějšími proměnnými jsou rychlost proudu (rychlost nucené konvekce), rozměr vzorku a teplota média. Hodnoty na obr. 44 byly naměřeny na vzorku v podobě kuličky z niklu ponořené do vodní lázně. Jak ukazují grafy 44b, c tak v klidné lázni má hustota tepelného toku přibližně lineární závislost s teplotou povrchu vzorku. Čím vyšší je teplota povrchu, tím silnější proud páry stoupající vzhůru ke hladině a tím silnější je odvod tepla konvekcí. Z grafu 44b pak lze vyčíst, že s rostoucím průměrem kuličky se při stejné teplotě povrchu hustota tepelného toku snižuje, což je dáno větší plochou styku s médiem. Z grafu 44c je vidět, že s rostoucí teplotou média klesá hustota tepelného toku, což je dáno tím, že kapalina o vyšší teplotě spotřebuje méně tepla pro své vypaření. Z grafu a je vidět, že zde není zachována přibližná linearita závislosti teploty povrchu na hustotě tepelného toku, a že čím vyšší je rychlost proudu, tím strmější je stoupání hustoty tepelného toku na teplotě povrchu. Toto je dáno nucenou konvekcí, která pomáhá rozpadu parního filmu a zlepšuje tak podmínky pro přestup tepla. Čím rychlejší je proud, tím silnější je narušení filmové vrstvy, což vede k vyšší hustotě tepelného toku.

Při filmovém varu teplota vzorku klesá pomalu do doby, kdy je dosaženo Leidenfrostovy teploty a parní film se rozpadne, a od tohoto okamžiku teplota vzorku rychle klesá. Čím vyšší je tedy Leidenfrostova teplota, tím dříve se parní film rozpadne a tím rychlejší bude samotné ochlazení. Její hodnota však závisí na tvaru součásti, teplotě lázně a rychlosti proudu (nucené konvekce). Z obr. 45 je vidět, že s klesající teplotou vody Leidenfrostova teplota roste. Tento růst se zrychluje s rostoucí rychlostí proudu. Závislost tvaru součásti je pak taková, že u vzorku ve tvaru kuličky se Leidenfrostova teplota při stejných podmínkách liší s tendencí, že čím menší vzorek, tím vyšší Leidenfrostova teplota. U vzorku ve tvaru válce Leidenfrostova teplota nezávisí na jeho průměru.

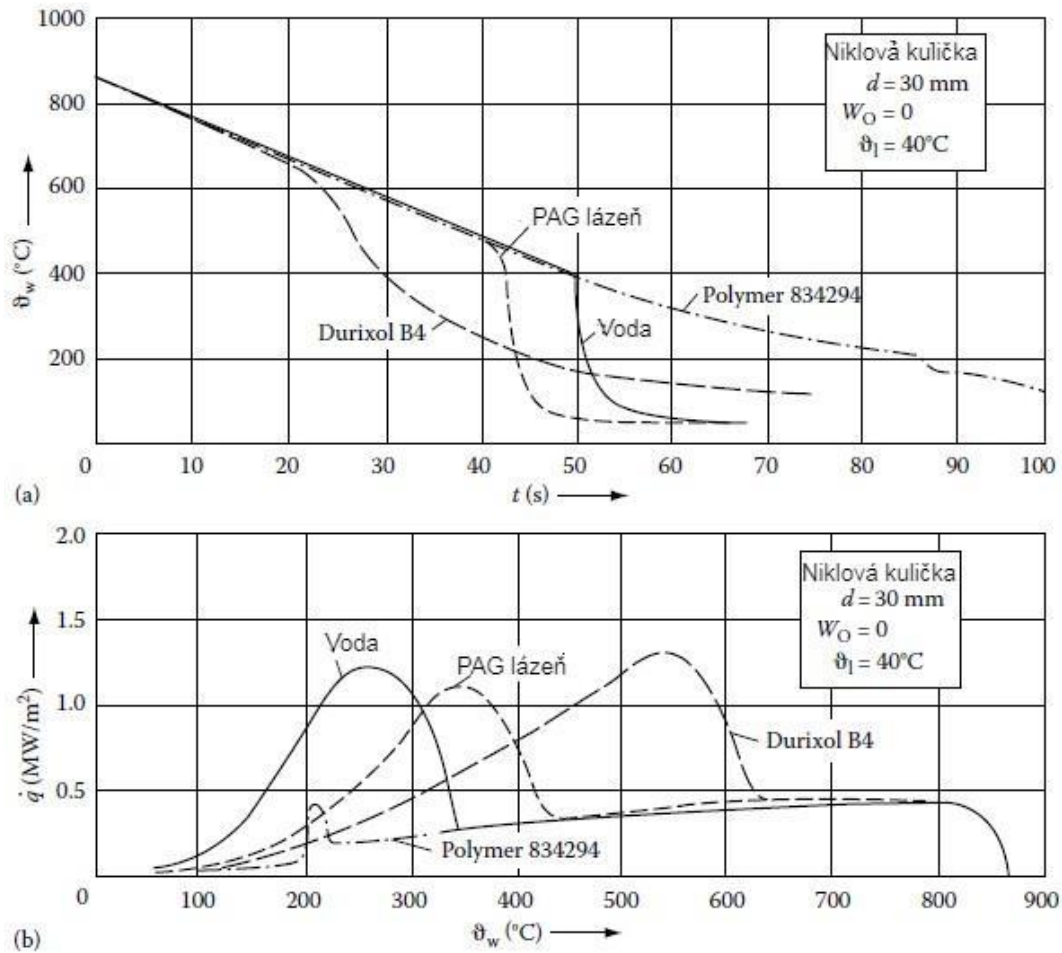
Při filmovém varu je rychlost chlazení podobná pro různé kalící média, jak je vidět na obr. 46. Rozdílnost v rychlosti chlazení začíná po rozpadu parního filmu, který ale nastává při různých teplotách pro různá média. Rychlost chlazení různých kalících médií je tak primárně dána jejich Leidenfrostovou teplotou.



Obr.44 – Vliv různých proměnných na hustotu tepelného toku – a) závislost na rychlosti nucené konvekce, b) závislost na velikosti vzorku, c) závislost na teplotě média [63]



Obr.45 – Závislost Leidenfrostovy teploty při kalení do vody pro vzorek v podobě a) niklové kuličky, b) niklového válečku [64]



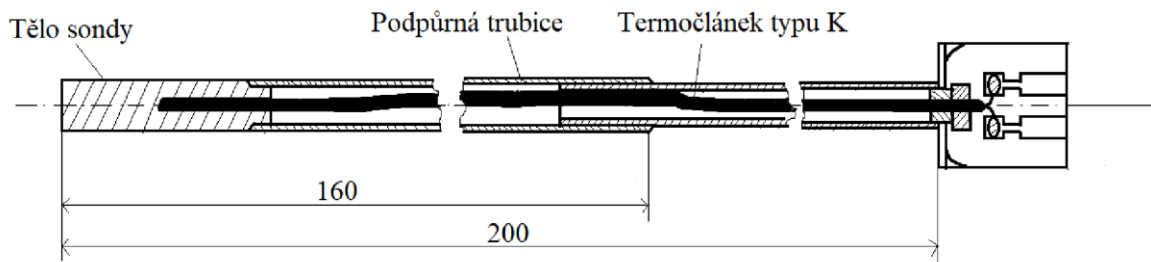
Obř.46 – Ochlazovací křivky se změnou teploty pro různé kalící média při stejných podmínkách a změna hustoty tepelného toku při daných teplotách pro tyto kalící média [65]

2.8 Quench test

Pro stanovení ochlazovacích parametrů daných kalících médií je nutno provést laboratorní měření. Nejjednodušší a často používanou metodou je tzv. quench test, který se provádí pomocí testovací sondy vybavené termočlánkem z materiálu Ni-Cr/Ni-Al, která je připojena přes přijímací jednotku do počítače. Měření začíná ohřevem sondy na požadovanou teplotu, ponořeni do chladicího média a následném měření ochlazovací křivky pomocí termočlánku uvnitř sondy. Toto měření popisuje norma ISO 9950, která předepisuje vnější průměr termočlánku 1,5mm, který musí být opatřen vnějším pláštěm ze slitiny Inconel 600. Celková délka sondy a podpůrné trubice musí být dle normy minimálně 200mm.

Ni	Cr	Fe	C	Mn	S	Si	Cu
72	14–17	6–10	max. 0,15	max. 1	max. 0,015	max. 0,5	max. 0,5

Tab.3 – Chemické složení slitiny Inconel 600 v hm.% [66]



Obr.47 – Schéma testovací sondy pro quench test [67]

Při měření se skrze propojovací zařízení zapisují do textového souboru hodnoty teplot v intervalu 0,1s, ze kterých se následně v tabulkovém procesoru vytvoří dané ochlazovací křivky.

2.9 Vysokorychlostní záznam

Jako vysokorychlostní záznam jsou označovány záznamy se snímkovací frekvencí alespoň 60 FPS, ale v praxi se používají snímkovací frekvence v řádech tisíců až milionů FPS. Díky tomu, že vysokorychlostní záznam obsahuje podle své snímkovací frekvence stovky až miliony snímků děje, odehrávajícího se v jedné vteřině reálného času, je možno tyto děje pozorovat ve zpomalené rychlosti při zpětném přehrávání.

Pro vysokorychlostní záznam slouží vysokorychlostní kamery (high-speed camera), které jsou optoelektronické zařízení různých konstrukcí. Nejzákladnější rozdělení konstrukcí vysokorychlostních kamer je:

- Kamery s displejem a ovládáním přímo na zařízení
- Kamery s dodatečným příslušenstvím

Kamery s ovládáním a displejem přímo na zařízení jsou rozšířenější z důvodu menší náročnosti jejich používání, přijatelných snímkovacích frekvencí, nižší ceně a absenci nutnosti vlastnit další příslušenství pro jejich používání. Jejich maximální snímkovací frekvence se pohybuje většinou v řádech nižších tisíců, což ale závisí na snímaném rozlišení. Čím větší rozlišení obrazu, tím nižší maximální dosahovaná snímkovací frekvence z důvodu významného nárůstu potřebného výpočetního výkonu. Další omezení přichází s úložnou pamětí, jelikož vysokorychlostní záznam má velké nároky na velikost paměti. Na obr. 47 je zobrazená vysokorychlostní kamera s displejem FASTEC TS5, která dosahuje při maximálním rozlišení 2560 x 2048 maximální snímkovací frekvenci 253 FPS a při vnitřní paměti 8GB je schopna nahrávat po dobu 6,3s. Při nejnižším použitelném rozlišení 800 x 600 dosahuje maximální snímkovací frekvence až 1677 FPS a při vnitřní paměti 8GB je schopna nahrávat po dobu 10,4s. Tento druh kamer je využitelný pro méně náročné použití.



Obr.48 – Vysokorychlostní kamera FASTEC TS5 [68]

Kamery s dodatečným príslušenstvom jsou výkonnejší z hlediska snímkovací frekvence při daném rozlišení a je tak nutné, aby byly připojeny k počítači nebo CDU jednotce pro zpracování nasnímaných dat. CDU (Controller Display Unit) je jednotka obsahující veškeré uživatelné rozhraní pro ovládání kamery. Jejich hlavní nevýhodou je větší prostorová náročnost a velké množství příslušenství. Na obr. 48 zobrazená vysokorychlostní kamera s dodatečným příslušenstvím PHANTOM VEO 640, která dosahuje při maximálním rozlišení 2560 x 1600 maximální snímkovací frekvence 1400 FPS. Při sníženém rozlišení na 800 x 600 je však maximální snímkovací frekvence již 290 000 FPS, což je oproti kameře s displejem značný rozdíl. Využití nachází v náročnějších operacích.



Obr.49 – Vysokorychlostní kamera PHANTOM VEO 640 [69]

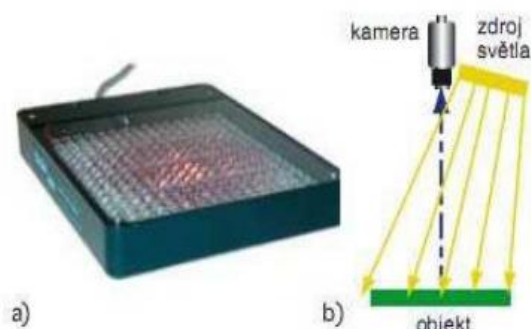
Dalším dělením vysokorychlostních kamer je podle toho, co všechno je schopna zaznamenávat. Základním dělením je to, zda je záznam kamery barevný, či monochromatický, tj. černobílý. Zde hraje roli hlavně cena, protože vysokorychlostní kamery s barevným záznamem jsou značně dražší než monochromatické. Velkou roli hraje ale také velikost záznamu, jelikož monochromatický záznam je paměťově méně náročný než barevný. Dále se vyrábí také například vysokorychlostní termokamery.

2.9.1 Princip

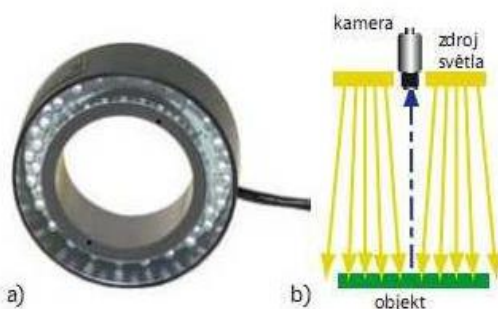
Klasické a vysokorychlostní kamery mají totožný princip snímání obrazu, rozdíl je ve snímkovací frekvenci, která se u klasických kamer pohybuje okolo 25 FPS. Světlo odražené od snímaného předmětu směrem ke kameře prochází skrze objektiv. Zde se nachází soustava zrcadel a čoček, které svým pohybem slouží k úpravě ohniskové vzdálenosti a zaostření na požadovaný předmět. Poté dochází k separaci barev pomocí filtrů a generování elektrických signálů pro jednotlivé body, ze kterých se následně vytvoří digitální data. Pro vytvoření digitálních dat z dodaných signálů slouží obrazový senzor vybavený čipem CCD nebo CMOS. Fotocitlivé buňky umístěné na ploše čipu pak zaznamenávají proud fotonů a podle intenzity určují jas obrazu. [70]

Podmínkou kvalitního záznamu je vhodné osvětlení. Při vyšší frekvenci snímání je obecně potřeba intenzivnějšího nasvícení. Většinou se používá LED osvětlení, ale například

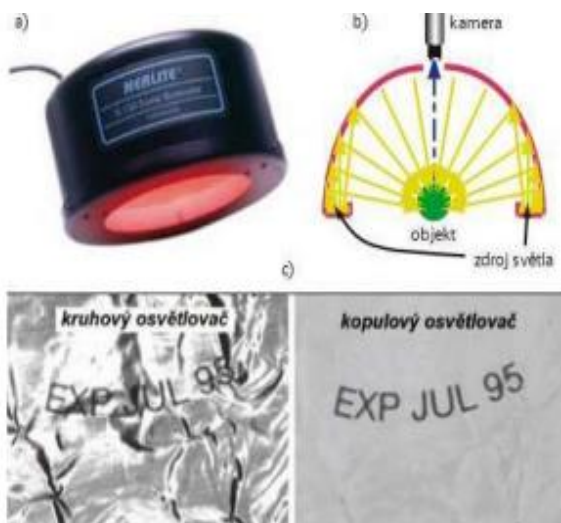
pro balistické experimenty se používá synchronizovaných výbojkových blesků. Osvětlení může být v podobě plošně osvětlovacího pole, jaké je zobrazeno na obr. 50, které se používá v nenáročných úlohách, či jako pomocné osvětlení pro složitější osvětlovací soustavy. Kruhové osvětlovače, jaké jsou zobrazeny na obr. 51, poskytují více rozptýlené světlo směřující od objektivu kamery. Většinou je přidáváno výrobci kolem objektivu kamery, avšak jeho vlastnosti nejsou pro kvalitní záznam příliš vhodné. Kopulové osvětlovače na obr. 52 se používají při nutnosti osvětlit objekt rozptýleným světlem, například pro čtení natištěného nápisu na zmuchlané průhledné folii. Toto osvětlení se také někdy nazývá jako bezstínové (shadowless). [71]



Obr.50 – Schéma plošně osvětlovaného pole [72]



Obr.51 – Schéma kruhového osvětlovače [73]



Obr.52 – Schéma kopulového osvětlovače [74]

3 Experimentální část

Experimentální část se zabývá pozorováním povrchových jevů na povrchu kalených součástí při kalení ve vodě a v polymerních lázních o různých koncentracích, jejich vliv na výsledné vlastnosti a samotné měření ochlazovacích křivek pomocí quench testu. Tyto úlohy byly měřeny v následujícím pořadí:

- Pozorování povrchových jevů na povrchu kalené součásti ve vodě, v 5%, 10% a 15% polymerní lázni při pokojové teplotě, 40 °C a 60 °C
- Měření mikrostruktury zkušebních vzorků
- Měření mikrotvrdosti zkušebních vzorků
- Stanovení ochlazovacích křivek pomocí quench testu

3.1 Příprava na záznam povrchových jevů

Jako zkušební materiál byla zvolena ocel C45 (ČSN 12050) ve formě tyčoviny o průměru 20mm a délce 150mm pro snadnou manipulaci při měření. Pro přířez byla použita metalografická pila Struers Discotom-6. Jako kalící polymer byl zvolen SERVISCOL 98S-F1, který je nehořlavý kalící prostředek na bázi modifikovaného PAG s účinným inhibitorem koroze. V praxi se používá v koncentracích od 6% do 20%.



Obr.53 – Metalografická pila Struers Discotom-6

3.2 Povrchové jevy

Na pozorování povrchových jevů byla použita vysokorychlostní kamera s dodatečným příslušenstvím IDT NX4-S3 a program Motion Studio. Parametry nahrávek byly zvoleny na snímkovací frekvenci 400-500FPS kvůli délce nahrávky, kdy na vyšších FPS nebylo možno kvůli omezené vnitřní paměti kamery nahrát celý proces. Expoziční čas byl zvolen v rozsahu 108-286 μ s. Jelikož povrch zkušebních vzorků nebyl dostatečně světlý, bylo nutné zajistit dodatečné osvětlení ve formě halogenového osvětlení. Chladicí médium pak bylo umístěno v nádobě o objemu 2000ml z varného skla. Pro ohřev sloužila pec Nabertherm. Kalící teplota oceli C45 se pohybuje v rozsahu 800-860 °C, proto byla zvolena hodnota 830°C. Pro ohřev médií na 40 °C a 60 °C byla použita LHG Wasser-Bad W16, do které byla umístěna varná nádoba s měřeným médiem.

Postup měření

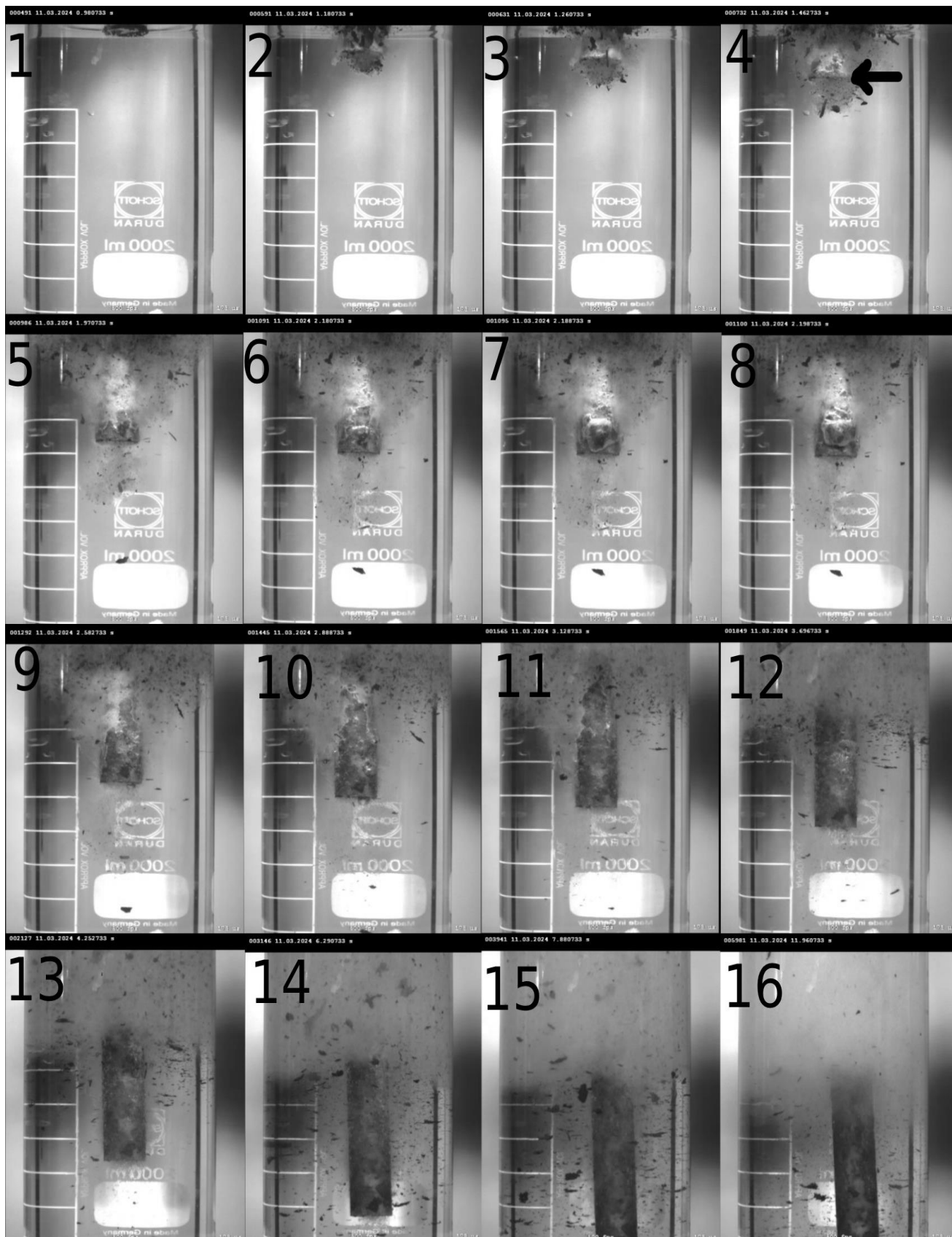
Byla zvolena kalící teplota 830°C, doba austenitizace 20 minut. V mezičase nahřívání se připravilo chladicí médium do nádoby v dané koncentraci. Po přípravě chladicího média následovalo doladění kamery, kdy proběhlo doostření a zvolení vhodného expozičního času. Po dosažení teploty 830°C uvnitř pece se dovnitř pomocí kovářských kleští vložil vzorek a nechal se austenitizovat. Kvůli problémům se samospouštěním kamery byla nutná asistence, která spouštěla záznam ručně. Po austenitizaci byl vzorek vyjmut a za pokynu asistenci pro spuštění záznamu co nejrychleji ponořen do kalícího média, kde byl rovnoměrně ponořen, zakalen a následně dochlazen v kbelíku s vodou. Z každého zakaleného vzorku byl odebrán zkušební vzorek, na kterém byly následně provedeny další analýzy. Chladicí médium bylo následně slito do plastové lahve a postup se opakoval na následujícím médiu.



Obr.54 – Pracoviště záznamu povrchových jevů, dva osvětlovače namířené lehce nad snímané místo pro minimalizaci odlesků, vysokorychlostní kamera namířená na střed baňky a stůl s baňkou vedle používané pece pro co nejrychlejší přesun vzorku z pece do chladicího média

3.2.1 Povrchové jevy ve vodě při pokojové teplotě

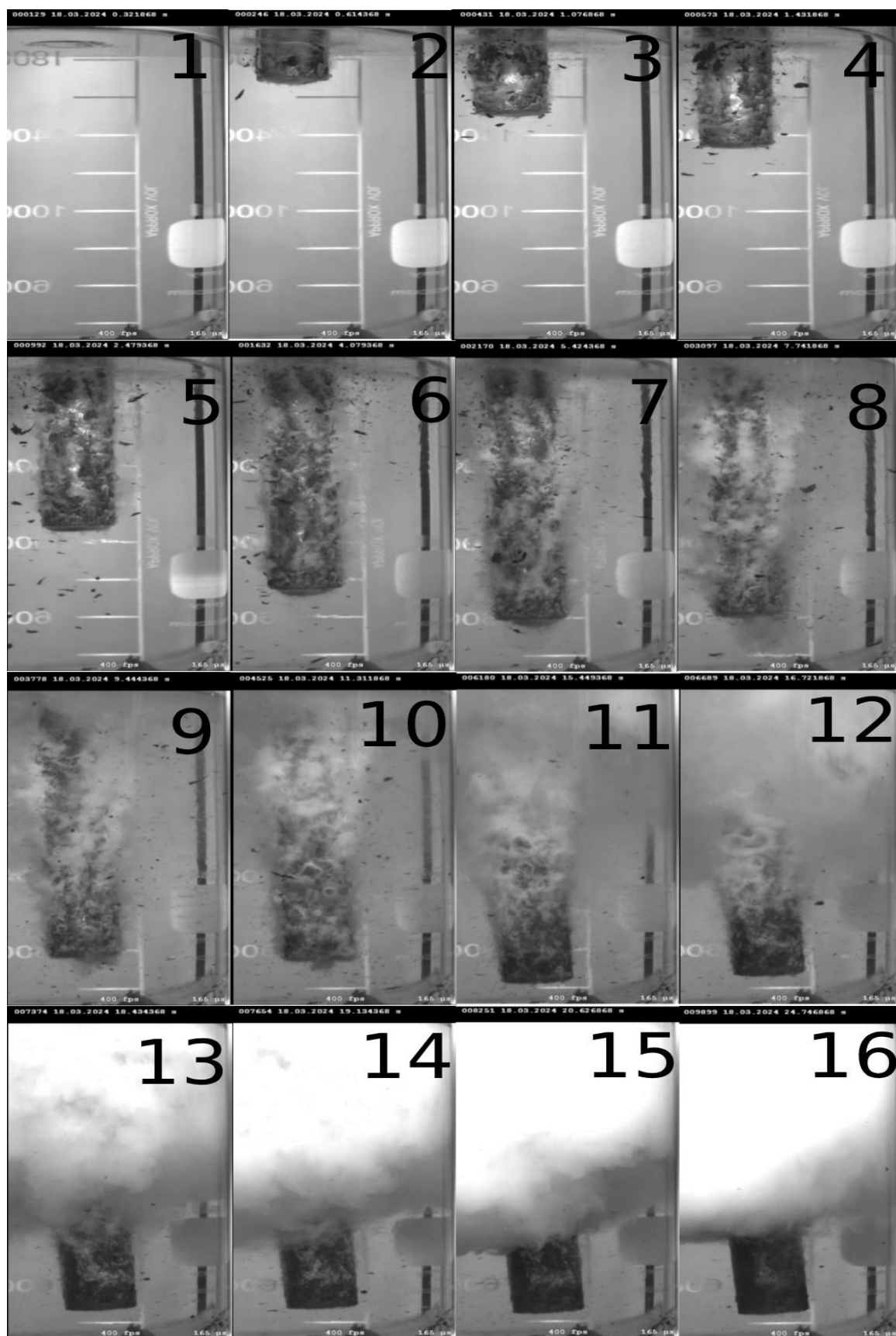
Kvůli problémům s bublinkami, které se objevovaly při natočení vody z vodovodního řádu, které snižovaly kvalitu pořízeného záběru byla voda předem natočena do 20L barelu a ponechána v klidu. Při použití vody z barelu se již problémy s bublinkami neobjevovaly.



Obr.55 – Průběh kalení ve vodě – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu tepla po celé viditelné délce vzorku uběhlo 12,805s

Při kalení do vody došlo k dotyku čela vzorku z oceli C45 s hladinou vody v čase záznamu 0,9307s, od kterého jsou měřeny následující uvedené časy. Po překonání povrchového napětí média a smočení povrchu vzorku ze všech stran se téměř ihned tvoří filmový var, který se začíná rozpadat v čase 0,33s na hraně podstavy vzorku viz. obr. 3. To mohlo být způsobeno geometrií hrany. Na obr. 4 v čase 0,532s se nachází již znatelně postupující bublinkový var oproti ustupujícímu filmovému varu. Díky hrubému povrchu neopracovaného vzorku se filmový var rozpadal nerovnoměrně. Na obr. 5 v čase 1,04s je vidět výrazně ustupující filmový var a odpadající okuje z povrchu součásti. Na obr. 6,7,8 lze vidět, že bublinkový var výrazně postoupil a nyní již probíhá na větší části součásti. Větší plocha, na které probíhá, umožňuje vznik větších bublin. Na těchto třech snímcích je vidět nukleace, růst a rozpad jedné z bublin. Prvotní nukleace bubliny je možno vidět v čase 1,241s, následný růst probíhá do času 1,259s, kde se zastavuje a drží si svou maximální velikost až do času 1,267s, kde se začíná hroutit do sebe a v čase 1,279s zcela zaniká. Na následujících snímcích je vidět pokračující ústup filmového varu ve prospěch bublinkového varu až do dvanáctého snímku v čase 2,765s, kde je na konci vzorku vidět, že zde již není bublinkový var a začíná zde oblast konvekce. Na následujících snímcích je poté vidět slábnoucí bublinkový var a zvětšující se oblast konvekce až do posledního snímku v čase 12,805s, kdy na celém viditelném vzorku probíhá již jen konvektivní přenos tepla. Var způsobený kalením zhoršil viditelnost v horní části baňky díky mikrobublínám. Kalící prostředí bylo také zašpiněno odpadlými okujemi z povrchu součásti, od kterých musela být baňka před dalším měřením vyčištěna.

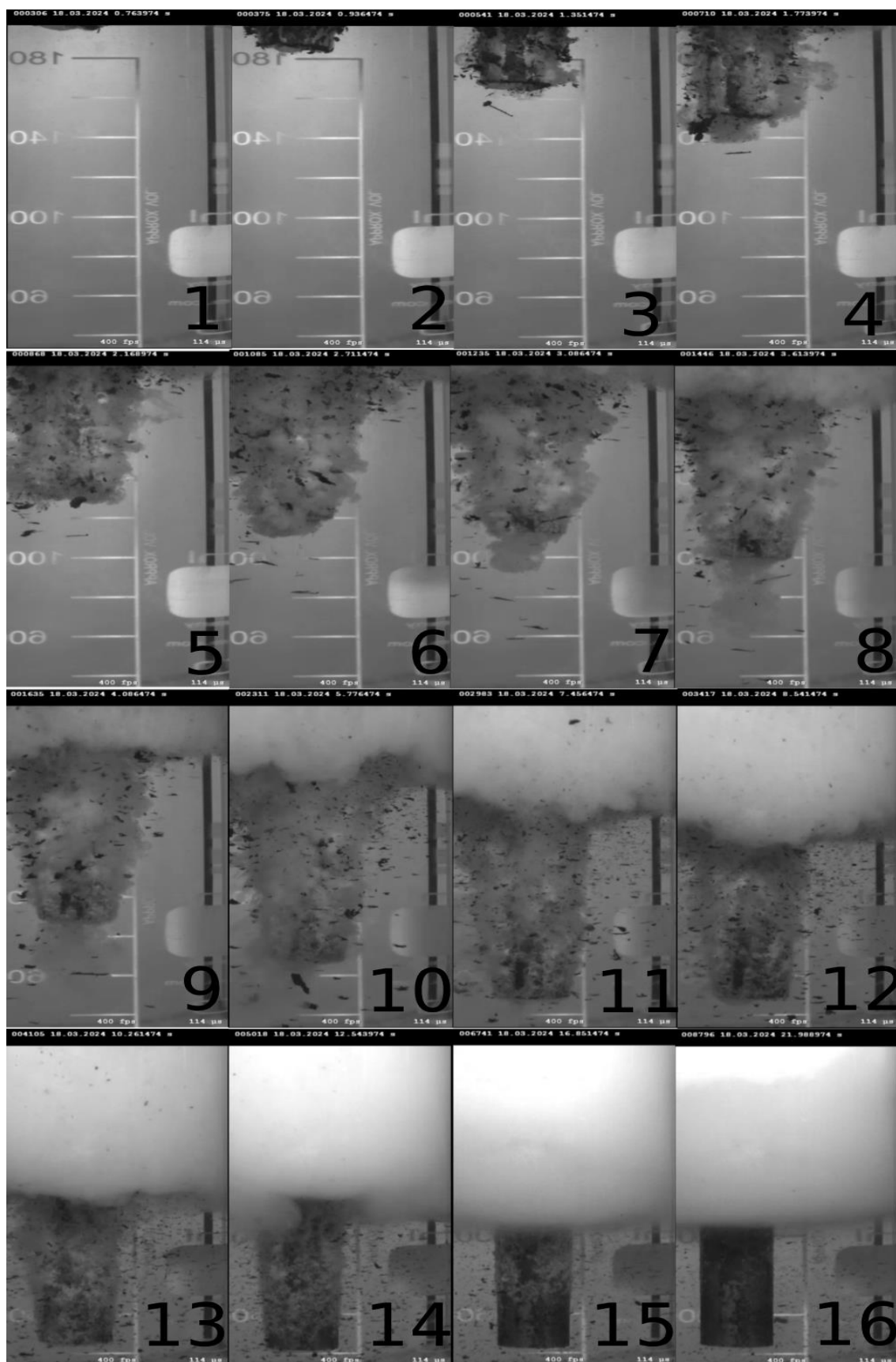
3.2.2 Povrchové jevy v 5% polymerní lázni při pokojové teplotě



Obr.56 – Průběh kalení v 5% polymerní lázni – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu tepla po celé viditelné délce vzorku uběhlo 24,424s

Při kalení do 5% polymerní lázně došlo k dotyku čela vzorku z oceli C45 s hladinou vody v čase 0,3218s, od kterého jsou měřeny následující uvedené časy. Po smočení povrchu vzorku na něm nastává ihned stabilní filmový var viz obr.2. Ten je udržován stabilní až do času 2,157s, kde se začíná částečně rozpadat po celé ponořené délce. V tomto čase se na povrchu součásti nacházela v celé délce kombinace filmového a bublinkového varu. Rozpad filmového varu probíhal po celé délce součásti současně na několika vzájemně oddělených místech. Rozpad posledních oblastí filmového varu nastává v čase 7,419s, viz. obr.8. Bublincový var produkuje velké množství mikrobublinek, které způsobují postupné zhoršování viditelnosti směrem od shora. Bublincový var je následně udržován v různé intenzitě po celé viditelné délce součásti až do času 10,989s, kdy začíná na ponořeném konci vzorku výrazně ztrácet na své intenzitě, viz. obr. 10. Na obr. 11,12,13,14,15 je vidět postupné slábnutí bublinkového varu spolu s výraznou akumulací mikrobublinek v horní části baňky. V čase 24,424s probíhá již na celém viditelném povrchu vzorku konvektivní přenos tepla, avšak viditelná část je díky zhoršené viditelnosti malá. Kalicí prostředí bylo zašpiněno odpadlými okujemi z povrchu součásti, od kterých musela být baňka před dalším měřením vyčištěna.

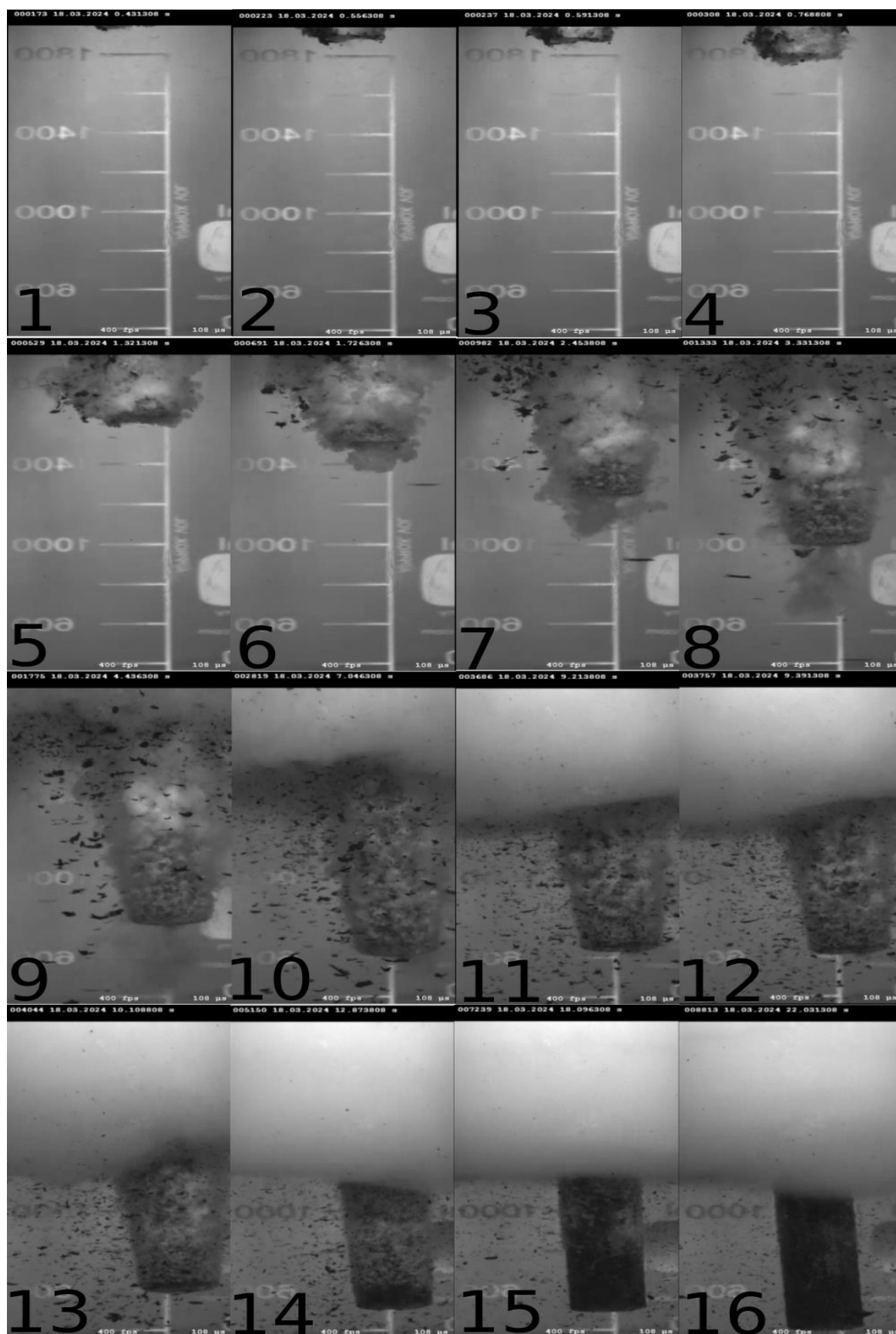
3.2.3 Povrchové jevy v 10% polymerní lázni při pokojové teplotě



Obr.57 – Průběh kalení v 10% polymerní lázni – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 21,225s

Při kalení do 10% polymerní lázně došlo k dotyku čela vzorku z oceli C45 s hladinou vody v čase 0,7639s, od kterého jsou měřeny následující uvedené časy. Po smočení povrchu na něm nastává ihned stabilní filmový var, který se však rychle začíná rozpadat na většině povrchu v čase 0,587s, viz. obr. 3. V čase 1,404s již na celém povrchu součásti probíhá intenzivní bublinkový var viz. obr. 4. Intenzivní bublinkový var po celém ponořeném povrchu poté probíhá až do času 5,012s, kdy se na ponořeném konci začíná intenzita bublinkového varu viditelně snižovat oproti zbytku povrchu, viz. obr. 10. Intenzita bublinkového varu následně volně klesá až do času 9,497s, kdy se na ponořeném konci začíná objevovat oblast konvektivního přenosu, viz. obr. 13. Oblast bublinkového varu následně ustupuje až do času 21,225s, kdy na celém viditelném povrchu vzorku probíhá konvektivní přenos tepla. Kalicí prostředí bylo zašpiněno odpadnými okujemi z povrchu součásti, od kterých musela být baňka před dalším měřením vyčištěna.

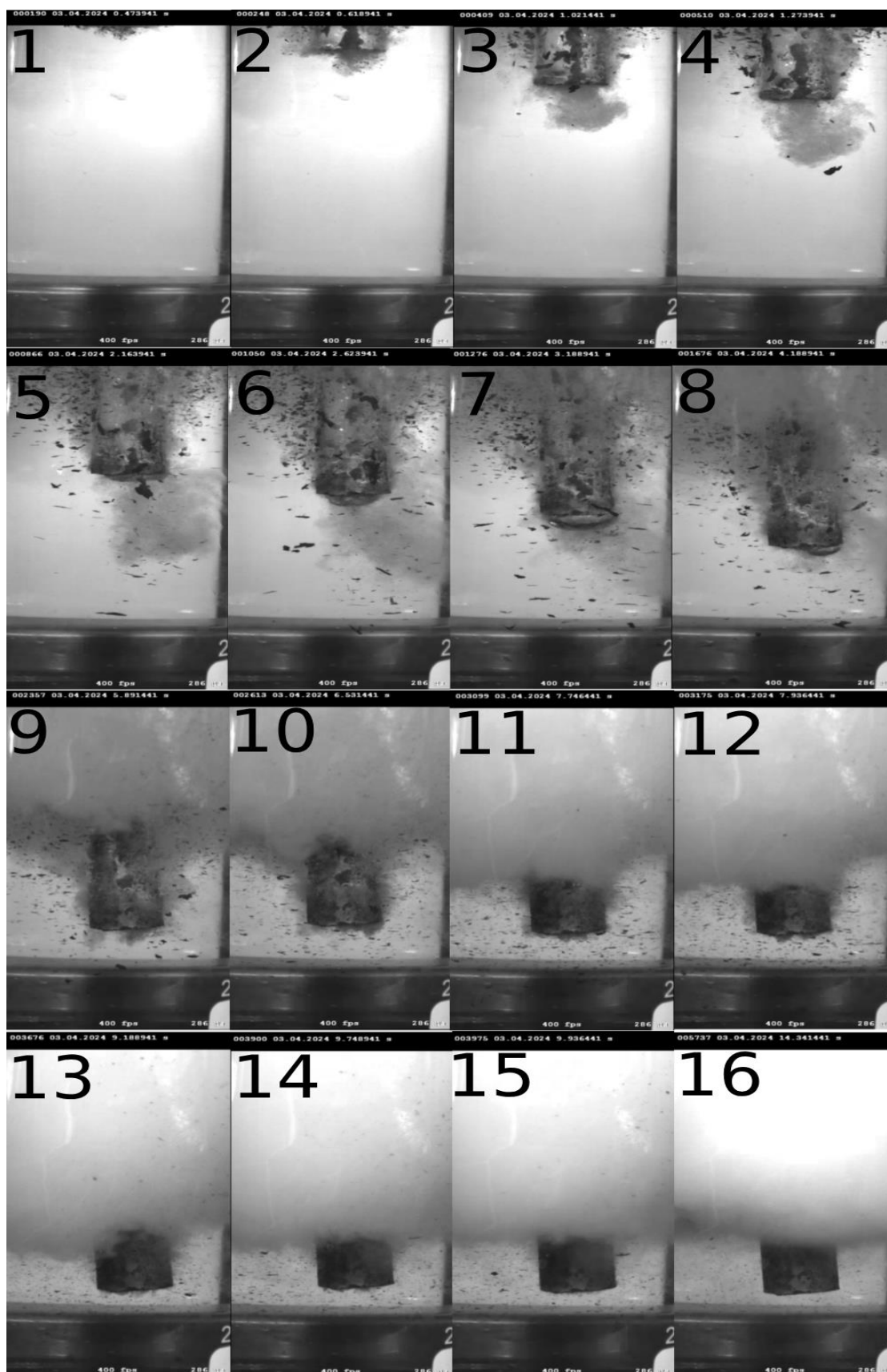
3.2.4 Povrchové jevy v 15% polymerní lázni při pokojové teplotě



Obr.58 – Průběh kalení v 15% polymerní lázni – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 21,599s

Při kalení do 15% polymerní lázně došlo k dotyku čela vzorku z oceli C45 s hladinou vody v čase 0,4313s, od kterého jsou měřeny následující uvedené časy. Po smočení povrchu na něm nastává ihned stabilní filmový var viz. obr.2, který se ale téměř okamžitě začíná rozpadat po celém smočeném povrchu, viz. obr.3. Následně po celém povrchu probíhá intenzivní bublinkový var až do času 6,614s, kdy intenzita bublinkového varu na ponořeném konci slabě, ale viditelně klesá, viz. obr. 10. V čase 8,781s již bublinkový var začíná od ponořeného konce ustupovat směrem vzhůru a začíná zde oblast konvektivního přenosu, viz. obr 11. Konvektivní oblast následně postupuje až do času 21,599s, kdy na celém viditelném povrchu probíhá čistě konvektivní přenos tepla. Kalicí prostředí bylo zašpiněno odpadlými okujemi z povrchu součástí, od kterých musela být baňka před dalším měřením vyčištěna.

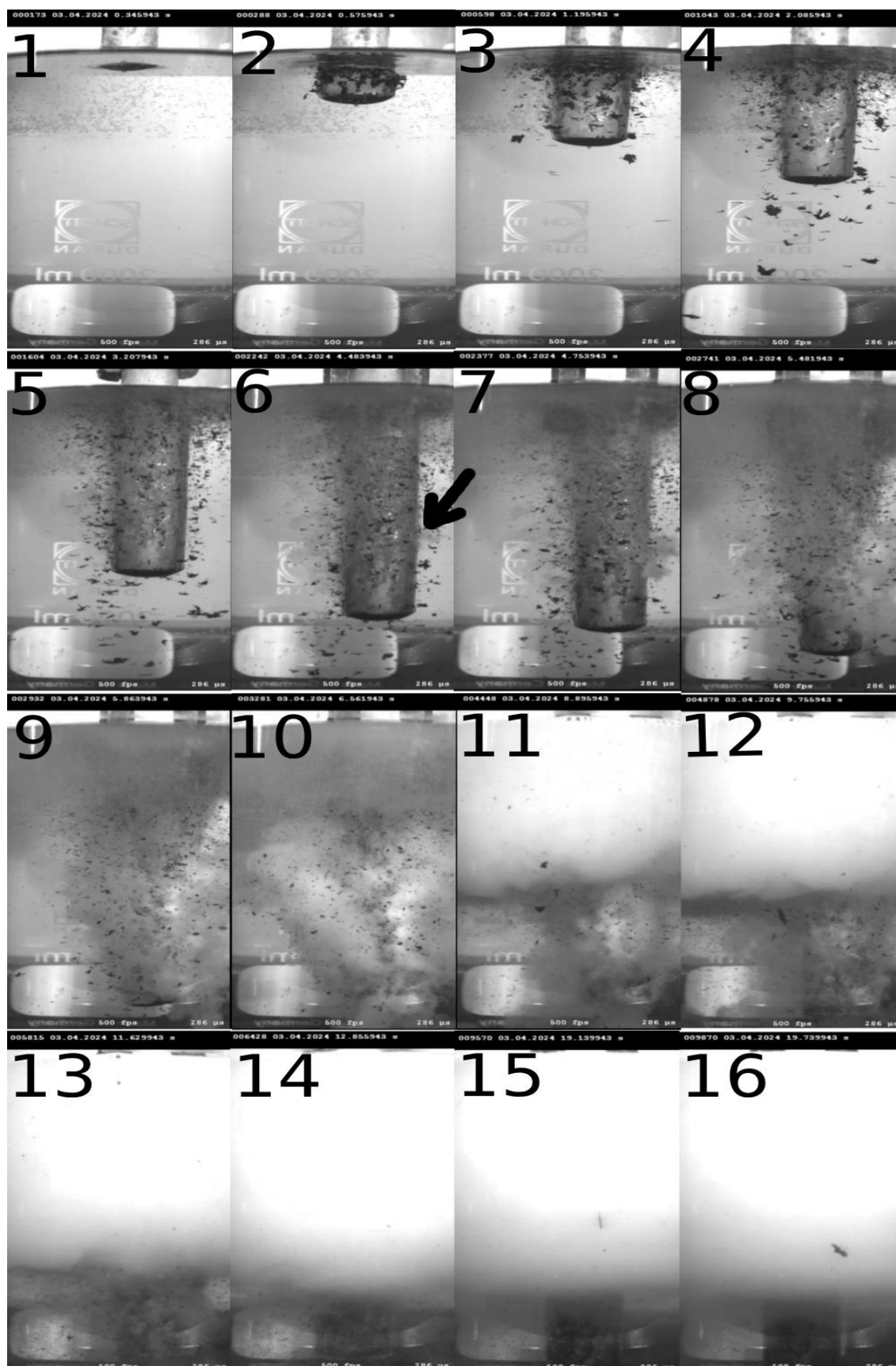
3.2.5 Povrchové jevy ve vodě při 40 °C



Obr.59 – Průběh kalení ve vodě při 40 °C – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 13,867s

Při kalení do vody při 40 °C došlo k dotyku čela vzorku z oceli C45 s hladinou vody v čase 0,4739s, od kterého jsou měřeny následující uvedené časy. Po smočení povrchu ihned nastává filmový var viz. obr. 2. V čase 0,547s lze vidět od ponořeného čela vzorku již ustupující oblast filmového varu a nastupující oblast bublinkového varu, viz. obr.3. Následně filmový var ustupuje téměř rovnoměrně po povrchu, viz. obr.4. V čase 2,149s lze vidět, že ústup filmového varu je po levé straně výraznější než po pravé, kde je ve stejné výšce stále udržován, viz. obr.6. To bylo způsobeno hrubým povrchem vzorku. Na obr. 7,8 lze vidět zvýrazňování nerovnoměrnosti ústupu filmového varu. V čase 6,057s se nachází bublinkový var, viz. obr.10. Následuje útlum bublinkového varu až do čistě konvektivního přenosu v čase 13,867s, viz. obr.16. Kalicí prostředí bylo zašpiněno odpadlými okujemi z povrchu součásti, od kterých musela být baňka před dalším měřením vyčištěna.

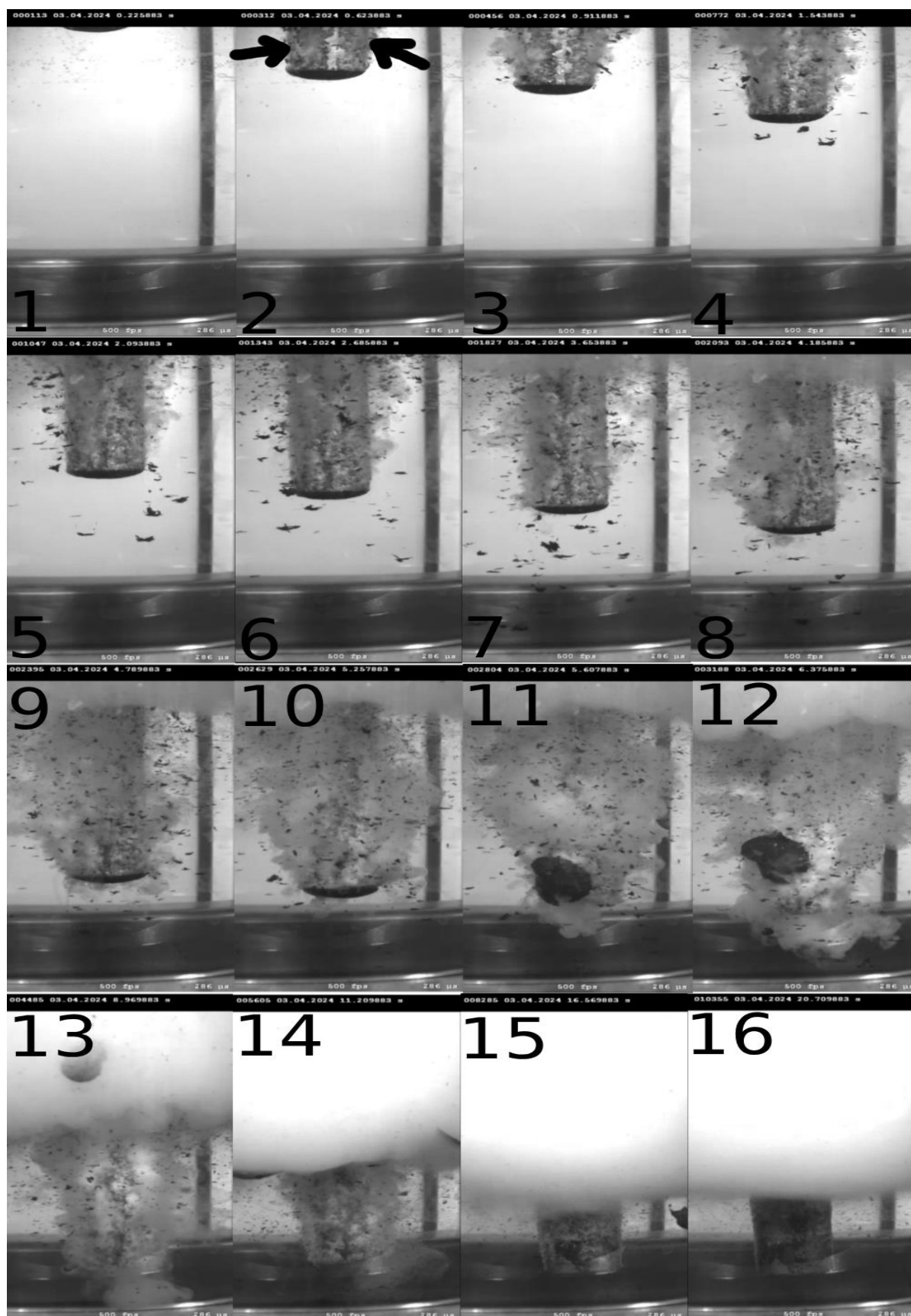
3.2.6 Povrchové jevy v 5% polymerní lázni při 40 °C



Obr.60 – Průběh kalení v 5% polymerní lázni při 40 °C – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 21,654s

Při kalení v 5% polymerní lázni při 40 °C došlo k dotyku čela vzorku z oceli C45 s hladinou vody v čase 0,3459s, od kterého jsou měřeny následující uvedené časy. Při smočení povrchu vzorku nastává stabilní filmový var po celé délce vzorku. Počátek rozpadu je viditelný v čase 4,137s v místě označeném šipkou na obr. 6. V místě rozpadu následně nastává rychlý nástup bublinkového varu viz. obr. 7 v čase 4,407s. V čase 5,135s je na téměř celé pravé straně bublinkový var, viz. obr.8. Následuje rychlý rozpad zbytkové oblasti filmového varu a v čase 5,517s je již na celém povrchu vzorku bublinkový var, viz. obr.9. Poté následuje intenzivní bublinkový var na celém povrchu, viz. obr.10. Intenzita bublinkového varu následně klesá až do času 11,283s, kdy je ponořeném konci bublinkový var výrazně slabší než na zbytku vzorku, viz. obr. 13. Bublinkovému varu následně klesá intenzita až do bodu kdy se na celém viditelném povrchu součásti nachází konvektivní přenos, který nastává v čase 21,654s. Kalící prostředí bylo zašpiněno odpadlými okujemi z povrchu součásti, od kterých musela být baňka před dalším měřením vyčištěna.

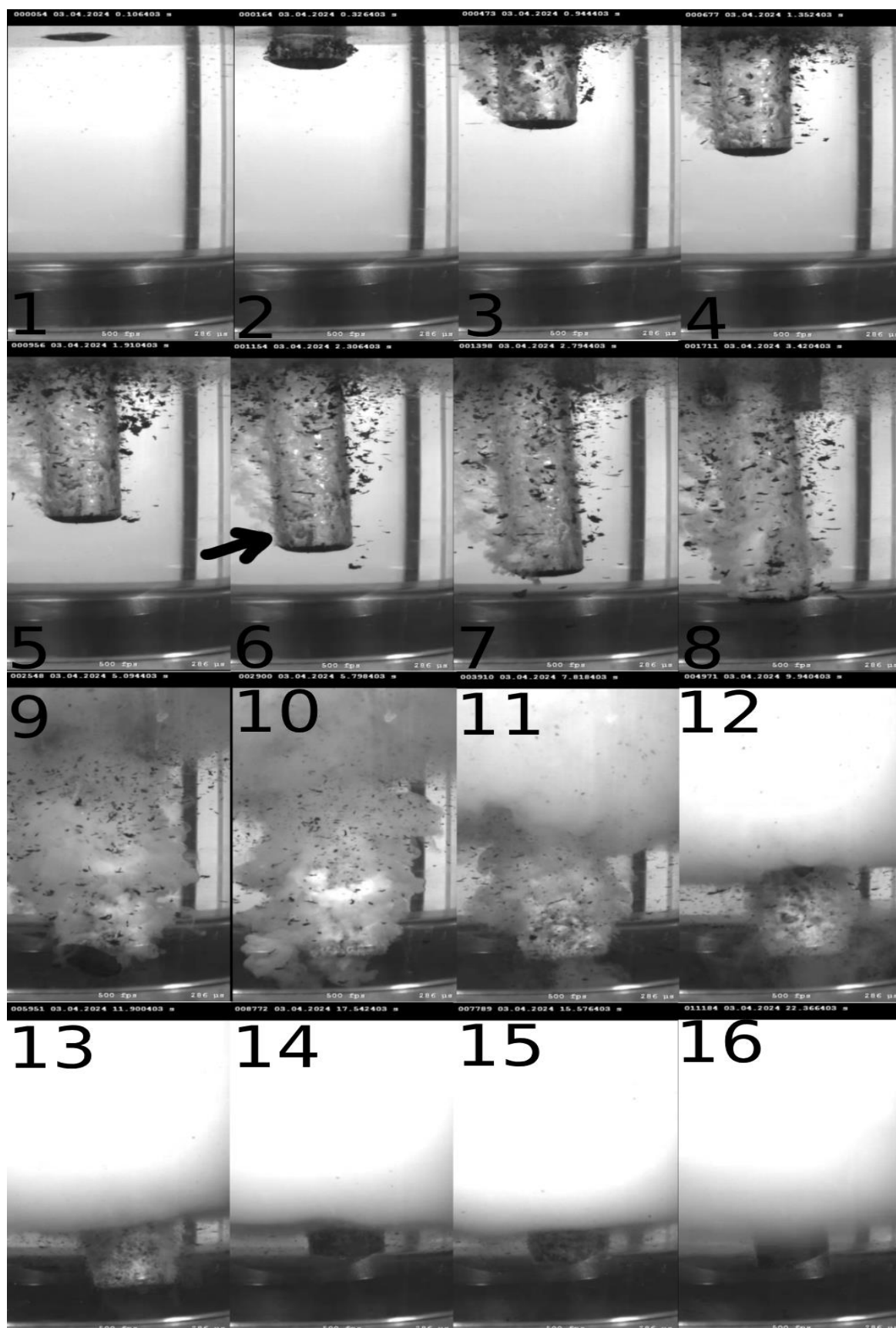
3.2.7 Povrchové jevy v 10% polymerní lázni při 40 °C



Obr.61 – Průběh kalení v 10% polymerní lázni při 40 °C – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 24,033s

Při kalení v 10% polymerní lázni při 40 °C došlo k dotyku čela vzorku z oceli C45 s hladinou vody v čase 0,2258s, od kterého jsou měřeny následující uvedené časy. Po smočení povrchu nastává filmový var, který se ale téměř okamžitě začíná rozpadat. V čase 0,397s začíná v místech označených šipkami rozpad filmového varu, viz. obr.2. V čase 0,685s je již výrazný bublinkový var na místech prvotního rozpadu filmového varu, viz. obr.3. V čase 1,317s nastává částečná obnova filmového varu na místech předchozího rozpadu, viz. obr.4. Obnovený filmový var drží stabilitu do času 2,459s, kdy se filmový var začíná opět rozpadat, viz. obr.6. Následně nastává výrazný bublinkový var na místech druhotného rozpadu filmového varu, viz. obr.7 v čase 3,427s. Následuje postupný rozpad zbývajícího filmového varu až do času 5,381s, kdy je na celém povrchu vzorku bublinkový var, viz. obr.11. Poté nastává intenzivní bublinkový var až do času 10,983s, kdy na ponořeném konci vzorku intenzita bublinkového varu viditelně klesá, viz. obr.14. Následuje postupný ústup bublinkového varu až do času 24,033s, kdy je na celém viditelném povrchu součásti konvektivní přenos. Kalicí prostředí bylo zašpiněno odpadlými okujemi z povrchu součásti, od kterých musela být baňka před dalším měřením vyčištěna.

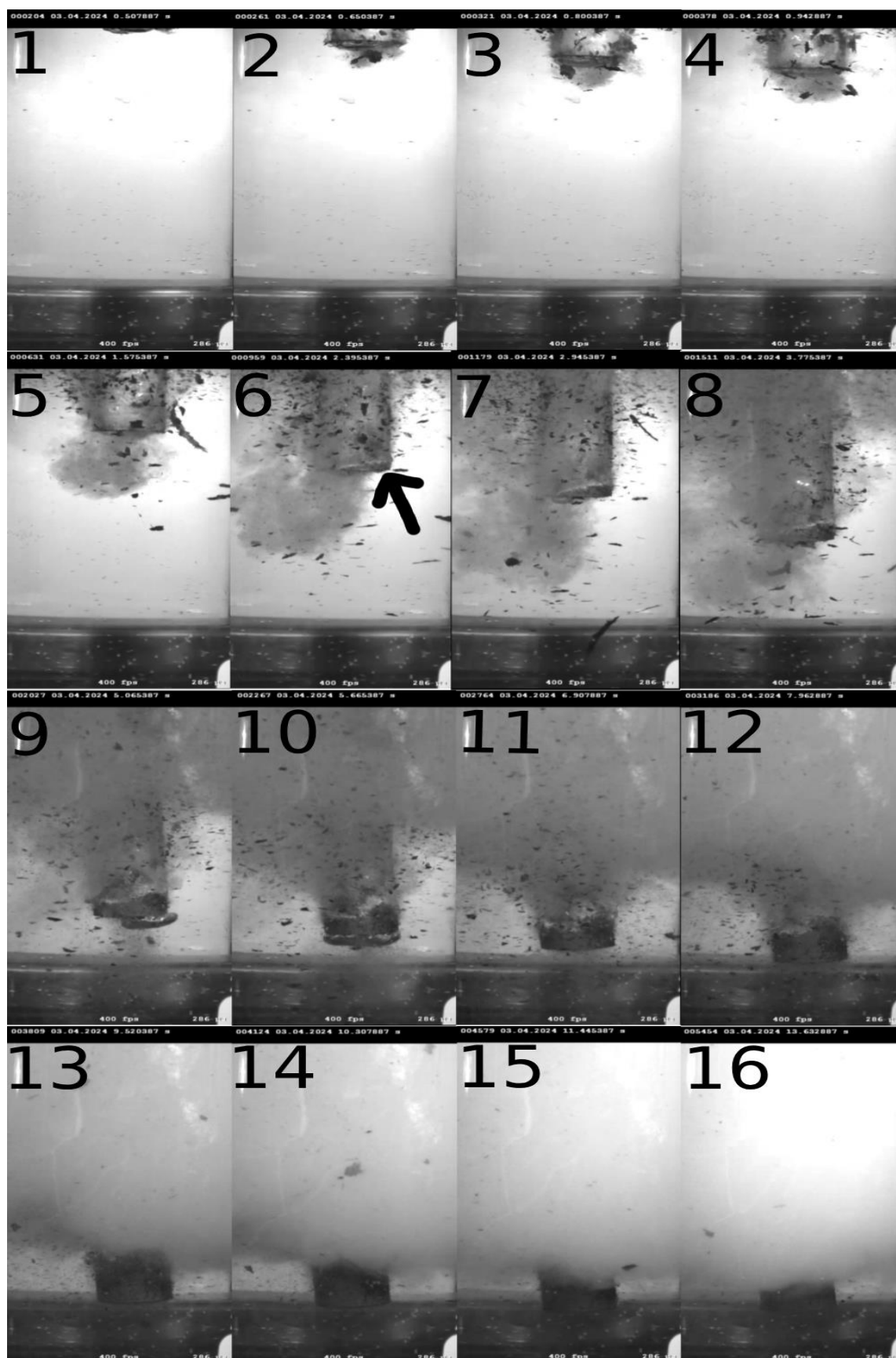
3.2.8 Povrchové jevy v 15% polymerní lázni při 40 °C



Obr.62 – Průběh kalení v 15% polymerní lázni při 40 °C – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 24,076s

Při kalení v 15% polymerní lázni při 40 °C došlo k dotyku čela vzorku z oceli C45 s hladinou vody v čase 0,2258s, od kterého jsou měřeny následující uvedené časy. Po smočení povrchu vzorku nastává stabilní filmový var na jeho povrchu. Filmový var si udržuje stabilitu až do času 2,080s, kdy na místě označeném šipkou nastává rozpad filmového varu, viz. obr. 6. Z místa rozpadu filmového varu se následně začíná bublinkový var šířit po celém povrchu vzorku až do času 4,868s, kdy se na celém povrchu nachází intenzivní bublinkový var, viz. obr.10. Intenzivní bublinkový var pokračuje až do času 7,592s, kde začíná intenzita bublinkového varu na ponořeném konci vzorku klesat. Bublinkový var následně postupně ztrácí na intenzitě a začíná ustupovat až do času 24,076s, kdy je na celém viditelném povrchu součástí konvektivní přenos. Kalicí prostředí bylo zašpiněno odpadnými okujemi z povrchu součásti, od kterých musela být baňka před dalším měřením vyčištěna.

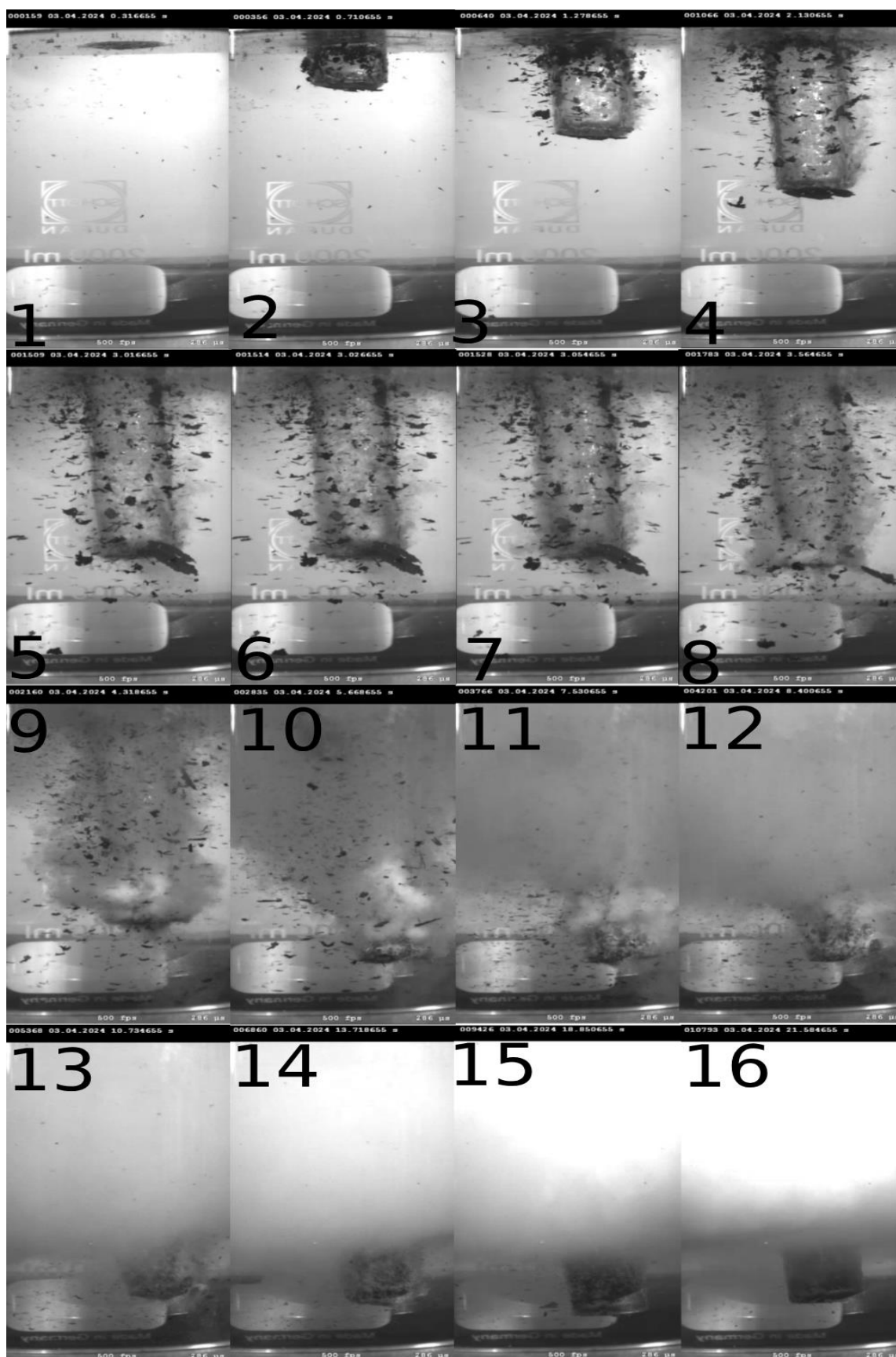
3.2.9 Povrchové jevy ve vodě při 60 °C



Obr.63 – Průběh kalení ve vodě při 60 °C – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 16,124s

Při kalení do vody při 60 °C došlo k dotyku čela vzorku z oceli C45 s hladinou vody v čase 0,5078s, od kterého jsou měřeny následující uvedené časy. Po smočení povrchu dochází k tvorbě filmového varu, který zůstává stabilní až do času 1,887s, kdy na hraně podstavy ponořeného vzorku dochází k rozpadu filmového varu v místě označeném šipkou, viz. obr.6. Následuje postupný rozpad filmového varu zobrazený na obr. 7,8,9,10,11,12. Na obr. 13 již filmový var není vidět a nastává postupný útlum zbývající oblasti bublinkového varu. Plně konvektivní přenos na celém viditelném povrchu vzorku nastává v čase 16,124s. Kalicí prostředí bylo zašpiněno odpadlými okujemi z povrchu součásti, od kterých musela být baňka před dalším měřením vyčištěna.

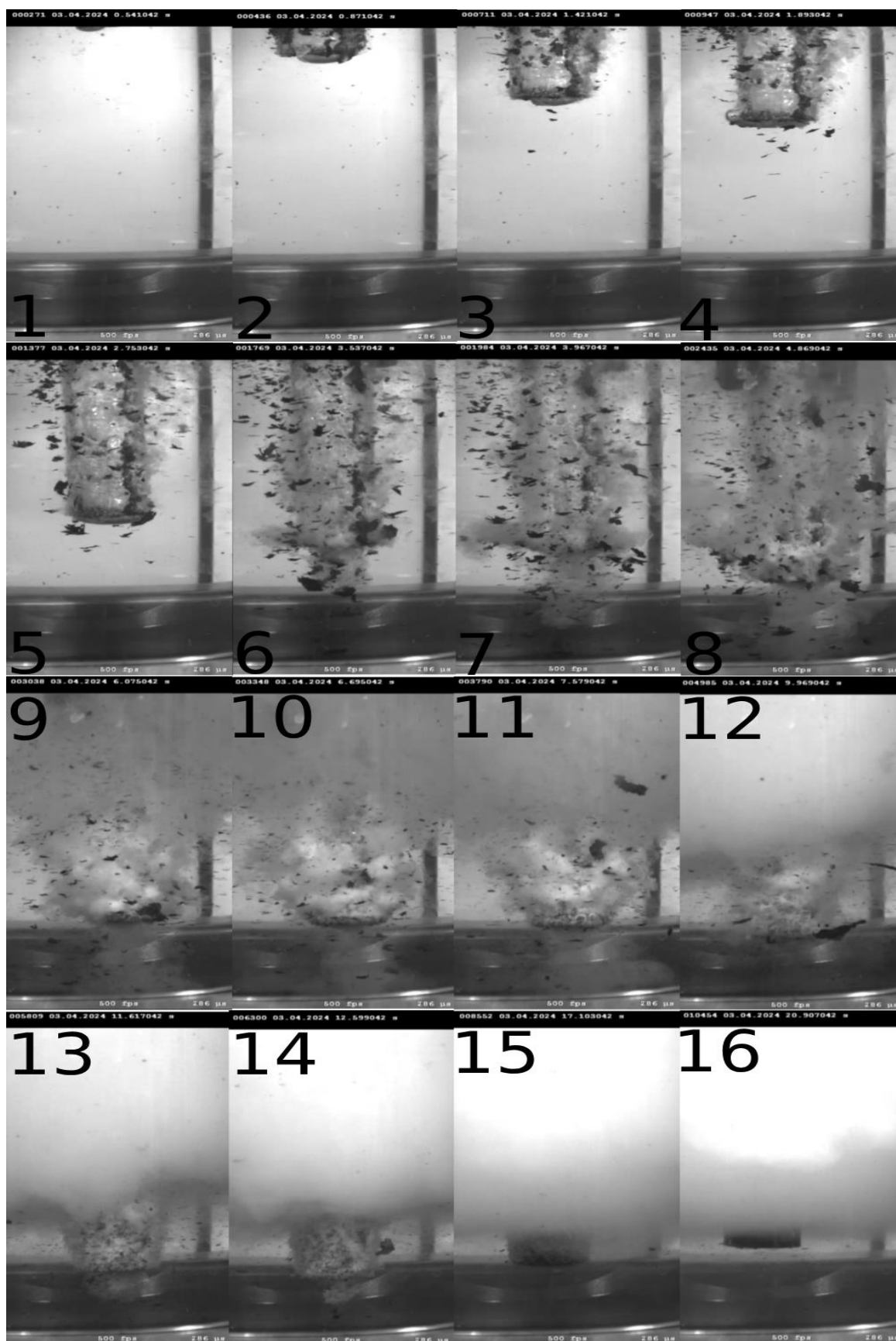
3.2.10 Povrchové jevy v 5% polymerní lázni při 60 °C



Obr.64 – Průběh kalení v 5% polymerní lázni při 60 °C – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 24,378s

Při kalení v 5% polymerní lázni při 60 °C došlo k dotyku čela vzorku z oceli C45 s hladinou vody v čase 0,3166s, od kterého jsou měřeny následující uvedené časy. Po smočení povrchu na něm nastává stabilní filmový var. Filmový var je udržován stabilní až do času 2,700s, kdy dochází k oslabení filmové vrstvy po levé straně vzorku u ponořeného konce a následného okamžiku, kdy dochází k bublinkovému varu, kterého bublinky dosáhly přibližně v polovině ponořeného vzorku, ale nebyl schopný se udržet stabilní a znovu přešel do filmového varu, viz. obr. 5,6,7. Nicméně tento okamžik bublinkového varu, který se projevil jako malý výbuch pod filmovou vrstvou vedl k destabilizaci filmového varu a následného rozpadu filmové vrstvy na hraně ponořeného konce vzorku, viz. obr.8. Poté následuje postupný rozpad filmového varu a postupu bublinkového varu až do času 5,351s, kdy je na celém viditelném povrchu vzorku bublinkový var, viz. obr.10. V čase 8,083s dochází k oslabení intenzity varu na ponořeném konci vzorku, viz. obr. 12. Následuje postupný útlum bublinkového varu až do času 24,378s, kdy je na celém viditelném povrchu vzorku konvektivní přenos. Kalicí prostředí bylo zašpiněno odpadnými okujemi z povrchu součásti, od kterých musela být baňka před dalším měřením vyčištěna.

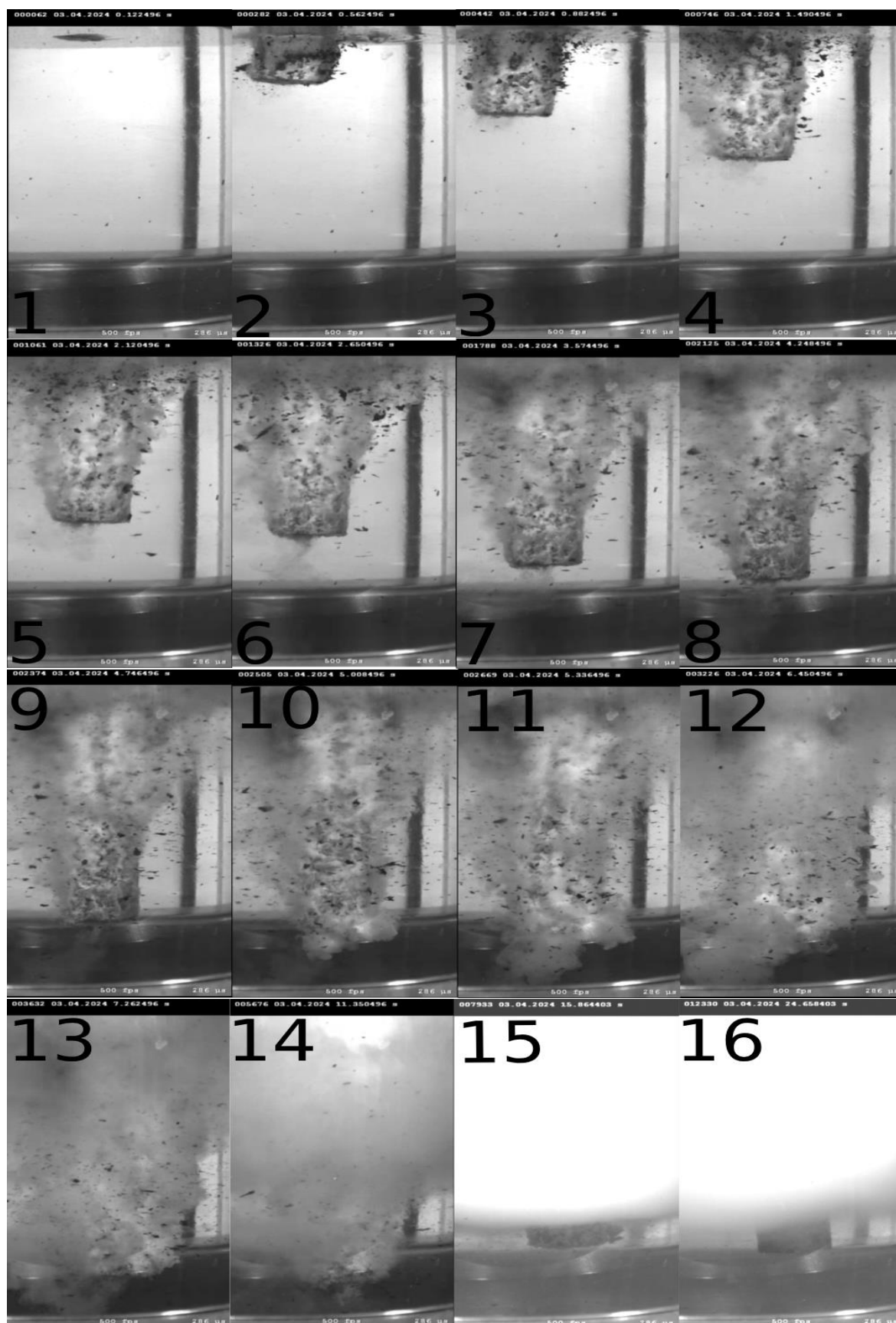
3.2.11 Povrchové jevy v 10% polymerní lázni při 60 °C



Obr.65 – Průběh kalení v 10% polymerní lázni při 60 °C – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 24,561s

Při kalení v 10% polymerní lázni při 60 °C došlo k dotyku čela vzorku z oceli C45 s hladinou vody v čase 0,5410s, od kterého jsou měřeny následující uvedené časy. Po smočení povrchu vzorku na něm nastává stabilní filmový var. Ten je udržován stabilní až do doby, než dojde k jeho oslabení, vzniku chvilkového bublinkového varu, který se projevil jako malý výbuch, který destabilizoval filmovou vrstvu a zapříčinil její rozpad v čase 2,996s, viz. obr.6. Následuje intenzivní bublinkový var až do času 11,076s, kdy se začíná snižovat intenzita bublinkového varu na ponořeném konci vzorku, viz. obr.13. Následuje postupný útlum bublinkového varu až do plně konvektivního přenosu na viditelné části vzorku v čase 24,561s. Kalicí prostředí bylo zašpiněno odpadlými okujemi z povrchu součásti, od kterých musela být banka před dalším měřením vyčištěna.

3.2.12 Povrchové jevy v 15% polymerní lázni při 60 °C



Obr.66 – Průběh kalení v 15% polymerní lázni při 60 °C – od dotyku vzorku s hladinou do konvektivního přenosu po celé délce vzorku uběhlo 24,535s

Při kalení v 15% polymerní lázni při 60 °C došlo k dotyku čela vzorku z oceli C45 s hladinou vody v čase 0,1224s, od kterého jsou měřeny následující uvedené časy. Po smočení povrchu vzorku dochází k tvorbě filmového varu, který se ale v čase 0,599s začíná téměř okamžitě rozpadat. V čase 0,759s se na většině povrchu nachází bublinkový var o nízké intenzitě zároveň s malou oblastí filmového varu, viz. obr.3. Následuje udržování částečného filmového varu na ponořeném konci vzorku spolu s bublinkovým varem, který se nachází přibližně za polovinou viditelné délky vzorku, viz. obr. 6 v čase 2,527s. V čase 4,733s dochází ke smočení ponořeného konce. V čase 4,885s již na ponořeném konci dochází k bublinkovému varu, zatímco mezi ponořeným koncem a přibližnou polovinou viditelného vzorku dochází stále k filmovému varu, viz. obr.10. Následuje postup bublinkového varu od ponořeného konce díky stoupajícím bublinkám od ponořeného konce, které destabilizovaly stávající oblast filmového varu, viz. obr.11. V čase 6,327s již na celém povrchu vzorku probíhá bublinkový var, viz. obr.12. Následuje intenzivní bublinkový var, který v čase 11,227s ztrácí na ponořeném konci svou intenzitu, viz. obr.14. Intenzita bublinkového varu následně klesá až do času 24,535s, kdy je na celém viditelném povrchu konvektivní přenos. Kalící prostředí bylo zašpiněno odpadlými okujemi z povrchu součásti, od kterých musela být baňka před dalším měřením vyčištěna.

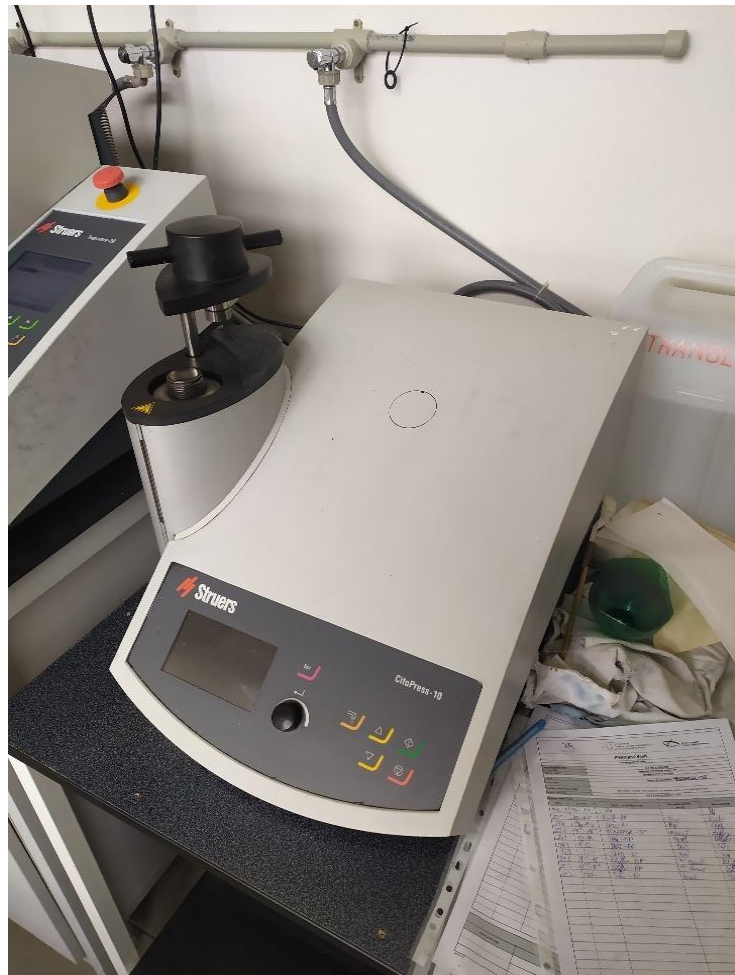
Médium - teplota	Počátek rozpadu filmového varu [s]	Trvání bublinkového varu [s]	Doba do konvektivního přenosu [s]
Voda - pokojová	0,330	12,475	12,805
Voda - 40°C	0,547	13,320	13,867
Voda - 60°C	1,887	14,237	16,124
5% - pokojová	2,175	22,249	24,424
5% - 40°C	4,137	17,517	21,654
5% - 60°C	5,351	19,027	24,378
10% - pokojová	0,587	20,638	21,225
10% - 40°C	2,549	21,484	24,033
10% - 60°C	2,996	21,565	24,561
15% - pokojová	0	21,599	21,599
15% - 40°C	2,080	21,996	24,076
15% - 60°C	0,599	23,963	24,535

Tab.4 – Časové průběhy povrchových jevů při kalení

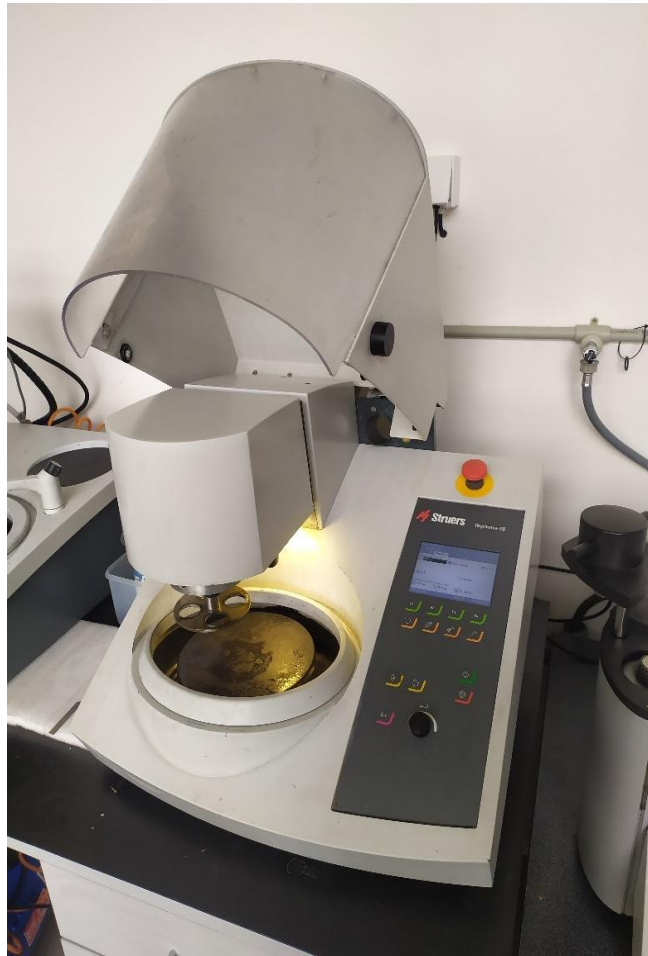
Všechny vzorky byly ponořovány ručně a nebyla tak zaručena stejná ponořovací rychlost a tím i vliv nucené konvekce pro všechny vzorky, což vedlo k nesterodným výsledkům.

3.3 Měření mikrostruktury

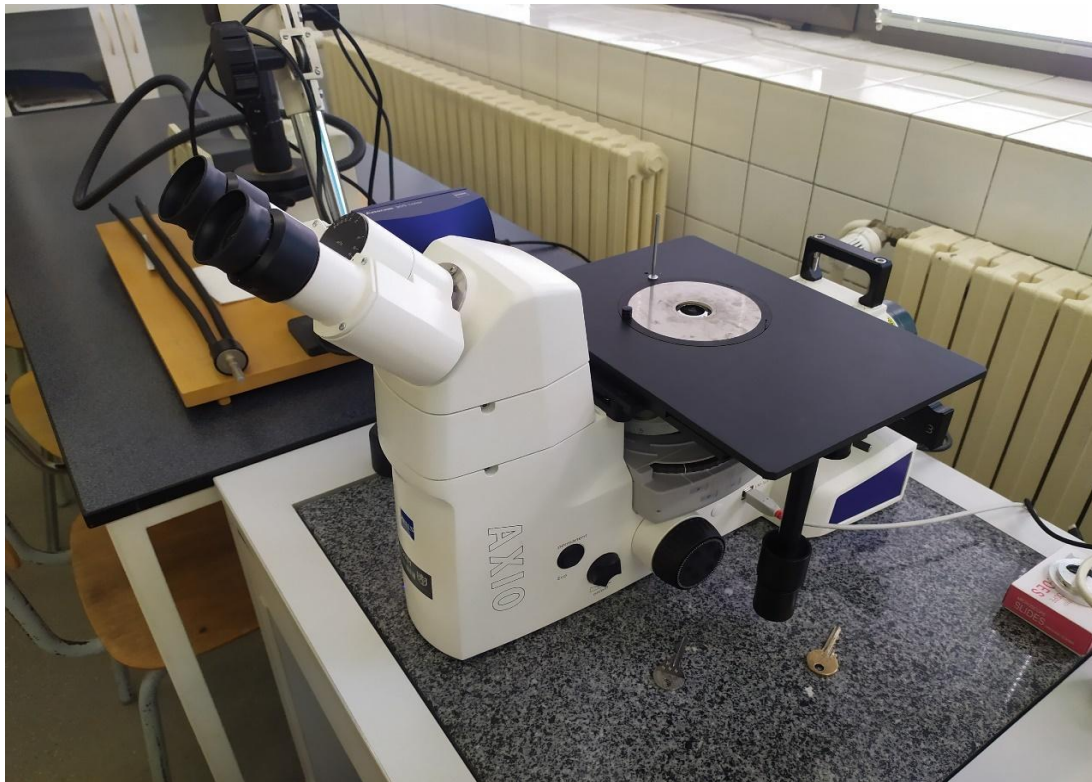
Odebrané vzorky získané ze zkušebních vzorků, které byly použité pro záznam povrchových jevů, byly zality do Multifast na stroji Struers CitoPress-10. Po zalití byl každý vzorek označen pomocí ručního gravírovacího přístroje. Po označení byly vzorky umístěny do metalografické brusky Struers Tegramin-20, kde byly vybroušeny. Po vybroušení byly vzorky naleptány v 3% roztoku Nitalu a odneseny na pracoviště mikroskopů. Zde byly na mikroskopu Carl Zeiss Axio Vert. A1. pořízeny snímky mikrostruktury od kraje vzorku po střed se zvětšením 200x a 500x viz. obr. 70.



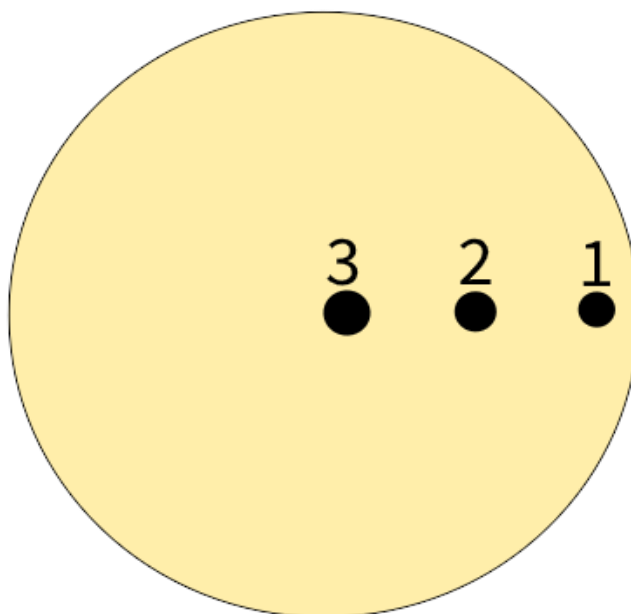
Obr.67 – Zalivací stroj Struers CitoPress-10



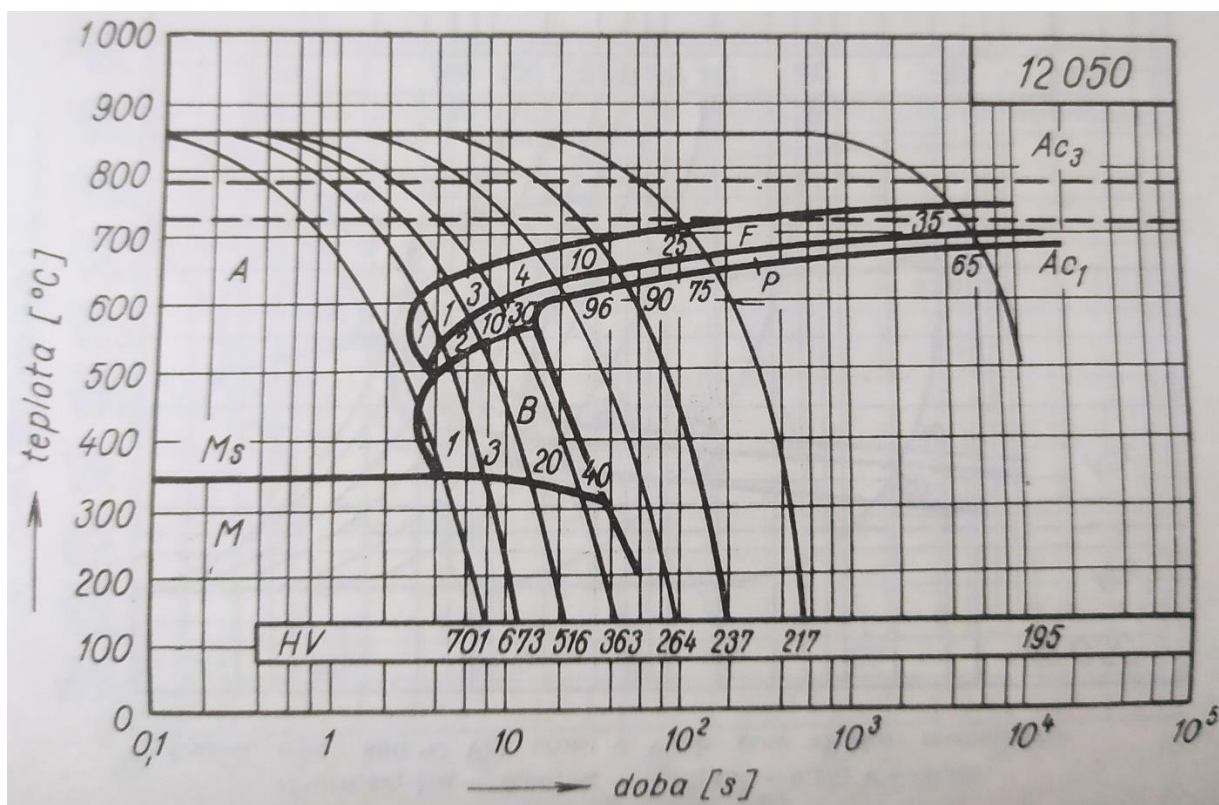
Obr.68 – Metallografická bruska Struers Tegramin-20



Obr.69 – Metallografický mikroskop Carl Zeiss Axiom Vert.A1

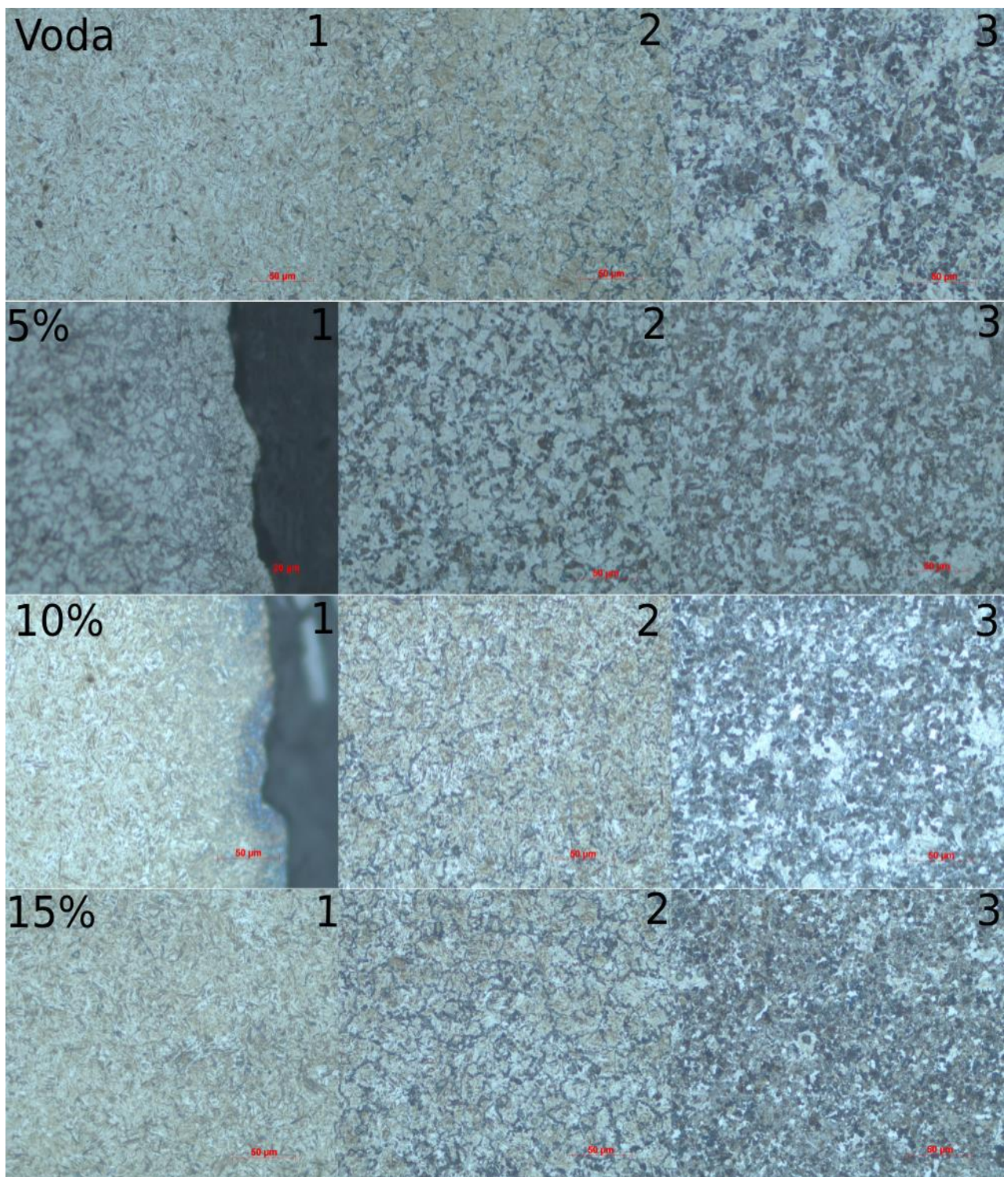


Obr.70 – Schéma měřených oblastí vzorků



Obr.71 – ARA diagram oceli ČSN 12050 [75]

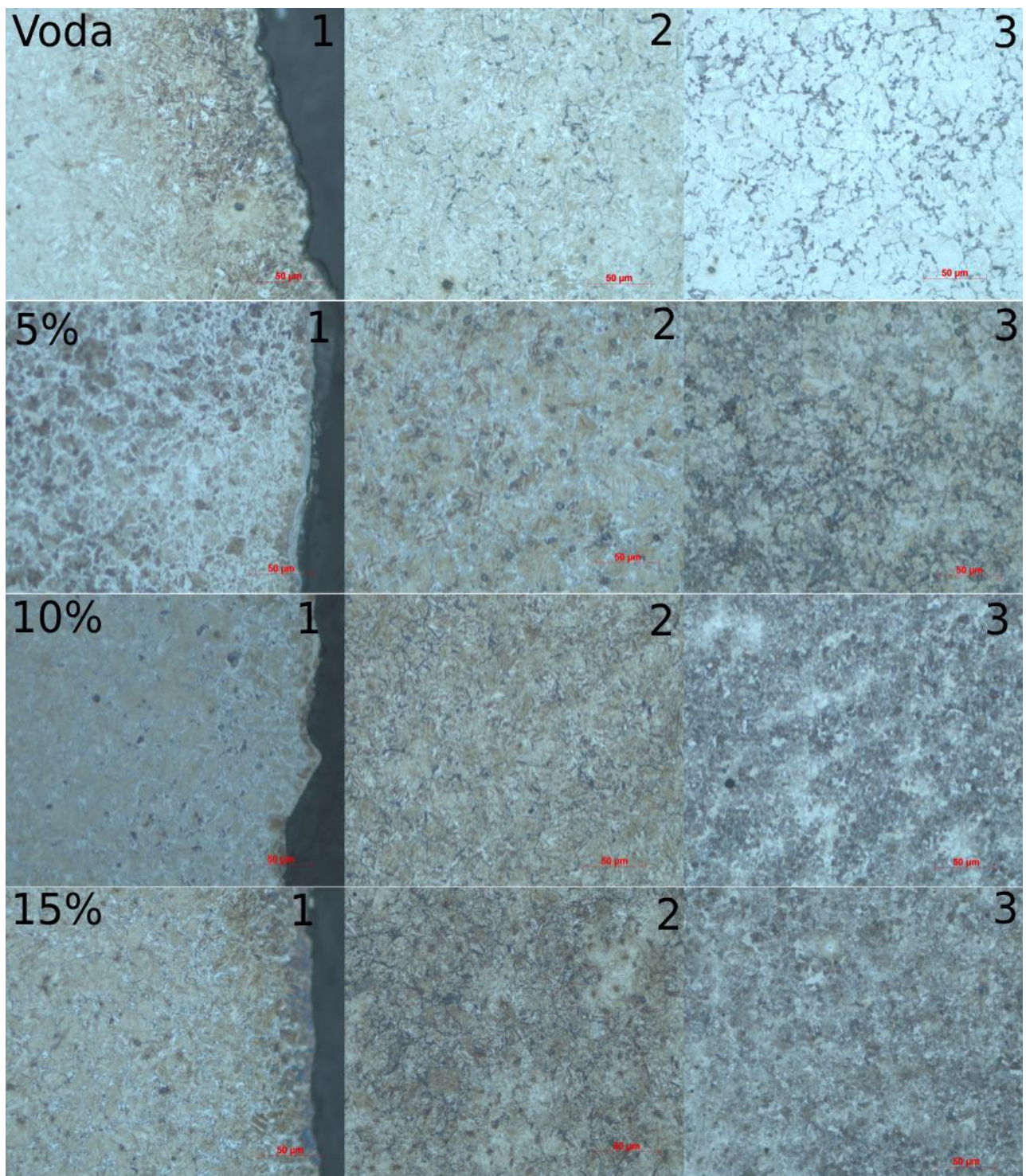
3.3.1 Mikrostruktury vzorků kalených při pokojové teplotě



Obr.72 – Mikrostruktury vzorků kalených při pokojové teplotě – zvětšení 500x

Vzorky kalené ve vodě, 10% a 15% polymerní lázni vykazují na svém okraji téměř čistě martenzickou strukturu. Směrem do středu vzorku se začínají objevovat oblasti perlitu, které ohraničují oblasti martenzitu. Ve středu všech vzorků je podíl perlitu v základní struktuře největší, patrné jsou i oblasti feritu. Struktura vzorku kaleném v 5% polymerní lázni vykazuje podíl perlitu v martenzické struktuře již na okraji vzorku.

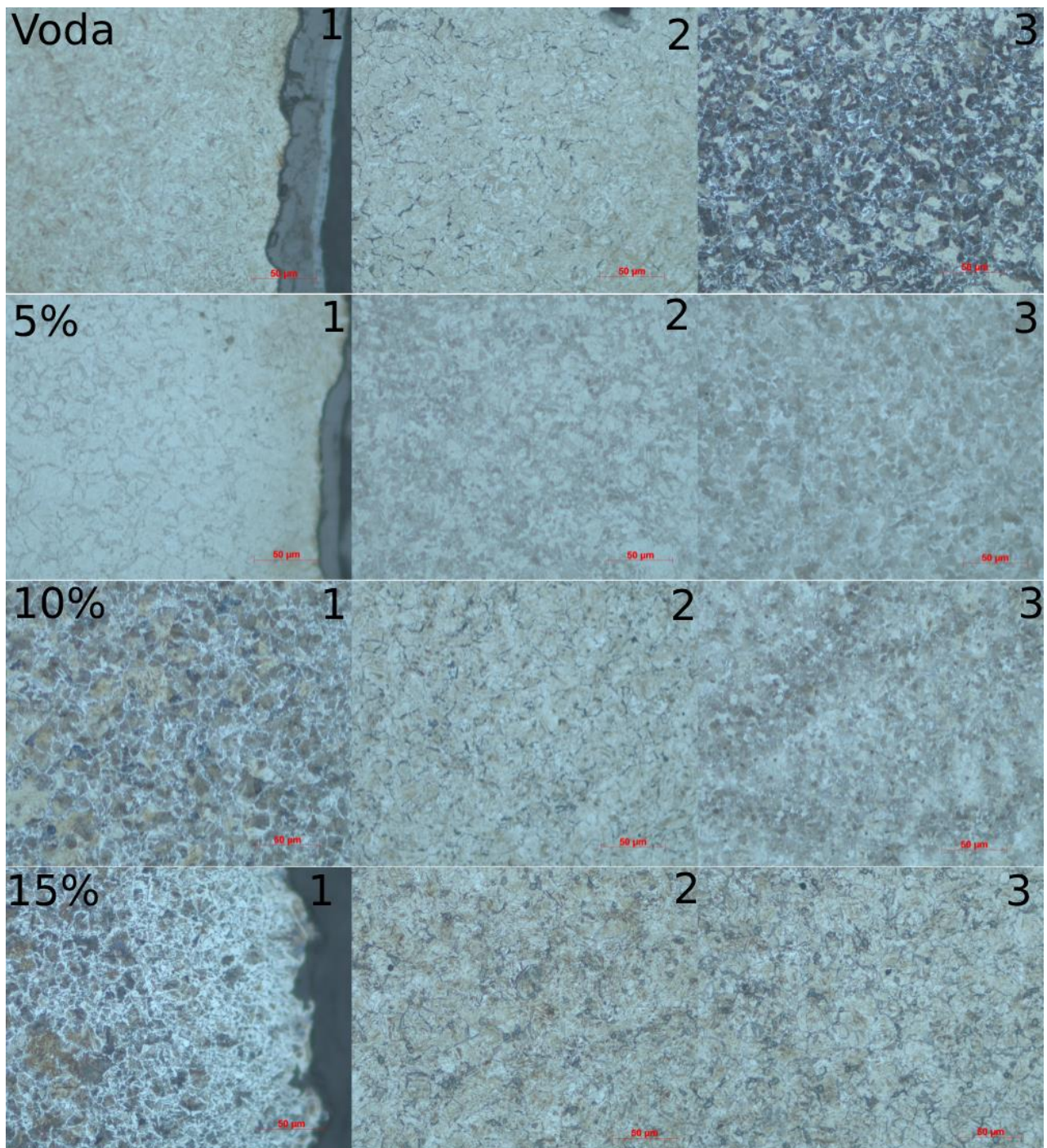
3.3.2 Mikrostruktury vzorků kalených při 40 °C



Obr.73 – Mikrostruktury vzorků kalených při 40°C – zvětšení 500x

Vzorek kalený ve vodě vykazuje na svém okraji téměř čistě martenzitickou strukturu, ve které směrem do středu vzorku roste podíl perlitu až do samotného středu, kde je jeho podíl největší, objevují se zde i feritické oblasti. Vzorky kalené v polymerních lázních na svých okrajích vykazují martenzitickou strukturu s oblastmi proeutektoidního feritu. Směrem do středu vzorků se tyto oblasti zmenšují až do bodu, kdy je základná struktura bez feritických oblastí. Dále do středu poté následuje zvyšování podílu perlitu ve struktuře až do středu vzorků, kde je podíl perlitu největší, objevují se zde i oblasti feritu.

3.3.3 Mikrostruktury vzorků kalených při 60 °C

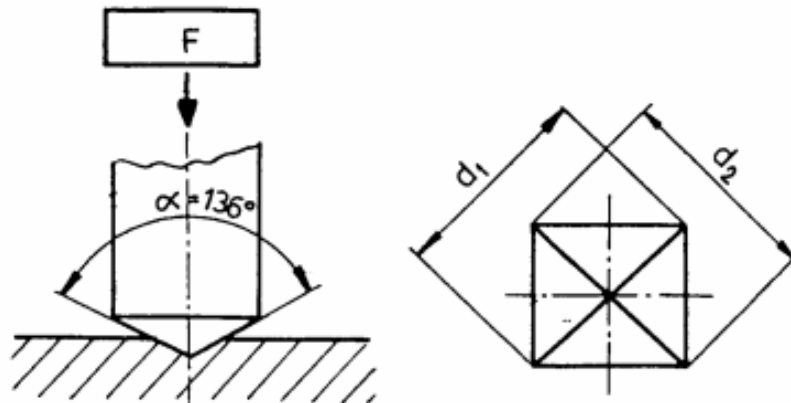


Obr.74 – Mikrostruktury vzorků kalených při 60°C – zvětšení 500x

Vzorek kalený ve vodě vykazuje na svém okraji téměř čistě martenzitickou strukturu, ve které směrem do středu vzorku roste podíl perlitu až do samotného středu, kde je jeho podíl největší, objevují se zde i oblasti feritu. Vzorek kalený v 5% polymerní lázni na svém okraji vykazuje zákalnou strukturu s výraznými perliticko-feritickými oblastmi, které se směrem do středu zvětšují až do maxima ve středu vzorku. Vzorky kalené v 10% a 15% polymerní lázni vykazují na svém okraji martenzitickou strukturu s oblastmi proeutektoidního feritu. Oblasti proeutektoidního feritu se směrem do středu vzorku zmenšují až do bodu, kdy je zákalná struktura bez feritu. Poté u obou vzorků následuje růst oblastí perlitu až do středu vzorků, kde je podíl perlitu největší, objevují se zde i oblasti feritu.

3.4 Měření mikrotvrdomosti

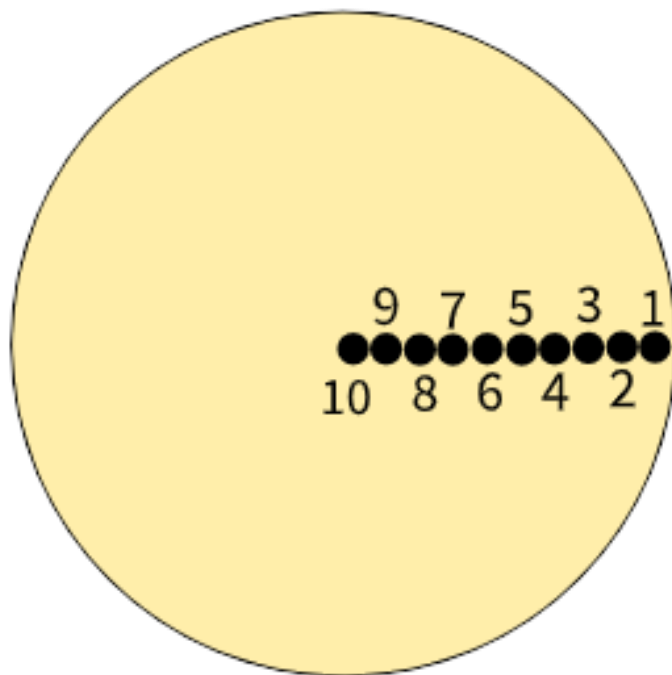
Mikrotvrdomost byla měřena metodou Vickers na stroji UHL VMHT, na kterém se po vytvoření vtisku odměřovala velikost jednotlivých úhlopříček. Měřená hodnota byla HV_1 , kdy byl indentor zatížen silou 9,807N po dobu 20s. Postup měření byl stanoven na první vtisk 1mm od viditelného okraje vzorku a následných devět dalších opakování s každým vtiskem vzdáleným 1mm od předchozího. Celkově tak proběhlo 10 měření po 1mm od okraje vzorku po jeho střed.



Obr.75 – Metoda měření tvrdosti dle Vickerse [76]

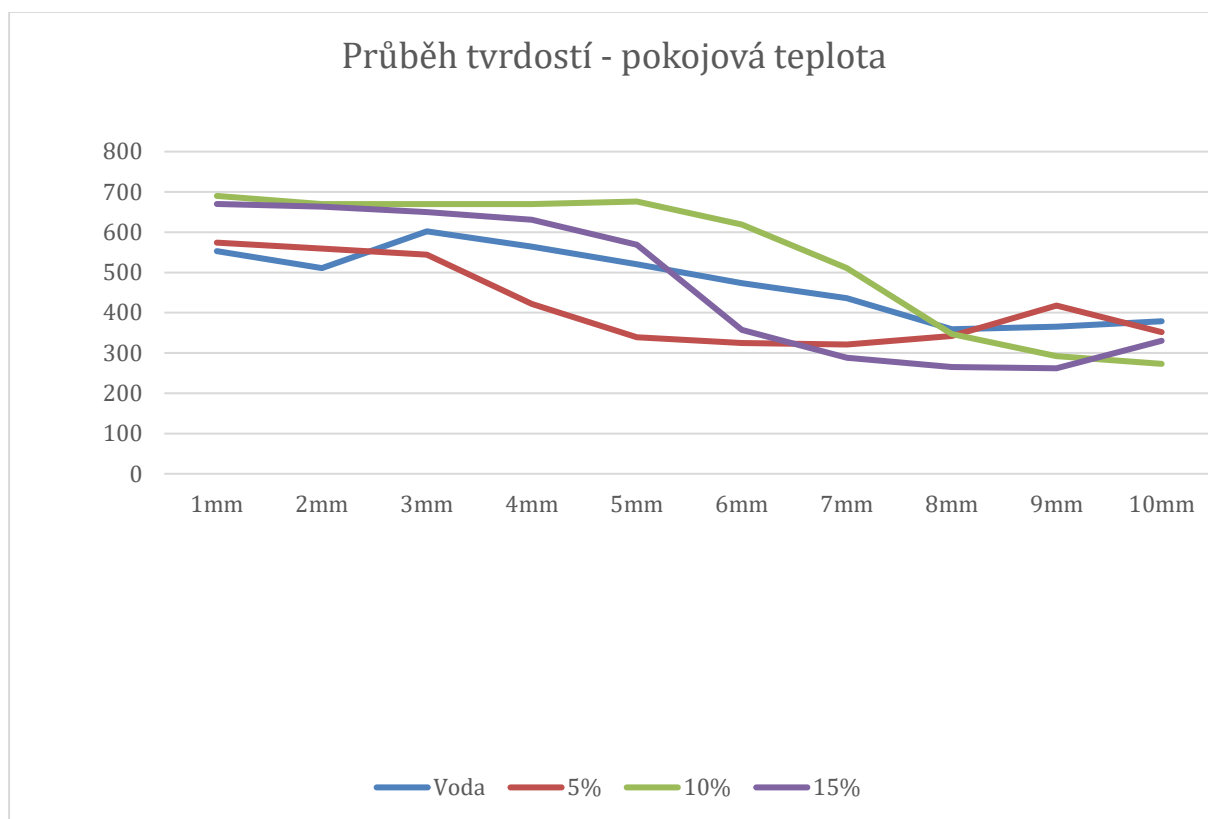


Obr.76 – Příklad přístroje na měření mikrotvrdomosti UHL VMHT



Obr.77 – Schéma měření mikrotvrdosti vzorků

3.4.1 Průběh tvrdostí vzorků kalených v médiích při pokojové teplotě



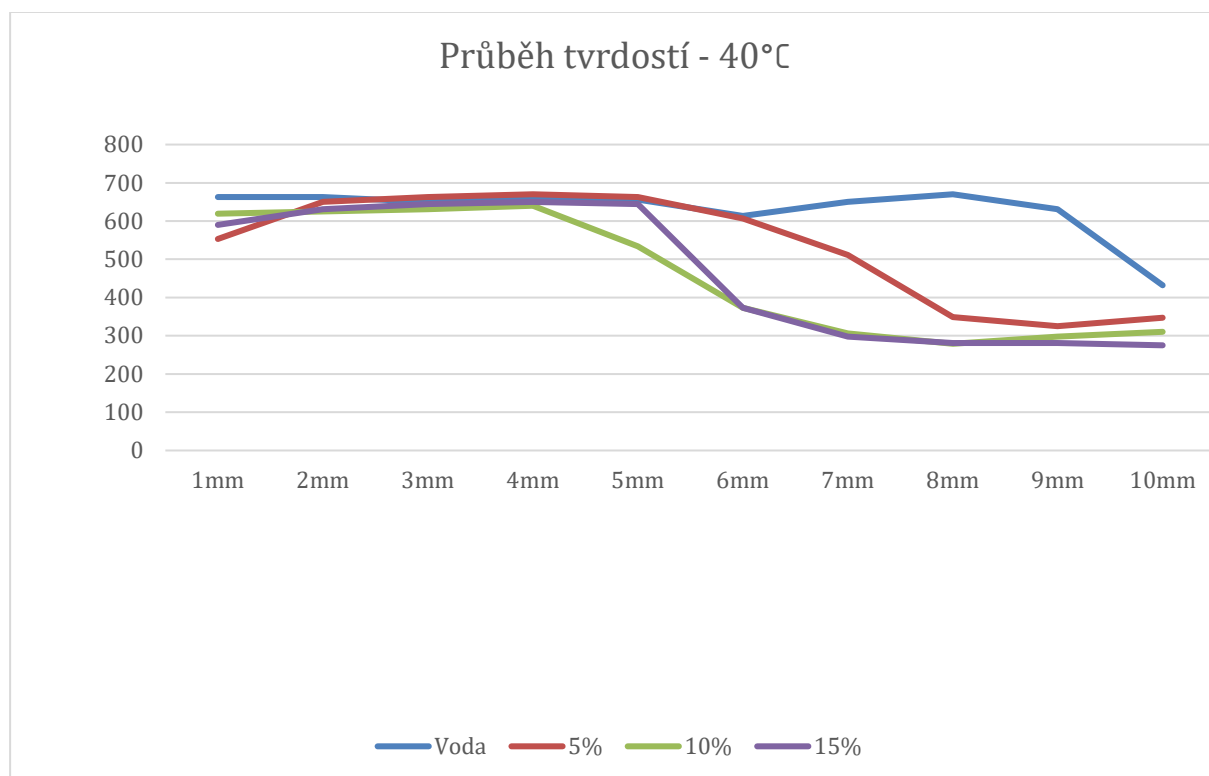
Obr.78 – Průběhy tvrdostí při kalení do médií při pokojové teplotě

Vzdálenost od okraje [mm]	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Voda [HV ₁]	553	511	602	564	520	473	436	359	365	379
5% [HV ₁]	574	559	544	422	339	325	321	342	418	352
10% [HV ₁]	690	670	670	670	676	619	511	347	292	273
15% [HV ₁]	670	663	650	631	569	357	288	265	262	330

Tab.5 – Průběh tvrdostí vzorků kalených v kalících médiích o pokojové teplotě

Při kalení do kalících médií při pokojové teplotě vykazuje nejvyšší tvrdost vzorek 10% polymerní lázeň, u které se ale zároveň nachází nejméně tvrdé jádro, viz. tab. Xx. Vzorek kalený v 15% polymerní lázni vykazuje na okraji vzorku podobnou tvrdost, avšak směrem do středu vzorku jeho tvrdost oproti vzorku kalenému v 10% polymerní lázni značně klesá. Při kalení v 10% a 15% polymerní lázni došlo k téměř okamžitému rozpadu filmové vrstvy, viz. kapitola 3.2.3 a 3.2.4. U vzorků kalených do vody a 5% polymerní lázně byl na povrchu součásti udržován filmový var po delší dobu, což snížilo kritičnost ochlazování a struktura má díky tomu menší tvrdost. U vzorku kaleném ve vodě je znatelný nárůst tvrdosti mezi druhým a třetím vtiskem, což bylo pravděpodobně způsobeno oduhličenou oblastí na okraji vzorku.

3.4.2 Průběh tvrdostí vzorků kalených v médiích při 40 °C



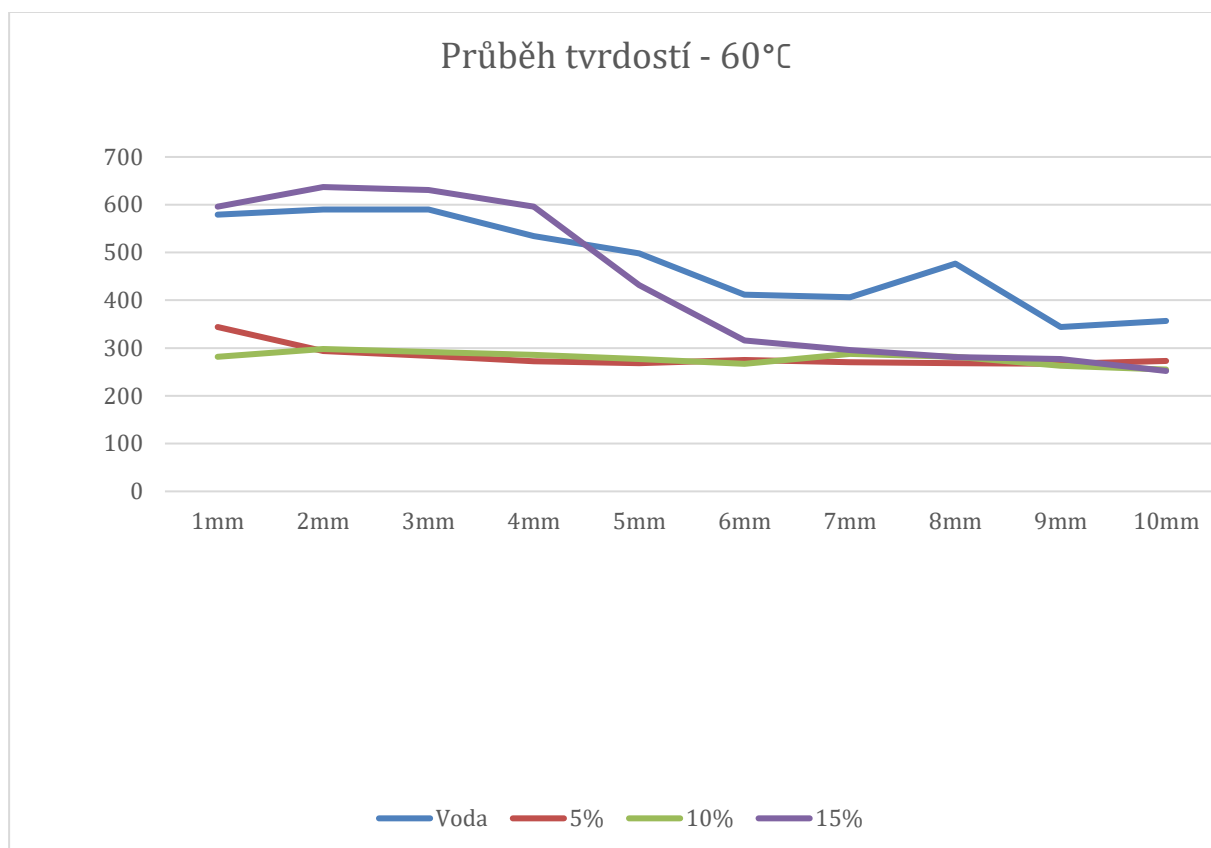
Obr.79 – Průběhy tvrdostí při kalení do médií při 40°C

Vzdálenost od okraje [mm]	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Voda [HV ₁]	663	663	650	663	656	613	650	670	631	432
5% [HV ₁]	553	650	663	670	663	607	511	349	325	347
10% [HV ₁]	619	625	631	640	534	373	306	279	298	310
15% [HV ₁]	590	631	644	650	644	373	298	281	281	275

Tab.6 – Průběh tvrdostí vzorků kalených v kalících médiích při 40°C

Při kalení do kalících médií při teplotě 40°C vykazuje na okraji vzorku nejvyšší tvrdost voda. V oblasti druhého až čtvrtého vtisku vykazují všechna média velice podobnou tvrdost. Na rozdíl od kalení do médií při pokojové teplotě zde byl filmový var udržován po určitou dobu v každém médiu. Nejrychlejší ochlazení vzorku do oblasti volné konvekce měla voda – 13,867s, následně 5% lázeň – 21,654s, 10% lázeň – 24,033s a nejpomalejší byla 15% lázeň – 24,076s. Voda díky své rychlosti ochlazování byla schopna vytvořit tvrdou strukturu (HV₁ 613 – 670) po téměř celém průřezu vzorku. Uprostřed vzorku pak byla naměřena tvrdost HV₁ 432. Vzorek kalený v 5% polymerní lázni vykazuje druhou nejvyšší tvrdost po průřezu vzorku, avšak díky delší době ochlazování nedošlo k tvorbě velmi tvrdé struktury po téměř celém průřezu vzorku, a tak je za oblastí pátého vtisku (HV₁ 663) viditelný pokles tvrdosti až do osmého vtisku (HV₁ 349). Od osmého vtisku až do středu vzorku je poté tvrdost podobná (HV₁ 325-349). Vzorky kalené v 10% a 15% polymerních lázních pak vykazují značný pokles tvrdosti v oblasti za čtvrtým (pro 10%) a pátým (pro 15%) vtiskem. Vysoká tvrdost na povrchu vzorků byla způsobena počátečním intenzivním varem. Následný pokles tvrdosti byl pravděpodobně způsoben nižší intenzitou varu oproti 5% lázni, která zapříčinila méně kritické ochlazování oblastí uvnitř vzorků.

3.4.3 Průběh tvrdostí vzorků kalených v médiích při 60 °C



Obr.80 – Průběhy tvrdostí při kalení do médií při 60°C

Vzdálenost od okraje [mm]	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Voda [HV1]	579	590	590	534	498	412	406	477	344	357
5% [HV1]	344	294	284	272	268	275	270	268	267	273
10% [HV1]	282	298	292	286	277	267	288	282	263	255
15% [HV1]	596	637	631	596	432	316	296	281	277	252

Tab.7 – Průběh tvrdostí vzorků kalených v kalících médiích při 60°C

Při kalení do kalících médií při 60°C vykazuje nejvyšší tvrdost 15% polymerní lázeň. V oblasti prvních čtyř vtisků mají vzorky kalené ve vodě a 15% polymerní lázni podobný průběh tvrdostí, avšak vzájemně posunutý. U obou těchto médií došlo k téměř okamžitému rozpadu filmové vrstvy. Po čtvrtém vtisku tvrdost vzorku kaleném v 15% polymerní lázni výrazně klesá až do šestého vtisku, kde dosahuje hodnoty HV₁ 316 a následně zvolna klesá až do středu vzorku, kde dosahuje hodnoty HV₁ 252. Vzorek kalený ve vodě vykazuje pozvolnější pokles tvrdosti oproti 15% polymerní lázni. Vzorky kalené v 5% a 10% polymerních lázních vykazují téměř konstantní průběh tvrdosti přes celý průřez. Tato tvrdost je pak výrazně nižší než u všech předchozích vzorků. U vzorku kaleném v 5% polymerní lázni je tvrdost v rozsahu HV₁ 268-344 s nejvyšší tvrdostí na okraji vzorku. U vzorku kaleném v 10% polymerní lázni je tvrdost v rozsahu HV₁ 255-298 s nejvyšší tvrdostí 2mm od okraje vzorku. V 5% a 10% polymerních lázních byl udržován filmový var (5% - 5,351s, 10% - 2,996s). V důsledku vyšší teploty médií bylo následně dosaženo výrazně nižší kritičnosti ochlazování, což vyústilo v nízkou tvrdost struktury viz. obr. 71.

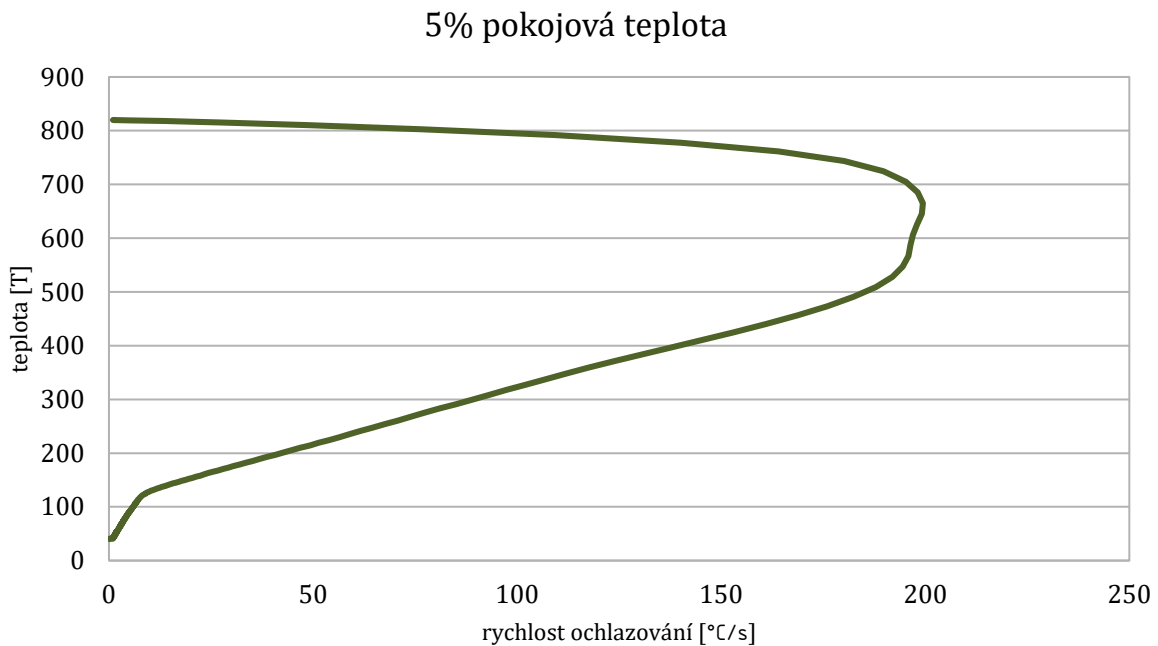
3.5 Stanovení ochlazovacích křivek pomocí quench testu

Pro měření ochlazovacích křivek byl použit tzv. quench test, který se skládal ze sondy z materiálu Inconel 600 vybavené termočlánkem pro měření teploty, která byla připojena přes propojovací zařízení do počítače, kde byla zaznamenávána teplota v intervalu 0,1s. Měřené médium bylo slito do speciální nádoby opatřené držákem sondy pro snadnější obsluhu a topným článkem pro předehřev měřených médií. Pro ohřev musela být použita pec opatřená otvorem, kterým šlo umístit konec sondy do prostoru pece. Z důvodu rizika prasknutí sondy při měření ve vodě se měření v tomto médiu neprovádělo.



Obr.81 – Pracoviště měření ochlazovacích křivek pomocí quench testu

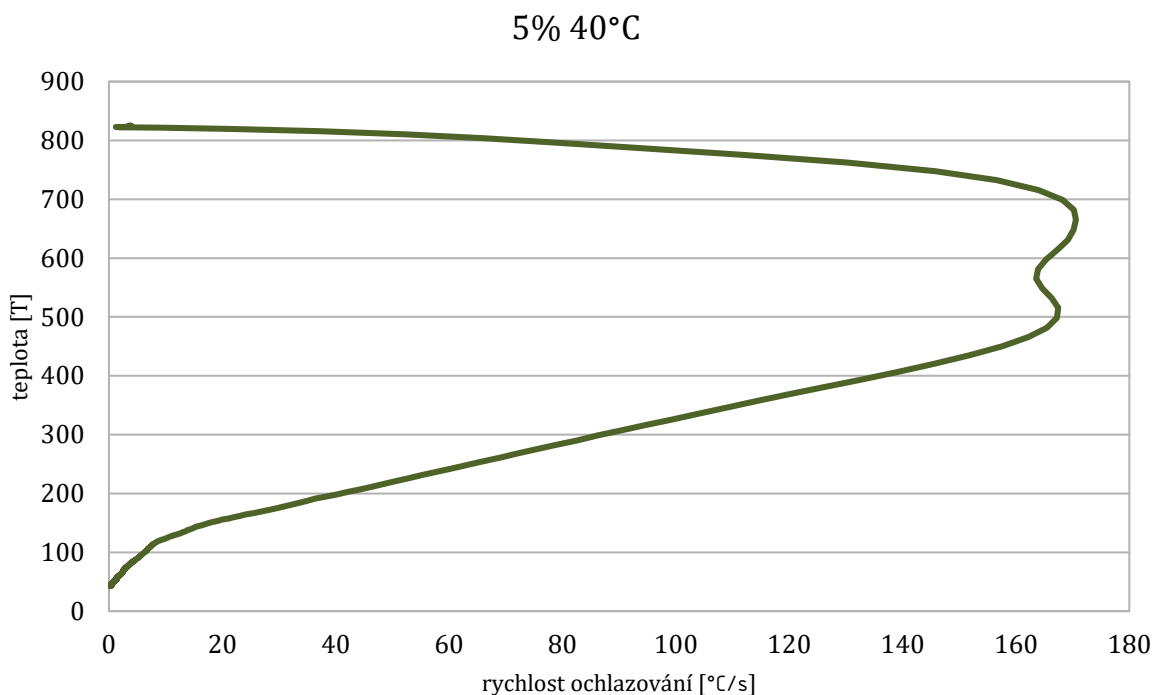
3.5.1 Ochlazovací křivka 5% polymerní lázně při pokojové teplotě



Obr.82 – Ochlazovací křivka 5% polymerní lázně při pokojové teplotě

Při kalení do 5% polymerní lázně při pokojové teplotě vykazuje ochlazovací křivka postupný nárůst rychlosti ochlazování až do maxima, které činí 199,4°C/s v čase 1,8s, což odpovídá nejintenzivnějšímu bublinkovému varu. Postupný průběh naznačuje nepřítomnost filmového varu, což odpovídá poznatkům získaným při samotném měření. Následuje pozvolné klesání rychlosti ochlazování až do času 11,1s při teplotě 113,4°C kdy rychlost klesání zpomalí. Toto lze přisoudit konci intenzivního bublinkového varu a přechodu části sondy do konvektivního přenosu tepla. Pozorování povrchových jevů v tomto médiu při této teplotě vykazovalo počátek rozpadu filmové vrstvy v čase 2,175s a vizuálně nejintenzivnější bublinkový var v čase 7,419s. Zde nicméně docházelo k nerovnoměrnému rozpadu filmové vrstvy na více místech povrchu kaleného vzorku zároveň při současném udržování oblastí se stabilním filmovým varem. Tento rozdíl byl pravděpodobně způsoben rozdílnou povrchovou úpravou vzorku a sondy a rozdílnou rychlostí ponořování. Přechod do konvektivního přenosu tepla byl stanoven na 24,424s, což bylo způsobeno metodou určování konce bublinkového varu až v moment, kdy na celém viditelném povrchu vzorku probíhal přenos tepla pouze volnou konvekcí. Tím byla do oblasti bublinkového varu zahrnuta i doba, kdy bublinkový var probíhal již velice slabě a neměl tak významný vliv na odvod tepla z kalené součásti.

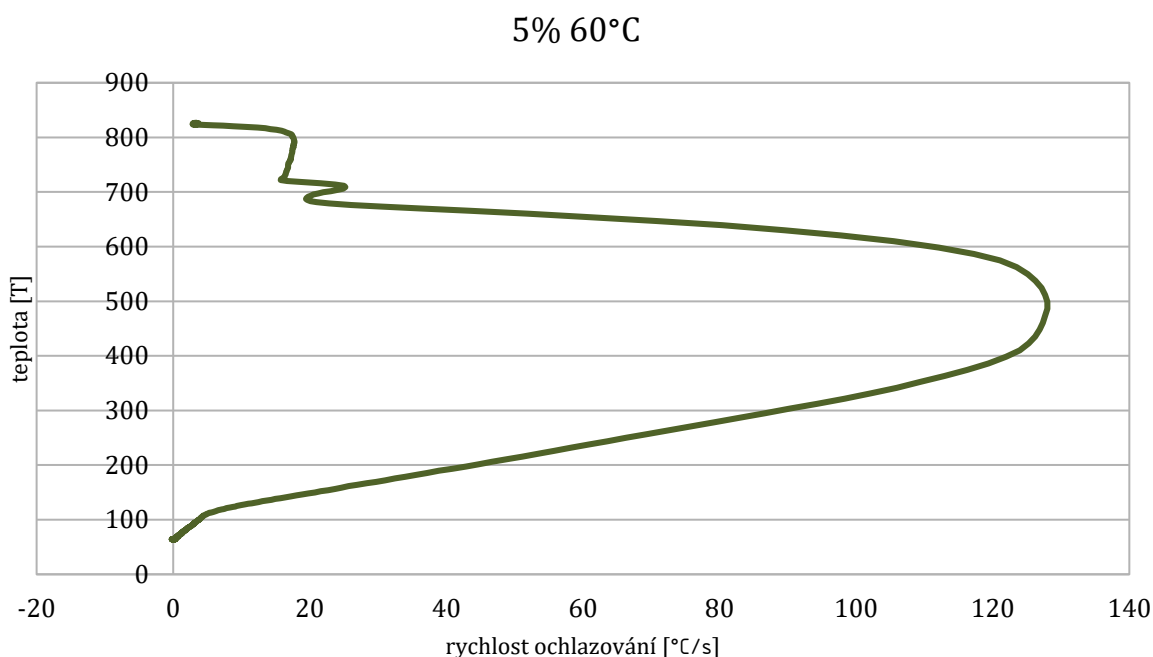
3.5.2 Ochlazovací křivka 5% polymerní lázně při 40°C



Obr.83 – Ochlazovací křivka 5% polymerní lázně při 40°C

Při kalení do 5% polymerní lázně při teplotě 40°C vykazuje ochlazovací křivka postupný nárůst rychlosti ochlazování až do maxima, které činí 178,6°C/s v čase 2,8s, což odpovídá nejintenzivnějšímu bublinkovému varu. Postupný průběh naznačuje nepřítomnost filmového varu, což odpovídá poznatkům získaným při samotném měření. Následuje pokles do hodnoty 163,6°C/s v čase 3,4s a opětovný nárůst do hodnoty 167,5°C/s v čase 3,7s. Toto bylo pravděpodobně způsobeno vysokou intenzitou bublinek pocházejících z bublinkového varu, které svým stoupáním vzhůru zamezily médiu v efektivním odvodu tepla. Následovný nárůst by pak odpovídal tomu, že se intenzita bublinek snížila díky méně efektivnímu odvodu tepla, což vedlo k opětovnému zvýšení efektivity odvodu tepla médiem. Tuto oblast poté následuje pozvolný pokles rychlosti ochlazování až do času 12,1s při teplotě 113,2°C, kdy rychlost klesání zpomalí. Toto lze přisoudit konci intenzivního bublinkového varu a přechodu části sondy do konvektivního přenosu tepla. Pozorování povrchových jevů v tomto médiu při této teplotě vykazovalo počátek rozpadu filmové vrstvy v čase 4,137s. Zde došlo k počátku rozpadu filmové vrstvy po straně kaleného vzorku a následovném rychlém přechodu do bublinkového varu. Tento rozdíl lze přisoudit rozdílné povrchové úpravě vzorku a sondy a rozdílnou rychlostí ponořování. Dle vizuálního porovnání průběhu kalení v 5% polymerní lázni při pokojové teplotě a 40°C se zde nachází více intenzivní bublinkový var. To odpovídá předpokladu důvodu poklesu a následovného nárůstu rychlosti ochlazování v naměřených hodnotách. Přechod do konvektivního přenosu tepla byl stanoven na 21,654s, což bylo způsobeno metodou určování konce bublinkového varu až v moment, kdy na celém viditelném povrchu vzorku probíhal přenos tepla pouze volnou konvekcí. Tím bylo do oblasti bublinkového varu zahrnuta i doba, kdy bublinkový var probíhal již velice slabě a neměl tak významný vliv na odvod tepla z kalené součásti.

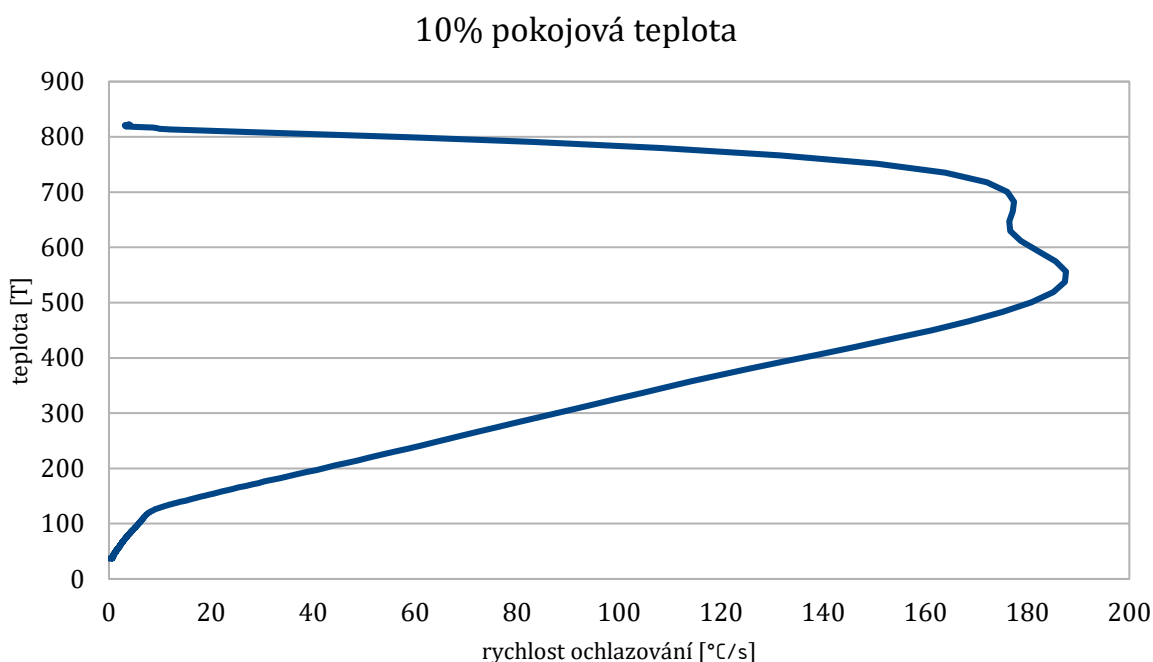
3.5.3 Ochlazovací křivka 5% polymerní lázně při 60°C



Obr.84 – Ochlazovací křivka 5% polymerní lázně při 60°C

Při kalení do 5% polymerní lázně při teplotě 60°C vykazuje ochlazovací křivka postupný nárůst rychlosti ochlazování až do času 2,9s, kde nastává zastavení nárůstu a lehký pokles rychlosti ochlazování. Toto je pak následováno skokovým růstem, který dosahuje maxima v čase 8,5s a je následován opětovným poklesem. Poté již křivka stoupá postupně až do svého maxima 128,03°C/s v čase 11,8s. Tento průběh byl způsoben vytvořením vrstvy filmového varu, které zastavilo stoupající rychlost ochlazování. Následoval rozpad filmové vrstvy a její opětovné vytvoření znázorněné skokem. Po dosažení maximální rychlosti ochlazování následuje pozvolné klesání rychlosti ochlazování až do času 21s při teplotě 109,6°C, kdy rychlost klesání zpomalí. Toto lze přisoudit konci intenzivního bublinkového varu a přechodu části sondy do konvektivního přenosu tepla. Pozorování povrchových jevů v tomto médiu při této teplotě vykazovalo počátek rozpadu filmové vrstvy v čase 5,351s. Zde došlo k rovnoměrnému počátku rozpadu filmové vrstvy po celém obvodu vzorku s počátkem na ponořeném konci a následném postupu vzhůru. Tento rozdíl byl pravděpodobně způsoben rozdílnou povrchovou úpravou vzorku a sondy a rozdílnou rychlostí ponořování. Přechod do konvektivního přenosu tepla byl stanoven na 24,378s, což bylo způsobeno metodou určování konce bublinkového varu až v moment, kdy na celém viditelném povrchu vzorku probíhal přenos tepla pouze volnou konvekcí. Tím byla do oblasti bublinkového varu zahrnuta i doba, kdy bublinkový var probíhal již velice slabě a neměl tak významný vliv na odvod tepla z kalené součásti.

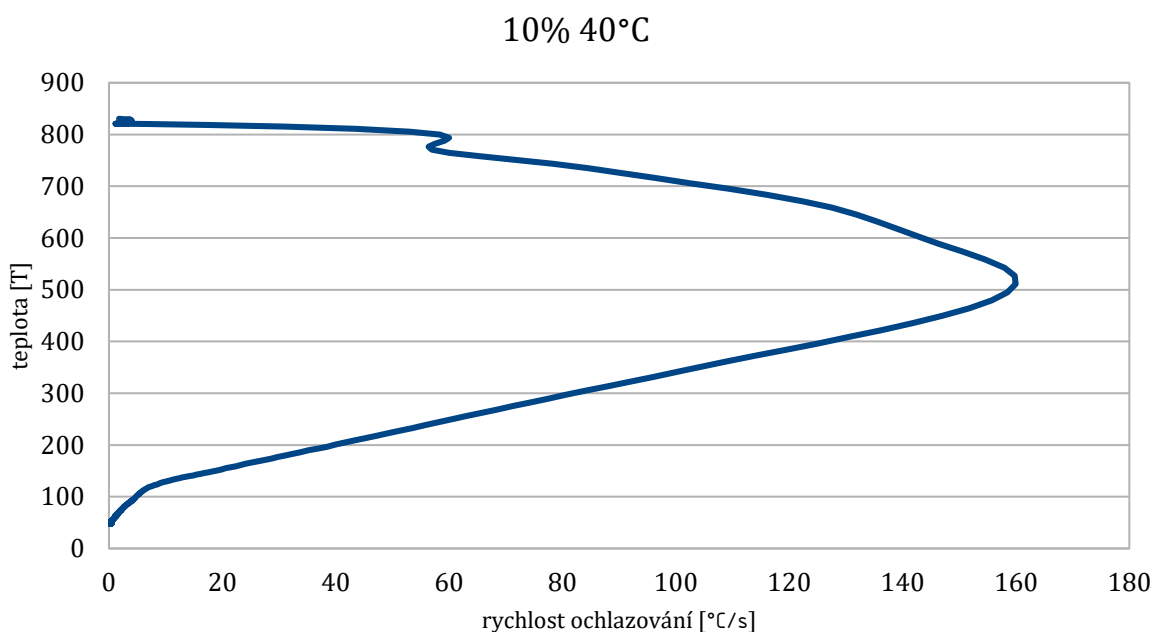
3.5.3 Ochlazovací křivka 10% polymerní lázně při pokojové teplotě



Obr.85– Ochlazovací křivka 10% polymerní lázně při pokojové teplotě

Při kalení do 10% polymerní lázně při pokojové teplotě vykazuje ochlazovací křivka postupný nárůst rychlosti ochlazování až do maxima, které činí $177,2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ v čase 3,3s, což odpovídá nejintenzivnějšímu bublinkovému varu. Postupný průběh naznačuje nepřítomnost filmového varu, což odpovídá poznatkům získaným při samotném měření. Následuje pokles do hodnoty $176,3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ v čase 3,5s a opětovný nárůst do hodnoty $187,6^{\circ}\text{C}/\text{s}$ v čase 4,1s. Toto bylo pravděpodobně způsobeno vysokou intenzitou bublinek pocházejících z bublinkového varu, které svým stoupáním vzhůru zamezily médiu v efektivním odvodu tepla. Následovný nárůst by pak odpovídal tomu, že se intenzita bublinek snížila díky méně efektivnímu odvodu tepla, což vedlo k opětovnému zvýšení efektivity odvodu tepla médiem. Tuto oblast poté následuje pozvolný pokles rychlosti ochlazování až do času 11,8s při teplotě $121,3^{\circ}\text{C}$, kdy rychlost klesání zpomalí. Toto lze přisoudit konci intenzivního bublinkového varu a přechodu části sondy do konvektivního přenosu tepla. Pozorování povrchových jevů v tomto médiu při této teplotě vykazovalo počátek rozpadu filmové vrstvy v čase 0,587s. Zde došlo k počátku rozpadu filmové vrstvy na ponořeném konci na jedné straně kaleného vzorku a následovném rychlém přechodu do bublinkového varu. Tento rozdíl lze přisoudit rozdílné povrchové úpravě vzorku a sondy a rozdílnou rychlostí ponořování. Přechod do konvektivního přenosu tepla byl stanoven na 21,225s, což bylo způsobeno metodou určování konce bublinkového varu až v moment, kdy na celém viditelném povrchu vzorku probíhal přenos tepla pouze volnou konvekcí. Tím bylo do oblasti bublinkového varu zahrnuta i doba, kdy bublinkový var probíhal již velice slabě a neměl tak významný vliv na odvod tepla z kalené součásti.

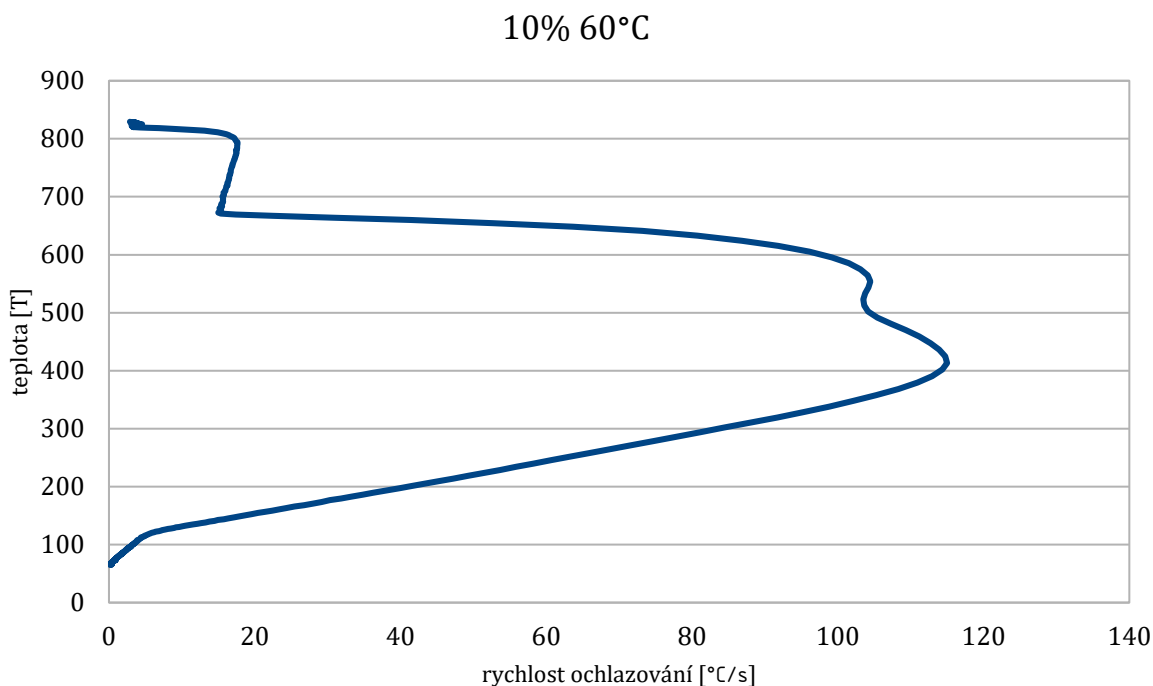
3.5.5 Ochlazovací křivka 10% polymerní lázně při 40°C



Obr.86 – Ochlazovací křivka 10% polymerní lázně při 40°C

Při kalení do 10% polymerní lázně při teplotě 40°C vykazuje ochlazovací křivka postupný nárůst rychlosti ochlazování až do času 4,2s, kde nastává lehký pokles rychlosti ochlazování následovaný opětovným nárůstem. Poté již křivka stoupá postupně až do svého maxima 159,9°C/s v čase 6,5s. Tento průběh byl způsoben utvořením vrstvy filmového varu, které zastavilo stoupající rychlost ochlazování. Následoval rozpad filmové vrstvy a postupné stoupání rychlosti ochlazování. Následuje pozvolné klesání rychlosti ochlazování až do času 14,8s při teplotě 118,5°C, kdy rychlost klesání zpomalí. Toto lze přisoudit konci intenzivního bublinkového varu a přechodu části sondy do konvektivního přenosu tepla. Pozorování povrchových jevů v tomto médiu při této teplotě vykazovalo počátek rozpadu filmové vrstvy v čase 2,549s. Zde nicméně docházelo k nerovnoměrnému rozpadu filmové vrstvy na více místech povrchu kaleného vzorku zároveň při současném udržování oblastí se stabilním filmovým varem. Tento rozdíl byl pravděpodobně způsoben rozdílnou povrchovou úpravou vzorku a sondy a rozdílnou rychlostí ponořování. Přechod do konvektivního přenosu tepla byl stanoven na 24,033s, což bylo způsobeno metodou určování konce bublinkového varu až v moment, kdy na celém viditelném povrchu vzorku probíhal přenos tepla pouze volnou konvekcí. Tím bylo do oblasti bublinkového varu zahrnuta i doba, kdy bublinkový var probíhal již velice slabě a neměl tak významný vliv na odvod tepla z kalené součásti.

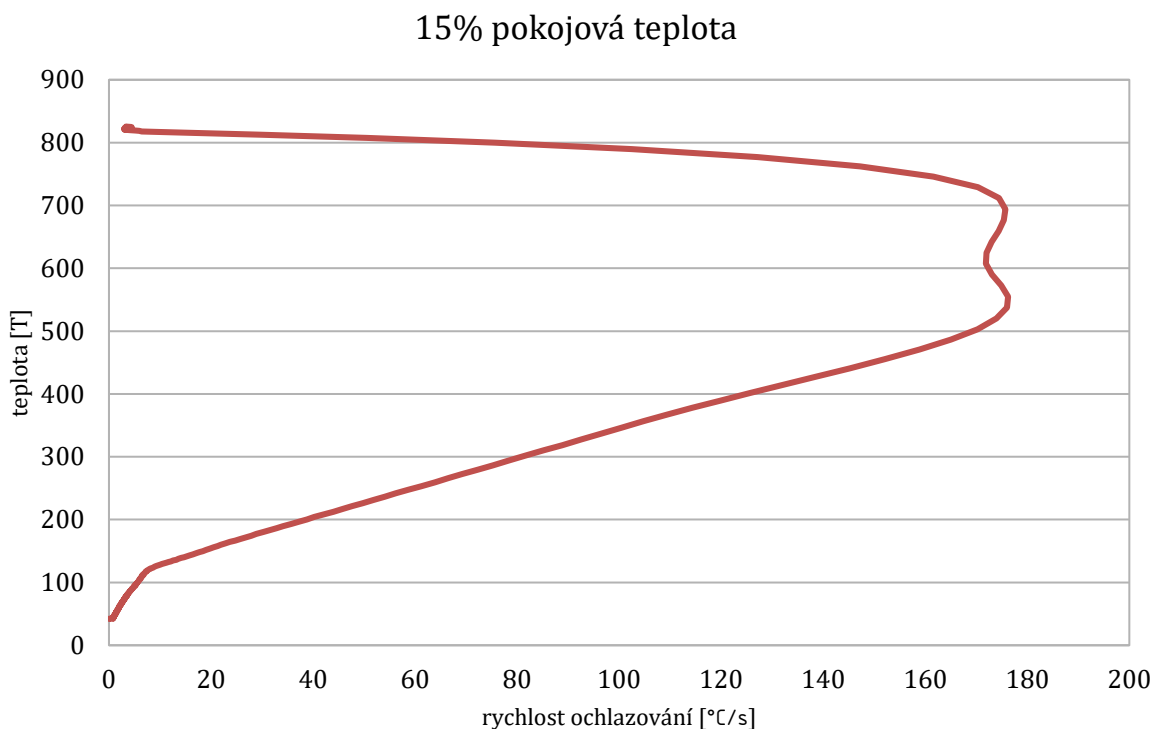
3.5.6 Ochlazovací křivka 10% polymerní lázně při 60°C



Obr.87 – Ochlazovací křivka 10% polymerní lázně při 60°C

Při kalení do 10% polymerní lázně při teplotě 60°C vykazuje ochlazovací křivka postupný nárůst rychlosti ochlazování až do času 4,9s, kde nastává zastavení nárůstu a lehký pokles rychlosti ochlazování. Poté již křivka stoupá postupně až do svého maxima 104,3°C/s v čase 14s. Tento průběh byl způsoben utvořením vrstvy filmového varu, které zastavilo stoupající rychlost ochlazování. Následoval rozpad filmové vrstvy a postupné stoupání rychlosti ochlazování. Po dosažení maximální rychlosti následuje pokles do hodnoty 103,3°C/s v čase 14,3s a opětovný nárůst do hodnoty 114,9°C/s v čase 15,3s. Následuje pozvolné klesání rychlosti ochlazování až do času 23,4s při teplotě 116,9°C, kdy rychlost klesání zpomalí. Toto lze přisoudit konci intenzivního bublinkového varu a přechodu části sondy do konvektivního přenosu tepla. Pozorování povrchových jevů v tomto médiu při této teplotě vykazovalo počátek rozpadu filmové vrstvy v čase 2,996s. Zde došlo k rovnoměrnému počátku rozpadu filmové vrstvy po celém obvodu vzorku s počátkem na ponořeném konci a následném postupu vzhůru. Tento rozdíl byl pravděpodobně způsoben rozdílnou povrchovou úpravou vzorku a sondy a rozdílnou rychlostí ponořování. Přechod do konvektivního přenosu tepla byl stanoven na 24,561s, což bylo způsobeno metodou určování konce bublinkového varu až v moment, kdy na celém viditelném povrchu vzorku probíhal přenos tepla pouze volnou konvekcí. Tím bylo do oblasti bublinkového varu zahrnuta i doba kdy, bublinkový var probíhal již velice slabě a neměl tak významný vliv na odvod tepla z kalené součásti.

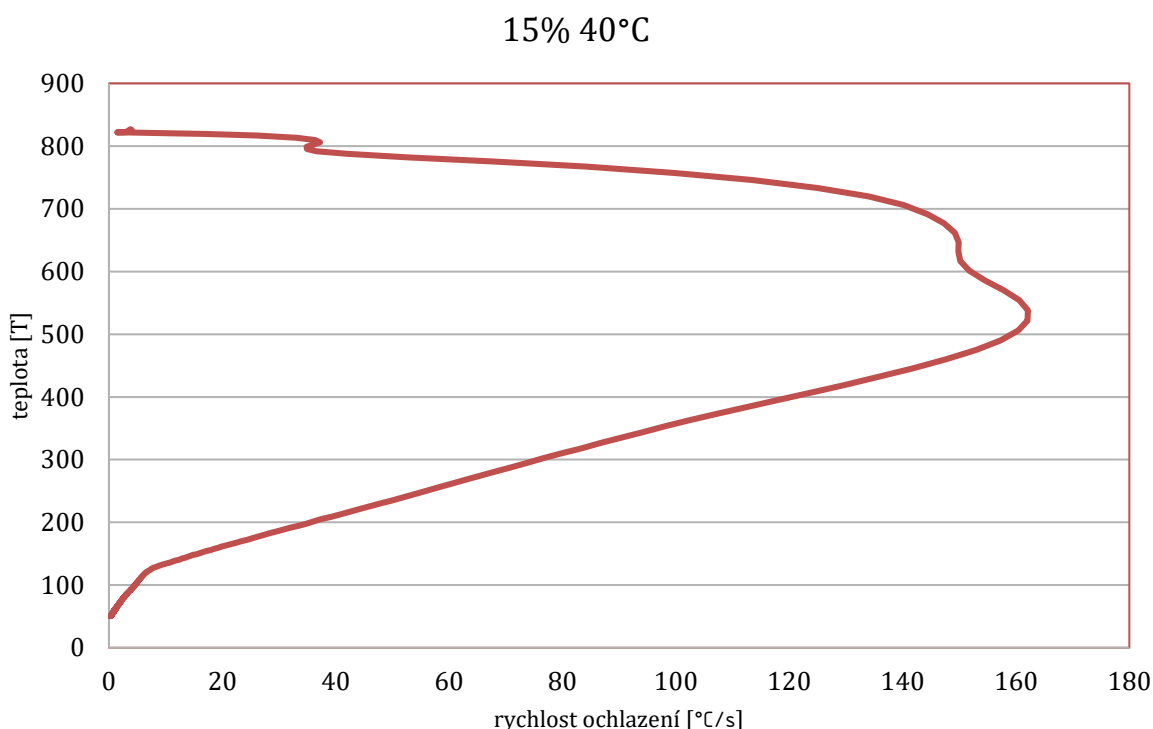
3.5.7 Ochlazovací křivka 15% polymerní lázně při pokojové teplotě



Obr.88 – Ochlazovací křivka 15% polymerní lázně při pokojové teplotě

Při kalení do 15% polymerní lázně při pokojové teplotě vykazuje ochlazovací křivka postupný nárůst rychlosti ochlazování až do maxima, které činí $175,6^{\circ}\text{C/s}$ v čase $3,5\text{s}$, což odpovídá nejintenzivnějšímu bublinkovému varu. Postupný průběh naznačuje nepřítomnost filmového varu, což odpovídá poznatkům získaným při samotném měření. Následuje pokles do hodnoty $171,8^{\circ}\text{C/s}$ v čase 4s a opětovný nárůst do hodnoty $176,3^{\circ}\text{C/s}$ v čase $4,3\text{s}$. Toto bylo pravděpodobně způsobeno vysokou intenzitou bublinek pocházejících z bublinkového varu, které svým stoupáním vzhůru zamezily médiu v efektivním odvodu tepla. Následovný nárůst by pak odpovídal tomu, že se intenzita bublinek snížila díky méně efektivnímu odvodu tepla, což vedlo k opětovnému zvýšení efektivity odvodu tepla médiem. Tuto oblast poté následuje pozvolný pokles rychlosti ochlazování až do času $12,4\text{s}$ při teplotě $121,3^{\circ}\text{C}$, kdy rychlost klesání zpomalí. Toto lze přisoudit konci intenzivního bublinkového varu a přechodu části sondy do konvektivního přenosu tepla. Pozorování povrchových jevů v tomto médiu při této teplotě vykazovalo počátek rozpadu ihned po ponoření. Tento rozdíl lze přisoudit rozdílné povrchové úpravě vzorku a sondy a rozdílnou rychlostí ponořování. Přechod do konvektivního přenosu tepla byl stanoven na $21,599\text{s}$, což bylo způsobeno metodou určování konce bublinkového varu až v moment, kdy na celém viditelném povrchu vzorku probíhal přenos tepla pouze volnou konvekcí. Tím bylo do oblasti bublinkového varu zahrnuta i doba, kdy bublinkový var probíhal již velice slabě a neměl tak významný vliv na odvod tepla z kalené součásti.

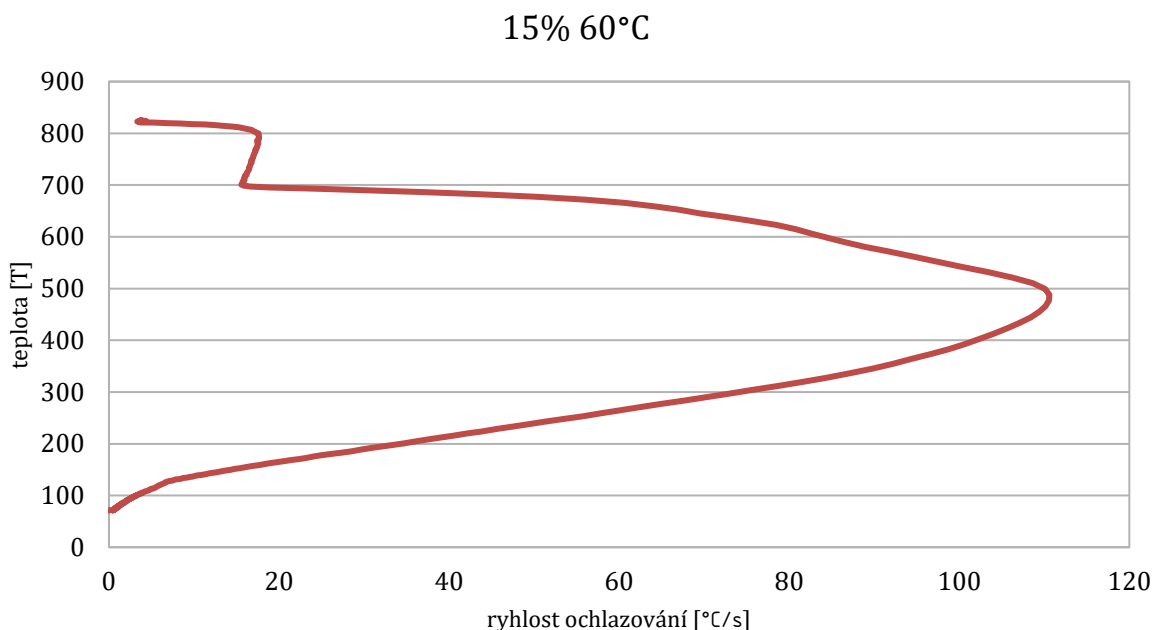
3.5.8 Ochlazovací křivka 15% polymerní lázně při 40°C



Obr.89 – Ochlazovací křivka 15% polymerní lázně při 40°C

Při kalení do 15% polymerní lázně při teplotě 40°C vykazuje ochlazovací křivka postupný nárůst rychlosti ochlazování až do času 2,5s, kde nastává lehký pokles rychlosti ochlazování následovaný opětovným nárůstem. Poté již křivka stoupá postupně až do svého maxima 149,8C/s v čase 4,2s. Tento průběh byl způsoben utvořením vrstvy filmového varu, které zastavilo stoupající rychlost ochlazování. Následoval rozpad filmové vrstvy a postupné stoupání rychlosti ochlazování. Po dosažení maximální rychlosti následuje setrvání na přibližně konstantní hodnotě až do času 4,4s a opětovný nárůst do hodnoty 162,1°C/s v čase 5s. Následuje pozvolné klesání rychlosti ochlazování až do času 13,9s při teplotě 121,1°C, kdy rychlost klesání zpomalí. Toto lze přisoudit konci intenzivního bublinkového varu a přechodu části sondy do konvektivního přenosu tepla. Pozorování povrchových jevů v tomto médiu při této teplotě vykazovalo počátek rozpadu filmové vrstvy v čase 2,08s. Zde došlo k rovnoměrnému počátku rozpadu filmové vrstvy po celém obvodu vzorku s počátkem na ponořeném konci a následném postupu vzhůru. Tento rozdíl byl pravděpodobně způsoben rozdílnou povrchovou úpravou vzorku a sondy a rozdílnou rychlostí ponořování. Přechod do konvektivního přenosu tepla byl stanoven na 24,076s, což bylo způsobeno metodou určování konce bublinkového varu až v moment, kdy na celém viditelném povrchu vzorku probíhal přenos tepla pouze volnou konvekcí. Tím bylo do oblasti bublinkového varu zahrnuta i doba, kdy bublinkový var probíhal již velice slabě a neměl tak významný vliv na odvod tepla z kalené součásti.

3.5.9 Ochlazovací křivka 15% polymerní lázně při 60°C

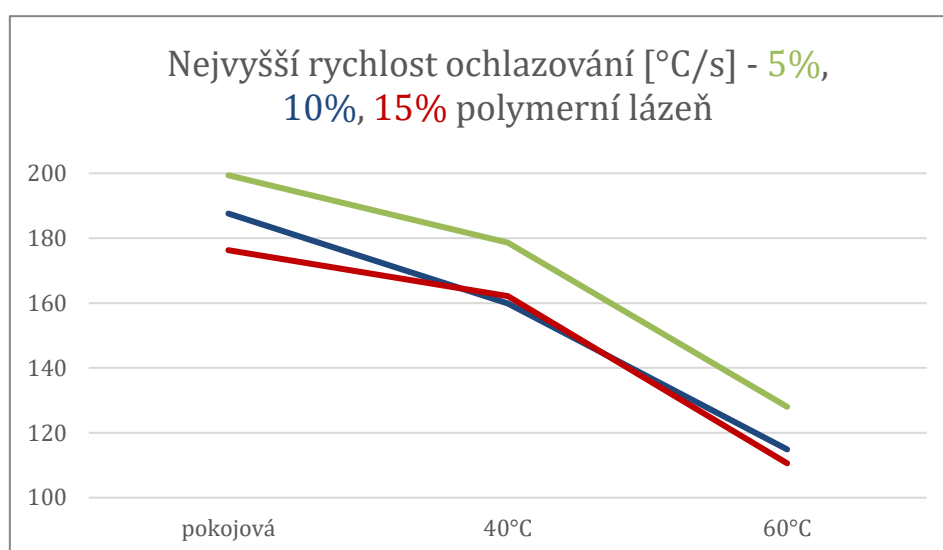


Obr.90 – Ochlazovací křivka 15% polymerní lázně při 60°C

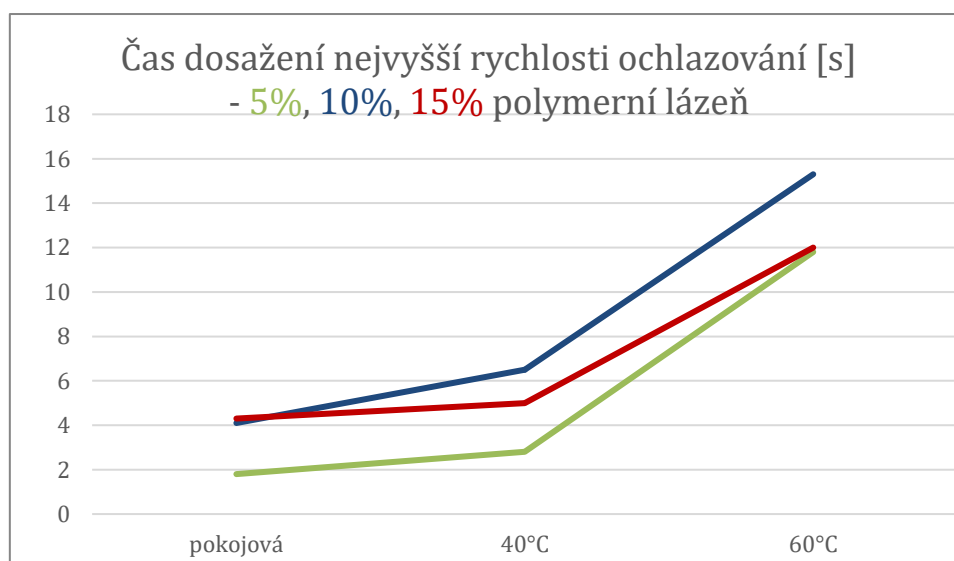
Při kalení do 15% polymerní lázně při teplotě 60°C vykazuje ochlazovací křivka postupný nárůst rychlosti ochlazování až do času 3,1s, kde nastává zastavení nárůstu a lehký pokles rychlosti ochlazování. Poté již křivka stoupá postupně až do svého maxima 110,6°C/s v čase 12s. Tento průběh byl způsoben vytvořením vrstvy filmového varu, které zastavilo stoupající rychlost ochlazování. Následoval rozpad filmové vrstvy a postupné stoupání rychlosti ochlazování. Následuje pozvolné klesání rychlosti ochlazování až do času 22s při teplotě 117,3°C, kdy rychlost klesání zpomalí. Toto lze přisoudit konci intenzivního bublinkového varu a přechodu části sondy do konvektivního přenosu tepla. Pozorování povrchových jevů v tomto médiu při této teplotě vykazovalo počátek rozpadu filmové vrstvy v čase 0,599s. Zde nicméně docházelo k nerovnoměrnému rozpadu filmové vrstvy na více místech povrchu kaleného vzorku zároveň při současném udržování oblastí se stabilním filmovým varem. Tento rozdíl byl pravděpodobně způsoben rozdílnou povrchovou úpravou vzorku a sondy a rozdílnou rychlostí ponořování. Přechod do konvektivního přenosu tepla byl stanoven na 24,535s, což bylo způsobeno metodou určování konce bublinkového varu až v moment, kdy na celém viditelném povrchu vzorku probíhal přenos tepla pouze volnou konvekcí. Tím bylo do oblasti bublinkového varu zahrnuta i doba, kdy bublinkový var probíhal již velice slabě a neměl tak významný vliv na odvod tepla z kalené součásti.

Médium - teplota	Nejvyšší rychlost ochlazování [°C/s]	Čas dosažení nejvyšší rychlosti ochlazování [s]	Doba do konce vlivu bublinkového varu [s]	Teplota při dosažení konce vlivu bublinkového varu [°C]
5% - pokojová	199,4	1,8	11,1	113,4
5% - 40°C	178,6	2,8	12,1	113,2
5% - 60°C	128,03	11,8	21	109,6
10% - pokojová	187,6	4,1	11,8	121,3
10% - 40°C	159,9	6,5	14,8	118,5
10% - 60°C	114,9	15,3	23,4	116,9
15% - pokojová	176,3	4,3	12,4	121,3
15% - 40°C	162,1	5	13,9	121,1
15% - 60°C	110,6	12	22	117,3

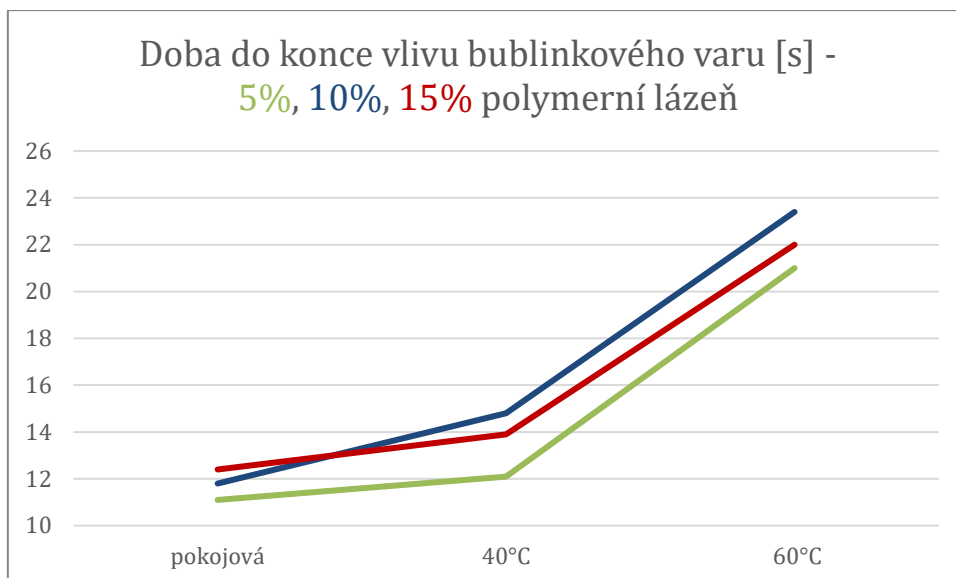
Tab.8 – Zjištěné hodnoty z ochlazovacích křivek měřených médií



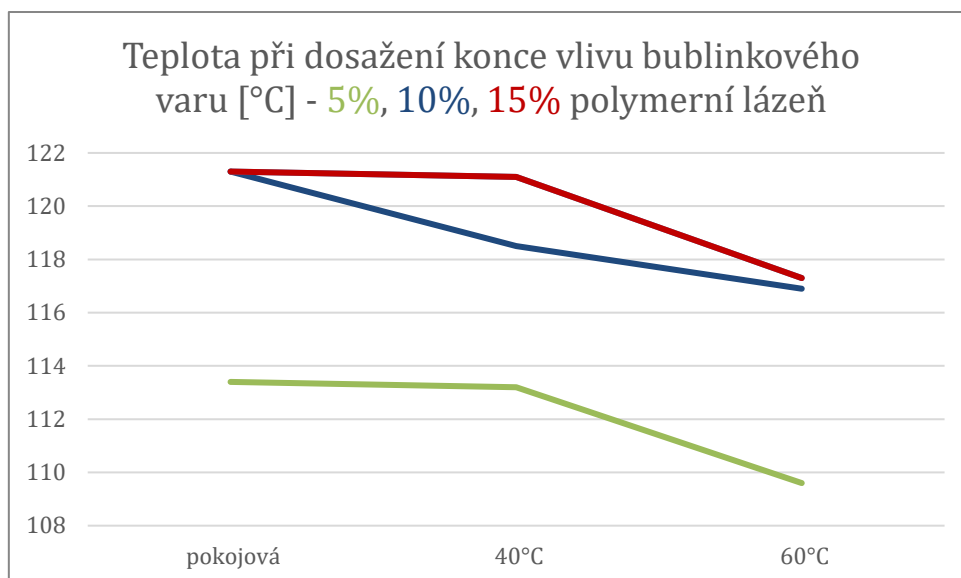
Obr.91 – Změna nejvyšší rychlosti ochlazování v závislosti na teplotě média na počátku měření



Obr.92 – Změna času dosažení nejvyšší rychlosti ochlazování v závislosti na teplotě média na počátku měření



Obr.93 – Změna doby do konce vlivu bublinkového varu v závislosti na teplotě média na počátku měření



Obr.94 – Změna teploty média při dosažení konce vlivu bublinkového varu v závislosti na teplotě média na počátku měření

Závěr

Díky významnosti tepelného zpracování ve strojním průmyslu je zde neustálá snaha lépe porozumět procesům, které mají vliv na výsledné vlastnosti tepelně zpracovaných dílů. Tato práce se zabývá oblastí povrchových jevů vznikajících na povrchu kalených součástí a jejich vlivem na výsledné mechanické vlastnosti.

Z kalení zkušebních vzorků v různých médiích při různých teplotách bylo zjištěno, že vzorky kalené ve vodě a 5% polymerní lázni dosahují nejvyšší tvrdosti při teplotě kalícího média 40°C. Naopak vzorky kalené v 10% a 15% polymerní lázni dosahují nejvyšší tvrdosti při pokojové teplotě. Všechny vzorky kalené v médiích o 60°C dosahují nejmenší tvrdosti, zvláště pak vzorky kalené v 5% a 10% polymerní lázni, které vykazují výrazně menší tvrdost oproti ostatním a to po celém průřezu vzorku.

Z ochlazovacích křivek bylo zjištěno, že se stoupající teplotou všech měřených kalících médií klesá maximální rychlost ochlazování daného kalícího média. Nejvyšších hodnot dosahuje 5% polymerní lázeň, nejnižších 15% polymerní lázeň. Dále se stoupající teplotou kalících médií roste také doba do dosažení nejvyšší rychlosti ochlazování. Nejkratší dobu do dosažení nejvyšší rychlosti ochlazování při všech měřených teplotách dosahuje 5% polymerní lázeň. Nejdélší poté 15% polymerní lázeň při pokojové teplotě a 10% polymerní lázeň při 40°C a 60°C. Se stoupající teplotou kalících médií rostla také doba do konce vlivu bublinkového varu na odvod tepla ze součásti. Všechny média vykazují menší rozdíl v době do konce vlivu bublinkového varu mezi pokojovou teplotou a teplotou 40°C než mezi teplotou 40°C a 60°C. Toto bylo způsobeno vytvořením stabilní filmové vrstvy na povrchu sondy při teplotě 60°C, která se u médií při pokojové teplotě nevyskytovala. Při teplotě 40°C se krátkodobě vytvořila v 10% a 15% polymerní lázni. Dále také se stoupající teplotou média klesá teplota, při které bublinkový var přestává mít vliv na odvod tepla ze součásti.

Poznatky získané při záznamu povrchových jevů pomocí vysokorychlostní kamery se oproti datům z ochlazovacích křivek získaných použitím quench testu liší. Nicméně jejich výsledky spolu korelují z hlediska vlivu teploty kalícího média na výsledných vlastnostech kalené součásti. Pro přesnější data by bylo nutné zajistit stejné rozměry a stejnou povrchovou úpravu zkušebních vzorků jakou má testovací sonda quench testu a zajistit stejnou rychlost ponořování při každém pokusu.

Cíle práce tak byly splněny a získané výsledky mohou najít uplatnění při optimalizaci kalícího procesu ve vypořádaných kalících médiích.

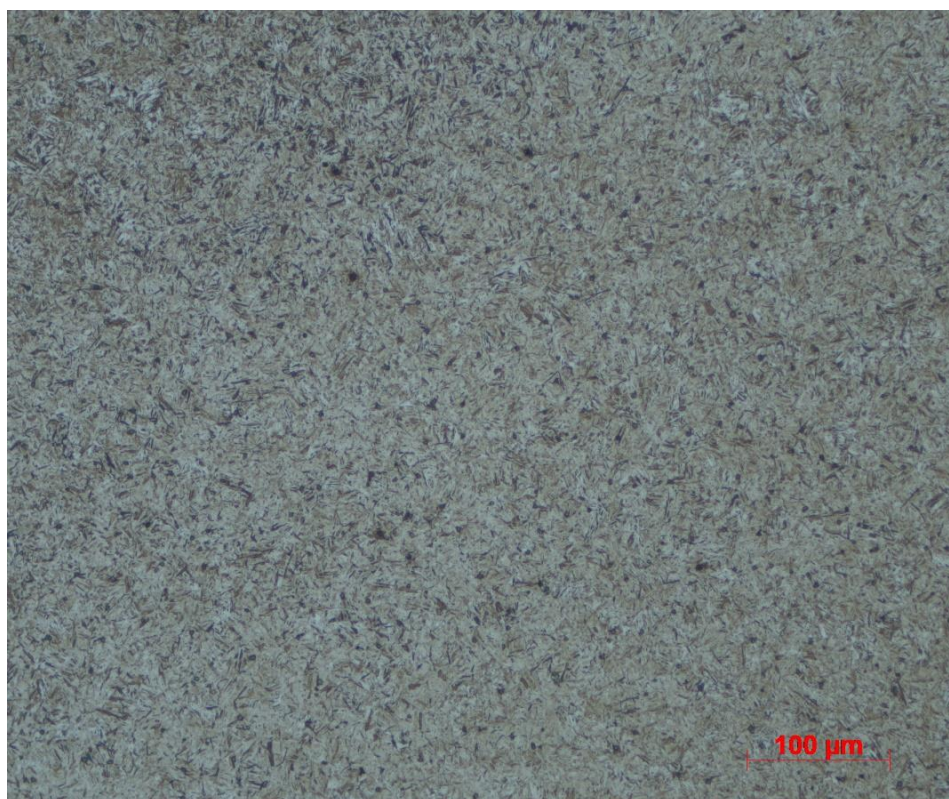
Seznam použité literatury

- [1] HOMÉROS. *Odyseeia*. překlad Otmar Vaňorný, vydání 2018
- [2] DRACHMANN A. G. *De navngivne sværd i saga, sagn og folkeviser. Gad, København*. 1967
- [3] MASSALSKI. *Preparation de Lacier Damasse en Perse*. Annuaire du Journal des mines de Russie. 1841
- [4] PRÉTEXTAT-LECOMTE. *Les Arts et Métiers de la Turquie et de Lorient*. Paris: Société Déditions Scientifiques, 1902
- [5][8][9][10][11] MACEK, Karel a kolektiv. *Tepelné zpracování kovových materiálů*. ČVUT v Praze. fakulta strojní
- [6] Inovace oboru mechatronik pro Zlínský kraj, r.č. CZ 1.07/1.1.08/03.0009
- [7][24] VĚCHET, Stanislav a NĚMEC, Karel. *Tepelné zpracování ocelí*
- [12] DAHMEN, U. *Phase transformations, crystallography aspects*. 1986
- [13][14] SMALLMAN, R. E. a kolektiv. *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering, Sixth Edition*
- [15][16] PTÁČEK, L. a kolektiv. *Nauka o materiálu I*, 2003. ISBN 80-7204-283-1.
- [17][18] MAKI, T. *Morphology and substructure of martensite in steels*, Kyoto University, Japan
- [19] <https://www.goelsteel.com/heat-treatment-of-steel/>
- [20][21] SZYMAŃSKI, Michał. *Szyny o mikrostrukturze bainitycznej*, Railway Research Institute, 2022
- [22] www.giessereilexikon.com/en/foundry-lexicon/Encyclopedia/show/bainite-3659/?cHash=a931c287a58202fb922d4e6f88bf0fd4
- [23][25] ABBAS, Saeed Hakeem. *Tempering in Engineering Steels*, The University of Leeds, 2001
- [26] GRYGIER, D. a kolektiv. *Microstructure evaluations in pearlitic steels wires resulting from modification of the interoperation annealing process*, 2014
- [27] www.chegg.com/homework-help/questions-and-answers/iii-wish-produce-1050-steel-tensile-strength-least-175-000-psi-reduction-area-least-50-see-q59890907#question-transcript
- [28][33] KORECKÝ, J. *Kalení ocelí*, 1951
- [29] DRAPER, M. a S. ANKEM. *Mechanisms of temper embrittlement and recovery in cast HY-80 high-strength low-alloy steel*. Journal of Materials Science
- [30] www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&NM=102
- [31] ŽÁČEK, Jaroslav. *Tepelné zpracování kovů, žhánání, druhy a postupy, kalení, popouštění*
- [32] Podklady pro výuku předmětu Nauka o materiálu
- [34] <https://www.itsbrno.cz/produkty/vakuove-pece>
- [35] www.pyrometrcz.cz/reseni/prumyslovy-material/ocel-kovy/konecna-uprava/procesy-indukcniho-kaleni
- [36] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*, 2002. ISBN 80-7204-248-3.

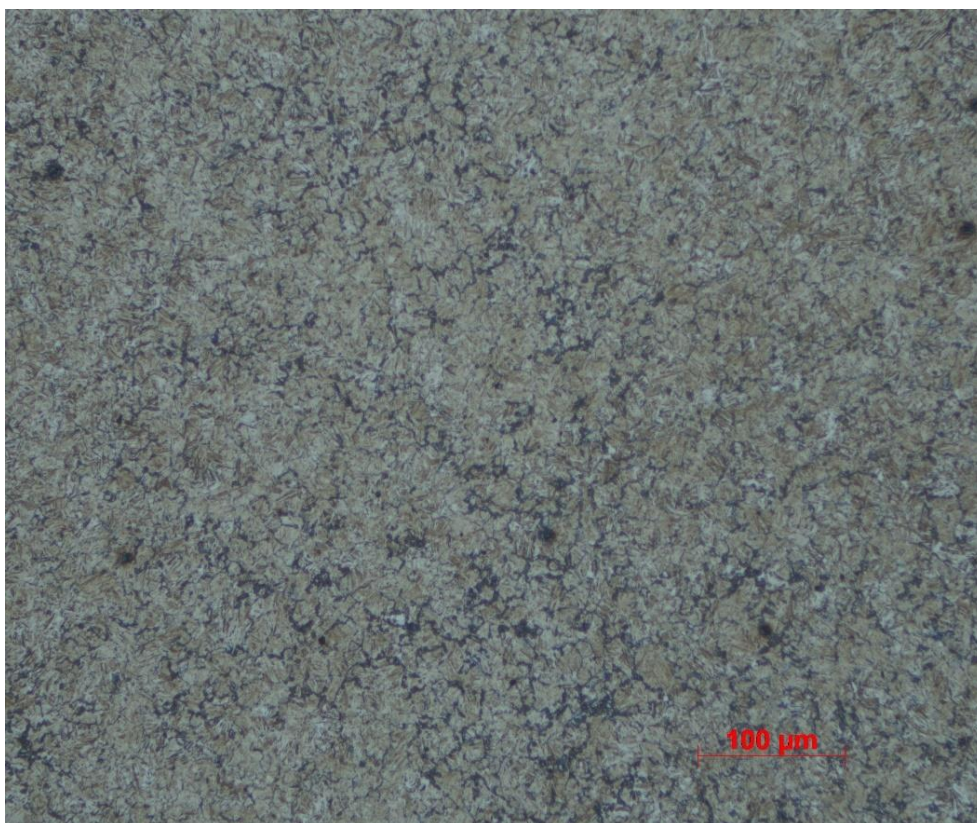
- [37] HLUCHÝ, Miroslav a kolektiv. *Strojírenská technologie 1. 2. díl, Metalografie a tepelné zpracování*, 2002. ISBN 80-7183-265-0.
- [38] KUYUCAK, S. a kolektiv. *Quench time measurement as a process control tool, part I*. 2005
- [39] BAUER, R. *Heat Met. Treat.* 1985
- [40] KADANIK, M. a kolektiv. *Experimental Determination of Heat Transfer using a Polymer Solution Shower during Induction Hardening*. 2021
- [41] GROSSMAN, M. A. *Elements of Hardenability*. ASM. Cleveland. OH. 1952
- [42] ATUL, Soni a kolektiv. *Experimental investigation of heat transfer characteristics of polyethylene glycol (PEG) based quench media for industrial heat treatment*, 2023
- [43][44] WACKAW, Luty. *Cooling Media and Their Properties*. Taylor and Francis Group LLC. 2010
- [45] PITRASZ, L. W. *Zakajocznyje sriedy*. Moskwa. Maszgiz. 1959
- [46] ASM. *Metals Handbook*. Metals Park. OH. 1969
- [47][48][50] MAYINGER, F. *Thermo- and Fluid-Dynamic Principles od Heat Transfer during Cooling*. Taylor and Francis Group. LLC. 2010
- [49] HEIN, D. *Modellvorstellungen zum Wiederbenetzen durch Fluten*. Universitat Hannover. Hannover. Germany. 1980
- [51] KUNZEL, T. *Einfl us der Wiederbenetzung auf die allotrope Modifi kationsanderung tauchgekühlter Metallkörper*. Technical University of Munich. Munich. Germany. 1986
- [52][53][54][55][56][57][61][62] TENSI, H. M. *Wetting Kinematics*. Taylor and Francis Group. LLC, 2010
- [58][59][60] TENSI, H. M. *Wetting kinematic and influence on metallurgical structures*. Deutsche Forschungsgemeinschaft. FRG-Bonn. 1989
- [63][64][65] JESCHAR, R. a kolektiv. *Heat Transfer during Cooling of Heated Metals with Vaporizable Liquids*. 2010
- [66][67] ISO 9950:1995 (E). *Industrial quenching oils – Determination of cooling characteristics – nickel-alloy probe test method*.
- [68] www.spektravision.cz/produkty/vysokorychlostni-kamery/vysokorychlostni-kamery-fastec-imaging/fastec-ts5/
- [69] www.w-technika.cz/vysokorychlostni-kamera-phantom-veo-640-rychlobezna-kamera.html
- [70] www.tvfreak.cz/vysokorychlostni-kamera-v-akci/3762
- [71] [72][73][74] HAVLE, Otto. *Strojové vidění IV: Osvětlovače*. 2010
- [75] JECH, Jaroslav. *Tepelné zpracování oceli*. SNTL. 1983
- [76] DOLEŽAL, Pavel. *Hodnocení mikrotvrdosti struktur materiálů*, Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství

PŘÍLOHA č. 1

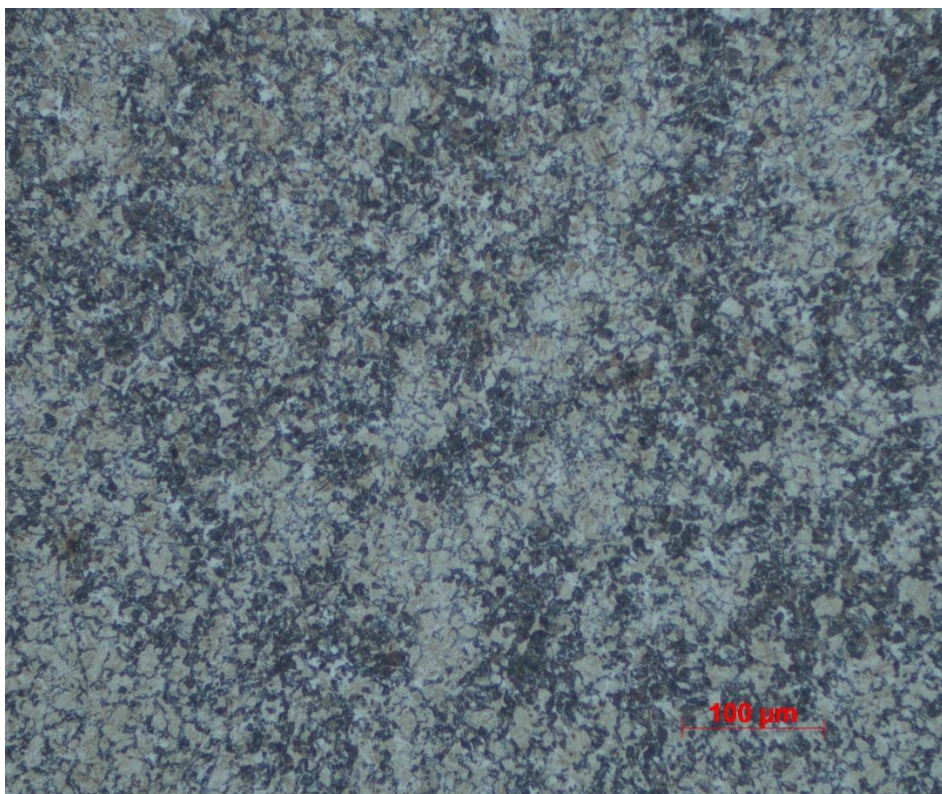
Mikrostruktura vzorků kalených při pokojové teplotě



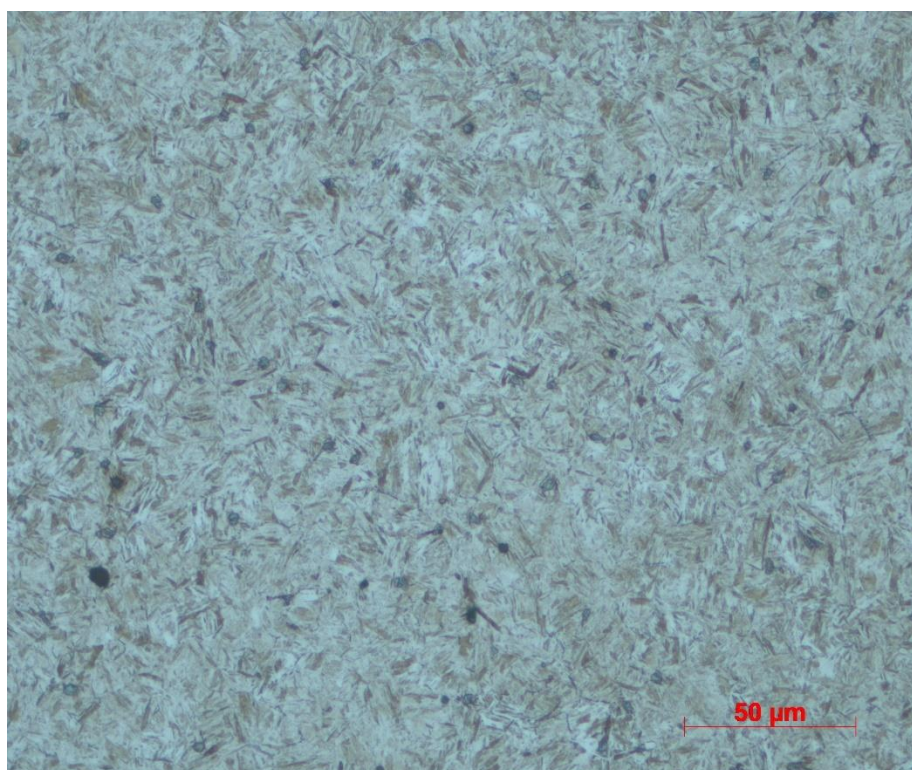
Obr.I – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při pokojové teplotě zvětšená 200x – oblast
1



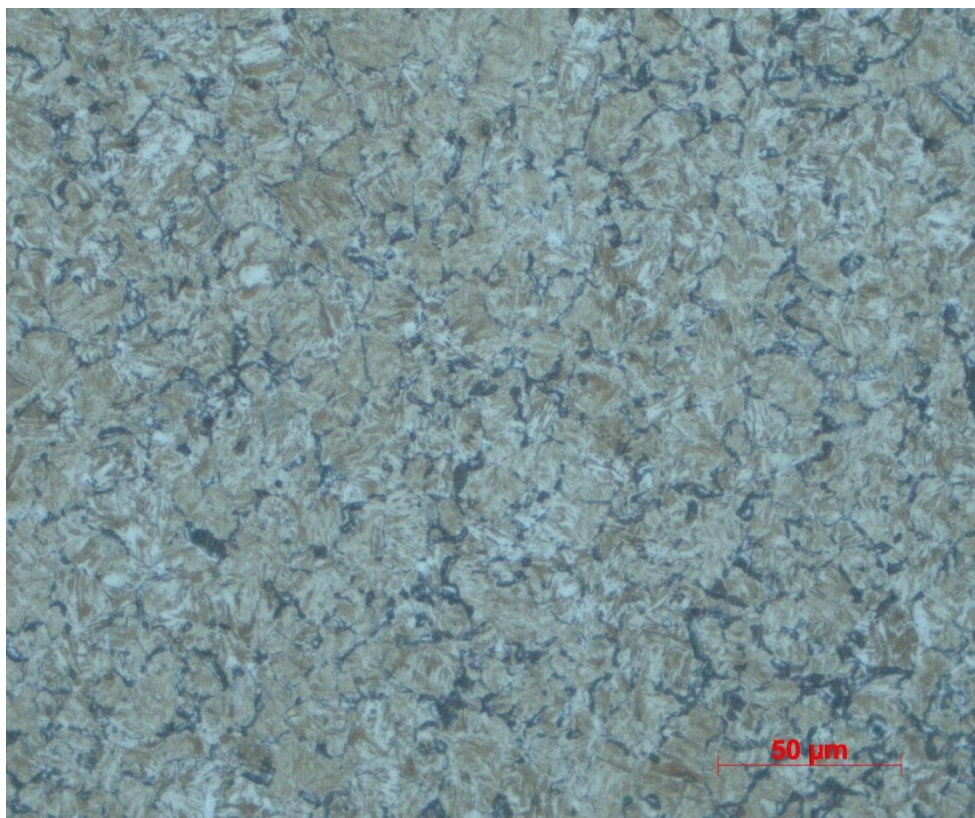
Obr.II – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při pokojové teplotě zvětšená 200x – oblast
2
2



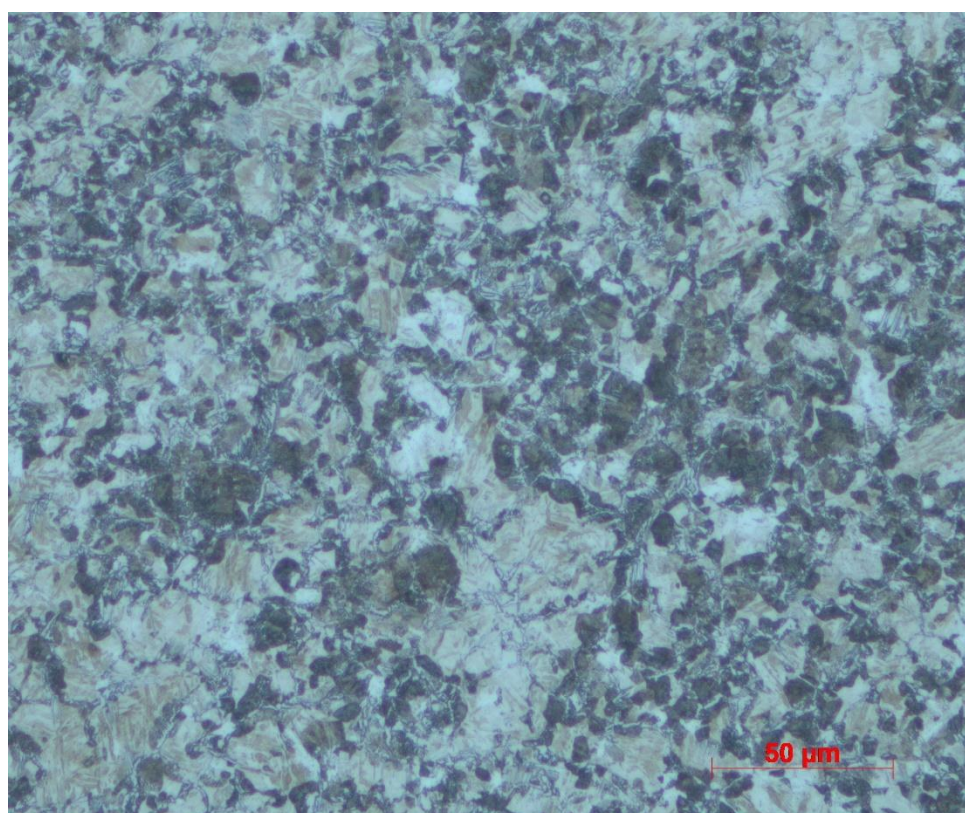
Obr.III – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při pokojové teplotě zvětšená 200x – oblast 3



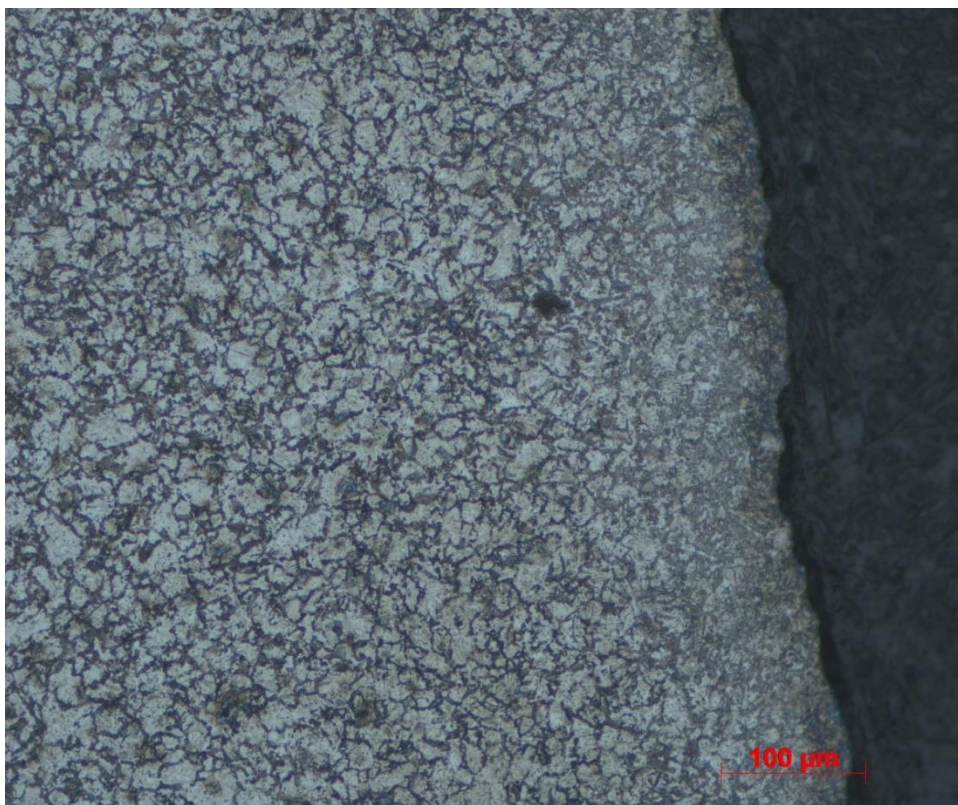
Obr.IV – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při pokojové teplotě zvětšená 500x – oblast 1



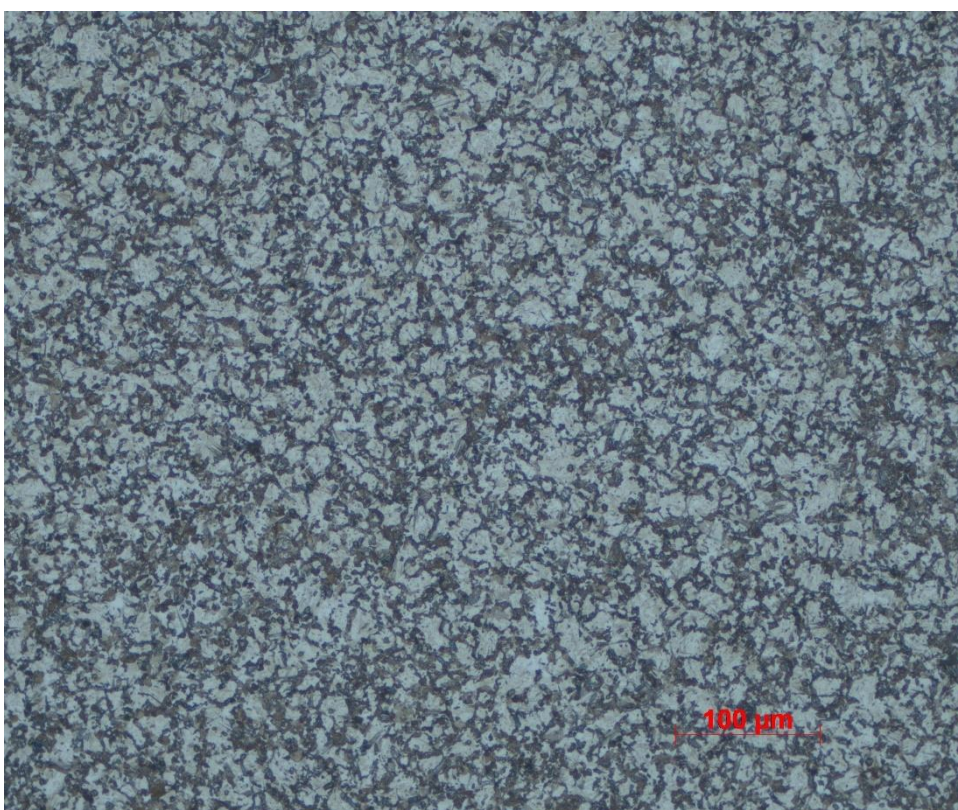
Obr.V – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při pokojové teplotě zvětšená 500x – oblast 2



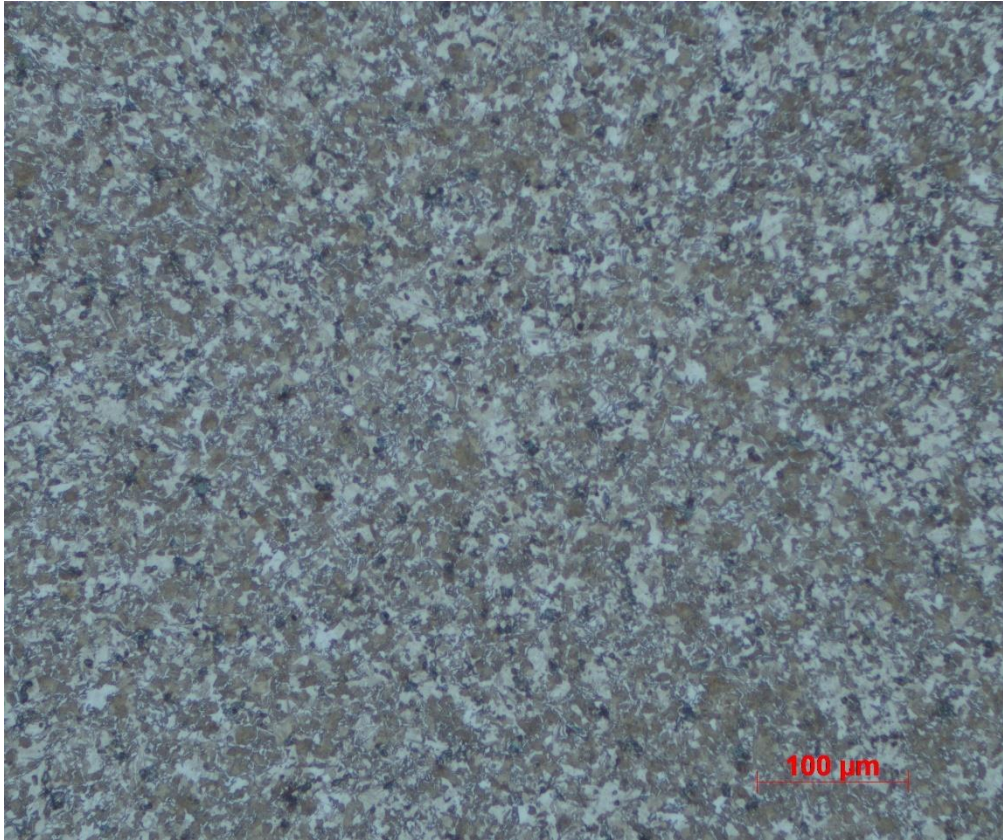
Obr.VI – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při pokojové teplotě zvětšená 500x – oblast 3



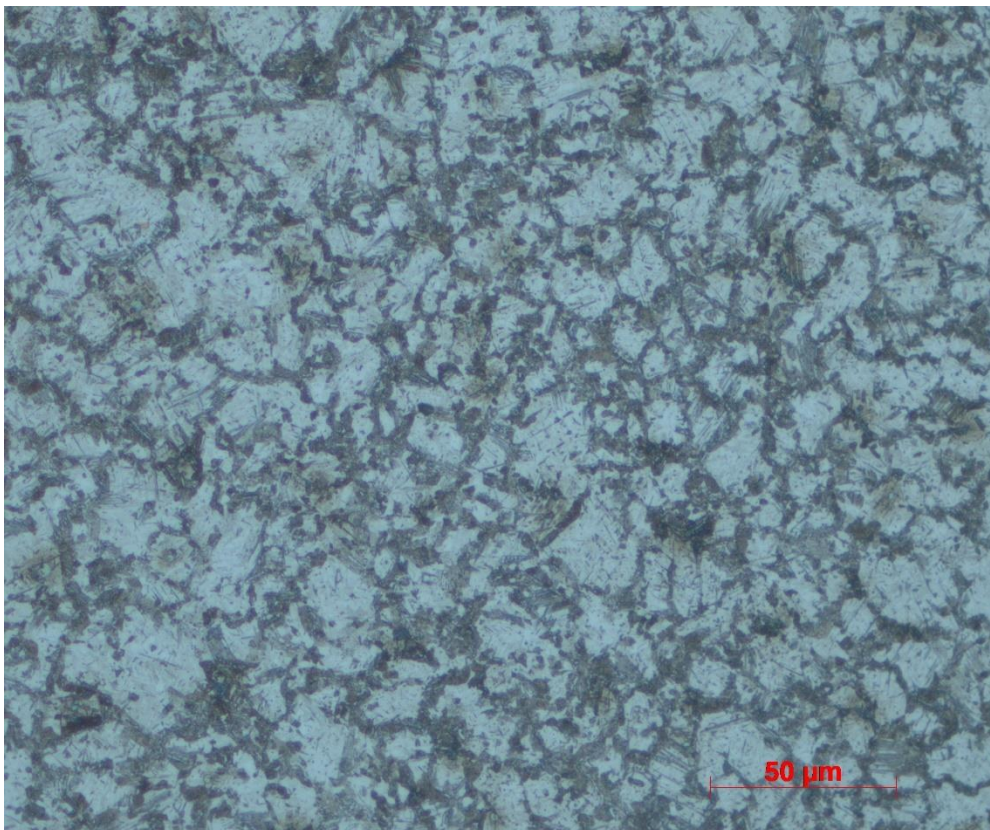
Obr.VII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 200x – oblast 1



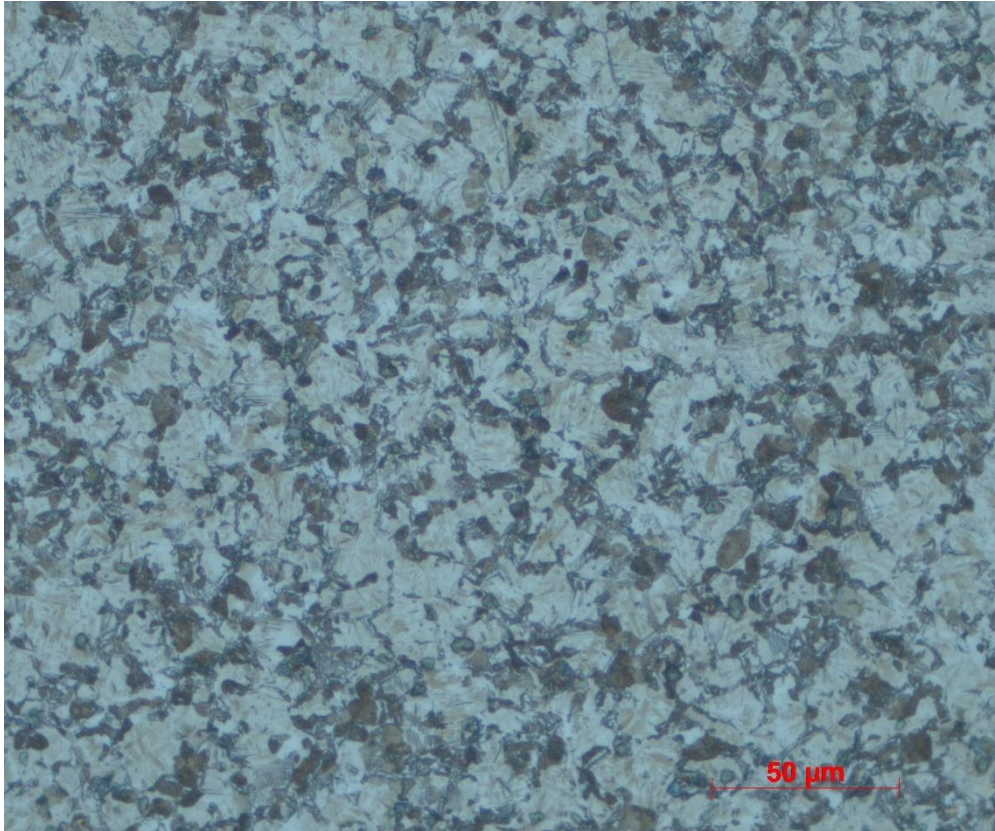
Obr.VIII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 200x – oblast 2



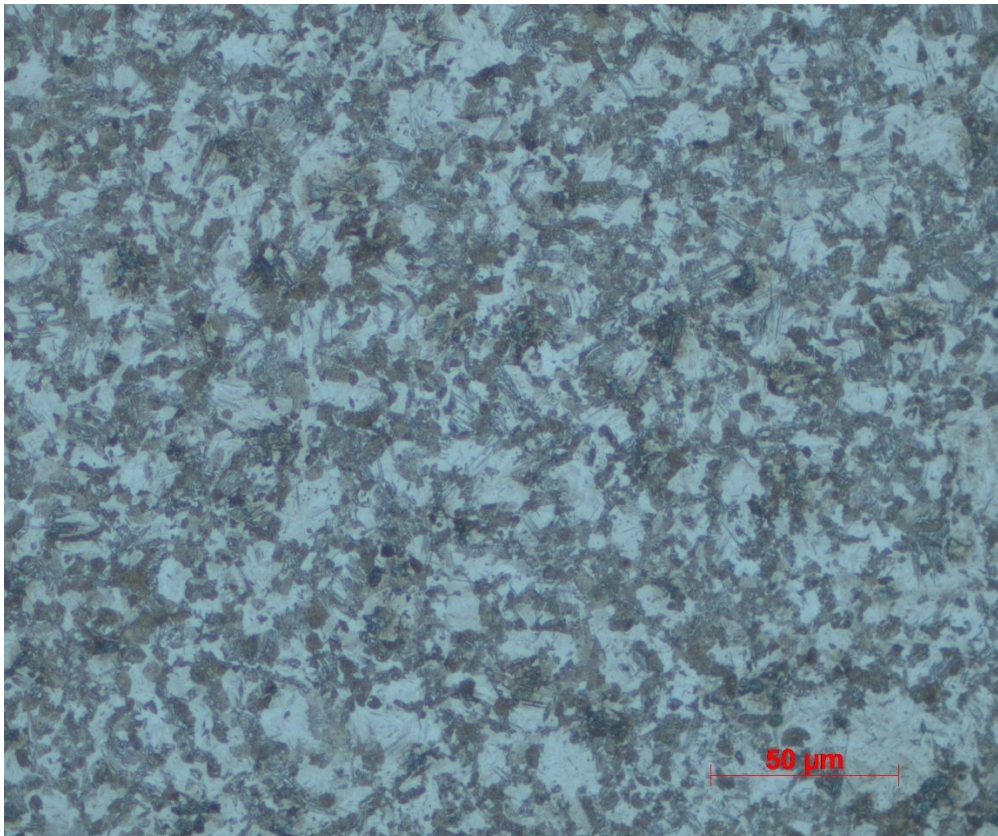
Obr.IX – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 200x – oblast 3



Obr.X – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 500x – oblast 1



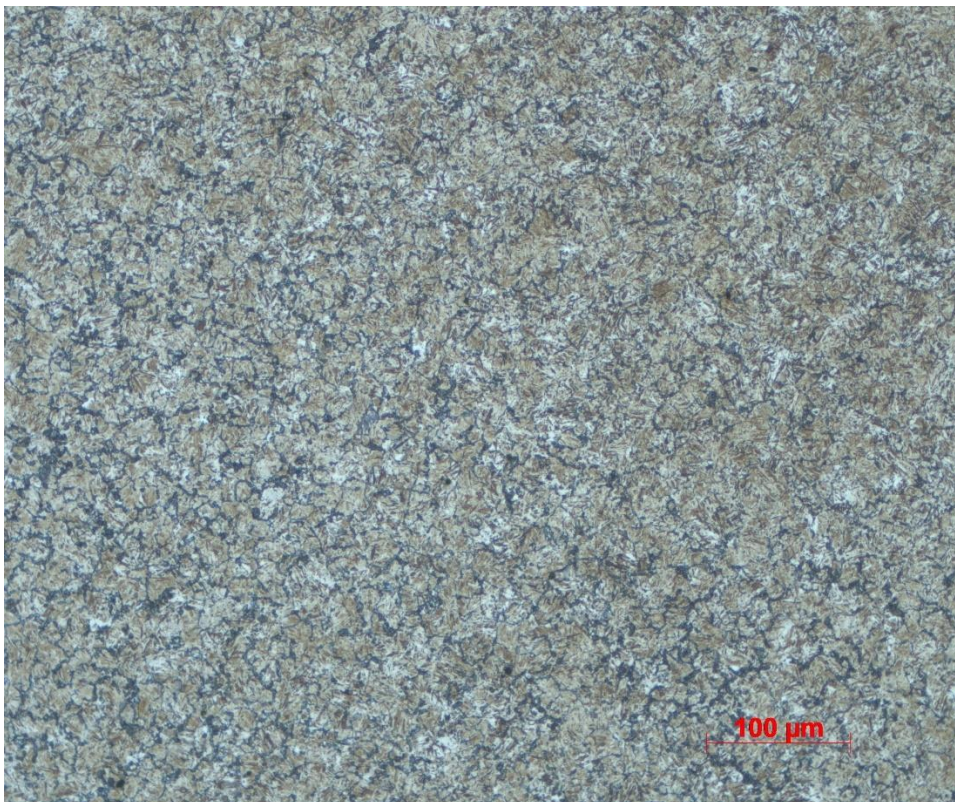
Obr.XI – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 500x – oblast 2



Obr.XII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 500x – oblast 3



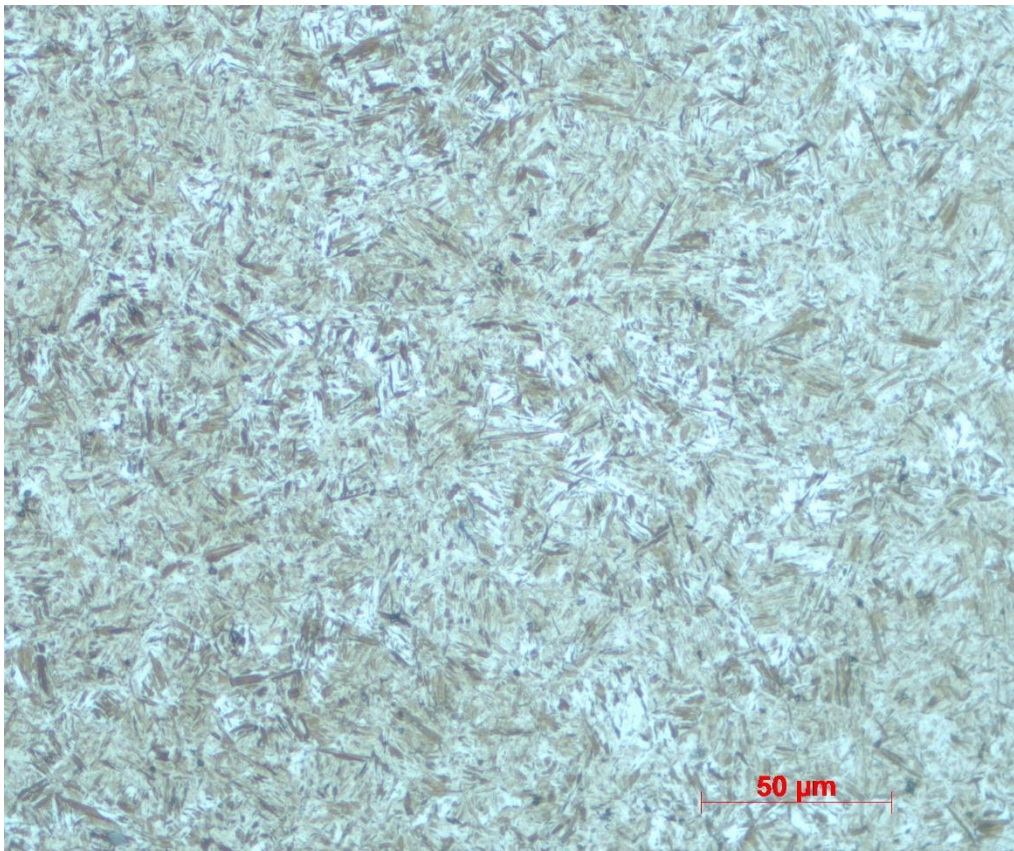
Obr.XIII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 200x – oblast 1



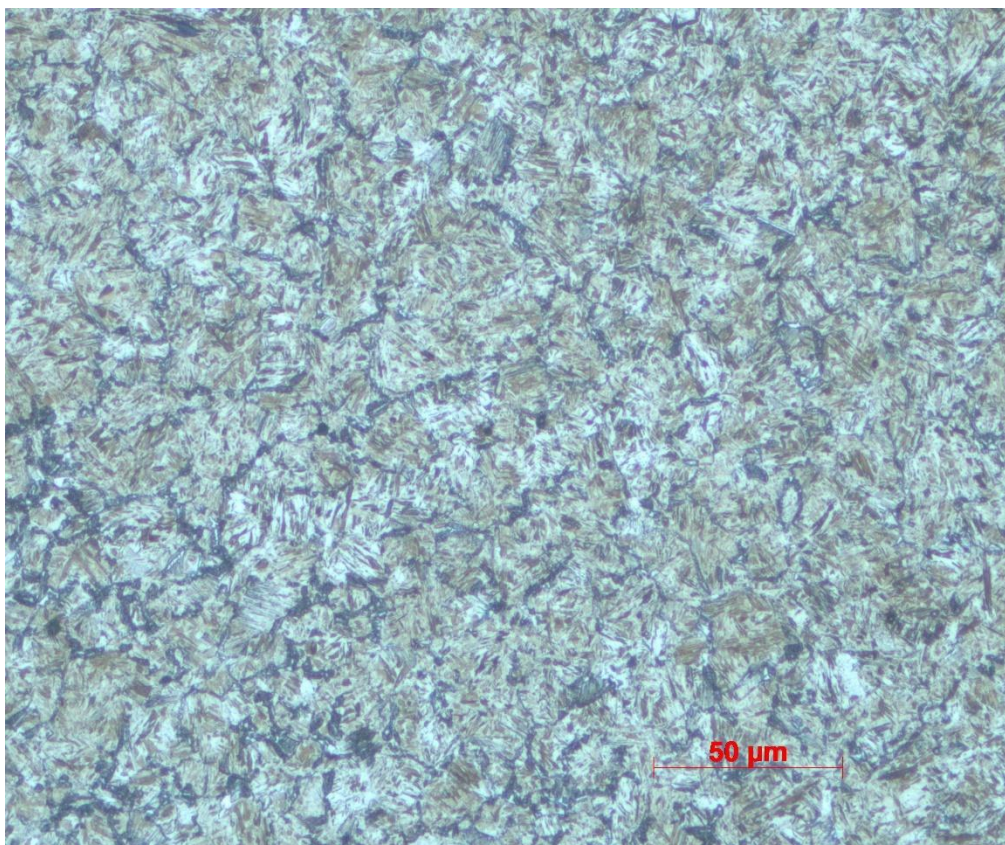
Obr.XIV – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 200x – oblast 2



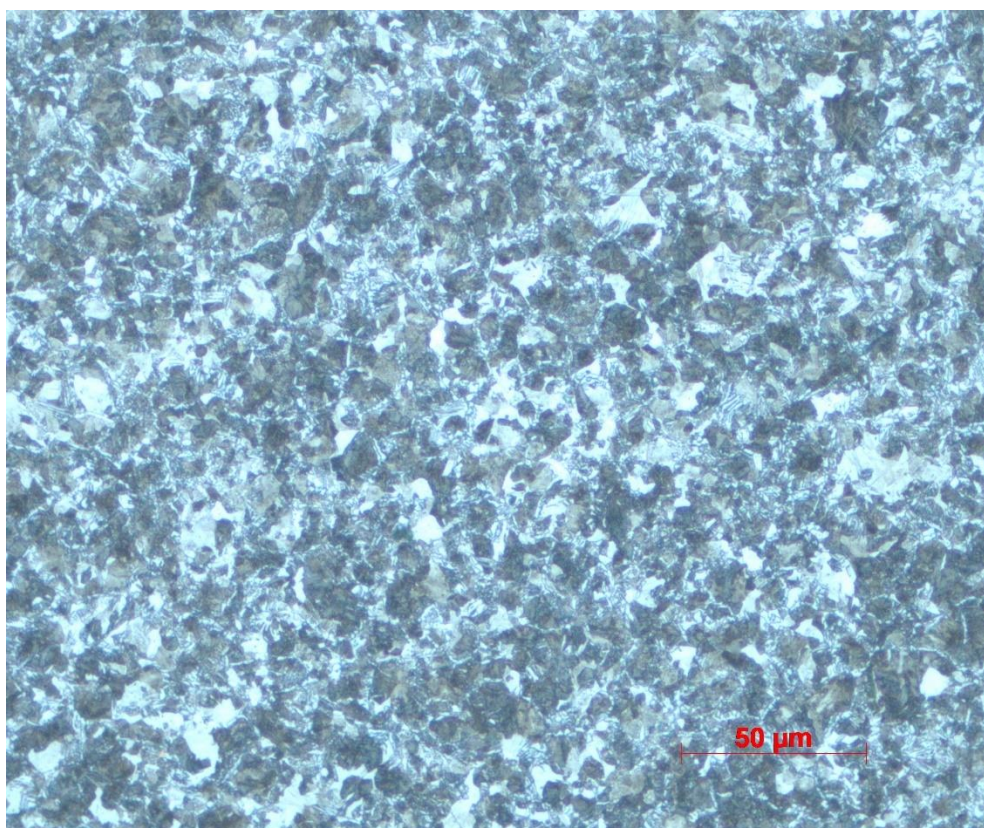
Obr.XV – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 200x – oblast 3



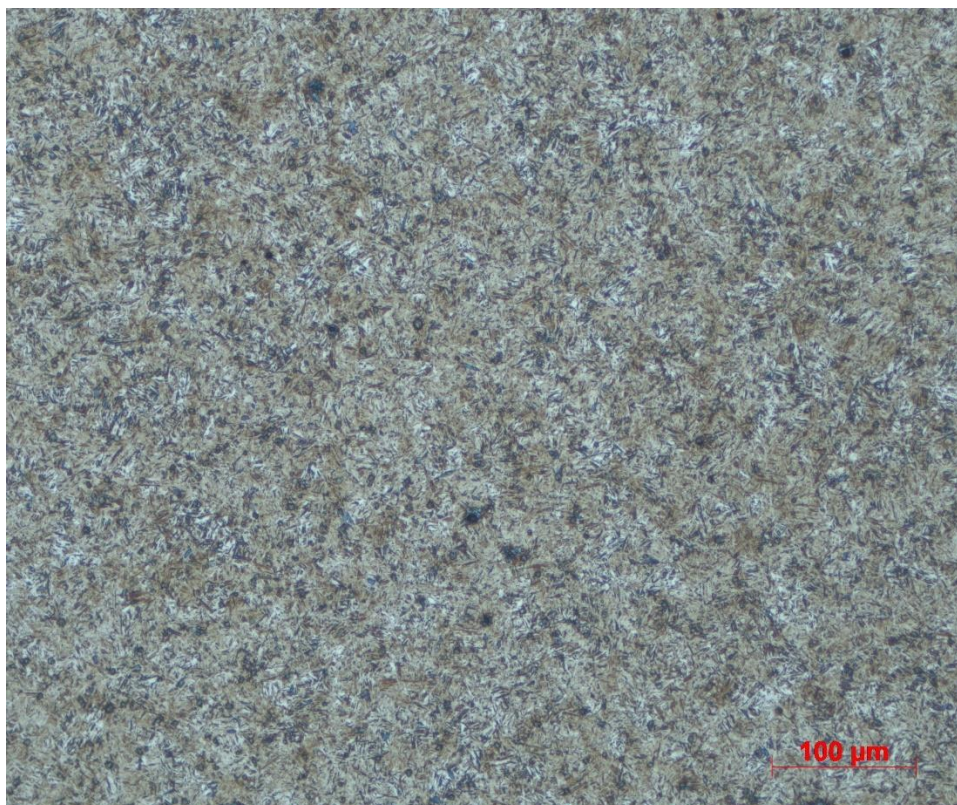
Obr.XVI – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 500x – oblast 1



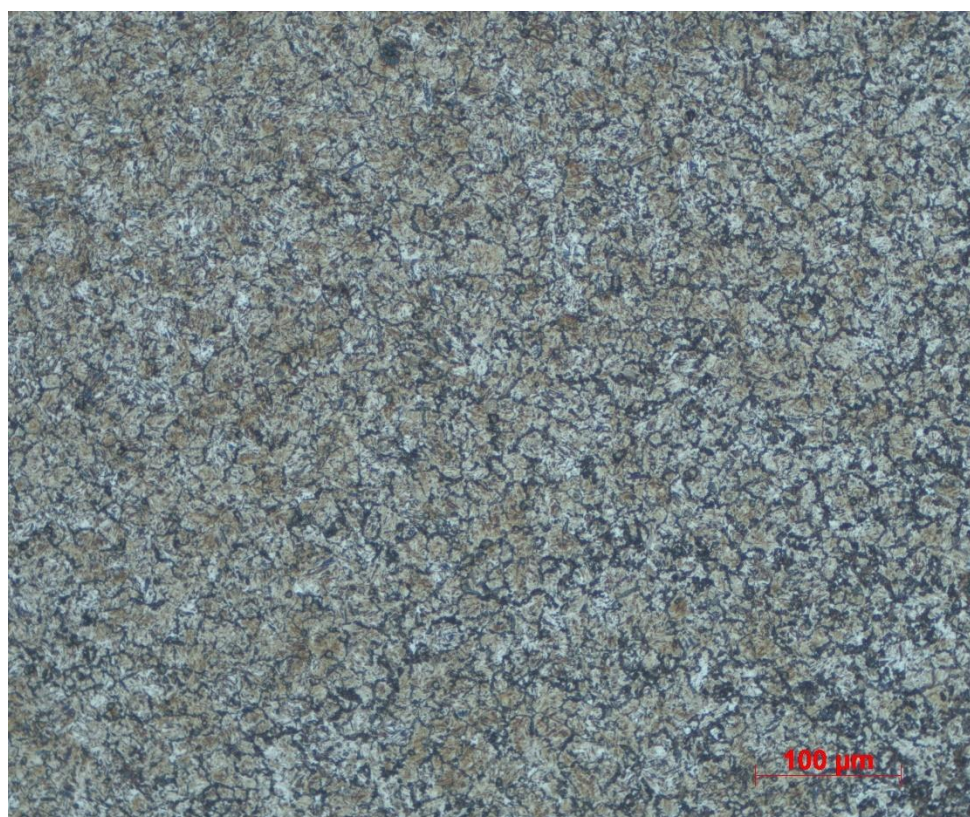
Obr.XVII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 500x – oblast 2



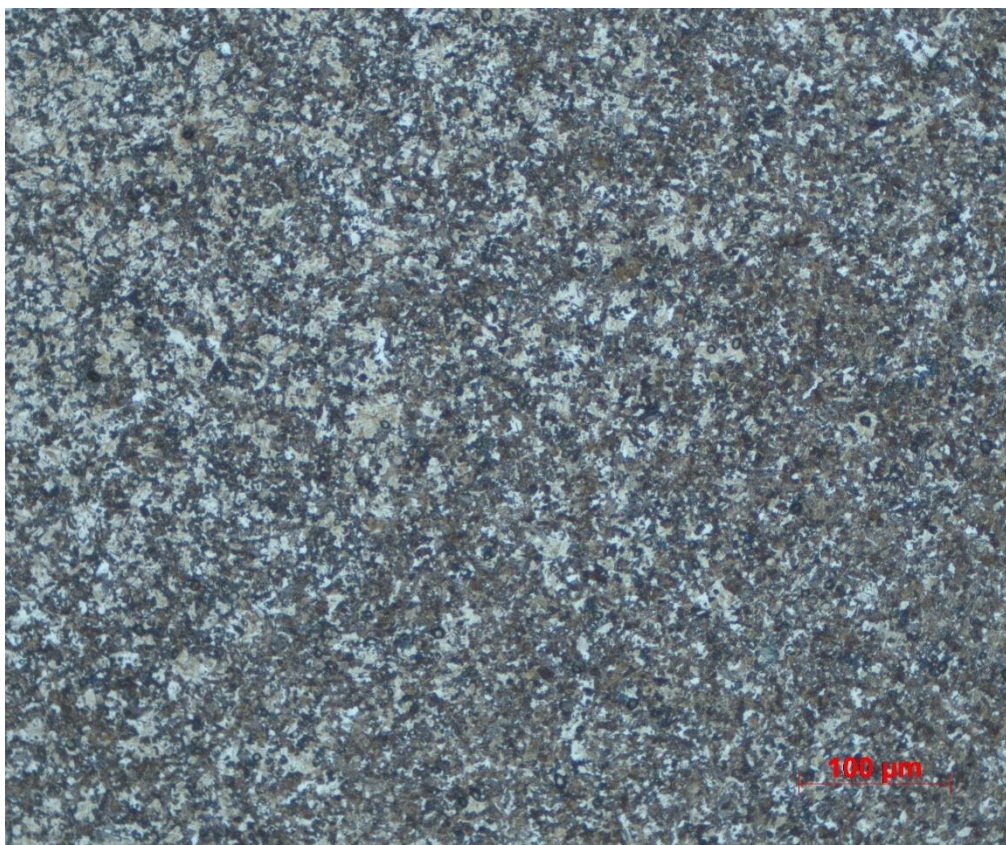
Obr.XVIII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 500x – oblast 3



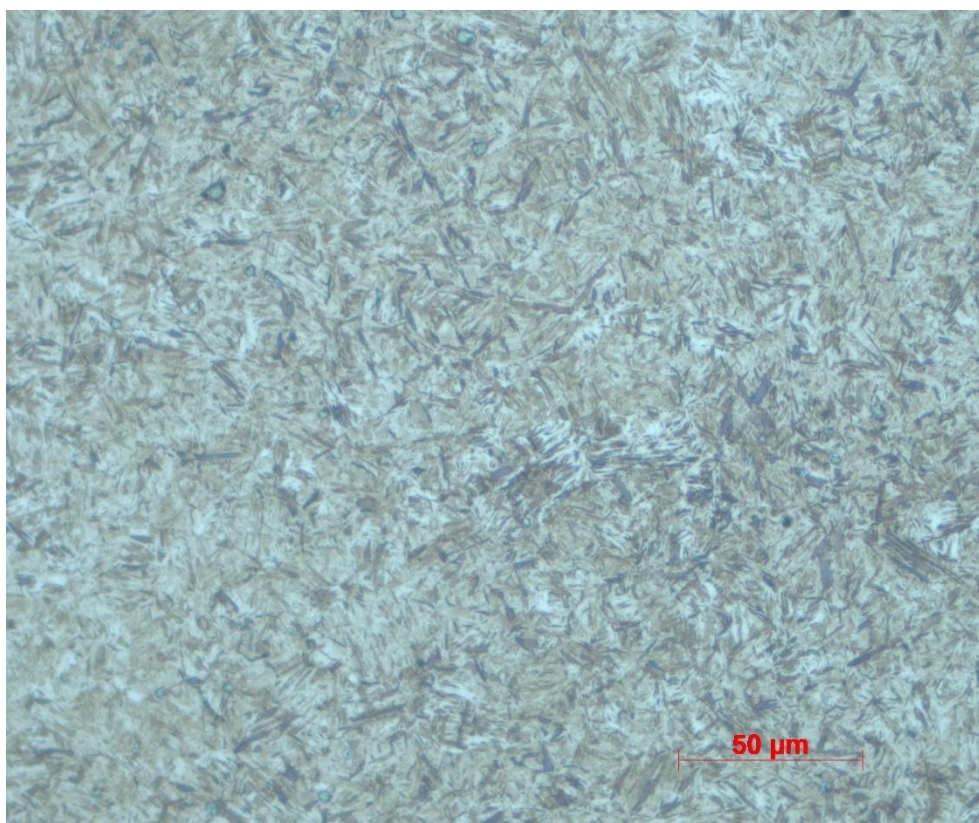
Obr.XIX – Mikrostruktura vzorku kaleného v 15% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 200x – oblast 1



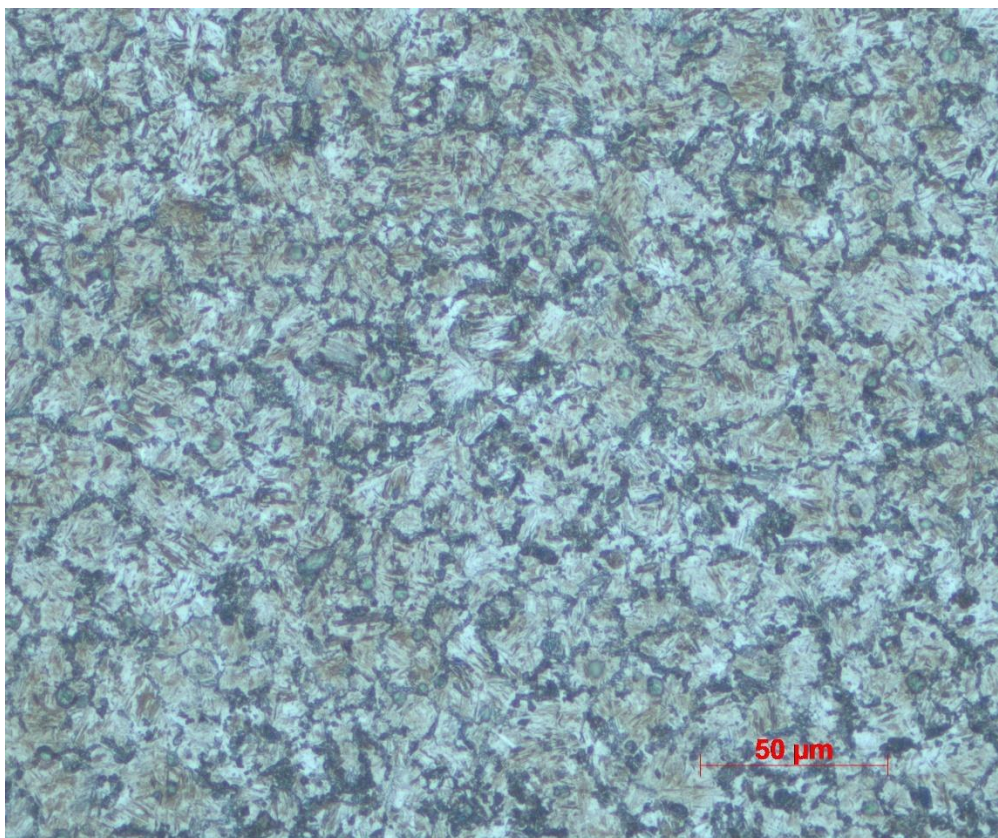
Obr.XX – Mikrostruktura vzorku kaleného v 15% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 200x – oblast 2



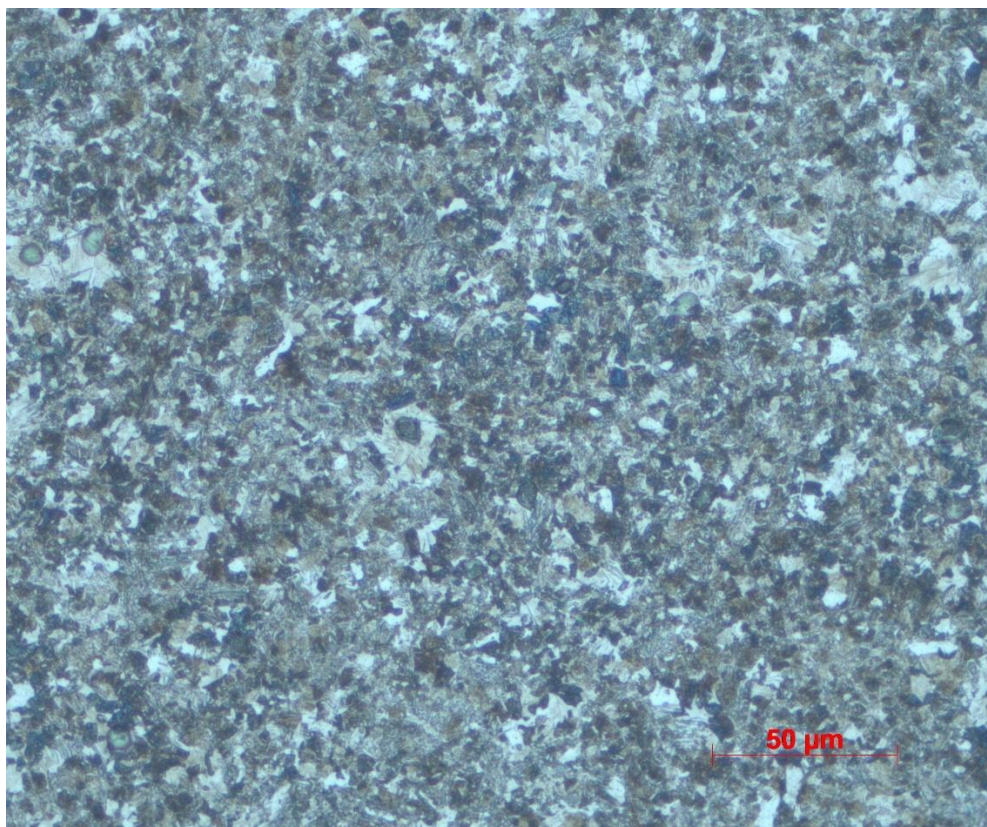
Obr.XXI – Mikrostruktura vzorku kaleného v 15% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 200x – oblast 3



Obr.XXII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 15% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 500x – oblast 1



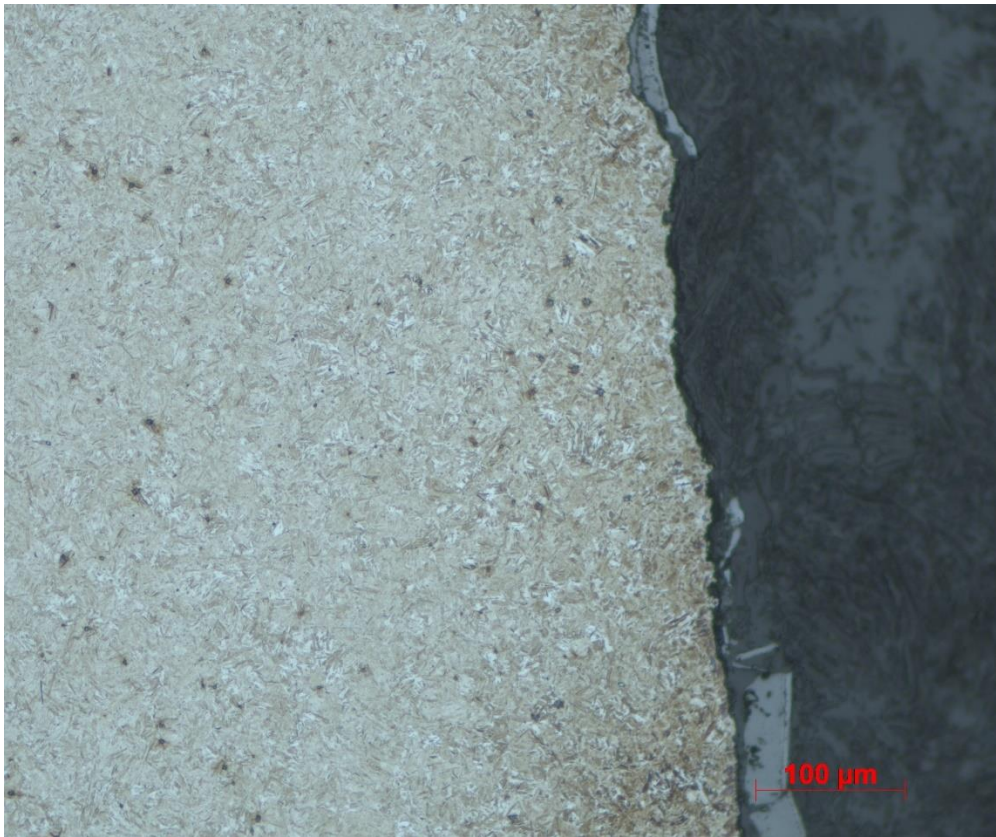
Obr.XXIII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 15% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 500x – oblast 2



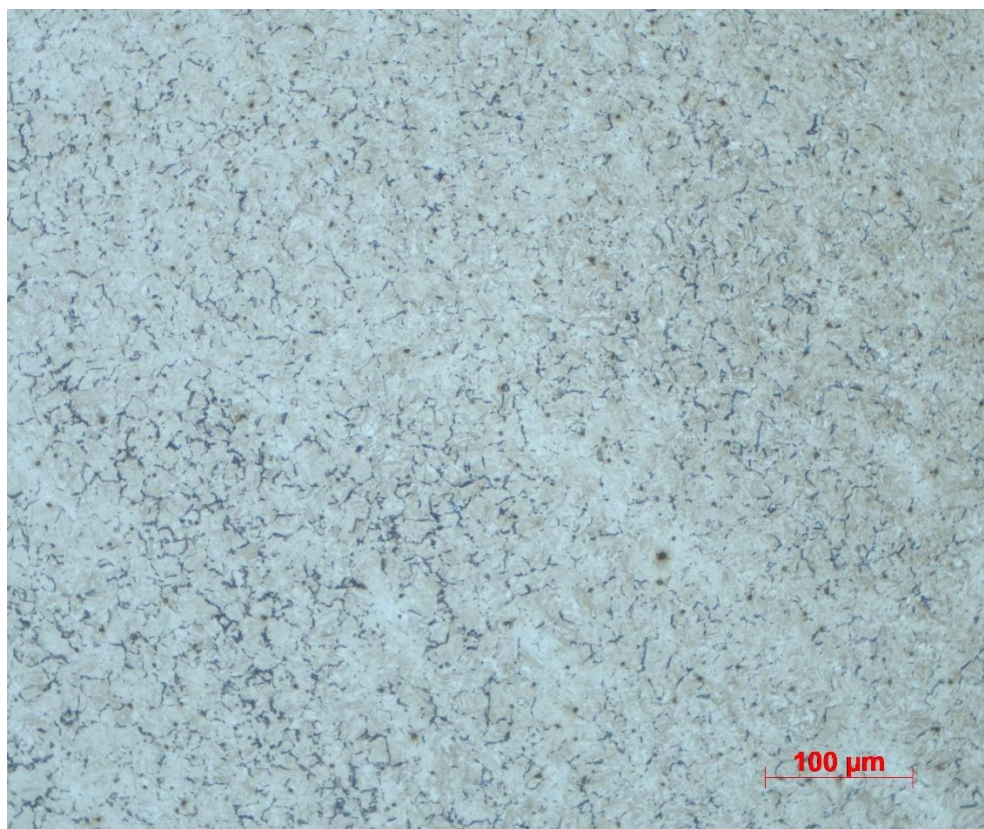
Obr.XXIV – Mikrostruktura vzorku kaleného v 15% polymerním roztoku při pokojové teplotě zvětšená 500x – oblast 3

PŘÍLOHA č. 2

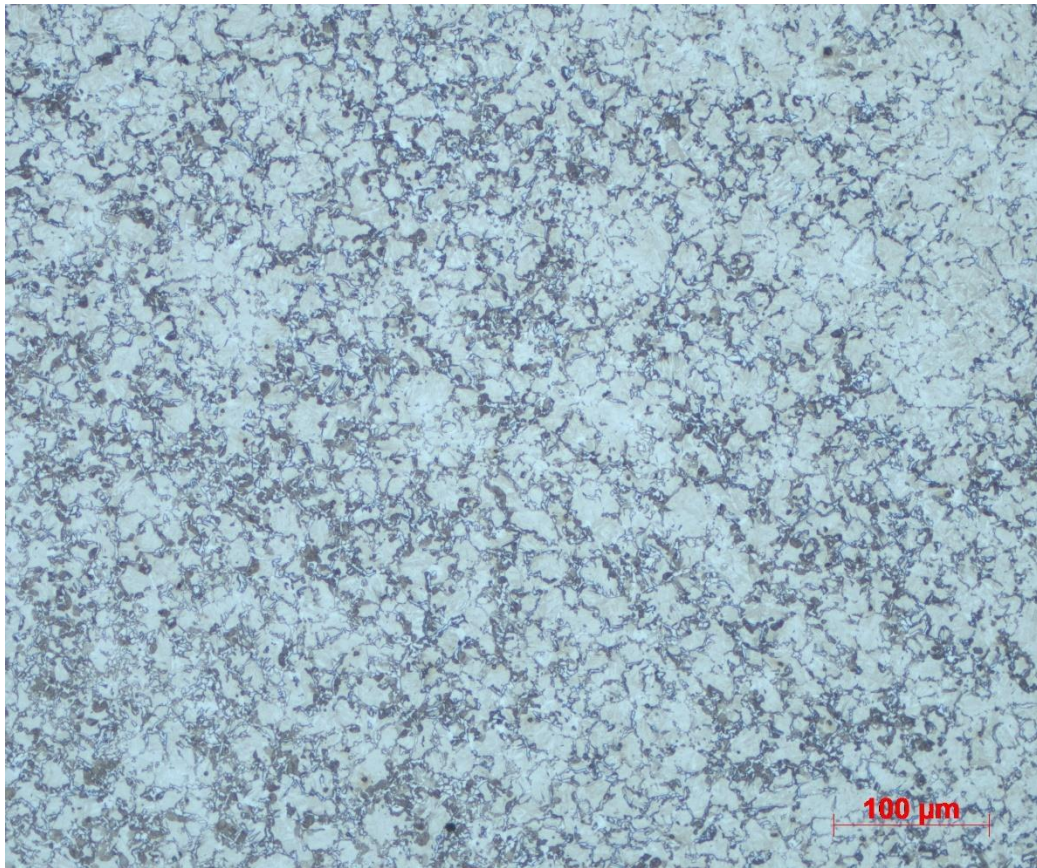
Mikrostruktura vzorků kalených při 40°C



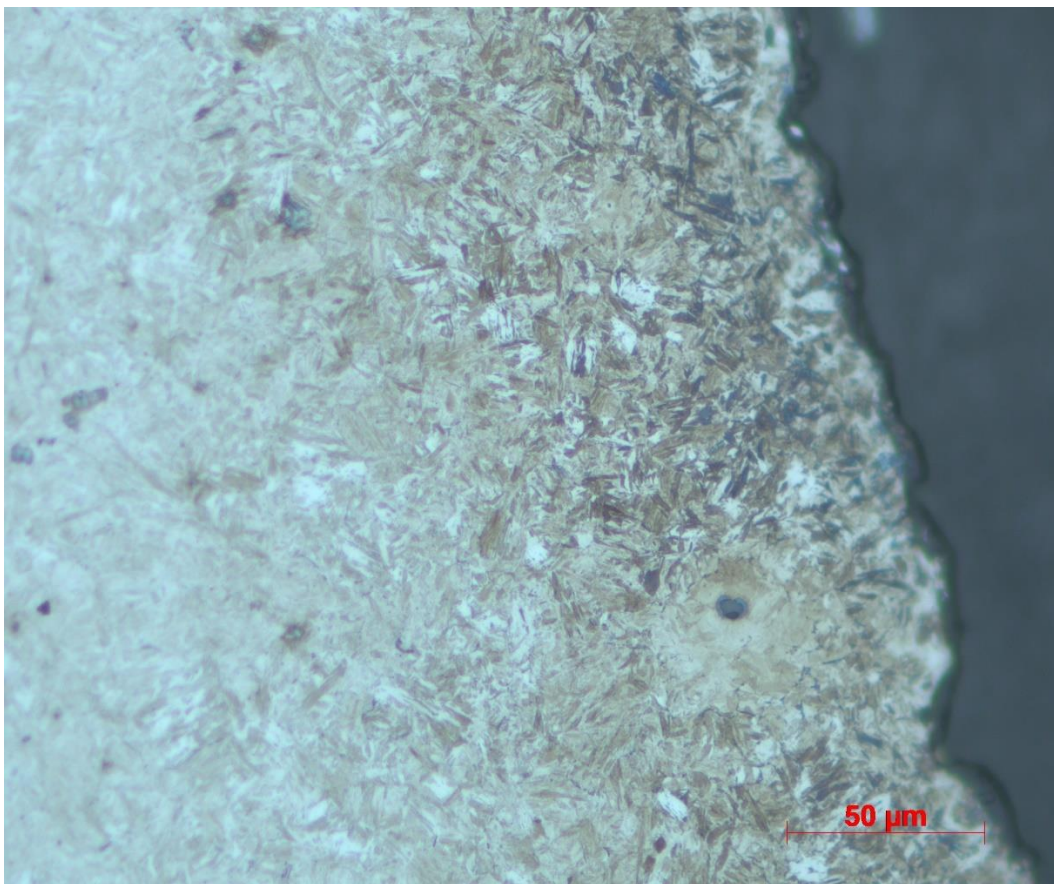
Obr.XXV – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při 40°C 200x – oblast 1



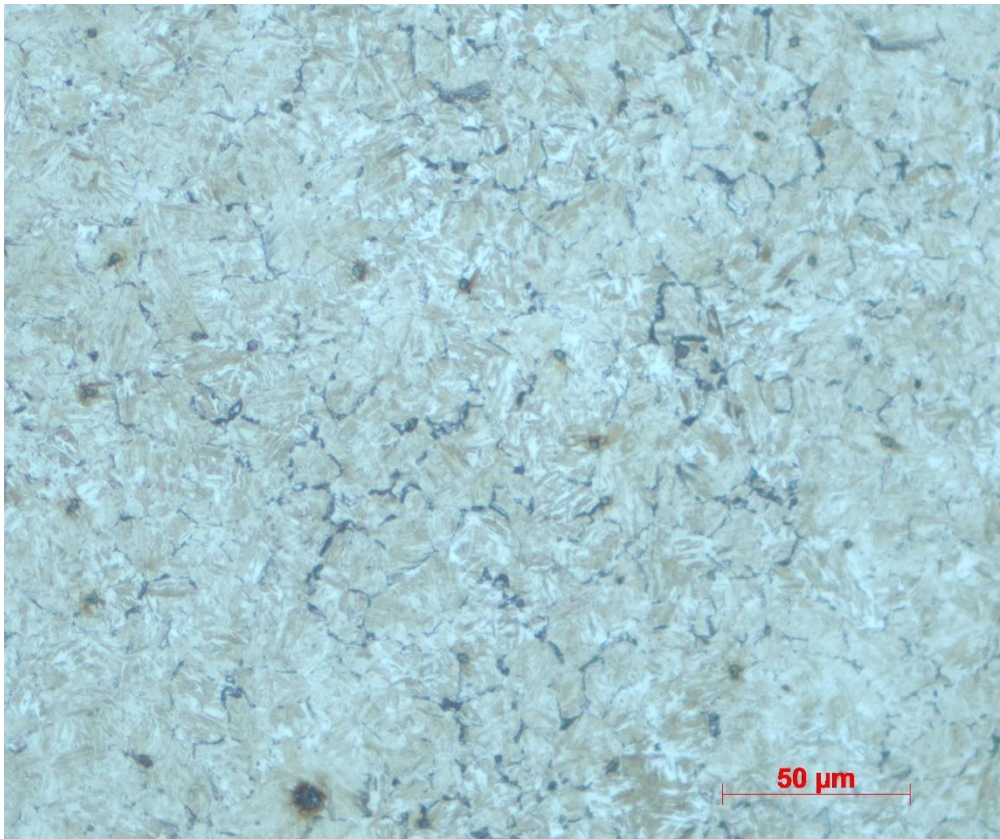
Obr.XXVI – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při 40°C 200x – oblast 2



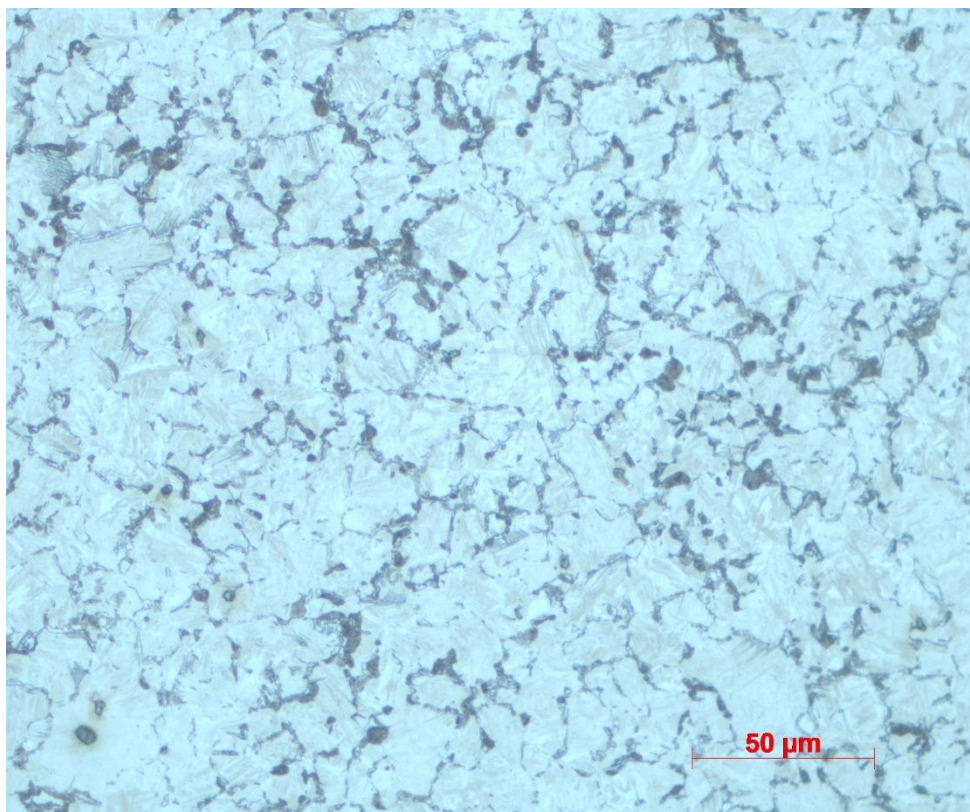
Obr.XXVII – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při 40°C 200x – oblast 3



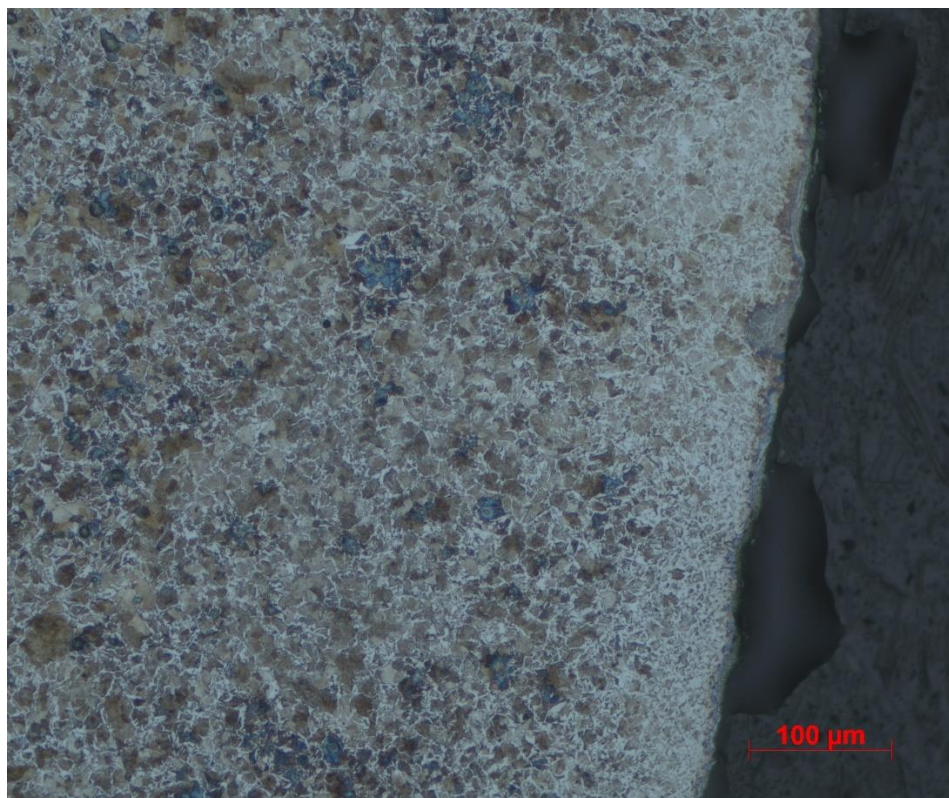
Obr.XXVIII – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při 40°C 500x – oblast 1



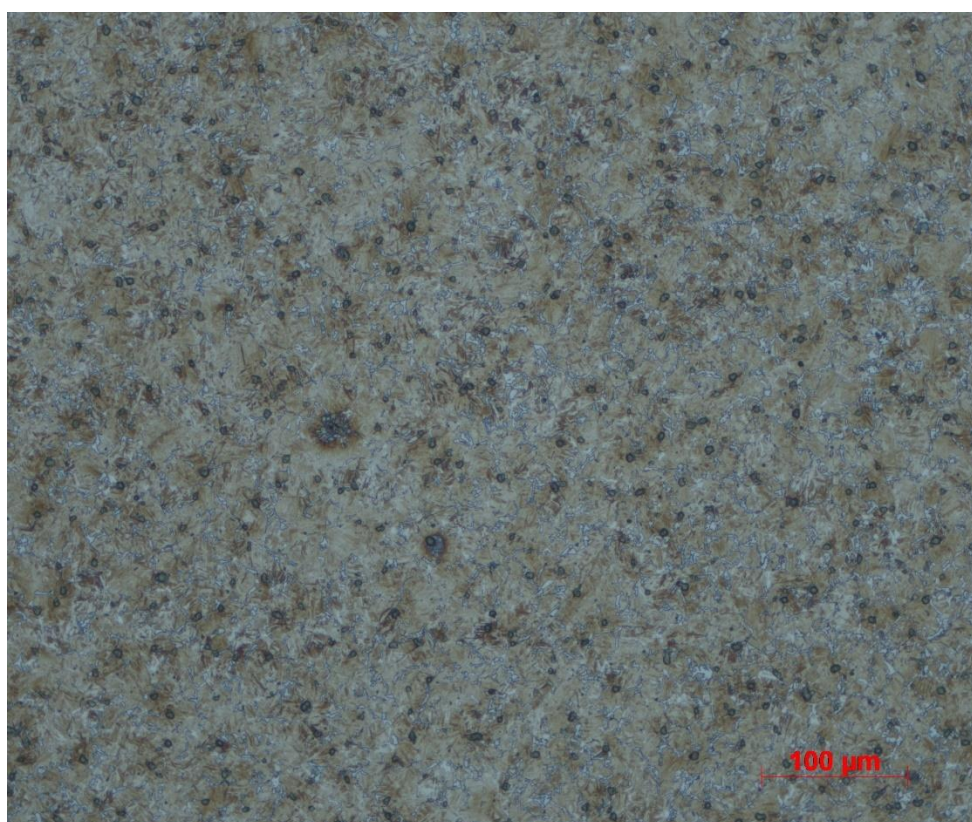
Obr. XXIX – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při 40°C 500x – oblast 2



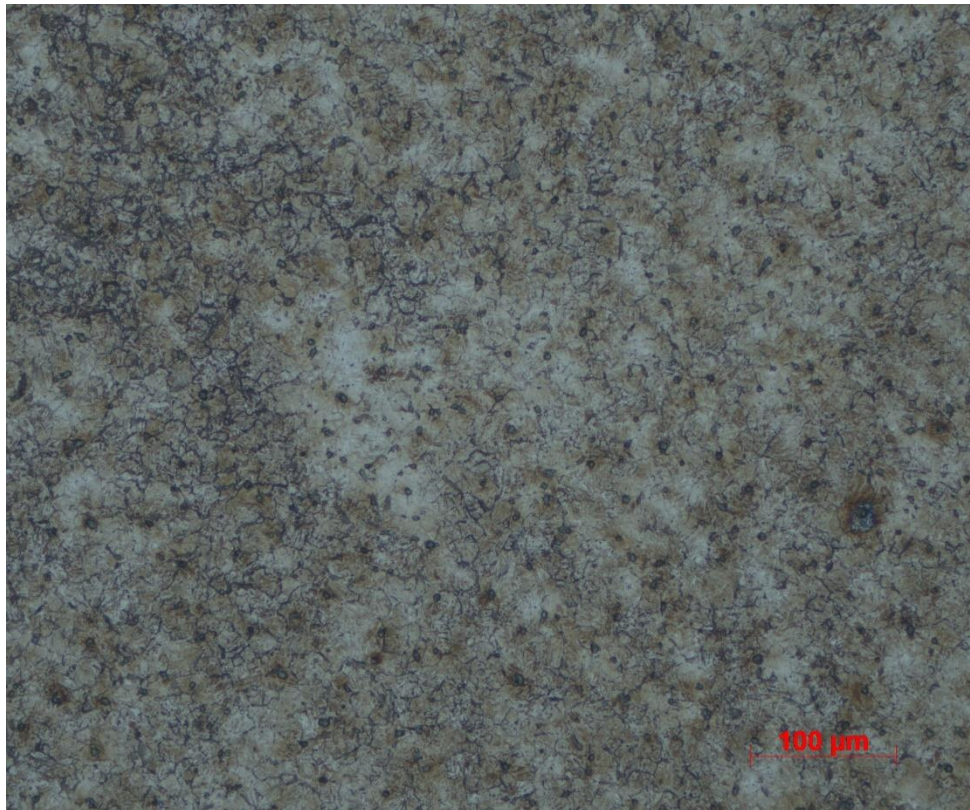
Obr. XXX – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při 40°C 500x – oblast 3



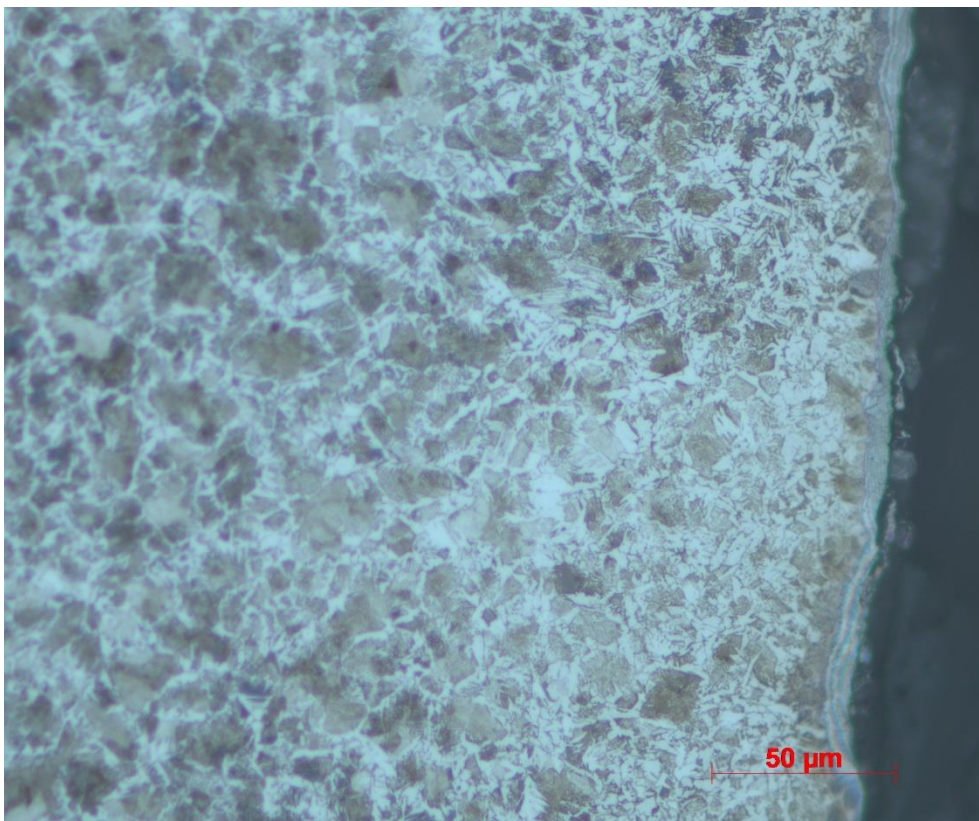
Obr.XXXI – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při 40°C zvětšená 200x – oblast 1



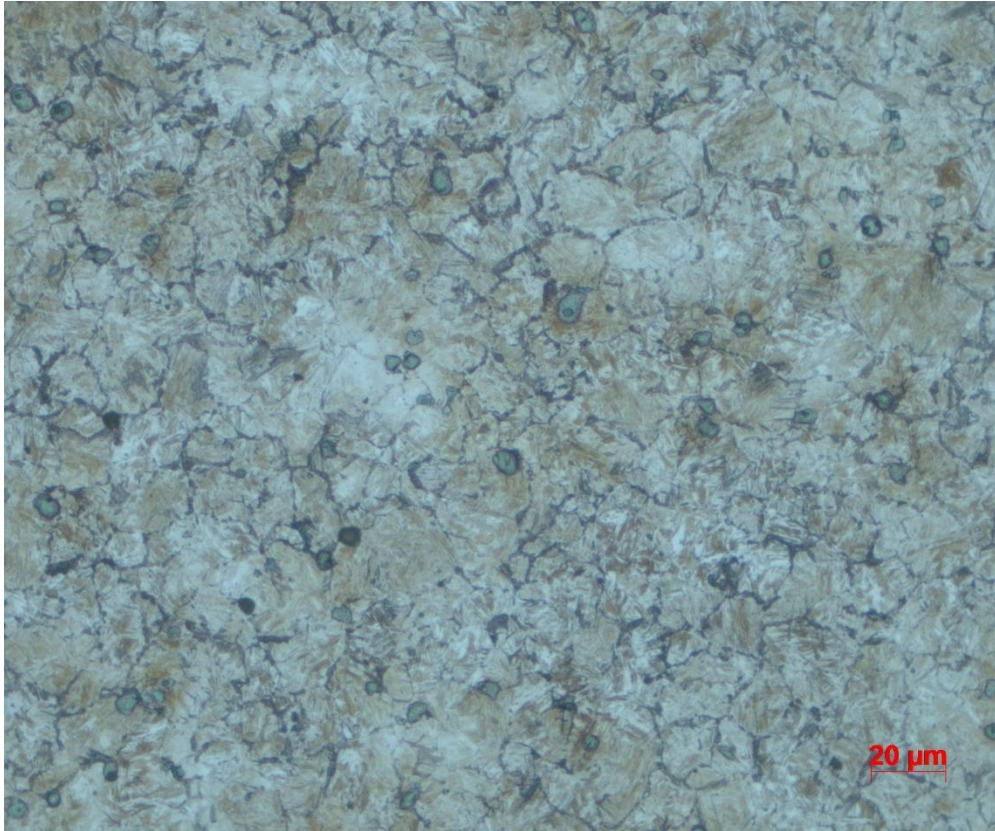
Obr.XXXII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při 40°C zvětšená 200x – oblast 2



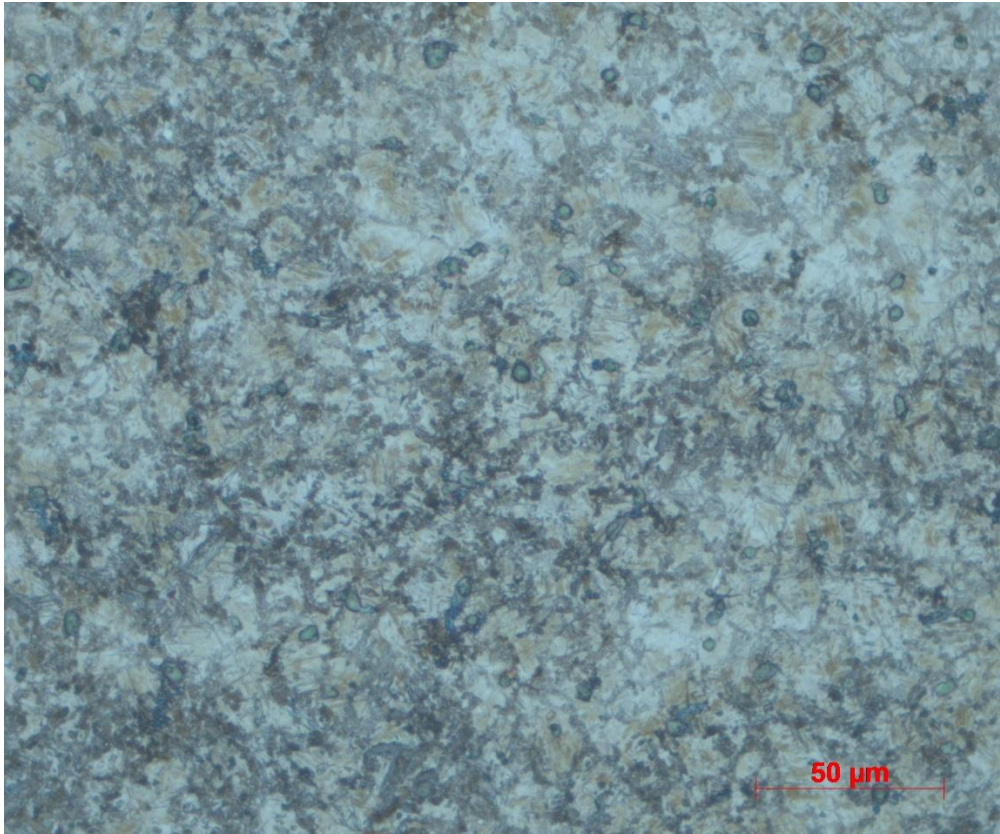
Obr.XXXIII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při 40°C zvětšená 200x – oblast 3



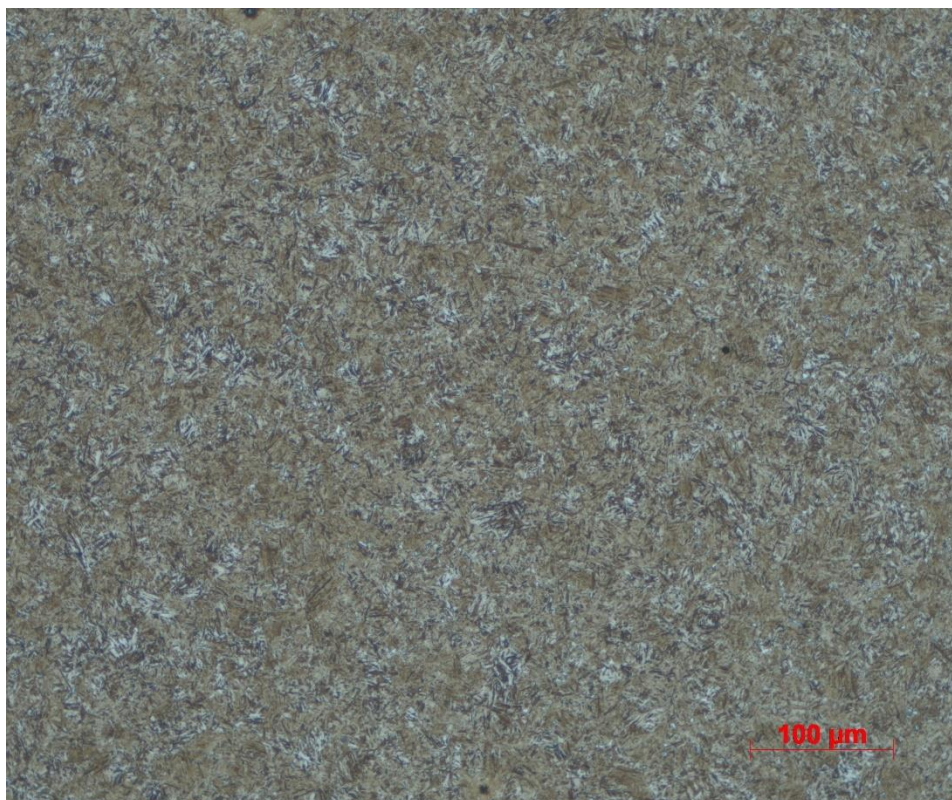
Obr.XXXIV – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při 40°C zvětšená 500x – oblast 1



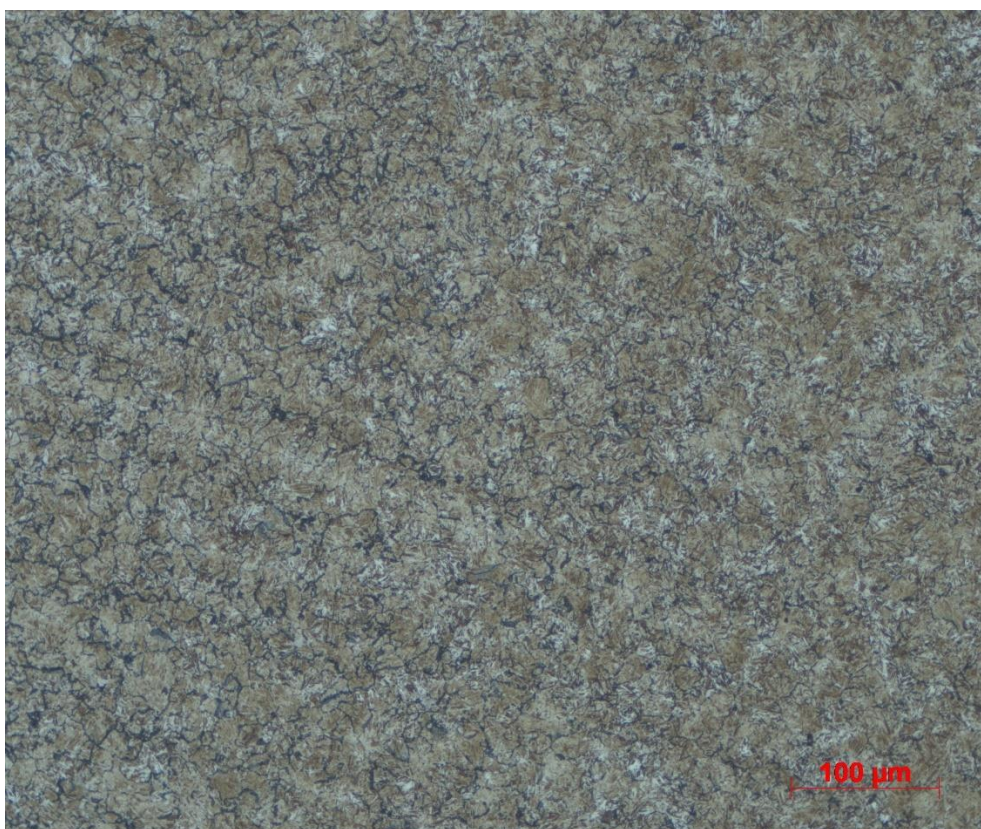
Obr.XXXV – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při 40°C zvětšená 500x – oblast 2



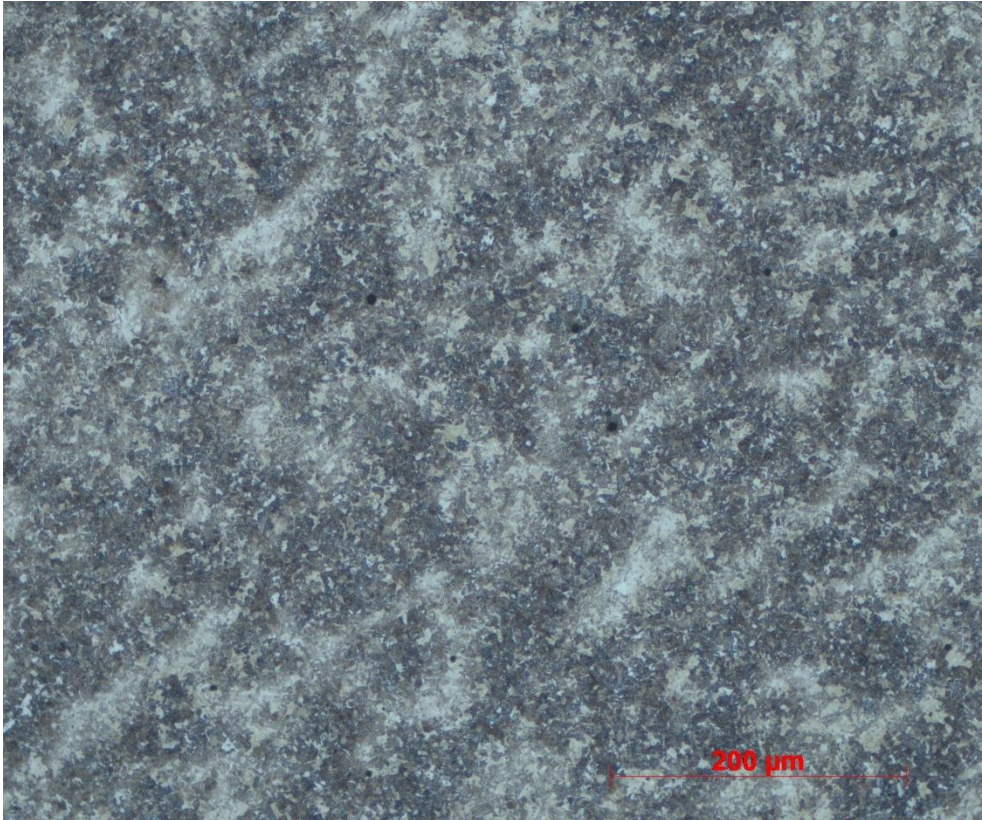
Obr.XXXVI – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při 40°C zvětšená 500x – oblast 3



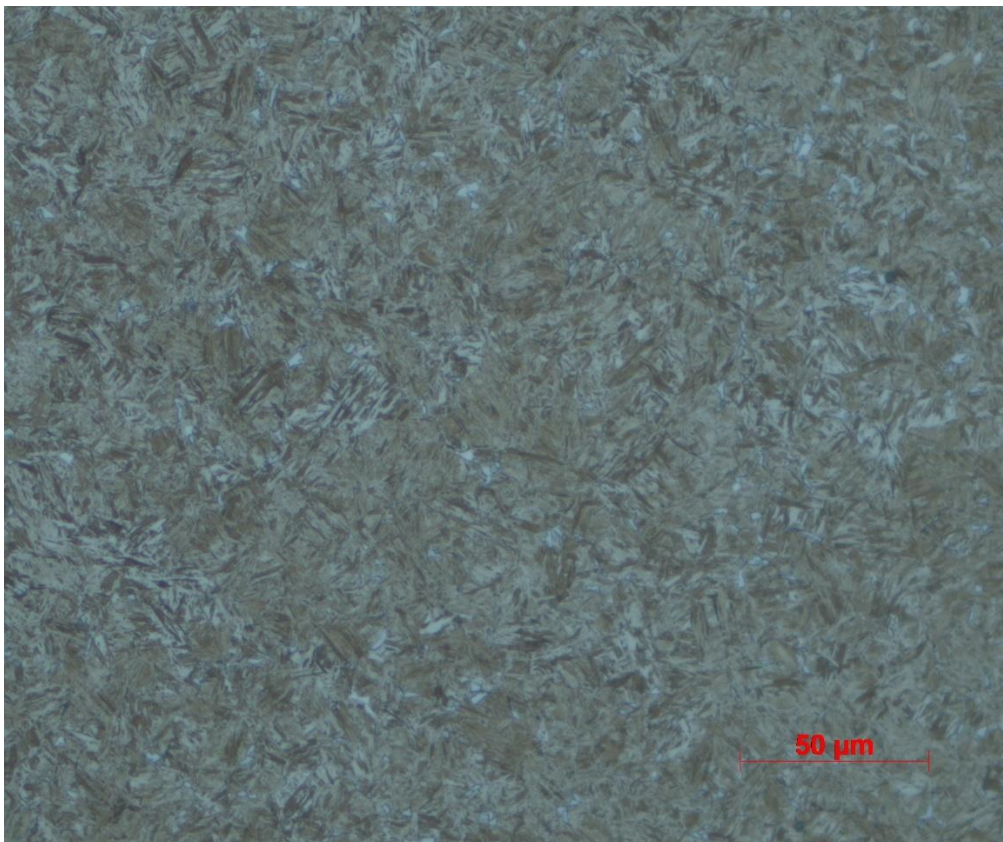
Obr.XXXVII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při 40°C
zvětšená 200x – oblast 1



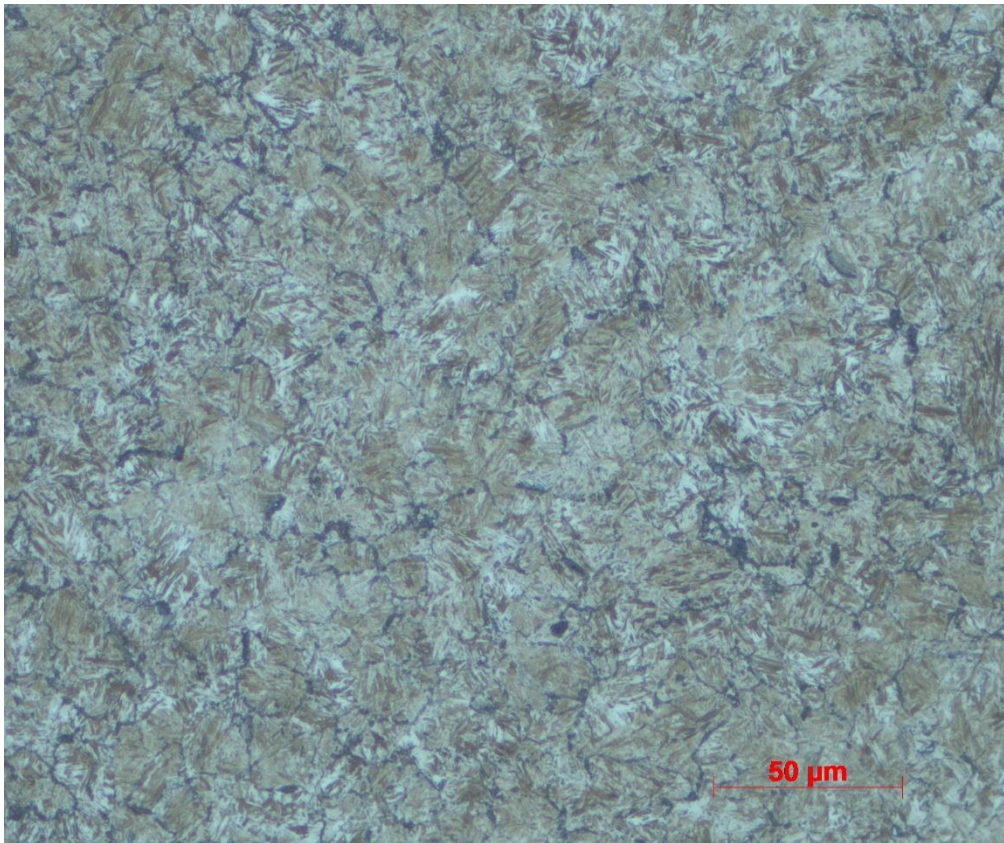
Obr.XXXVIII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při 40°C
zvětšená 200x – oblast 2



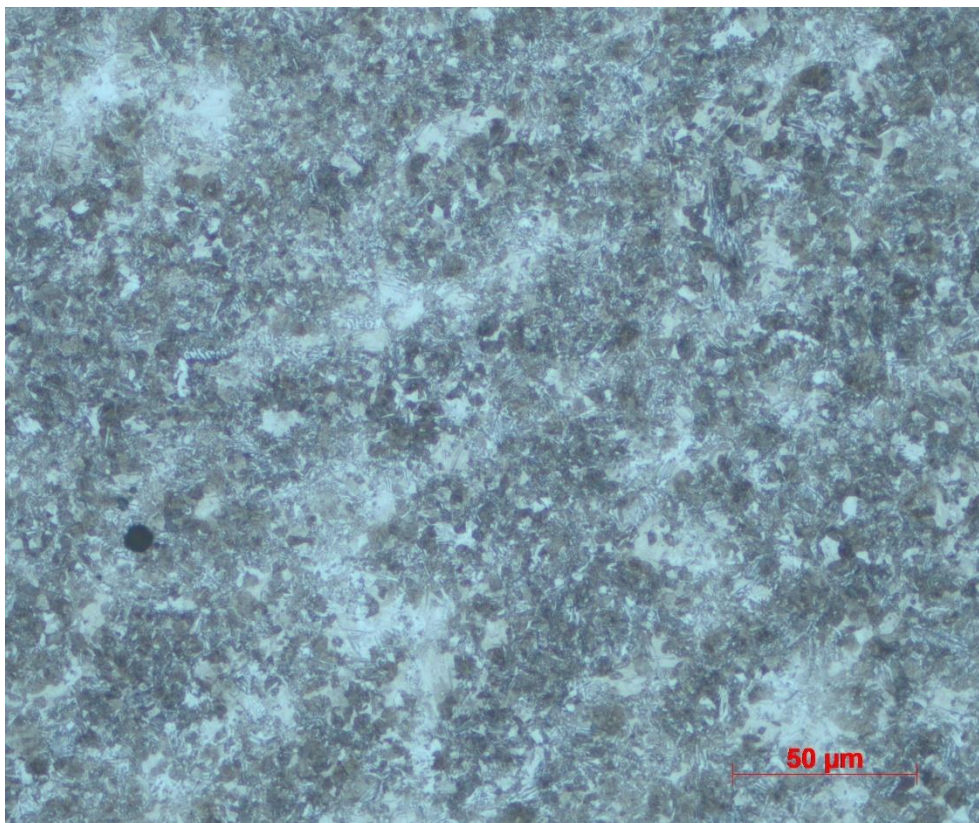
Obr.XXXIX – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při 40°C zvětšená 200x – oblast 3



Obr.XL – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při 40°C zvětšená 500x – oblast 1



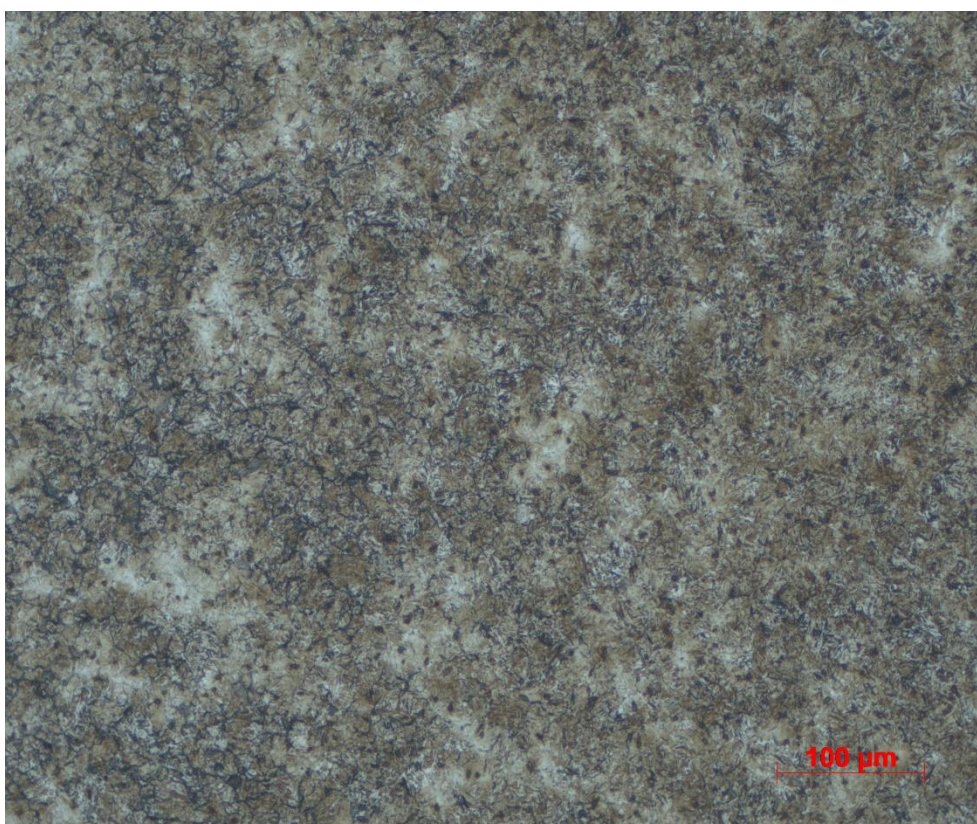
Obr.XLI – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při 40°C zvětšená 500x – oblast 2



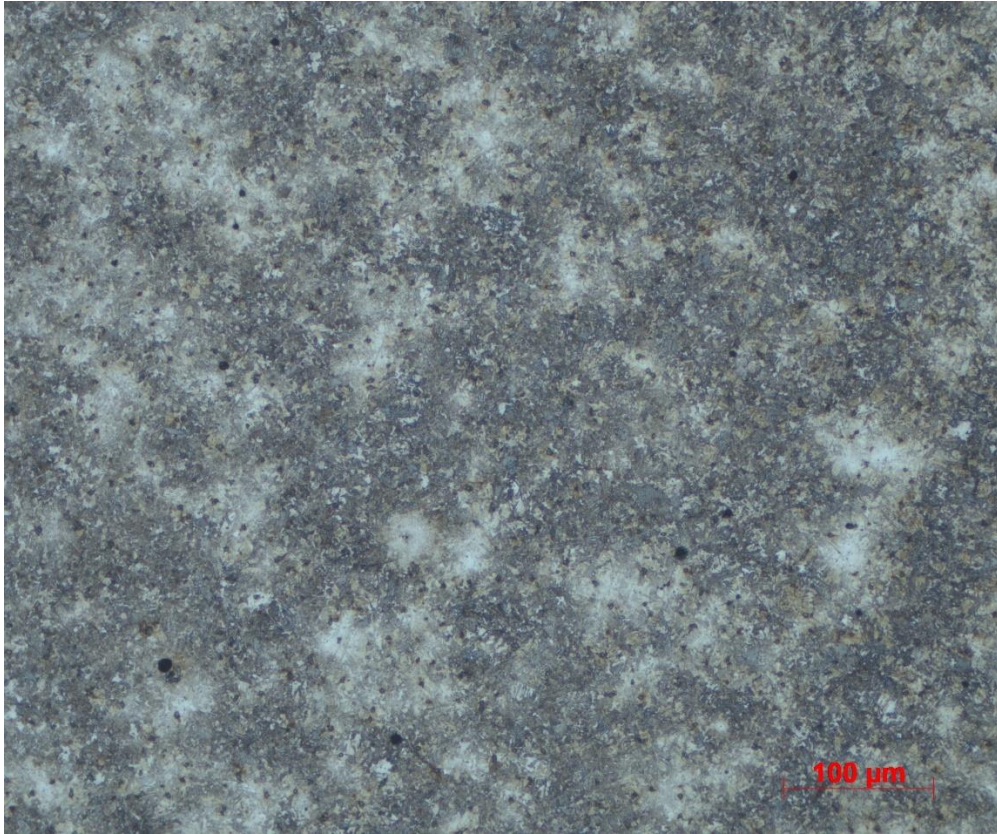
Obr.XLII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při 40°C zvětšená 500x – oblast 3



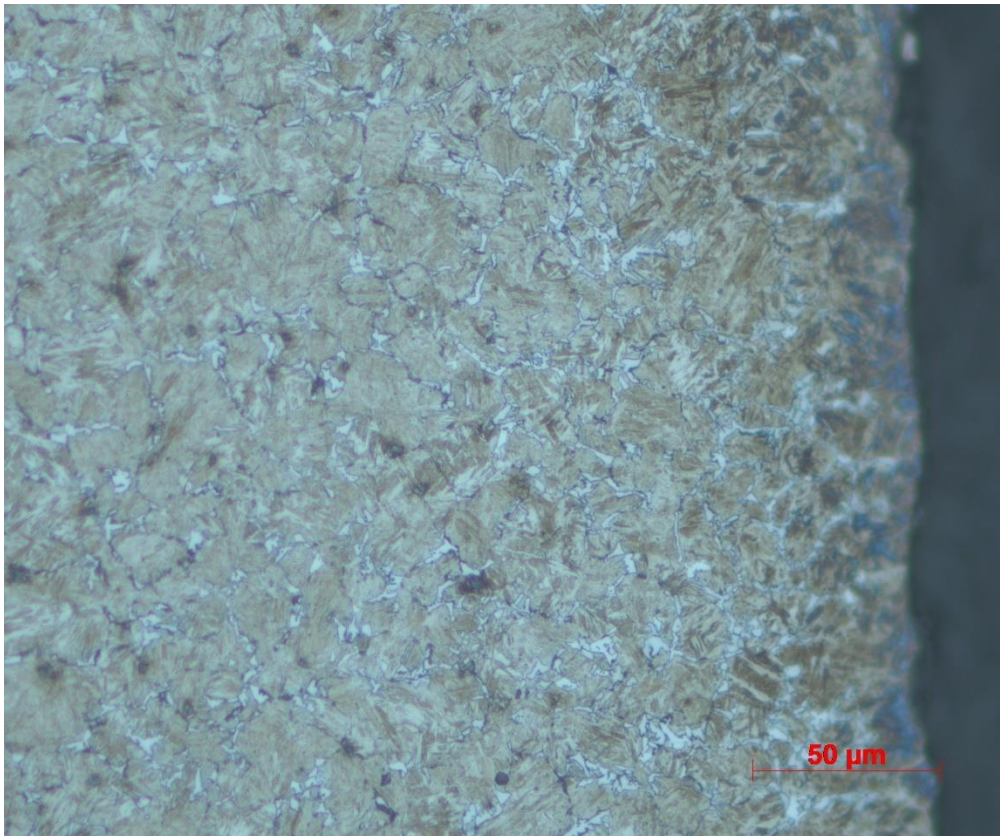
Obr.XLIII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 15% polymerním roztoku při 40°C zvětšená 200x – oblast 1



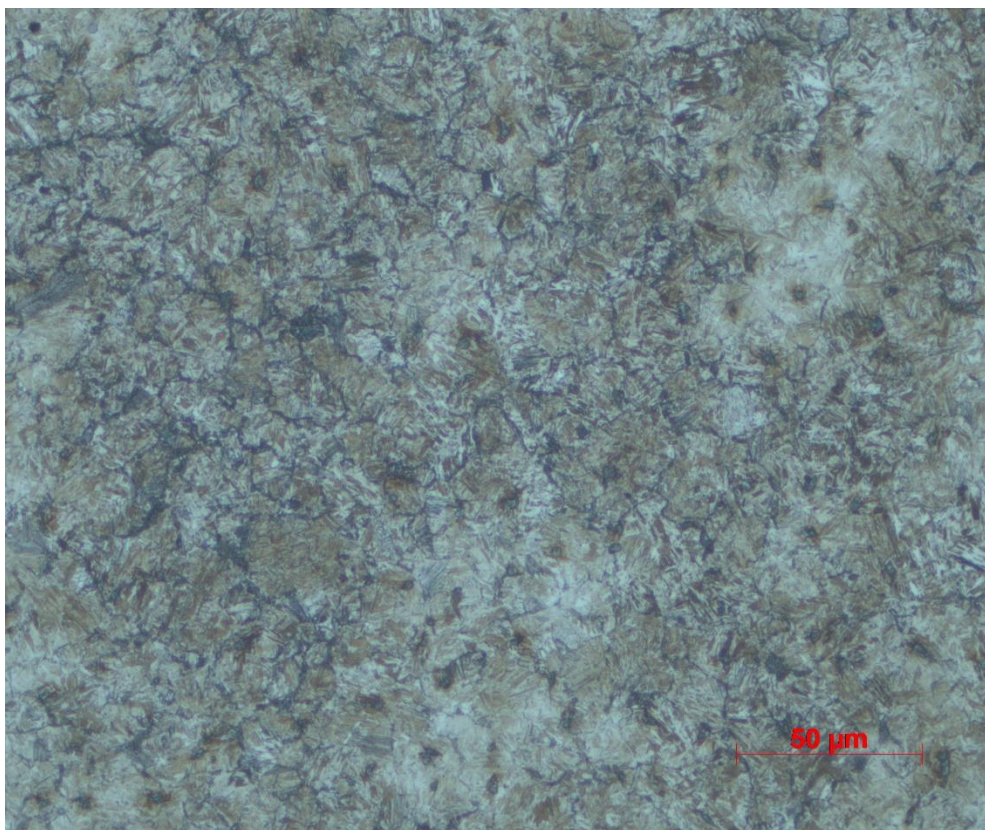
Obr.XLIV – Mikrostruktura vzorku kaleného v 15% polymerním roztoku při 40°C zvětšená 200x – oblast 2



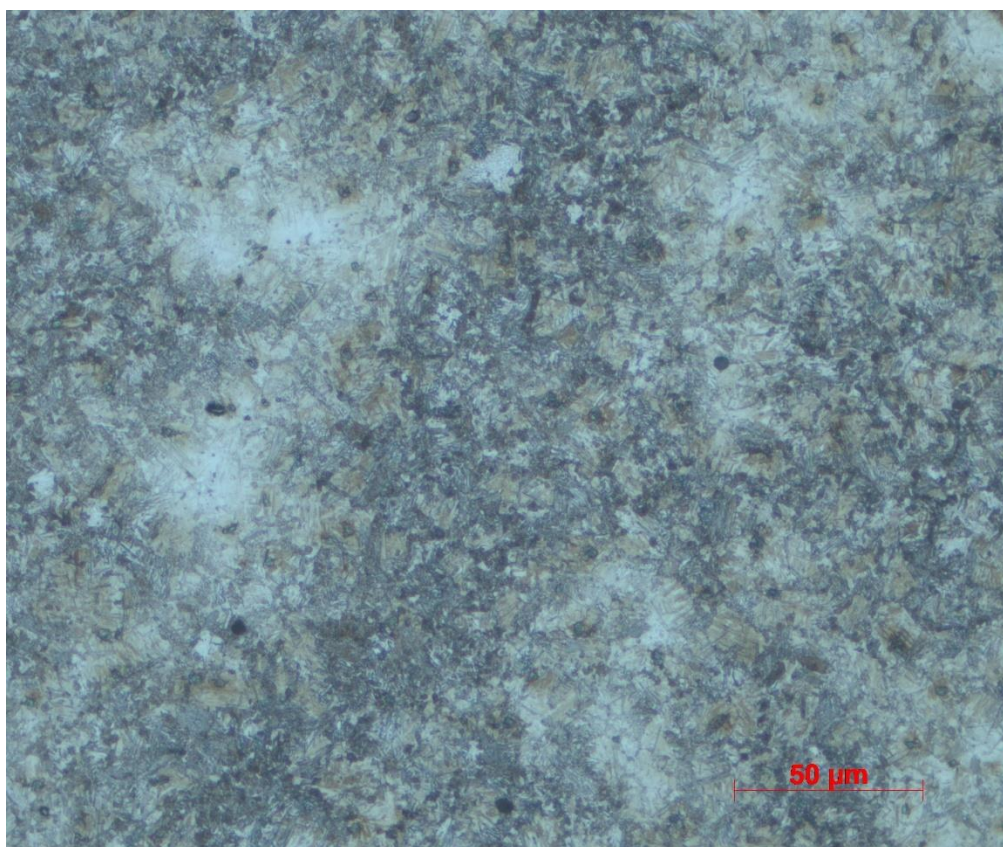
Obr.XLV – Mikrostruktura vzorku kaleného v 15% polymerním roztoku při 40°C zvětšená 200x – oblast 3



Obr.XLVI – Mikrostruktura vzorku kaleného v 15% polymerním roztoku při 40°C zvětšená 500x – oblast 1



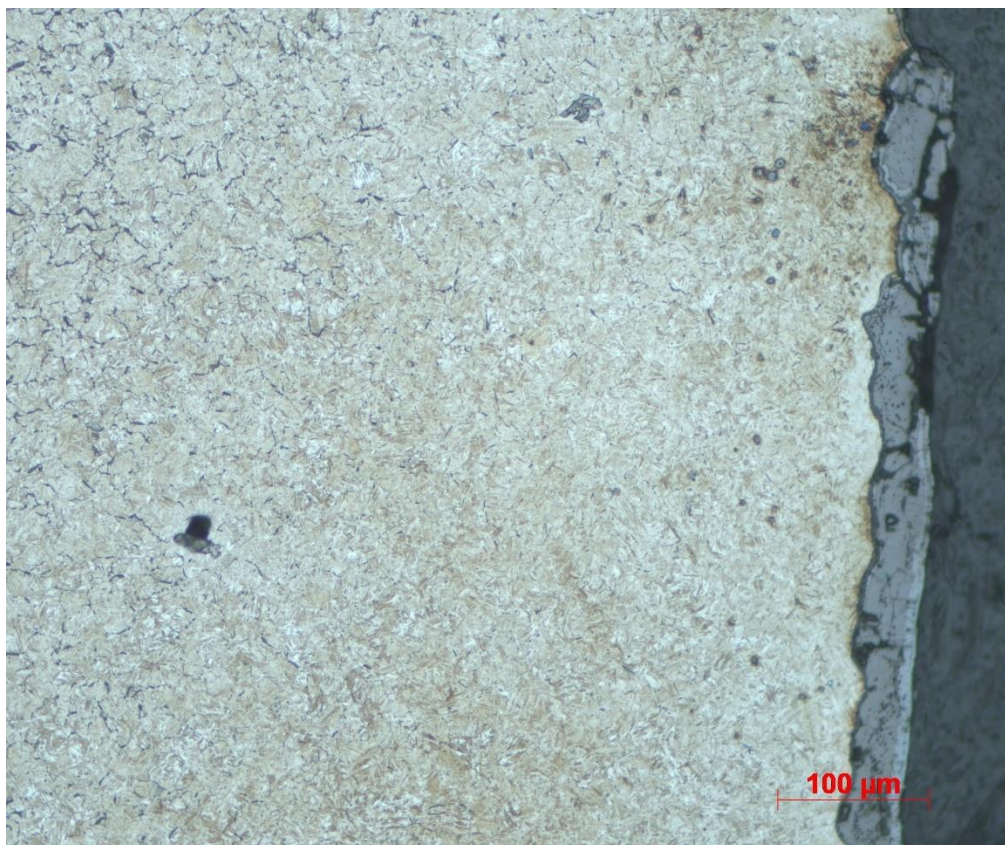
Obr.XLVII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 15% polymerním roztoku při 40°C zvětšená 500x – oblast 2



Obr.XLVIII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 15% polymerním roztoku při 40°C zvětšená 500x – oblast 3

PŘÍLOHA č. 3

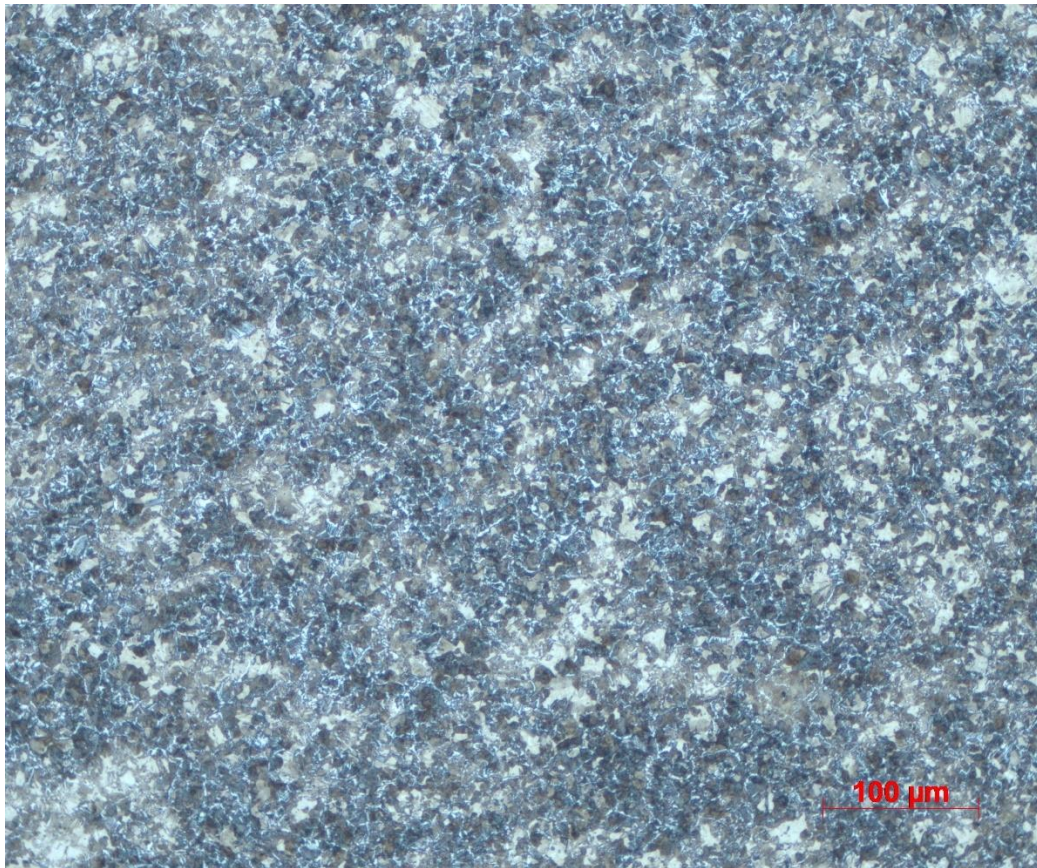
Mikrostruktura vzorků kalených při 60°C



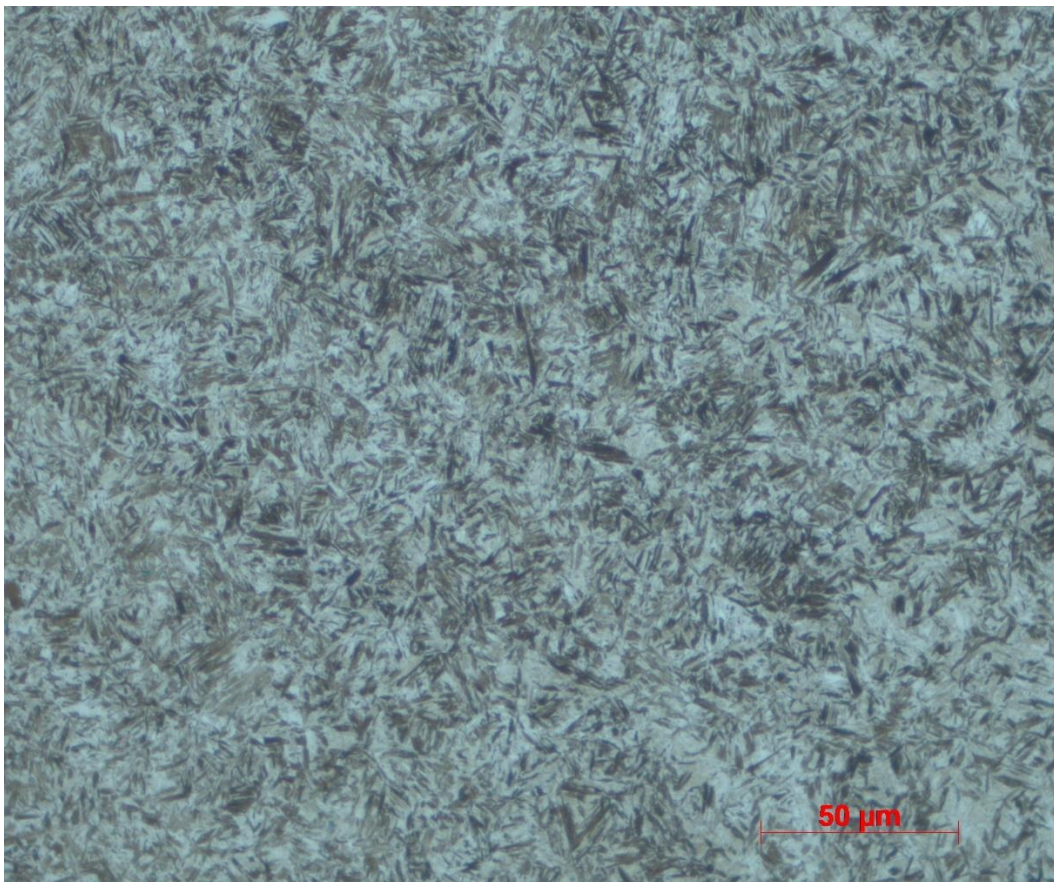
Obr.XLIX – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při 60°C 200x – oblast 1



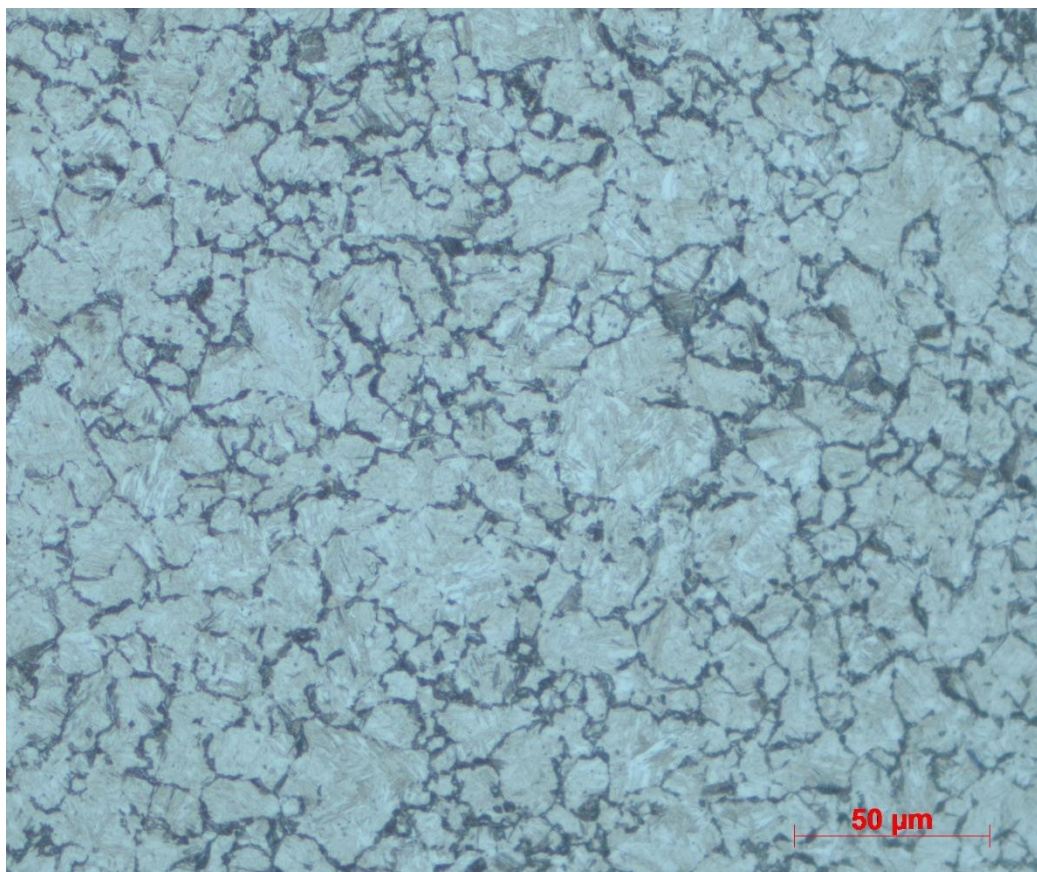
Obr.L – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při 60°C 200x – oblast 2



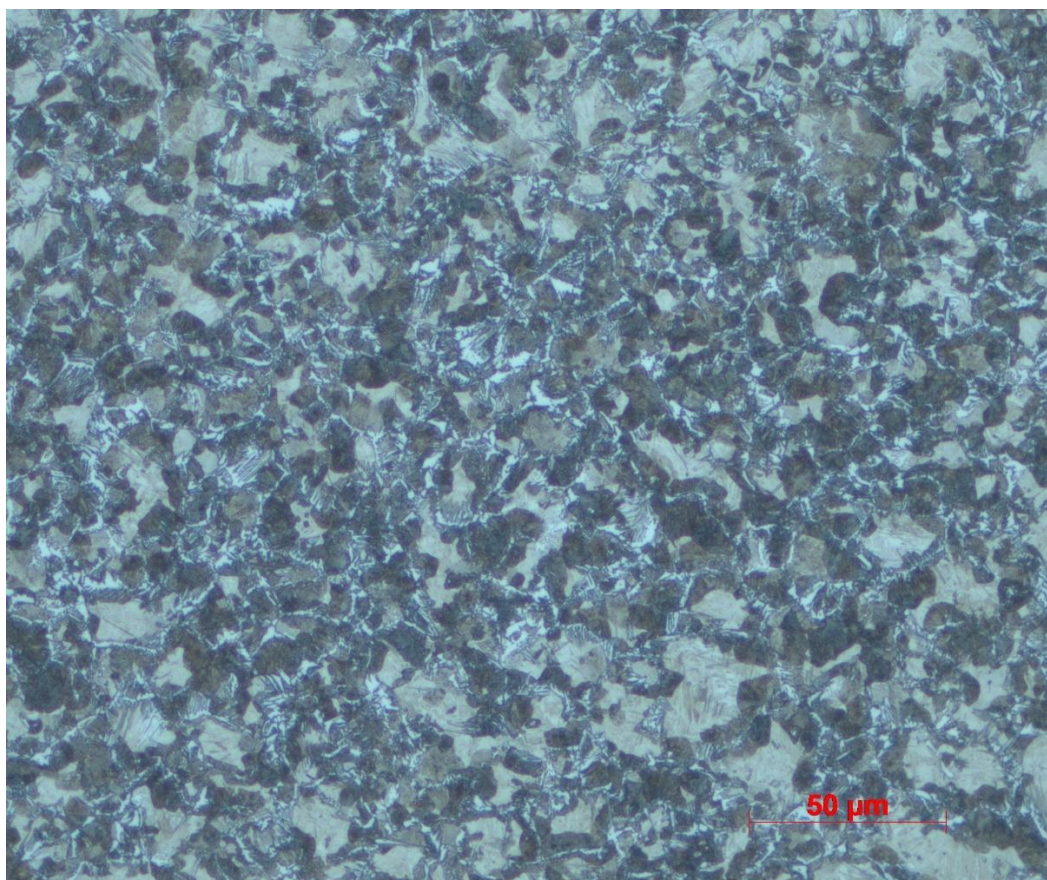
Obr.LI – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při 60°C 200x – oblast 3



Obr.LII – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při 60°C 500x – oblast 1



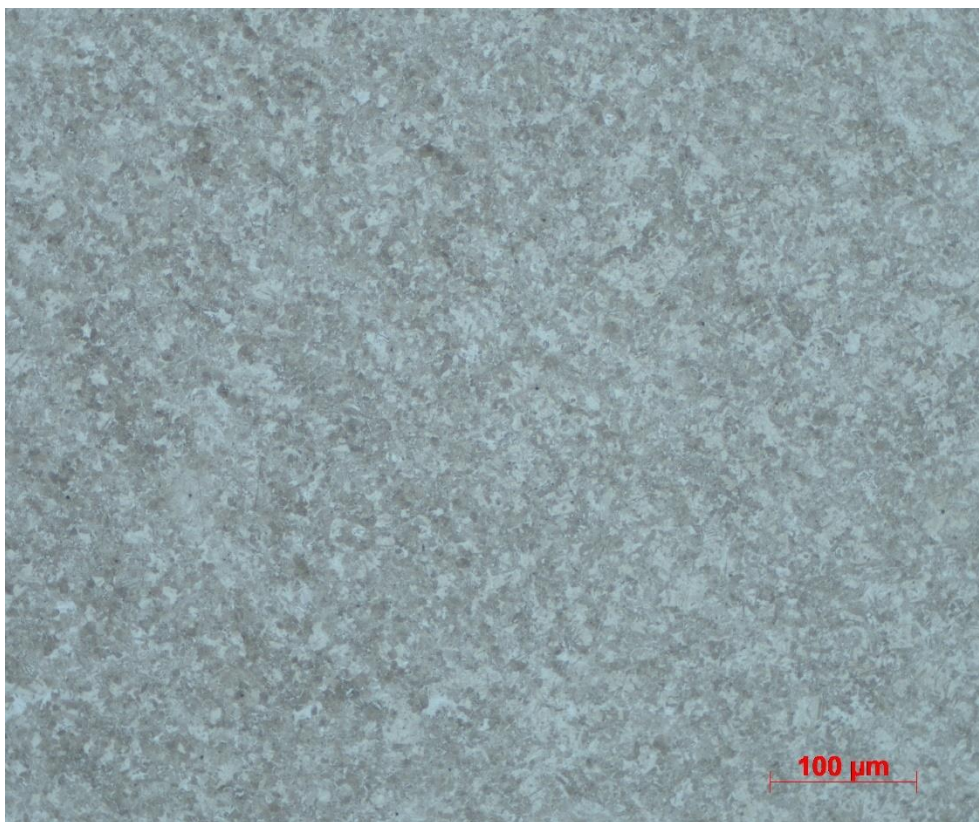
Obr.LIII – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při 60°C 500x – oblast 2



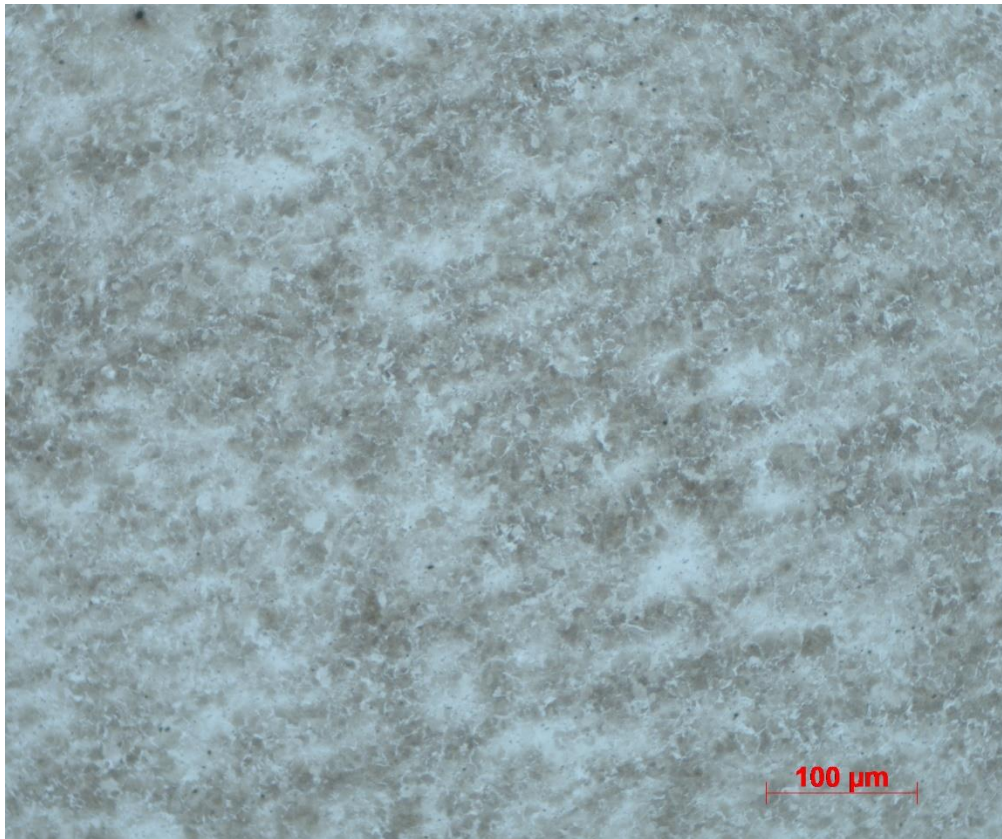
Obr.LIV – Mikrostruktura vzorku kaleného ve vodě při 60°C 500x – oblast 3



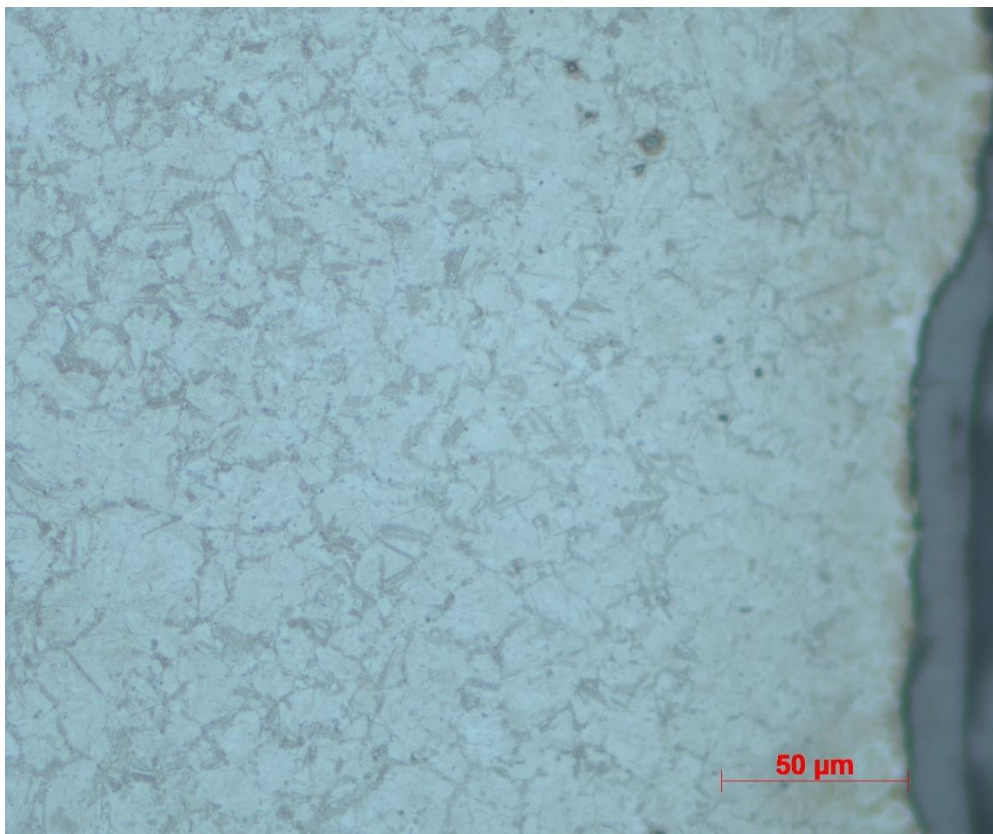
Obr.LV – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při 60°C zvětšená 200x
– oblast 1



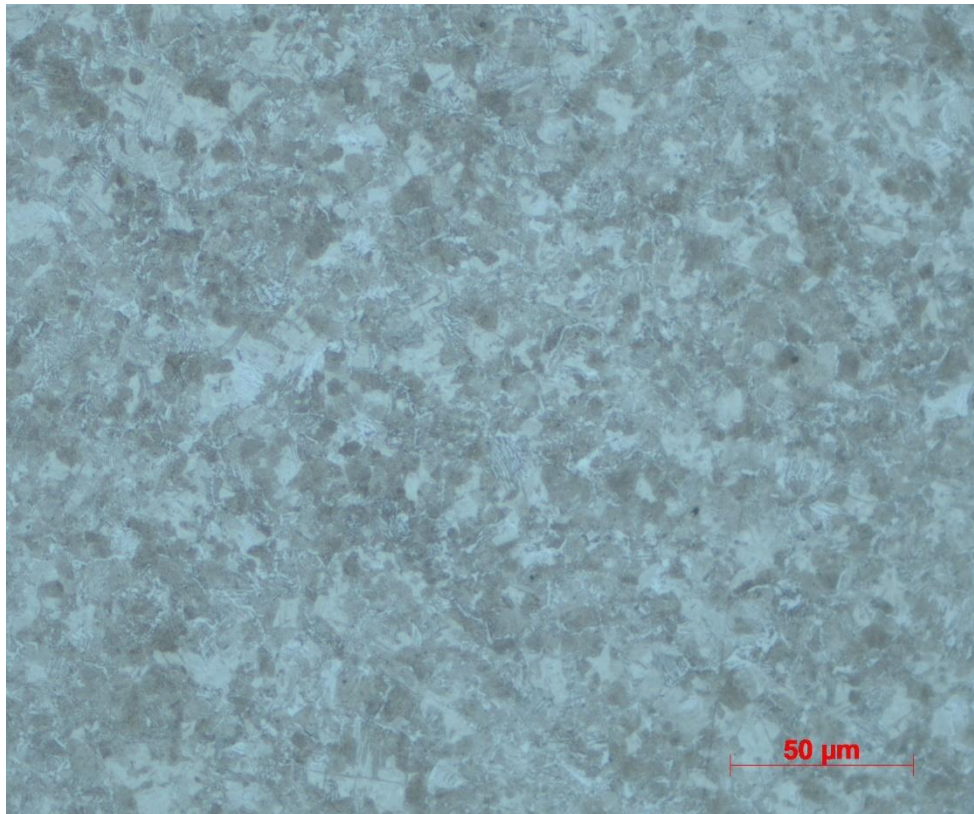
Obr.LVI – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při 60°C zvětšená
200x – oblast 2



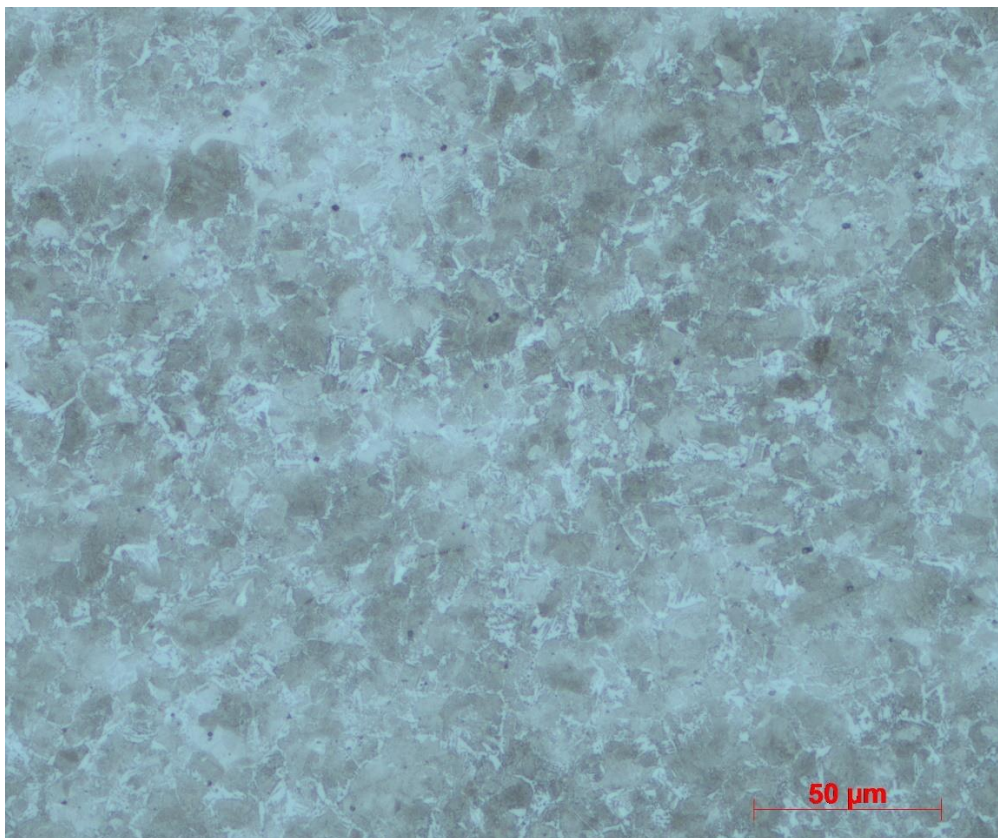
Obr.LVII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při 60°C zvětšená 200x – oblast 3



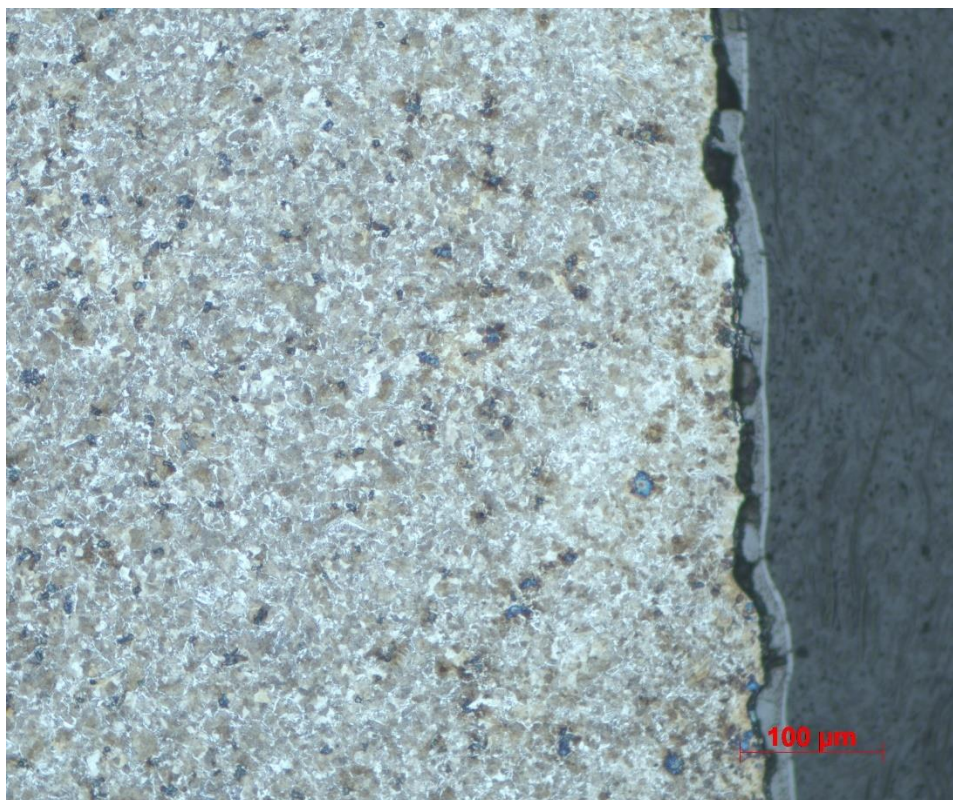
Obr.LVIII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při 60°C zvětšená 500x – oblast 1



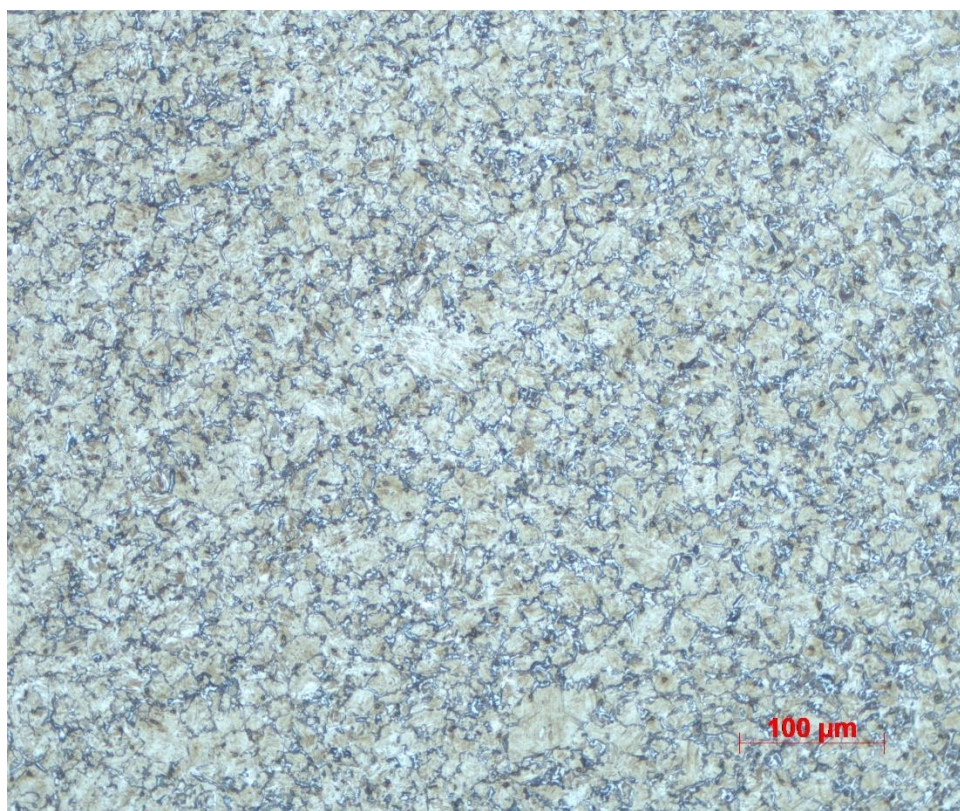
Obr.LIX – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při 60°C zvětšená 500x – oblast 2



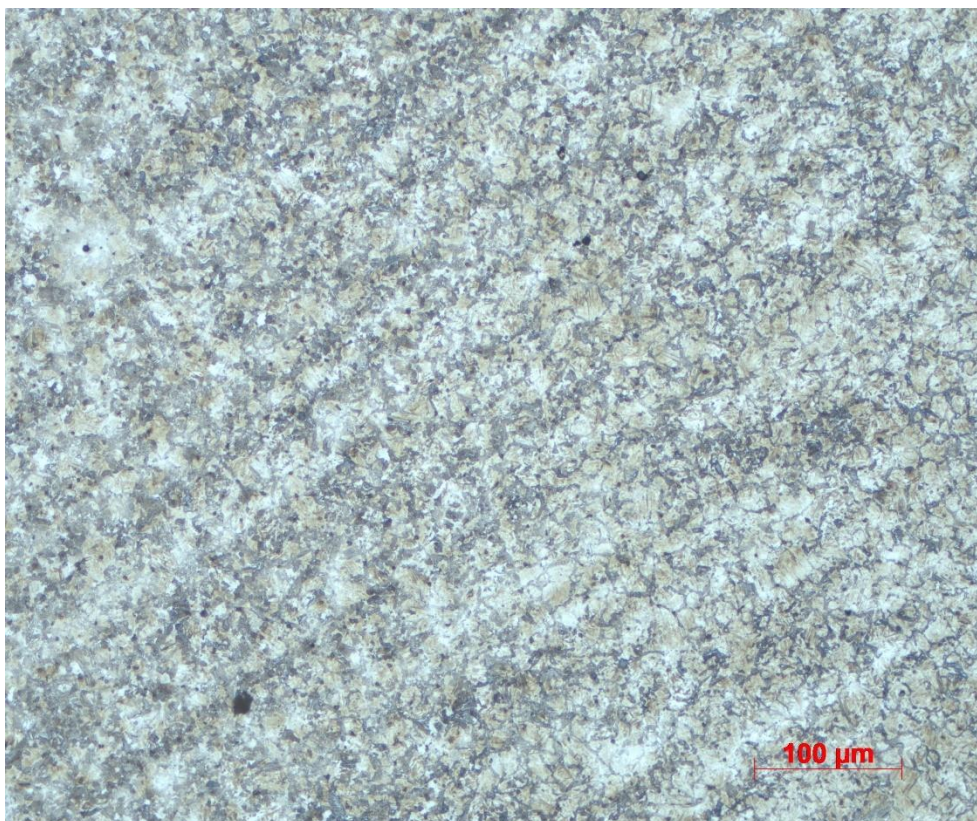
Obr.LX – Mikrostruktura vzorku kaleného v 5% polymerním roztoku při 60°C zvětšená 500x – oblast 3



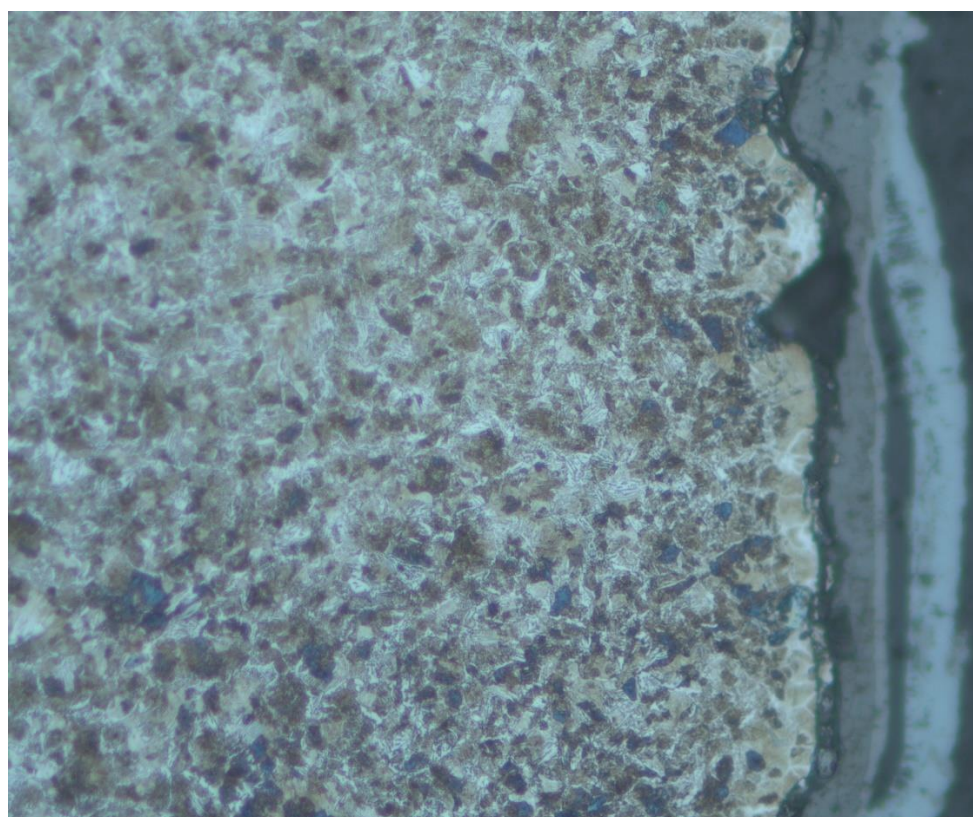
Obr.LXI – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při 60°C zvětšená 200x – oblast 1



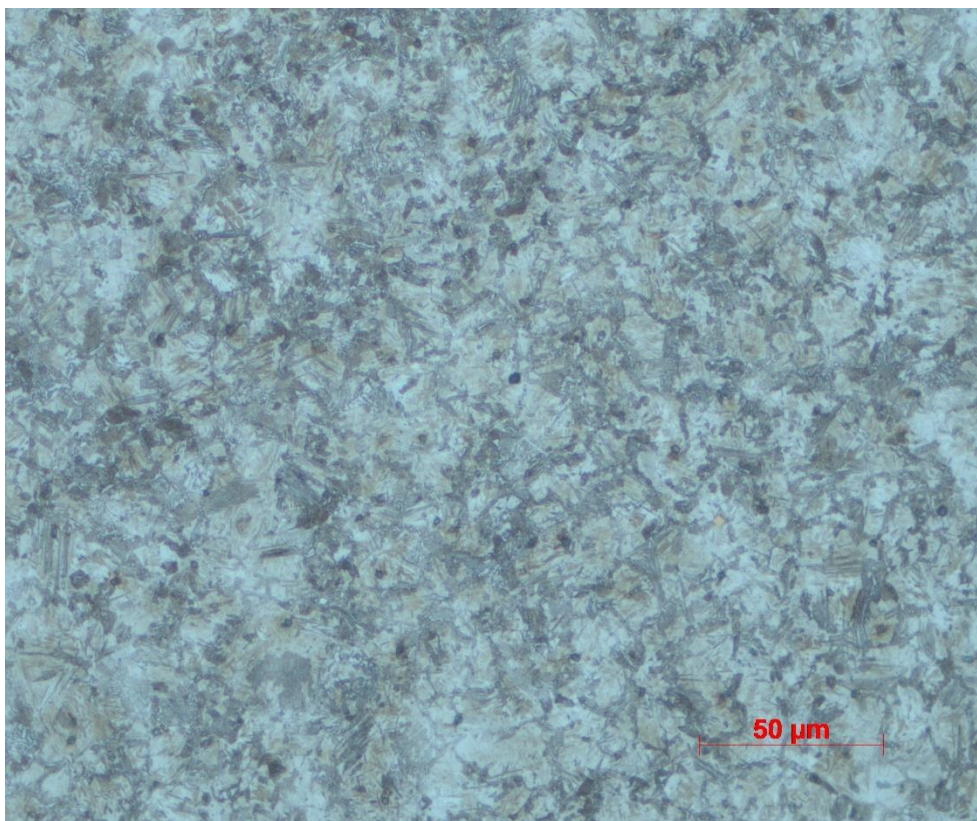
Obr.LXII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při 60°C zvětšená 200x – oblast 2



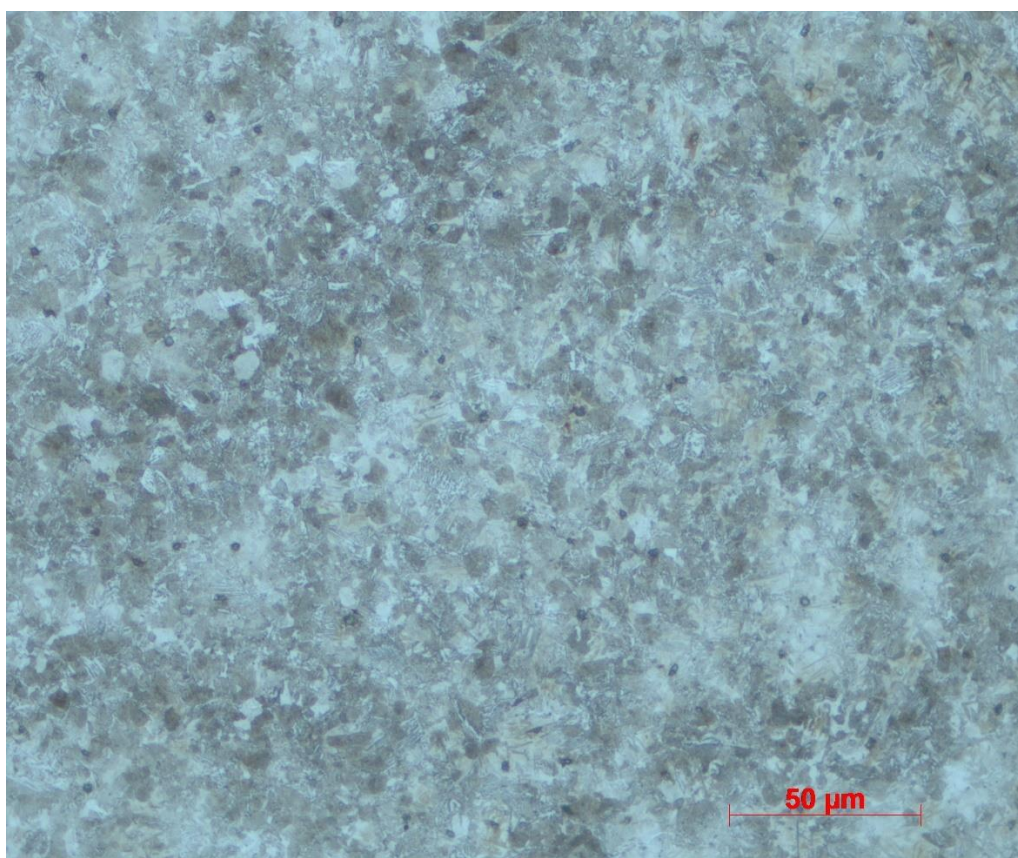
Obr.LXIII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při 60°C zvětšená 200x – oblast 3



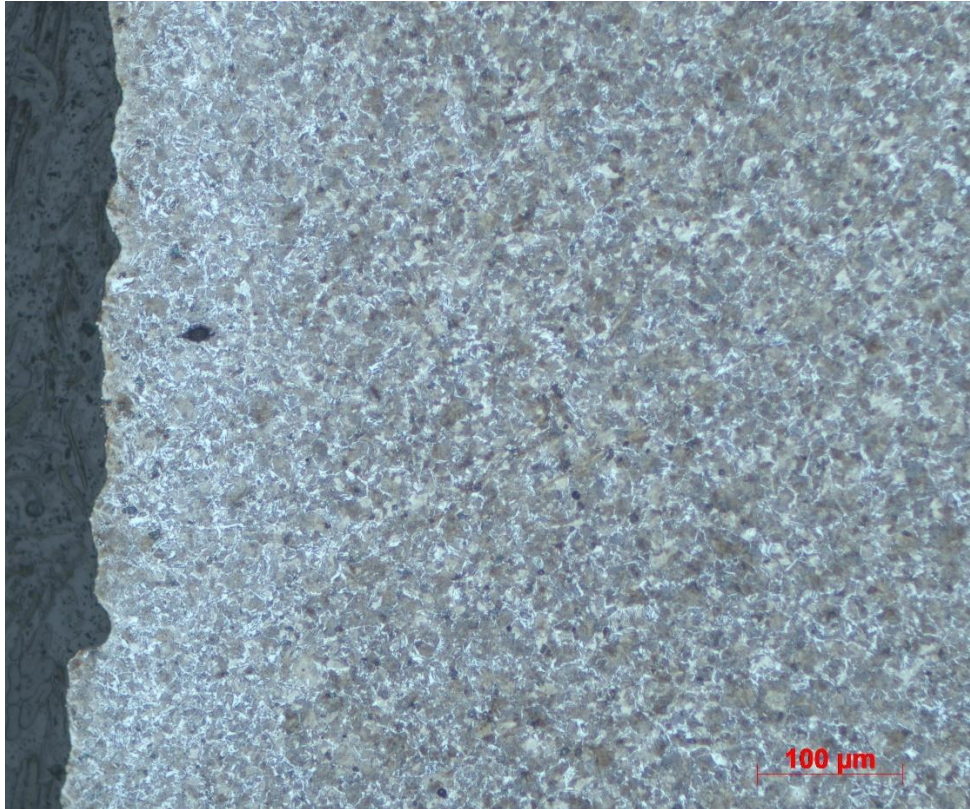
Obr.LXIV – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při 60°C zvětšená 500x – oblast 1



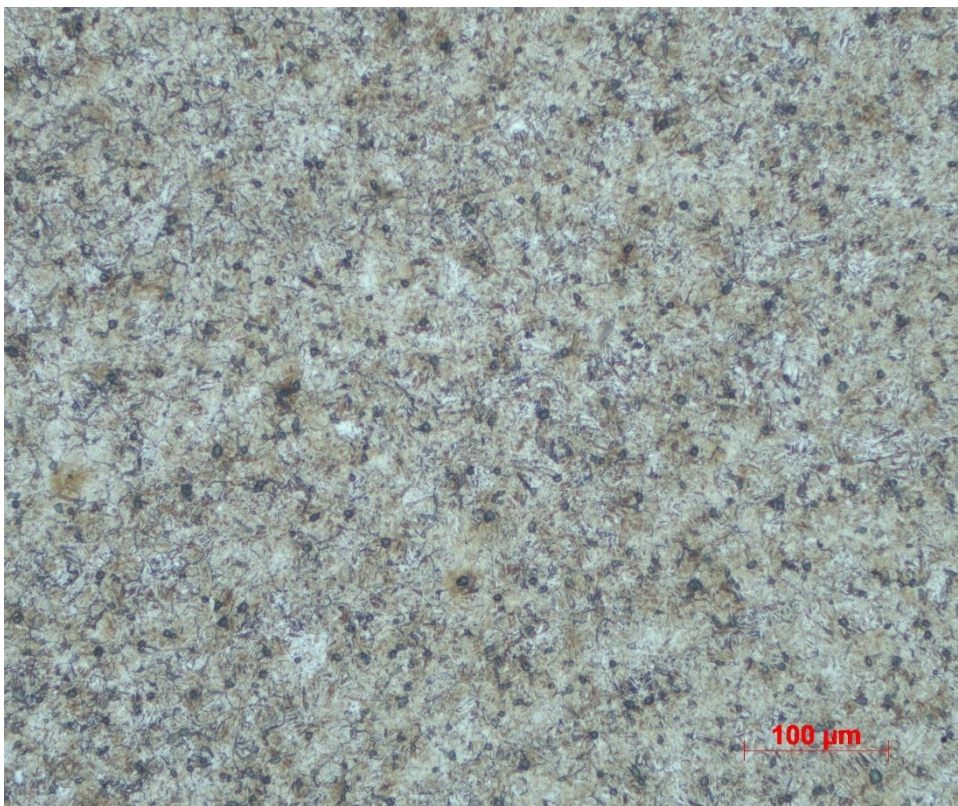
Obr.LXV – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při 60°C zvětšená 500x – oblast 2



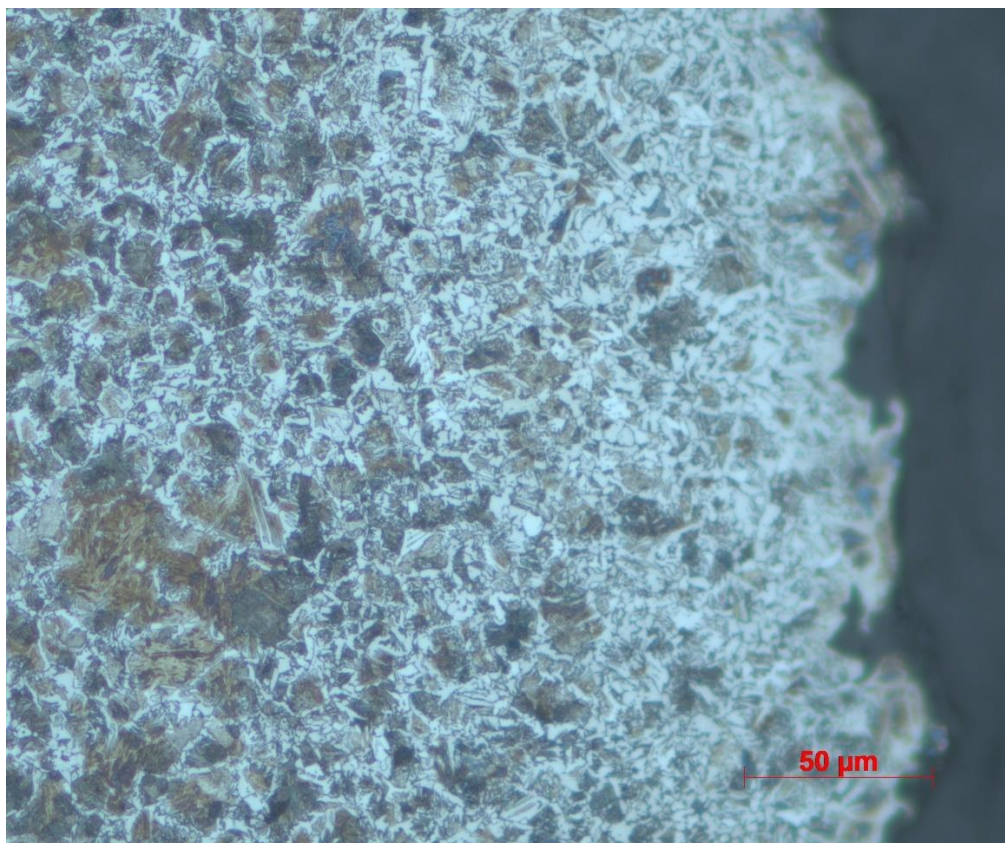
Obr.LXVI – Mikrostruktura vzorku kaleného v 10% polymerním roztoku při 60°C zvětšená 500x – oblast 3



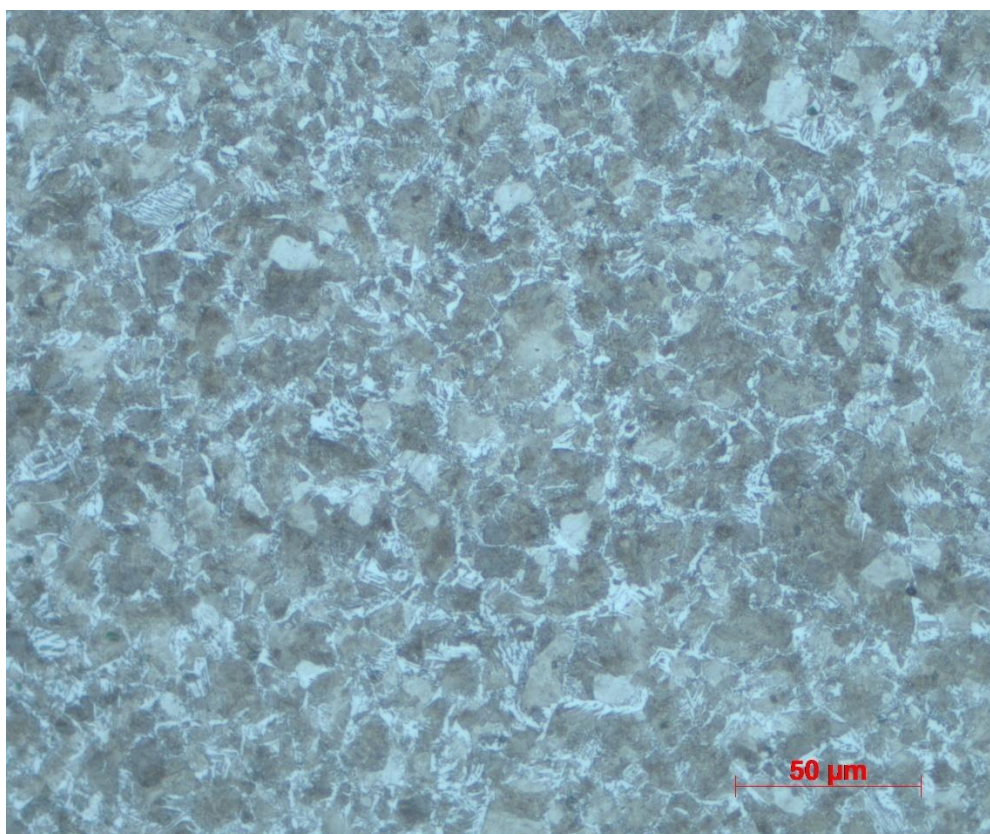
Obr.LXVII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 15% polymerním roztoku při 60°C zvětšená 200x – oblast 1



Obr.LXVIII – Mikrostruktura vzorku kaleného v 15% polymerním roztoku při 60°C zvětšená 200x – oblast 2



Obr.LXIX – Mikrostruktura vzorku kaleného v 15% polymerním roztoku při 60°C zvětšená 500x – oblast 1



Obr.LXX – Mikrostruktura vzorku kaleného v 15% polymerním roztoku při 60°C zvětšená 500x – oblast 2