



Možnosti využití dilatometrie k tvorbě klasických a In-Situ svářečských ARA diagramů

Bakalářská práce

Studijní program:

B2301 Strojní inženýrství

Studijní obor:

Strojní inženýrství

Autor práce:

Zdeněk Kalvoda

Vedoucí práce:

doc. Ing. Jaromír Moravec, Ph.D.
Katedra strojírenské technologie

Konzultant práce:

Ing. Iva Nováková, Ph.D.
Katedra strojírenské technologie





Zadání bakalářské práce

Možnosti využití dilatometrie k tvorbě klasických a In-Situ svářečských ARA diagramů

Jméno a příjmení: Zdeněk Kalvoda
Osobní číslo: S17000048
Studijní program: B2301 Strojní inženýrství
Studijní obor: Strojní inženýrství
Zadávající katedra: Katedra strojírenské technologie
Akademický rok: 2020/2021

Zásady pro vypracování:

1. Seznamte se s rozdílností klasických ARA a svářečských In-situ ARA diagramů. Provedte rešerši zaměřenou na stávající In-situ ARA diagramy.
2. Seznamte se s principem dilatometrických měření a funkcemi quenching dilatometru DIL 805L.
3. Seznamte se s principem měření tvrdosti, se způsobem metalografického zpracování vzorků a možnostmi mikroskopického vyhodnocení struktur.
4. U vybrané oceli navrhnete experimentální program vedoucí k získání dilatometrických křivek využitelných k tvorbě ARA a In-situ ARA diagramu.
5. Provedte dilatometrická měření podle návrhu experimentů a vyhodnoťte transformační teploty.
6. Vzorky po aplikaci dilatometrických měření vyhodnoťte mikroskopicky a změřte tvrdost dle Vickerse.
7. Pokuste se sestavit ARA a In-situ ARA diagram vybraného materiálu.
8. Dosažené výsledky zhodnoťte, provedte diskuzi.

Rozsah grafických prací:
Rozsah pracovní zprávy:
Forma zpracování práce:
Jazyk práce:

tabulky, grafy
cca 30
tištěná/elektronická
Čeština



Seznam odborné literatury:

- [1] Uživatelský manuál přístroje DIL 805L, TA Instrument, 2017.
- [2] MORAVEC, J. a J. BRADÁČ. Možnosti a využití teplotně-napětového simulátoru Gleeble při výzkumu technologické zpracovatelnosti materiálů. Skripta – 1. vydání. Liberec: Technická univerzita v Liberci, 2014. ISBN 978-80-7494-138-2.
- [3] KOUKAL, J., D. SCHWARZ a J. HAJDÍK. Materiály a jejich svařitelnost. Ostrava: Český svářečský ústav, 2009. ISBN 978-80-248-2025-5.
- [4] Technické normy ČSN.

Vedoucí práce: doc. Ing. Jaromír Moravec, Ph.D.
Katedra strojírenské technologie

Konzultant práce: Ing. Iva Nováková, Ph.D.
Katedra strojírenské technologie

Datum zadání práce: 15. listopadu 2020

Předpokládaný termín odevzdání: 15. května 2022

prof. Dr. Ing. Petr Lenfeld
děkan

L.S.

doc. Ing. Jaromír Moravec, Ph.D.
vedoucí katedry

Prohlášení

Prohlašuji, že svou bakalářskou práci jsem vypracoval samostatně jako původní dílo s použitím uvedené literatury a na základě konzultací s vedoucím mé bakalářské práce a konzultantem.

Jsem si vědom toho, že na mou bakalářskou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb., o právu autorském, zejména § 60 – školní dílo.

Beru na vědomí, že Technická univerzita v Liberci nezasahuje do mých autorských práv užitím mé bakalářské práce pro vnitřní potřebu Technické univerzity v Liberci.

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

Současně čestně prohlašuji, že text elektronické podoby práce vložený do IS/STAG se shoduje s textem tištěné podoby práce.

Beru na vědomí, že má bakalářská práce bude zveřejněna Technickou univerzitou v Liberci v souladu s § 47b zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů.

Jsem si vědom následků, které podle zákona o vysokých školách mohou vyplývat z porušení tohoto prohlášení.

4. ledna 2021

Zdeněk Kalvoda

Možnosti využití dilatometrie k tvorbě klasických a In-Situ svářečských ARA diagramů

Anotace

V bakalářské práci je naznačen proces, který se skrývá za tvorbou diagramů anizotermického rozpadu austenitu (dále jen ARA diagramů), a také jeho modifikace pro svařování, „In-situ“ ARA diagramů. V teoretické části je nejprve proveden rozbor vzniku jednotlivých strukturních fází v ocelích, realizovaný za pomoci rovnovážných diagramů. Dále jsou popsány dynamické děje, u kterých dochází k nerovnoměrným změnám struktury, popsané pomocí nerovnovážných diagramů IRA, ARA a „In-situ“ ARA diagramů. Pozornost je věnována metodám, bez kterých by diagramy vzniknout nemohly. V první řadě je to dilatometrie, dále metalografické a mikroskopické vyhodnocení vzorků a metoda měření tvrdosti.

Praktická část práce je věnována experimentálním měřením na přístroji DIL 805L, za účelem získání dilatometrických křivek a stanovení transformačních teplot pro tvorbu ARA a „In-situ“ ARA diagramů. Rozdíl v měřeních byl především při použití ochlazovacích křivek, kdy pro klasické ARA diagramy se používají ochlazovací křivky s konstantní rychlostí ochlazování a u „In-situ“ ARA diagramů je použit teplotní cyklus odpovídající reálnému svařovacímu cyklu definovanému parametrem $t_{8/5}$.

Klíčová slova

Dilatometrie, transformační teploty, nerovnovážné diagramy, dilatometr DIL 805L, ocel S960 MC

The Possibilities of Using Dilatometry to Create Classical and In-situ Welding CCT Diagrams

Annotation

This thesis outlines the process of creation of continuous cooling transformation diagrams of austenite (the CCT diagrams) and its modification for welding, “In-situ” CCT diagrams. The theoretical part includes the analysis of the formation of individual structural phases in steels, carried out using equilibrium diagrams. Furthermore, dynamic processes with unevenly changes in structures are described, using non-equilibrium TTT diagrams, CCT and "In-situ" CCT diagrams. Attention is paid to methods without which diagrams could not be created, covering dilatometry, metallographic and microscopic evaluation of samples and hardness test method.

The practical part of the work is devoted to experimental measurements using the instrument DIL 805L, in order to obtain dilatometric curves and determine the transformation temperatures for the creation of CCT and “In-situ” CCT diagrams. The difference in measurements was apparent mainly when using cooling curves, where cooling curves with a constant cooling rate are used for classical CCT diagrams and a temperature cycle corresponding to the real welding cycle defined by parameter $t_{8/5}$ is used for “In-situ” CCT diagrams.

Key words

Dilatometry, transformation temperatures, non-equilibrium diagrams, dilatometer DIL 805L, steel S960MC

Poděkování

Rád bych poděkoval vedoucímu práce doc. Ing. Jaromíru Moravcovi, Ph.D. za odborné vedení a cenné rady při tvorbě práce. Dále paní Ing. Ivě Novákové, Ph.D. za pomoc při formální kontrole práce a v neposlední řadě také rodičům a přátelům, kteří mě podporovali po celou dobu studia.

Obsah

Seznam použitých zkratk a symbolů	10
1 Úvod	11
2 Teoretická část	12
2.1 Strukturní fáze vyskytující se v ocelích	12
2.1.1 Charakteristika strukturní fáze.....	12
2.1.2 Rovnovážné diagramy slitin s úplnou rozpustností složek v tuhém stavu	13
2.1.3 Rovnovážné diagramy slitin s omezenou rozpustností obou složek v tuhém stavu.....	14
2.1.4 Rovnovážné diagramy slitin s omezenou rozpustností a peritektickou přeměnou	14
2.1.5 Soustava železo - uhlík	15
2.1.6 Jednotlivé fáze vyskytující se v ocelích dle diagramu Fe-Fe ₃ C	16
2.1.7 Fázové přeměny	18
2.2 Nerovnovážné diagramy	19
2.2.1 IRA diagramy	19
2.2.2 ARA diagramy	20
2.2.3 ARA diagram „in situ“	21
2.3 Tepelné zpracování	22
2.3.1 Kalení.....	23
2.3.2 Popouštění.....	23
2.3.3 Žihání	24
2.4 Dilatometrie.....	25
2.4.1 Dilatometr	26
2.4.2 Dilatometrická křivka	26
3 Experimentální část	28
3.1 Ocel S960MC.....	28

3.2	Návrh postupu měření	29
3.2.1	Teplotní cykly použité pro tvorbu programu „in situ“ měření	29
3.2.2	Stanovení rychlostí ochlazování pro klasická dilatometrická měření.....	32
3.3	Měření na dilatometru DIL 805L	34
3.4	Vyhodnocení získaných dilatometrických křivek	36
3.4.1	Metoda tří tečen	36
3.4.2	Metoda stanovení rychlosti délkové přeměny	37
3.5	Příprava vzorků pro měření tvrdosti	40
3.6	Měření tvrdosti	41
3.7	Grafické sestrojení nerovnovážných diagramů	42
3.7.1	Sestrojení svářečského In-situ ARA diagramu	42
3.7.2	Sestrojení klasického ARA diagramu.....	43
4	Diskuze výsledků	45
5	Závěr	46
	Použitá literatura	47
	Seznam příloh.....	50

Seznam použitých zkratk a symbolů

Zkratka/symbol	Název	Jednotky
Δl	změna délky	[μm]
Δt	změna teploty	[$^{\circ}\text{C}$]
A	tažnost	[%]
A_1	eutektoidní teplota	[$^{\circ}\text{C}$]
A_3	podeutektoidní teplota	[$^{\circ}\text{C}$]
ARA	anizotermický rozpad austenitu	
ARA „in situ“	svářečský ARA diagram	
B	bainit	
BCC	kubická prostorově středěná mřížka	
C	cementit	
CCT	continuous cooling transformation	
f	počet fází	[-]
F	ferit	
FCC	kubická plošně středěná mřížka	
HV 10	tvrdost dle Vickerse	
IRA	izotermický rozpad austenitu	
KV	vrubová houževnatost	[J]
m	hmotnost	[kg]
M	martenzit	
p	tlak	[MPa]
P	perlit	
R_m	mez pevnosti	[MPa]
R_p	mez kluzu	[MPa]
s	počet složek	[-]
t	čas	[s]
T_e	nejnižší teplota tavení	[$^{\circ}\text{C}$]
TTT	time-temperature-transformation	
v	počet stupňů volnosti	[-]
V_{ochl}	rychlost ochlazování	[$^{\circ}\text{C}/\text{s}$]
σ	směrodatná odchylka	

1 Úvod

V technických oborech patří k často skloňovaným tématům slovní spojení transformační teplota (neboli teplota transformace, či teplota fázové přeměny). Jedná se o velice důležité teploty, které se „podílejí“ na vzniku nových struktur materiálů. Jsou závislé na mnoha proměnných parametrech, které jsou spojeny ať už s tepelným zpracováním ocelí nebo také s chemickým složením materiálu, atd.

U ocelí se pro zjištění těchto teplot využívají takzvané nerovnovážné diagramy rozpadu austenitu. Pro sestavení takového diagramu je nutné vykonat sérii mnoha měření založených na lineárních nebo objemových změnách, analýzách struktur vznikajících za různých podmínek ochlazování a vše doplnit měřeními tvrdosti. Vzniklé diagramy poté mohou být nápomocny při řešení problémů spojených s požadovanými úpravami mechanických a technologických vlastností zpracovávaných dílů.

Ve strojírenské praxi se mnohdy naráží také na problémy spojené se svařováním ocelí, kde výsledný svar má tvrdou a křehkou strukturu, která je často zapříčiněna špatně zvolenými procesními parametry svařování, či absencí nebo nevhodnou výší předehřevu/dohřevu. Při svařování nejsou materiály ochlazovány nikdy konstantní rychlostí, a proto je vhodnější využívat nerovnovážné diagramy vytvořené na základě reálných svařovacích cyklů. Takové cykly jsou charakterizovány parametrem $t_{8/5}$, na jehož základě lze stanovit rychlost ochlazování materiálu před bainitickou nebo martenzitickou přeměnou. Díky znalosti vlivu parametru $t_{8/5}$ na strukturní změny a změny tvrdosti je možné upravovat procesní parametry a technologická opatření tak, aby se zabránilo praskání svarů, případně jejich zkřehnutí.

2 Teoretická část

Teoretická část se zabývá základním popisem dějů, k nimž dochází při ohřevu a ochlazování v binární soustavě železo-uhlík, v rámci rovnovážných stavů. Dále jsou zde vysvětleny nerovnovážné děje, k nimž dochází při tepelném zpracování, včetně popisu ARA diagramů a rozdílů mezi klasickými a “In- situ“ svářečskými ARA diagramy. Popsány jsou i způsoby tvorby uvedených diagramů, pomocí dilatometrických měření, metalografického zpracování a mikroskopického vyhodnocení a měření tvrdosti. V této části by měly být vysvětleny základní principy a metody měření tak, aby bylo možné porozumět výsledkům dosaženým v experimentální části práce.

2.1 Strukturní fáze vyskytující se v ocelích

2.1.1 Charakteristika strukturní fáze

Fáze, je pojem, který se zavádí při popisu mikrostruktur pro homogenní část soustavy, která je oddělena rozhraním od jiných částí, tedy fází. Těmito fázemi se dá popsat struktura soustavy. V kovové soustavě, se ale může nacházet pouze přesně daný počet fází. Proto bylo zavedeno Gibbsovo fázové pravidlo, které udává maximální počet fází v soustavě. Je to vztah mezi **počtem složek**, který udává nejmenší počet nezávislých chemických prvků, ze které lze soustavu složit a **počtem fází** a **stupni volnosti**, které jsou povoleny soustavě, aniž by došlo ke změně fází. Stupně volnosti jsou definovány také jako počet nezávislých změn, které jsou soustavě povoleny. Proměnné vyskytující se při těchto změnách jsou: teplota, tlak a složení fází [1]. Zákon se zapisuje v obecném tvaru takto (1):

$$v = s + 2 - f \quad (1)$$

kde značí: v počet stupňů volnosti [-],

s počet složek [-],

f počet fází [-].

Pro tuhé a kapalné kovové soustavy je vliv tlaku nepatrný, a proto jej lze zcela zanedbat. Tím pádem se vzorec (1) změní na tvar (2).

$$v = s + 1 - f \quad (2)$$

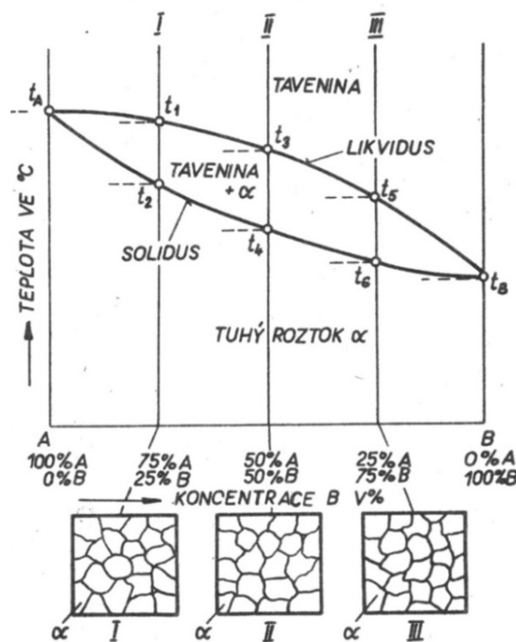
Toto pravidlo lze použít pouze pro zjištění počtu fází, o jejich složení a rozdělení se bohužel nic nezjistí [1].

Kvalitativní a kvantitativní popis fází, které jsou v rovnováze, lze v kovových soustavách o dvou a více složkách popsat pomocí rovnovážných diagramů. V případě dvou složek se jedná o binární a v případě tří složek o ternární rovnovážné diagramy. Binární diagramy se zobrazují v souřadnicích teplota – koncentrace. Rovnovážné diagramy lze rozdělit na [1]:

- 1) Diagramy s úplnou rozpustností složek v tuhém stavu.
- 2) Diagramy s úplnou nerozpustností složek v tuhém stavu.
- 3) Diagramy s omezenou rozpustností jedné nebo obou složek v tuhém stavu.
- 4) Diagramy s omezenou rozpustností v tuhém stavu a peritektickou přeměnou.
- 5) Diagramy s intermediálními fázemi.

2.1.2 Rovnovážné diagramy slitin s úplnou rozpustností složek v tuhém stavu

Takové diagramy tvoří spojitou řadu tuhých roztoků v celé koncentrační oblasti a lze je znázornit jednoduchým binárním diagramem na obr. 2.1. Diagram je tvořen křivkou solidu S a likvidu L. Aby mezi složkami v pevném stavu existovala neomezená rozpustnost, musí mít obě složky shodnou krystalovou mřížku a podobnou velikost atomů (např. Au-Ag; Ni-Cu) [4].

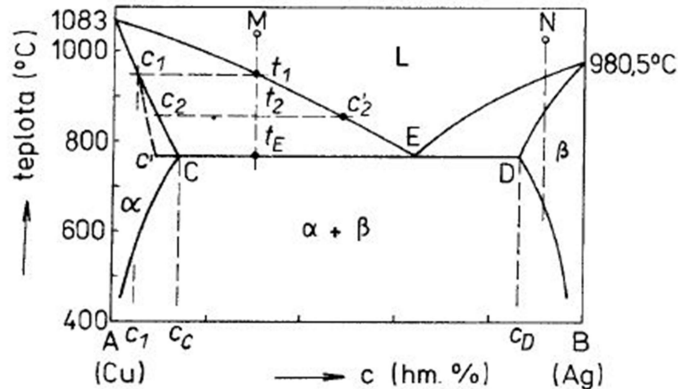


Obr. 2.1 Příklad binárního diagramu s úplnou rozpustností složek v tuhém stavu [10]

2.1.3 Rovnovážné diagramy slitin s omezenou rozpustností obou složek v tuhém stavu

Diagram je opět tvořen křivkami solidu a likvidu, nyní se ale navíc schází v bodě E (viz obr. 2.2). Tento bod se nazývá bodem eutektickým. Jsou zde v rovnováze tři fáze, a to tuhé roztoky α a β a také kapalná fáze. Soustava je tedy invariantní. Při snížení teploty pod teplotu eutektického bodu T_e (nejnižší teplotě tavení), mizí kapalná fáze. Následně proběhne krystalizace, kde vznikají krystaly tuhého roztoku α a β . Vzniká tedy mechanická směs, která se nazývá eutektikum. Toto eutektikum má obvykle strukturu lamelární, neboli vedle sebe uspořádané krystaly ve tvaru destiček. Může mít ale také tvar zrn, tyčinek nebo jehlic.

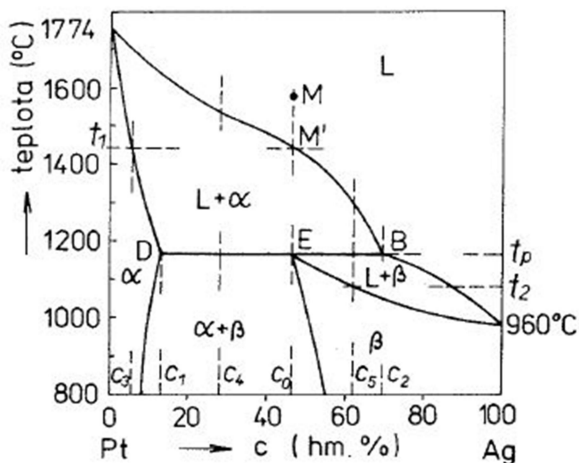
Teplota, při níž krystalizují slitiny o koncentracích c_C až c_D je současně teplota, která náleží horizontální čáře solidu. Solidus se ale skládá dohromady ze tří čar, a to z čáry mezi body AC, CD a DB. Při krystalizaci slitin v oblasti bodů C až E, začíná vznikem krystalů příslušného tuhého roztoku, tedy $\alpha +$ eutektika. V oblasti E až D je to $\beta +$ eutektikum. Při koncentracích slitin mezi body AC a DB proběhne krystalizace pouze za vzniku tuhého roztoku α nebo β [1].



Obr. 2.2 Příklad binárního diagramu s omezenou rozpustností složek v tuhém stavu (Cu - Ag) [1]

2.1.4 Rovnovážné diagramy slitin s omezenou rozpustností a peritektickou přeměnou

U tohoto typu diagramů, dochází k peritektické přeměně především u složek, které mají značně rozdílnou teplotu tavení, například Pt a Ag (viz obr. 2.3). Tato přeměna je podobná eutektické, kde jsou v rovnosti dvě tuhé fáze a jedna kapalná s tím rozdílem, že při peritektické reakci je výsledkem vymizení jedné z tuhých fází (případně i taveniny), za vzniku nové tuhé fáze. Tato reakce probíhá na peritektické čáře (DEB).

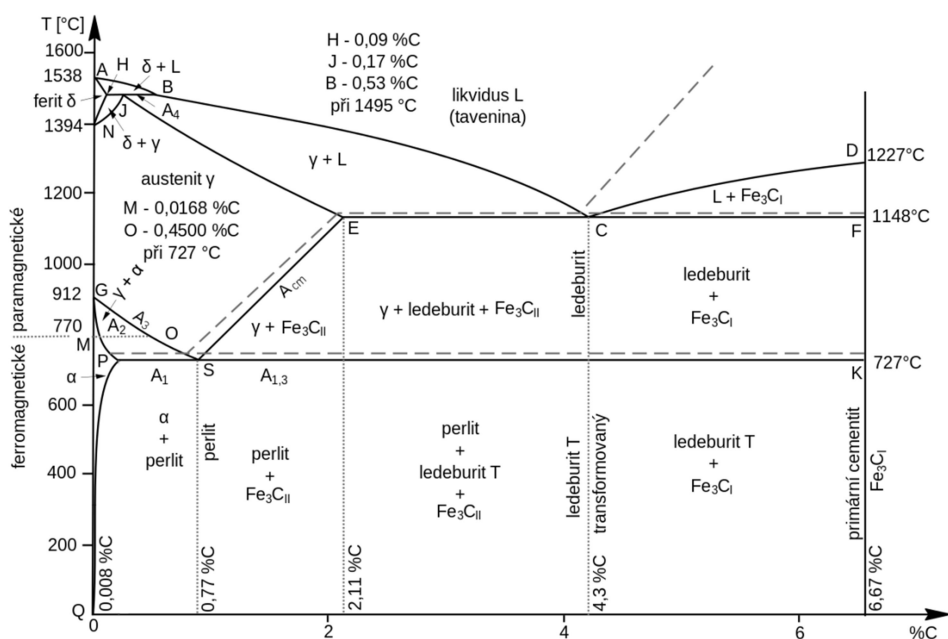


Obr. 2.3 Příklad binárního diagramu s omezenou rozpustností složek v tuhém stavu a peritektickou přeměnou (Pt – Ag) [1]

2.1.5 Soustava železo - uhlík

Jedním ze stěžejních diagramů nauky o materiálech, ale také potřeby pro praktické využití, je binární rovnovážný diagram železo-uhlík. Za jeho pomoci je možné odvodit pro konkrétní teplotu a koncentraci prvků, jaké finální strukturní fáze bude dosaženo. Jedná se sice o teoretické informace platící pro nekonečně dlouhé děje, ale při správném použití je možné si udělat představu o strukturním složení základních ocelí a litin.

Diagram železa s uhlíkem se dělí z pohledu termodynamiky do dvou základních verzí (obr. 2.4), a to do stabilní nebo metastabilní verze. Ve stabilní podobě se uhlík vylučuje ve formě grafitu, v metastabilní podobě se uhlík vylučuje ve formě cementitu (karbidu železa Fe_3C) [1].



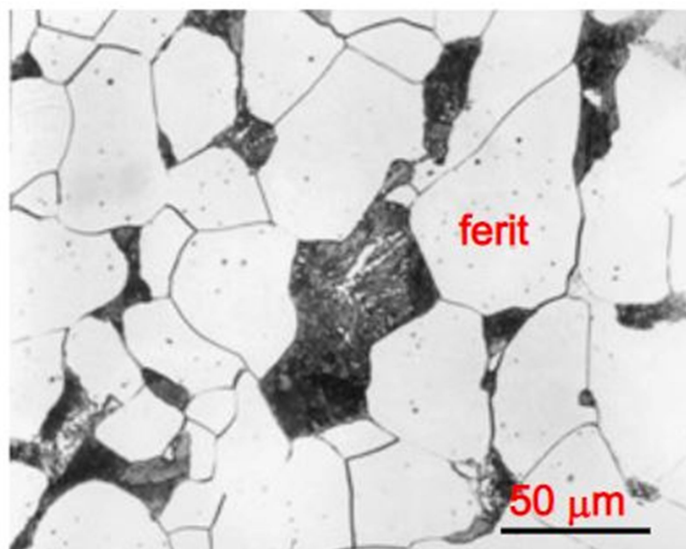
Obr. 2.4 Stabilní (přerušovaná čára)/metastabilní diagram (plná čára) Fe- Fe_3C [3]

Ve shodě s výše uvedeným binárním diagramem Fe-Fe₃C dochází i k základnímu rozdělení technických slitin železa s uhlíkem. Podle obsahu C se slitiny železa rozdělují na oceli a litiny. Mezníkem mezi nimi je obsah C = 2,11 hm. %, kdy vzniká tvářitelný jednofázový tuhý roztok. **Oceli** jsou pak definovány jako více komponentní slitiny Fe s obsahem C pod 2,11 hm. % s celou řadou dalších prvků. Uhlík se v ocelích vyskytuje ve formě karbidů Fe₃C. Také **Litiny** jsou definovány jako více komponentní slitiny Fe, ovšem s obsahem C větším než cca 2 hm. % C. Litiny obsahují celou řadu dalších prvků a uhlík se v nich vyskytuje buď ve formě karbidu Fe₃C, nebo ve formě grafitu [1, 4].

2.1.6 Jednotlivé fáze vyskytující se v ocelích dle diagramu Fe-Fe₃C

Ke správnému porozumění diagramu Fe-Fe₃C je nutno znát jednotlivé typy fázi a jejich základní mechanické charakteristiky. Z důvodu zaměření práce pouze na oceli, se jedná o tyto fáze:

Ferit – je definován jako intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe alfa nebo delta. Dle toho se označuje jako alfa a delta ferit. Alfa ferit je stabilní do teploty 911 °C a může obsahovat až 0,018 % uhlíku. Delta ferit může obsahovat až 0,1 % uhlíku a zachovává stabilitu při teplotách od 1392 do 1536 °C [1]. Ferit má pevnost okolo 250 MPa, je tvárný i zastudena a dobře obrobitelný. S ohledem na velmi nízký obsah C se jeho vlastnosti blíží vlastnostem čistého železa.

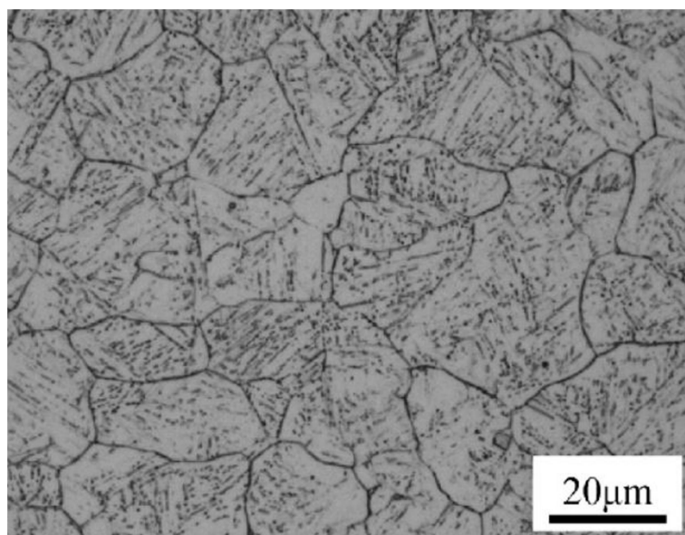


Obr. 2.5 Strukturní fáze – ferit [5]

Na vlastnosti feritu mají značný vliv další prvky, které s feritem tvoří substituční tuhé roztoky. Všechny přísady zvyšují jeho tvrdost a pevnost. Houževnatost feritu některé

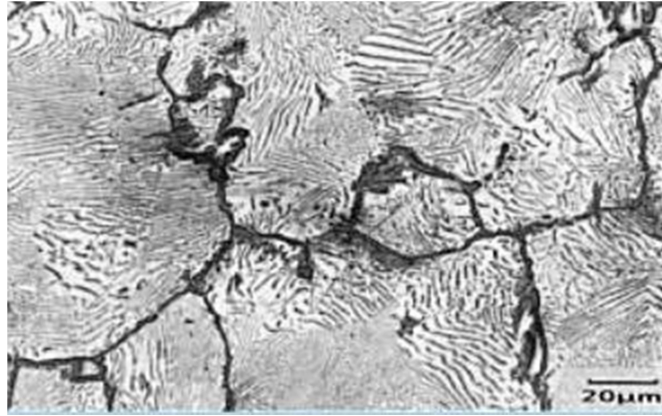
z nich zvyšují (*Ni*, *Cr*, *Mn*), jiné snižují (*Si*) [1]. Na obr. 2.5 je ukázán metalografický výbrus feriticko-perlitické oceli, přičemž ferit je znázorněn bíle.

Austenit – je intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe gama, stálý při teplotách 723 až 1495 °C. Maximální rozpustnost uhlíku v austenitu je až 2,11 % uhlíku [4]. S vyšším obsahem *C* se mřížkový parametr austenitu zvyšuje. Austenit má strukturu s krychlovou mřížkou plošně středěnou (*FCC*), která je nemagnetická, houževnatá a ze všech struktur ocelí nejlépe tvárná. Vzhledem k tomu, že ocel je více komponentní soustava, rozpouští se v austenitu celá řada dalších prvků, a to jak intersticiálně, tak i substitučně. Na obr. 2.6 je ukázán metalografický výbrus austenitu. U ocelí s polymorfní přeměnou jde o výchozí strukturu pro následná tepelná zpracování [1].



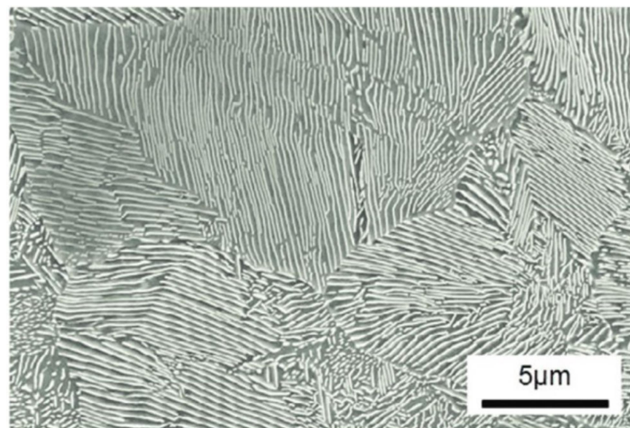
Obr. 2.6 Struktura austenitu [6]

Cementit – je chemická sloučenina Fe_3C známá také jako karbid železa, jehož název vznikl podle pochodu cementování, při kterém tato fáze vzniká. Je to fáze velice tvrdá (více než 65 *HRC*), křehká a netvárná, tvořící intermetalickou fázi, jejíž chemické složení se s teplotou nemění. Po ochlazení taveniny vzniká při určitých teplotách a různých chemických složeních až 5 druhů cementitů (primární, ledeburitický, sekundární, perlitický, terciální). Protože se jedná o stále stejnou intermetalickou fázi, nelze je vždy ve struktuře od sebe odlišit [1, 4]. Na obr. 2.7 lze vidět cementit zabarvený do černé barvy.



Obr. 2.7 Struktura cementitu a feritu [7]

Perlit – je metalurgický název eutektoidu metastabilní soustavy obsahujícího 0,8 hm. % C. Je to směs feritu a cementitu v poměru přibližně 7:1, která vznikla při ochlazování austenitu eutektoidní přeměnou. S ohledem ke značnému podílu feritu je tato směs ještě dostatečně tvárná, ale obsah 12,5 hm.% cementitu zvyšuje oproti samotnému feritu její tvrdost a tím i pevnost (650 MPa) na úkor její houževnatosti [1]. Struktura perlitu je ukázána na obr. 2.8.



Obr. 2.8 Struktura perlitu [8]

2.1.7 Fázové přeměny

Při fázových přeměnách se soustava snaží během změny vnějších podmínek dosáhnout nejmenší hodnoty volné entalpie neboli Gibbsovy energie. Při tomto ději se mění skupenství či krystalové struktury v tuhém stavu [1]. Tyto přeměny jsou nezbytnou součástí pro proces tepelného zpracování ocelí, který byl nastíněn v začátku této práce.

Mezi nejčastější fázové přeměny v kovové rovnovážné soustavě patří **austenitizace** a **feriticko-perlitická či perlitická přeměna**. První ze jmenovaných je stěžejní pro všechny operace tepelného zpracování spojeného s překrystalizací. Spočívá v ohřevu na

nadkritickou teplotu a v následné přeměně feritu a cementitu na austenit. Zejména důležitou částí této přeměny je homogenizace austenitu a následný růst jeho zrna. Další důležitou přeměnou je perlitická přeměna, kde se austenit slitiny o eutektoidním složení rozpadá na perlit (eutektoidní směs feritu + cementitu). K této přeměně dochází při relativně pomalých rychlostech ochlazování.

Mezi další fázové přeměny patří **bainitická** a **martenzitická přeměna**. Tyto přeměny jsou ale nerovnovážné, vznikají při vyšších rychlostech ochlazování, proto už není možné použít rovnovážný diagram železo – karbid železa. Pro popis nerovnovážných přeměn se proto užívá nerovnovážných diagramů typu IRA a ARA, které jsou popsány v další kapitole této práce.

Bainitická přeměna probíhá, v závislosti na chemickém složení, v rozmezí teplot od 550 °C až do teploty začátku martenzitické přeměny. Vzniká přeměnou austenitu na nelamelární feriticko-karbidickou směs (bainit). Ta se často v závislosti na teplotě dělí na dolní a horní bainit. Pevnostní vlastnosti a tvrdost bainitu je vyšší než u perlitu, ale tažnost a houževnatost této fáze oproti perlitu výrazně klesá.

Další důležitou transformací je martenzitická přeměna. Vzniká bezdifúzní přeměnou austenitu na nerovnovážený přesycený tuhý roztok uhlíku v železe alfa. Ochlazování musí proběhnout nadkritickou rychlostí a přeměna je realizována střižovým mechanismem při změně teploty mezi martenzit start a martenzit finish. Martenzit je fází s nejvyššími mechanickými vlastnostmi (až 2000 MPa) a tvrdostí, ale s velmi malou houževnatostí [1, 4].

2.2 Nerovnovážné diagramy

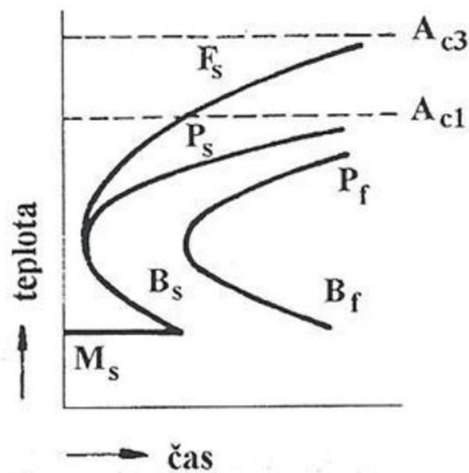
Mezi nerovnovážné, se řadí diagramy rozpadu austenitu označované zkratkami ARA (anglicky CCT - continuous cooling transformation) a IRA (anglicky TTT - time-temperature-transformation).

2.2.1 IRA diagramy

Diagramy IRA neboli diagramy izotermického rozpadu austenitu, popisují průběh vzniku struktury při tepelném zpracování ocelí, za konstantní teploty. V diagramu jsou sestrojeny křivky, značící začátek dané fázové přeměny, popřípadě i konec. Vše je v závislosti teploty na čase. Diagram najde praktické využití především při tepelném zpracování tenkých nebo velice malých součástí. Je to proto, že z teploty austenitu se musí

polotovar velice rychle ochladit na požadovanou teplotu. Další aplikací je například isothermální kalení do roztavených kovů, nebo solných lázní [1, 10].

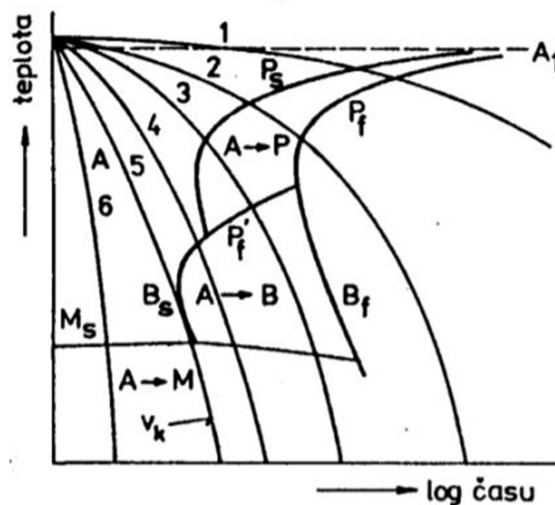
Požadovaná struktura i předpokládané mechanické vlastnosti se dosáhnou správnou volbou teploty a tedy i správnou volbou ochlazovacího média. Každý IRA diagram přísluší konkrétní oceli s konkrétním chemickým složením a také konkrétními požadavky pro austenitizaci (velikost zrna, homogenita, atd.) [10]. Schematický náčrt IRA diagramu je ukázán na obr. 2.9.



Obr. 2.9 Diagram IRA podeutektoidní oceli [9]

2.2.2 ARA diagramy

Diagramy typu ARA, neboli anizotermického rozpadu austenitu, jsou důležitou pomůckou pro procesy tepelného zpracování oceli, ale i pro další výrobní technologie.

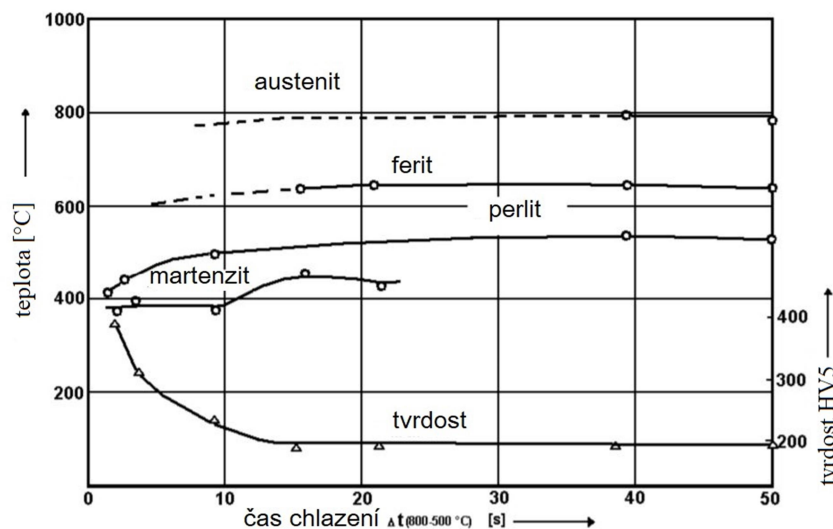


Obr. 2.10 Diagram ARA eutektoidní oceli [4]

Určují dobu potřebnou při přeměně austenitu na jiné požadované struktury, na základě definovaných rychlostí ochlazování. Diagram je vyobrazen, jako závislost teploty na čase, kde čas je vynesena v logaritmických souřadnicích, z důvodu větší přehlednosti. Křivky, které zobrazují rychlosti ochlazování (viz obr. 2.10, křivky 1 až 6), procházejí ohraničenými oblastmi. V nich probíhá přeměna struktury dle příslušných popisů, například perlitická transformace, která začíná křivkou perlit start a končí po překročení křivky perlit finish, takto to pokračuje i při dalších přeměnách. Diagram je vytvořen pomocí dilatometrických měření pro rovnoměrné rychlosti ochlazování a dá se říci, že je pro každé chemické složení oceli unikátní [10].

2.2.3 ARA diagram „in situ“

Diagramy ARA, se také vyskytují ve formě ARA „in situ“, neboli svářečských diagramů anizotermického rozpadu austenitu. Od klasických ARA se na první pohled odlišují osou, na které je vynesena čas (obr. 2.11), a to tak, že je zde vynesena čas chlazení z teploty 800°C na 500 °C (dále jen parametr $t_{8/5}$). Při svařování dochází zpravidla k vysokým rychlostem ochlazování a čas $t_{8/5}$ je parametrem pravděpodobnosti dosažení tvrdých základních struktur, jako jsou martenzit a bainit. Při svařování je snaha vyhnout se těmto strukturám, a proto je i výsledná maximální tvrdost ve svaru a v TOO limitována.



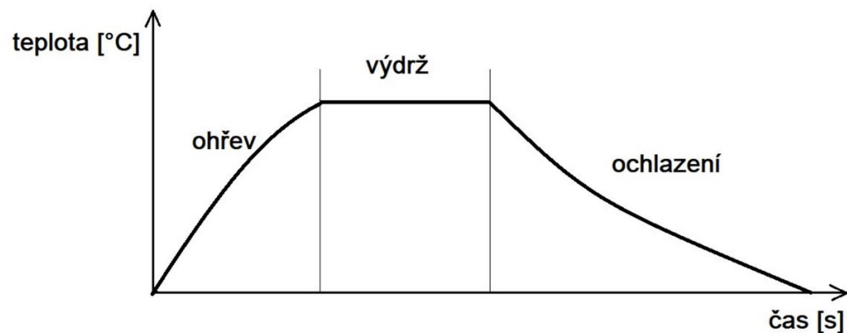
Obr. 2.11 Diagram ARA „in situ“ pro ocel 11 503 [13]

V ARA „in situ“ diagramu nejsou znázorněny konstantní ochlazovací křivky, jako je tomu u klasických ARA diagramů. U svařovacího cyklu se rychlost ochlazování mění v závislosti na teplotě, proto je parametrem $t_{8/5}$ vyjádřena tzv. charakteristická rychlost ochlazování. A právě z důvodu použití reálných svařovacích cyklů při sestavování

diagramů, mají takové diagramy větší vypovídající schopnost při aplikaci svařovacích procesů. Parametr $t_{8/5}$ je možné ovlivnit například teplotou přehřevu a dohřevu, nebo zvýšením tepelného příkonu do svaru. Tento parametr lze též vypočítat, nebo změřit za pomoci termočlánků [10, 13].

2.3 Tepelné zpracování

Tepelné zpracování je technologický postup, prováděný za účelem získání požadovaných mechanických, technologických a užitných vlastností finálního výrobku. Výsledku je možné dosáhnout cílenými změnami výsledné struktury oceli. Spočívá v ohřevu oceli na požadovanou teplotu, výdrži na dané teplotě a následném ochlazení definovanou rychlostí, která je volena podle požadovaného zpracování. Na obr. 2.12 je schematicky ukázán postup tepelného zpracování rozdělený do třech základních fází [1, 4].



Obr. 2.12 Schéma průběhu tepelného zpracování [2]

Podle působení časově závislých teplotních procesů je tepelné zpracování děleno na žhání, kalení, a popouštění. Tyto procesy jsou děleny ještě do skupin a podskupin (viz obr. 2.13).

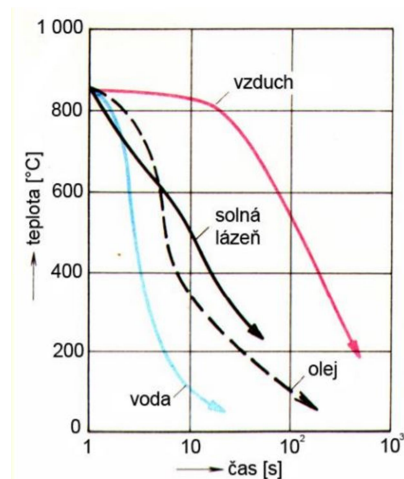
Tepelné zpracování					
žhání		kalení		popouštění	
bez překrytí	s překrytím	martenzitické	bainitické	při nízkých teplotách	při vyšších teplotách
ke snížení vnitřního pnutí	homogenizační	do studené lázně (lomené)	do studené lázně		
rekrytalizační	normalizační	do teplé lázně (termální)	do teplé lázně		
na měkko	izotermické	se zamrazováním	izotermické kalení		
	kombinované				

Obr. 2.13 Rozdělení tepelného zpracování [1]

2.3.1 Kalení

Kalení spočívá v ohřevu na teplotu 30-70 °C nad Ac_3 a Ac_1 a následném ochlazení, které musí být dostatečně rychlé na to, aby ve struktuře vznikla požadovaná struktura, případně byly dosaženy požadované technologické, či užitné vlastnosti kaleného výrobku. Cílem je zpravidla dosáhnout struktury tvořené bainitem nebo martenzitem. Z toho vzniká rozdělení na martenzitická a bainitická kalení. Vzniklá struktura tak má větší pevnost, tvrdost, odolnost proti opotřebení, ale zároveň menší houževnatost a větší křehkost, než před tepelným zpracováním.

Při kalení je možné použít různá ochlazovací média, jako jsou voda a oleje, ale ochlazovat lze i na vzduchu, případně v solných a polymerních lázních nebo dokonce v roztavených kovech. Kalení do vody a oleje se vyznačuje velice rychlým ochlazením. Voda se často používá pro ochlazení nelegovaných a nízkolegovaných ocelí, olej pro legované ocele. Pokud je zapotřebí snížit nebezpečí vzniku vnitřních pnutí materiálu, využívá se jako chladícího prostředí teplých lázní, například solných nebo kovových. U silně prokalujících se vysokolegovaných ocelí se využívá ochlazování na vzduchu, při tomto procesu mají oceli název samokalitelné. Na obr. 2.14 je možné porovnat jednotlivá prostředí na základě jejich schopnosti odvodu tepla [1, 10].



Obr. 2.14 Porovnání chladících prostředí (teplota-čas) [14]

2.3.2 Popouštění

Proces popouštění by měl následovat ihned po procesu kalení. Je to z důvodu velmi vysokých vnitřních pnutí v materiálu vznikajících při kalení, která mohou vést i ke vzniku trhlin. Jedná se zpravidla o strukturní zbytková napětí způsobená přesyceným intersticiálním roztokem uhlíku v železe α , kde je koncentrace uhlíku několikanásobně

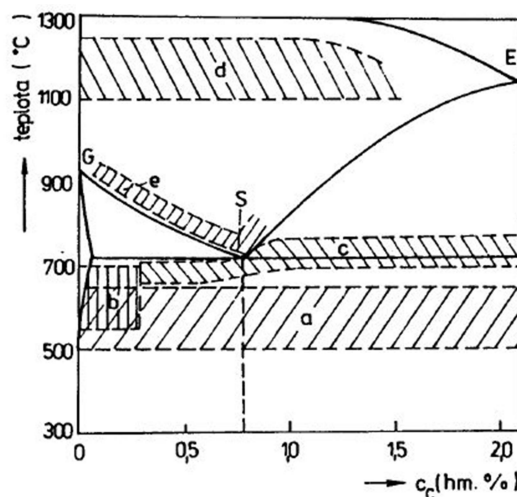
vyšší, než by odpovídalo rovnovážnému diagramu. Procesem popouštění je umožněn difúzní přesun uhlíku z intersticiálních poloh a jeho vyloučení ve formě karbidů.

Při popouštění se materiál ohřeje na teplotu pod A_1 , poté následuje výdrž na této teplotě (umožněna difúze uhlíku z přesyceného roztoku) a následné ochlazení požadovanou rychlostí. Dle popouštěcích teplot se dělí na popouštění při nízkých teplotách a při vysokých teplotách. **Nízkoteplotní popouštění**, neboli napouštění, probíhá při teplotách od 100 – 300 °C. Cílem je zabezpečit rozpad zbytkového austenitu ve struktuře, snížit vnitřní napětí, zachovat tvrdost a současně stabilizovat rozměry součásti. **Popouštění za vysokých teplot** (anizotermické zušlechťování) probíhá při teplotách 400 až 650 °C. Používá se pro zvýšení houževnatosti a plasticity zakaleného materiálu [1, 4].

2.3.3 Žihání

Žihání se používá za účelem dosažení rovnovážného stavu v oceli nebo alespoň k jeho přiblížení, za pomoci zmenšení strukturní, či chemické heterogenity. Tím pádem klesá tvrdost, roste obrobitelnost a tvářitelnost za studena. Žihání se dělí na dvě základní skupiny, a to na žihání s překrytalizací a žihání bez překrytalizace.

Žihání bez překrytalizace využívá pouze strukturních změn, fázové změny zde nejsou, v důsledku nižších žihacích teplot než u žihání s překrytalizací. Dle žihacích teplot se rozděluje na 3 hlavní podskupiny (viz obr. 2.15), ty jsou: žihání pro snížení vnitřního pnutí (a), rekrytalizační žihání (b) a na žihání na měkko (c).



Obr. 2.15 Rozdělení žihání dle žihacích teplot [4]

Žihání pro snížení vnitřního pnutí se často používá ihned po svařování, obrábění, tváření za tepla. Probíhá při teplotách 500 – 650 °C s výdrží na teplotě v závislosti na

maximální tloušťce zpracovávaného dílu. Ochlazování probíhá velmi pomalu (zpravidla v peci) a to až do teploty 300 °C. Poté je výrobek dochlazen na vzduchu.

Rekrystalizační žíhání probíhá v rozmezí teplot 550 – 700 °C. Přispívá k obnovení plastických vlastností po tváření za studena. Účelem je odpevnění materiálu a obnova deformovaných zrn po tváření. Příkladem může být rekrystalizační žíhání zařazené jako mezioperace při tažení drátu.

Žíhání na měkko, probíhá při oscilaci na teplotě A_1 a provádí se například před obráběním nástrojových či konstrukčních ocelí, z důvodu snížení tvrdosti.

Žíhání s překrystalizací probíhá v oblasti austenitu, tedy za teplot nad A_3 . Je realizováno difúzním procesem, tedy za vyšších teplot, kdy rychlost difúze roste. Dělí se také na několik podskupin, z nichž dvě hlavní jsou žíhání:

Normalizační žíhání (obr. 2.15, e), které se provádí pro odstranění heterogenity struktury a zrovnoměnění užitečných vlastností v průřezu výrobku, odstranění vnitřních napětí a celkové změkčení struktury. Skládá se z ohřevu 30 – 50 °C nad A_3 (A_{cm}), výdrže na teplotě do dosažení homogenního austenitu a následného ochlazení na vzduchu. Výslednou strukturou je u uhlíkových, nízko a středně legovaných ocelí jemnozrnná směs feritu a perlitu.

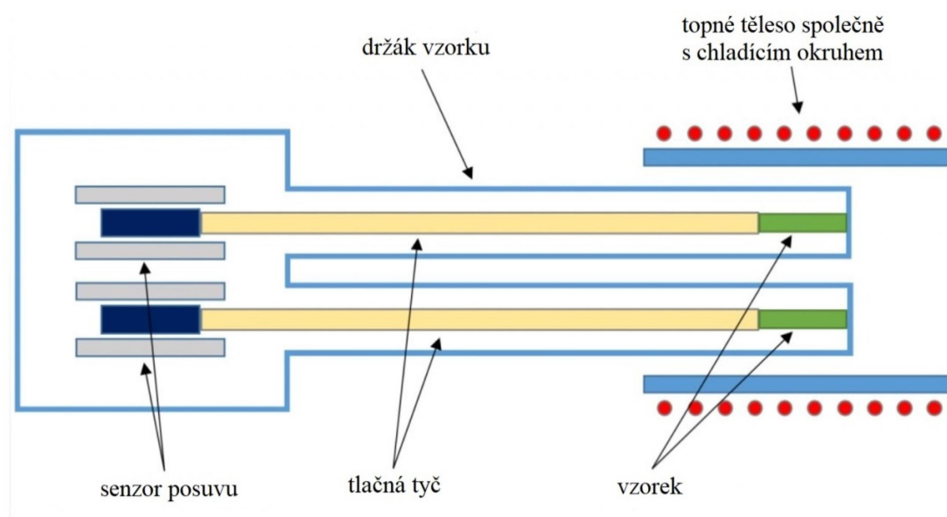
Homogenizační žíhání (obr. 2.15, f) slouží k vyrovnání chemické struktury zejména u výchozích ingotů a velkých odlitků. Provádí se za velmi vysokých teplot 1000 až 1300°C, s výdrží po dobu několika desítek hodin. Záporom je zhrubnutí zrna austenitu, které je však možné následně zjemnit tvářecími operacemi [1, 10].

2.4 Dilatometrie

Dilatometrie je experimentální metoda založená na tepelné roztažnosti materiálů. Tedy metoda zkoumající délkové a objemové změny zkušebního materiálu, které jsou důsledkem jeho chemických, či fyzikálních přeměn. Tyto přeměny jsou závislé na času nebo teplotě, případně na obojím [11]. Stroj měřící rozměrové změny zkoušeného vzorku při ohřevu a ochlazování se nazývá dilatometr. Konkrétně v této práci bude využito kalíciho dilatometru TA Instruments – DIL 805L.

2.4.1 Dilatometr

Dilatometr je přístroj, do kterého se vloží zkoumaný vzorek a na základě předem stanovených cyklů zahřívání a ochlazování vykreslí dilatometrickou křivku. Dle obr. 2.16, je možné si udělat představu o hlavních částech dilatometru. Vzorek se vloží do držáku, který je vyroben ze stejného materiálu jako tlačná tyč. U takových materiálů musí být známa teplotní závislost jejich lineární roztažnosti v uvažovaném intervalu měření a nesmí v nich v tomto intervalu docházet k fázovým transformacím. Za takových podmínek je možné kompenzovat roztažnost měřicího přístroje a získat tak pouze údaje o rozměrových změnách testovaných vzorků. Zahřívání vzorků probíhá za pomoci topného tělesa buď sáláním, indukci nebo elektrickým odporem. Při ochlazování se využívá chladicího média, které proudí skrze duté topné těleso a tím pádem vzorek ochlazuje. Délkové změny vznikající důsledkem teplotní roztažnosti jsou zaznamenávány senzorem posuvu, který snímá tlačnou tyč dotýkající se vzorku. Zpravidla se používají LVDT čidla [11, 12].

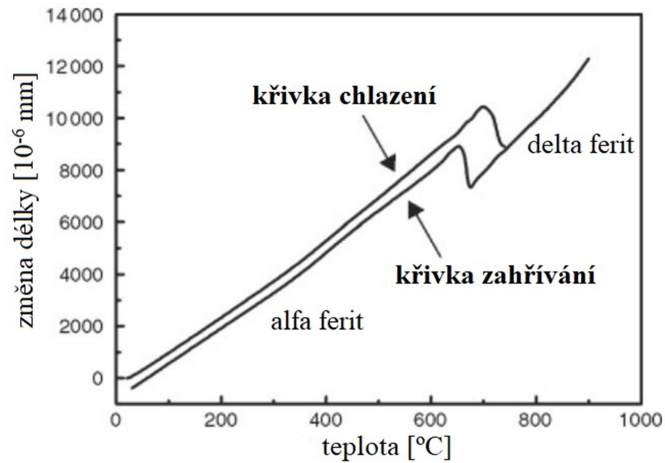


Obr. 2.16 Schéma dilatometru [11]

2.4.2 Dilatometrická křivka

Výstupem při dilatometrických měřeních je takzvaná dilatometrická křivka. Jde o záznam změny délky v závislosti na teplotě. Při fázových transformacích dochází ke změně typu mřížky. Z důvodu rozdílného uspořádání atomů v mřížce, vyjádřeného koeficientem zaplnění mřížky, je objemová hustota jednotlivých mřížek rozdílná. Například kubická prostorově středěná mřížka (BCC) má koeficient zaplnění 68% a kubická plošně středěná mřížka (FCC) má koeficient zaplnění 74%. To se při změně mřížky projeví na změně objemu vzorku a uvedené změny lze citlivými snímači měřit.

Na obr. 2.17, je možné vidět dilatometrickou křivku zahřívání a chlazení podeutektoidní slitiny železa s uhlíkem. Při růstu teploty, roste lineárně i délka vzorku až do chvíle fázové přeměny. V průběhu přeměny mřížky z BCC na FCC dochází k postupnému poklesu změny délky až do chvíle, kdy je transformace dokončena. Poté nastává opětovný lineární nárůst změny délky. Při ochlazování je tomu právě naopak [12].



Obr. 2.17 Dilatometrická křivka [12]

3 Experimentální část

V experimentální části se tato práce zabývá návrhem postupu měření a následným provedením experimentů, vedoucích k vytvoření „In-situ“ svářečského ARA diagramu a jeho porovnání s klasickým ARA diagramem. Jedná se o dilatometrická měření realizovaná na základě reálných svařovacích cyklů a dilatometrická měření realizovaná na základě konstantních rychlostí ochlazování. Všechna experimentální měření byla provedena na vzorcích z jemnozrné vysokopevnostní konstrukční oceli S960MC.

3.1 Ocel S960MC

Jako zkušební vzorek oceli pro následná měření, byla zvolena ocel typu S960MC, protože se jedná o materiál s výrazným aplikačním potenciálem. Jedná se o konstrukční ocel, která má minimální zaručenou hodnotu meze kluzu 960 MPa. Tato ocel je zároveň jemnozrná, termomechanicky zpracovaná, což značí písmeno „M“ v názvu a také je určena k tváření za studena (označení „C“). Její garantovaná vrubová houževnatost je 27 J (zkouška Charpyho kladivem, vrub tvaru V, teplota vzorku -40 °C, šířka vzorku 10 mm). Chemické složení oceli, je uvedeno v tabulce 3.1 a mechanických vlastností dané normou EN 10149-2 a materiálovým atestem jsou uvedeny v tabulce 3.2 [17].

Tabulka 3.1 Chemické složení oceli S960MC v hmotnostních procentech [hm%]

C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	V	Ti	Cr	Ni	Mo
0,09	0,18	1,06	0,01	0,003	0,036	0,002	0,007	0,03	1,08	0,07	0,11

Tabulka 3.2 Tabulka mechanických vlastností oceli S960MC

	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	R _{p0,2} / R _m	A [%]	KV [J]
Dle EN 10149-2	min 960	980-1250		min. 7	min. 27
Materiálový atest	1018	1108	0,92	10,1	

Ocel S960MC byla dodána ve formě plechu tloušťky 3 mm. Pro dilatometrická měření jsou z důvodu rovnoměrného ohřevu zpravidla využívány rotační vzorky o průměru 4 mm a délce 10 mm. To však v tomto případě nebylo možné, a proto byly vyrobeny vzorky tvaru kvádrů, s rozměry 3x4x10 mm.

3.2 Návrh postupu měření

Postup experimentálních měření byl realizován v následujících krocích:

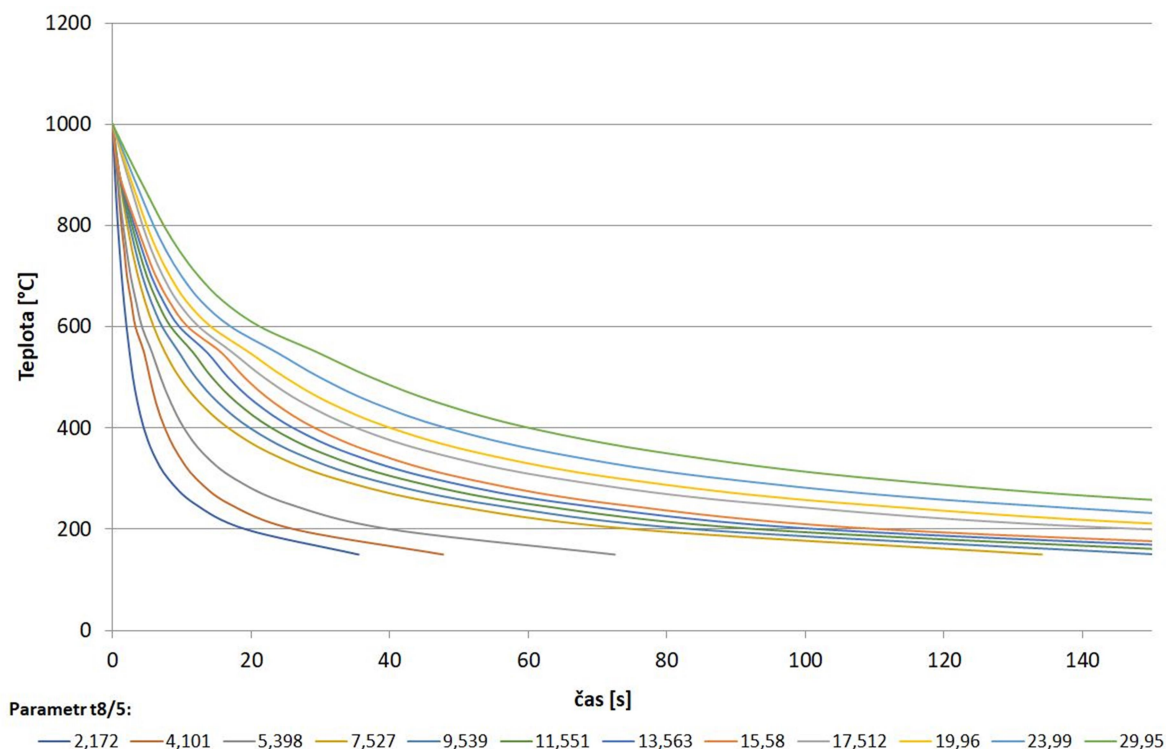
- 1) Definování teplotních cyklů svařování potřebných pro dilatometrická In-situ měření.
- 2) In-situ měření transformačních křivek na dilatometru DIL 805L.
- 3) Měření transformačních křivek s konstantní ochlazovací rychlostí na dilatometru DIL 805L.
- 4) Vyhodnocení naměřených dilatometrických křivek a stanovení transformačních teplot.
- 5) Příprava vzorků na měření tvrdosti a měření tvrdosti dle Vickerse.
- 6) Grafické sestrojení diagramů ARA a ARA „in situ“

Jako první úkon, který bylo třeba vykonat před začátkem měření, je návrh programu, podle kterého bude dilatometr vzorek zahřívat a následně ochlazovat. Jelikož bylo úkolem práce sestrojení klasického i svářečského ARA diagramu, byly nejprve vytvořeny řídicí programy dilatometru pro měření svářečského In-situ diagramu. Ten vychází z klasických svařovacích cyklů s rozdílným parametrem ochlazování $t_{8/5}$. Parametr $t_{8/5}$ byl zvolen přibližně po dvou až třisekundových krocích (od 2s do 30s) tak, aby byla pokryta celá oblast pro předpokládané využití.

3.2.1 Teplotní cykly použité pro tvorbu programu „in situ“ měření

Teplotní cykly použité pro dilatometrická in-situ měření, byly získány dvěma způsoby: 1) měřením reálných svařovacích cyklů a 2) simulacemi teplotních cyklů při svařování. Měřením teplotních cyklů při svařování konstrukční oceli S355J2 metodou MAG, se podařilo získat teplotní cykly s parametrem $t_{8/5}$ odpovídajícím hodnotám 3,95; 5,40 a 15,58 s. Numerickými simulacemi v programu Sysweld pak byly získány teplotní cykly s parametrem $t_{8/5}$ odpovídajícím hodnotám 2,17; 7,53; 11,55 a 23,99 s. Aby bylo možné rovnoměrně pokrýt celou předpokládanou oblast, byly zbylé teplotní cykly dodány vždy jako průměrné hodnoty dvou sousedících cyklů. Například průměrováním reálného cyklu s parametrem $t_{8/5} = 15,58$ s a simulovaného cyklu s parametrem $t_{8/5} = 11,55$ s byl získán teplotní cyklus s parametrem $t_{8/5} = 13,56$ s. Uvedeným způsobem byly vytvořeny teplotní cykly s parametrem $t_{8/5}$ odpovídajícím hodnotám 9,54; 13,56; 19,96 a 29,95 s. Na obrázku 3.1 jsou uvedeny ochlazovací části všech teplotních cyklů využitých pro měření

in-situ ARA diagramů. Cykly jsou oříznuty tak, aby ochlazování začínalo na stejné teplotě 1000°C.



Obr. 3.1 Průběh ochlazovacích křivek pro rozdílné parametry $t_{8/5}$

Pro sestavení řídicích programů dilatometru bylo nezbytné teplotní cykly rozdělit na dílčí úseky. Všechny cykly byly rozděleny na stejné úseky s teplotním krokem 50°C. V tabulkách 3.3 až 3.4 jsou uvedeny teplotní a časové úseky jednotlivých teplotních cyklů, tak jak byly použity pro řídicí programy. Příklad finálně vytvořeného programu pro dilatometrická měření teplotního cyklu s parametrem $t_{8/5} = 2,17$ s je ukázán na obr. 3.2.

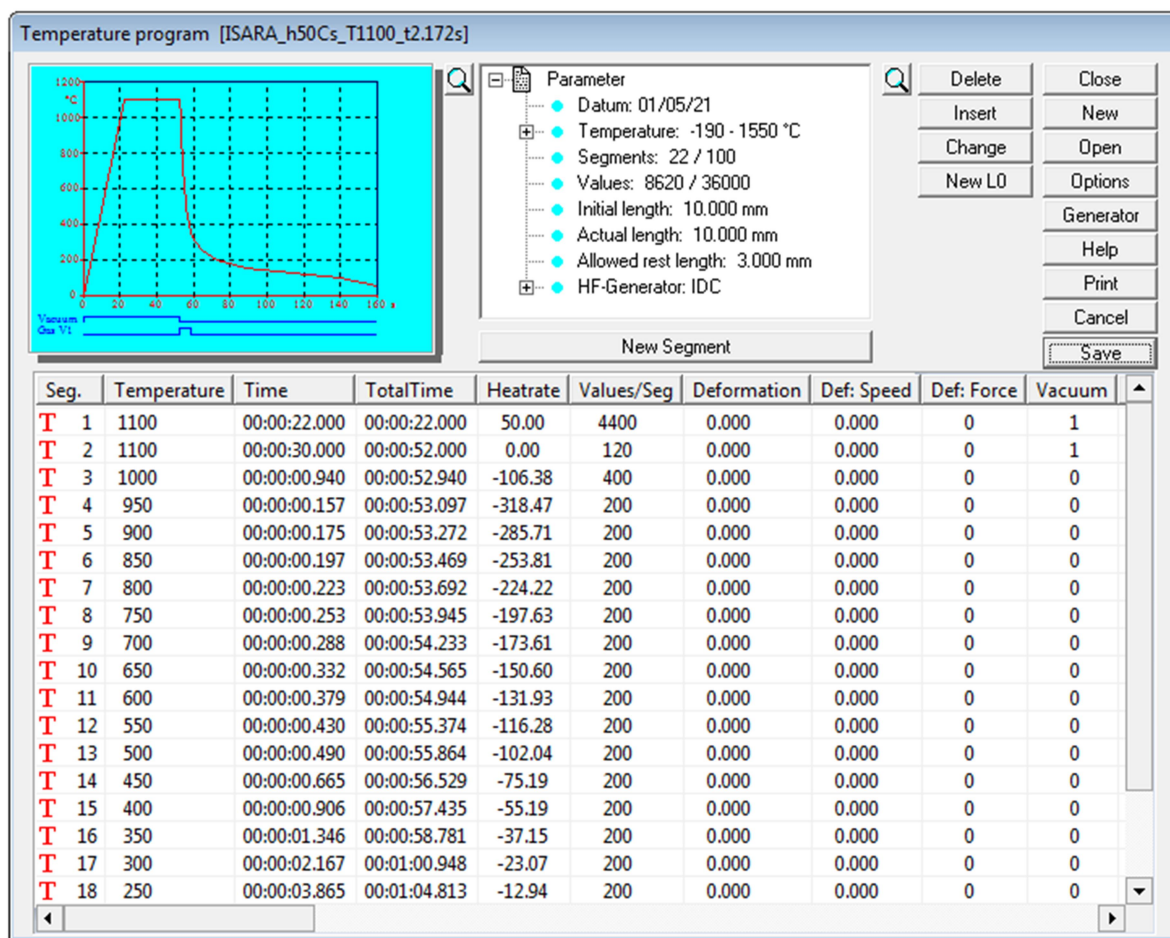
Tabulka 3.3 Tabulka délky jednotlivých teplotních cyklů (2,172 s – 11,55 s)

teplota [°C]	$t_{8/5}$ 2,172 s	$t_{8/5}$ 4,101 s	$t_{8/5}$ 5,398 s	$t_{8/5}$ 7,527 s	$t_{8/5}$ 9,539 s	$t_{8/5}$ 11,551s
1000	0	0	0	0	0	0
950	0,157	0,322	0,397	0,485	0,598	0,414
900	0,332	0,626	0,713	0,969	1,217	0,978
850	0,529	0,932	1,050	1,468	1,866	1,810
800	0,752	1,248	1,518	2,105	2,535	2,778
750	1,005	1,685	2,028	2,813	3,324	3,804
700	1,293	2,052	2,595	3,653	4,277	4,938
650	1,625	2,680	3,370	4,673	5,490	6,427
600	2,004	3,294	4,232	5,927	7,235	8,391
550	2,434	4,515	5,658	7,531	9,835	11,570

teplota	$t_{8/5}$	$t_{8/5}$	$t_{8/5}$	$t_{8/5}$	$t_{8/5}$	$t_{8/5}$
[°C]	2,172 s	4,101 s	5,398 s	7,527 s	9,539 s	11,551s
500	2,924	5,349	6,916	9,632	12,377	14,329
450	3,589	6,250	8,397	12,583	15,521	17,936
400	4,495	7,528	10,293	16,713	19,855	22,960
350	5,841	9,335	13,057	22,783	26,214	30,339
300	8,008	12,052	17,564	32,163	36,147	41,582
250	11,873	16,815	25,412	47,706	54,000	60,000
200	19,200	26,205	40,062	75,307	84,000	93,200
150	35,500	47,711	72,487	134,137	151,000	167,600
100	87,000	114,000	166,787	309,194	380,000	451,000
50	439,000	154,000	306,787	329,000	1431,500	471,000

Tabulka 3.4 Tabulka délky jednotlivých teplotních cyklů (13,56 s – 29,95 s)

teplota	$t_{8/5}$	$t_{8/5}$	$t_{8/5}$	$t_{8/5}$	$t_{8/5}$	$t_{8/5}$
[°C]	13,56 s	15,58 s	17,51 s	19,96 s	23,99 s	29,95 s
1000	0	0	0	0	0	0
950	0,910	0,342	1,038	1,183	1,422	1,775
900	1,797	0,986	2,102	2,396	2,88	3,594
850	2,719	2,151	3,203	3,651	4,388	5,477
800	3,717	3,450	4,318	4,923	5,916	7,384
750	4,879	4,794	5,642	6,432	7,73	9,648
700	6,272	6,223	7,261	8,278	9,948	12,416
650	8,093	8,181	9,355	10,665	12,816	15,997
600	10,655	10,855	12,466	14,211	17,078	21,317
550	14,636	15,608	17,236	19,649	23,613	29,474
500	18,412	19,025	21,83	24,886	29,907	37,329
450	23,004	23,289	27,453	31,296	37,611	47,000
400	29,247	29,206	35,214	40,144	48,2	60,200
350	38,429	37,895	46,586	53,108	63,8	80,000
300	52,782	51,000	64,286	73,286	88	110,000
250	77,206	72,300	93,936	107,1	129	161,000
200	122,531	111,000	149,3	170,2	205	255,000
150	229,744	201,000	282,4	322	387	483,000
100	636,894	593,000	808	921	1107	1382,000
50	542,000	613,000	2424	941	1127	1402,000



Obr. 3.2. Finálně vytvořený program pro dilatometrické měření s parametrem $t_{8/5} = 2,17$ s

3.2.2 Stanovení rychlostí ochlazování pro klasická dilatometrická měření

Pro sestavení klasických ARA diagramů se využívají ochlazovací křivky s konstantní rychlostí ochlazování. Aby bylo možné porovnat rozdíly mezi klasickými a in-situ ARA diagramy, bylo třeba stanovit konstantní rychlosti ochlazování tak, aby vždy odpovídaly příslušnému parametru $t_{8/5}$. Z jednotlivých hodnot parametrů $t_{8/5}$ byla vypočtena za pomoci trojčlenky rychlost konstantního ochlazování. Například pro parametr $t_{8/5} = 2,172$ s lze spočítat ochlazovací rychlost ve shodě se vzorcem (3):

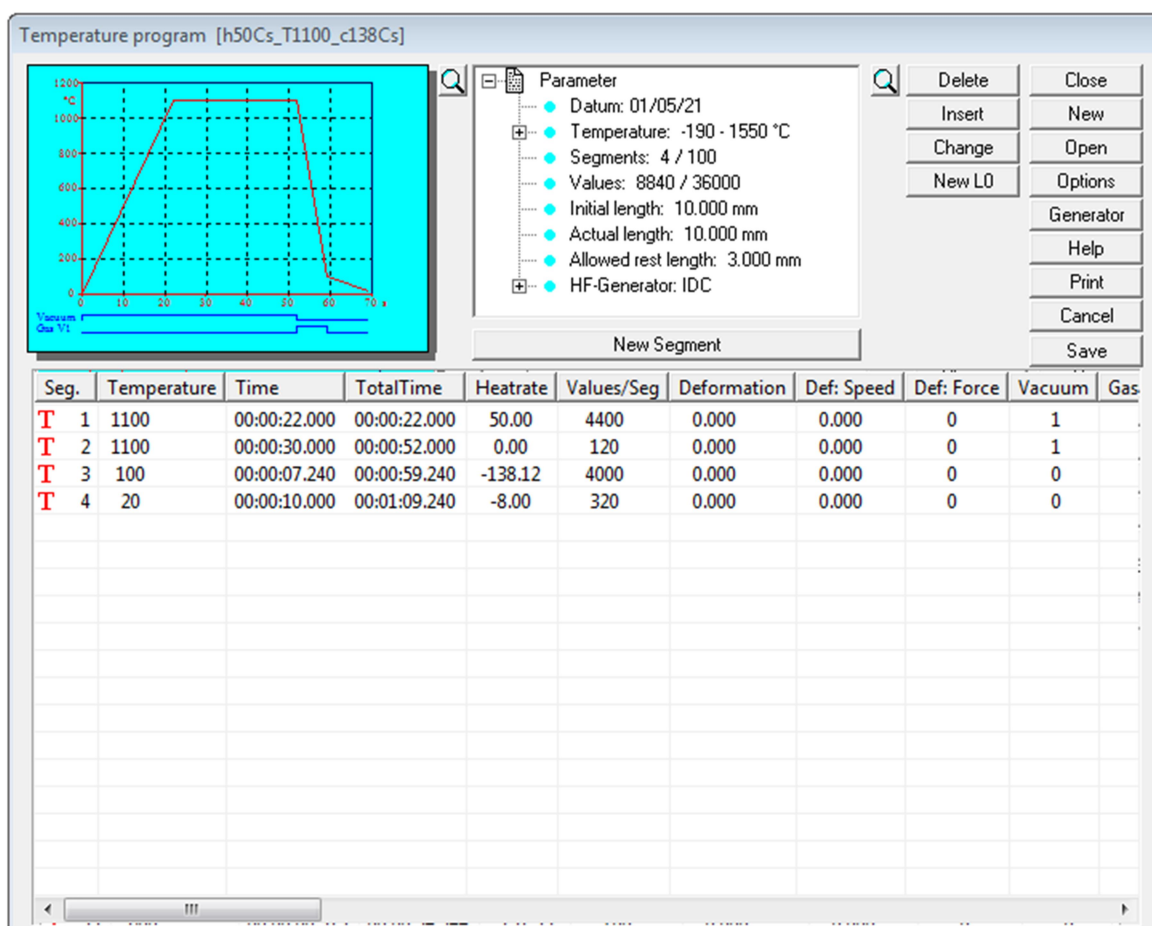
$$v_{ochl} = \frac{1 \cdot 300}{2,172} \cong 138,1 \text{ } ^\circ\text{C/s} \quad (3)$$

Takto byl proveden výpočet zbylých jedenácti hodnot. V tabulce 3.5 jsou uvedeny vypočítané hodnoty konstantních ochlazovacích rychlostí pro jednotlivé parametry $t_{8/5}$.

Tabulka 3.5 Vypočtené hodnoty rychlosti ochlazování z parametru $t_{8/5}$

$t_{8/5}$ [s]	2,17	4,11	5,4	7,53	9,54	11,6	13,6	15,6	17,5	20	24	30
v_{ochl} [$^\circ\text{C/s}$]	138	73	56	40	31	26	22	19	17	15	13	10

Průběh ochlazování je zřejmý i z výsledného ARA diagramu. Konečný program (obr. 3.3) pak vypadal obdobně jako program pro svářečský diagram, s tím rozdílem, že místo jednotlivých úseků byla zadána pouze konstantní hodnota rychlosti ochlazování z 1000 °C na 50 °C.



Obr. 3.3 Finálně vytvořený program pro rychlost ochlazování 138,1°C/s

Dalším z parametrů, které bylo třeba v programu nastavit je ochlazovací médium. Při dilatometrických měřeních se k ochlazování používá zpravidla He. Jednak jde o inertní ochranný plyn a také má He z důvodu vysoké hodnoty součinitele přestupu tepla velmi dobré ochlazovací schopnosti. Kromě toho je třeba, pro daný časový interval, definovat počet uložených hodnot, tedy frekvenci záznamu. Na obr. 3.4 je ukázán detail zaznamenávaných údajů pro každý řádek programu. Konkrétně se jedná o detail sedmého řádku z programu na obr. 3.2.

Change segment [actual segment = 7]

Deformation type

- No deformation (D1)
- Linear (D1)
- Phi (D4)
- Constand load (D5)
- Constand load (Next Segment) (D2)
- Hold deformation (D6)
- Hold force (D7)

Segment type

Number of values: (1-36000)

Windows computer:

- absolute (200) (1-36000)
- pro K
- logarithmic

Deformation computer: (absolute) (500-16000)

no data from deformation computer

Temperature

800.0 °C Temperature XP: 25.000 % (0.000-100.000)
 TN: 100.000 s (0.0-500000.000)
 TV: 0.200 ms (0.000-10.000)

No heating

Static XP

Time

Segment time: hh mm ss.ms

Calculated value: hh mm ss.ms
 Original value: hh mm ss.ms

Atmosphere

- HF and Gas
- HF or Gas
- Static XP

Vacuum

Gasflow

He (52 L/h) XP: 2.000 % (0.000-100.000)
 TN: 100.000 s (0.0-500000.000)
 TV: 0.100 ms (0.000-10.000)

V2 He (430 L/h) XP: 0.000 % (0-100)

Gas ramp % (0-100)

min. Gas Power % (0-100) max. Gas Power % (0-100)

Before Deformation

Speed: mm/s (0.01-15.00)
 XP: % (0.000-100.000)
 TN: s (0.0-500000.000)
 TV: ms (0.000-10.000)

During Deformation

- Hydraulicvalve 1 (0.01 - 15.00 mm / s)
- Hydraulicvalve 2 (10.00 - 200.00 mm / s)

Deformation:

Force:

Next segment, if rel. length change > % (0-100)

Deformation: XP: % (0.000-100.000)
 TN: s (0.0-500000.000)
 TV: ms (0.000-10.000)

After Deformation

- Hold deformation
- Hold force Set to minimum force
- Backward

Speed: mm/s (1.000-15.000)
 Distance backwards: mm (1.0000-20.0000)

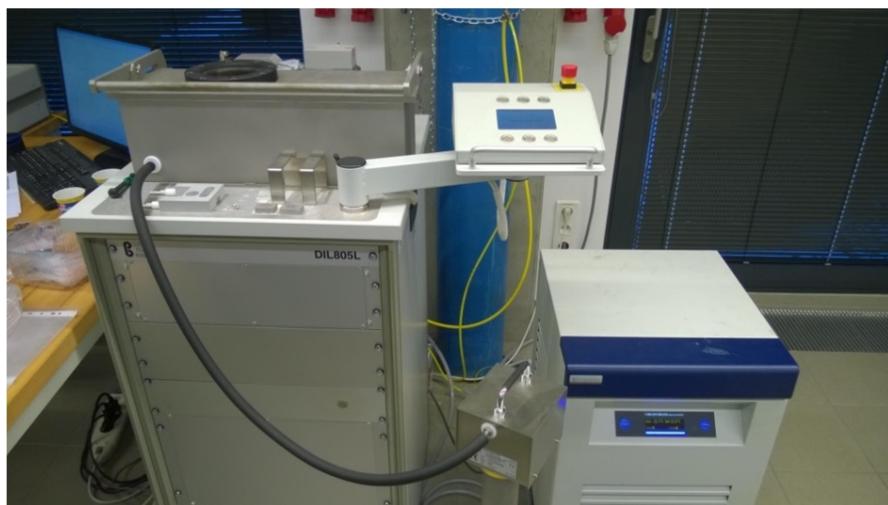
XP: % (0.000-100.000)
 TN: s (0.0-500000.000)
 TV: ms (0.000-10.000)

Buttons: Apply, Cancel, Fade in list, Temperature, Gas, Gas controller, Vacuum, Calculator, Deformation

Obr. 3.4 Detail způsobu zadávání hodnot (7. řádek programu na obr. 3.2)

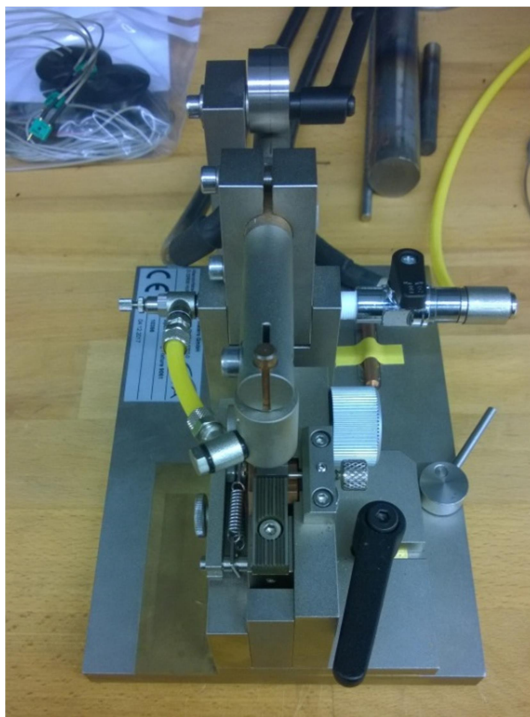
3.3 Měření na dilatometru DIL 805L

Po naprogramování ochlazovacích cyklů a parametry s tím spřaženými se mohlo přistoupit k samotnému měření na dilatometru DIL805L (obr. 3.5).



Obr. 3.5 Dilatometr TA Instruments, typ DIL 805L

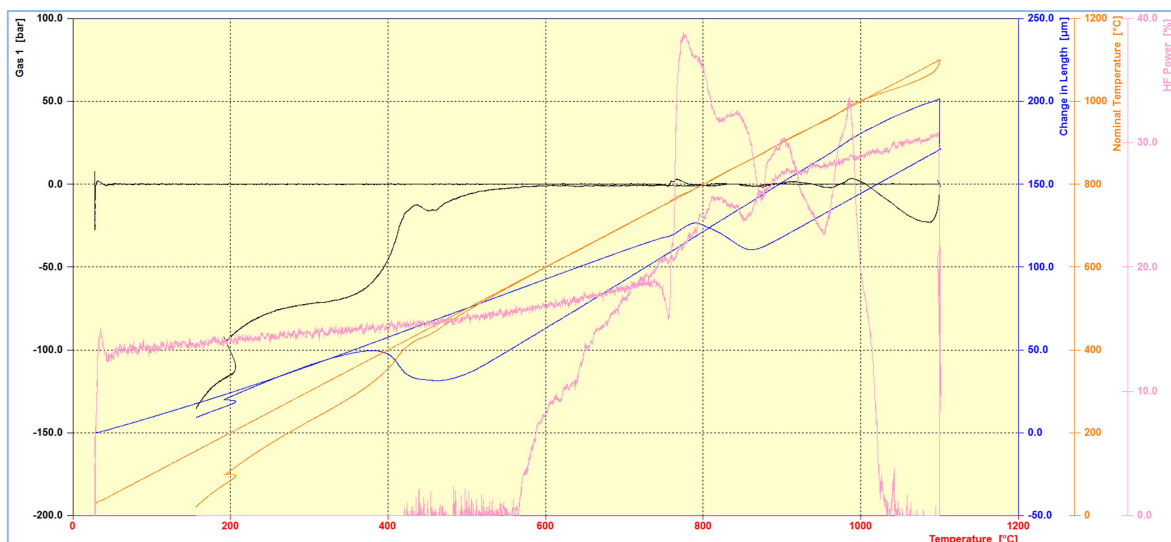
Nejdříve bylo nutné provést navaření termočlánků na zkušební vzorky. K tomuto úkonu posloužila kondenzátorová svářečka na termočlánky (obr. 3.6). K řízení byl použit termočlánek typu R (Pt-RhPt) o průměru 0,1 mm. Jako ochranná atmosféra svaru, bylo použito helium.



Obr. 3.6 Bodovací svářečka termočlánků

Po navaření byly zkušební vzorky vloženy mezi zkušební tyče (rody) dilatometru a konektor termočlánku zapojen. Poté bylo provedeno seřízení zkušebních tyčí za pomoci seřizovacího šroubu do tolerančního pole $\pm 100 \mu\text{m}$. Po uzavření dilatometru, bylo zapnuto vakuování. Když hodnota podtlaku dosáhla požadovaných mezí, mohl být spuštěn předem připravený program. Po úspěšném dokončení programu, byla na základě dat z dilatometru vykreslena dilatometrická křivka, případně další požadované údaje jako je výkon HF ohřevu, průtok plynu, teplota vzorku, atd. Na obr. 3.7 je ukázán graficky zpracovaný výsledek dilatometrického měření s rychlostí ochlazování $138,1 \text{ }^\circ\text{C./s}$.

Změřené křivky jsou zpravidla exportovány ve formě datových souborů tak, aby bylo možné provést jejich vyhodnocení sloužící ke stanovení transformačních teplot.



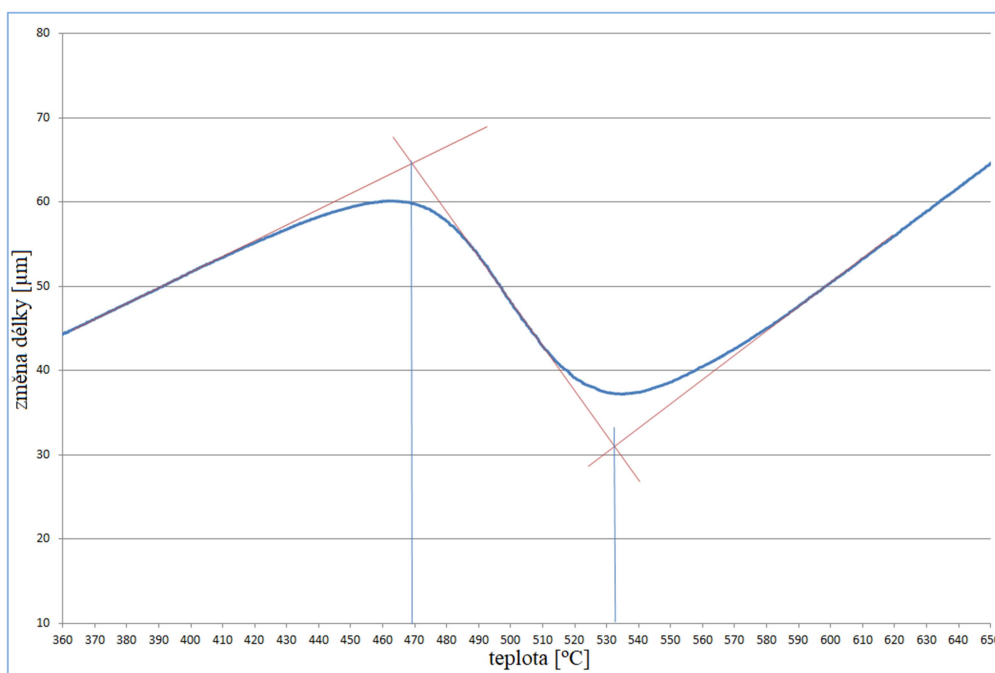
Obr. 3.7 Graficky zpracovaný výsledek měření s rychlostí ochlazování 138,1 °C/s

3.4 Vyhodnocení získaných dilatometrických křivek

Pro určení transformačních teplot z dilatometrické křivky, bylo třeba křivky dále zpracovat. Transformační teploty jsou nejčastěji stanoveny pomocí metody tří tečen a metody první derivace změny délky.

3.4.1 Metoda tří tečen

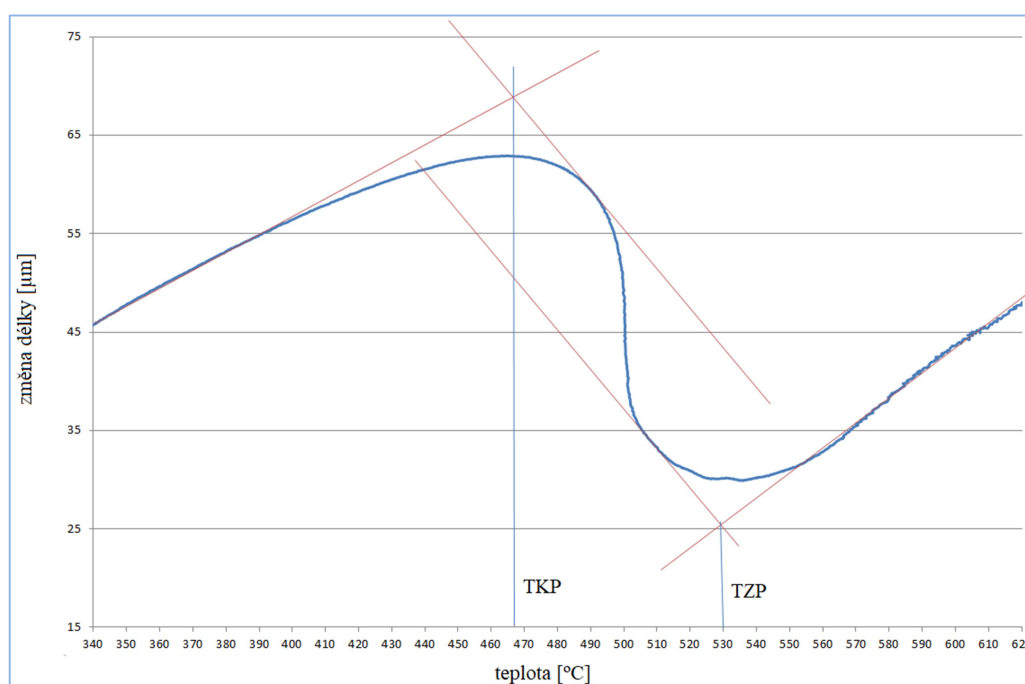
Jedná se o metodu, která se používá pro vyhodnocování výsledků z dilatometrických křivek, konkrétně transformačních teplot zkoumaného vzorku. Využívá vzájemně se protínajících tečen přiložených k dilatometrické křivce před, v průběhu a po ukončení fázové transformace tak, jak je zřejmé z obr. 3.8.



Obr. 3.8 Ukázka metody tří tečen pro parametr $t_{8/5} = 17,5$ s

U dilatometrické křivky se nachází při změně fáze lokální maximum a následně minimum, přičemž před transformací i po ní pokračují křivky lineárně, se směrnicí závisící na koeficientu lineární roztažnosti. Nejprve se tečna přiloží na rostoucí křivku, která je lineární. Následně se to provede i na křivce mezi maximum a minimum, nakonec na křivce za minimum. Po vynesení průsečíků tečen na osu teploty jsou odečteny teploty začátku a konce transformace [15].

Po aplikaci této metody na jednotlivé získané dilatometrické křivky se ukázalo, že pro některé průběhy transformací muselo být použito tečen více (obr. 3.9), v diskuzi výsledků bude vysvětleno proč.

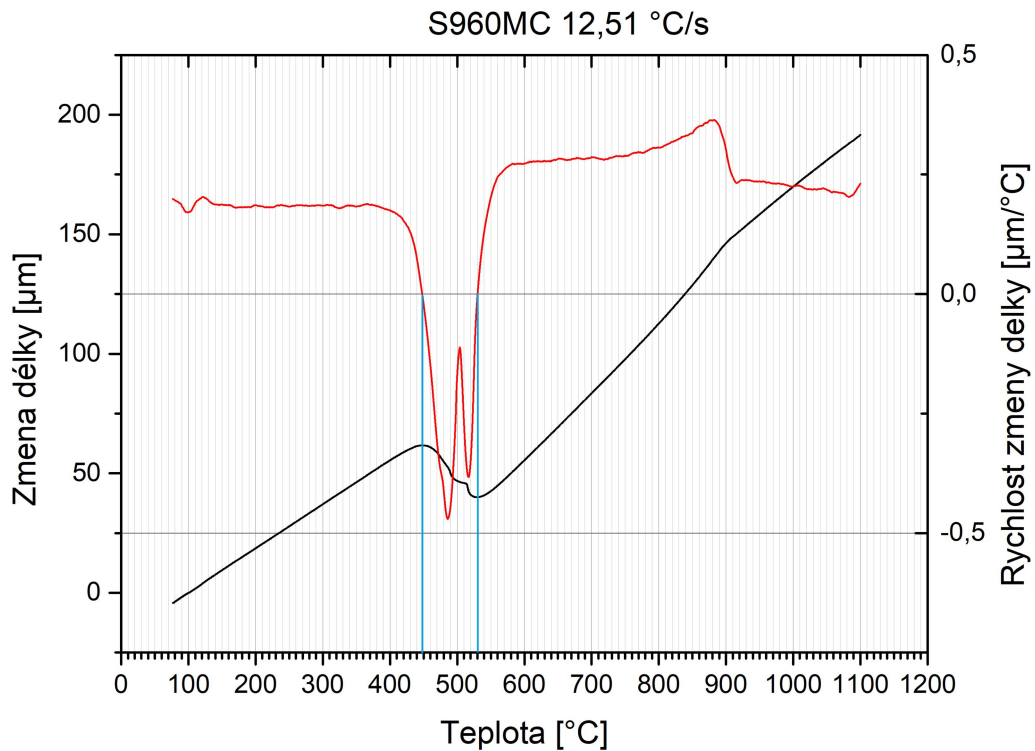


Obr. 3.9 Ukázka metody tří tečen pro parametr $t_{8/5} = 15,8$ s

3.4.2 Metoda stanovení rychlosti délkové přeměny

Další z metod pro určování transformačních teplot je metoda stanovení rychlosti délkové přeměny neboli metoda první derivace změny délky podle teploty. Do grafu s dilatometrickou křivkou je vložena rychlost změny délky v závislosti na teplotě (viz obr. 3.10, červená křivka – pro ochlazovací teplotu 12,51 °C/s). Při fázové přeměně se rychlost změny délky zastaví a stává se zápornou. V okamžiku nulové rychlosti změny délky se na teplotní ose odečte počátek transformace. Při probíhající transformaci je rychlost změny dále záporná a s blížícím se koncem přeměny rychlost opět roste, až se dostane do kladných hodnot. Tím pádem vznikne další průsečík, definující ukončení transformační přeměny [15].

Tato metoda byla realizována v programu OriginLab, kde nejprve byla získaná data interpolována (z důvodu vyhlazení křivky) a následně derivována. Poté bylo možné vykreslit graf závislosti změny délky na teplotě a do něho vložit rychlost změny délky, která byla závislá také na teplotě. V oblasti minim, byly odečteny transformační teploty (průsečíky grafu derivace změny délky s nulou).



Obr. 3.10 Metoda první derivace pro rychlost ochlazení 12,51 °C/s

Výsledky vyhodnocení transformačních teplot metodou první derivace pro parametr $t_{8/5} = 2,2; 4,1; 5,4; 7,5; 9,5; 11,6; 13,6; 15,6; 17,5; 19,9; 24,0$ a $29,9$ s, jsou uvedeny v příloze 13 až 24. Výsledky vyhodnocení transformačních teplot metodou první derivace pro rychlosti ochlazení $v_{ochl} = 138,1; 73,2; 55,7; 39,9; 31,4; 26,0; 22,1; 19,3; 17,0; 15,0; 12,5$ a $10,0$ °C/s jsou uvedeny v příloze 1 až 12.

Výsledné hodnoty transformačních teplot, získaných pomocí obou vyhodnocovacích metod, jsou uvedeny v tabulce 3.6. Ze získaných hodnot byl následně vypočítán aritmetický průměr (viz tab. 3.7). Zprůměrované hodnoty lze už využít k sestavení klasického ARA diagramu i svářečského „in situ“ ARA diagramu.

Tabulka 3.6 Výsledné hodnoty začátečních teplot přeměny (TZP) a konečných (TKP)

$t_{8/5}$	ARA „in situ“				v_{ochl} [°C/s]	ARA			
	3 tečny		1. derivace			3 tečny		1. derivace	
	TZP [°C]	TKP [°C]	TZP [°C]	TKP [°C]		TZP [°C]	TKP [°C]	TZP [°C]	TKP [°C]
2,2	461	441	467	433	138,1	454	385	462	380
4,1	442	414	447	407	73,2	475	393	478	392
5,4	456	438	463	430	55,7	469	404	472	396
7,5	480	437	487	430	39,9	479	393	481	392
9,5	471	435	478	427	31,4	482	438	488	430
11,6	490	435	498	432	26,0	490	438	494	433
13,6	492	435	500	427	22,1	498	427	499	419
15,6	530	467	535	463	19,3	513	441	512	434
17,5	532	469	538	462	17,0	519	438	520	438
19,9	534	470	539	462	15,0	522	442	520	441
24,0	542	480	545	472	12,5	534	452	541	449
29,9	556	496	558	488	10,0	538	465	539	458

Tabulka 3.7 Výsledné teploty, jako aritmetický průměr metody první derivace a metody tří tečen

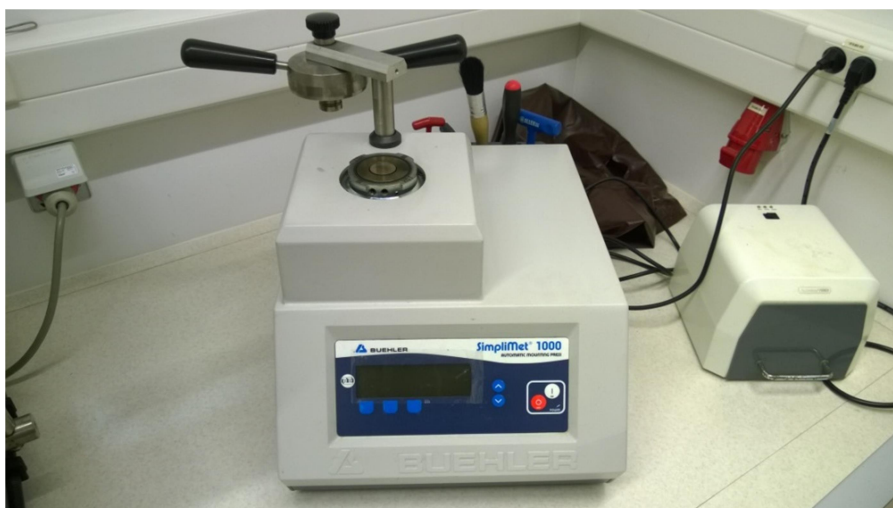
$t_{8/5}$	ARA „in situ“		v_{ochl} [°C/s]	ARA	
	TZP [°C]	TKP [°C]		TZP [°C]	TKP [°C]
2,2	464	437	138,1	458	382,5
4,1	444,5	410,5	73,2	476,5	392,5
5,4	459,5	434	55,7	470,5	400
7,5	483,5	433,5	39,9	480	392,5
9,5	474,5	431	31,4	485	434
11,6	494	433,5	25,97	492	435,5
13,6	496	431	22,12	498,5	423
15,6	532,5	465	19,3	512,5	437,5
17,5	535	465,5	17	519,5	438
19,9	536,5	466	15,03	521	441,5
24	543,5	476	12,51	537,5	450,5
29,9	557	492	10,02	538,5	461,5

3.5 Příprava vzorků pro měření tvrdosti

Po absolvování teplotního cyklu při dilatometrickém měření byl každý vzorek umístěn do samostatného uzavíratelného plastového pytlíku a popsán parametry procesu tak, aby nemohlo dojít k jeho záměně. Než se přistoupí k samotnému měření tvrdosti, je nutné provést několik nezbytných přípravných kroků.

Rozříznutí vzorku se provádí jednak z důvodu oddělení části, která byla ve styku s dilatometrem, ale především tak, aby byl řez proveden v místě přivaření termočlánku. Přestože se dá předpokládat konstantní rozdělení teplot v celém objemu vzorku, tímto opatřením je zajištěno, že tvrdost i struktura budou odpovídat změřenému teplotnímu cyklu. Dělení proběhlo na metalografické pile za plného chlazení vzorku emulzí tak, aby nedošlo k teplotnímu ovlivnění vzorku.

Každý z rozříznutých vzorků byl samostatně zalisován do polymeru zvaného Polyfast. Jedná se o sypký prášek, kterým se zasypal v odměřeném množství zkušební materiál, který byl vložen odřezanou stranou na „dno“ zahřívacího lisu. Následně byl zahřívací lis (obr. 3.11) uzavřen a zapnut předem nastavený program. Za pomoci lisu se prášek stlačí a zároveň po zahřátí slinuje tak, aby dokonale uzavřel a zařadil zkušební vzorek. Po vychladnutí je možné vzorek vyndat a pokračovat v dalších činnostech. Výhodou hmoty Polyfast je její elektrická vodivost, takže vzorky zalisované do této hmoty je možné snímat i pomocí elektronového mikroskopu.



Obr. 3.11 Zahřívací lis Buehler SimpliMet 1000

Důležitou operací, je jednoznačná identifikace jednotlivých vzorků. U vzorků zalisovaných do Polyfastu je proces značení realizován pomocí vysokotáčkové gravírovací brusky. Posledním krokem před měřením tvrdosti je broušení vzorku. Účelem

je jednak zarovnání vzorku a dále pak také snížení drsnosti povrchu tak, aby bylo možné co nejlépe odečíst velikost vpichů a stanovit tak tvrdost. Broušení vzorků bylo provedeno na metalografické brusce Phoenix 4000, pod vodou na brusných papírech se zrnitostí 220, 400 a 600 zrn/cm². Po každém kroku byly vzorky vyjmuty z hlavy a očištěny hadříkem od zbytků po broušení.

3.6 Měření tvrdosti

Samotné měření tvrdosti proběhlo na mikro tvrdoměru Qness A30, který umožňuje měřit tvrdosti dle Vickerse, Brinella a Knoop. Vzorky, které byly zalisovány do hmoty Polyfast se upnuly do speciálního držáku na pojezdovém stolku. Vzhledem k velikosti vzorku (průměr 4 mm), bylo zvoleno měření tvrdosti dle Vickerse se zatížením HV 10. Měření proběhlo ve shodě s normou ČSN EN ISO 6507-1. Velikost úhlopříčky vpichu (nepřesahující 0,25 mm) umožnila umístit na vzorek 10 vpichů, při zachování minimální vzájemné vzdálenosti středů 2,5 násobku úhlopříčky vpichu.

Vypočítané průměrné hodnoty tvrdosti HV 10 jednotlivých vzorků, jsou včetně směrodatné odchylky uvedeny v tabulce 3.8.

Tabulka 3.8 Průměrné hodnoty tvrdosti HV 10 jednotlivých vzorků

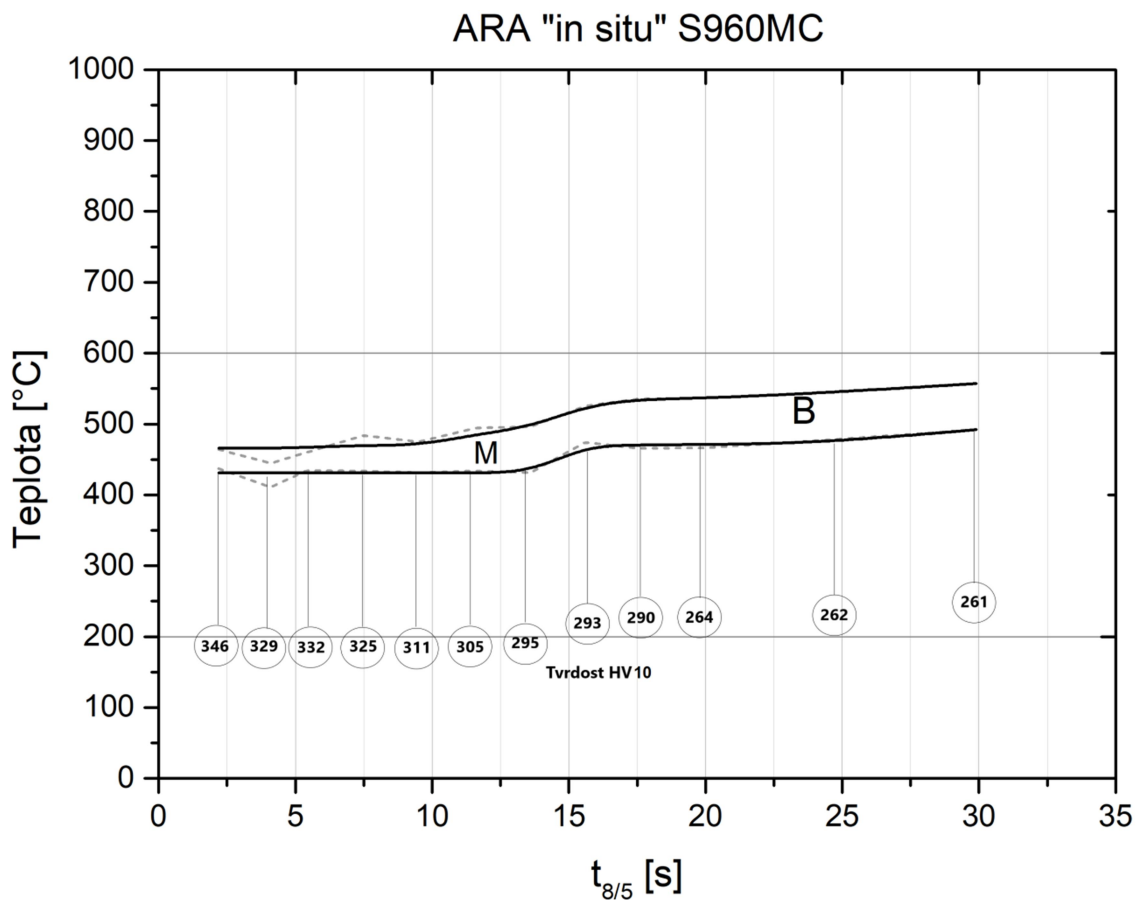
vzorek $t_{8/5}$ (ARA „in situ“)			vzorek pro ARA		
$t_{8/5}$ [s]	tvrdost HV 10	σ	v_{ochl} [°C/s]	tvrdost HV 10	σ
2,2	346,2	3,87	138,1	357,1	3,47
4,1	329,3	3,26	73,2	341,7	4,33
5,4	332,3	6,91	55,7	343,1	2,49
7,5	324,8	6,95	39,9	331,6	2,75
9,5	311,3	1,73	31,4	330,9	3,56
11,6	304,9	4,53	25,97	329,3	2,89
13,6	294,6	4,29	22,12	311,8	4,78
15,6	292,5	2,58	19,3	309,1	3,48
17,5	289,5	4,86	17	306,8	4,22
19,9	263,6	3,58	15,03	298,3	3,67
24	262,2	2,79	12,51	283,2	3,66
29,9	260,5	2,91	10,02	272,3	2,74

3.7 Grafické sestrojení nerovnovážných diagramů

3.7.1 Sestrojení svářečského In-situ ARA diagramu

K sestrojení svářečského „In-situ“ diagramu postačil opět program OriginLab. Z průměrných hodnot transformačních teplot uvedených v tabulce 3.7 byl vykreslen spojnicový graf. Jeden pro hodnoty začátečních teplot transformace (osa y) v závislosti na parametru $t_{8/5}$ (osa x) a druhý obdobně pro konečné teploty transformace. Po vykreslení grafu byly příslušným bodům parametru $t_{8/5}$ (odpovídajících jednotlivým teplotním cyklům) přiřazeny hodnoty tvrdosti z tabulky 3.6.

Výsledný graficky zpracovaný diagram je vyobrazen na obr. 3.12. Tenká čárkovaná čára spojuje body tak, jak byly vyhodnoceny metodou tří tečen a metodou první derivace. Z průběhu čárkované čáry je zřejmé, že při měření došlo k dílčím odchylkám. Největší odchylka byla zaznamenána u vzorku odpovídajícím parametru ochlazování $t_{8/5} = 4,1$ s, což potvrzuje i malý pokles zjištěné tvrdosti.

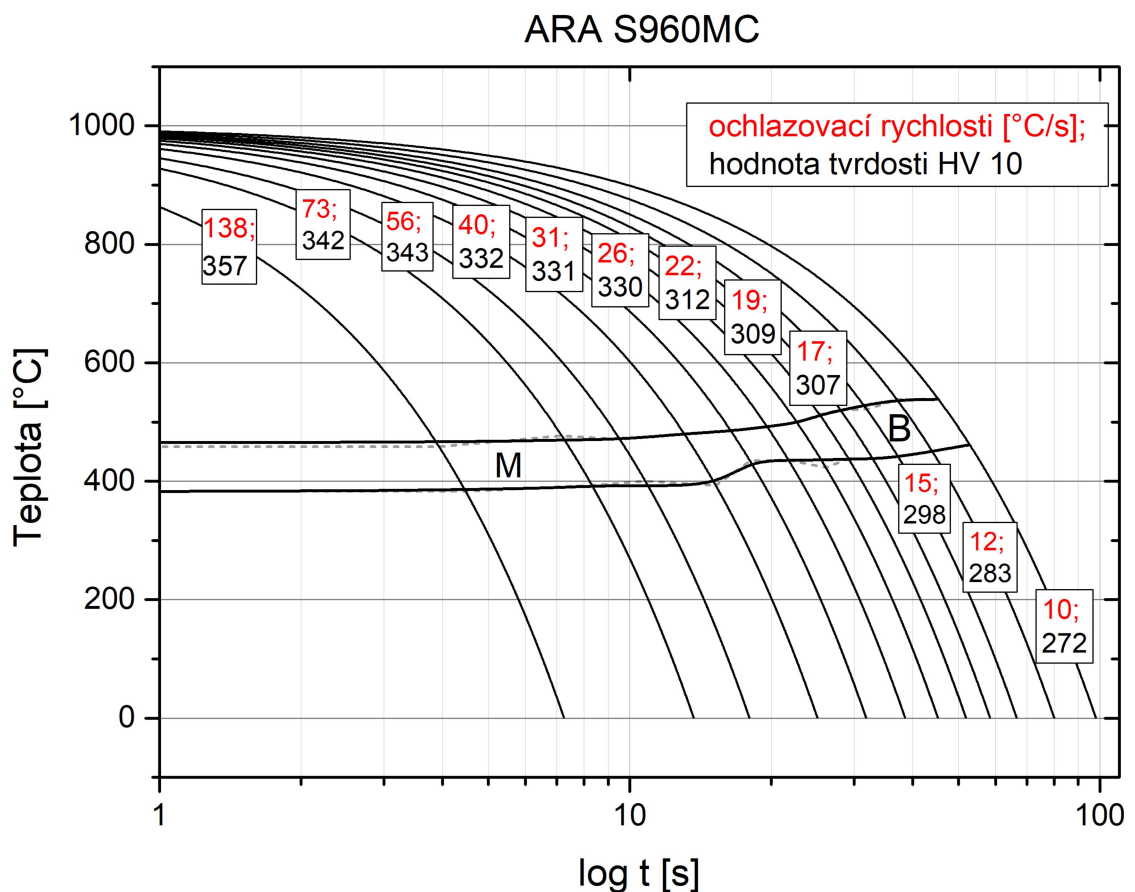


Obr. 3.12 Výsledný In-situ ARA diagram oceli S960MC

Tlustou plnou čarou jsou znázorněny zprůměrované hodnoty počátků a konců transformačních přeměn. Tato čára byla získána aproximací čárkované čáry za pomoci křivky B-spline, čímž došlo k vyhlazení křivky.

3.7.2 Sestrojení klasického ARA diagramu

Pro sestavení klasického ARA diagramu bylo nejdříve nutné vykreslit ochlazovací křivky. Za pomoci programu Microsoft Excel, se vytvořila tabulka, ve které byly danému teplotnímu kroku přiřazeny časy odpovídající dané rychlosti ochlazování pro příslušnou teplotu. Tyto hodnoty se následně vyexportovaly do programu OriginLab. Z nich byl poté vykreslen graf závislosti teploty (osa y) na čase (osa x). Osa x musela být zadána v logaritmických souřadnicích. Dále byly do grafu vloženy body začátků a konců transformačních přeměn a tyto body byly propojeny tenkou čárkovanou čarou, jak je zřejmé z obrázku 3.13. Také v tomto případě jsou tlustou plnou čarou znázorněny zprůměrované hodnoty počátků a konců transformačních přeměn. Tlustá plná čára byla získána aproximací čárkované čáry za pomoci křivky B-spline, čímž opět došlo k vyhlazení křivky.



Obr. 3.13 Výsledný ARA diagram oceli S960MC

Stejně jako při konstrukci „in-situ“ ARA diagramu, i zde jsou zřetelné drobné odchylky mezi změřenými a aproximovanými hodnotami. Ke každé z ochlazovacích křivek byl přiřazen popis s příslušnou rychlostí ochlazování a také získaná průměrná hodnota tvrdosti. Z důvodu husté sítě ochlazovacích křivek nebylo možné přiřadit každé křivce dvě různá okénka znázorňující ochlazovací rychlost a údaj o tvrdosti. Proto jsou oba údaje v jednom okénku a jsou rozlišeny pouze barevně.

4 Diskuze výsledků

Cílem bakalářské práce bylo sestrojení „in-situ“ svářečského diagramu a jeho porovnání s výsledky dilatometrických měření při konstantní ochlazovací rychlosti. In-situ diagramy jsou specifické tím, že vycházejí z reálných teplotních cyklů vyskytujících se při svařování a jsou definovány parametrem $t_{8/5}$, tedy časem ochlazování v intervalu teplot 800 až 500°C.

Největším problémem při tvorbě in-situ diagramů je nedostatek vhodných teplotních cyklů využitelných pro dilatometrická měření. Je třeba si uvědomit, že tepelně ovlivněná oblast svarů je velice úzká (1 až 2 mm) a v této malé oblasti jsou dílčí místa s teplotními cykly s maximální teplotou v intervalu cca 750 až 1500°C. Navíc je zde další omezení týkající se minimální teploty cyklu tak, aby došlo k úplné austenitizaci vzorku před aplikací ochlazovacího cyklu. Proto byly v této práci použity pouze cykly s maximální teplotou přesahující 1000°C.

Nakonec se ale podařilo sestrojít jak „In-situ“ ARA diagram, tak klasický ARA diagram s konstantními ochlazovacími rychlostmi v intervalu 138 až 10 °C/s, v obou případech se 12 křivkami, respektive měřenými údaji. Již to je unikátní, protože klasické ARA diagramy zpravidla pokrývají výše uvedený interval maximálně třemi křivkami s rychlostí ochlazování 100; 30 a 10 °C/s.

Při porovnání obou diagramů na obr. 3.12, 3.13 a údajů o počátcích a koncích transformačních změn jsou zřejmé dílčí rozdíly. Počátky transformačních teplot v oblasti martenzitu jsou u obou typů diagramu přibližně stejné, rozdíl je ale u hodnot M_f kde odchylky dosahují až 10 %. V oblasti bainitu se rozdíl u počátku i konce transformace pohybuje v rozmezí 4 až 6 %. Obecně lze říci, že se u klasického ARA diagramu posunují transformační teploty dolů, k nižším hodnotám. Drobný rozdíl je i v dosažených hodnotách tvrdosti. U klasického ARA diagramu bylo dosaženo o 2 – 4 % vyšších průměrných hodnot tvrdosti oproti „in-situ“ ARA diagramu.

I přes dílčí rozdíly ve tvaru obou diagramů je možné konstatovat, že v případě svařování jemnozrnné konstrukční oceli S960MC je možné použít s dostatečnou přesností oba typy diagramů. Výsledek se dal částečně očekávat, protože ocel S960MC má relativně malé množství uhlíku (0,09 hm. %). S rostoucím množstvím uhlíku se dají očekávat větší rozdíly mezi oběma diagramy a to jak z pohledu tvrdosti, tak z pohledu posunu transformačních teplot.

5 Závěr

Bakalářská práce se zabývá problematikou tvorby nerovnovážných diagramů využitelných v oblasti svařování. Výsledkem práce bylo sestrojení svářečského diagramu anizotermického rozpadu austenitu a také jeho klasické verze v podobě ARA diagramu. V teoretické části práce, byla pozornost věnována problematice rovnovážných a nerovnovážných diagramů, se zaměřením na oceli. Byla zde provedena stručná charakteristika tepelného zpracování a vysvětlena problematika dilatometrických měření.

V experimentální části byly získané poznatky z teoretické části zužitkovány. Byly popsány vlastnosti i praktické využití termomechanicky zpracované vysokopevné jemnozrnné oceli S960MC, která byla využita k sestavení nerovnovážných diagramů. V práci je popsán způsob získání svařovacích teplotních cyklů, způsob jejich transformace do podoby řídicích programů dilatometru, i to, jak byla provedena dilatometrická měření. Je zde vysvětlen způsob vyhodnocení získaných dilatometrických křivek pomocí metody tří tečen a metody první derivace a popsáno vlastní vyhodnocení všech 24 změřených křivek. Výsledná data společně s údaji o tvrdosti získaných struktur byla využita ke grafickému sestavení nerovnovážných diagramů.

Výsledné podoby diagramů byly podrobeny diskuzi. Na základě diskuze výsledků lze formulovat následující závěry:

- In-situ diagramy poskytují relevantnější údaje využitelné při svařování, protože jsou vytvořeny pomocí reálných svařovacích cyklů.
- Klasické ARA diagramy pokrývají oblast využitelnou při svařování relativně málo, zpravidla třemi dilatometrickými křivkami. V rámci předložené práce byl ale vytvořen i klasický ARA diagram pokrývající uvažovanou oblast 12 křivkami.
- Při použití konstantních rychlostí ochlazování se počátky a konce transformačních přeměn posouvají k nižším hodnotám. To je způsobeno celkově kratší dobou ochlazování.
- U oceli S960MC byly rozdíly mezi oběma diagramy relativně malé. U transformačních teplot nepřekročily 10% a u tvrdosti byly dokonce menší než 4%. Proto lze u oceli S960MC použít oba diagramy s dostatečnou přesností.
- Dá se předpokládat, že s rostoucím množstvím uhlíku v oceli se budou zvyrazňovat i rozdíly mezi klasickými a in-situ diagramy.

Použitá literatura:

- [1] PLUHAŘ, Jaroslav. *Nauka o materiálech*. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1989.
- [2] Users.fs.cvut.cz, *Nauka o materiálu* [online]. ©2018 [cit. 28.10.2020]. Dostupné z: http://users.fs.cvut.cz/libor.benes/vyuka/mattech/01_Materialem%201etem%20svetem.pdf.
- [3] ZIELIŃSKI, Adam. *Binary diagram Fe - C*. [online]. ©2011 [cit. 29.10.2020]. Dostupné z: <https://commons.wikimedia.org/w/index.php?curid=15730737>
- [4] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. [1. vyd.]. Brno: CERM, 1999. ISBN 80-7204-130-4.
- [5] SOJKA, Jaroslav. *Nauka o materiálu I – animace ke studijní opoře* [online]. © 2009. [cit. 07.11.2020]. Dostupné z: <https://slideplayer.cz/slide/2328446/>
- [6] *Austenite microstructure of the tested steel* [online]. © 2008 [cit.07.11.2020]. Dostupné z: https://www.researchgate.net/figure/Austenite-microstructure-of-the-tested-steel-processed-by-recrystallization-controlled_fig5_273187162
- [7] WARREN, Adam. *Solidification of steels* [online]. University of Southampton, Poslední změna 17. listopadu 1997. [cit. 21.11.2020] Dostupné z: <https://www.southampton.ac.uk/~pasr1/steels.htm>
- [8] HAMADA, Shigeru, Daisuke SASAKI, Masakatsu UEDA a Hiroshi, NOGUCHI. 2011. Fatigue limit evaluation considering crack initiation for lamellar pearlitic steel. *Procedia Engineering* [online]. **10**, 1467-1472. ISSN 18777058. Dostupné z: doi:10.1016/j.proeng.2011.04.245

- [9] ŽÁČEK, Jaroslav. *Tepelné zpracování kovů (ST12)* [online]. ©2020 [cit. 10.11.2020]. Dostupné z: <https://slideplayer.cz/slide/2763926/>
- [10] KOUKAL, Jaroslav, SCHWARZ Drahomír a HAJDÍK Jiří. *Materiály a jejich svařitelnost*. Ostrava: Český svářečský ústav, 2009. ISBN 978-80-248-2025-5.
- [11] Katedra fyziky materiálů, *Dilatometrie* [online]. Praha, ©2009. [cit. 20.10.2020] Dostupné z: <https://material.karlov.mff.cuni.cz/cs/pristroje/dilatometrie>
- [12] ZHAN, Yong Zhong, Yong DU a Ying Hong ZHUANG, 2007. DETERMINATION OF PHASE DIAGRAMS USING EQUILIBRATED ALLOYS. In: *Methods for Phase Diagram Determination* [online]. B.m.: Elsevier, s. 108-150 [cit. 10.11.2020]. ISBN 9780080446295. Dostupné z: doi:10.1016/B978-008044629-5/50004-5
- [13] OCHODEK, Vladislav. *Stanovení teploty předeřevu*. [online]. Ostrava, VŠB TU, ©2012 [cit. 24.11.2020]. Dostupné z: <https://docplayer.cz/10485345-Vladislav-ochodek-vs-b-tu-ostrava-katedra-mechanicke-technologie-ustav-svarovani-vl-ochodek-3-2012.html>
- [14] KAVKOVÁ, Danuše. *Tepelné zpracování kovových materiálů - kalení*. [online]. Praha, SPŠ Třebešín, ©2015 [cit. 24.11.2020]. Dostupné z: https://www.moodle-trebesin.cz/pluginfile.php/13813/mod_resource/content/1/3.Kalen%C3%AD.pdf
- [15] MORAVEC, Jaromír, Josef BRADÁČ, TECHNICKÁ UNIVERZITA V LIBERCI, a STROJNÍ FAKULTA, 2014. *Možnosti a využití teplotně-napěťového simulátoru Gleeble při výzkumu technologické zpracovatelnosti materiálů*. Liberec: Technická univerzita. ISBN 9788074941382.

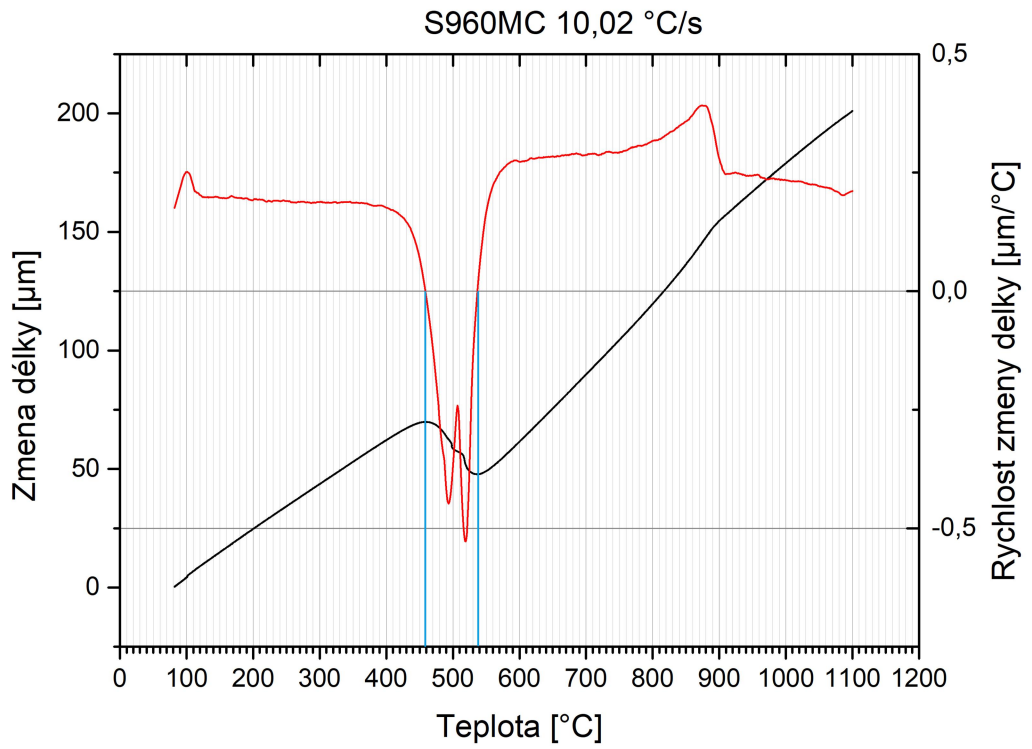
[16] ČSN EN 10027-1. Systémy označování ocelí – Část 1: Stavba značek ocelí. Účinnost od 1.5.2006. Praha: Český normalizační institut, 2006

[17] MIČIAN, Miloš, Daniel HARMANIAK, František NOVÝ, Jerzy WINCZEK, Jaromír MORAVEC a Libor TRŠKO, 2020. Effect of the t_{8/5} Cooling Time on the Properties of S960MC Steel in the HAZ of Welded Joints Evaluated by Thermal Physical Simulation. *Metals* [online]. 10(2), 229. ISSN 2075-4701. Dostupné z: doi:10.3390/met10020229

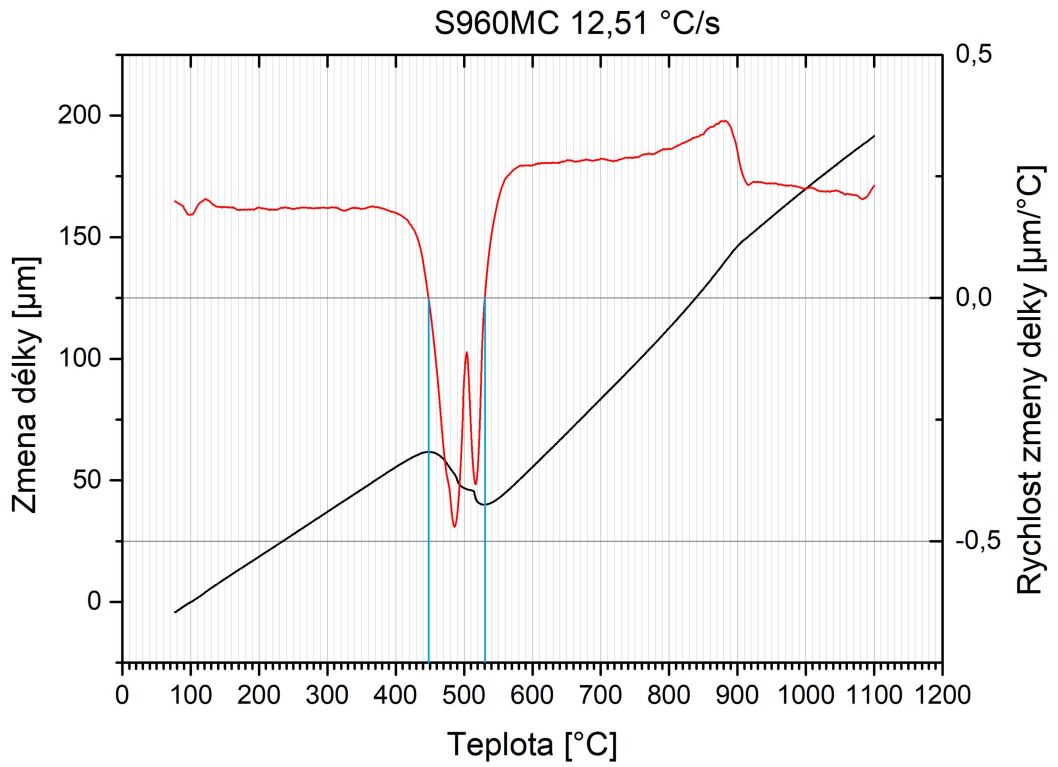
Seznam příloh

- Příloha 1:** Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 10,02 °C/s
- Příloha 2:** Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 12,51 °C/s
- Příloha 3:** Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 15,03 °C/s
- Příloha 4:** Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 17,13 °C/s
- Příloha 5:** Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 19,26 °C/s
- Příloha 6:** Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 22,12 °C/s
- Příloha 7:** Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 25,97 °C/s
- Příloha 8:** Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 31,44 °C/s
- Příloha 9:** Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 39,97 °C/s
- Příloha 10:** Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 55,67 °C/s
- Příloha 11:** Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 73,15 °C/s
- Příloha 12:** Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 138,1 °C/s
- Příloha 13:** Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 2,172$ s
- Příloha 13:** Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 4,101$ s
- Příloha 13:** Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 5,398$ s
- Příloha 13:** Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 7,527$ s
- Příloha 13:** Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 9,539$ s
- Příloha 13:** Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 11,551$ s
- Příloha 13:** Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 13,563$ s
- Příloha 13:** Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 15,58$ s
- Příloha 13:** Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 17,512$ s
- Příloha 13:** Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 19,96$ s
- Příloha 13:** Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 23,99$ s
- Příloha 13:** Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 29,95$ s

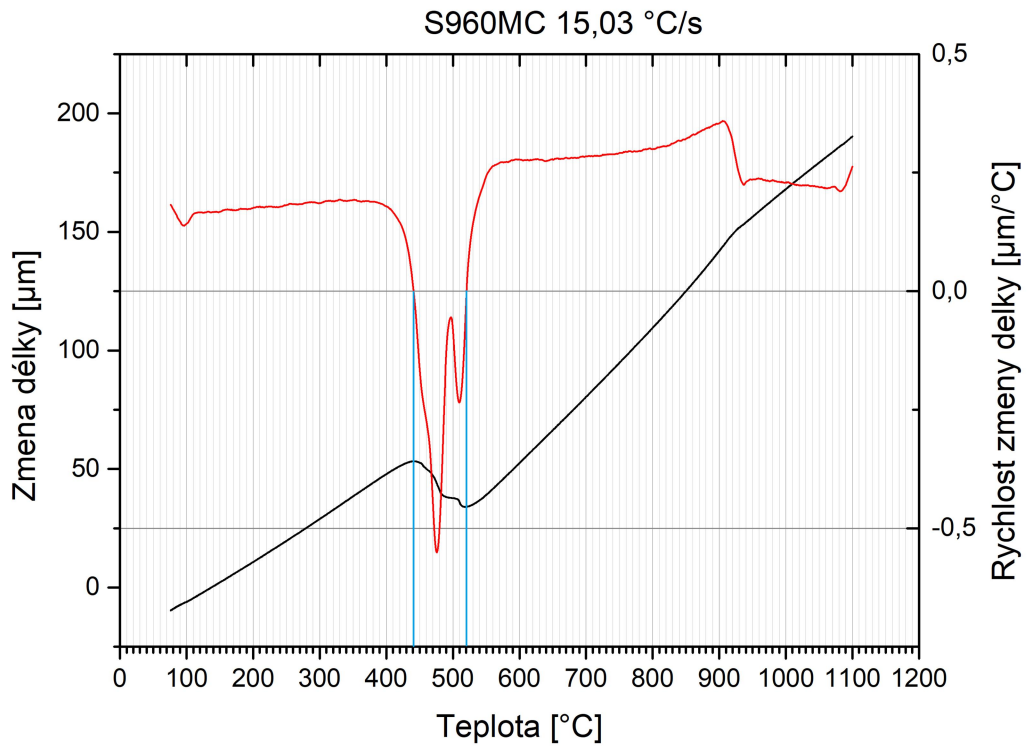
Příloha 1: Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 10,02 °C/s



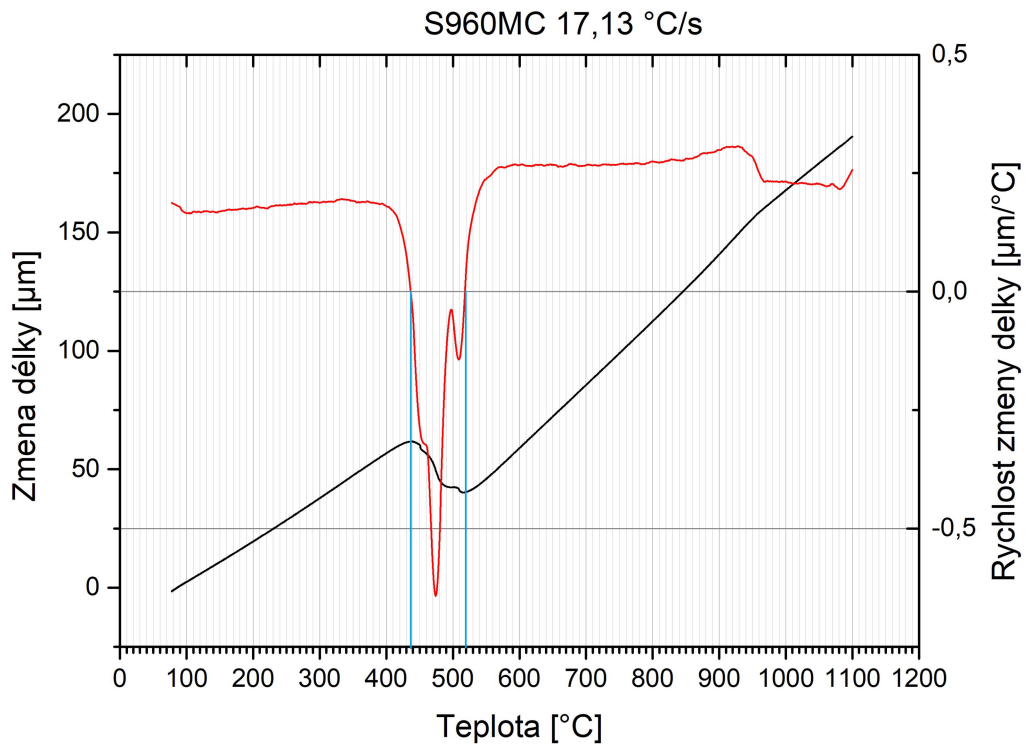
Příloha 2: Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 12,51 °C/s



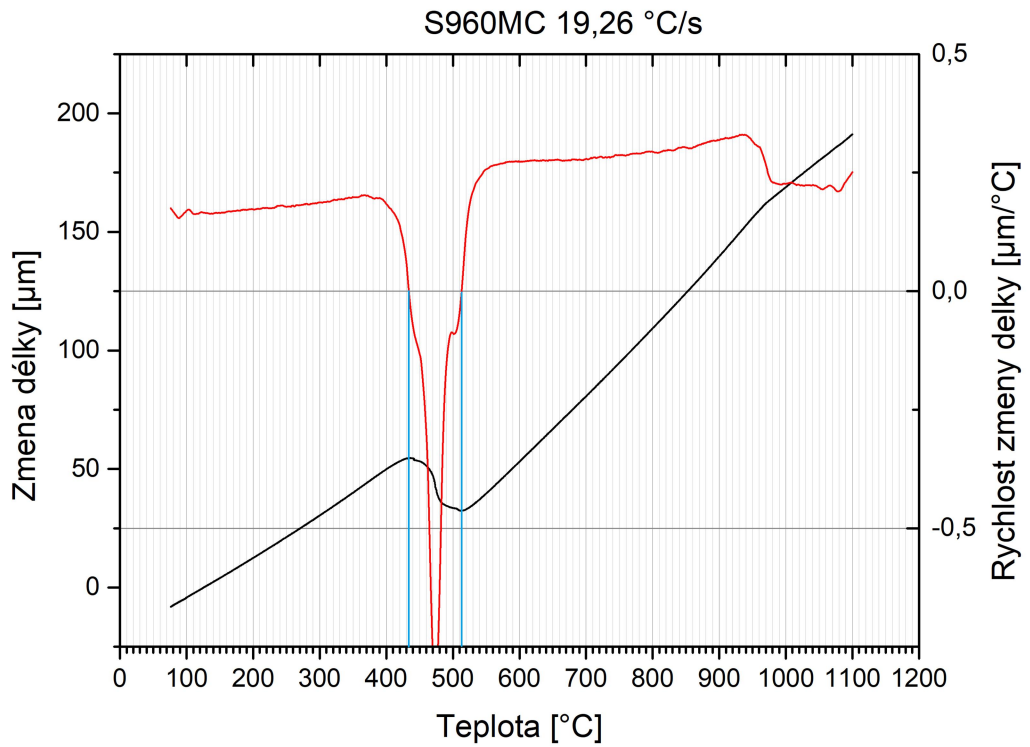
Příloha 3: Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 15,03 °C/s



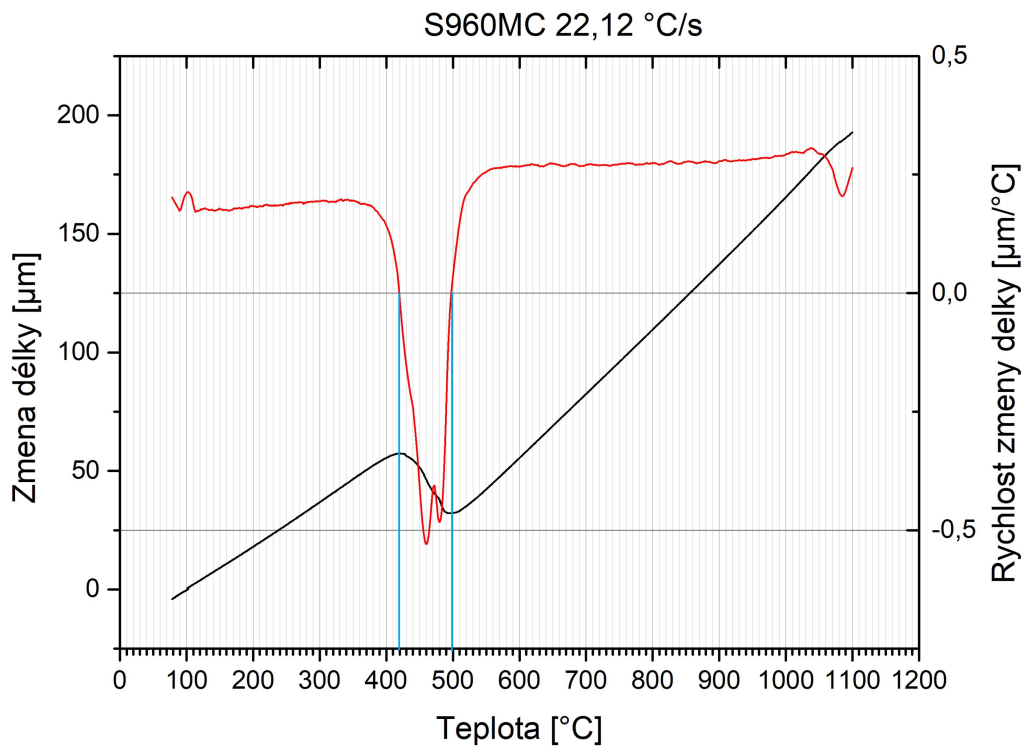
Příloha 4: Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 17,13 °C/s



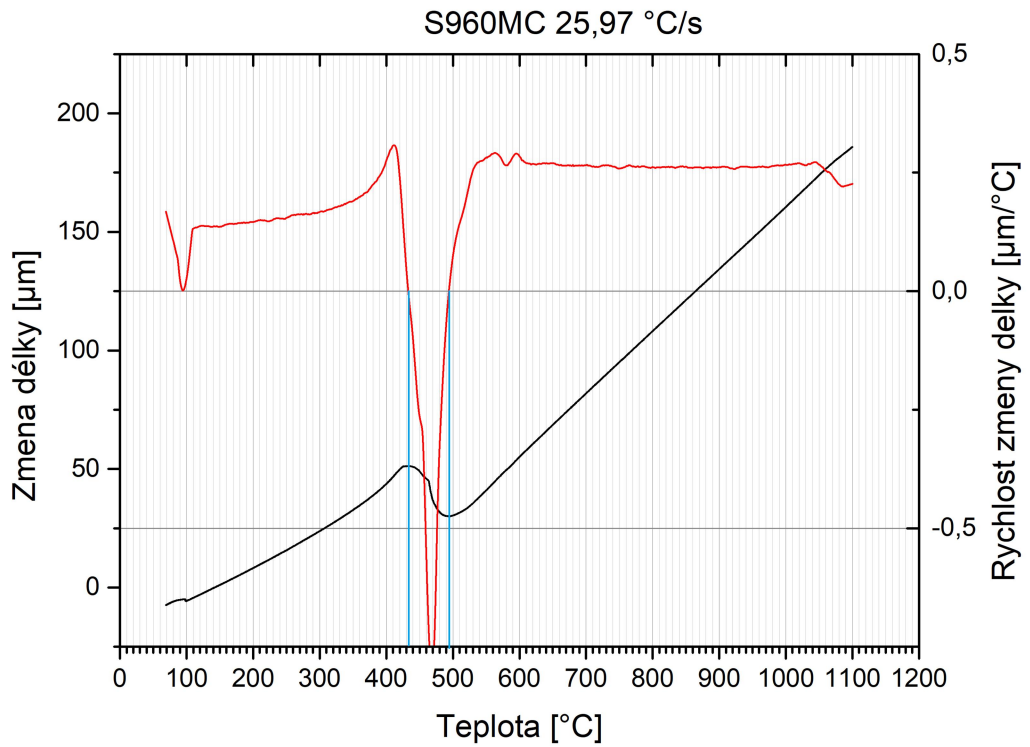
Příloha 5: Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 19,26 °C/s



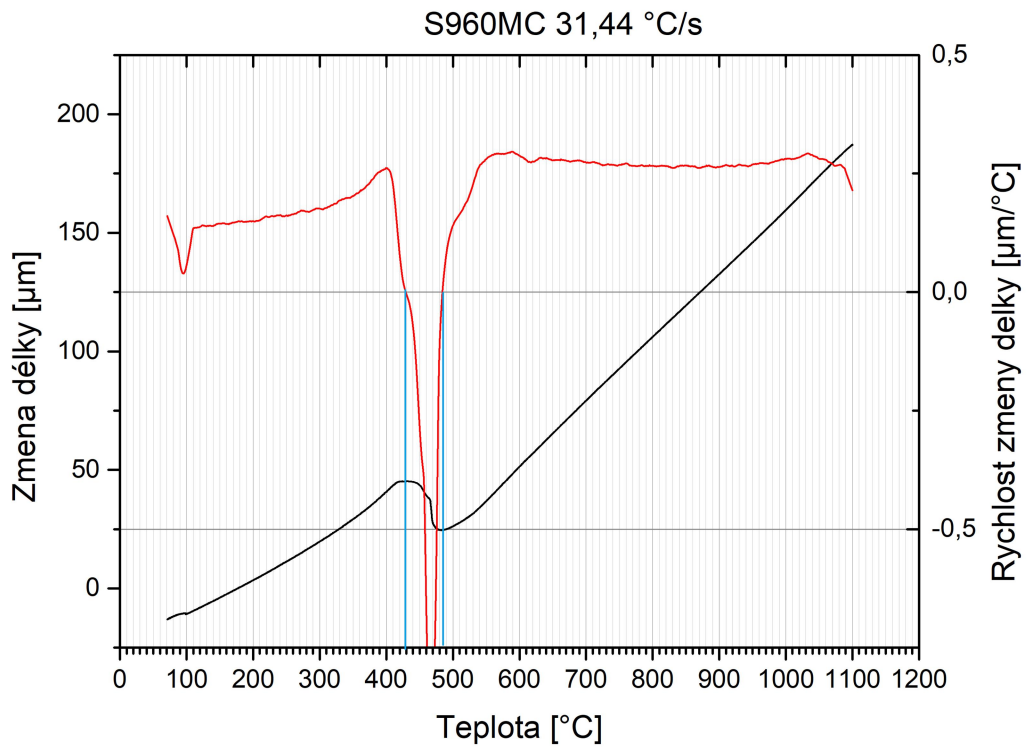
Příloha 6: Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 22,12 °C/s



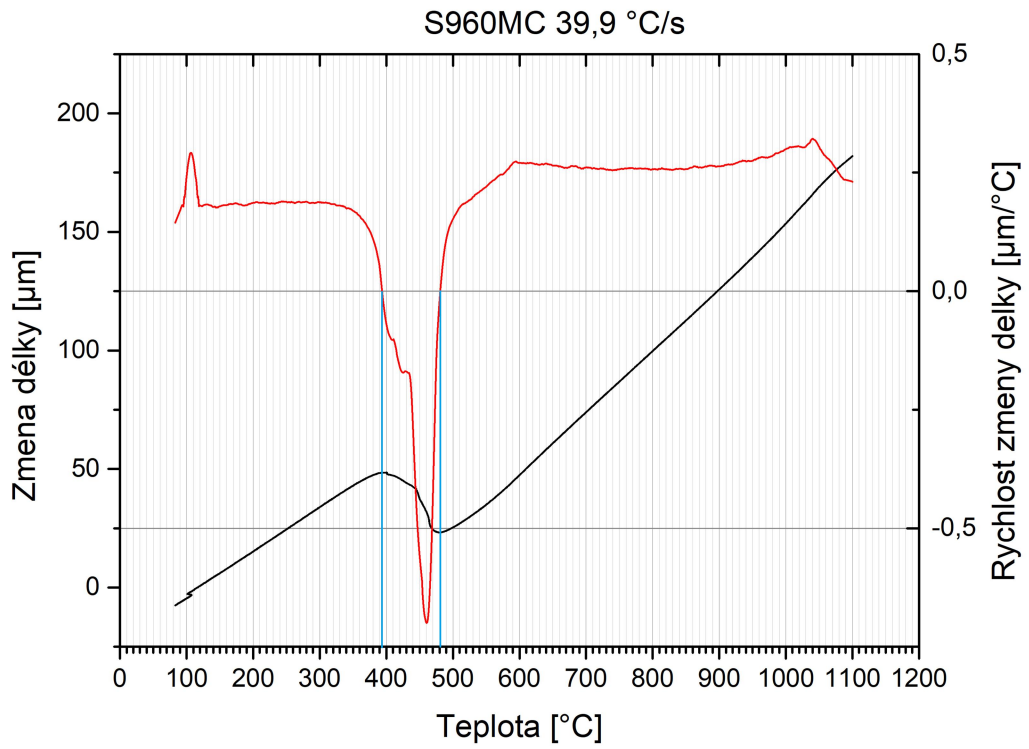
Příloha 7: Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 25,97 °C/s



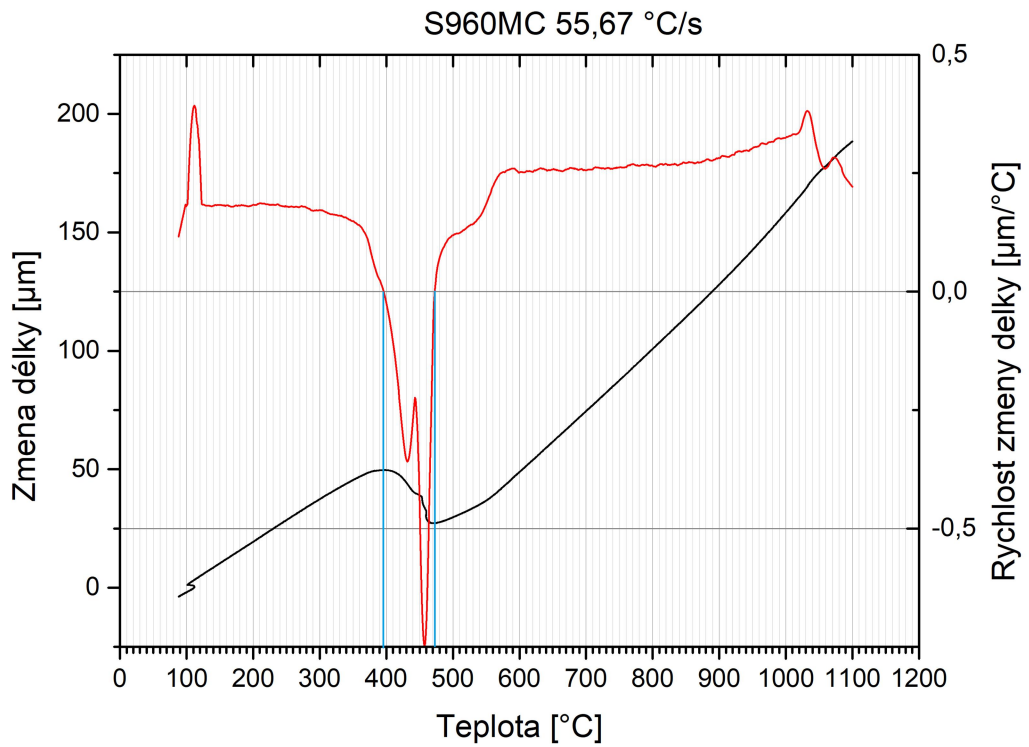
Příloha 8: Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 31,44 °C/s



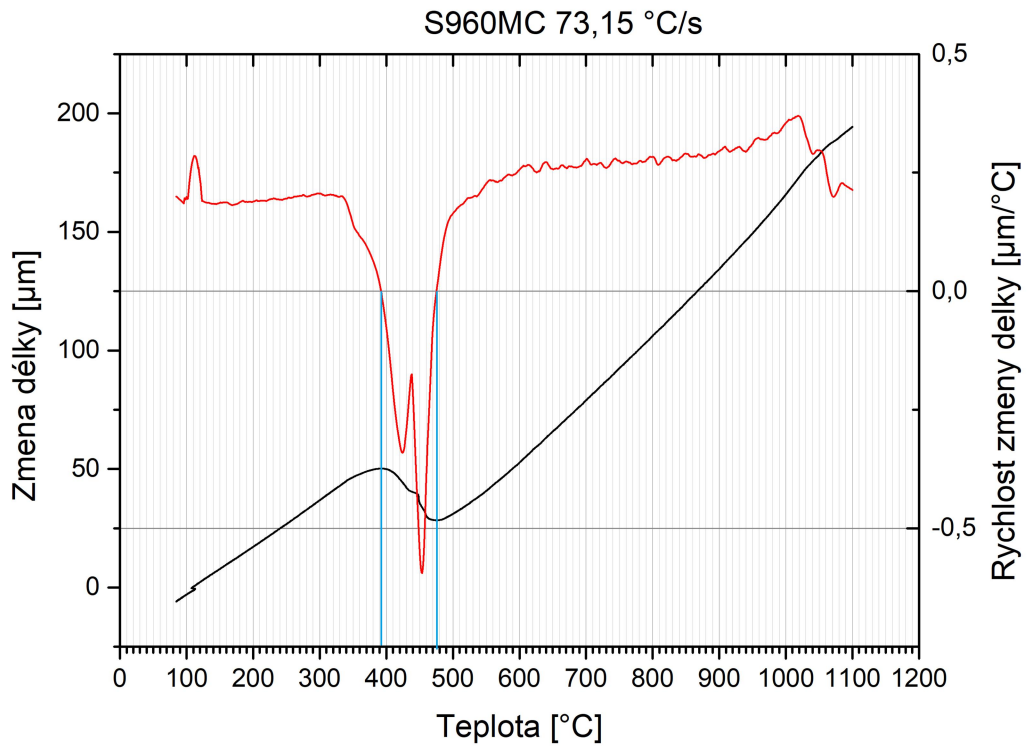
Příloha 9: Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 39,9 °C/s



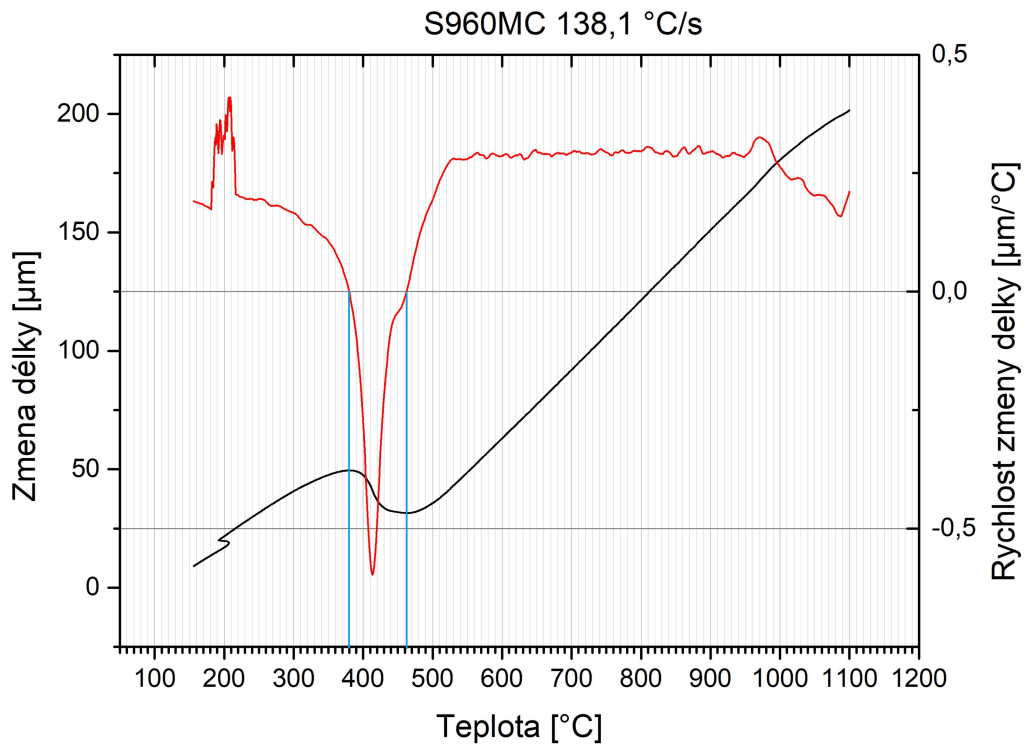
Příloha 10: Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 55,67 °C/s



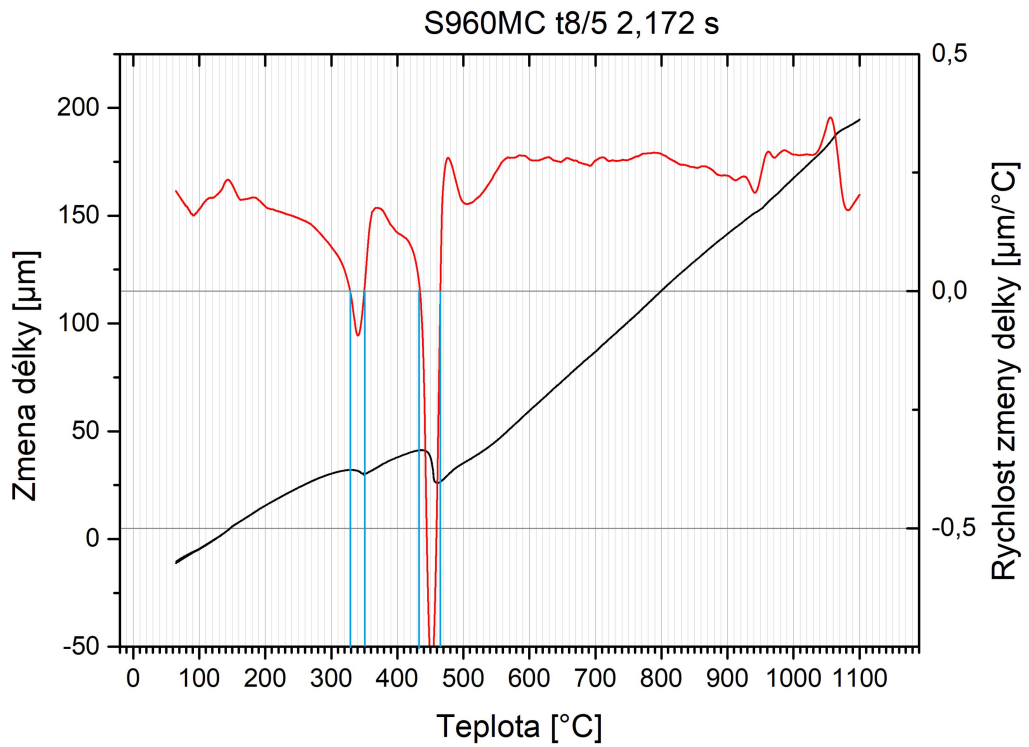
Příloha 11: Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 73,15 °C/s



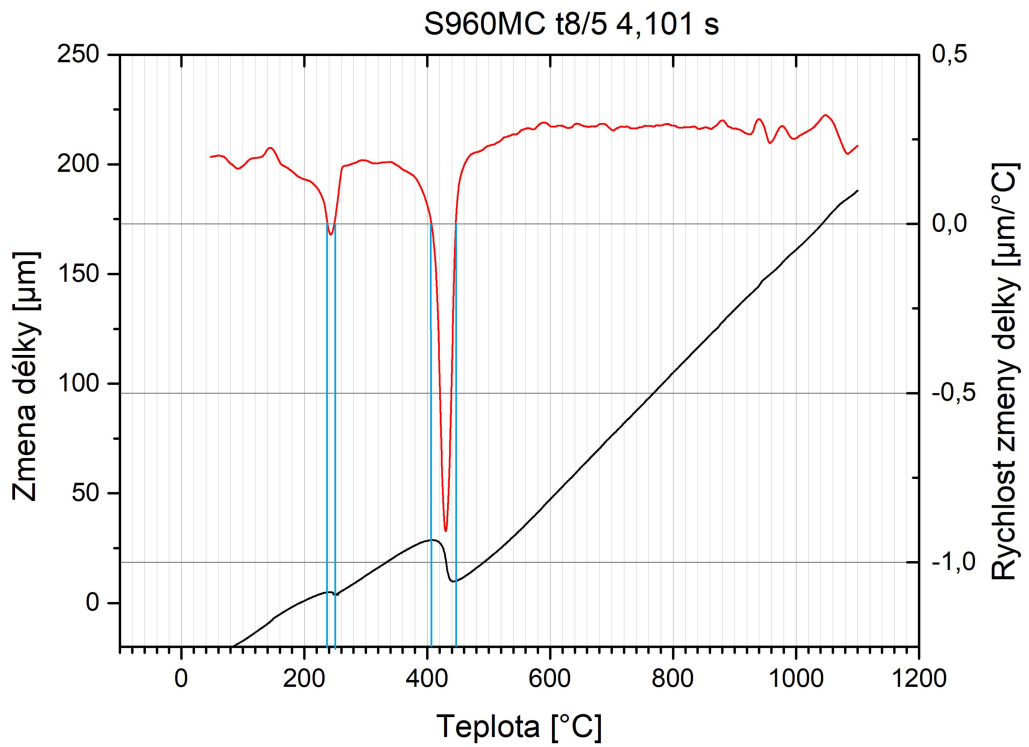
Příloha 12: Graf metody první derivace pro ochlazovací rychlost 138,1 °C/s



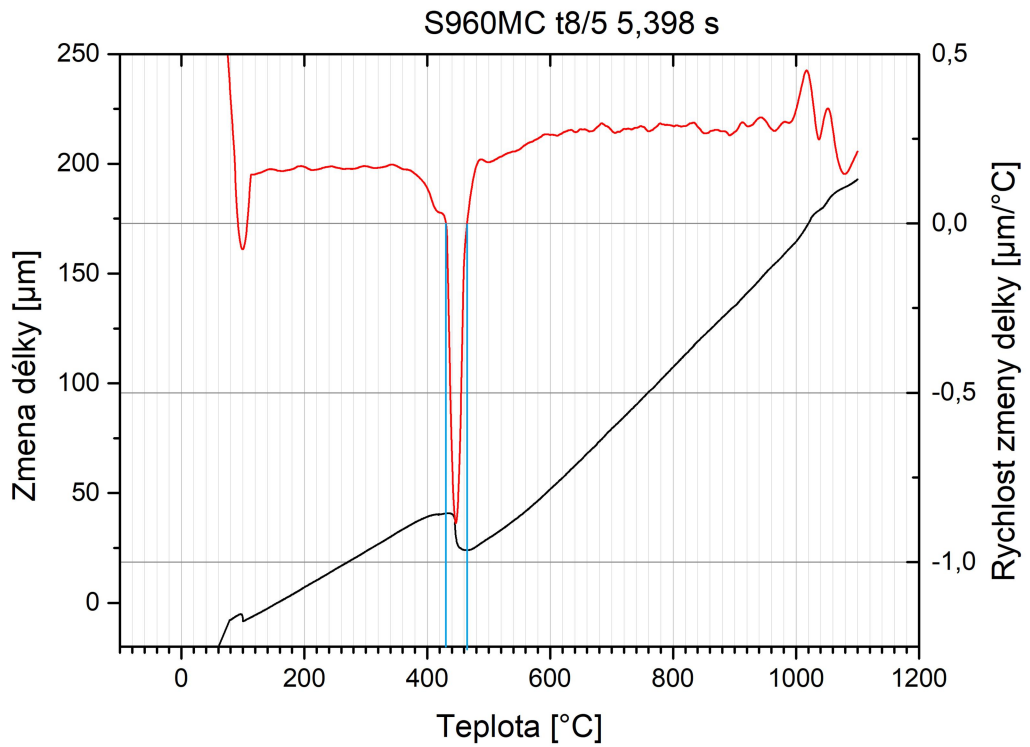
Příloha 13: Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 2,172$ s



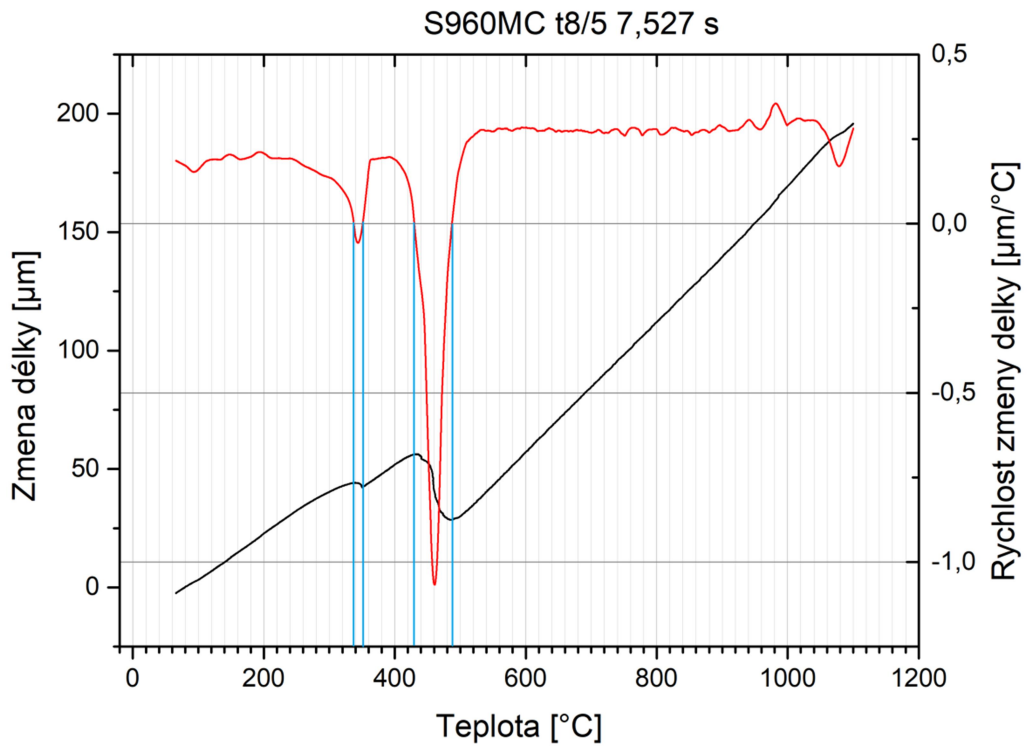
Příloha 14: Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 4,101$ s



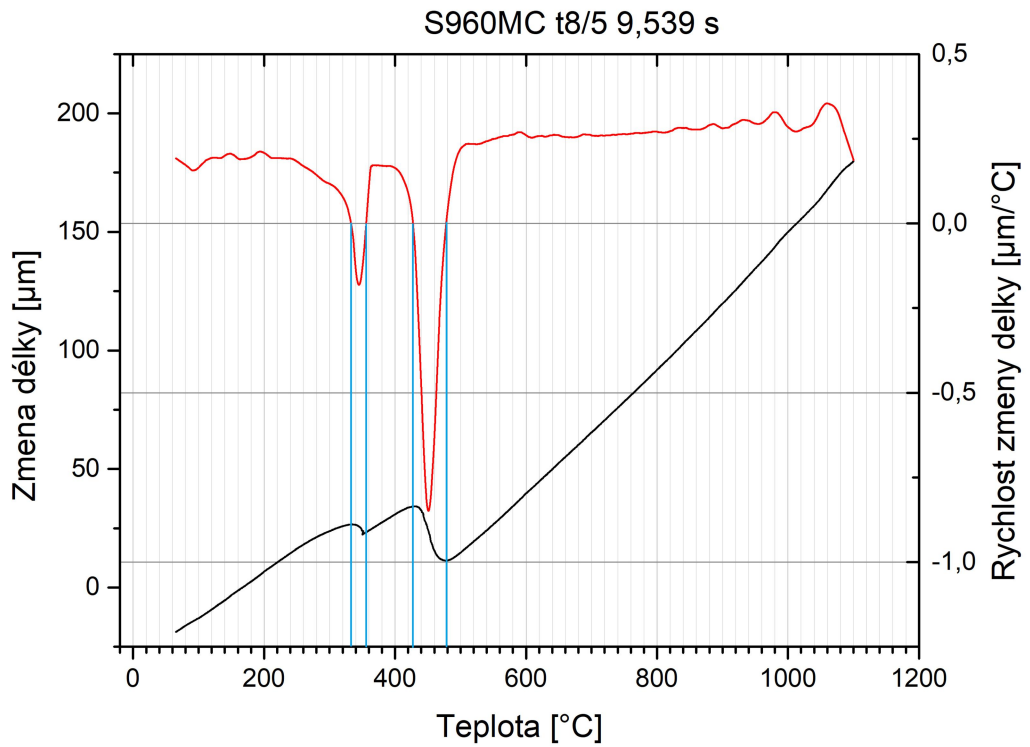
Příloha 15: Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 5,398\text{s}$



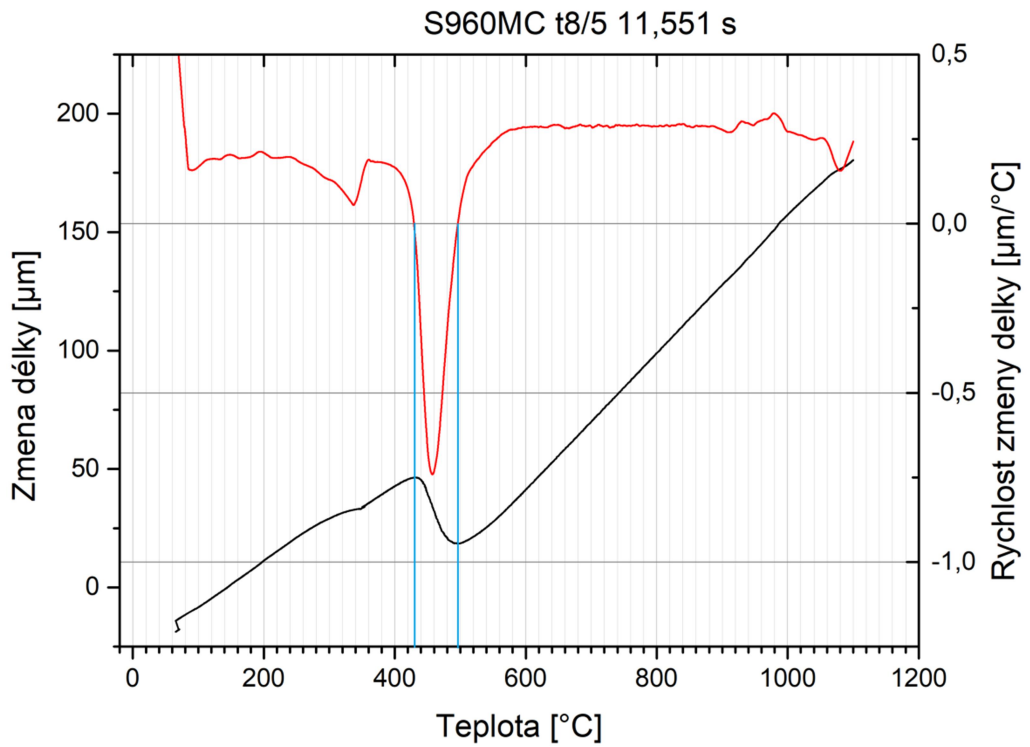
Příloha 16: Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 7,527\text{s}$



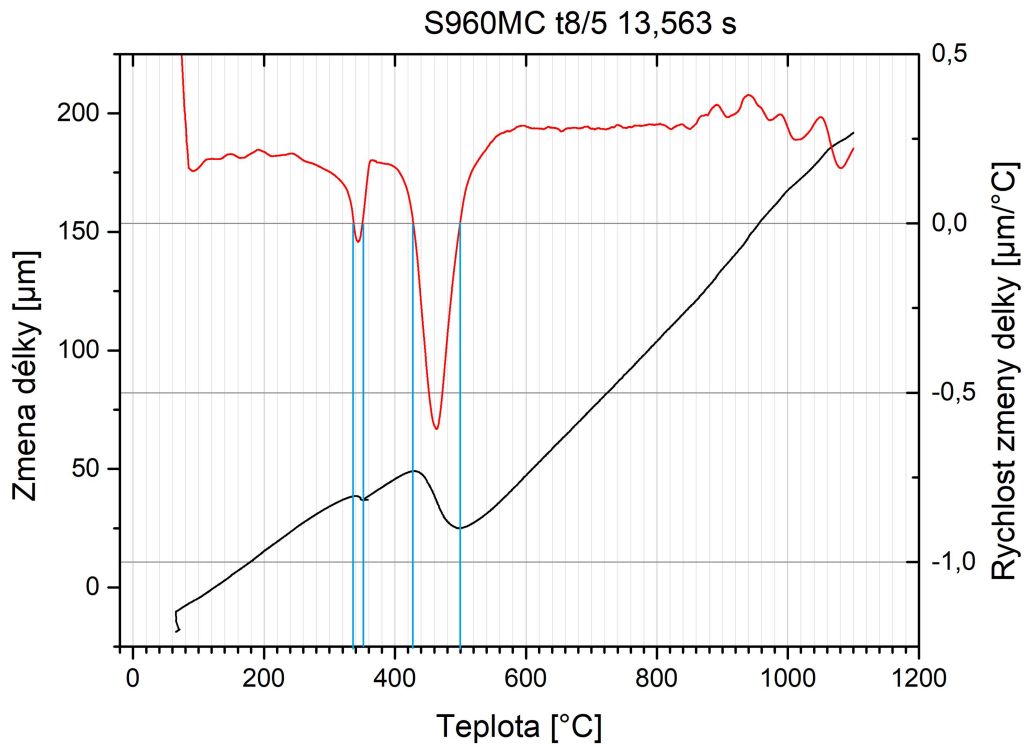
Příloha 17: Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 9,539$ s



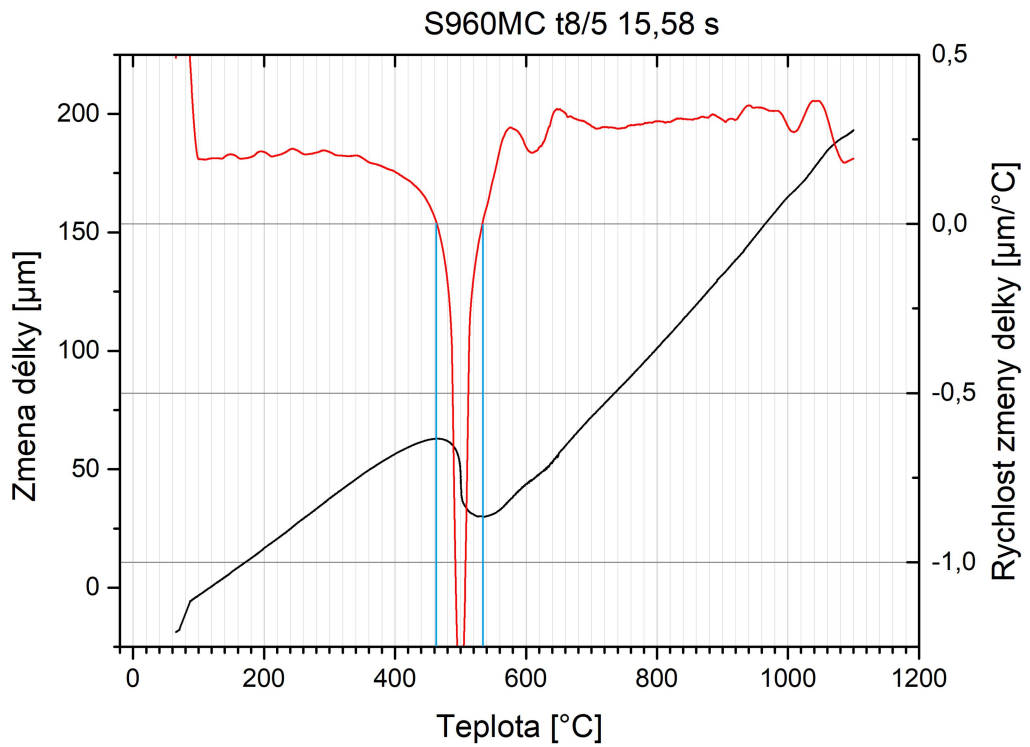
Příloha 18: Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 11,551$ s



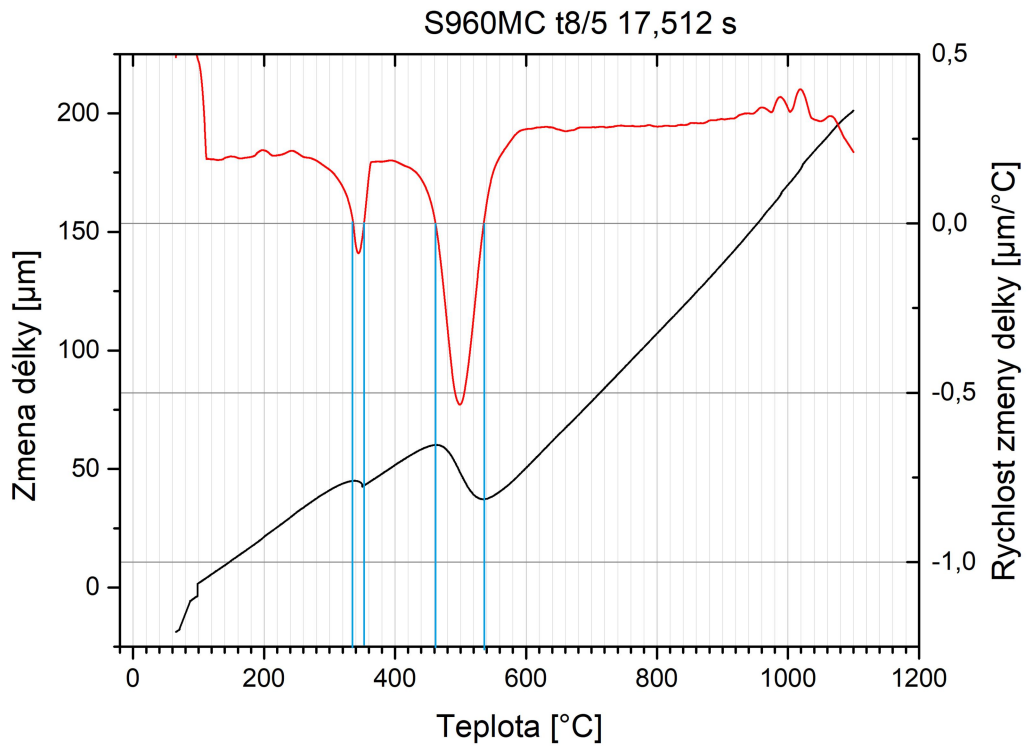
Příloha 19: Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 13,563$ s



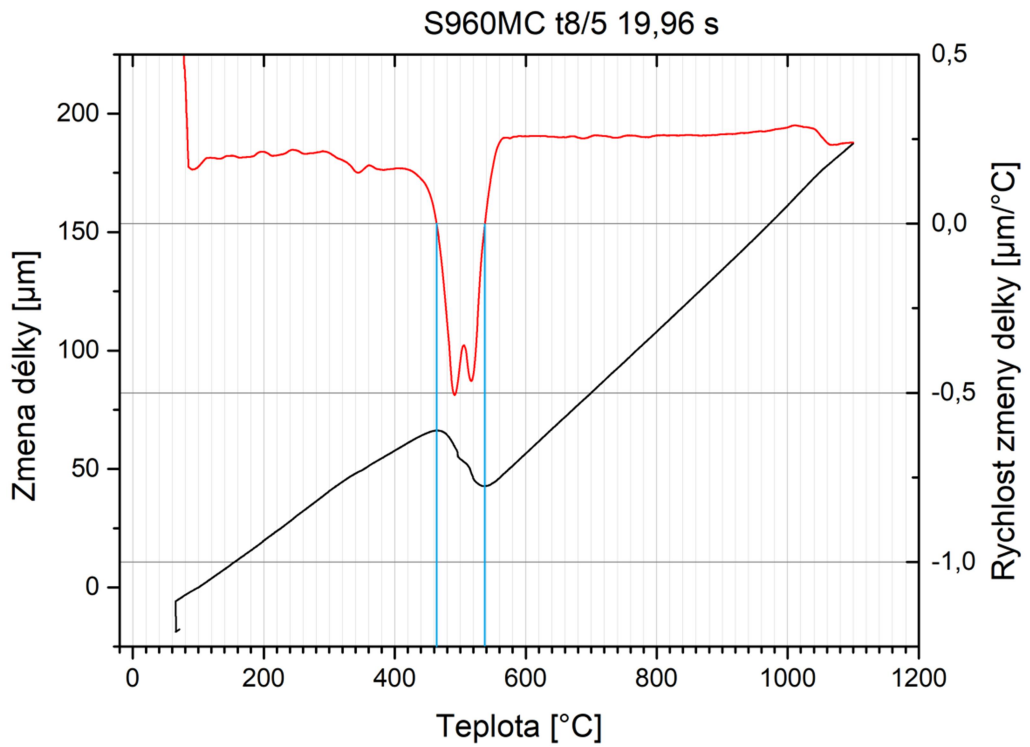
Příloha 20: Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 15,58$ s



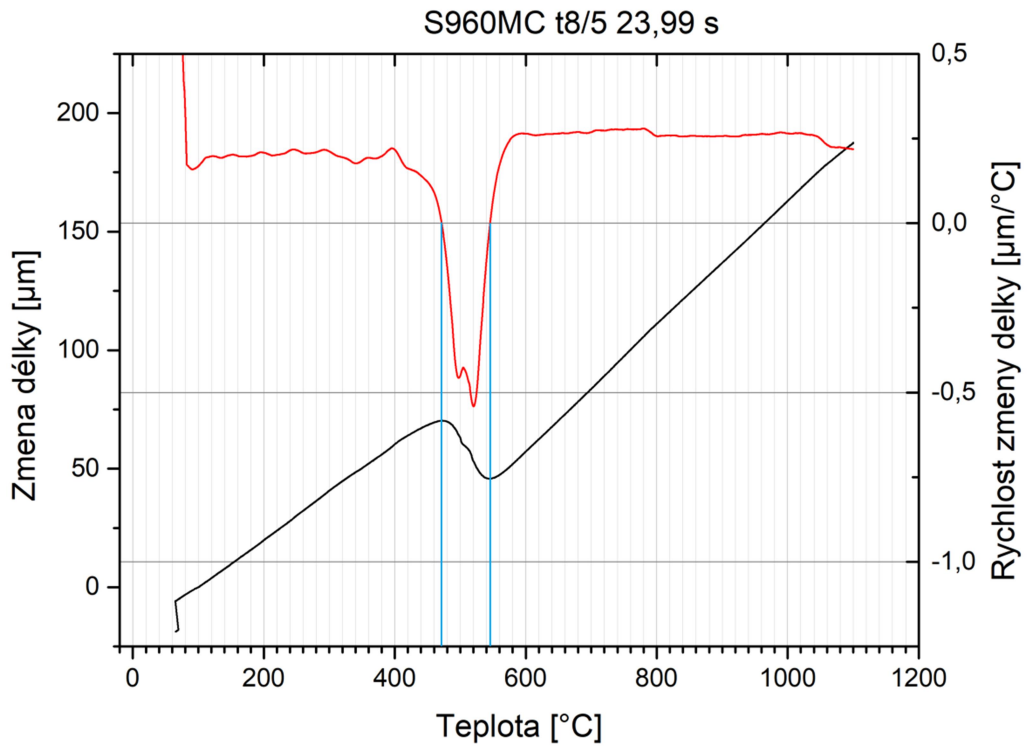
Příloha 21: Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 17,512$ s



Příloha 22: Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 19,96$ s



Příloha 23: Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 23,99$ s



Příloha 24: Graf metody první derivace pro parametr $t_{8/5} = 29,95$ s

