

**ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI**  
**FAKULTA STROJNÍ**

**Studijní program:** B0715A270013 – Strojní inženýrství  
**Studijní specializace:** Progresivní technologie a materiály

**BAKALÁŘSKÁ PRÁCE**

**Využití deformačního kalícího dilatometru pro studium  
vysocepevné oceli**

**Autor:** Jan HEJNÝ  
**Vedoucí práce:** Doc. Ing. Ludmila KUČEROVÁ, Ph.D.

Akademický rok 2022/2023

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

Fakulta strojní

Akademický rok: 2022/2023

# ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

(projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení: **Jan HEJNÝ**  
Osobní číslo: **S22B0046K**  
Studijní program: **B0715A270013 Strojní inženýrství**  
Specializace: **Progresivní technologie a materiály**  
Téma práce: **Využití deformačního kaliciho dilatometru pro studium vysocepevné oceli**  
Zadávací katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

## Zásady pro vypracování

1. Literární rešerše
  - a) Dilatometrická termická analýza
  - b) Vysocepevné oceli
2. Experimentální program
  - a) Charakterizace výchozího stavu oceli
  - b) Dilatometrické analýzy
  - c) Mikrostrukturní analýza
  - d) Měření tvrdosti
3. Diskuse výsledků
4. Závěr

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

Seznam doporučené literatury:

HUNKEL, MARTIN, et al. Chapter 3: Dilatometry, Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry, Volume 6, 2018, 103-129.

KHODAIE, NASSEH, et al. Unit cell dilation technique for analyzing dilatometry data in microalloyed steels, Materials Characterization. 2018, 135, 84-95.

BACK, J., G., SURREDDI, K., B. Microstructure analysis of martensitic low alloy carbon steel samples subjected to deformation dilatometry, Materials Characterization, 2019, 157, 109926.

FARAHAT, I., Z., A Dilatometry determination of phase transformation temperatures during heating of Nb bearing low carbon steels. Journal of Materials Processing Technology. 2008, 204 (1-3), 365-369.

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

Konzultant bakalářské práce: **Ing. Jan Hajšman**  
Regionální technologický institut

Datum zadání bakalářské práce: **17. října 2022**  
Termín odevzdání bakalářské práce: **26. května 2023**

L.S.

---

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

---

**Doc. Ing. Josef Odehnal, Ph.D.**  
vedoucí katedry

## 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

## **Poděkování**

Chtěl bych poděkovat Doc.Ing.Ludmile Kučerové Ph.D. za vedení bakalářské práce a odborné konzultace a za podporu při vypracování experimentální části práce Ing.Janu Hajšmanovi. V neposlední řadě děkuji své manželce a dětem za podporu při kombinovaném studiu a svému vedoucímu v zaměstnání Ing. Ladislavu Benýrovi, EWE za podporu a poskytnutí prostoru pro studium.

# ANOTAČNÍ LIST BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

<b>AUTOR</b>	<b>Příjmení</b> Hejný	<b>Jméno</b> Jan	
<b>STUDIJNÍ PROGRAM</b>	B0715A270013 Strojní inženýrství		
<b>VEDOUCÍ PRÁCE</b>	<b>Příjmení (včetně titulů)</b> Doc.Ing.Kučerová, Ph.D.	<b>Jméno</b> Ludmila	
<b>PRACOVISŤE</b>	ZČU - FST – KMM		
<b>DRUH PRÁCE</b>	<b>DIPLOMOVÁ</b>	<b>BAKALÁŘSKÁ</b>	<b>Nehodící se škrtněte</b>
<b>NÁZEV PRÁCE</b>	Využití deformačního kalčího dilatometru pro studium vysocepevné oceli		

<b>FAKULTA</b>	strojní	<b>KATEDRA</b>	KMM	<b>ROK ODEVZD.</b>	2023
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

## POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

<b>CELKEM</b>	54	<b>TEXTOVÁ ČÁST</b>	38	<b>GRAFICKÁ ČÁST</b>	16
---------------	----	---------------------	----	----------------------	----

<p style="text-align: center;"><b>STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK)</b></p> <p><b>ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY</b></p>	<p>Bakalářská práce obsahuje charakterizaci experimentálních taveb TRIP ocelí, výpočet teplot fázových přeměn těchto ocelí pomocí software JMatPro na základě chemického složení taveb, zjištění transformačních teplot pomocí kalčího dilatometru Linseis L 78 RITA – QDT a porovnání s výsledky ze software JMatPro. Na kalícím dilatometru byl ověřen vliv vložené deformace vzorků při teplotě austenitizace na hodnoty transformačních teplot TRIP ocelí. Byly porovnány mikrostruktury TRIP ocelí ve výchozím stavu, po tepelném zpracování a tepelném zpracování s vloženou deformací.</p>
<p style="text-align: center;"><b>KLÍČOVÁ SLOVA</b></p> <p style="text-align: center;"><b>ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE</b></p>	<p style="text-align: center;">TRIP oceli, dilatometrie, kalčí dilatometr, vysocepevné oceli</p>

## SUMMARY OF BACHELOR SHEET

<b>AUTHOR</b>	<b>Surname</b> Hejný	<b>Name</b> Jan	
<b>STUDY PROGRAMME</b>	B0715A270013 Mechanical Engineering		
<b>SUPERVISOR</b>	<b>Surname (Inclusive of Degrees)</b> Doc.Ing.Kučerová, Ph.D.	<b>Name</b> Ludmila	
<b>INSTITUTION</b>	ZČU - FST - KMM		
<b>TYPE OF WORK</b>	<b>DIPLOMA</b>	<b>BACHELOR</b>	<b>Delete when not applicable</b>
<b>TITLE OF THE WORK</b>	The use of deformation hardening dilatometer for the study of high-strength steel		

<b>FACULTY</b>	Mechanical Engineering	<b>DEPARTMENT</b>	KMM	<b>SUBMITTED IN</b>	2023
----------------	------------------------	-------------------	-----	---------------------	------

### NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

<b>TOTALLY</b>	54	<b>TEXT PART</b>	38	<b>GRAPHICAL PART</b>	16
----------------	----	------------------	----	-----------------------	----

<b>BRIEF DESCRIPTION</b> <b>TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS</b>	The bachelor's thesis contains the characterization of experimental melts of TRIP steels, the calculation of the phase transformation temperatures of these steels using the JMatPro software based on the chemical composition of the melts, the determination of the transformation temperatures using the Linseis L 78 RITA - QDT hardening dilatometer and comparison with the results from the JMatPro software. The influence of the embedded deformation of the samples at the austenitizing temperature on the values of the transformation temperatures of TRIP steels was verified on the quenching dilatometer. The microstructures of TRIP steels in their initial state, after heat treatment and after heat treatment with embedded deformation were compared.
<b>KEY WORDS</b>	TRIP steels, dilatometry, hardening dilatometer, high strength steels

## Obsah

Zadání BP .....	2
Prohlášení o autorství .....	4
Přehled použitých zkratk a symbolů .....	10
Seznam obrázků .....	11
Seznam tabulek .....	13
1 Úvod .....	14
2 Metody zjišťování fázových přeměn v kovech .....	15
2.1 Výpočtové metody .....	15
2.1.1 Výpočet teplot fázových přeměn pomocí software JMatPro .....	15
2.2 Termické analýzy .....	16
2.2.1 Klasická termická analýza (TA) .....	16
2.2.2 Diferenční termická analýza (DTA) .....	16
2.2.3 Derivační diferenční termická analýza (DDTA) .....	17
2.2.4 Dvojitá diferenční termická analýza (dDTA) .....	17
2.2.5 Diferenční kompenzační kalorimetrie (DSC) .....	17
2.2.6 Termogravimetrie (TG) .....	17
2.2.7 Frakční termogravimetrie (FTG) .....	18
2.2.8 Elektrotermická analýza (ETA) .....	18
2.2.9 Emanační termická analýza (ETA) .....	18
2.2.10 Dilatometrická termická analýza .....	18
3 Vysocepevné oceli .....	20
3.1 Vysocepevné oceli první generace .....	20
3.1.1 IF (Interstitial Free) Oceli bez intersticiálních prvků .....	21
3.1.2 BH oceli (Bake Hardenable Steels) .....	21
3.1.3 HSLA (High Strength Low Alloy) oceli .....	21
3.1.4 DP (Dual Phase) oceli .....	21
3.1.5 CP (Complex Phase) oceli .....	22
3.1.6 MS oceli (Martensitic Steels) .....	23
3.1.7 TRIP (Transformation Inducted Plasticity) oceli s transformačně indukovanou plasticitou .....	24
3.2 Vysocepevné oceli druhé generace .....	28
3.2.1 Austenitické korozivzdorné oceli (ASS) .....	28
3.2.2 TWIP (Twinning induced plasticity) oceli s plasticitou indukovanou dvojčatěním .....	28
3.2.3 Maraging oceli (Martensite ageing) .....	29
3.3 Vysocepevné oceli třetí generace .....	29
3.3.1 Q&P oceli (Quenching and Partitioning Steels) .....	30
3.3.2 TBF oceli (TRIP Aided Bainitic Ferrite Steels) .....	30
4 Experimentální část .....	31



4.1	Charakterizace experimentálních TRIP ocelí .....	31
4.2	Výpočet teplot fázových přeměn pomocí software JMatPro.....	32
4.3	Dilatometrické analýzy .....	35
4.3.1	Použité tepelné režimy dilatometru .....	35
4.3.2	Zjištění transformačních teplot pomocí metody tečen .....	37
4.4	Mikrostrukturní analýza .....	39
4.4.1	Mikrostruktura vzorků oceli T4 kov .....	39
4.4.2	Mikrostruktura vzorků oceli T4 .....	41
4.4.3	Mikrostruktura vzorků oceli T8 .....	42
4.4.4	Mikrostruktura vzorků oceli T9 .....	44
4.4.5	Mikrostruktura vzorků oceli T11 .....	45
4.4.6	Mikrostruktura vzorků oceli T13 .....	47
4.5	Porovnání mikrostruktur s výsledky ze software JMatPro .....	48
4.6	Měření tvrdosti .....	49
5	Diskuze výsledků.....	50
6	Závěr .....	52
7	Seznam zdrojů .....	53

## Přehled použitých zkratk a symbolů

ARA diagram	Diagram anizotermického rozpadu austenitu (Diagram of the anisothermal decomposition of austenite)
ASS	Austenitické korozivzdorné oceli (Austenitic Steels)
AHSS	Moderní vysocepevné oceli (Advanced High Strength Steels)
BH	Oceli vytvrzené vypékáním (Bake Hardenable Steels)
CP	Vícefázové oceli (Complex Phase Steels)
DDTA	Derivační diferenční termická analýza (Derivative differential thermal analysis)
dDTA	Dvojitá diferenční termická analýza (Double differential thermal analysis)
DTA	Diferenční termická analýza (Differential thermal analysis)
DP	Dvofázové oceli (Dual Phase Steels)
DSC	Diferenční kompenzační kalorimetrie (Differential compensation calorimetry)
ETA	Elektrotermická analýza (Electrothermal analysis)
ETA	Emanační termická analýza (Emanation thermal analysis)
FTG	Frakční termogravimetrie (Fractional thermogravimetry)
HSS	Vysocepevné oceli (High Strength Steels)
HSLA	Vysocepevné mikrolegované oceli (High Strength Low Alloy Steels)
HV 10	Hodnota tvrdosti podle Vickerse (Vickers hardness value)
IRA diagram	Diagram izotermického rozpadu austenitu (Diagram of the isothermal decomposition of austenite)
IF	Oceli bez intersticiálních prvků (Interstitial Free Steels)
MS	Martenzitické oceli (Martensitic Steels)
Q&P	Legovaná vícefázová ocel s podílem zbytkového austenitu, který je stabilizován difuzí uhlíku při tepelném zpracování (Quenching and Partitioning Steels)
TA	Termická analýza (Thermal analysis)
TBF	Feriticko bainitické oceli využívající TRIP efekt (TRIP Aided Bainitic Ferrite Steels)
TG	Termogravimetrie (Thermogravimetry)
TRIP oceli	Oceli s transformačně indukovanou plasticitou (Transformation Induced Plasticity Steel)
TWIP	Oceli s plasticitou indukovanou dvojčatěním (Twinning Induced Plasticity Steels)

## Seznam obrázků

Obrázek 1 Uživatelské rozhraní software JMatPro [11] .....	15
Obrázek 2 Diagram závislosti $T/f(t)$ [15] .....	16
Obrázek 3 Diagram závislosti $\Delta T/f(T)$ [15] .....	17
Obrázek 4 DTA - Schéma zapojení termočlánků [15] .....	17
Obrázek 5 Diagram závislosti $\Delta m/T$ [16] .....	18
Obrázek 6 Srovnání mechanických vlastností různých typů ocelí [6] .....	20
Obrázek 7 Oblast DP ocelí v diagramu $R_m - \varepsilon$ [10] .....	22
Obrázek 8 Mikrostruktura dvoufázové oceli [10] .....	22
Obrázek 9 Oblast CP ocelí v diagramu $R_m - \varepsilon$ [10] .....	23
Obrázek 10 Mikrostruktura CP oceli [10] .....	23
Obrázek 11 Oblast MS ocelí v diagramu $R_m - \varepsilon$ [10] .....	23
Obrázek 12 Mikrostruktura MS oceli [10] .....	24
Obrázek 13 Oblast TRIP ocelí v diagramu $R_m - \varepsilon$ [10] .....	25
Obrázek 14 Mikrostruktura TRIP oceli [10] .....	25
Obrázek 15 Schéma tepelného zpracování TRIP ocelí vyráběných za tepla [21] .....	26
Obrázek 16 Výroba TRIP ocelí válcovaných za studena [21] .....	27
Obrázek 17 Části karoserie vyráběné z TRIP ocelí [18] .....	28
Obrázek 18 Oblast TWIP ocelí v diagramu $R_m - \varepsilon$ [10] .....	29
Obrázek 19 Mikrostruktura TWIP oceli [10] .....	29
Obrázek 20 IRA diagram oceli T4 .....	32
Obrázek 21 IRA diagram oceli T8 .....	33
Obrázek 22 IRA diagram oceli T9 .....	33
Obrázek 23 IRA diagram oceli T11 .....	34
Obrázek 24 IRA diagram oceli T13 .....	34
Obrázek 25 Kalčí dilatometr Linseis L 78 RITA – QDT [12] .....	35
Obrázek 26 Tepelný režim bez deformace .....	36
Obrázek 27 Tepelný režim s vloženou deformací .....	36
Obrázek 28 Příklad určení transformační teploty metodou tečen [21] .....	37
Obrázek 29 Dilatometrická křivka oceli T4 kov po TZ .....	38
Obrázek 30 T4 kov – výchozí stav .....	39
Obrázek 31 T4 kov – po TZ .....	40
Obrázek 32 T4 kov – po TZ + def 30% .....	40
Obrázek 33 T4 – výchozí stav .....	41
Obrázek 34 T4 – po TZ .....	41
Obrázek 35 T4 – po TZ + def 30% .....	42
Obrázek 36 T8 – výchozí stav .....	42
Obrázek 37 T8 – po TZ .....	43
Obrázek 38 T8 – po TZ + def 30% .....	43
Obrázek 39 T9 – výchozí stav .....	44
Obrázek 40 T9 – po TZ .....	44
Obrázek 41 T9 – po TZ + def 30% .....	45
Obrázek 42 T11 – výchozí stav .....	45
Obrázek 43 T11 – po TZ .....	46
Obrázek 44 T11 – po TZ + def 30% .....	46
Obrázek 45 T13 – výchozí stav .....	47

Obrázek 46 T13 – po TZ .....	47
Obrázek 47 T13 – po TZ + def 30% .....	48
Obrázek 48 IRA diagram vzorku T8.....	48

## Seznam tabulek

Tabulka 1 Chemické složení použitých vzorků TRIP ocelí.....	31
Tabulka 2 Přehled teplot vypočítaných pomocí software JMatPro.....	32
Tabulka 3 Technické parametry dilatometru [12].....	35
Tabulka 4 Porovnání hodnot teplot $A_{c1}$ a $A_{c3}$ na křivkách ohřevu.....	38
Tabulka 5 Porovnání skutečných a vypočtených hodnot teplot začátku fázových přeměn $T_s$ na křivkách ochlazení.....	38
Tabulka 6 Porovnání hodnot teplot $T_s$ a $T_f$ u vzorků po TZ a u vzorků s vloženou deformací.....	39
Tabulka 7 Porovnání výsledných mikrostruktur .....	49
Tabulka 8 Porovnání průměrných hodnot tvrdosti HV 10.....	49

## 1 Úvod

Vysocepevné oceli se v dnešní době stále více prosazují v průmyslové výrobě pro své specifické vlastnosti jako je vyšší mez kluzu a pevnosti oproti klasickým ocelím, specifické chování při deformaci, případně rázové vlastnosti. Rychlý vývoj zaznamenaly tyto oceli zejména díky automobilovému průmyslu, kde jsou široce využívány. Vyšší mechanické vlastnosti umožňují výrobu konstrukcí s nižší hmotností, což ovlivňuje i spotřebu pohonných hmot a množství emisí zatěžujících životní prostředí. Jsou využívány i pro konstrukci deformačních prvků šasí vozidel. Ve výrobě stavebních konstrukcí se prosazují zejména při navrhování mostů a nosných prvků ocelových konstrukcí hal a budov. Se zvyšující se produkcí vysocepevných ocelí je jejich použití výhodné i z ekonomického hlediska. Stále vyšší nároky na technické aplikace vyžadují investice do vývoje nových materiálů s lepšími vlastnostmi.

Vlastnosti materiálu jsou výsledkem jeho chemického složení, mikrostruktury, tepelného či termomechanického zpracování. Mikrostruktura moderních vysocepevných ocelí je tvořena více fázemi. Vývoj nových materiálů s sebou nese celou řadu zkoušek pro ověření chování nových vysocepevných ocelí, nových metod tepelného a tepelně mechanického zpracování ocelí ve vztahu k požadované mikrostruktúře a vlastnostem a vliv deformace přidané do procesu výroby ocelí a polotovarů.

Pro výzkum a návrh výroby a zpracování vysocepevných ocelí je nutné znát pro konkrétních ocelí teploty fázových přeměn. Pro výpočet teplot a sledování fázových změn je možné využít celou řadu metod, od software, využívající různé výpočtové modely, po celou řadu termických analýz.

Cílem této bakalářské práce je porovnat hodnoty teplot fázových přeměn vypočítané pomocí vhodného software a získané přesným měřením pomocí termické dilatometrické analýzy a ověřit vhodnost jednotlivých metod na studium experimentálních ocelí. Teoretická část práce se zabývá rozdělením a popisem metod zjišťování fázových přeměn v kovech a rozdělením a popisem vysocepevných ocelí. Pro praktickou část byly využity experimentální tavby TRIP ocelí. Byl proveden softwarový výpočet teplot fázových přeměn jednotlivých ocelí, které byly následně ověřeny fyzicky pomocí kalíčního dilatometru. Vzorky ocelí byly následně podrobeny termické dilatometrické analýze bez deformace a s vloženou deformací vzorku. Byly vyhodnoceny a porovnány mikrostruktury vzorků ve výchozím stavu, po tepelném zpracování a po tepelném zpracování s vloženou deformací.

Výsledky této bakalářské práce mohou sloužit jako vodítko pro stanovení technologického postupu zpracování TRIP ocelí s cílem dosažení vhodných vlastností a mikrostruktury za pomoci využití kalíčního dilatometru.

## 2 Metody zjišťování fázových přeměn v kovech

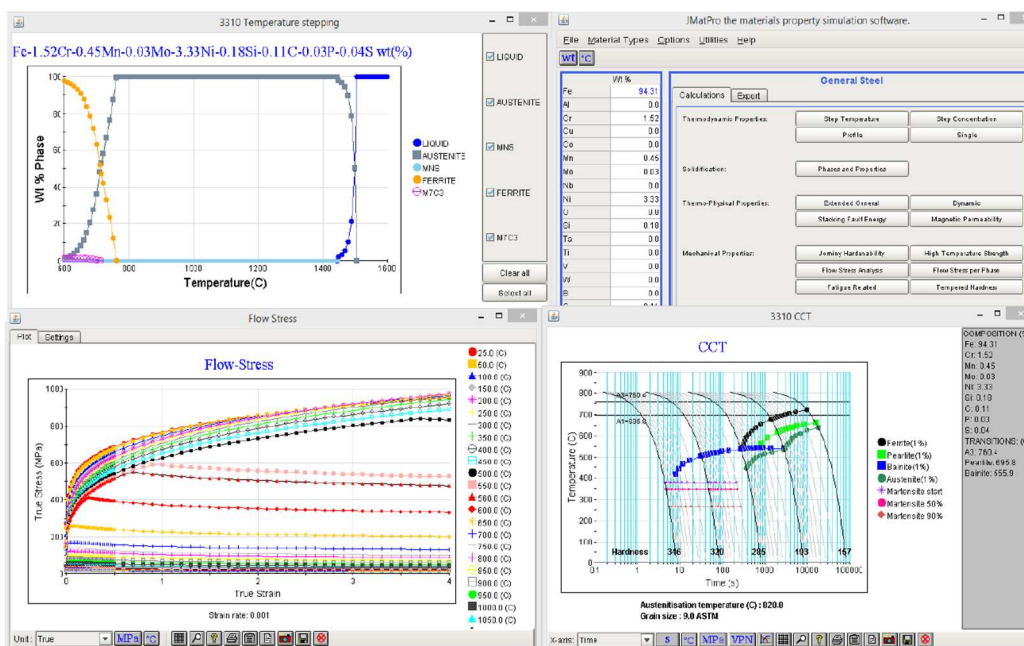
Fázové přeměny v kovech a jejich slitinách můžeme zkoumat buď pomocí výpočtových metod nebo metod založených na sledování změn převážně fyzikálních vlastností materiálů.

### 2.1 Výpočtové metody

Výpočtové metody využívají chemického složení a známého chování materiálů pro výpočet ARA a IRA diagramů a teplot fázových přeměn materiálů. Výpočtové metody je možné využít pro známé materiály, pro experimentálně nově vyvíjené oceli a jejich slitiny nemusí být výpočet relevantní, proto je nutno použít fyzikální metody zjišťování fázových přeměn. Pro výpočtovou metodu je využívána celá řada software. V našem případě je v experimentální části práce využit software JMatPro.

#### 2.1.1 Výpočet teplot fázových přeměn pomocí software JMatPro

JMatPro je simulační software, který na základě zadaného chemického složení vypočítá širokou škálu vlastností materiálů, například teploty fázových transformací, mechanické vlastnosti, chemické vlastnosti apod. Uživatelské rozhraní programu je založeno na prostředí Java s výpočtovými moduly C / C++ a je schopen fungovat s jakýmkoli operačním systémem Windows. Na obrázku č.1 vidíme ukázkou prostředí programu. V našem případě byl software použit pro orientační výpočet teplot Ac1 a Ac3, začátek tvorby martenzitu, bainitu a perlitu u zkoumaných ocelí [11].



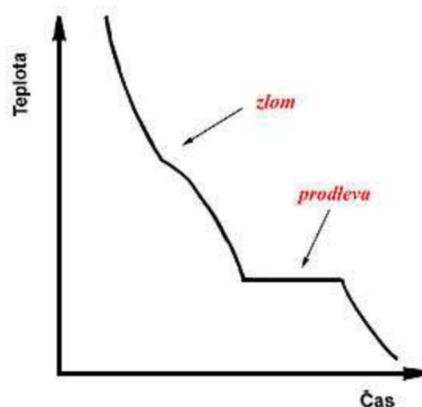
Obrázek 1 Uživatelské rozhraní software JMatPro [11]

## 2.2 Termické analýzy

Termickou analýzu využíváme mimo jiné pro sledování fázových přeměn u tuhých látek. Při fázových přeměnách dochází u tuhých látek k pohlcování nebo uvolňování tepla, změně rozměrů, elektrických a magnetických vlastností a změně rozměrů. Na základě sledování těchto změn vlastností byly vyvinuty různé metody termických analýz. V praxi se tyto metody využívají pro stanovení technologických postupů pro tepelné zpracování, tváření, lití, případně pro kombinované metody zpracování. Dále jsou metody termických analýz používány při kontrole výroby k ověřování jakosti výrobků. Při studiu fázových přeměn je také možné stanovení některých fyzikálních vlastností látek, jako je bod tání a tuhnutí, koeficient teplotní délkové roztažnosti a tepelnou i elektrickou vodivost.

### 2.2.1 Klasická termická analýza (TA)

Při klasické termické analýze je měřeno teplo, které je uvolňované nebo pohlcované při fázových přeměnách látek či soustav. Záznam měření je prováděn jako závislost změny teploty na čase. Jedná se o jednoduchou metodu, která se používá ke stanovení teplot tání a tuhnutí u čistých látek a teplot likvidu a solidu u slitin. V diagramu závislosti  $T/f(t)$  se fázové přeměny u čisté látky projeví jako izotermická prodleva, u tuhých roztoků se počátek a konec krystalizace zobrazí jako zlom na křivce  $T/f(t)$ , viz obrázek č. 2. Tato metoda není vhodná pro sledování fázových přeměn v tuhém stavu, protože při těchto změnách nedochází k výrazným tepelným změnám a výsledky měření by byly nepřesné [15].

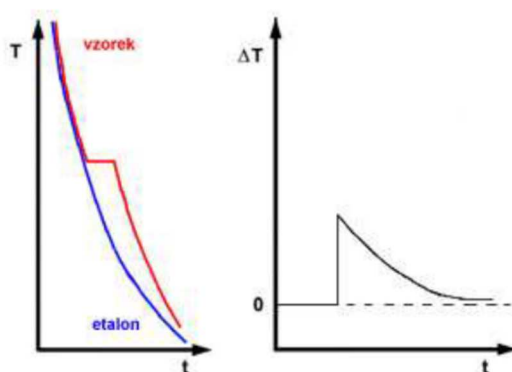


Obrázek 2 Diagram závislosti  $T/f(t)$  [15]

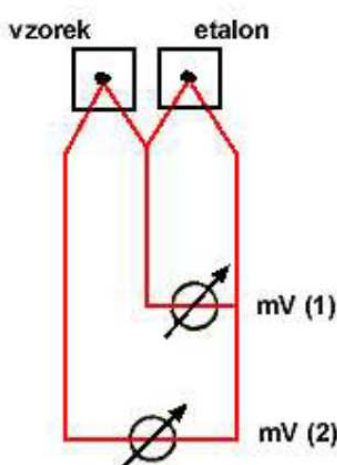
### 2.2.2 Diferenční termická analýza (DTA)

Tato metoda využívá referenčního etalonu, který musí být stabilní (nesmí docházet k fázové přeměně v etalonu ve sledovaném intervalu teplot) a inertní vůči okolí. Jako materiál pro výrobu etalonu se používá nejčastěji  $Al_2O_3$ ,  $SiO_2$  nebo  $MgO$ , na obrázku č.4 je znázorněno schéma zapojení termočlánků. Měřenou hodnotou je potom rozdíl teplot zkoumaného vzorku a etalonu a je zaznamenán v diagramu jako závislost  $\Delta T/f(T)$ , viz obrázek č.3. Podle polohy extrémů na křivkách DTA lze zkušební látku nebo vzorek identifikovat a kvantifikovat u ní tepelné změny. Tato metoda je dostatečně citlivá i pro sledování fázových přeměn vzorků v tuhém stavu [15].





Obrázek 3 Diagram závislosti  $\Delta T/f(T)$  [15]



Obrázek 4 DTA - Schéma zapojení termočlánků [15]

### 2.2.3 Derivační diferenční termická analýza (DDTA)

Metoda je založena na stejném principu jako DTA, rozdíl je jen v tom, že je zaznamenávána časová derivace křivky DTA, tj.  $d(\Delta T)/dt = f(T)$ . Výhodou oproti předchozí metodě je lepší registrace malých změn [15].

### 2.2.4 Dvojitá diferenční termická analýza (dDTA)

Princip metody je podobný jako u DTA, zkoušený vzorek se porovnává s referenčním vzorkem, který je ale částečně reaktivní. Pro použití metody jsou nutné náročné předběžné experimenty pro zvolení referenčního vzorku, metoda je málo používána [15].

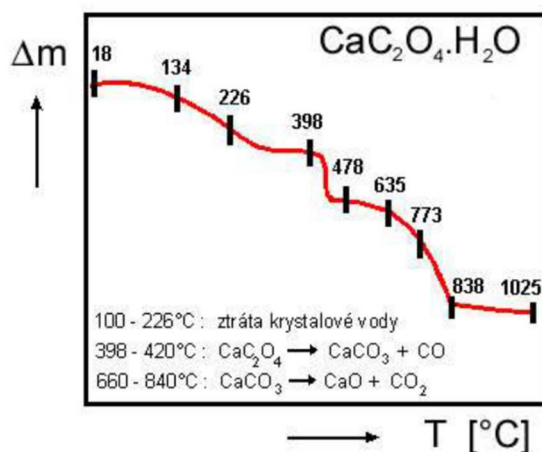
### 2.2.5 Diferenční kompenzační kalorimetrie (DSC)

Opět vychází z principu DTA, tj. komparace vzorku s referenčním etalonem s tím rozdílem, že není měřen rozdíl teplot vzorku a etalonu, ale elektrická energie přídatného zdroje, která je potřebná k vyrovnání teplot vzorku a referenčního etalonu [15].

### 2.2.6 Termogravimetrie (TG)

Princip metody spočívá v měření změny hmotnosti sledovaného vzorku v závislosti na teplotě. Metoda je vhodná komě kovů např. i pro sledování změn polymerů a pro potravinářský

a farmaceutický průmysl. Jsou používány dva tepelné režimy, kontinuální zvyšování teploty – dynamický režim nebo izotermický režim (za konstantní teploty) – statický způsob. U dynamického režimu je sledována závislost hmotnosti vzorku na teplotě a času,  $m = m(T)$ . Záznam měření je tzv. termogravimetrická křivka znázorněná na obrázku č.5. Ze závislosti změn hmotnosti vzorku  $\Delta m$  na teplotě lze určit složení vzorku a podíl jeho složek. Stejně jako u metody DTA, u malých hmotnostních změn lze zaznamenávat derivaci TG křivky umožňující lepší citlivost záznamu měření. Statický režim sledování hmotnosti v čase za konstantní teploty je využíván ke sledování kinetiky a reakcí vzorku [16].



Obrázek 5 Diagram závislosti  $\Delta m/T$  [16]

### 2.2.7 Frakční termogravimetrie (FTG)

Využívá se k detekci plyných složek, uvolňujících se při zahřívání vzorku. Plyné složky jsou kondenzovány v nádobkách, které jsou váženy spolu se sledovaným vzorkem. Podíl nezkondenzovaných složek potom odpovídá rozdílu hmotnosti vzhledem k výchozímu stavu vzorku [16].

### 2.2.8 Elektrotermická analýza (ETA)

Principem elektrotermické analýzy je sledování závislosti elektrické vodivosti vzorku na teplotě. Při změně fází dochází i ke změně elektrické vodivosti, protože tuhá i kapalná fáze mají různou elektrickou vodivost. Tím je možno při krystalizaci vzorku určit podíl tuhé a kapalné fáze. Tuto metodu je možné využít i ke sledování změn ve struktuře u vzorků v tuhém stavu [16].

### 2.2.9 Emanční termická analýza (ETA)

Tato metoda se využívá ke sledování změn vzorku, u kterých nedochází ke změně hmotnosti. Princip metody využívá měření množství inertního plynu, který je uvolňován při zahřívání pevné látky. Vzorky jsou plynem značeny a jsou používány inertní plyny jako Rn, Ne, Kr, Ar a Xe [16].

### 2.2.10 Dilatometrická termická analýza

Při dilatometrické termické analýze jsou sledovány malé změny rozměrů vzorků, které jsou vystaveny změnám teploty. Ke změnám rozměrů dochází vlivem přeskupování atomů

v krystalové mřížce materiálu. Dilatometrická analýza je proto s výhodou využívána ke stanovení průběhu fázových přeměn kovových materiálů v tuhém stavu při ohřevu nebo ochlazování. Dále je možno určit např. Curieho teplotu nebo sledovat průběh izotermické přeměny za zvýšených teplot.

Přístroje pro dilatometrickou analýzu se nazývají dilatometry. Jejich provedení se se liší podle účelu použití dilatometru, hlavní části však tvoří pec, měřicí a registrační zařízení. Pec umožňuje ohřev vzorků do teploty až 1600°C ve vakuu nebo v ochranné atmosféře inertního plynu a také ochlazení do teploty -196°C. Pece umožňují i řízený tepelný režim, který bývá i regulovatelný v průběhu procesu. Stejně jako ohřev je možno řídit i rychlost ochlazování. Vzorky zkoušeného materiálu jsou ve tvaru válečku průměru 2-5 mm a délky 10-60 mm. Pokud je zapotřebí rychlý ohřev nebo ochlazování, používají se vzorky ve tvaru trubičky s tloušťkou stěny několik desetin milimetru.

Změny délky vzorku se přenášejí nejčastěji pomocí křemenných tyčinek (popř. tyčinek z Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) mimo pec do měřicí části dilatometru. Mohou se zaznamenávat např. mechanicky (systémem pák a pisátkem) nebo opticky vychylováním světelného paprsku pomocí zrcátka a záznamem stopy paprsku na fotografický materiál. V současné době převládají indukční snímače různé konstrukce, v nichž se délkové změny vzorku převádí na změnu indukčnosti. Předností tohoto způsobu je větší citlivost a přesnost snímání dilatace. Výhodou je také možnost zaznamenat délkové změny při rychlém ohřevu nebo ochlazování [5]. Výstupem dilatometrické analýzy je dilatační křivka, buď skutečná, kdy je zaznamenána závislost dilatace vzorku na teplotě ( $\Delta L - t$ ) nebo diferenční, kdy je zaznamenána závislost rozdílu dilatace vzorku a etalonu na teplotě ( $(\Delta L - \Delta L_e) - t$ ). Dilatometry umožňují záznam obou křivek současně [5]. Analýzou zaznamenaných dat je možno získat počáteční a konečné teploty fázových transformací a také kinetiku fázových transformací [2].

Dilatometrii můžeme využít pro zjištění teplot fázových přeměn zejména u nových experimentálně vyvíjených ocelí, kdy hodnoty teplot fázových přeměn potřebujeme znát pro návrh tepelného zpracování ve vztahu k dosažení požadované mikrostruktury a vlastností materiálu.

V experimentální části této práce využijeme dilatometrii ke zjištění teplot fázových přeměn a vlivu vložené deformace na průběh fázových přeměn a výslednou mikrostrukturu experimentálních vysocepevných nízkolegovaných ocelí s TRIP efektem, které budou podrobeny dvoukrokovému tepelnému zpracování typickému pro TRIP oceli s vloženou deformací 30% na konec prodlevy při TZ.

### 3 Vysocepevné oceli

Pro oceli, které řadíme do skupiny vysocepevných ocelí, je charakteristický vztah mezi pevnostními hodnotami:

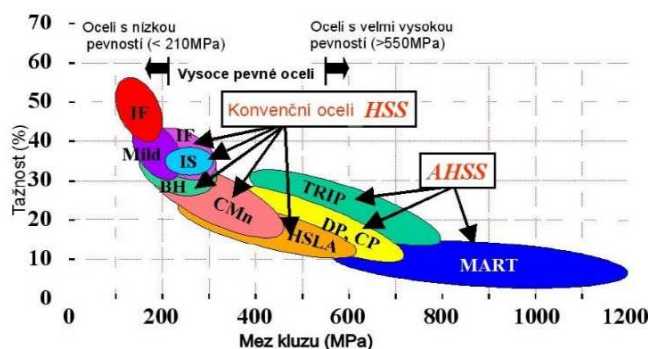
$$R_m, R_{p0,2} \geq \frac{E}{150} \left[ \frac{Nm}{kg} \right]$$

$$\frac{R_m, R_{p0,2}}{\rho} \geq 0,2 \left[ \frac{Nm}{kg} \right]$$

Vysocepevné oceli se zpravidla rozdělují na konvenční (klasické) vysocepevné oceli označované jako HSS (High Strength Steels) a moderní vysocepevné oceli, které jsou označované jako AHSS (Advanced High Strength Steels). Mezi oceli HSS patří IF oceli, BH oceli, vysokopevnostní nízkolegované oceli HSLA. Jako oceli AHSS jsou označovány dvoufázové oceli DP, CP, TRIP a TWIP oceli, martenzitické oceli a austenitické korozivzdorné oceli. Další používané moderní rozdělení je na oceli první, druhé a třetí generace.

#### 3.1 Vysocepevné oceli první generace

U těchto ocelí byl využit ke zvýšení pevnosti vliv legujících prvků, zejména manganu a křemíku. Tyto oceli lze dále rozdělit na nízkouhlíkové oceli s velmi nízkým obsahem legujících prvků a oceli bez intersticiálních prvků (IF – interstitial free oceli) s nízkým obsahem uhlíku, nižší pevností a vyšší tvárností. Modernější dělení potom zařazuje mezi oceli 1.generace IF, BH, HSLA, DP, CP a TRIP oceli, mezi oceli 2.generace TWIP oceli a austenitické korozivzdorné oceli a jako oceli 3.generace materiály založené na nanodisperzních částicích, např. boridů [7]. Na obrázku č. 6 jsou porovnány mechanické vlastnosti různých typů vysocepevných ocelí.



Obrázek 6 Srovnání mechanických vlastností různých typů ocelí [6]

### 3.1.1 IF (Interstitial Free) Oceli bez intersticiálních prvků

IF oceli mají feritickou strukturu s velmi nízkým obsahem intersticiálních prvků. Jsou mikrolegovány prvky Ti a Nb, které vytváří karbidy a nitridy se zbytkovým množstvím C a N, které jsou interstiticky rozpuštěné ve feritové matici. Tyto oceli mají velmi dobrou tažnost a odolnost proti stárnutí. Pevnost v tahu je nižší, do 350 MPa, mez kluzu do 200 MPa. Tyto oceli se využívají například v automobilovém průmyslu na výrobu hlubokotažných plechů. Tyto oceli jsou bez problémů svařitelné všemi konvenčními metodami svařování [7].

### 3.1.2 BH oceli (Bake Hardenable Steels)

U BH ocelí se ke zvýšení pevnosti využívá tzv. nízkoteplotního staticko-napěťového umělého stárnutí. Výhodou BH ocelí je nízká mez kluzu a vysoká tažnost před mechanickým zpracováním. Z těchto ocelí jsou lisováním vyráběny zejména díly karosérie automobilu, dveře, střecha, víko motoru atd. Po vylisování jsou díly vystaveny procesu umělého stárnutí, které probíhá při teplotách okolo 170°C po dobu cca. 20 minut. Tento proces zpravidla probíhá v rámci vypalování laku dílů karosérie. K procesu zpevnění dochází stabilizací dislokací intersticiálními prvky C a N. Ke zvýšení mechanických vlastností dochází vznikem Cottrelových atmosfér v okolí dislokací a precipitací karbidů mikrolegujících prvků. Tyto oceli jsou, stejně jako IF oceli, bez problémů svařitelné všemi konvenčními metodami svařování [7].

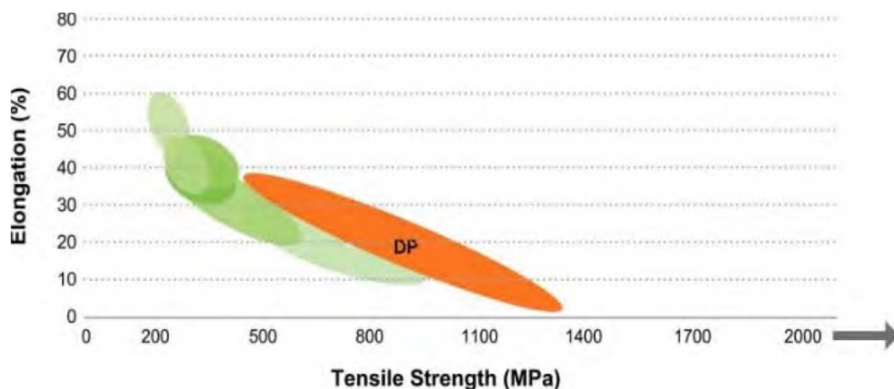
### 3.1.3 HSLA (High Strength Low Alloy) oceli

Jako HSLA oceli jsou označovány vysocepevné mikrolegované oceli. Tyto oceli mají lepší mechanické vlastnosti a lepší odolnost proti atmosférické korozi než konvenční uhlíkové oceli. Obsah uhlíku se pohybuje v rozmezí 0,05 – 0,5 %C, obsah manganu až do 2,0% Mn. HSLA oceli jsou mikrolegovány přísadou prvku nebo skupiny prvků Cr, Ni, Mo, Cu, N, Al, Ti, Nb, V, Zr do 0,15 hm.%. Tyto prvky jsou označovány jako mikrolegury.

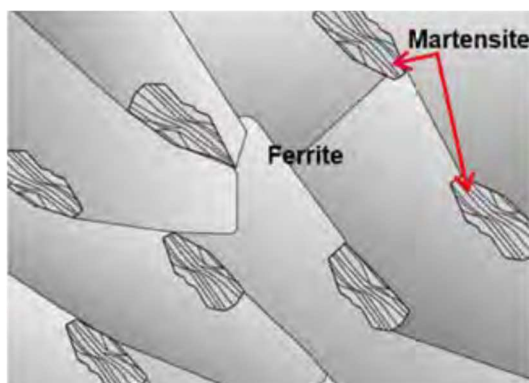
HSLA oceli jsou klasifikovány jako oddělená kategorie ocelí se zlepšenými mechanickými vlastnostmi a nikoli jako slitinové oceli, přesto, že zlepšených vlastností je u nich dosaženo přísadou mikrolegujících prvků. Oceli jsou používány k výrobě dílů automobilů, zemědělských a stavebních strojů, mostní konstrukce apod [7].

### 3.1.4 DP (Dual Phase) oceli

Dvoufázové oceli se vyznačují feritickou základní maticí, ve které jsou rozptýleny ostrůvky pevné martenzitické struktury, viz obrázek č.8. Podíl martenzitu ve feritické základní struktuře se pohybuje od 10 do 30 procent. Díky této struktuře mají dvoufázové oceli schopnost mechanického zpevnění po předchozí plastické deformaci. Mez kluzu je možné dále zvyšovat vytvrzováním podobně, jako je tomu u BH ocelí. Vztah poměrného prodloužení  $\epsilon$  k mezi pevnosti  $R_m$  je znázorněn v diagramu na obrázku č.7 Díly z těchto ocelí jsou používány např. v deformačních zónách automobilů, příčnický, výztuhy rámů vozidel, případně disky kol [7].



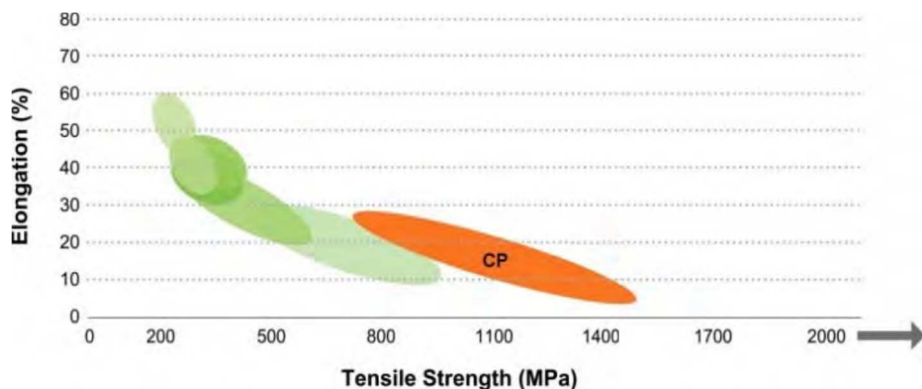
Obrázek 7 Oblast DP ocelí v diagramu  $R_m - \epsilon$  [10]



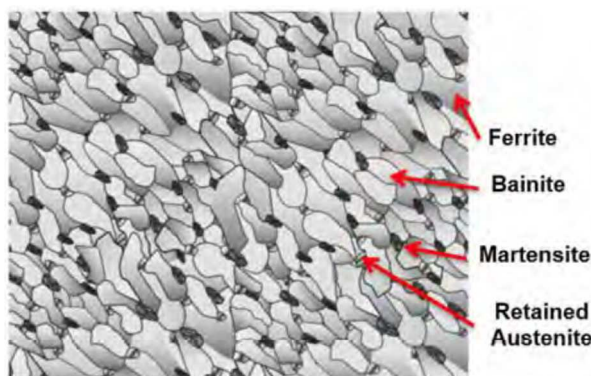
Obrázek 8 Mikrostruktura dvoufázové oceli [10]

### 3.1.5 CP (Complex Phase) oceli

Vícefázové oceli obsahují ve feriticko – bainitické matrici i malá množství martenzitu, zbytkového austenitu a perlitu, viz obrázek č.10. Vícefázové oceli mají jemnozrnnou strukturu dosaženou buď pomalou rekrystalizací nebo precipitačním efektem mikrolegujících prvků, např. Ti, Nb nebo Co. CP oceli mají mez pevnosti v rozmezí 800 – 1180 MPa a vyšší mez kluzu než DP oceli. Oblast CP ocelí v diagramu  $\epsilon - R_m$  je znázorněn na obrázku č.9. Jsou používány např. pro výrobu jednoduchých automobilových dílů, příruby sedadel, lišty dveří apod. [7].



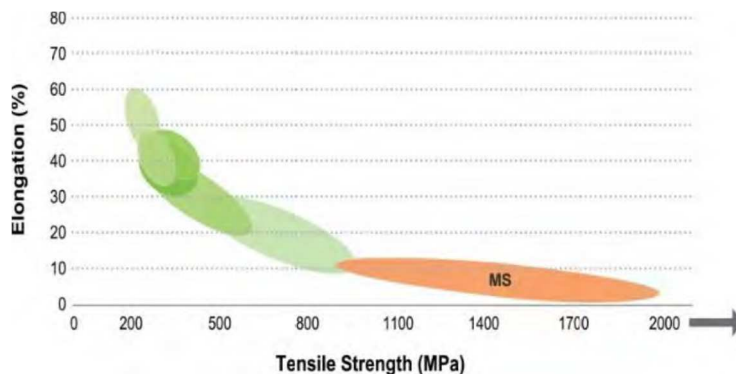
Obrázek 9 Oblast CP ocelí v diagramu  $R_m - \epsilon$  [10]



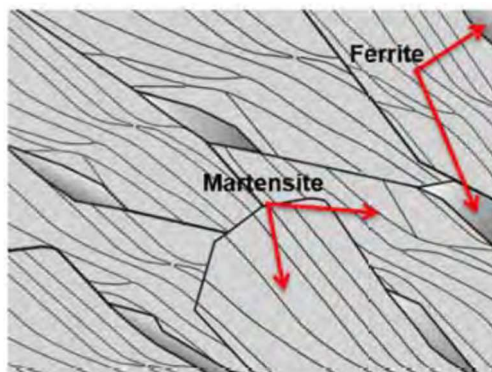
Obrázek 10 Mikrostruktura CP oceli [10]

### 3.1.6 MS ocelí (Martensitic Steels)

Mikrostruktura MS ocelí je tvořena martenzitickou maticí s malým podílem feritu a bainitu, viz obrázek č.12. Mez pevnosti v tahu MS ocelí se pohybuje v intervalu 900 -1700 MPa a pro zlepšení plastických vlastností jsou často temperovány. Obrázek č.11 znázorňuje diagram vztahu poměrného prodloužení  $\epsilon$  k mezi pevnosti  $R_m$  MS ocelí. Martenzitické oceli jsou používány např. pro výrobu nosníků podvozku motorových vozidel [7].



Obrázek 11 Oblast MS ocelí v diagramu  $R_m - \epsilon$  [10]



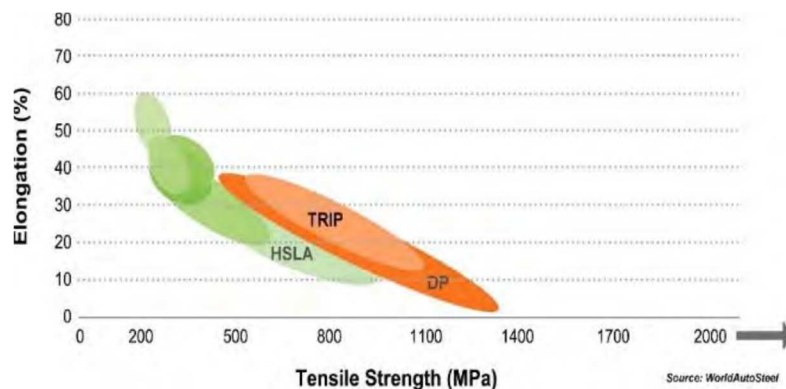
Obrázek 12 Mikrostruktura MS oceli[10]

### 3.1.7 TRIP (Transformation Inducted Plasticity) oceli s transformačně indukovanou plasticitou

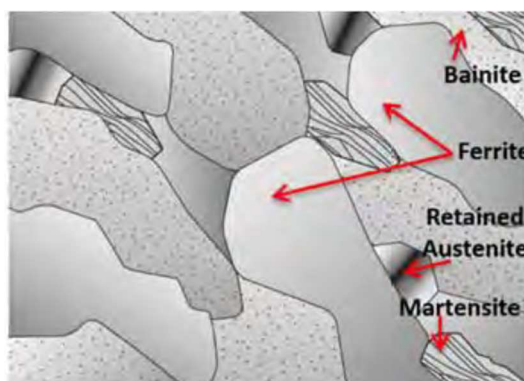
TRIP oceli jsou typickým příkladem moderních vysokopevných ocelí, jejichž vlastností je dosaženo kombinací legování a termomechanického zpracování. Oceli s deformačně indukovanou plasticitou jsou využívány zejména v automobilovém průmyslu. Pro své pevnostní vlastnosti a pro vysokou hodnotu součinitele deformačního zpevnění jsou využity pro výrobu nosných komponent a pro díly deformačních zón vozidel. Chemické složení TRIP ocelí se pohybuje v rozsahu 0,1-0,4 % uhlíku, 1,0-3,0 % manganu, 1,0-3,0 % křemíku, případně hliníku. TRIP oceli mají vícefázovou strukturu. Mikrostruktura je tvořena měkkou maticí feritu s 20-35% podílem rozptýleného bainitu a s ostrůvky zbytkového austenitu, který zaujímá s 5-20% celkového objemu, viz obrázek č.14. Tyto oceli se vyznačují několika typy zpevňovacích mechanismů jako je precipitační zpevnění a zpevnění tuhého roztoku. Vztah poměrného prodloužení  $\epsilon$  k mezi pevnosti  $R_m$  TRIP ocelí je znázorněn v diagramu na obrázku č.13.

Pro použití TRIP ocelí je nejvýznamnější transformačně indukované zpevnění, tzv. TRIP efekt. Podstatou TRIP efektu je fázová transformace zbytkového austenitu na martenzitu při deformaci vyvolané působením vnějších sil. Fázové přeměně předchází skluz dislokací a v místech, kde vnitřní napětí dosáhne kritické hodnoty, dochází k přeměně austenitu na martenzitu [20]. Mikrostruktura TRIP ocelí po transformaci tedy obsahuje značně menší podíl zbytkového austenitu. Množství a stabilita zbytkového austenitu v mikrostruktuře po transformaci má zásadní vliv na mechanické vlastnosti TRIP ocelí. Na stabilitu zbytkového austenitu má vliv chemické složení oceli, velikost a tvar austenitických zrn, termomechanické zpracování a typ mechanického zatěžování [18].





Obrázek 13 Oblast TRIP ocelí v diagramu  $R_m - \epsilon$  [10]



Obrázek 14 Mikrostruktura TRIP oceli [10]

TRIP oceli se nejčastěji dělí na oceli prvního, druhého a třetího typu. U ocelí I. typu je mikrostruktura tvořena austenitem a transformačně indukovaným martenzitem. Aby bylo dosaženo vysoké tažnosti materiálu, mají TRIP oceli prvního typu vysoký obsah legujících prvků. Mikrostruktura ocelí II. typu je tvořena maticí popuštěného martenzitu se zbytkovým austenitem, který se potom působením vnějších sil deformačně transformuje na deformačně indukovaný martenzit. Díky martenzitické matici mají tyto oceli velmi nízkou tažnost. Poslední skupinu, oceli III. typu, tvoří moderní nízkolegované oceli s TRIP efektem, jejichž mikrostruktura je tvořena měkkou feritickou maticí, bainitem a zbytkovým austenitem, který během deformace transformuje na martenzit [19].

## Výroba TRIP ocelí

„Podstatou jevu transformačně indukované plasticity (TRIP – transformation induced plasticity) je stabilizace podstatného množství zbytkového austenitu při termomechanickém zpracování až do nízkých teplot a jeho následná přeměna na deformačně indukovaný martenzit v důsledku plastického přetvoření provázená vysokou plasticitou materiálu.“ [20].

Zachování zbytkového austenitu je dáno vhodným legováním ocelí a dále jejich zpracováním. Základní schéma výroby TRIP ocelí je rozděleno do několika fází: austenitizace polotovaru, vznik struktury austenit/ferit (40% austenitu, 60% feritu), ochlazování vhodnou rychlostí, která zabrání vzniku perlitu (zabránění odčerpání uhlíku z austenitické fáze – je nutný pro chemickou stabilizaci zbytkového austenitu), prodleva transformace austenitu na bainit

(vznik struktury 60% ferit, 25% bainit, 15% austenit) a dochlazení na teplotu okolí. Jsou používány dvě základní technologie výroby, válcování za tepla a za studena [21].

## Oceli válcované za tepla

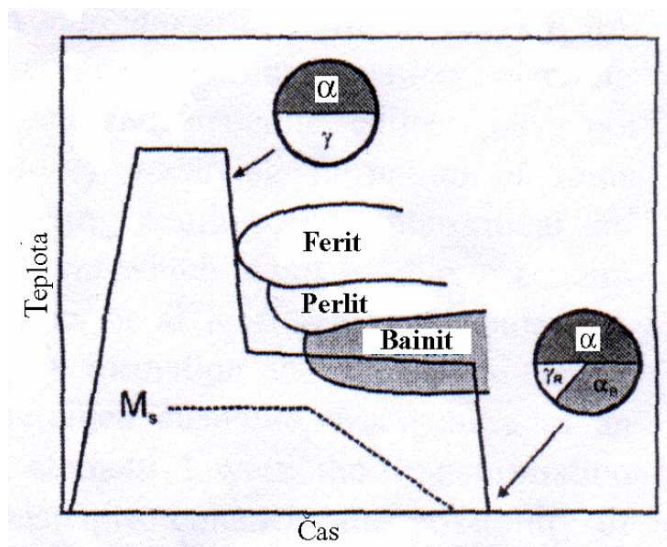
Struktura těchto ocelí je tvořena 25 – 60% feritu, 25 – 40% bainitu a 5 – 15% zbytkového austenitu. Postup zpracování můžeme obvykle rozdělit do pěti fází - ohřev na teplotu austenitizace, interkritické žíhání, rychlé ochlazení, kdy je zabráněno vzniku perlitu, bainitická transformace, kdy dochází k obohacení zbytkového austenitu uhlíkem, dochlazení, viz obrázek č.15.



Obrázek 15 Schéma tepelného zpracování TRIP ocelí vyráběných za tepla [21]

## Oceli válcované za studena

Před válcováním za studena je nutné TRIP oceli podrobit ještě válcování za tepla. Jsou používány dva režimy válcování za tepla při vzniku buď měkké feriticko-perlitické struktury nebo tvrdé struktury s podílem bainitu. Po válcování za studena je nutné oceli tepelně zpracovat. Polotovary jsou interkriticky žíhány za teplot 780 – 880°C, následuje ochlazení a druhé žíhání za teplot 350 – 500°C a ochlazení na pokojovou teplotu, viz obrázek č.16.



Obrázek 16 Výroba TRIP ocelí válcovaných za studena [21]

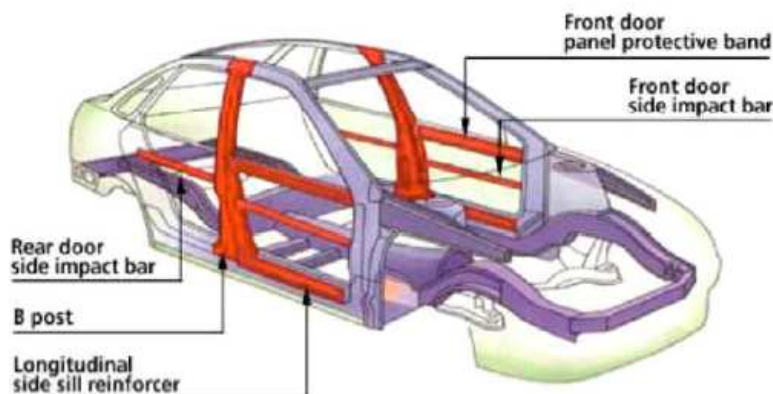
Struktura těchto ocelí je tvořena, stejně jako u ocelí válcovaných za tepla, 25 – 60% feritu, 25 – 40% bainitu a 5 – 15% zbytkového austenitu. Tyto oceli mají vyšší tvárnost než CP, DP a HSLA oceli. TRIP oceli mají v současné době mez pevnosti v tahu od 590 do 1180 MPa. TRIP oceli nahrazují DP a HSLA oceli kvůli své vyšší absorpci energie a dobré tvařitelnosti [8].

### Svařitelnost

Svařitelnost TRIP ocelí je ovlivněna vyšším uhlíkovým ekvivalentem (až 0,5) v důsledku vyššího obsahu uhlíku, který je zapotřebí pro stabilizaci zbytkového austenitu přítomného v mikrostruktuře. TRIP oceli se běžně svařují, za předpokladu úpravy svařovacích parametrů vzhledem k uhlíkovému ekvivalentu, pomocí odporového bodového svařování zejména na výrobních linkách firem vyrábějících komponenty pro automobilový průmysl. Lze využít i svařování MIG/MAG a progresivně se vyvíjející svařování laserovým a elektronovým paprskem [14].

### Použití TRIP ocelí

Pro své vlastnosti jako je vysoká schopnost absorpce rázů jsou oceli s TRIP efektem používány s výhodou zejména v automobilovém průmyslu v deformačních zónách automobilů. Na obrázku č. 17 jsou znázorněny části karoserie automobilu vyráběné z TRIP ocelí.



Obrázek 17 Části karoserie vyráběné z TRIP ocelí [18]

## 3.2 Vysocepevné oceli druhé generace

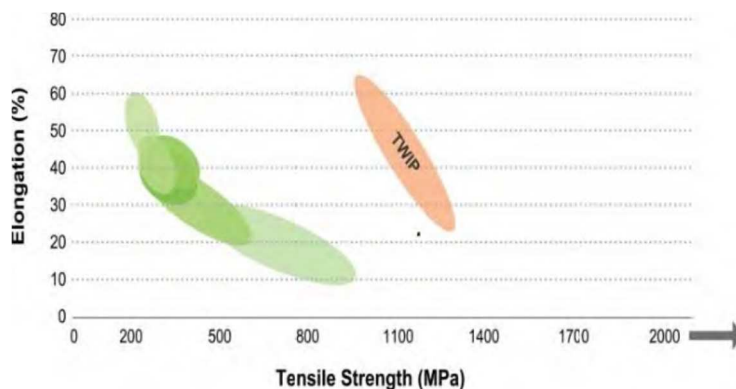
Vysocepevné oceli druhé generace mají vysoký obsah legujících prvků nutných ke stabilizaci austenitu a vyznačují se vysokými hodnotami pevnosti a tažnosti.

### 3.2.1 Austenitické korozivzdorné oceli (ASS)

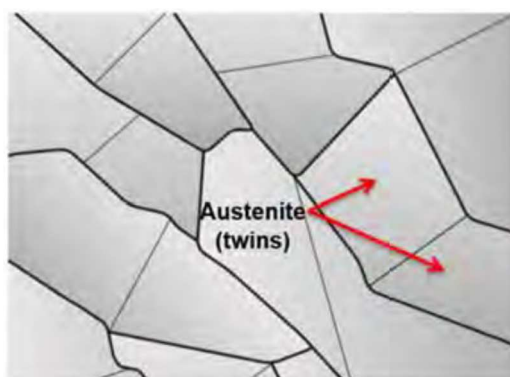
Austenitické korozivzdorné oceli druhé generace využívají, stejně jako TRIP oceli, deformačně indukované přeměny austenitu na martenzit, od TRIP ocelí se však liší až 100% podílem obsahu austenitu ve struktuře, která je dosažena legováním vysokými obsahy manganu, niklu a dusíku.

### 3.2.2 TWIP (Twinning induced plasticity) oceli s plasticitou indukovanou dvojčatěním

Mikrostrukturu tvoří austenit legovaný 15-30 hm.% manganu a do 3 hm.% hliníku a křemíku, viz obrázek č.19. Tyto oceli dosahují meze pevnosti v tahu až 1200 MPa při tažnosti až 50%, viz obrázek č.18. Při mechanickém zatěžování nedochází k fázovým přeměnám jako u TRIP ocelí, ale k tvorbě mechanických austenitických dvojčat. Hranice dvojčat se chová jako hranice zrna a dochází ke zpevnění materiálu. Tyto oceli se využívají pro svou schopnost absorbovat mechanickou energii pro výrobu bezpečnostních prvků deformačních zón automobilů apod [9].



Obrázek 18 Oblast TWIP ocelí v diagramu  $R_m - \epsilon$  [10]



Obrázek 19 Mikrostruktura TWIP oceli [10]

### 3.2.3 Maraging oceli (Martensite ageing)

Jedná se o vysokolegované oceli s nízkým obsahem uhlíku do 0,03 hm% legované prvky jako je nikl (až 18%), kobal, molibden, titan, hliník a chrom. Mikrostruktura těchto ocelí závisí na tepelném zpracování. Po kalení při teplotách 800°C do oleje vznikne měkký martenzit. Ocel v tomto stavu je dobře obrobiteľná a svařitelná. Následným vytvrzováním při 450 – 550°C dojde ke zpevnění precipitací disperzních intermetalických fází  $Ni_3Mo$ ,  $Ni_3Ti$ ,  $Ti(C,N)$ . Mez kluzu se zvýší cca 2,5x a dosahuje hodnot až 3000 MPa. Při dolegování cca 10% Cr vznikne korozivzdorná maraging ocel. Jsou používány pro výrobu extrémně namáhaných dílů v leteckém a jaderném průmyslu [10].

### 3.3 Vysocepevné oceli třetí generace

Vysocepevné oceli třetí generace se podobně jako oceli druhé generace vyznačují vysokou pevností, bylo však u nich dosaženo vyšší tažnosti, až 40%. Těchto vlastností bylo dosaženo zejména použitím TRIP a TWIP mechanismů. Jsou také výrobně levnější než oceli druhé generace, protože obsahují menší množství legujících prvků.

### 3.3.1 Q&P oceli (Quenching and Partitioning Steels)

Tyto oceli jsou legovány manganem, křemíkem, niklem a molybdenem, podíl legur ve struktuře je do 4%. Požadované struktury je dosaženo ohřevem na austenitizační teplotu, ochlazením pod teplotu Ms a znovu ohřevem na teplotu Ms. Během výdrže na této teplotě dochází k difuzi uhlíku z martenzitu a tím ke stabilizaci zbytkového austenitu. Výsledná mikrostruktura se skládá z 50-80% martenzitu, 20-30% feritu a 5-12% zbytkového austenitu. Právě přítomnost feritu a austenitu má vliv na vyšší tažnost těchto ocelí [9].

### 3.3.2 TBF oceli (TRIP Aided Bainitic Ferrite Steels)

TBF oceli mají bainiticko feritickou mikrostrukturu s podílem zbytkového austenitu a vyrábí se podobným procesem jako QP oceli. Pevnost v tahu dosahuje u těchto ocelí až 1500 MPa při zachování vyhovující tažnosti [9].

Nanosteel

Jedná se o experimentální oceli, které se stále vyvíjejí a dosud nejsou komerčně používány. Mikrostrukturu tvoří austenit s přídavkem boridu, kde zrna austenitu následným tepelným zpracováním dosahují velikosti v řádu nanometrů [9].

## 4 Experimentální část

Cílem experimentální části je porovnání teplot fázových přeměn vypočítaných simulačním programem JMatPro na základě chemického složení ocelí s výstupy z kalícího dilatometru stanovených pomocí metody průsečíků tečena porovnání výsledné mikrostruktury vzorků s IRA diagramy vypočítanými pomocí software JMatPro. Dále zjištění vlivu vložené deformace při prodlevě na austenitizační teplotě při tepelném režimu v dilatometru na následný průběh fázových přeměn a výslednou mikrostrukturu vysokopevných nízkolegovaných ocelí s TRIP efektem za využití dilatometrické analýzy. Zkoušky byly prováděny na vzorcích pěti experimentálních taveb TRIP ocelí, které jsou charakterizovány v další kapitole. Experimentální program byl proveden s využitím kalícího deformačního dilatometru a simulačního programu JMatPro. Pomocí kalícího dilatometru byly vzorky podrobeny tepelnému zpracování bez deformace a tepelnému zpracování s přidanou deformací na konci prodlevy při austenitizační teplotě. Byly provedeny mikrostrukturní analýzy výchozího stavu materiálu bez tepelného zpracování, po tepelném zpracování a po tepelném zpracování s přidanou deformací a porovnány mezi sebou. Na vzorcích byla ve všech stavech změřena tvrdost HV10.

Výsledky experimentální části mohou sloužit při výzkumu nových vysocepevných ocelí a stanovení technologického postupu zpracování TRIP ocelí a dosažení požadované mikrostruktury.

### 4.1 Charakterizace experimentálních TRIP ocelí

Pro praktickou část byly použito pět experimentálních taveb TRIP ocelí. Tavby byly odlity do ingotů o hmotnosti cca 50 kg. Po odřezání hlavy a paty ingotu byly ingoty válcovány při ohřevu na teplotu 1100°C při relativním úběru 20%. Pouze u vzorku T4 kov byl ingot rozřezaný na čtvrtiny a jednotlivé části byly překovány na tyče. Po válcování za tepla následovalo žihání za teploty 680°C s výdrží 8 hodin a následným ochlazením na 300°C rychlostí 25°C za hodinu. Dále byly plechy válcovány za studena s redukcí 5%. Následovalo žihání při teplotě 1100°C, kromě vzorku T4 kov, který byl ponechán ve stavu po kování. Z takto zpracovaných ingotů byly vyrobeny vzorky pro dilatometrickou analýzu o průměru 5 mm a délky 10 mm. Z tabulky č.1 jsou patrné rozdíly mezi tavnými, oceli T4, T8 a T9 se od sebe liší zejména poměrem křemíku a manganu a zvyšujícím se obsahem hliníku. Ocel T11 a T13 jsou dle chemického složení téměř identické až na vyšší obsah niobu u oceli T13. Jedná se o typické nízkolegované TRIP oceli první generace legované křemíkem, který byl u novějších TRIP ocelí (jako je T4) z části nahrazen hliníkem.

Tabulka 1 Chemické složení použitých vzorků TRIP ocelí

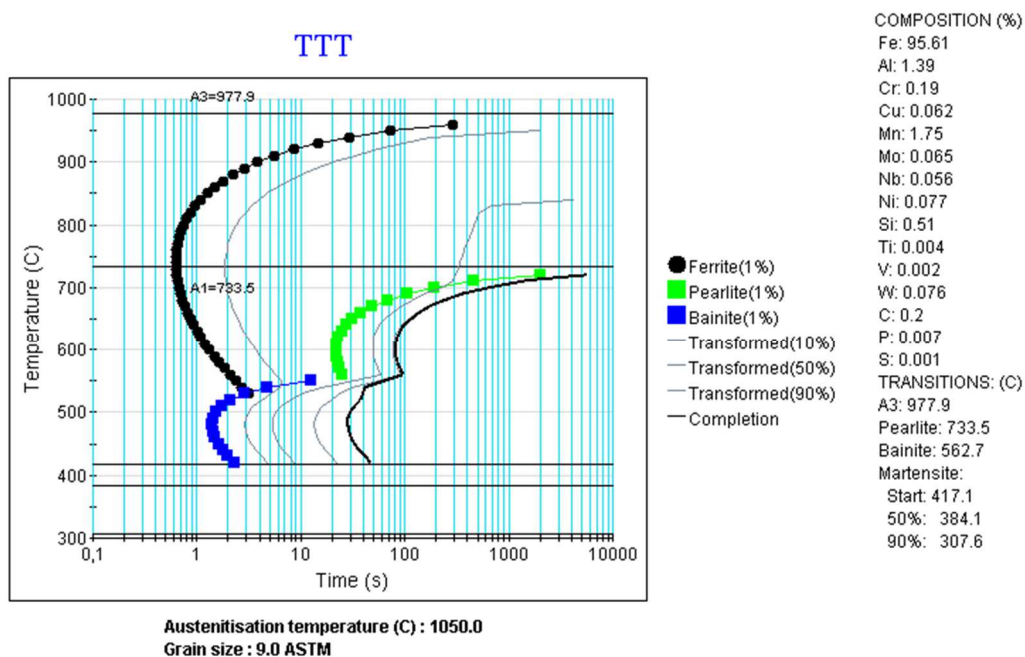
Materiál	C [hm.%]	Si [hm.%]	Mn [hm.%]	P [hm.%]	S [hm.%]	Cr [hm.%]	Al [hm.%]	Nb [hm.%]
T4	0,2	0,6	1,5	0,008	0,003	0,19	1,5	0,06
T8	0,2	0,6	3,0	0,008	0,003	0,17	2,0	0,06
T9	0,2	0,58	5,02	0,007	0,001	0,18	2,95	-
T11	0,2	1,8	1,5	0,008	0,003	0,008	0,008	0,03
T13	0,2	1,8	1,5	0,008	0,003	0,008	0,008	0,06

## 4.2 Výpočet teplot fázových přeměn pomocí software JMatPro

JMatPro je simulační software vyvinutý firmou Thermotech Ltd. A Sente software Ltd., který na základě zadaného chemického složení, teploty austenitizace a velikosti zrna vypočítá širokou škálu vlastností materiálů, například teploty fázových transformací, mechanické vlastnosti, chemické vlastnosti apod. Uživatelské rozhraní programu je založeno na prostředí Java s výpočtovými moduly C / C ++ a je schopen fungovat s jakýmkoli operačním systémem Windows. [11] V našem případě byl software použit pro orientační výpočet teplot fázových přeměn daných ocelí. Program, po zadání chemického složení ocelí z tabulky č.1, vypočítal teploty fázových přeměn. Výpočty byly prováděny pro teplotu austenitizace 1050°C a velikost zrna 9.0 dle ASTM. Výsledky byly shrnuty v tabulce č. 2 a použity pro návrh tepelného režimu dilatometru. Na obrázcích č. 20 až 24 jsou zobrazeny IRA diagramy pro jednotlivé oceli z výstupu software JMatPro.

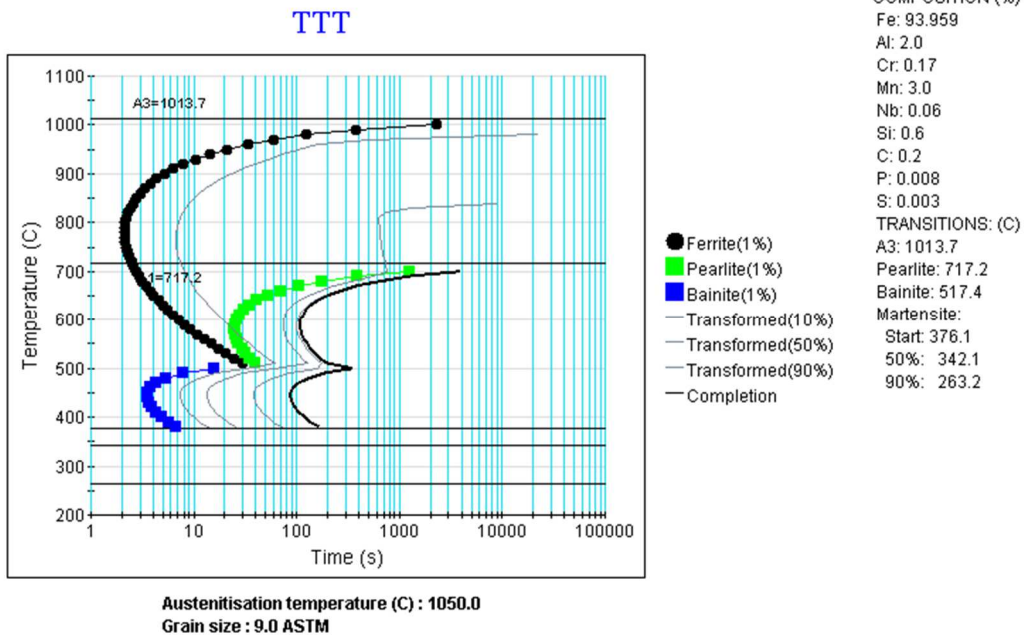
Tabulka 2 Přehled teplot vypočítaných pomocí software JMatPro

Materiál	Ac <sub>1</sub> [°C]	Ac <sub>3</sub> [°C]	M <sub>s</sub> [°C]	B <sub>s</sub> [°C]	P <sub>s</sub> [°C]
T4	733,5	977,9	417,1	562,7	733,5
T8	717,2	1013,7	376,1	517,4	717,2
T9	692,5	1070,7	292	443,2	682,5
T11	731,6	869,1	364,6	534,3	731,6
T13	731,3	870,4	366	534,8	731,3

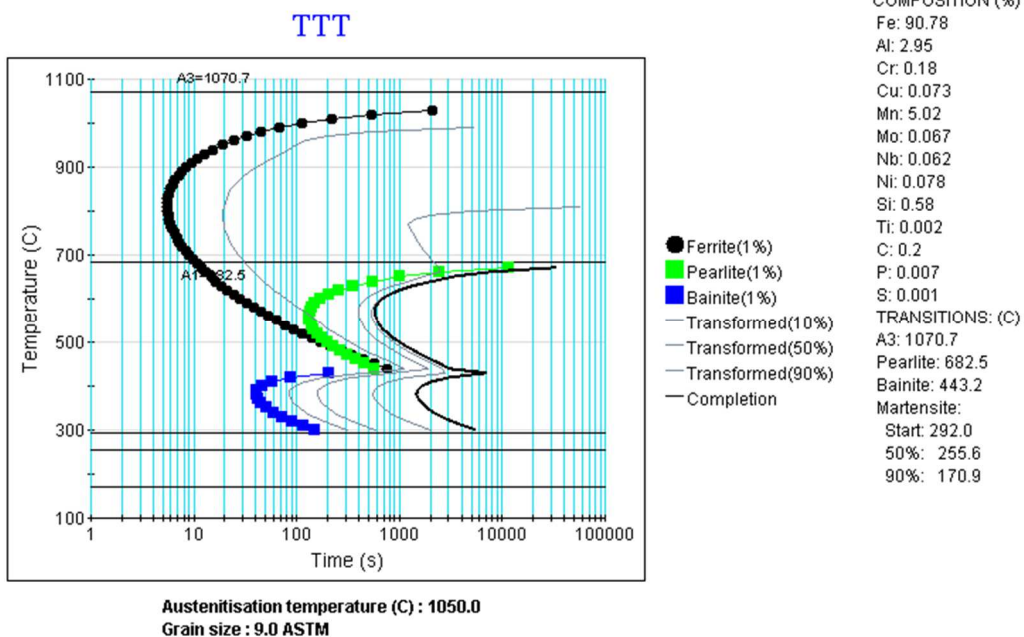


Obrázek 20 IRA diagram oceli T4

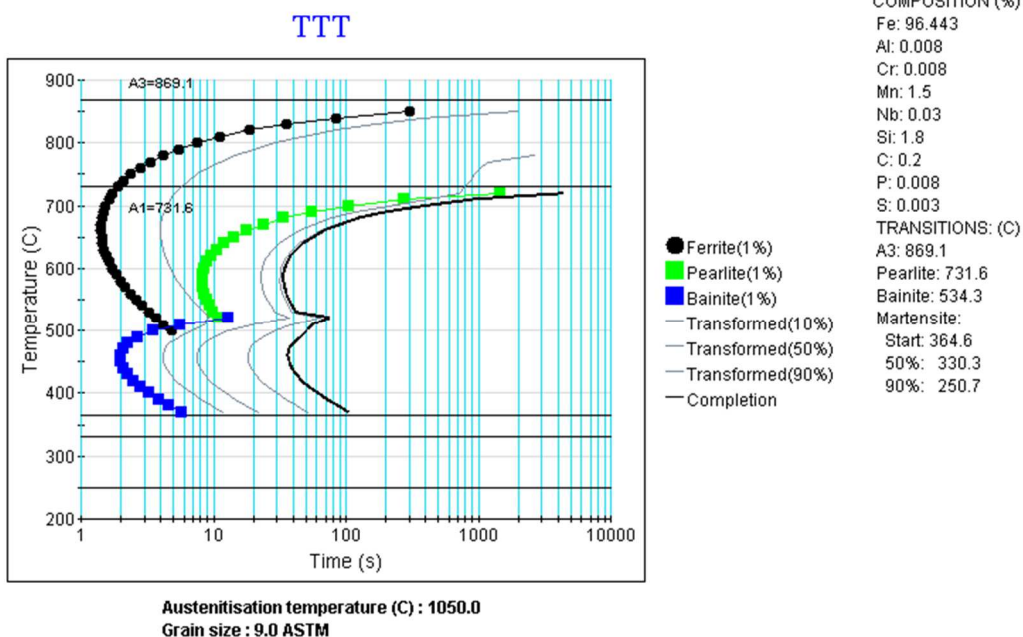




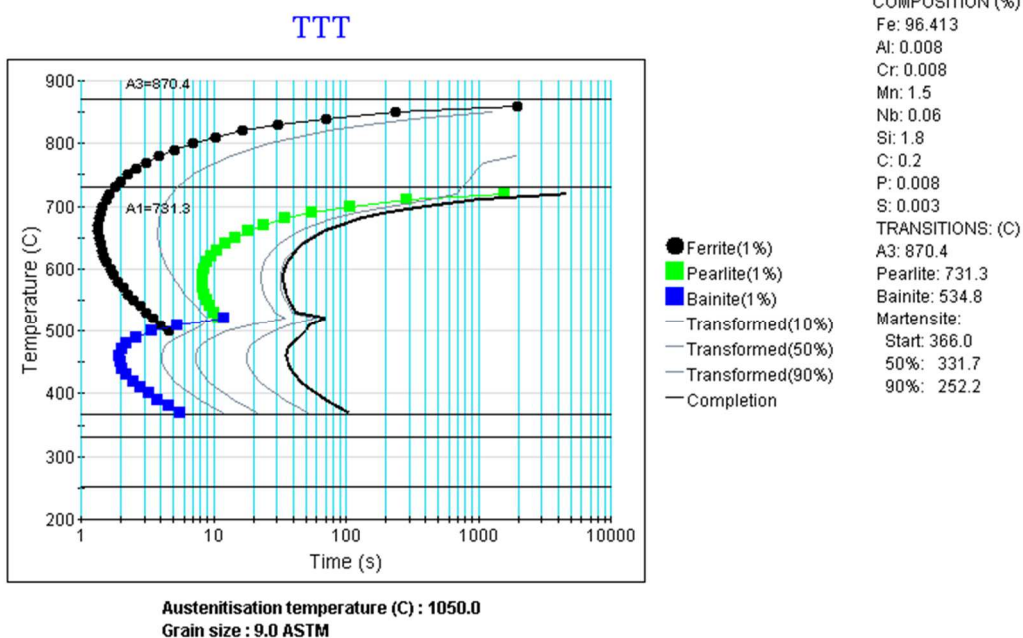
Obrázek 21 IRA diagram oceli T8



Obrázek 22 IRA diagram oceli T9



Obrázek 23 IRA diagram oceli T11



Obrázek 24 IRA diagram oceli T13

### 4.3 Dilatometrické analýzy

Pro experimentální část byl využit vysokorychlostní kalící dilatometr Linseis L 78 RITA – QDT s indukčním ohřevem (obrázek č.25). Tabulka č.3 udává technické parametry dilatometru. Měření na tomto dilatometru může probíhat ve vakuu nebo ochranné atmosféře v rozsahu teplot  $-100^{\circ}\text{C}$  až do  $1600^{\circ}\text{C}$  za řízeného ohřevu i ochlazování. V našem případě byly vzorky podrobeny tepelnému režimu v ochranné atmosféře helia, proudem hélia byly vzorky i ochlazovány. Výsledky byly vyhodnoceny pomocí software výrobce Linseis TA Evaluation [12].

Tabulka 3 Technické parametry dilatometru [12]

Pec	Indukční
Rozsah teplot	$-100^{\circ}\text{C}$ až $1600^{\circ}\text{C}$
Průměr zkušebního tělesa	5 mm
Délka zkušebního tělesa	10 mm
Rychlost ohřevu	$\leq 125 \text{ K/s}$
Rychlost ochlazování	$\leq 125 \text{ K/s}$
Deformační síla	22 kN
Rychlost deformace	0,01 až 100 mm/s
Atmosféra	Ochranný plyn nebo vakuum $10\text{E}-5 \text{ mbar}$

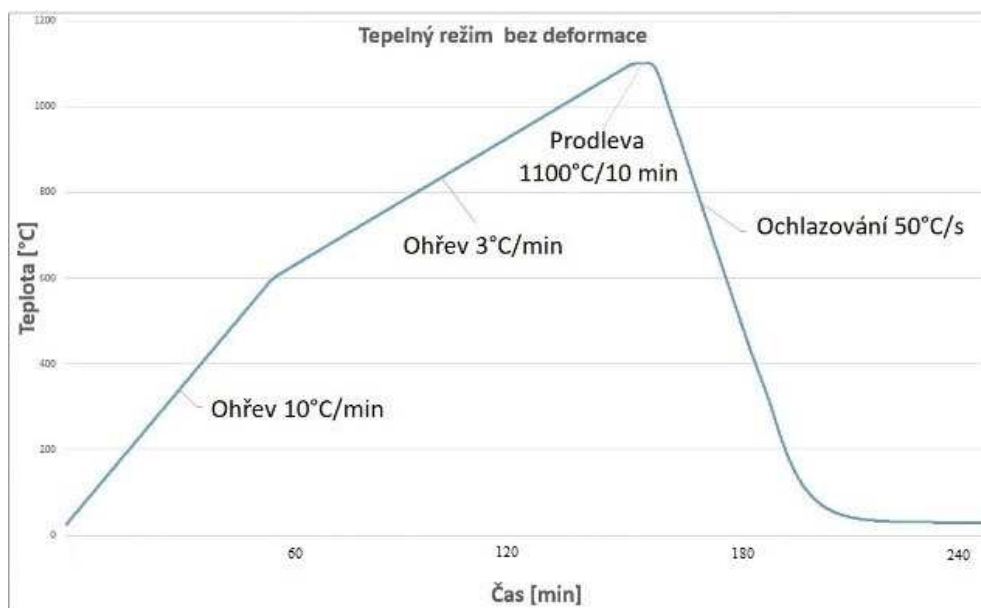


Obrázek 25 Kalící dilatometr Linseis L 78 RITA – QDT [12]

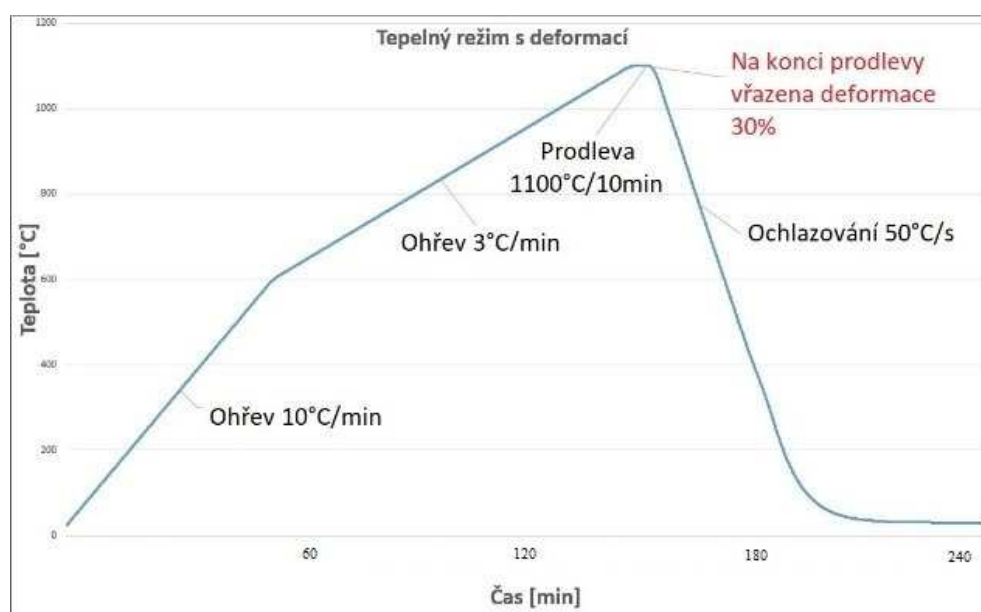
#### 4.3.1 Použité tepelné režimy dilatometru

Podstatou experimentálního měření na dilatometru bylo podrobení vzorků zkoumaných ocelí tepelnému režimu. Ohřev vzorků probíhal rychlostí  $10^{\circ}\text{C}$  za minutu až do teploty  $600^{\circ}\text{C}$ .

V intervalu 600°C až 1100°C byla rychlost ohřevu snížena na 3°C za minutu. Následovala výdrž na teplotě 1100°C 10 minut a rychlé ochlazení proudem hélia rychlostí 50°C za sekundu až na teplotu okolí, viz obrázek č.26. Ze záznamů dilatometru byly potom metodou tečen vyhodnoceny transformační teploty ocelí. Pro porovnání byly vzorky podrobeny stejnému tepelnému režimu s přidáním 30% tlakovou deformací na konci prodlevy při austenitizační teplotě, viz obrázek č.27.



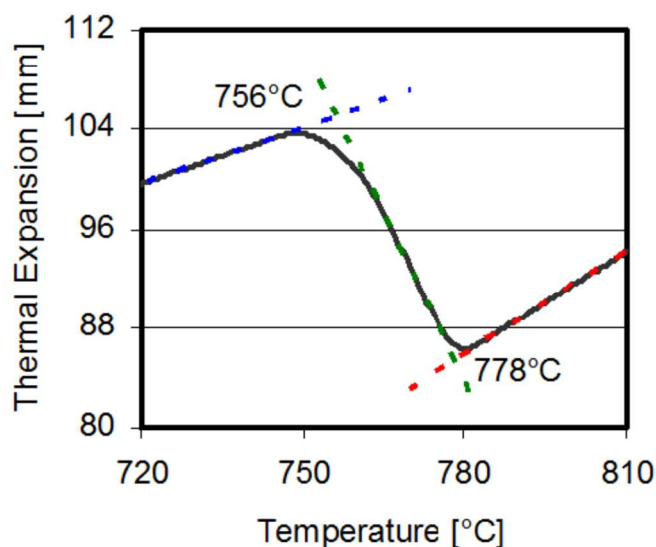
Obrázek 26 Tepelný režim bez deformace



Obrázek 27 Tepelný režim s vloženou deformací

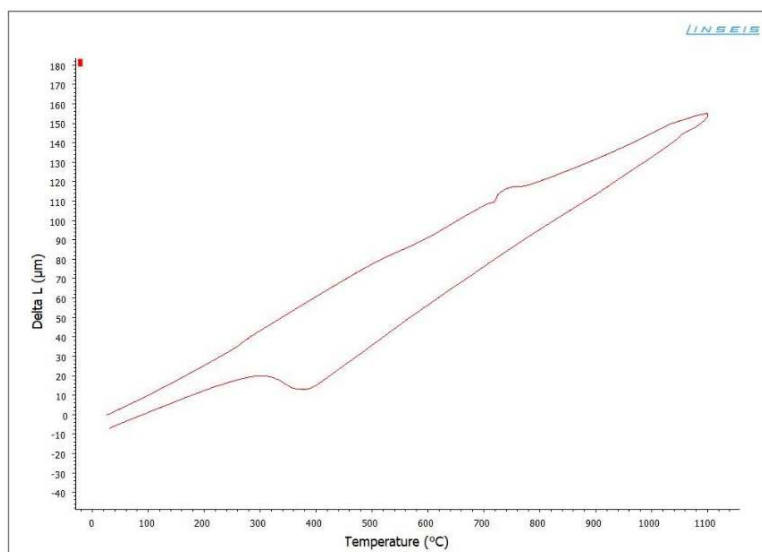
#### 4.3.2 Zjištění transformačních teplot pomocí metody tečen

Dilatometrické měření je založeno na sledování rozměrových změn vzorku při působení tepelných změn na vzorek. Výsledkem dilatometrického měření je dilatometrická křivka závislosti rozměrových změn vzorku na čase. Transformační teploty jsou potom hraničními body intervalu změny délky při začátku nebo konci fázové transformace patrné v dilatometrické křivce. Stanovení transformační teploty spočívá v proložení dvou tečen v místě skokové změny rozměru vzorku na dilatometrické křivce a vzniklý průsečík představuje hodnotu teploty fázové přeměny v daném místě, viz obrázek č.28 [13].



Obrázek 28 Příklad určení transformační teploty metodou tečen [21]

Na obrázku č.29 je příklad dilatometrické křivky oceli T4 kov po TZ. Na dilatometrických křivkách všech vzorků byly pomocí metody tečen určeny transformační teploty. Výsledky byly shrnuty v tabulkách č.4, č.5 a č.6 a porovnány s hodnotami vypočtenými pomocí software JMatPro. V tabulce č.4 jsou porovnány naměřené hodnoty fázových přeměn  $Ac_1$  a  $Ac_3$  na dilatometrických křivkách při ohřevu s vypočtenými hodnotami v software JMatPro. V tabulce č.5 jsou naměřené hodnoty počátku fázových přeměn  $T_s$  na ochlazovací části dilatometrických křivek u vzorků bez deformace v porovnání s vypočtenými hodnotami teplot bainit start a martenzit start v software JMatPro. Teplota odečtená na ochlazovací křivce diagramu je označena jako  $T_s$ , protože z diagramu nevíme přesně o jakou fázovou přeměnu se jedná. Proto je tato hodnota porovnána s vypočítanými hodnotami teplot  $M_s$  a  $B_s$  ze software JMatPro, kdy naměřená hodnota leží mezi těmito teplotami. V tabulce č. 6 jsou porovnány naměřené hodnoty fázových přeměn  $T_s$  na dilatometrických křivkách u vzorků bez deformace a s vloženou deformací.



Obrázek 29 Dilatometrická křivka oceli T4 kov po TZ

Tabulka 4 Porovnání hodnot teplot  $A_{c1}$  a  $A_{c3}$  na křivkách ohřevu

	$A_{c1}$ (dilatometr) [°C]	$A_{c1}$ (JMatPro) [°C]	Rozdíl [°C]	$A_{c3}$ (dilatometr) [°C]	$A_{c3}$ (JMatPro) [°C]	Rozdíl [°C]
T4Z	742	733,5	8,5	1003	977,9	25,1
T4kov	745	733,5	11,5	995	977,9	17,1
T8	723	717,2	5,8	1001	1013,7	-12,7
T9	702	692,5	9,5	962	1070,7	-108,7
T11	742	731,6	10,4	1018	869,1	148,9
T13	741	731,3	9,7	975	870,4	104,6

Tabulka 5 Porovnání skutečných a vypočtených hodnot teplot začátku fázových přeměn  $T_s$  na křivkách ochlazení

	$T_s$ (dilatometr) [°C]	$M_s$ (JMatPro) [°C]	$B_s$ (JMatPro) [°C]
T4	478	417,1	562,7
T4 kov	450	417,1	562,7
T8	424	376,1	517,4
T9	410	292	443,2
T11	438	364,6	534,3
T13	496	366	534,8

Tabulka 6 Porovnání hodnot teplot  $T_s$  a  $T_f$  u vzorků po TZ a u vzorků s vloženou deformací

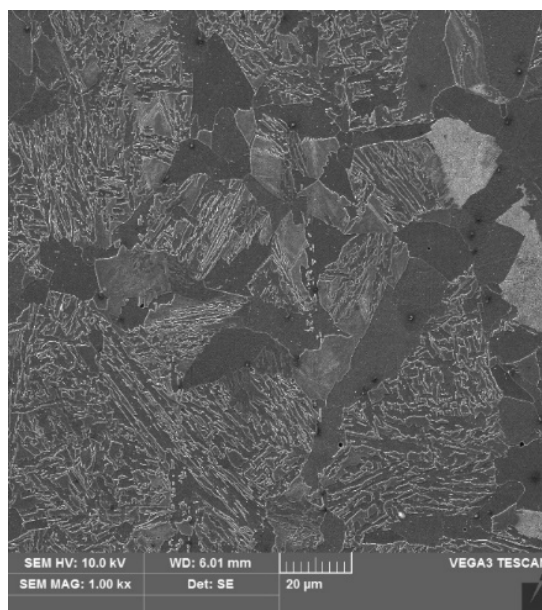
	$T_s$ – bez deformace [°C]	$T_s$ – po deformaci [°C]	$T_f$ – bez deformace [°C]	$T_f$ – po deformaci [°C]
T4	478	377	234	220
T4 kov	450	366	281	191
T8	424	374	207	186
T9	410	266	140	159
T11	438	367	247	227
T13	496	390	229	224

## 4.4 Mikrostrukturní analýza

Mikrostrukturní analýza začíná přípravou vhodných vzorků. V našem případě byly vzorky experimentálních ocelí pro podélný výbrus postupným broušením a leštěním připraveny k naleptání. Leptány byly v roztoku 3% Nitalu po dobu několika vteřin. Ze všech vzorků byly na metalografickém mikroskopu Olympus BX 61 zhotoveny mikrostrukturní snímky ve všech dostupných zvětšeních, 50x, 100x, 200x, 500x a 1000x. Na mikrostrukturních snímcích byly některé struktury obtížně rozlišitelné, proto byly vzorky v dalším kroku detailněji analyzovány na elektronovém mikroskopu TESCAN VEGA3. Pomocí mikrostrukturní analýzy byly vyhodnoceny vzorky experimentálních ocelí ve výchozím stavu, po tepelném zpracování a po tepelném zpracování s vloženou deformací, viz obrázky č. 30 až 47.

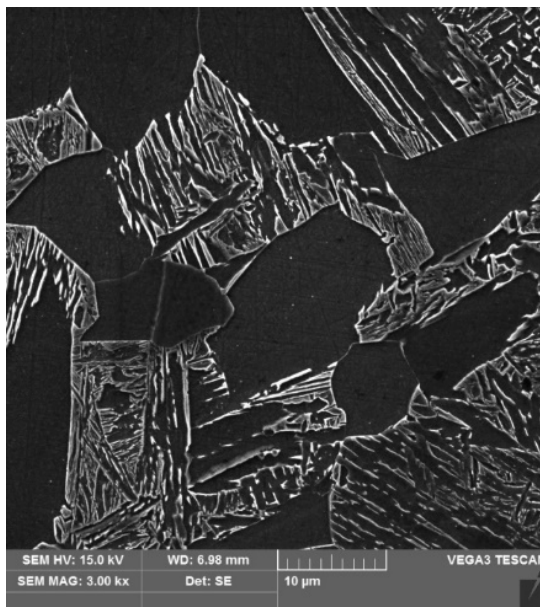
### 4.4.1 Mikrostruktura vzorků oceli T4 kov

U výchozího stavu oceli převládá feriticko-bainiticko-perlitická mikrostruktura (obr.30). Ferit se vylučuje po hranicích původních austenitických zrn a na okrajích poměrně hrubých bainitických bloků se místy objevuje velmi jemný perlit.



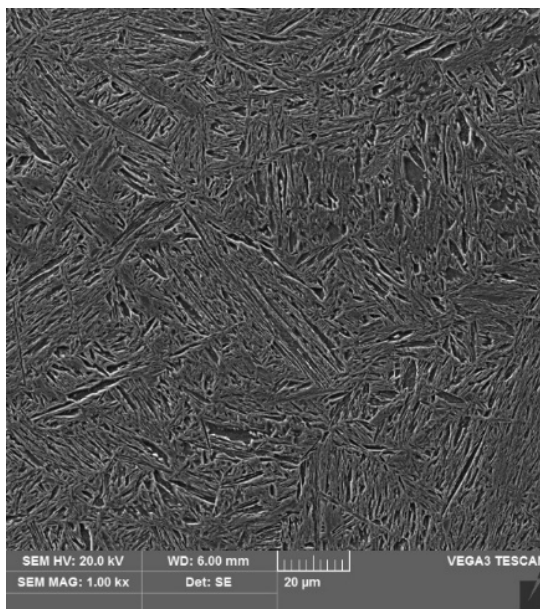
Obrázek 30 T4 kov – výchozí stav

Po tepelném zpracování se ve struktuře objevuje proeutektoidní ferit a horní a spodní bainit, s převažující latkovou morfologií a menším podílem granulárního bainitu (obr.31).



Obrázek 31 T4 kov – po TZ

U vzorku s vloženou deformací převládá martenzitická struktura s oblastmi velmi jemného bainitu s občasným výskytem výraznějších latěk bainitického feritu (obr.32).

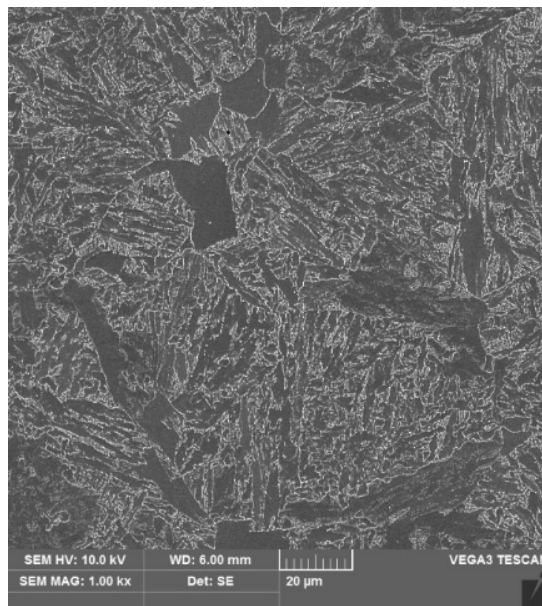


Obrázek 32 T4 kov – po TZ + def 30%



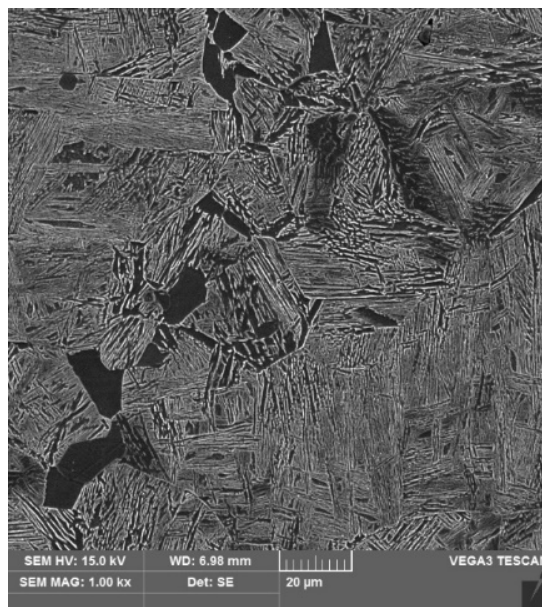
#### 4.4.2 Mikrostruktura vzorků oceli T4

Výchozí stav oceli charakterizuje feriticko – bainitická mikrostruktura (obr.33).



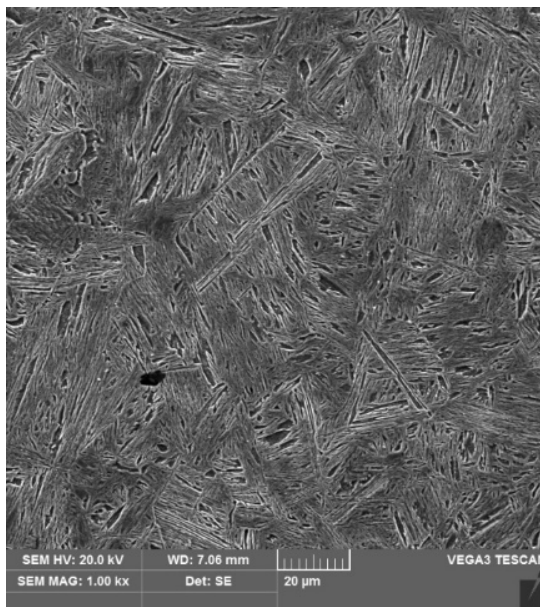
Obrázek 33 T4 – výchozí stav

Po tepelném zpracování převládají hrubé bloky bainitu, mezi kterými jsou rozptýlená menší jednotlivá zrna proeutektoidního feritu (obr.34).



Obrázek 34 T4 – po TZ

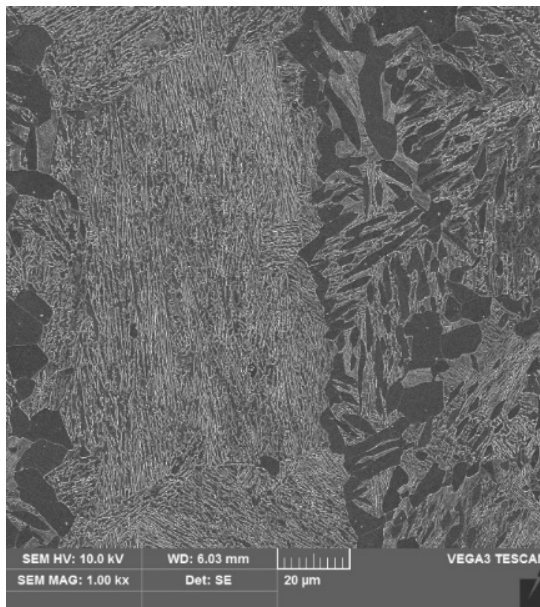
U vzorku s vloženou deformací zbytky proeutektoidního feritu mizí a struktura je bainiticko – martenzitická s občasným výskytem výrazných latěk bainitického feritu (obr.35).



Obrázek 35 T4 – po TZ + def 30%

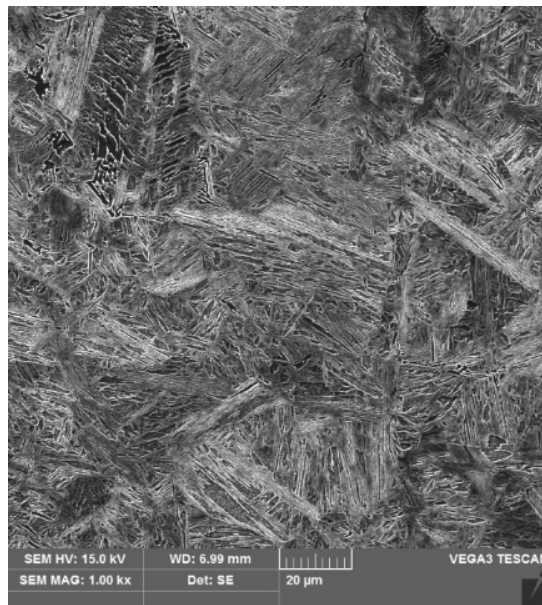
#### 4.4.3 Mikrostruktura vzorků oceli T8

Ve výchozí bainitická mikrostrukturaře jsou patrné vysegregované feritické pásy (obr.36).



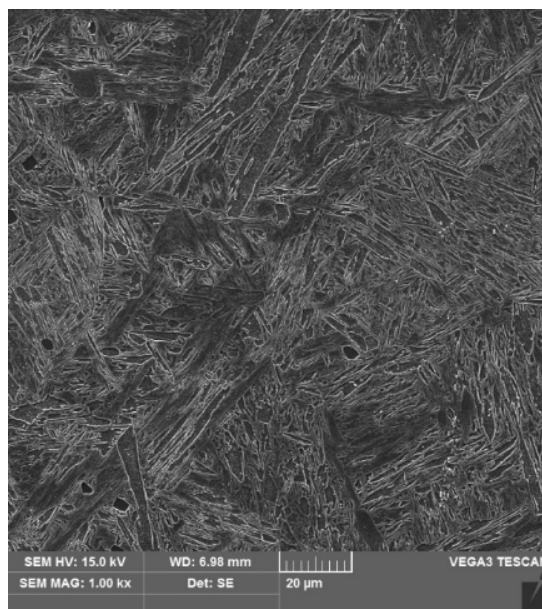
Obrázek 36 T8 – výchozí stav

Po tepelném zpracování ferit mizí a struktura zůstává čistě bainitická (obr.37).



*Obrázek 37 T8 – po TZ*

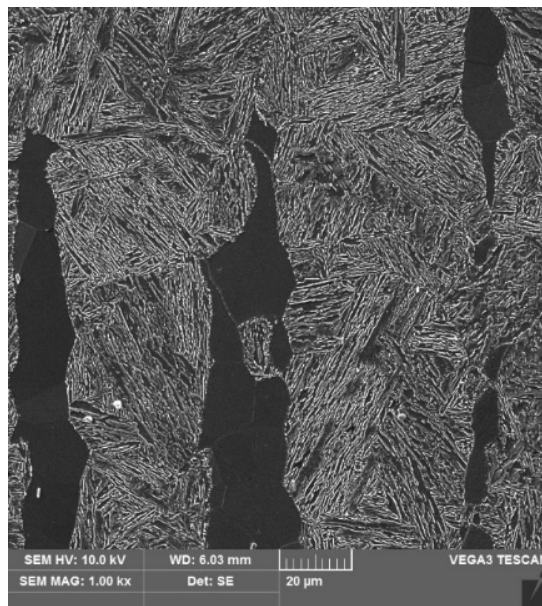
U vzorku s vloženou deformací se vznikla bainiticko – martenzitická mikrostruktura s velmi jemnými a ne příliš četnými zrny feritu (obr.38).



*Obrázek 38 T8 – po TZ + def 30%*

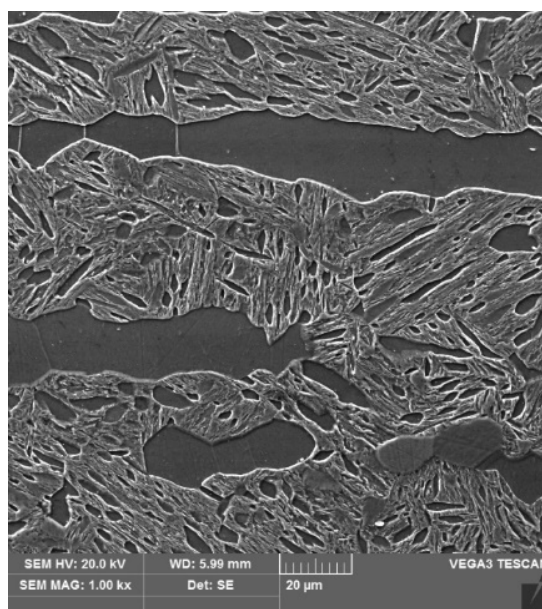
#### 4.4.4 Mikrostruktura vzorků oceli T9

Základní výchozí stav tvoří bainitická mikrostruktura, ve které jsou vidět řádky feritu (obr.39).



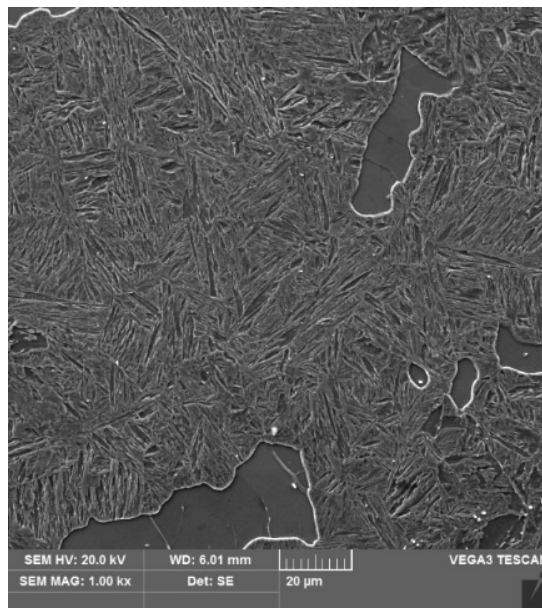
*Obrázek 39 T9 – výchozí stav*

Po TZ jsou v bainitu patrné laťky i zakulacené ostrůvky feritu (obr.40).



*Obrázek 40 T9 – po TZ*

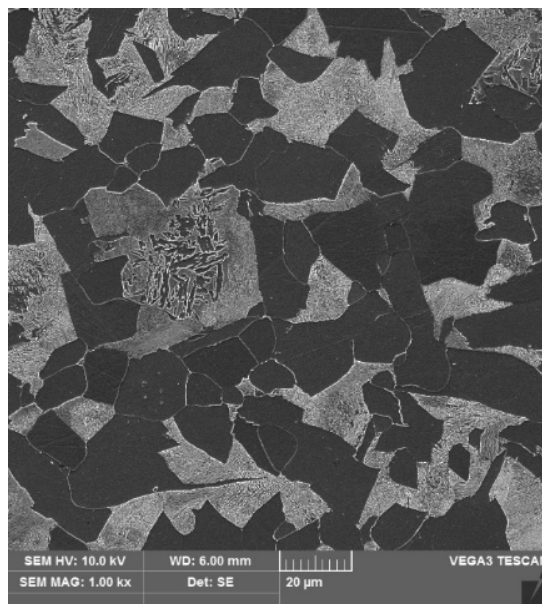
Poslední vzorek tvoří rozsáhlé oblasti bainiticko-martenzitické mikrostruktury s nepravidelně rozmístěnými ostrůvky feritu (obr.41).



*Obrázek 41 T9 – po TZ + def 30%*

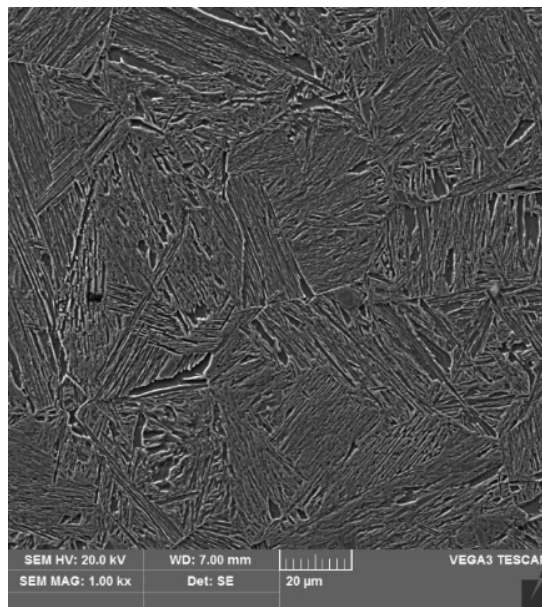
#### 4.4.5 Mikrostruktura vzorků oceli T11

Feriticko -perliticko-bainitická mikrostruktura ve výchozím stavu oceli (obr.42).



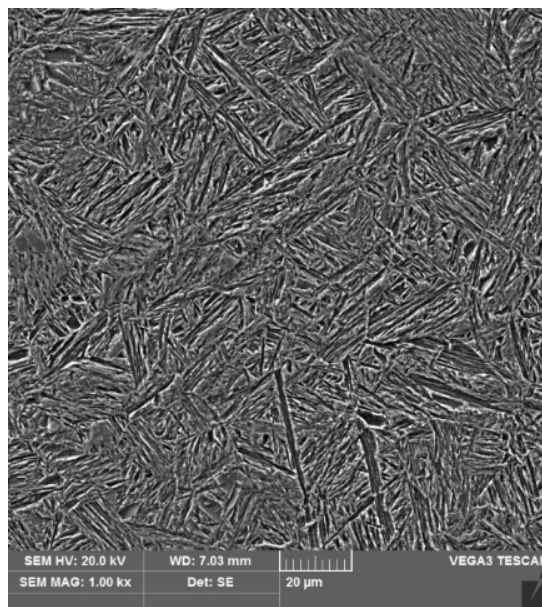
*Obrázek 42 T11 – výchozí stav*

Po tepelném zpracování mění na strukturu bainitickou s převažujícím latkovým bainitem (obr.43).



*Obrázek 43 T11 – po TZ*

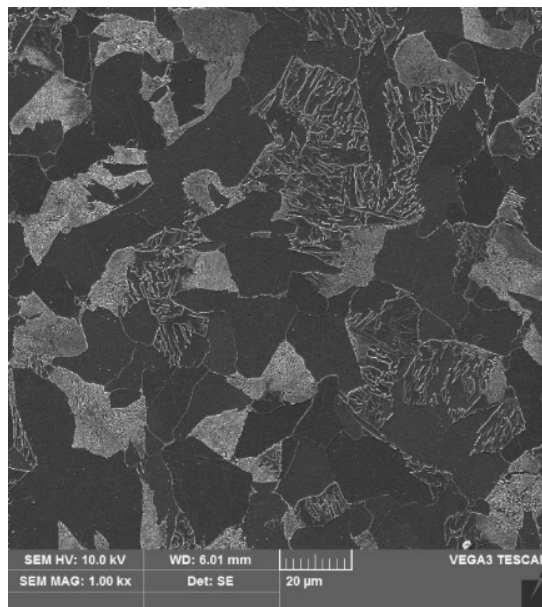
Po tepelném zpracování s vloženou deformací ve struktuře výrazně roste podíl martenzitu (obr.44).



*Obrázek 44 T11 – po TZ + def 30%*

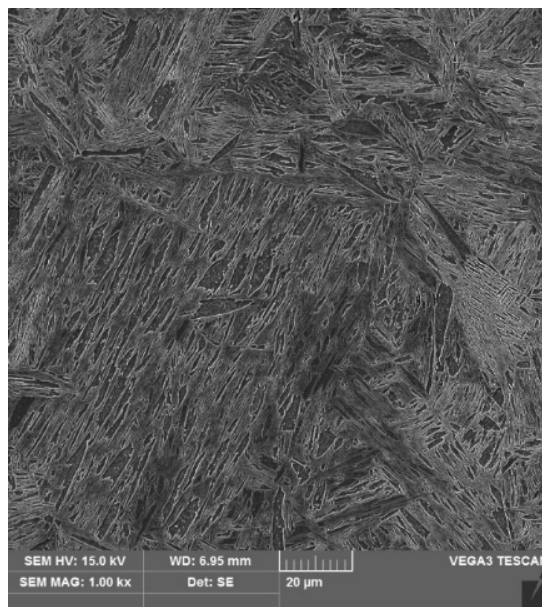
#### 4.4.6 Mikrostruktura vzorků oceli T13

Výchozí stav oceli tvoří feriticko – bainitická mikrostruktura s podílem perlitu (obr.45).



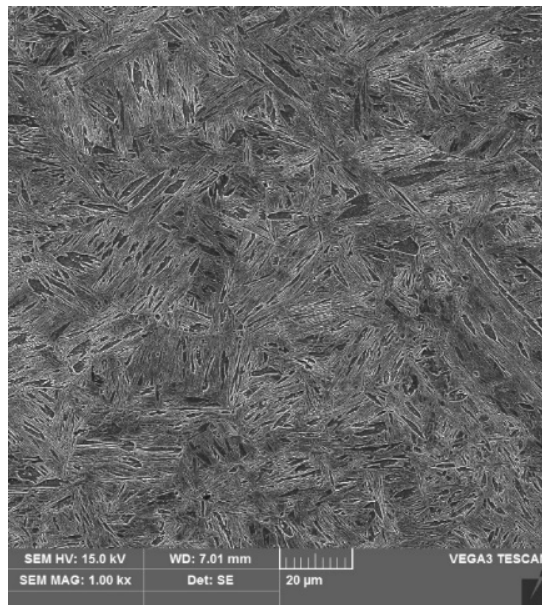
Obrázek 45 T13 – výchozí stav

Po tepelném zpracování je ve struktuře patrný laťkový bainit s občasným výskytem martenzitu (obr.46).



Obrázek 46 T13 – po TZ

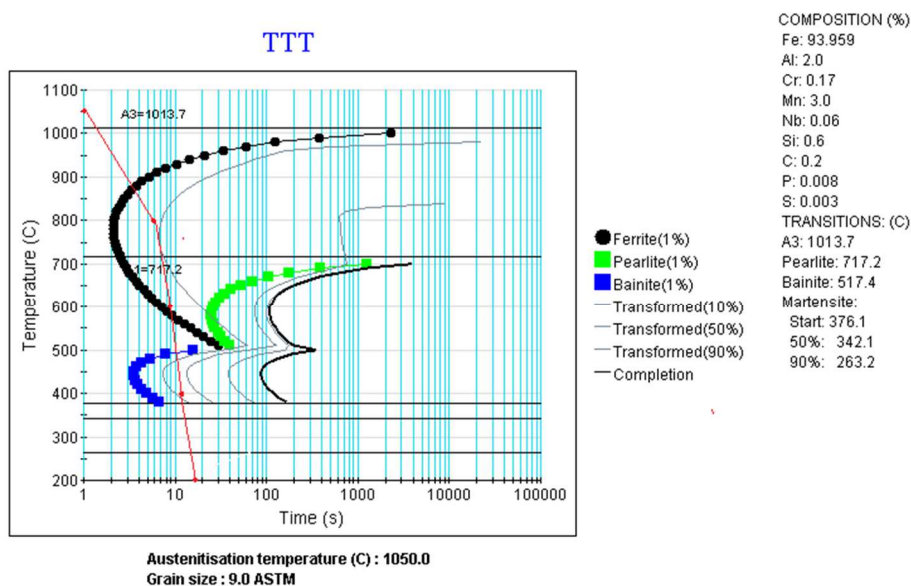
U vzorku s vloženou deformací se mikrostruktura jeví jako čistě martenzitická (obr.47).



Obrázek 47 T13 – po TZ + def 30%

#### 4.5 Porovnání mikrostruktur s výsledky ze software JMatPro

Mikrostruktury vzorků po TZ byly porovnány s výsledky, které je možné odečítat na IRA diagramech vypočítaných v software JMatPro se znázorněným průběhem tepelného zpracování. Na obrázku č.48 je příklad IRA diagramu vzorku T8 se zakresleným průběhem tepelného režimu vzorků v dilatometru, odhad mikrostruktur vzorků odečtených z IRA diagramu a stručné porovnání s výsledky mikrostrukturální analýzy viz tabulka č.7.



Obrázek 48 IRA diagram vzorku T8



Tabulka 7 Porovnání výsledných mikrostruktur

	Mikrostrukturní analýza	Odhad mikrostruktur z JMatPro
T4 kov	Bainit s cca 40% feritu	Bainit s cca 20%, zbytkový austenit
T4	Bainit s cca 5 – 10 % feritu	Bainit s cca 20%, zbytkový austenit
T8	Bainit	Bainit s cca 9% feritu
T9	Bainit s cca 15% feritu	Bainit s cca 1% feritu
T11	Bainit	Bainit s cca 20% feritu
T13	Bainit s malým podílem martenzitu	Bainit s cca 20% feritu, perlit

## 4.6 Měření tvrdosti

U vzorků experimentálních ocelí ve výchozím stavu, po tepelném zpracování a po tepelném zpracování s vloženou deformací byla změřena tvrdost HV10. Byly provedeny 3 vtisky u každého vzorku. Porovnání průměrných hodnot tvrdosti HV10 viz tabulka č.8.

Tabulka 8 Porovnání průměrných hodnot tvrdosti HV 10

Vzorek	Průměrná hodnota tvrdosti HV10					
	Výchozí stav		Po tepelném zpracování		Po tepelném zpracování s deformací 30%	
	Průměrná hodnota	Směrodatná odchylka	Průměrná hodnota	Směrodatná odchylka	Průměrná hodnota	Směrodatná odchylka
T4	226	0,47	299	6,60	433	4,3
T4 kov	222	3,30	394	3,10	472	7,5
T8	293	2,10	422	6,50	418	4,3
T9	250	9,93	373	5,0	445	6,3
T11	191	0,82	377	3,1	441	2,6
T13	237	0,47	393	3,1	447	4,7

## 5 Diskuze výsledků

Při praktické části práce byly využity vzorky pěti experimentálních taveb TRIP ocelí a vzorků označených T4 kov, T4, T8, T9, T11 a T13. Vzorky T4 kov a T4 mají stejné chemické složení, T4 kov byl ponechán ve stavu po kování, T4 a ostatní vzorky byly žháný při teplotě 1100°C. Tavby T4, T8 a T9 se liší ve zvyšujícím se obsahu manganu a hliníku, kdy tavba T4 má obsah manganu 1,5 hm.%, hliníku 1,5 hm.% a tavba T9 až 5,02 hm.% manganu a 2,95 hliníku. Tavby T11 a T13 jsou odlišného typu s poměrem křemíku k manganu 1,8/1,5 hm.%. Tavba T13 má oproti T11 vyšší obsah niobu o 0,03 hm.%, kdy tavba T13 má obsah niobu 0,06 hm.%.

Pro tyto tavby byly, na základě chemického složení, vypočítány pomocí software JMatPro teoretické hodnoty teplot fázových přeměn Ac1, Ac3, začátek tvorby martensitu, perlitu a bainitu, viz tabulka č.3. Pomocí kalícího dilatometru byly zjištěny skutečné teploty fázových přeměn, jak je popsáno v kapitole 5.3. Vypočtené hodnoty byly potom porovnány se skutečnými hodnotami teplot fázových přeměn zjištěných pomocí kalícího dilatometru, viz tabulka č.4 a tabulka č.5.

U vzorku oceli T4 kov se rozdíl teplot Ac1 a Ac3 vypočítaných pomocí software JMatPro a změřených pomocí dilatometru na křivkách ohřevu pohybuje v rozmezí 5,8 – 25,1°C. Teplota fázové přeměny Ts 450°C odečtená z křivky dilatometru leží mezi teplotami Ms 417,1°C a Bs 562,7°C vypočítaných pomocí software JMatPro. U vzorku oceli T4 je rozdíl teplot fázových přeměn Ac1 a Ac3 řádově obdobný, hodnota teploty Ts leží, stejně jako u vzorku T4 kov, mezi teplotami Ms a Bs ze software JMatPro. U oceli T8 jsou rozdíly v teplotách fázových přeměn u teploty Ac1 5,8°C, u teploty Ac3 pak 12,7°C. Hodnota teploty Ts se liší od vypočtené teploty Ms o 47,9°C a Bs 93,4°C kdy leží opět v intervalu mezi těmito teplotami. U vzorků ocelí T9, T10 a T11 zůstává rozdíl teplot Ac1 řádově podobný, liší se však nárůstem u teploty Ac3, kdy se hodnota rozdílu pohybuje již ve stovkách °C. Teploty Ts leží opět v intervalu teplot Ms a Bs ze software JMatPro s výjimkou u vzorku oceli T9, kdy se teplota Ts odečtená z křivky dilatometru přibližuje vypočtené teplotě bainit start Bs, kdy rozdíl činí 33,2°C.

Na vzorcích experimentálních ocelí byla provedena mikrostrukturní analýza výchozího stavu oceli, vzorků po tepelném režimu, kterému byly podrobeny v kalícím dilatometru a vzorků po tepelném režimu s vloženou tlakovou deformací na konci prodlevy na austenitizační teplotě. Skutečné snímky mikrostruktury vzorků po tepelném režimu (TZ) byly potom porovnány s teoretickými IRA diagramy vypočítanými v software JMatPro.

Na základě IRA diagramu, vypočítaného v JMatPro by měla být mikrostruktura oceli T4 po TZ složená z cca 20% feritu, 70 % bainitu a 10% zbytkového austenitu. Z mikrostrukturního rozboru vzorku z dilatometru je v patrný u T4 kov v feriticko-bainitické mikrostrukturu větší podíl feritu než 20%, u T4 je poměr fází porovnatelný. Oproti tomu u vzorku T8, kdy je mikrostruktura čistě bainitická, vychází podle teoretického diagramu IRA z JMatPro 9% feritu a 30% bainitu. Největší rozdíl je u oceli T9, kdy oproti bainitické mikrostrukturu s pásy feritu lze odečíst na IRA diagramu mikrostrukturu pouze s 1% feritu, kdy křivka tepelného režimu oblast bainitu vůbec neprotne. U oceli T11 protíná křivka chladnutí v teoretickém IRA diagramu oblast cca 20% feritu a 70% bainitu, skutečná mikrostruktura vzorku je ovšem čistě bainitická. Podobná situace je u vzorku T13 s tím rozdílem, že křivka chladnutí zasahuje podle IRA diagramu počátek perlitické oblasti, výsledná skutečná mikrostruktura je ovšem bainitická s občasným výskytem martenzitu.

Dále byly porovnány mikrostrukturní snímky vzorků po tepelném režimu v dilatometru a tepelném režimu, kdy byla na konci prodlevy na austenitizační teplotě vložena tlaková deformace 30% délky vzorku. U vzorku T4 kov po TZ je mikrostruktura feriticko – bainitická, u vzorku s vloženou deformací převládá martenzitická struktura s jemným bainitem. U vzorku

T4 převládá po TZ bainitická mikrostruktura s jednotlivými zrny feritu, u vzorku s vloženou deformací převládá jemnozrná martenziticko – bainitická mikrostruktura s občasným výskytem feritu. Tento trend se potvrzuje i u vzorku T8, kdy z čistě bainické struktury po TZ se vlivem vložené deformace mikrostruktura změní na bainiticko - martenzitickou s jemnými zrny feritu. Obdobná je situace i u vzorku T9, bainitická struktura s ostrůvky feritu se změní na bainiticko - martenzitickou se zrny feritu. U vzorku oceli T11 je po TZ dobře patrná bainitická mikrostruktura, která se vlivem vložené deformace mění na bainitickou s podílem martenzitu. Obdobně u vzorku oceli T13, kdy se bainitická mikrostruktura s občasným výskytem martenzitu změní na čistě martenzitickou.

U vzorků experimentálních ocelí ve výchozím stavu, po tepelném zpracování a po tepelném zpracování s vloženou deformací byla změřena tvrdost HV10, viz tabulka č.8. Z výsledků měření tvrdosti a porovnáním s mikrostrukturním rozbohem je vidět, že se zvyšujícím se podílem bainitu a martenzitu v mikrostruktuře se hodnoty tvrdosti zvyšují.

## 6 Závěr

V této práci byl kladen důraz na porovnání metod používaných ke studiu kovových materiálů. Pro studium teplot fázových přeměn experimentálních taveb TRIP ocelí byl použit pro teoretický výpočet simulační software JMatPro, skutečné hodnoty teplot byly zjištěny pomocí kalíčího dilatometru Linseis L 78 RITA – QDT s indukčním ohřevem. Z výsledků měření je zřejmé, že skutečné hodnoty teplot fázových přeměn se od vypočítaných teoretických liší, v závislosti na tavně řádově až o stovky stupňů Celsia. Pomocí software JMatPro byly vypočítány teoretické IRA diagramy jednotlivých taveb TRIP ocelí a ze všech použitých vzorků ocelí byly zhotoveny metalografické mikrovýbrusy a mikrostrukturní snímky. Skutečné složení mikrostruktur vzorků bylo potom porovnáno s poměry jednotlivých fází odečtených z IRA diagramu pro daný tepelný režim každého vzorku. Z porovnání je zřejmé, že mikrostruktury odečtené z IRA diagramu nejsou shodné se skutečným složením mikrostruktur vzorků ocelí, které byly vyhodnoceny pomocí metalografické analýzy.

Jako další bod byl ověřen vliv tlakové deformace vzorku na hodnoty teplot fázových přeměn, která byla pomocí kalíčího dilatometru vložena na konec prodlevy při austenitizační teplotě při tepelném režimu v dilatometru. Na ochlazovacích křivkách diagramu z výstupu kalíčího dilatometru byly u jednotlivých taveb použitých ocelí odečteny počátky a konce teplot fázových přeměn  $T_s$  a  $T_f$  u vzorků po tepelném zpracování a porovnány s hodnotami vzorků po tepelném zpracování s vloženou deformací. Z výsledků naměřených na všech vzorcích je patrné, že u vzorků s vloženou deformací se snižují hodnoty teplot fázových přeměn  $T_s$  a  $T_f$ . V porovnání mikrostrukturních snímků jednotlivých stavů ocelí je zřejmé, že tlaková deformace, vložená v oblasti austenitizační teploty zjemňuje zrno austenitu a výsledná mikrostruktura je potom tvořena převážně jemnozrnnou směsí bainitu a martenzitu. S výsledky metalografického rozboru korespondují i naměřené hodnoty tvrdosti jednotlivých vzorků.

Z vyhodnocených výsledků zkoušek a měření tedy vyplývá, že dilatometrie je vhodná měřicí metoda ve vývoji experimentálních materiálů, protože konvenční výpočtové prostředky založené na známých algoritmech a vycházející z chemického složení materiálů nemusí být u nově vyvíjených ocelí zcela přesné.

## 7 Seznam zdrojů

- [1] HUNKEL M., SURM H., STEINBACHER M. *Chapter 3: Dilatometry, Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry*. Volume 6, 2018, Pages 103 – 129.
- [2] KHODAIE N., IVEY D. G., HENEIN H.. *Unit cell dilation technique for analyzing dilatometry data in microalloyed steels, Material Characterization*. Volume 135, January 2018, Pages 84-95
- [3] GYHLESTEN B. J., SURREDDI K.B. *Microstructure analysis of martensitic low carbon steel samples subjected to deformation dilatometry, Materials Characterization*. Volume 157, November 2019, Article 109926
- [4] FARAHAT A.Z., *Dilatometry determination of phase transformation temperatures during heating of Nb bearing low carbon steels*. Journal of Materials Processing Technology, Volume 204, Issues 1 - 3, 11 August 2008, Pages 365 – 369.
- [5] PTÁČEK, L, A KOLEKTIV. *Nauka o materiálu I*. Brno: CERM, 2003. ISBN 80-7204-283-1
- [6] PLEŠTINOVÁ, G., SOMANI, M., KARJALAINEN, P. a KLIBER, J., *Vliv parametrů termomech. zpracování na výslednou mikrostrukturu TRIP oceli s vysokým obsahem hliníku*, Metal 2006.
- [7] BILLUR, E., TAYLAN., A., *Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part I*, STAMPING journal, [online], 2013, [cit. 11.12.2022] [https://ercnsm.osu.edu/sites/ercnsm.osu.edu/files/uploads/S\\_FormingAHSS/664-1.pdf](https://ercnsm.osu.edu/sites/ercnsm.osu.edu/files/uploads/S_FormingAHSS/664-1.pdf).
- [8] BILLUR, E., DYKEMAN, J., ALTAN, T., *Three generations of advanced highstrength steels for automotive applications, Part II*, STAMPING journal, [online], 2014, [cit. 11.12.2022] [https://ercnsm.osu.edu/sites/ercnsm.osu.edu/files/uploads/S\\_FormingAHSS/664-2.pdf](https://ercnsm.osu.edu/sites/ercnsm.osu.edu/files/uploads/S_FormingAHSS/664-2.pdf).
- [9] BILLUR, E., ALTAN, T., *Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part III*, STAMPING journal, [online], 2014, [cit. 11.12.2022] [https://ercnsm.osu.edu/sites/ercnsm.osu.edu/files/uploads/S\\_FormingAHSS/664-3.pdf](https://ercnsm.osu.edu/sites/ercnsm.osu.edu/files/uploads/S_FormingAHSS/664-3.pdf).
- [10] KEELER, S., MENANCHEM, K., MOONEY, P.J., *Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0*, [online], 2017. [cit. 09.11.2022] <https://www.worldautosteel.org/downloads/599700/>.
- [11] JMatPro: *Practical software for materials properties* [online.] [cit.10.11.2022]. Dostupné z: <https://www.sentesoftware.co.uk/jmatpro>
- [12] Linseis L78 RITA: *Quench cooling and deformation dilatometer. Linseis Messgerate: Thermische Analysen von -263°C bis 2800°C* [online]. [cit. 15.3.2023]. Dostupné z: <https://www.linseis.com/produkte/dilatometer/l78-rita/>

[13] MOTYČKA P., KÖVÉR, M. *Evaluation methods of dilatometer curves of phase transformations*. COMTES FHT a.s., 2012 Trnava.

[14] FOREJTOVÁ, L., KOLAŘÍK, L., SUCHÁNEK, J., KOLAŘÍKOVÁ, M., PILVOUSEK, T.: *Svařitelnost ocelí pro automobilové karosérie* [online]. [cit. 14.11.2022]. Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/svaritelnost-oceli-pro-automobilove-karoserie>

[15] Termická analýza – teorie. *Ústav kovových materiálů a korozního inženýrství* [online]. [cit. 13.10.2022]. Dostupné z: <http://ukmki.vscht.cz/files/uzel/0016736/Termick%C3%A1%20anal%C3%BDza.pdf?redirected>

[16] KLOUŽKOVÁ, A., ZEMENOVÁ, P., KLOUŽEK, J. a PABST, W. *Termická analýza* [online]. VŠCHT Praha, 2012 [cit. 10.10.2022]. Dostupné z: <http://tresen.vscht.cz/sil/sites/default/files/Termick%C3%A1%20anal%C3%BDza.pdf>

[17] NÜRNBERGER, F., et al. *Microstructure Transformations in Tempering Steels during Continuous Cooling from Hot Forging Temperatures*. Steel Research International, 2010, roč. 81, č. 3, s. 224-233

[18] GAJDZICA, T., KLIBER, J., ŽÁČEK, O., MAMUZIC, I. *Válcování za studena TRIP ocelí po termomechanickém zpracování* [online]. METAL 2007, Hradec nad Moravicí. [cit. 13.10.2022]. Dostupné z: [https://www.researchgate.net/publication/228588134\\_valcovani\\_za\\_studena\\_trip\\_oceli\\_po\\_termomechanickem\\_zpracovani\\_the\\_cold\\_rolling\\_of\\_trip\\_steel\\_after\\_thermomechanical](https://www.researchgate.net/publication/228588134_valcovani_za_studena_trip_oceli_po_termomechanickem_zpracovani_the_cold_rolling_of_trip_steel_after_thermomechanical)

[19] ŽÁČEK, O., KLIBER, J. a MAN, O., *Hodnocení vlivu parametrů termomechanického zpracování na mechanické a mikrostrukturní vlastnosti TRIP ocelí*, Metal 2005.

[20] ŽÁČEK O., KLIBER J., KUZIÁK R. *Vliv parametrů termomechanického zpracování na mikrostrukturu TRIP ocelí*. Hradec nad Moravicí 2006.

[21] PRŮCHA V., *Diplomová práce ZČU: Vývoj mikrostruktury vícefázové oceli s TRIP efektem*, 2013