

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI  
FAKULTA STROJNÍ

**DISERTAČNÍ PRÁCE**

2019

Ing. Ivan Vorel

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI  
**FAKULTA STROJNÍ**

Studijní program: N2031      Strojní inženýrství

Studijní obor:      3911V016 Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie

**DISERTAČNÍ PRÁCE**

Vývoj nových materiálových konceptů pro automobilový průmysl

Autor:                      **Ing. Ivan Vorel**

Školitel:                    **Prof. Dr. Ing. Bohuslav Mašek**

Konzultant specialista:    **Dr. Ing. Hana Jirková**

Akademický rok 2018/2019

## **PROHLÁŠENÍ O AUTORSTVÍ**

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě disertační práci, zpracovanou na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Prohlašuji, že jsem předloženou práci na téma:

*Vývoj nových materiálových konceptů pro automobilový průmysl*

vypracoval samostatně, pod odborným dohledem školitele a s použitím odborné literatury a pramenů uvedených v seznamu, který je součástí této práce.

V Plzni dne:.....

.....

Podpis autora

## **PODĚKOVÁNÍ**

Děkuji Prof. Dr. Ing. Bohuslavu Maškovi a Dr. Ing. Haně Jirkové za vedení při zpracování disertační práce. Děkuji svým spolupracovníkům a kamarádům z laboratoře LET za pomoc a podporu.



## ANOTACE

|                             |   |                   |
|-----------------------------|---|-------------------|
| <b>AUTOR</b>                | Příjmení (včetně titulů)<br>Ing. Vorel                          | Jméno<br>Ivan     |
| <b>STUDIJNÍ OBOR</b>        | Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie               |                   |
| <b>VEDOUcí PRÁCE</b>        | Příjmení (včetně titulů)<br>Prof. Dr. Ing. Mašek, PhD.          | Jméno<br>Bohuslav |
| <b>PRACOVISŤE VEDOUcíHO</b> | COMTES FHT  |                   |
| <b>DRUH PRÁCE</b>           | <b>disertační</b>   |                   |
| <b>NÁZEV PRÁCE</b>          | Vývoj nových materiálových konceptů<br>pro automobilový průmysl |                   |

Fakulta: Strojní  
Katedra: Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie  
Rok odevzdání: 2019

### Počet stránek (A4 a ekvivalentů A4)

|               |     |                     |     |                      |   |
|---------------|-----|---------------------|-----|----------------------|---|
| <b>Celkem</b> | 173 | <b>Textová část</b> | 173 | <b>Grafická část</b> | - |
|---------------|-----|---------------------|-----|----------------------|---|

|   |  |
|---|--|
| <b>STRUČNÝ POPIS ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY</b> | Cílem práce je výzkum vlivu austemperingu na vývoj struktury, mechanických vlastností u středně-uhlíkových nízko-legovaných ocelí s ohledem na obsah křemíku a chrómu. Stěžejním účelem práce je nalezení a determinace rozhodujících vlivů, které sehrávají významnou roli při vývoji mikrostruktury austemperovaných ocelí, jejichž znalost může být přínosem pro výrobu a zpracování vysoko-pevných, houževnatých a ekonomicky nenáročných ocelových dílů používaných v automobilovém průmyslu. |
| <b>KLÍČOVÁ SLOVA</b>  | Austempering, neúplnost bainitické transformace, křemík, martenzit, zbytkový austenit, bainit  |

## SUMMARY

|                          |  |                  |
|--------------------------|--|------------------|
| <b>AUTHOR</b>            | Surname (including of Degrees)<br>Ing. Vorel                     | Name<br>Ivan     |
| <b>FIELD OF STUDY</b>    | Materials Engineering and Engineering Metallurgy                 |                  |
| <b>SUPERVISOR</b>        | Surname (including of Degrees)<br>Prof. Dr. Ing. Mašek           | Name<br>Bohuslav |
| <b>INSTITUTION</b>       |  |                  |
| <b>TYPE OF WORK</b>      | <b>dissertation</b>  |                  |
| <b>TITLE OF THE WORK</b> | Development of new material concepts for the automotive industry |                  |

Faculty: Mechanical Engineering  
 Department: Materials Engineering and Engineering Metallurgy  
 Submitted in: 2019

### Number of pages (A4 a eq. A4)

|                |     |  |                  |     |  |                       |   |
|----------------|-----|--|------------------|-----|--|-----------------------|---|
| <b>Totally</b> | 173 |  | <b>Text part</b> | 173 |  | <b>Graphical part</b> | - |
|----------------|-----|--|------------------|-----|--|-----------------------|---|

|   |  |
|---|--|
| <b>BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS</b> | The aim of the work is to investigate the effect of austempering on the structure and mechanical properties development of medium-carbon low-alloy steels with respect to silicon and chromium content. The main purpose of the thesis is to find and determine the decisive influences, that play a significant role in the development of the microstructure of awtempered steels, whose knowledge can be a source for the production and processing of high-strength, tough and economical steel parts used in the automotive industry. |
| <b>KEY WORDS</b>  | Austempering, incompleteness of bainitic transformation, silicon, martensite, retained austenite, bainite  |

## Obsah

|   |    |
|---|----|
| Seznam obrázků .....  | 10 |
| Seznam tabulek .....  | 16 |
| Seznam použitých zkratk a symbolů .....   | 17 |
| ÚVOD .....  | 18 |
| 1 Základní materiálové aspekty sledované v automobilovém průmyslu .....                 | 19 |
| 1.1 Bezpečnost .....  | 19 |
| 1.2 Náklady na výrobu a provoz .....  | 20 |
| 1.3 Ekologie a ochrana životního prostředí .....  | 21 |
| 2 Kovové materiály v automobilovém průmyslu .....                                       | 23 |
| 2.1 Konstrukce karoserií .....  | 23 |
| 2.1.1 Oceli pro přední a zadní deformační zónu .....                                    | 24 |
| 2.1.1.1 Dvoufázové oceli DP .....   | 24 |
| 2.1.1.2 Oceli s transformačně indukovanou plasticitou (TRIP) .....                      | 26 |
| 2.1.1.3 CP oceli .....  | 27 |
| 2.1.1.4 Oceli s dvojčatově indukovanou plasticitou (TWIP) .....                         | 28 |
| 2.1.2 Oceli pro bezpečnou zónu posádky .....  | 29 |
| 2.1.2.1 Martenzitické oceli MS .....  | 29 |
| 2.1.2.2 Zatepla tvářené oceli HF .....  | 30 |
| 2.1.2.3 Vysoko-pevné nízkolegované HSLA oceli .....                                     | 30 |
| 3 Metody zpracování karosářských ocelí .....  | 31 |
| 3.1.1 Metody tváření karosářských plechů .....  | 33 |
| 3.1.2 Tažení karosářských plechů zastudena .....  | 33 |
| 3.1.3 Ohýbání karosářských plechů zastudena .....                                       | 33 |
| 3.1.4 Hluboké tažení karosářských ocelí .....   | 34 |
| 3.1.5 Tváření karosářských plechů zatepla .....   | 35 |
| 3.1.6 Nekonenční koncepty a metody zpracování plechů .....                              | 36 |
| 3.1.7 Metody zpracování trubek .....  | 37 |
| 3.1.8 Konstrukce pohonných a podvozkových systémů – zápustkové výkovky ..               | 37 |
| 4 Struktura ocelí používaných v automobilovém průmyslu .....                            | 39 |
| 4.1 Fázové přeměny při termomechanickém zpracování ocelí pro automobilový průmysl ..... | 41 |
| 4.1.1 Fázové přeměny austenitu .....  | 41 |
| 4.1.2 Rekonstruktivní fázové přeměny .....  | 42 |
| 4.1.2.1 Alotriomorfní ferit a jeho charakteristika .....                                | 42 |

|         |   |    |
|---------|---|----|
| 4.1.2.2 | Perlit a jeho charakteristika .....   | 43 |
| 4.1.3   | Displacivní fázové transformace v ocelích .....   | 44 |
| 4.1.3.1 | Widmanstättenův ferit a jeho charakteristika.....   | 45 |
| 4.1.3.2 | Acikulární ferit a jeho vliv na vlastnosti ocelí .....  | 45 |
| 4.1.3.3 | Bainit .....  | 46 |
| 4.1.3.4 | Martenzit .....   | 49 |
| 4.1.4   | Nekonvenční metody tepelného zpracování ocelí .....   | 52 |
| 4.1.4.1 | Zpracování vysokopevných ocelí metodou Q-P.....   | 53 |
| 4.1.4.2 | Zpracování vysoko-pevných bez-karbidických - bainitických křemíkových ocelí.....                                    | 54 |
| 4.1.4.3 | Zpracování ocelí s vyšším obsahem manganu .....   | 55 |
| 5       | Motivace a cíle práce.....  | 57 |
| 6       | Experimentální část .....   | 58 |
| 6.1     | Experimentální materiál.....  | 60 |
| 6.2     | Použité přístroje a metody vyhodnocování .....  | 60 |
| 6.3     | Teorie konceptu neúplnosti bainitické transformace .....  | 61 |
| 6.4     | Vliv obsahu křemíku na průběh bainitické transformace při austemperingu ...   | 63 |
| 6.4.1   | Výpočet termodynamických veličin .....  | 63 |
| 6.4.2   | Výpočet obsahu uhlíku v netransformovaném austenitu a podílu bainitu v závislosti na teplotě austemperingu.....     | 63 |
| 6.4.1.1 | Výpočet teploty $M_s$ NA a podílu ZA ve struktuře po austemperingu v závislosti na teplotě izotermického žhání..... | 65 |
| 6.4.2   | Dilatometrické analýzy.....   | 67 |
| 6.4.3   | Návrh experimentálního postupu zpracování .....   | 71 |
| 6.4.3.1 | Mikrostrukturní analýzy.....  | 71 |
| 6.4.3.2 | Ocel 42CrMo4 .....  | 72 |
| 6.4.3.3 | Ocel 42SiCr .....   | 76 |
| 6.4.4   | EDS analýzy chemického složení – ocel 42SiCr .....  | 83 |
| 6.4.5   | Určení podílu ZA ve struktuře – difrakční fázová analýza.....   | 87 |
| 6.5     | Vliv obsahu chrómu na průběh bainitické transformace při austemperingu ....   | 90 |
| 6.5.1   | Výpočet termodynamických veličin .....  | 90 |
| 6.5.2   | Výpočet obsahu uhlíku v netransformovaném austenitu a podílu bainitu v závislosti na teplotě austemperingu .....    | 90 |
| 6.5.3   | Výpočet teploty $M_s$ NA a podílu ZA ve struktuře po austemperingu v závislosti na teplotě izotermického žhání..... | 92 |
| 6.5.4   | Dilatometrické analýzy.....   | 94 |

|         |  |     |
|---------|--|-----|
| 6.5.5   | Návrh experimentálního postupu zpracování .....  | 96  |
| 6.5.6   | Mikrostrukturní analýzy .....  | 97  |
| 6.5.6.1 | Ocel 42SiMn .....  | 97  |
| 6.5.7   | EDS analýzy chemického složení – ocel 42SiMn .....   | 103 |
| 6.5.8   | Difrakční fázová analýza.....  | 106 |
| 6.6     | Porovnání napětových a deformačních vlastností austemperovaných ocelí ..                                       | 109 |
| 6.7     | Fraktografické analýzy.....  | 117 |
| 6.7.1   | Ocel 42CrMo4 .....   | 117 |
| 6.7.2   | Ocel 42SiCr .....  | 120 |
| 6.7.3   | Ocel 42SiMn .....  | 123 |
| 6.8     | Návrh nového modelu popisujícího mikrostrukturní změny při austemperingu ocelí se středním obsahem uhlíku..... | 126 |
| 6.8.1   | Návrh výpočtu – ocel 42SiCr .....  | 127 |
| 6.8.1.1 | Stanovení obsahu uhlíku ve zbytkovém austenitu – rentgenová difrakční analýza .....                            | 130 |
| 6.8.1.2 | Návrh výpočtu – ocel 42SiMn .....  | 134 |
| 6.8.1.3 | Stanovení obsahu uhlíku ve zbytkovém austenitu – rentgenová difrakční analýza .....                            | 135 |
| 7       | Diskuze výsledků.....  | 139 |
| 8       | Závěr .....  | 145 |
| 9       | Přílohy.....   | 147 |
| 9.1     | Struktura a mechanické vlastnosti vstupních materiálů .....  | 147 |
| 9.1.1   | Ocel 42CrMo4 .....   | 147 |
| 9.1.2   | Ocel 42SiCr .....  | 147 |
| 9.1.3   | Ocel 42SiMn .....  | 148 |
| 9.2     | Tvar a rozměry zkušebních vzorků .....   | 148 |
| 9.3     | IRA, ARA a austenitizační diagramy použitých experimentálních ocelí .....                                      | 149 |
| 9.3.1   | Ocel 42SiCr .....  | 149 |
| 9.3.2   | Ocel 42CrMo4 .....   | 151 |
| 9.3.3   | Ocel H6 .....  | 153 |
| 9.4     | Dilatometrické analýzy – ocel 42SiMn .....   | 155 |
| 9.5     | EDS chemické analýzy .....   | 158 |
| 9.6     | Určení teplot $M_s$ – oceli 42CrMo4, 42SiCr, 42SiMn .....  | 159 |
| 9.7     | Mřížkový parametr austenitu.....   | 160 |
| 10      | Literatura.....  | 161 |

## Seznam obrázků

|         |  |    |
|---------|--|----|
| Obr. 1  | Princip navrhování součástí metodou redukce napětí .....   | 19 |
| Obr. 2  | Princip navrhování součástí metodou redukce průřezu .....  | 19 |
| Obr. 3  | Rozdělení zón moderních karosérií z hlediska bezpečnostních a deformačních vlastností ..   | 20 |
| Obr. 4  | Množství CO <sub>2</sub> vyprodukovaného při primární výrobě jednotlivých druhů materiálů používaných v automobilovém průmyslu [kg CO <sub>2</sub> /kg materiálu] .....  | 21 |
| Obr. 5  | Použití jednotlivých druhů ocelí a neželezných slitin při výrobě automobilové karosérie ...  | 23 |
| Obr. 6  | Porovnání tahových diagramů DP ocelí s různými hodnotami poměru UTS/YS.....  | 25 |
| Obr. 7  | Porovnání tahových diagramů TRIP ocelí s různými hodnotami poměru UTS/YS .....   | 27 |
| Obr. 8  | Porovnání tahových diagramů MS ocelí různých pevnostních tříd.....   | 29 |
| Obr. 9  | Průběh deformace součástí namáhaných prostým tahem .....   | 31 |
| Obr. 10 | Lokální změna tloušťky tvářeného dílu při překročení meze pevnosti použitého materiálu   | 32 |
| Obr. 11 | Obecné rozložení tahových a tlakových napětí při ohýbání plechů .....  | 34 |
| Obr. 12 | Schématické znázornění principu tváření plechů zatepla .....   | 36 |
| Obr. 12 | Schématická závislost mez pevnosti v tahu materiálů na hustotě dislokací.....  | 39 |
| Obr. 13 | Dislokační substruktura .....  | 40 |
| Obr. 14 | Schématické znázornění jednotlivých produktů rozpadu austenitu a míst jejich nukleace .  | 41 |
| Obr. 15 | Nukleární potenciál feritu .....   | 43 |
| Obr. 16 | Morfologie perlitu - TEM .....   | 43 |
| Obr. 17 | Schématická závislost mezi-lamelární vzdálenosti perlitického feritu a cementitu na teplotě transformace austenit/perlit.....  | 44 |
| Obr. 18 | Widmanstättenův ferit ve struktuře zápusťkového výkovku z oceli C45.....   | 45 |
| Obr. 19 | Morfologie bainitu vznikajícího u konvenčních druhů ocelí .....  | 46 |
| Obr. 20 | Morfologie horního bainitu vznikající u konvenčních druhů ocelí.....   | 47 |
| Obr. 21 | Morfologie dolního bainitu vznikající u konvenčních druhů ocelí .....  | 47 |
| Obr. 22 | Morfologie horního, dolního bainitu vznikající u nekonvenčních druhů ocelí s vyšším obsahem křemíku, hliníku.....  | 48 |
| Obr. 23 | Morfologie dolního bainitu – ocel s vyšším obsahem křemíku –TEM .....  | 49 |
| Obr. 24 | Morfologie martenzitických struktur vznikajících v oceli.....  | 50 |
| Obr. 25 | Schématická závislost morfologie martenzitu a teploty M <sub>s</sub> na obsahu uhlíku v oceli .....  | 50 |
| Obr. 26 | Zbytkový austenit ve struktuře zakalené oceli .....  | 51 |
| Obr. 27 | Vliv obsahu uhlíku na tvrdost martenzitu v oceli.....  | 51 |
| Obr. 28 | Precipitace karbidů při popuštění oceli .....  | 52 |
| Obr. 29 | Schématické znázornění principu metody Q-P .....   | 53 |
| Obr. 30 | Mikrostruktura oceli zpracované metodou Q-P .....  | 54 |
| Obr. 31 | Mikrostruktura bezkarbidické - bainitické křemíkové oceli .....  | 54 |
| Obr. 32 | Schématické znázornění principu neúplnosti bainitické transformace .....   | 55 |
| Obr. 33 | Průběh bainitické transformace při austemperingu ocelí s rozdílným obsah křemíku .....   | 55 |
| Obr. 34 | Průběh termodynamických veličin závislosti na teplotě izotermického zpracování; určení nejvyšší teploty pro průběh fázové transformace austenit/bainit - T <sub>Bs</sub> , a teploty počátku tvorby martenzitu ..... | 61 |
| Obr. 35 | Průběh termodynamických veličin v závislosti na teplotě izotermického zpracování.....  | 63 |
| Obr. 36 | Grafická závislost maximálního dosažitelného obohacení netransformovaného austenitu (NA) uhlíkem v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr.....   | 64 |
| Obr. 37 | Grafická závislost maximálního dosažitelného množství bainitu ve struktuře v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr.....   | 64 |
| Obr. 38 | Kalkulovaná teplota M <sub>s</sub> v závislosti na množství uhlíku a přísadových prvků v netransformovaném (zbytkovém austenitu) – ocel 42SiCr .....   | 65 |

|         |  |    |
|---------|--|----|
| Obr. 39 | Teoretický maximální podíl martenzitu ve struktuře po zakalení na pokojovou teplotu v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr.....                      | 66 |
| Obr. 40 | Teoretický podíl netransformovaného (zbytkového) austenitu ve struktuře po zakalení na pokojovou teplotu v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr..... | 66 |
| Obr. 41 | Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42CrMo4, režim AT 420/2000 .....        | 67 |
| Obr. 42 | Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr, režim AT 420/2000.....          | 67 |
| Obr. 43 | Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42CrMo4, režim AT 380°C/2000s .         | 68 |
| Obr. 44 | Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr, režim AT 380°C/2000s.....       | 68 |
| Obr. 45 | Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42CrMo4, režim AT 340°C/2000s .         | 69 |
| Obr. 46 | Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr, režim AT 340°C/2000s.....       | 69 |
| Obr. 47 | Grafické znázornění vlivu teploty izotermického zpracování a obsahu křemíku na kinetiku izotermického rozpadu austenitu na bainit – oceli 42CrMo4 a 42SiCr .....             | 70 |
| Obr. 48 | Postup zpracování experimentálních ocelí 42CrMo4, 42SiCr metodou asutemperingu .....   | 71 |
| Obr. 49 | Mikrostruktura vzorku z oceli 42CrMo4 po izotermickém zpracování AT 485°C/2000s .....  | 72 |
| Obr. 50 | Mikrostruktura vzorku z oceli 42CrMo4 po izotermickém zpracování AT 470°C/2000s .....  | 72 |
| Obr. 51 | Mikrostruktura vzorku z oceli 42CrMo4 po izotermickém zpracování AT 450°C/2000s .....  | 73 |
| Obr. 52 | Mikrostruktura vzorku z oceli 42CrMo4 po izotermickém zpracování AT 420°C/2000s .....  | 73 |
| Obr. 53 | Mikrostruktura vzorku z oceli 42CrMo4 po izotermickém zpracování AT 380°C/2000s .....  | 74 |
| Obr. 54 | Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT 380°C/2000s – rozložení karbidů uvnitř jehlic bainitického feritu .....   | 74 |
| Obr. 55 | Mikrostruktura vzorku z oceli 42CrMo4 po izotermickém zpracování AT 420°C/2000s .....  | 75 |
| Obr. 56 | Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT 340°C/2000s – rozložení karbidů uvnitř jehlic bainitického feritu .....   | 75 |
| Obr. 57 | Mikrostruktura vzorku z oceli 42CrMo4 po izotermickém zpracování AT 485°C/2000s .....  | 76 |
| Obr. 58 | Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiCr po izotermickém zpracování AT 470°C/2000s.....  | 76 |
| Obr. 59 | Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiCr po izotermickém zpracování AT 450°C/2000s.....  | 77 |
| Obr. 60 | Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT 450°C/2000s – DM – deskový martenzit.....   | 78 |
| Obr. 61 | Mikrostruktura kalené oceli – 0,6% C, 0,6% Mn, 2% Si, 1,33% Cr – LM – laťkový martenzit  | 78 |
| Obr. 62 | Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiCr po izotermickém zpracování AT 420°C/2000s .....   | 78 |
| Obr. 63 | Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT 420°C/2000s, .....  | 79 |
| Obr. 64 | Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiCr po izotermickém zpracování AT 380°C/2000s.....  | 79 |
| Obr. 65 | Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT 380°C/2000s .....   | 80 |
| Obr. 67 | Porovnání podílu bainitu ve struktuře v závislosti na teplotě austemperingu .....  | 81 |
| Obr. 68 | EDS chemická analýza - rozložení Si, Mn a Cr podél definované linie – vzorek AT 485°C/2000s .....  | 83 |
| Obr. 69 | EDS chemická analýza - rozložení C, Si podél definované linie – vzorek AT 450°C/2000s...   | 84 |
| Obr. 70 | EDS chemická analýza - rozložení Mn, Cr podél definované linie – vzorek AT 450°C/2000s   | 85 |
| Obr. 71 | EDS chemická analýza - rozložení C, Si, MN, Cr podél definované linie – vzorek AT 340°C/2000s.....   | 86 |
| Obr. 72 | Grafické znázornění podílu netransformovaného (zbytkového) austenitu ve struktuře austemperovaných vzorků z oceli 42SiCr v závislosti na teplotě izotermického zpracování    | 87 |
| Obr. 73 | Příklady difraktogramů austemperovaných vzorků z oceli 42SiCr s vyznačenými stopami feritu (bainitu a martenzitu) a austenitu .....  | 88 |
| Obr. 74 | Příklady difraktogramů austemperovaných vzorků z oceli 42SiCr s vyznačenými stopami feritu (bainitu a martenzitu) a austenitu .....  | 89 |

|          |   |     |
|----------|---|-----|
| Obr. 75  | Průběh termodynamických veličin v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiMn, teplota $T_{B_5} = 525^\circ\text{C}$ .....   | 90  |
| Obr. 76  | Grafická závislost maximálního dosažitelného obohacení netransformovaného austenitu (NA) uhlíkem v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiMn.....                        | 91  |
| Obr. 77  | Grafická závislost maximálního dosažitelného množství bainitu ve struktuře v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiMn.....  | 91  |
| Obr. 78  | Kalkulovaná teplota $M_s$ v závislosti na množství uhlíku a přísadových prvků v netransformovaném austenitu – ocel 42SiMn .....   | 92  |
| Obr. 79  | Teoretický maximální podíl martenzitu ve struktuře po zakalení na pokojovou teplotu v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiMn.....                                     | 92  |
| Obr. 80  | Teoretický podíl zbytkového austenitu ve struktuře po zakalení na pokojovou teplotu v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr.....                                     | 93  |
| Obr. 81  | Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiMn, režim AT $420^\circ\text{C}/2000\text{s}$ .... | 94  |
| Obr. 82  | Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiMn, režim AT $380^\circ\text{C}/2000\text{s}$ .... | 94  |
| Obr. 83  | Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiMn, režim AT $340^\circ\text{C}/2000\text{s}$ .... | 95  |
| Obr. 84  | Grafické znázornění vlivu teploty izotermického zpracování, obsahu křemíku a chrómu na kinetiku izotermického rozpadu austenitu na bainit – oceli 42CrMo4, 42SiCr, 42SiMn .....             | 96  |
| Obr. 85  | Navržený experimentální postup zpracování vzorků z oceli 42SiMn metodou austemperingu .....   | 96  |
| Obr. 86  | Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiMn po izotermickém zpracování AT $485^\circ\text{C}/2000\text{s}$ .....   | 97  |
| Obr. 87  | Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiMn po izotermickém zpracování AT $470^\circ\text{C}/2000\text{s}$ .....   | 97  |
| Obr. 88  | Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT $485^\circ\text{C}/2000\text{s}$ .....   | 98  |
| Obr. 89  | Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT $470^\circ\text{C}/2000\text{s}$ .....   | 98  |
| Obr. 90  | Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiMn po izotermickém zpracování AT $450^\circ\text{C}/2000\text{s}$ .....   | 98  |
| Obr. 91  | Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiMn po izotermickém zpracování AT $420^\circ\text{C}/2000\text{s}$ .....   | 99  |
| Obr. 92  | Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT $450^\circ\text{C}/2000\text{s}$ .....   | 99  |
| Obr. 93  | Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT $420^\circ\text{C}/2000\text{s}$ .....   | 99  |
| Obr. 94  | Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiMn po izotermickém zpracování AT $380^\circ\text{C}/2000\text{s}$ .....   | 100 |
| Obr. 95  | Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiMn po izotermickém zpracování AT $340^\circ\text{C}/2000\text{s}$ .....   | 100 |
| Obr. 96  | Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT $380^\circ\text{C}/2000\text{s}$ .....   | 101 |
| Obr. 97  | Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT $340^\circ\text{C}/2000\text{s}$ .....   | 101 |
| Obr. 98  | Porovnání podílu bainitu ve struktuře v závislosti na teplotě izotermického zpracování ..   | 101 |
| Obr. 99  | EDS chemická analýza - rozložení Mn, Si podél definované linie vzorek AT $485^\circ\text{C}/2000\text{s}$   | 103 |
| Obr. 100 | EDS chemická analýza - rozložení Mn, Si podél definované linie vzorek AT $420^\circ\text{C}/2000\text{s}$   | 104 |
| Obr. 101 | EDS chemická analýza - rozložení Mn, Si podél definované linie vzorek AT $340^\circ\text{C}/2000\text{s}$   | 105 |
| Obr. 102 | Grafické znázornění podílu zbytkového austenitu ve struktuře austemperovaných vzorků z oceli 42SiMn v závislosti na teplotě izotermického zpracování .....                                  | 106 |
| Obr. 103 | Příklady difraktogramů austemperovaných vzorků z oceli 42SiMn s vyznačenými stopami feritu (bainitu a martenzitu) a austenitu .....   | 107 |
| Obr. 104 | Příklady difraktogramů austemperovaných vzorků z oceli 42SiMn s vyznačenými stopami feritu (bainitu a martenzitu) a austenitu .....   | 108 |
| Obr. 105 | Grafické znázornění závislosti meze pevnosti $R_m$ austemperovaných vzorků z ocelí 42CrMo4, 42SiCr a 42SiMn na teplotě izotermického zpracování .....                                       | 109 |
| Obr. 106 | Grafické znázornění závislosti meze kluzu $R_e$ austemperovaných vzorků z ocelí 42CrMo4, 42SiCr a 42SiMn na teplotě izotermického zpracování .....  | 110 |
| Obr. 107 | Grafické znázornění závislosti celkové tažnosti $A_{5mm}$ austemperovaných vzorků z ocelí 42CrMo4, 42SiCr a 42SiMn na teplotě izotermického zpracování .....                                | 112 |
| Obr. 108 | Příklad záznamů tahových diagramů austemperovaných vzorků z oceli 42CrMo4.....  | 113 |



|          |  |     |
|----------|--|-----|
| Obr. 109 | Příklad záznamů tahových diagramů austemperovaných vzorků z oceli 42SiCr .....   | 114 |
| Obr. 110 | Příklad záznamů tahových diagramů austemperovaných vzorků z oceli 42SiMn.....  | 115 |
| Obr. 111 | Lomové plochy vzorků z oceli 42CrMo4.....  | 117 |
|          | a) režim zpracování AT 485°C/2000s b) režim zpracování AT 470°C/2000s.....   | 117 |
| Obr. 112 | Lomové plochy vzorků z oceli 42CrMo4.....  | 117 |
|          | a) režim zpracování AT 450°C/2000s b) režim zpracování AT 420°C/2000s.....   | 117 |
| Obr. 113 | Lomové plochy vzorků z oceli 42CrMo4.....  | 118 |
|          | a) režim zpracování AT 380°C/2000s b) režim zpracování AT 340°C/2000s.....   | 118 |
| Obr. 114 | Detail lomových ploch vzorků z oceli 42CrMo4 .....   | 118 |
|          | a) režim zpracování AT 485°C/2000s b) režim zpracování AT 470°C/2000s.....   | 118 |
| Obr. 115 | Detail lomových ploch vzorků z oceli 42CrMo4 .....   | 119 |
|          | a) režim zpracování AT 450°C/2000s b) režim zpracování AT 420°C/2000s.....   | 119 |
| Obr. 116 | Detail lomových ploch vzorků z oceli 42CrMo4 .....   | 119 |
|          | a) režim zpracování AT 380°C/2000s b) režim zpracování AT 340°C/2000s.....   | 119 |
| Obr. 117 | Lomové plochy vzorků z oceli 42SiCr .....  | 120 |
|          | a) režim zpracování AT 485°C/2000s b) režim zpracování AT 470°C/2000s.....   | 120 |
| Obr. 118 | Lomové plochy vzorků z oceli 42SiCr .....  | 120 |
|          | a) režim zpracování AT 450°C/2000s b) režim zpracování AT 420°C/2000s.....   | 120 |
| Obr. 119 | Lomové plochy vzorků z oceli 42SiCr .....  | 121 |
|          | a) režim zpracování AT 380°C/2000s b) režim zpracování AT 340°C/2000s.....   | 121 |
| Obr. 120 | Detail lomových ploch vzorků z oceli 42CSiCr.....  | 121 |
|          | a) režim zpracování AT 485°C/2000s b) režim zpracování AT 470°C/2000s.....   | 121 |
| Obr. 121 | Detail lomových ploch vzorků z oceli 42CSiCr.....  | 122 |
|          | a) režim zpracování AT 450°C/2000s b) režim zpracování AT 420°C/2000s.....   | 122 |
| Obr. 122 | Detail lomových ploch vzorků z oceli 42CSiCr.....  | 122 |
|          | a) režim zpracování AT 380°C/2000s b) režim zpracování AT 340°C/2000s.....   | 122 |
| Obr. 123 | Lomové plochy vzorků z oceli 42SiMn .....  | 123 |
|          | a) režim zpracování AT 485°C/2000s b) režim zpracování AT 470°C/2000s.....   | 123 |
| Obr. 124 | Lomové plochy vzorků z oceli 42SiMn .....  | 123 |
|          | a) režim zpracování AT 450°C/2000s b) režim zpracování AT 420°C/2000s.....   | 123 |
| Obr. 125 | Lomové plochy vzorků z oceli 42SiMn .....  | 124 |
|          | a) režim zpracování AT 380°C/2000s b) režim zpracování AT 340°C/2000s.....   | 124 |
| Obr. 126 | Detail lomových ploch vzorků z oceli 42SiMn.....   | 124 |
|          | a) režim zpracování AT 485°C/2000s b) režim zpracování AT 470°C/2000s.....   | 124 |
| Obr. 127 | Detail lomových ploch vzorků z oceli 42SiMn.....   | 125 |
|          | a) režim zpracování AT 450°C/2000s b) režim zpracování AT 420°C/2000s.....   | 125 |
| Obr. 128 | Detail lomových ploch vzorků z oceli 42SiMn.....   | 125 |
|          | a) režim zpracování AT 380°C/2000s b) režim zpracování AT 340°C/2000s.....   | 125 |
| Obr. 129 | Schématické znázornění nukleace a růstu bainitu při austemperingu .....  | 126 |
| Obr. 130 | Jehlice bainitického feritu obklopené lačkovým marentzitem – ocel 42SiCr.....  | 127 |
| Obr. 131 | Teoretický obsah uhlíku v netransformovaném austenitu v závislosti na podílu bainitu ve struktuře – navrhovaný model.....  | 128 |
| Obr. 132 | Porovnání maximálních hodnot obsahu uhlíku v netransformovaném (NA) austenitu v závislosti na teplotě izotermického zpracování – navrhovaný model a model dle [137,138,139]..... | 129 |
| Obr. 133 | Porovnání hodnot podílu bainitu ve struktuře experimentálně změřených a teoreticky vypočtených na základě modelu [137] .....   | 129 |
| Obr. 134 | Závislost velikosti mřížkového parametru zbytkového austenitu na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr .....  | 130 |
| Obr. 135 | Schématické znázornění polohy teplotně-koncentračních křivek $T_{Bs}$ a $A_{e3}$ v metastabilním diagramu Fe-Fe <sub>3</sub> C.....  | 132 |

|          |   |     |
|----------|---|-----|
| Obr. 136 | Grafické srovnání obsahu uhlíku v netransformovaném (zbytkovém) austenitu v závislosti na podílu bainitu ve struktuře - porovnání navrhovaného modelu s výsledky kalkulací provedených s využitím rentgenové difrakce ..... | 133 |
| Obr. 137 | Grafické srovnání maximálního dosažitelného obsahu uhlíku v netransformovaném (NA) austenitu – porovnání navrhovaného modelu s výsledky kalkulací provedených s využitím rentgenové difrakce .....                          | 133 |
| Obr. 138 | Srovnání maximálních hodnot obsahu uhlíku v netransformovaném (NA) austenitu v závislosti na teplotě izotermického zpracování .....   | 134 |
| Obr. 139 | Prognóza maximálních dosažitelných hodnot podílu bainitu ve struktuře v závislosti na teplotě izotermického zpracování .....  | 134 |
| Obr. 140 | Srovnání velikostí mřížkového parametru zbytkového austenitu s ohledem na teplotu izotermického zpracování – oceli 42SiCr a 42SiMn.....   | 136 |
| Obr. 141 | Grafické srovnání obsahu uhlíku ve zbytkovém austenitu v závislosti na podílu bainitu ve struktuře - porovnání navrhovaného modelu s výsledky kalkulací provedených s využitím rentgenové difrakce .....                    | 137 |
| Obr. 142 | Grafické srovnání maximálního dosažitelného obsahu uhlíku ve zbytkovém austenitu – porovnání navrhovaného modelu s výsledky kalkulací provedených s využitím rentgenové difrakce.....                                       | 137 |
| Obr. 143 | Mikrostruktura oceli 42MoCr4 – vtsupní stav – popuštěný martenzit.....  | 147 |
| Obr. 144 | Mikrostruktura oceli 42SiCr – vtsupní stav – ferit - perlit .....   | 147 |
| Obr. 145 | Mikrostruktura oceli 42SiMn – vtsupní stav – ferit - perlit .....   | 148 |
| Obr. 146 | Tvar zkušební vzorku použitého pro tepelné zpracování na termo-mechanickém simulátoru .....   | 148 |
| Obr. 147 | Tvar zkušební vzorku pro statickou zkoušku tahem .....  | 148 |
| Obr. 148 | IRA diagram oceli 42SiCr .....  | 149 |
| Obr. 149 | ARA diagram oceli 42SiCr .....  | 149 |
| Obr. 150 | TTA diagram oceli 42SiCr.....   | 150 |
| Obr. 151 | IRA diagram oceli 42CrMo4 .....   | 151 |
| Obr. 152 | ARA diagram oceli 42CrMo4 .....   | 151 |
| Obr. 153 | TTA diagram oceli 42CrMo4.....  | 152 |
| Obr. 154 | IRA diagram oceli 42SiMn .....  | 153 |
| Obr. 155 | ARA diagram oceli 42SiMn .....  | 153 |
| Obr. 156 | TTA diagram oceli 42SiMn.....   | 154 |
| Obr. 157 | Detailní průběh délkových změn při izotermickém zpracování austemperovaného vzorku AT 470°C/2000s – ocel 42SiMn .....   | 155 |
| Obr. 158 | Detailní průběh délkových změn při izotermickém zpracování austemperovaného vzorku AT 450°C/2000s – ocel 42SiMn .....   | 155 |
| Obr. 159 | Detailní průběh délkových změn při izotermickém zpracování austemperovaného vzorku AT 420°C/2000s – ocel 42SiMn .....   | 156 |
| Obr. 160 | Detailní průběh délkových změn při izotermickém zpracování austemperovaného vzorku AT 380°C/2000s – ocel 42SiMn .....   | 156 |
| Obr. 161 | Detailní průběh délkových změn při izotermickém zpracování austemperovaného vzorku AT 340°C/2000s – ocel 42SiMn .....   | 157 |
| Obr. 162 | EDS liniové analýzy chemického složení – ocel 42SiCr .....  | 158 |
| Obr. 163 | EDS liniové analýzy chemického složení – ocel 42SiMn.....   | 158 |
| Obr. 164 | Grafický záznam délkových změn v závislosti na okamžité teplotě zakalení – určení teploty $M_s$ - ocel 42CrMo4.....   | 159 |
| Obr. 165 | Grafický záznam délkových změn v závislosti na okamžité teplotě zakalení – určení teploty $M_s$ - ocel 42SiCr .....   | 159 |
| Obr. 166 | Grafický záznam délkových změn v závislosti na okamžité teplotě zakalení – určení teploty $M_s$ - ocel 42SiMn .....   | 160 |

Obr. 167 Grafická závislost mřížkového parametru austenitu na obsahu uhlíku ..... 160

## Seznam tabulek

|         |  |     |
|---------|--|-----|
| Tab. 1  | Základní druhy ocelí používaných pro výrobu automobilů.....  | 24  |
| Tab. 2  | Příklady jakostních tříd DP ocelí a jejich použití.....  | 24  |
| Tab. 3  | Příklady jakostních tříd TRIP ocelí a jejich použití.....  | 26  |
| Tab. 4  | Příklady jakostních tříd CP ocelí a jejich použití.....  | 28  |
| Tab. 5  | Příklady jakostních tříd TWIP ocelí a jejich použití.....  | 28  |
| Tab. 6  | Příklady jakostních tříd MS ocelí a jejich použití.....  | 29  |
| Tab. 7  | Příklady jakostních tříd HF ocelí a jejich použití.....  | 30  |
| Tab. 8  | Příklady jakostních tříd HF ocelí a jejich použití.....  | 30  |
| Tab. 9  | Chemické složení použitých experimentálních ocelí .....  | 60  |
| Tab. 10 | Porovnání časů potřebných pro rozpad austenitu na bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování .....                                    | 70  |
| Tab. 11 | Podíl bainitu ve struktuře austemperovaných vzorků z oceli 42SiCr v závislosti na teplotě izotermického zpracování .....                           | 81  |
| Tab. 12 | Podíl zbytkového austenitu ve struktuře austemperovaných vzorků z oceli 42SiCr v závislosti na teplotě izotermického zpracování .....              | 88  |
| Tab. 13 | Porovnání časů potřebných pro rozpad austenitu na bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování .....                                    | 95  |
| Tab. 14 | Podíl zbytkového austenitu ve struktuře austemperovaných vzorků z oceli 42SiMn v závislosti na teplotě izotermického zpracování .....              | 106 |
| Tab. 15 | Hodnoty meze pevnosti $R_m$ austemperovaných vzorků z ocelí 42CrMo4, 42SiCr a 42SiMn v závislosti na teplotě izotermického zpracování .....        | 109 |
| Tab. 16 | Hodnoty meze kluzu $R_e$ austemperovaných vzorků z ocelí 42CrMo4, 42SiCr a 42SiMn v závislosti na teplotě izotermického zpracování .....           | 111 |
| Tab. 17 | Hodnoty celkové tažnosti $A_{5mm}$ austemperovaných vzorků z ocelí 42CrMo4, 42SiCr a 42SiMn v závislosti na teplotě izotermického zpracování ..... | 111 |
| Tab. 18 | Výše teploty $T_{Bs}$ v závislosti na podílu bainitu ve struktuře .....  | 128 |
| Tab. 19 | Hodnoty mřížkového parametru zbytkového austenitu v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr .....                             | 131 |
| Tab. 20 | Porovnání obsahů uhlíku ve zbytkovém austenitu určených na základě rentgenové difrakce, modelu [137] a navrhovaného modelu – ocel 42SiCr.....      | 131 |
| Tab. 21 | Výše teploty $T_{Bs}$ v závislosti na podílu bainitu ve struktuře – oceli 42SiCr, 42SiMn .....   | 135 |
| Tab. 22 | Hodnoty mřížkového parametru zbytkového austenitu.....   | 135 |
| Tab. 23 | Porovnání obsahů uhlíku ve zbytkovém austenitu určených na základě rentgenové difrakce, modelu [137, 138] a navrhovaného modelu – ocel 42SiMn..... | 136 |

## Seznam použitých zkratk a symbolů

|            |   |
|------------|---|
| AHSS       | moderní vysokopevné oceli   |
| UHSS       | ultra vysokopevné oceli   |
| CP oceli   | komplexní fázové oceli  |
| DP oceli   | dvoufázové oceli  |
| MS oceli   | martenzitické oceli   |
| HF oceli   | oceli zatepla tvářené v zápustce  |
| TRIP oceli | oceli s transformačně indukovanou plasticitou   |
| TWIP oceli | oceli s dvojčatově indukovanou plasticitou  |
| $M_s$      | teplota martenzit start [°C]  |
| $M_f$      | teplota martenzit finish [°C]   |
| $T_Q$      | teplota kalení  |
| $T_P$      | teplota přerozdělení  |
| Q-P proces | proces kalení a přerozdělení  |
| SEM        | řádkovací elektronová mikroskopie   |
| TEM        | transmisní elektronová mikroskopie  |
| A          | austenit  |
| ATF        | alotriomorfní ferit   |
| AF         | acikulární ferit  |
| WF         | Widmanstättenův ferit   |
| IF         | idiomorfní ferit  |
| P          | perlit  |
| B          | bainit  |
| M          | martenzit   |
| ZA         | zbytkový austenit – austenit přítomný ve struktuře po finálním ochlazení z definované teploty zpracování          |
| NA         | netransformovaný austenit – austenit, který je v koexistenci s bainitickým feritem ve fázi izotermické zpracování |
| $A_{5mm}$  | celková tažnost určená na mini-tahových zkouškách s aktivní částí 5 mm [%]  |
| HV         | tvrdost dle Vickerse [-]  |
| $R_m$      | mez pevnosti v tahu [MPa]   |
| $R_e$      | mez kluzu v tahu [MPa]  |
| S (zA)     | stabilita zbytkového austenitu  |
| C (zA)     | obsah uhlíku ve zbytkovém austenitu   |

## ÚVOD

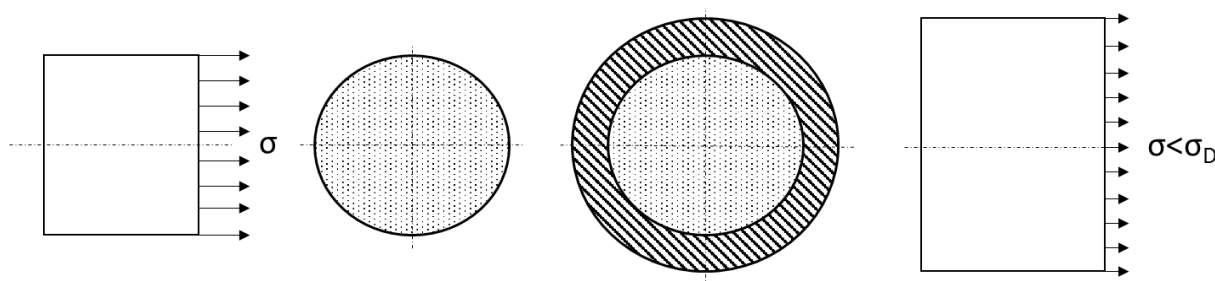
Vývoj materiálových konceptů, technologií výroby a zpracování v automobilovém průmyslu úzce souvisí s potřebami a trendy globálního trhu. Velký důraz je kladen zejména na bezpečnostní, ekonomické a ekologické aspekty provozu a výroby automobilů, jenž jsou bedlivě sledovány nesčítelným množstvím kontrolních orgánů a to jak na úrovni samotných výrobních podniků, tak na úrovni státních organizací, či úrovni globálního charakteru. Právě plnění předepsaných norem tvoří základní okrajové podmínky pro výzkum, vývoj a výrobu automobilů. Splnění těchto okrajových podmínek však není jedinou podmínkou pro úspěšné setrvání výrobních podniků na trhu. Nutným předpokladem se stává přidání určité užitné hodnoty konečným produktům. Z pohledu výrobců je tak nutné vytvářet ucelené a vyvážené koncepty, které kombinují vysokou bezpečnost, nízkou spotřebu, nízkou ekologickou zátěž, cenovou dostupnost, vysoký stupeň přidané hodnoty v podobě nevšedních tvarů, designu atd. Kombinace těchto faktorů však musí být dosažitelná reálnými, cenově a technologicky dostupnými metodami výroby, které nadměrně nezatěžují životní prostředí.

Z materiálového hlediska je nezbytné zabývat se otázkou vzájemné provázanosti mezi materiálem a jeho vlastnostmi – technologií jeho zpracování – použití pro konkrétní díl, či konstrukci. Právě poslední z této trojice – použití pro určitou aplikaci definuje základní parametry, které musí být s ohledem na konstrukci současných typů automobilů dosaženy, aby byly splněny konkrétní požadavky spojené s bezpečností, spolehlivostí, ekologií, technologií konstrukce. Na základě znalostí uvedených parametrů je následně možno dle potřebných druhů užitných vlastností zvolit vhodný materiál, jenž je zpracován dle možností a požadavků na pevnostní a deformační charakteristiky a požadavků na způsob konstrukce a způsob spojování jednotlivých dílů v celek.

# 1 Základní materiálové aspekty sledované v automobilovém průmyslu

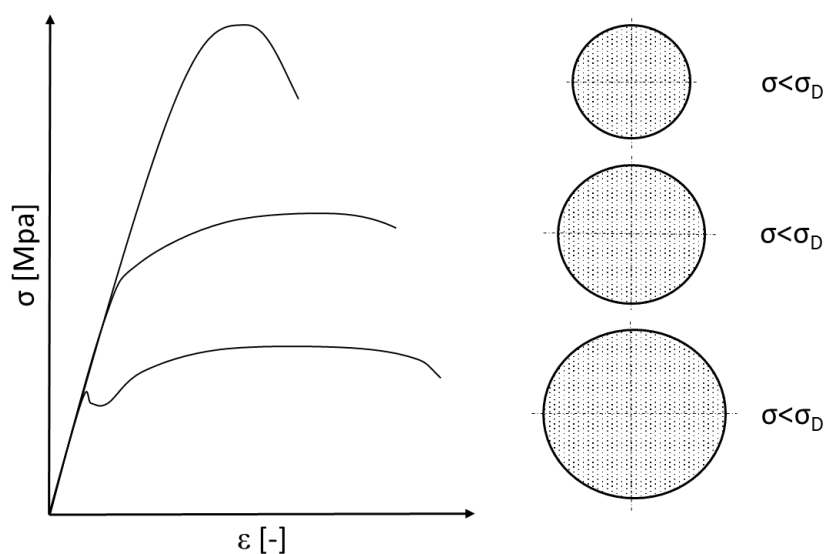
## 1.1 Bezpečnost

Bezpečnost představuje základní faktor, který je sledován koncovými uživateli, kteří v konečném důsledku rozhodují o úspěchu či neúspěchu toho kterého konceptu. Z konstrukčního hlediska lze k problematice bezpečnosti v prvním přiblížení přistupovat dvěma základními způsoby, které v základu využívají principu vzájemného vztahu mezi statickým zatížením a jeho účinky na sledované konstrukce [1]. První metoda využívá pro dosažení požadované bezpečnosti úpravu průřezu sledované části, nebo konstrukce, tak aby vnitřní napětí vyvolané vnějším zatížením nepřekonalo předepsanou dovolenou mez, která je reprezentována mezí kluzu či mezí pevnosti konkrétního materiálu (Obr. 1).



Obr. 1 Princip navrhování součástí metodou redukce napětí

Druhá metoda je založena na principu, kdy průřez součásti nebo konstrukce zůstává neměnný, nebo je zmenšován, přičemž pro konstrukční účely je použit materiál, jehož pevnostní a deformační charakteristiky nebudou vnějším zatížením překročeny (Obr. 2).

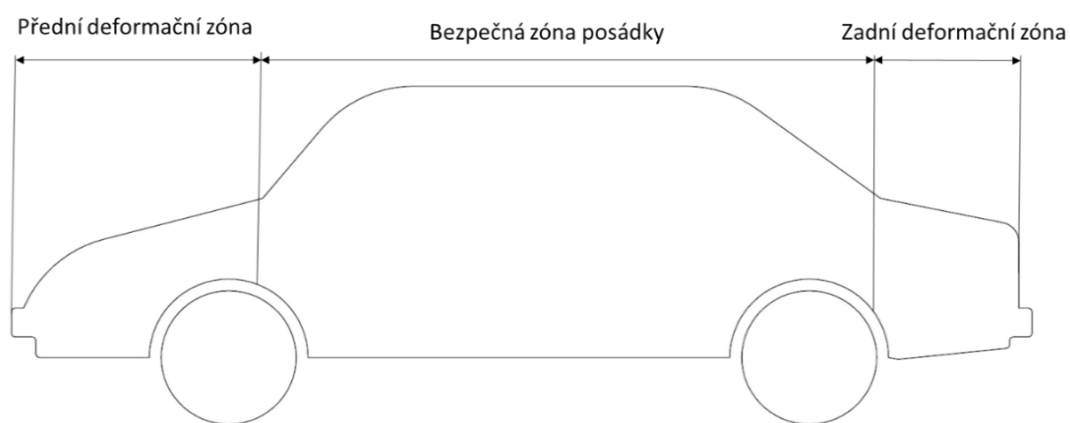


Obr. 2 Princip navrhování součástí metodou redukce průřezu

S ohledem na stále se zpřísňující normy na hmotnost, spotřebu paliva, množství uvolněných emisí je často používána druhá z uvedených metod [2]. Tento přístup však

představuje pouze základní nástroj pro výběr materiálu, neboť využívá staticky působících vnějších účinků na konkrétní díly a materiál. Vzhledem k otázce bezpečnosti je však nutné sledovat chování konstrukčních prvků z hlediska dynamického zatěžování, které představuje výrazně vyšší riziko poškození konstrukce a úrazu posádky automobilů. Důvodem je samotná podstata dynamického namáhání, které v materiálu vyvolává odlišné napětově-deformační stavy, než je tomu u statického zatěžování.

Z hlediska bezpečnosti lze každý automobil rozdělit na několik částí, z nichž každá plní odlišnou úlohu (Obr. 3). Bezpečná zóna automobilu má za úkol ochránit posádku při statickém zatížení a dynamickém nárazu [3].



Obr. 3 Rozdělení zón moderních karosérií z hlediska bezpečnostních a deformačních vlastností

Z obecného hlediska nesmí v této části vozu dojít k výrazné deformaci konstrukčních prvků, která by jakkoli mohla zapříčinit zranění cestujících. Deformační zóny automobilu jsou naopak navrhovány tak, aby pohltily maximální možné množství nárazové energie, která je přeměněna na práci plastického přetvoření prostoru mimo blízké okolí posádky.

Zmenšování tloušťky a odlehčování funkčních dílů při použití ocelí s vyššími pevnostmi je zárukou snížení celkové hmotnosti, avšak často znamená problémy se ztrátou tuhosti. Tím může být snížena bezpečnost, odolnost proti vzniku vibrací atd.. Tuhost jako materiálová charakteristika je závislá na modulu pružnosti a konkrétním průřezu součástí. Významnou roli zde sehrává tvar průřezu, který udává a definuje moduly setrvačnosti k jednotlivým osám průřezu.

## 1.2 Náklady na výrobu a provoz

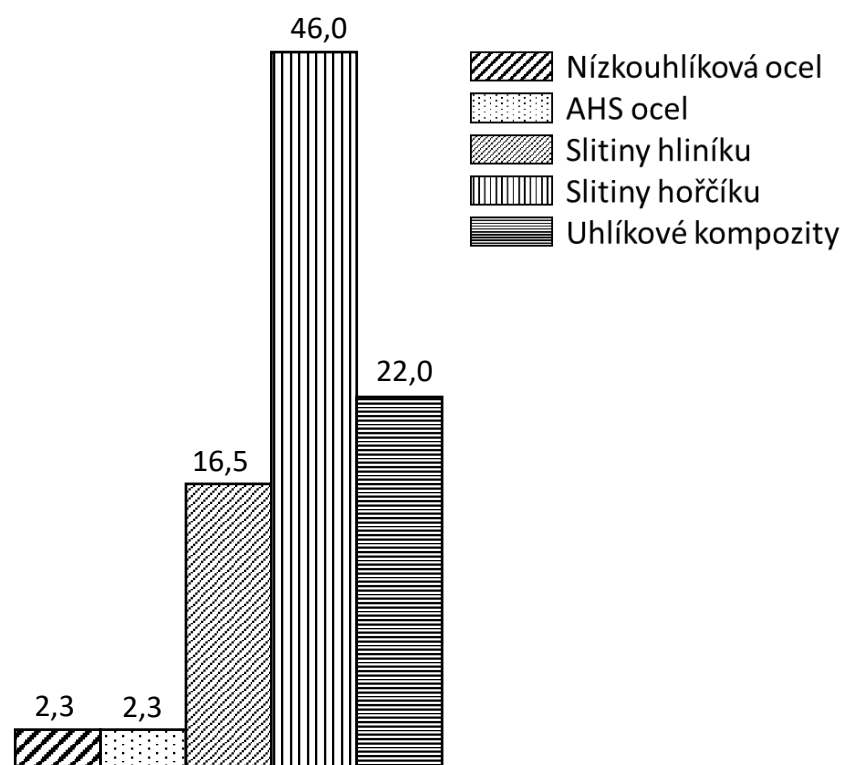
Výše nákladů na výrobu, jenž v konečném důsledku determinuje konečnou cenu automobilů, společně s náklady na provoz, jsou ve většině případů druhým nejsledovanějším parametrem po bezpečnosti. V tomto ohledu je snahou výrobců snižovat uvedené náklady tak, aby byla výsledná cena pořizovaného vozu a jeho provozu pokud možno co nejvíce uživatelsky přívětivá, a to vše při zachování vysokého stupně bezpečnosti [3]. Z materiálového hlediska je uvedeného možno dosáhnout použitím materiálů, které budou disponovat vynikajícími vlastnostmi, jenž jednak zajistí ochranu uživatelů při statickém a dynamickém zatěžování, jednak umožní výrobu tenčích a odlehčených dílů a součástí. Z toho



důvodu je pozornost globálního automobilového průmyslu věnována neustálému vývoji nových typů ocelí a jejich zpracování.

### 1.3 Ekologie a ochrana životního prostředí

Hrozba globálního oteplování vedla v posledních desetiletích k vytvoření směrnic a limitů pro produkci skleníkových plynů – zejména CO<sub>2</sub>, které jsou přísně kontrolovány a sledovány na globální úrovni [3]. K produkci CO<sub>2</sub> v kontextu s automobilovým průmyslem dochází jednak při provozu v důsledku spalování pohonných hmot, jednak při výrobě v hutnických, ocelářských závodech, závodech tepelného zpracování a dalších.



Obr. 4 Množství CO<sub>2</sub> vyprodukovaného při primární výrobě jednotlivých druhů materiálů používaných v automobilovém průmyslu [kg CO<sub>2</sub>/kg materiálu]

Z obecného hlediska je množství emisí spojených s provozem automobilů dáno použitím spalovacích agregátů a jejich provozními charakteristikami. Tyto charakteristiky se odvíjejí zejména od přepravované hmoty a musí být navrženy pro zajištění dostatečné mobility a akcelerace. Jedná se zejména o zdvihový objem, výkon a točivý moment, které však výraznou měrou ovlivňují rovněž produkci emisí. S ohledem na uvedené je proto snahou výrobců snižovat hmotnost automobilů na co nejnižší možnou mez, aby bylo možno použít úspornějších a ekologicky přijatelnějších pohonných agregátů. Snižování hmotnosti lze provést úpravou průřezu jednotlivých součástí a dílů při použití ocelí s vyšší pevností /a nebo použitím kovů a materiálů s nízkou měrnou hmotností – slitin hliníku, hořčíku, titanu, uhlíkových vláken či kompozitů [4]. V případě použití těchto materiálů lze efektivně snížit

hmotu automobilů, a tedy i produkci CO<sub>2</sub>, na straně druhé velké množství CO<sub>2</sub> vzniká při jejich výrobě (Obr. 4). Z tohoto pohledu je nutno provádět volbu použití konstrukčních materiálů velmi pečlivě a navrhované koncepty detailně optimalizovat.

## 2 Kovové materiály v automobilovém průmyslu

V současné době jsou nepoužívanějšími materiály na stavbu automobilů ocel, slitiny hliníku, hořčíku. Z procentuálního hlediska patří nejvyšší podílové zastoupení oceli, a to díky vysoké variabilitě mechanických vlastností a metod zpracování, při relativně nízkých nákladech na výrobu a relativně nízké zátěži na životní prostředí z pohledu produkce CO<sub>2</sub> a dalších skleníkových plynů vzniklých při výrobě. Z tohoto důvodu budou v dalším textu popisovány a uvažovány v převážné míře pouze ocelové konstrukční materiály.

Konstrukci automobilů lze zjednodušeně rozdělit na konstrukci karoserie, konstrukci pohonných a podvozkových systémů [6]. Každé z těchto odvětví využívá jiné koncepty ocelí a jejich zpracování, které by však v konečném výsledku měly vést v optimalizovaný a funkční celek.

### 2.1 Konstrukce karoserií

Z pohledu inženýrské praxe je pro karosářské konstrukce a jejich vývoj nutné brát v úvahu vzájemný vztah mezi materiálem a jeho vlastnostmi – technologií – konstrukcí. Materiál - ocel pro konstrukci musí být dostatečně tvářitelný, tuhý, pevný, odolný vůči rázovému zatěžování, teplotně a rozměrově stabilní [7]. Z konstrukčního hlediska je nutno brát na zřetel zejména zajištění optimálních průřezových charakteristik ve vztahu k vnějšímu zatížení či s ohledem na vzájemné uspořádání (statickou určitost) atd. Technologickou podmínkou vytvoření spolehlivé a bezpečné konstrukce zde představuje možnost spojování jednotlivých dílů pomocí jednoduchých, nenákladných a efektivních metod. Z tohoto důvodu musí karosářské oceli obsahovat predepsané množství uhlíku, legujících a doprovodných prvků.

- Ultra vysokopevné oceli
- Extra vysokopevné oceli
- Velmi vysokopevné oceli
- Vysokopevné oceli
- Oceli běžné pevnosti
- Slitiny hliníku
- Slitiny hořčíku



Obr. 5 Použití jednotlivých druhů ocelí a neželezných slitin při výrobě automobilové karoserie [5]

Jak již bylo uvedeno výše, automobilová karosérie se skládá ze tří základních skupin: přední deformační zóny, bezpečné zóny posádky, zadní deformační zóny. Tyto zóny se vzájemně liší svou funkcí, a tedy i použitým druhem ocelí, z nichž jsou vyrobeny. V současné době existuje přibližně 8 typů ocelí, které jsou aktivně využívány pro stavbu karosérií automobilů (Obr. 5, Tab.1) [6],[7],[8].

| Oceli pro přední a zadní deformační zónu              | Oceli pro bezpečnou zónu posádky              |
|---|---|
| Více – fázové oceli (Multiphase Steels)               | MS Martenzitické oceli (Martensitic Steels)   |
| DP oceli (Dual-Phase Steels)                          | HF oceli (Hot Formed Steels)                  |
| CP oceli (Complex-Phase Steels)                       | DP oceli (Dualphase Steels >1000 MPa)         |
| TRIP oceli (Transformation Inducet Plasticity Steels) | HSLA oceli (High Strength Low Alloyed Steels) |
| TWIP oceli (Twinning Inducet Plasticity Steels)       |   |

Tab. 1 Základní druhy ocelí používaných pro výrobu automobilů

### 2.1.1 Oceli pro přední a zadní deformační zónu

Přední a zadní deformační zóna jsou navrhovány tak, aby pohltily co největší energii nárazu v případě nehody automobilu tak, aby se tato energie neuvolnila v podobě deformace konstrukce v okolí posádky vozu. Z tohoto důvodu musí použité oceli dosahovat potřebné kombinace vysoké pevnosti, houževnatosti a tvařitelnosti a to jak za statických, tak dynamických podmínek namáhání, za běžných i snížených teplot.

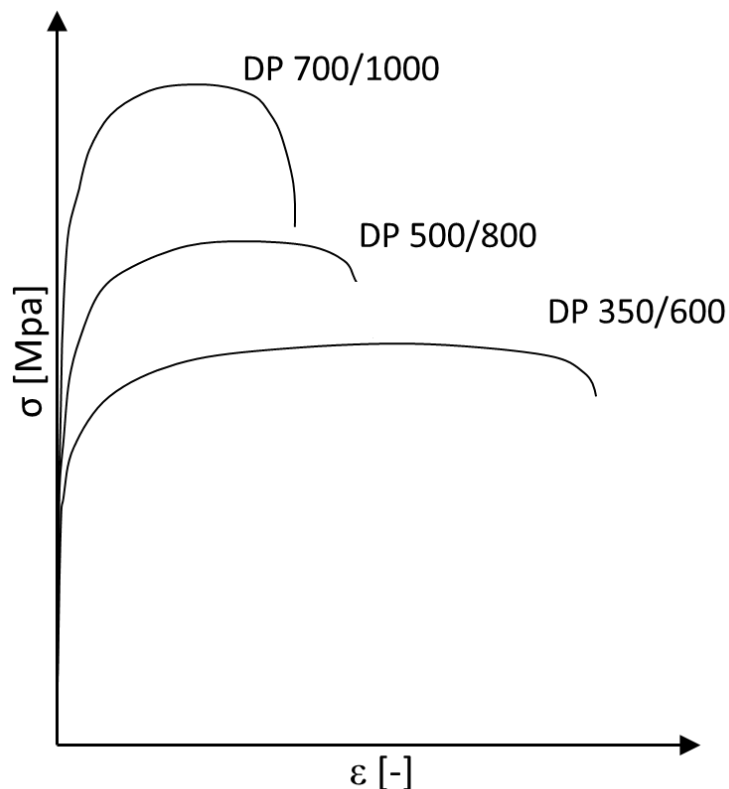
#### 2.1.1.1 Dvoufázové oceli DP

DP (Dual-Phase) oceli představují základní druh ocelí pro karosářské konstrukce. Z materiálového hlediska se jedná o nízkolegované oceli s obsahem uhlíku v rozmezí 0,05-0,2 %, křemíku 0,2 – 2 %, manganu 0,5-1,5 % hmotnostních se zaručenou svařitelností. Jsou vyráběny v definovaných jakostních stupních nejčastěji rozlišovaných dle pevnostních tříd, pro deformační zóny s pevností nižší než 1000 MPa [9],[10],[11],[12] (Tab.2).

| Označení oceli DP R <sub>e</sub> /R <sub>m</sub> | Použití oceli                       |
|--|-------------------------------------|
| DP 350/600                                       | Podlahové díly, kapoty              |
| DP 500/800                                       | Zadní příčky a deformační výztuže   |
| DP 600/980                                       | Přední rám podvozku, uložení motoru |

Tab. 2 Příklad jakostních tříd DP ocelí a jejich použití

Mikrostruktura těchto ocelí je tvořena matricí pro-eutektoidního feritu, která je vyplněna určitým podílem martenzitické fáze. Ferit zde sehrává úlohu složky, která zajišťuje plastické vlastnosti [13],[14],[15]. Naopak martenzit sehrává roli „výztuže“, která ovlivňuje pevnostní charakteristiky. Výsledné mechanické vlastnosti jsou závislé na vzájemném objemovém podílu uvedených fází.



Obr. 6 Porovnání tahových diagramů DP ocelí s různými hodnotami poměru  $R_m/R_e$

Feritická složka těchto ocelí vzniká v důsledku řízeného ochlazování z válcovací teploty austenitu, nebo inter-kritickým žháním ve dvoufázové oblasti feritu a austenitu po válcování. Martenzitická složka následně vzniká vlivem transformace zbylého austenitu ve fázi kalení [16],[17]. Ve všech případech postupů zpracování je nutné znát detailní průběh fázových transformací v závislosti na chemickém složení a stupni deformace tak, aby ve struktuře po vytvoření feritické složky nevznikal ze zbylého austenitu perlit. V tomto případě by došlo k částečnému nebo úplnému vyčerpání austenitické fáze a nebylo by možno využít plného potenciálu martenzitické složky pro zpevnění oceli [20],[21],[22]. Z tohoto důvodu je nutné provádět návrh chemického složení těchto ocelí obezřetně s ohledem na dosažení optimálních výsledků při termomechanickém zpracování a rovněž s ohledem na výši uhlíkového ekvivalentu, jenž sehrává důležitou roli při svařování [23],[24].

Mechanické vlastnosti DP ocelí jsou závislé jednak na chemickém složení, jednak na vzájemném podílu feritu a martenzitu ve struktuře. Uhlík jako základní přísadový prvek zvyšuje pevnostní charakteristiky martenzitické složky, posouvá časy fázových transformací směrem k delším časům. Pro zvýšení pevnosti těchto ocelí je možno přidat prvky jako chrom, vanad, nikl, molybden. Křemík působí příznivě na substituční zpevnění feritu [25],[26],[27],[28].

Plasticita těchto ocelí vzrůstá s narůstajícím podílem feritu ve struktuře. Nárůst plasticity je však spojen s poklesem pevnosti (Obr. 6). Naopak s narůstajícím podílem martenzitu vzrůstá pevnost na úkor tvárnosti.

### 2.1.1.2 Oceli s transformačně indukovanou plasticitou (TRIP)

TRIP (Transformation Induced Plasticity) oceli jsou nízko legované oceli s obsahem uhlíku v rozmezí 0,15 – 0,25 %, křemíku max. 2 %, manganu max. 2 % hmotnostních. Produkce TRIP ocelí je obdobně jako u ocelí DP charakteristická jakostní třídou pevnosti, jenž udává vhodnost oceli pro konkrétní karosářské použití [29],[30],[31] (Tab. 3).

| Označení oceli TRIP $R_e/R_m$ | Použití oceli                 |
|-------------------------------|-------------------------------|
| TRIP 350/600                  | Rámové výztuže                |
| TRIP 400/700                  | Boční lišty, deformační členy |
| TRIP 450/800                  | Kapoty                        |
| TRIP 600/980                  | Nosné části uchycení motoru   |

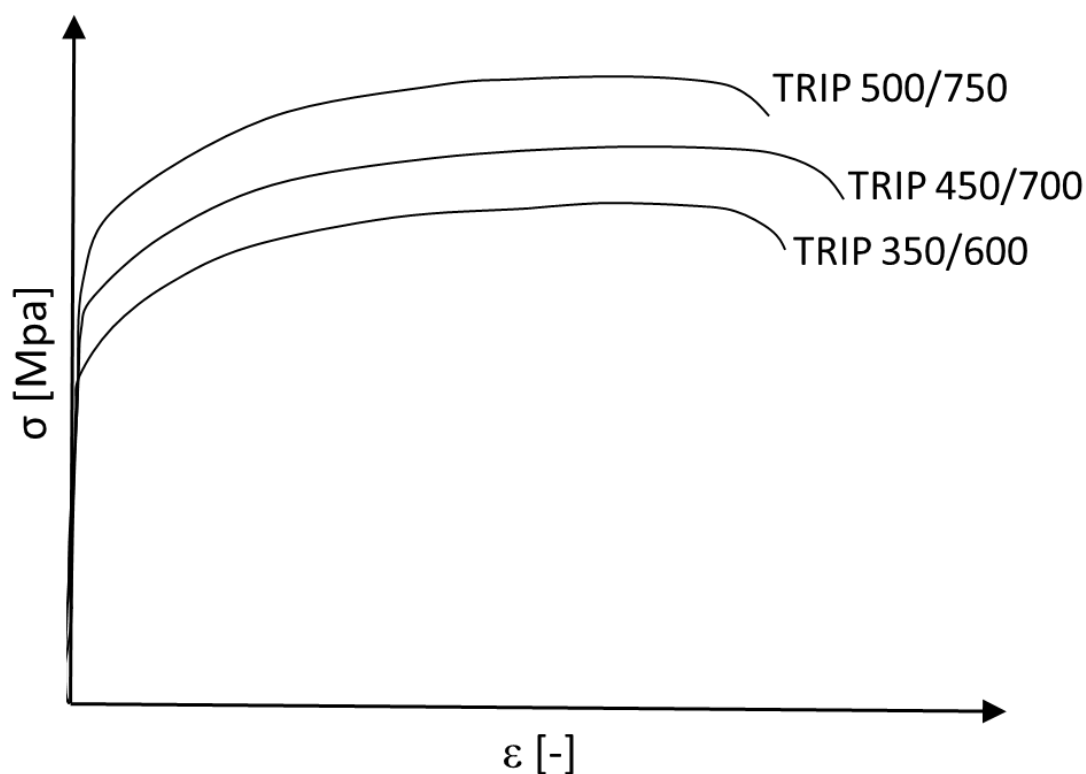
Tab. 3 Příklad jakostních tříd TRIP ocelí a jejich použití

Fázové složení TRIP ocelí je tvořeno feritickou maticí s disperzně rozptýlenými ostrůvky zbytkového austenitu, bainitu anebo martenzitu, přičemž minimální podíl zbytkového austenitu činí 5% objemových. Z hlediska napětově – deformačního chování plní ferit a zbytkový austenit funkci plastické složky, jenž je příčinou vysoké tvárnosti těchto ocelí (Obr. 7). Bainitická anebo martenzitická fáze obdobně jako v případě DP ocelí plní funkci složky ovlivňující pevnost [32],[33],[34].

Feritická matrice ve většině případů vzniká při kontinuálním ochlazení z teploty válcování na teplotu izotermického žhání na bainit, při které se část netransformovaného austenitu rozpadá na strukturu bainitického typu, část transformuje na martenzit ve fázi závěrečném kalení a část zůstává ve struktuře zachována v podobě zbytkového austenitu [35],[36]. Aby bylo dosaženo optimálního podílu uvedených fází, musí být chemické složení TRIP ocelí pečlivě zvoleno s ohledem na termodynamiku a kinetiku fázových přeměn austenitu při kontinuálním ochlazení a izotermickém zpracování. Podstatnou přísadou těchto se tak stává zejména křemík, hliník, mangan a uhlík. Uhlík a mangan sehrávají významnou roli pro stabilizaci zbytkového austenitu při ochlazení ocelí z válcovací teploty, a to zejména ve fázi závěrečného kalení. Křemík a hliník výrazně omezují precipitaci karbidů při izotermickém rozpadu austenitu na bainit [37],[38]. Vzhledem k tomu, že uhlík při tvorbě bainitu tvoří karbidy pouze v omezené míře, může být jeho převážný podíl uvolněný v důsledku rozdílné rozpustnosti mezi původním austenitem a vznikajícím feritickým bainitem využit pro stabilizaci zbytkového austenitu.

Podstatou použití TRIP ocelí je efekt známý pod pojmem transformačně indukovaná plasticita, jehož původem jsou mikrostrukturní změny při působení vnějšího zatížení. Podstatou toho efektu je deformační zpevňování oceli během zatěžování v oblasti plastické deformace v důsledku transformace zbytkového austenitu na martenzit. Deformační energie

přiváděná do materiálu se tak z části spotřebovává na fázovou přeměnu. Vzniklý martenzit následně vytvrzuje feritickou matici. Díky těmto pochodům dochází postupnému nárůstu deformačního zpevnění, které oproti DP ocelím eskaluje při vyšších hodnotách deformace [39]. Míra vnějšího zatížení, která vyvolá uvedený efekt, je závislá na stabilitě zbytkového austenitu ve struktuře. Tato je zejména odvislá od obsahu austenitotvorných prvků v oceli, přičemž nejvýznamnějším je uhlík. V závislosti na jeho obsahu může dojít k transformaci zbytkového austenitu na martenzit již během formování dílů zastudena, nebo pokud je obsah uhlíku v austenitu vyšší, může být austenit zachován ve struktuře po deformaci [40],[41]. V takové případě dohází k jeho transformaci na martenzit v případě, že je ocel vystavena velkému rázovému zatížení, například během nárazu.



Obr. 7 Porovnání tahových diagramů TRIP ocelí s různými hodnotami poměru UTS/YS

### 2.1.1.3 CP oceli

CP (Complex-Phase) oceli jsou nízkolegované oceli s obsahem uhlíku 0,1-0,25 %, křemíku 0,2-0,6 %, manganu 0,5 - 2,0 %, často s přísadou mikro-legujících prvků titanu či niobu. Pro výrobu automobilových karoserií jsou nejčastěji používány jakostní stupně pevnostních tříd CP, přičemž nejvyšší třída dosahuje maximální pevnosti 1500 MPa [42] (Tab.4).

Mikrostruktura CP ocelí je tvořena feritickou nebo bainitickou maticí s malým podílem perlitu, martenzitu. Feriticko-perliticko-martenitické CP oceli se nejčastěji vyrábí kontinuálním řízeným ochlazováním zatepla válcovaných plechů.

| Označení oceli CP $R_e/R_m$ | Použití oceli                               |
|-----------------------------|---|
| CP 500/800                  | Příčné nosníky                              |
| CP 800/1000                 | Blatníky                                    |
| CP 1000/2000                | Výztuhy a deformační členy zadní části rámu |
| CP 1050/1500                | Nárazníky                                   |

Tab. 4 Příklady jakostních tříd CP ocelí a jejich použití

#### 2.1.1.4 Oceli s dvojčatově indukovanou plasticitou (TWIP)

TWIP (Twinning Induced Plasticity) oceli jsou středně až vysokouhlíkové oceli s obsahem uhlíku do 1,5%, legované 17 – 25% manganu, s obsahem křemíku do 1,5%. V současné době je vyráběn sortiment pevnostních tříd TWIP v rozmezí 900 až 2000 MP [43],[44],[45] (Tab.5).

| Označení oceli TWIP $R_e/R_m$ | Použití oceli                               |
|-------------------------------|---|
| TWIP 500/900                  | Výztuhy a deformační členy zadní části rámu |
| TWIP 750/1000                 | Dveřní deformační členy                     |
| TWIP 1000/2000                | Dveřní deformační členy                     |

Tab. 5 Příklady jakostních tříd TWIP ocelí a jejich použití

Mikrostruktura TWIP ocelí je tvořena pouze zrný austenitu. Důvodem je vysoký obsah uhlíku a manganu a jejich vysoký stabilizační účinek na austenitickou fázi. Vlivem účinku vnějšího zatížení dochází u tohoto typu ocelí k jevu deformačního dvojčatění, při kterém vnitřní napětí v materiálu vyvolává v jednotlivých zrnech vznik mechanických dvojčat [46],[47]. Tato dvojčata se následně stávají překážkou pro pohyb dislokací, který je však nutnou podmínkou pro plastickou deformaci. K tomu, aby k mechanismu dvojčatění docházelo, je nutné, aby byly TWIP oceli legovány dostatečným množstvím uhlíku a manganu [48]. V opačném případě může být mechanismus dvojčatění nahrazen mechanismem deformačně indukované martenzitické transformace, při které vzniká velice tvrdý, avšak křehký vysokouhlíkový martenzit.

TWIP oceli se vyznačují v porovnání s výše uvedenými oceli nejvyššími hodnotami plastičnosti při porovnatelných hodnotách pevnosti. Důvodem je samotná podstata austenitické krychlové plošně středěné mřížky a jejich skluzových systémů, které jí poskytují značnou plasticitu [49].



## 2.1.2 Oceli pro bezpečnou zónu posádky

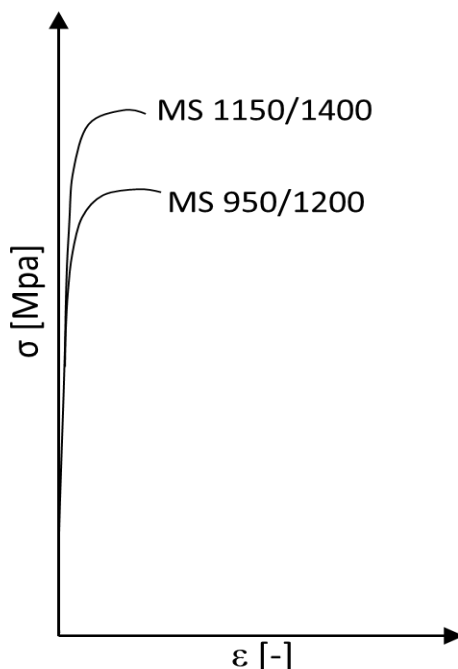
Bezpečná zóna posádky automobilu musí posádce zaručit ochranu před účinky kolize, nesmí se, pokud možno, nekontrolovaně plasticky deformovat a pokud možno nesmí dojít k lomům a ke ztrátě soudržnosti. Pro výrobu této zóny se proto používají vysoko-pevné oceli s vysokou hodnotou meze kluzu.

### 2.1.2.1 Martenzitické oceli MS

MS (Martensitic Steels) oceli se vyznačují obsahem uhlíku do 0,2 % hmotnostních. S ohledem na konkrétní využití mohou být legovány křemíkem, manganem, chromem, vanadem, niklem, bórem v množství potřebném pro dosažení optimálních pevnostních a deformačních charakteristik (Tab. 6).

| Označení oceli MS $R_e/R_m$ | Použití oceli          |
|-----------------------------|------------------------|
| MS 950/2000                 | Příčnice, výztuže rámu |
| MS 1150/1400                | Boční dveřní výztuže   |
| MS 1250/1500                | Boční výztuže rámu     |

Tab. 6 Příklady jakostních tříd MS ocelí a jejich použití



Obr. 8 Porovnání tahových diagramů MS ocelí různých pevnostních tříd

Konvenčně používané martenzitické oceli jsou tvořeny převážně martenzitickou mikrostrukturou, jejíž součástí může být určitý podíl feritu, či bainitu. Vyrábějí se kalením zatepla tvářených plechů nebo plechů zatepla tvářených a následně normalizačně žíhaných, které se po zakalení popouštějí na požadovanou pevnost a tažnost (Obr. 8).

Martenzitické oceli vykazují společně se zatepla tvářenými oceli HF (Hot-Formed) za všech karosářských ocelí nejvyšší pevnostní hodnoty. Tento benefit je však vyvažován poměrně nízkými hodnotami tažnosti. Z toho důvodu je požadovaný tvar vytvářen před samotným kalením a popuštěním.

### 2.1.2.2 Zatepla tvářené oceli HF

HF (Hot Formed) oceli se vyznačují nízkým obsahem uhlíku do 0,2% hmotnostních, manganu 0,8-2%, křemíku do 0,8% s přidavkem bóru do 0,005% hmotnostních.

| Označení oceli HF $R_e/R_m$ | Použití oceli                            |
|-----------------------------|--|
| HF 1050/1500                | A – sloupky, B – sloupky, příčné nosníky |
| HF 2000/1900                | B – sloupky, příčné nosníky              |

Tab. 7 Příklady jakostních tříd HF ocelí a jejich použití

Mikrostruktura těchto ocelí je obdobně jako v případě ocelí MS tvořena převážně martenzitickou maticí. Na rozdíl od těchto ocelí je však martenzit vyztužen precipitáty karbidu bóru, které v těchto ocelích vznikají při závěrečném popuštění. HF oceli se nejčastěji zpracovávají formováním plechů zatepla v oblasti stabilního homogenního austenitu. Teplota tváření zatepla je závislá na konkrétním chemickém složení zpracovávané oceli. Po tváření následně dochází k zakalení. Rychlost kalení z teploty tváření na teplotu okolí musí být dostatečná na to, aby nedošlo k precipitaci karbidu bóru v průběhu ochlazování.

### 2.1.2.3 Vysoko-pevné nízkolegované HSLA oceli

HSLA (High Strength Low Alloyed) oceli jsou nízkouhlíkové oceli s obsahem uhlíku do 0,25% hmotnostních, s obsahem manganu do 2%, křemíku do 0,5%, vanadu do 0,1%, niobu do 0,1%, titanu do 0,1%. Vysoké hodnoty mechanických vlastností těchto ocelí vychází z kombinace precipitačního vytvrzení karbidy a karbo-nitridy vanadu, niobu, titanu a řízeného válcování, při kterém je redukována velikost zrna (Tab. 8).

| Označení oceli HSLA $R_e/R_m$ | Použití oceli                                 |
|-------------------------------|---|
| HSLA 300/450                  | Spodní výztuha podlahy pod předními sedačkami |
| HSLA 550/730                  | Horní výztuha střechy                         |

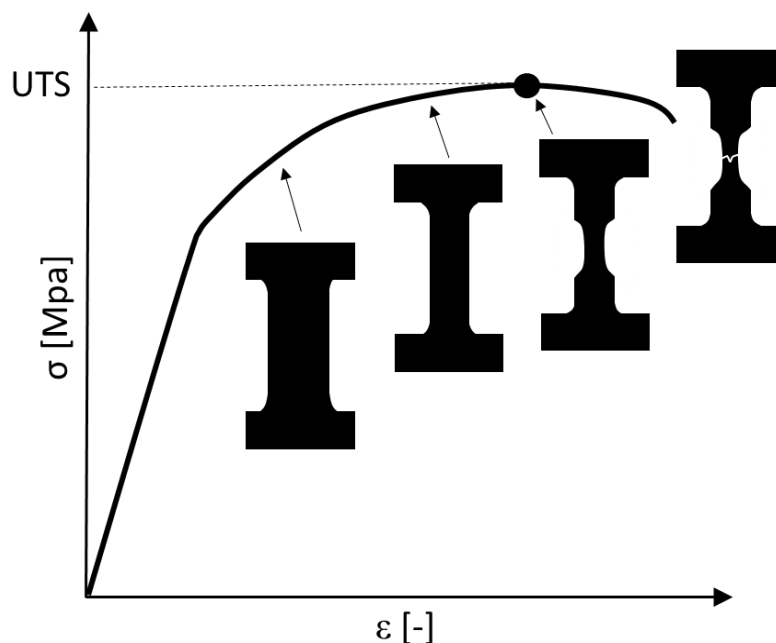
Tab. 8 Příklady jakostních tříd HF ocelí a jejich použití

Mikrostruktura HSLA ocelí se vyznačuje značnou variabilitou. Jedná se feriticko-perlitické oceli, bainitické oceli s nízkým obsahem uhlíku do 0,05%, dvoufázové feriticko-martenzitické oceli.

### 3 Metody zpracování karosářských ocelí

Karosérie automobilů jsou tvořeny v převážné míře z plechových ocelových výlisků, výtažků a tvarových trubek různých profilů, které jsou vzájemně spojeny nejčastěji pomocí tavného svařování. Tvar jednotlivých dílů je dán požadavky na deformační, tuhostní a v neposlední řadě bezpečnostní charakteristiky. Z tohoto důvodu musí být u karosářských ocelí zaručena dostatečná tvažitelnost a plasticita, aby bylo možno efektivně dosáhnout požadovaných tvarů bez ztráty soudržnosti a celistvosti jednotlivých komponent.

Z technologického hlediska dochází při tváření dílů k plastickému přetvoření a to ve všech uvedených případech tváření. Kritickými místy jsou zejména místa ohybů, kontaktů s nástroji a jejich blízkého okolí. Míra plastického přetvoření těchto oblastí je závislá na velikosti působícího zatížení. Z materiálového hlediska dochází v uvedených místech k plastické deformaci, jež je doprovázena postupným zpevňováním materiálu v místě plastické deformace [53]. Toto deformační zpevňování je zodpovědné za postupný nárůst sil, jež jsou potřebné pro dosažení požadovaného stupně deformace. Uvedený efekt, kterým se materiál brání plastické deformaci je sice z pohledu výroby karosářských dílů nevýhodný, avšak na druhé straně je zodpovědný za zachování celistvosti a lokální tloušťky tvářených míst. Důvodem je fakt, že deformační zpevňování brání vzniku lokální gradientů průřezu, které by tak působily jako místní koncentrátoři napětí. Vlivem narůstajících tvářecích sil, by tak postupně docházelo k místnímu poklesu tloušťky až do okamžiku, kdy by byla dosažena kritická hodnota přetvoření, v jejímž důsledku by došlo ke ztrátě soudržnosti a tvorbě trhlin. Deformační zpevňování je tak zodpovědné za rovnoměrnější rozložení deformace v průběhu plastické deformace, takže k lokálním změnám tloušťky dochází v praktických případech jen v místech plechů, kde je překročena vlastní mez pevnosti (Obr. 9). Míra uvedeného efektu deformačního zpevňování je závislá na druhu použité oceli, jež je charakterizována určitým chemickým a fázovým složením [54].



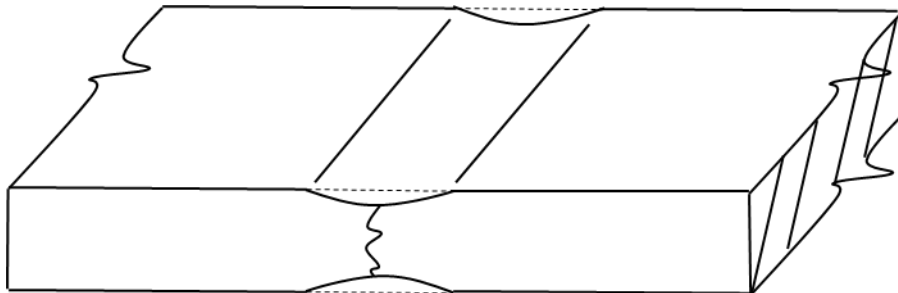
Obr. 9 Schématický průběh deformace součástí namáhaných prostým tahem

Protože v oblasti plastické deformace ocelí vykazuje závislost napětí-deformace obecně nelineární charakter, není možné míru zpevnění určit na základě jednoduchého vztahu, jako je tomu v případě Hookeova zákona. Z obecného pohledu lze uvedenou závislost popsat pomocí vztahu:

$$\sigma_T = K\varepsilon^n$$

kde  $\sigma_T$  představuje hodnotu napětí nad mezí kluzu,  $\varepsilon$  představuje míru plastické deformace,  $K$  je materiálová konstanta,  $n$  představuje koeficient deformačního zpevnění. Hodnoty tohoto koeficientu jsou závislé na druhu a mikrostruktuře použité oceli. S rostoucí pevností použitých ocelí hodnota tohoto koeficientu klesá. Kromě tohoto jsou dále závislé rovněž na stupni dosažené deformace v místech plastického přetvoření.

Zpevňování materiálu při jeho zatěžování nad mezí kluzu vede k rovnoměrnému rozložení deformace po průřezu zatěžovaných plechů, a to zejména při prostém namáhání tahem (Obr. 10). Tento stav trvá přibližně do dosažení meze pevnosti, kdy dochází k místní lokalizaci deformace, která vzniká v důsledku místní koncentrace napětí [55].



Obr. 10 Lokální změna tloušťky tvářeného dílu při překročení meze pevnosti použitého materiálu

Z pohledu tváření je proto nutná znalost maximální možné deformace, které může být u konkrétního dílu dosaženo, aniž by došlo k výrazné změně tloušťky tvářených plechů – tvorbě krčku. Uvedená maximální dosažitelná deformace odpovídá napětí, které je nižší než samotná mez pevnosti dané oceli. Důvodem je fakt, že při tvorbě krčku dochází k lokalizaci deformace v oblasti krčku, kde následně dochází k dalšímu zužování do okamžiku, ve kterém dojde k vyčerpání plasticity a následnému porušení materiálu lomem.

Pro přesné definování tvářecích limitů jednotlivých plechů jsou prováděny technologické zkoušky, jejichž výsledkem jsou záznamy o maximálních dosažitelných stupních deformace v závislosti na tloušťce a typu použité oceli.

### 3.1.1 Metody tváření karosářských plechů

Z technologického hlediska lze metody tváření karosářských ocelí rozdělit na metody tváření zastudena a zatepla. Mezi nejběžnější tvářecí operace používaných pro výrobu karosářských dílů zastudena je možno zařadit tažení, hluboké tažení, ohýbání a válcování. Tvářecí operace zatepla je možno rozdělit na metody přímého tváření zatepla nebo nepřímého tváření zatepla.

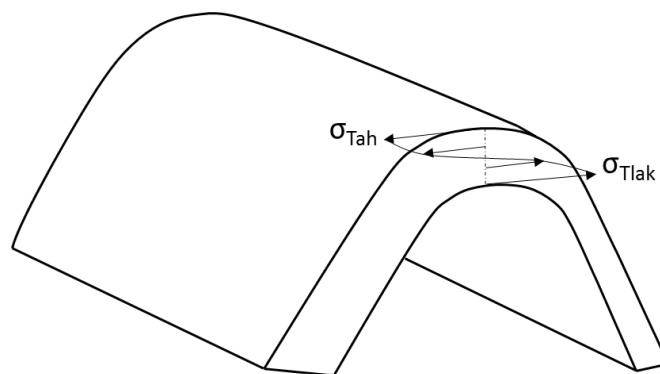
### 3.1.2 Tažení karosářských plechů zastudena

Jedná se o základní metodu tvarování plechových dílů v automobilovém průmyslu. Tvar výsledných produktů je dán tvarem formy a nástroje. K tomu, aby bylo možno požadovaného tvaru dosáhnout, je nutno zvolit vhodný druh oceli tak, aby byla zajištěna optimální tvařitelnost plechů, u kterých nesmí v procesu tažení docházet ke vzniku povrchových trhlin a defektů. Plechy musí dosahovat požadované úrovně mechanických vlastností, aby byl zajištěn vysoký stupeň bezpečnosti a spolehlivosti. Z tohoto pohledu je nutné, aby byla pro každý díl karoserie zvolena adekvátní metoda a technologie tváření, spojená s pečlivým výběrem vhodného materiálu. Z pohledu samotného tváření zde výraznou roli sehrává druh zpracovávané oceli, resp. její vlastnosti týkající se deformačního zpevnování při plastické deformaci. Právě průběh deformačního zpevnování, jako odezva na samotné tváření, rozhoduje o tom, jakých tvarů lze při tažení dosáhnout, aniž by došlo k porušení soudržnosti, k výrazné změně tloušťky, či poškození jednotlivých tvářených dílů [53].

Míra průběhu deformačního zpevnování je závislá jednak na druhu použité oceli, jednak na velikosti deformace při tažení. Běžně používané druhy karosářských ocelí typu HSLA, DP či TRIP proto vykazují odlišné chování při jednotlivých operacích tažení. Významnou roli zde sehrává fázové složení uvedených ocelí, které významnou měrou ovlivňuje průběh koeficientu zpevnování. V případě ocelí typu HSLA a DP dochází k nárůstu hodnoty koeficientu deformačního zpevnování při relativně nízkých hodnotách plastického přetvoření. U ocelí typu TRIP však vlivem jevu transformačně indukované plasticity dochází k postupnému nárůstu hodnoty koeficientu deformačního zpevnování, přičemž maxima je dosahováno při několikanásobně vyšších hodnotách plastické deformace. Při porovnatelných hodnotách meze pevnosti a kluzu je proto možno u TRIP ocelí pozorovat odlišné deformační chování. Z tohoto důvodu je proto nutné, aby pro konkrétní aplikace tažení byly vzhledem k požadovaným výsledkům vybírány oceli s optimálními vlastnostmi [56].

### 3.1.3 Ohýbání karosářských plechů zastudena

Při ohýbání karosářských ocelí platí obdobné základní poznatky jako v případě tažení. Aby bylo dosaženo požadovaného tvaru, musí dojít k plastickému přetvoření, při kterém napětí vyvolané vnějším zatížením překoná mez kluzu ohýbané oceli. Plastická deformace je v případě ohýbání realizována v místě ohybu vlivem působících ohýbacích sil, které vytvářejí v rovině ohybu charakteristický napěťový stav. Tento stav je reprezentován vzájemným rozložením tahových a tlakových napětí [57] (Obr. 11).



Obr. 11 Obecné rozložení tahových a tlakových napětí při ohýbání plechů

Důležitým předpokladem pro výrobu kvalitních součástí je, aby napětí v ohýbaných průřezech nepřekonalo mez pevnosti, čímž by došlo k tvorbě trhlin v místě ohybu a možné ztrátě soudržnosti. Významnou roli při samotném ohýbání sehrává opět průběh deformačního zpevňování. Aby bylo možno dosáhnout velkého plastického přetvoření v místě ohybu – velkého úhlu ohybu, musí ohýbaná ocel dosahovat dostatečné uniformní tažnosti. Z tohoto pohledu je výhodné, aby pro ohýbání byl zvolen takový druh oceli, který vykazuje postupný nárůst deformačního zpevňování, jehož maximální hodnoty je dosaženo při vysokém stupni deformace – prodloužení [58],[59]. Z tohoto důvodu jsou pro ostré radiusy ohýbání používány oceli typu DP, TRIP nižších pevností. Vysoce pevné martenzitické oceli, oceli CP je možno ohýbat, avšak dosahované radiusy ohybů jsou podstatně nižší.

### 3.1.4 Hluboké tažení karosářských ocelí

Proces hlubokého tažení plechů je spjat se charakteristickým rozložením působících tahových a tlakových napětí a jejich kombinace v průřezu výtažků. Z obecného hlediska je možno průřez tažených dílů, rozdělit na několik částí, které se vzájemně liší velikostí dosažené deformace a napěťových stavů. Nejnižšího stupně deformace je dosahováno u dna výtažků, které je ve styku s pracovním nástrojem. Boční strany výtažků jsou namáhány tahovými silami, jejichž velikost nesmí překročit kritickou hodnotu zatížení, které způsobí změnu tloušťky stěny [60]. Kritickým místem při hlubokém tažení plechů jsou ohybové hrany tvořící přechod mezi dnem a bočními stranami, kde působí obecná trojosá napjatost, v jejímž důsledku může při překročení mezních hodnot k utržení taženého dna.

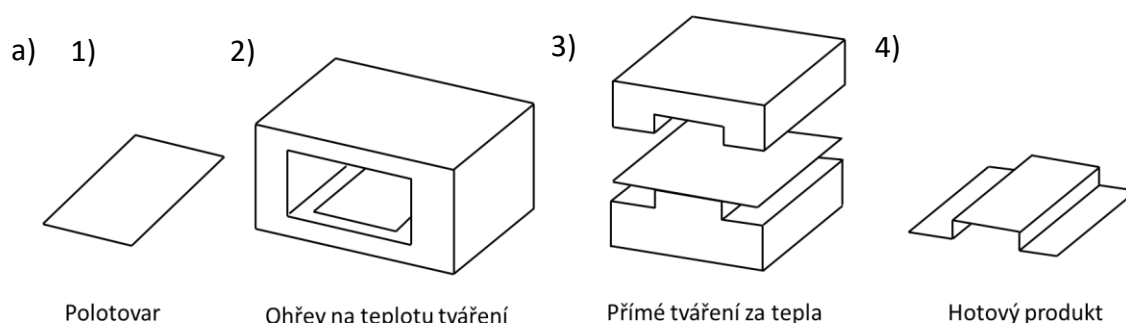
Z technologického hlediska je tažnost plechů posuzována nejčastěji pomocí limitního poměru tažení (LPT), který je definován jako mezní poměr mezi počátečním rozměrem taženého plechu a rozměrem tažníku, při kterém nedojde k porušení soudržnosti výtažku. Hodnota tohoto limitního poměru je dána druhem použité oceli, přičemž platí, že s narůstající pevností hodnota LPT klesá. Zvláštní případ tvoří oceli typu TRIP, které dosahují vyšších hodnot LPT oproti ocelím typu DP, MS v důsledku jevu transformačně indikované plasticity [61], [62].

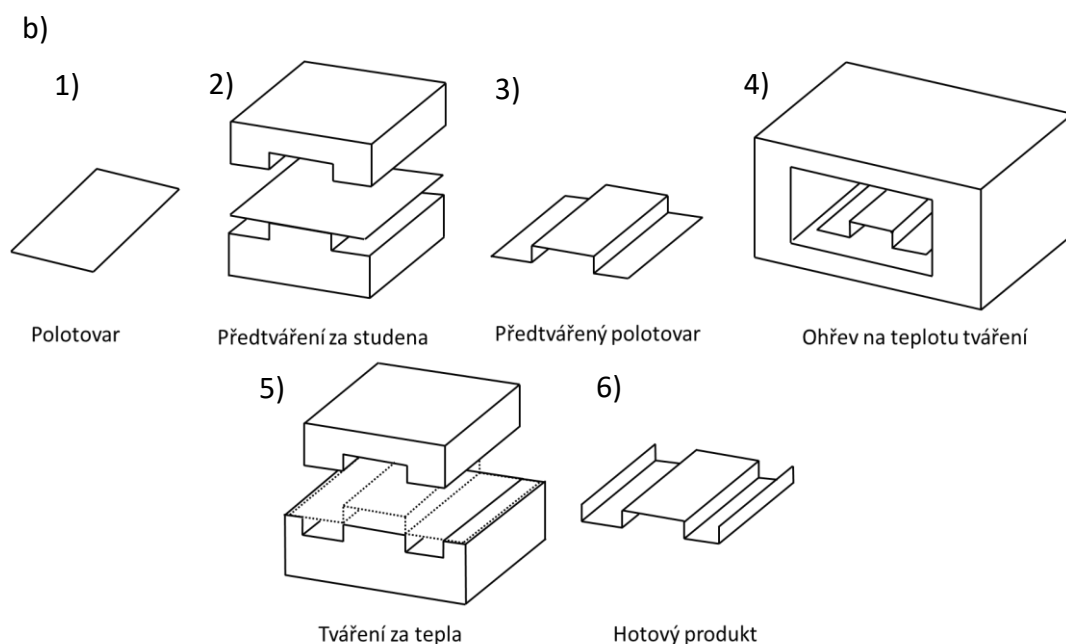
### 3.1.5 Tváření karosářských plechů zatepla

Při tváření karosářských ocelí zatepla se uplatňují obdobné principy jako je tomu v případě tváření zastudena. Vyšší teplota tváření je však příčinou odlišné odezvy tvářených ocelí na vnější zatěžování, které je dáno ději probíhajícími ve struktuře tvářených ocelí. Tyto děje souvisí s tepelnou energií přiváděnou do materiálu, v jejichž důsledku dochází k výrazné změně napěťových a deformačních charakteristik. Z obecného pohledu vede zvyšování teploty tváření k poklesu meze pevnosti a kluzu, k nárůstu plasticity. Tím je možno vyrábět tvarově složitější díly a součásti, kterých by tvářením zastudena nebylo možno dosáhnout. Zvláště patrný je tento vliv vyšší teploty tváření u ocelí s vyšší pevností typu MS, CP, které lze zastudena tvářet pouze v omezené míře. Na rozdíl od metod tváření zastudena, je efekt deformačního zpevnování, ke kterému dochází v průběhu plastické deformace zanedbatelný. Důvodem jsou pochody probíhající ve struktuře tvářených ocelí spojené s tepelnou energií. Deformační energie vložená do materiálu je kompenzována rekrytalizačními pochody, které při teplotách tváření zatepla probíhají a převládají [63].

Z technologického hlediska je ohřev tvářených plechů prováděn na teplotu, při které je struktura tvořena homogenním austenitem. Výše uvedené teploty ohřevu – austenitizace je závislá především na chemickém konkrétní zpracovávané oceli, a to zejména obsahu uhlíku. Musí být dostatečná pro plnou homogenní austenitizaci celého průřezu, avšak nesmí být příčinou nadměrného zhrubnutí zrna. Z tohoto důvodu leží teplota ohřevu u karosářských ocelí v rozmezí 900-950°C. Aby nedošlo k nadměrné oxidaci povrchu, bývají ohřívány oceli povlakovány vrstvami na bázi vrstev Ni-Zn, Zn, nebo Al-Si.

Tváření karosářských plechů zatepla je prováděno většinou ve dvoudílných, vodou chlazených formách, které plní jednak funkci tvářecí nástroje, jednak jsou používány rovněž pro kalení vytvarovaných plechů [64]. V současné době je v převážné většině případů používáno konceptu přímého tváření zatepla. (Obr. 12). Při přímém tváření zatepla je polotovarem rovinný plech, který je ohříván na teplotu tváření v peci a následně tvářen a zakalen v nástroji. V případě nepřímého tváření zatepla je polotovarem již částečně zastudena před-tvarovaný výstřižek nebo výpalek, který je zatepla pouze kalibrován na požadovaný tvar a v nástroji zakalen [65], [66].





Obr. 12 Schématické znázornění principu tváření plechů zatepla - a) přímé tváření b) nepřímé tváření

### 3.1.6 Nekonvenční koncepty a metody zpracování plechů

Neustálý vývoj technologických postupů výroby a zpracování karosářských ocelí vedl vytvoření celé řady konceptů, jejichž prostřednictvím lze nezanedbatelně zvýšit užité vlastnosti výsledných produktů. Tyto koncepty se používají před samotnými operacemi tváření uvedenými výše a jsou založeny na kombinaci nejnovějších poznatků ze široké oblasti materiálového inženýrství, které se týkají vnitřní struktury ocelí, fázových transformací, principů tvářecích pochodů, principů metalurgického spojování materiálů. Jedná se zejména o metody zpracování plechů: TLWB (Tailored Laser Welded Blanks), LWC (Laser Welded Coils), TRC (Tailored Rolled Coils).

Koncept TLWB je založen na principu vytvoření konkrétního polotovaru z ocelí různých jakostí, které jsou vzájemně spojeny na vhodných místech pomocí laserového svařování [67]. Tak mohou určité části konečného dílu karoserie vykazovat charakter vysoce tvárných TRIP ocelí, jiné části pak mohou dosahovat vysokých pevnostních hodnot MS ocelí. Vlastnosti jednotlivých částí lze tedy variovat v širokém spektru, jehož velká rozmanitost je dána paletou používaných ocelí (viz kapitola 2.1). Velký potenciál představuje tato metoda rovněž pro výrobu polotovarů různých tloušťek, čímž je možno dosáhnout nezanedbatelné úspory hmotnosti dílů.

Metoda LWC byla vyvinuta pro výrobu svitků plechu, který je svařen pomocí laserového svařování z ocelí různých jakostí. Výsledné vlastnosti plechů jsou obdobně jako v případě polotovarů vyrobených metodou TLWB závislé na typu svařovaných ocelí [69].

Koncept TRC je využíván pro výrobu plechů proměnné tloušťky. Je založen na válcování svitků plechu pomocí profilových válců [70],[71].



### 3.1.7 Metody zpracování trubek

Ocelové trubky pro automobilový průmysl mohou být vyráběny jednak jako bezešvé trubky válcované nebo tažené, či jako švové trubky vyráběné pomocí kombinace skružování zatepla, či zastudena válcovaných plechů a jejich následného svařování. S ohledem na technologie výroby uvedených druhů trubek může být proces tváření prováděn zatepla či zastudena, přičemž se uplatňují podobné zákonitosti týkající se deformačního chování jako v případě tváření plechů. Bezešvé nebo švové trubky jsou pro potřeby automobilového průmyslu dále nejčastěji zpracovávány pomocí konvenčních metod ohýbání, rozšiřování, zplošťování a zejména tváření vnitřním přetlakem kapaliny. Ta patří mezi nekonvenční metody zpracování, které však v praxi nacházejí stále většího uplatnění. Vedle hydro-formingu, mezi ně patří metody VWT (Variable Walled Tubes), nebo LWTT (Laser Welded Tailored Tubes).

Metoda hydro-formingu je založena na principu tváření trubek pomocí vnitřního přetlaku pracovního média, jehož prostřednictvím dochází k expanzi trubky [68]. Zvýšení průměru tvářených trubek dosahuje v závislosti na tloušťce stěny a druhu tvářené oceli hodnoty 3 až 30%. Samotné tváření probíhá v uzavřených nástrojích, do kterých jsou vkládány polotovary ve formě bezešvých nebo švových trubek.

Metodou VWT jsou vyráběny trubky s lokálně modifikovanou tloušťkou. Tím je možno vyrábět odlehčené funkční díly, jejichž tloušťka je variována s ohledem na působící zatížení v konkrétních místech. Princip výroby je založen na tvarování plechových polotovarů metodou TRC (viz výše), které jsou následně skružovány a svařovány [53].

Metoda LWTT je používána pro výrobu trubek, jejichž tělo je vyrobeno švovým svařováním plechových polotovarů, které jsou tvořeny vzájemně svařenými plechy ocelí různých jakostí [53].

### 3.1.8 Konstrukce pohonných a podvozkových systémů – zápustkové výkovky

Při stavbě automobilů se kromě plechových dílů a součástí používají objemové díly, které byly vytvořeny pomocí metod objemového tváření – volného a zejména zápustkového kování. Zápustkové výkovky se používají jako součásti brzdových systémů, pohonných systémů, převodovek a motorů. Důvodem jejich použití jsou vynikající hodnoty mechanických vlastností, které s možností rychlé a masové výroby představují vysoký stupeň přidané hodnoty [72].

Zápustkové výkovky se vyrábějí pomocí přesného sledu výrobní operací a postupů, kterými z obecného pohledu jsou: ohřev polotvarů na kovací teplotu, postupové kování, ostříh, kalibrace, ochlazování z teploty dokování na pokojovou teplotu a následné tepelné zpracování. Ohřev polotovarů na kovací teplotu je prováděn nejčastěji pomocí indukčního ohřevu ve speciálně navržených induktorech. Postupové operace kování se skládají nejčastěji z navazujících operací pýchování, předkování, dokování a ostříhu, při kterých je výkovkům v jednotlivých krocích udáván postupně výsledný tvar [73]. Ochlazování výkovků z teploty dokování probíhá nejčastěji volně na vzduchu. Aby byly výsledné vlastnosti výkovků rovnoměrné a homogenní, následuje po vychlazení výkovků normalizační žíhání, které může být dále doplněno zušlechtěním.

V současné době je pro výrobu výkovků používáno velice úzké spektrum ocelí. Jedná se o oceli, jejichž struktura je tvořena feritem a perlitem nebo popuštěným martenzitem. Feriticko-perlitická mikrostruktura představuje optimální kombinaci mechanických, křehko-lomových a únavových vlastností, která výkovkům zajišťuje dostatečnou bezpečnost a spolehlivost za provozu [74]. Pro více namáhané díly, jako jsou brzdové třmeny, součásti spojek či převodovek nebo hřídele jsou používány zušlechtěné martenzitické, resp. sorbitické oceli o statické pevnosti nepřesahující hodnotu 2000 až 1400 MPa. Na rozdíl od ocelí pro výrobu automobilových karosérií nejsou pro výrobu výkovků používány oceli typu DP, TRIP, TWIP či vysoko-pevné oceli MS.

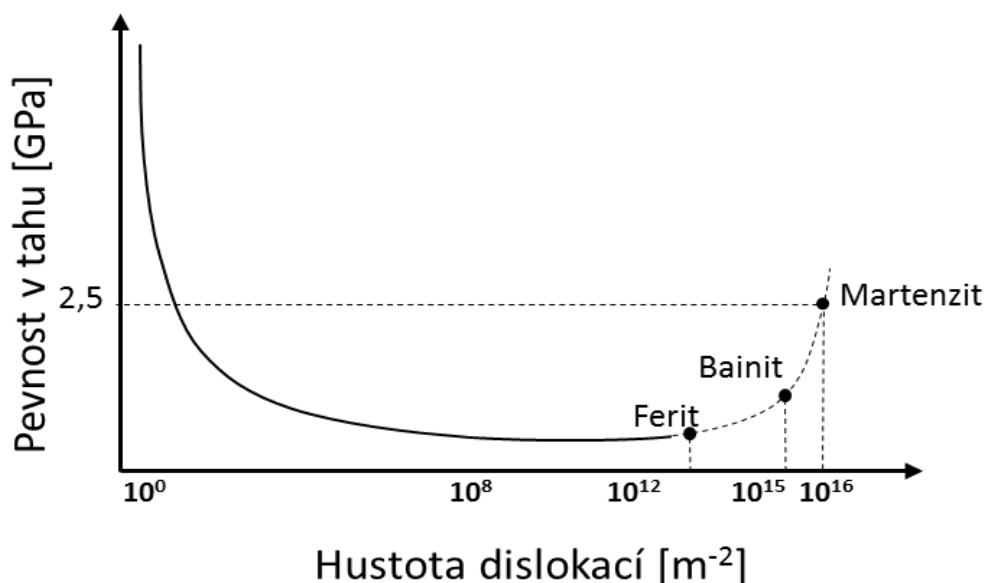
Technologie výroby výkovků v posledních desítkách let nedoznala zásadních změn. Převážné procento výzkumu bylo věnováno optimalizaci jednotlivých technologických operací tváření či tepelného zpracování. V současné době je výzkum v kovárenství převážně zaměřen na automatizaci a robotizaci jednotlivých provozů a linek.

Pro výrobu výkovků jsou v současné době používány středně uhlíkové nízkolegované oceli, které jsou po kování zpracovávány pomocí normalizačního žíhání nebo kalení a popouštění [75]. Možnou alternativou normalizačního žíhání může být tzv. řízené ochlazování. Při řízeném ochlazování výkovků je ochlazování z dokovací teploty ovlivňováno tak, aby požadovaná feriticko-perlitická struktura předepsané zrnitosti a mechanických vlastností vznikala již během ochlazování [76]. Aby bylo možné tento požadavek splnit, je nutno pro výrobu výkovků použít ocelí, které nejsou náchylné k hrubnutí austenitického zrna při ohřevu na kovací teplotu, následném kování a ochlazování z teploty dokování. Z tohoto důvodu obsahují tyto oceli přísadu vanadu, niobu, titanu, které tvoří velmi stabilní precipitáty karbidů a karbo-nitridů.

## 4 Struktura ocelí používaných v automobilovém průmyslu

Vlastnosti jakéhokoliv materiálu jsou dány strukturálním upořádáním základních stavebních částic, z nichž jsou materiály složeny. Vzájemné síly, kterými jsou tyto částice k sobě vázány a jejich podstata, udávají chování materiálů při jejich vnějším zatěžování. Z tohoto důvodu existují materiály tvrdé a křehké, materiály tvárné, materiály odolné vůči vysokým teplotám, materiály odolné vůči působení vnějších agresivních podmínek atd. Výčet tohoto spektra vlastností je charakteristický pro celou řadu, ať již kovových či nekovových materiálů. V případě ocelí je výsledné makroskopické chování dáno vnitřní strukturou – konkrétním uspořádáním základních stavebních částic. Těmito částicemi jsou kladně nabití ionty základního kovu, které v závislosti na vnějších termodynamických podmínkách zaujímají konkrétní pravidelné polohy tvořící krystalickou mřížku. Z hlediska stability tohoto uspořádání je však nutno podotknout, že krystalografická mříž složená z kladně nabitých iontů by neměla existovat, neboť by odpuzivá síla způsobená stejným druhem náboje způsobila její rozpad. K tomuto však ve skutečnosti nedochází. Důvodem je fakt, že je uvedený kladný náboj vyvažován záporným nábojem elektronového plynu, jenž obklopuje jednotlivé ionty v základní mřížce. Z toho důvodu si kovy a v konkrétním případě ocel, zachovávají soudržnost, která ve většině případů může být porušena pouze působením vnějšího zatížení [77].

V případě dokonalého uspořádání dosahují vzájemné přitažlivé síly, kterými na sebe jednotlivé ionty působí, velmi vysokých hodnot (Obr.13). K porušení dokonalého krystalu železa by tak mělo docházet při tahových napětích přesahujících hodnotu 12 GPa. Z praktického hlediska však takové hodnoty nelze u současných druhů ocelových dílů a součástí dosáhnout.

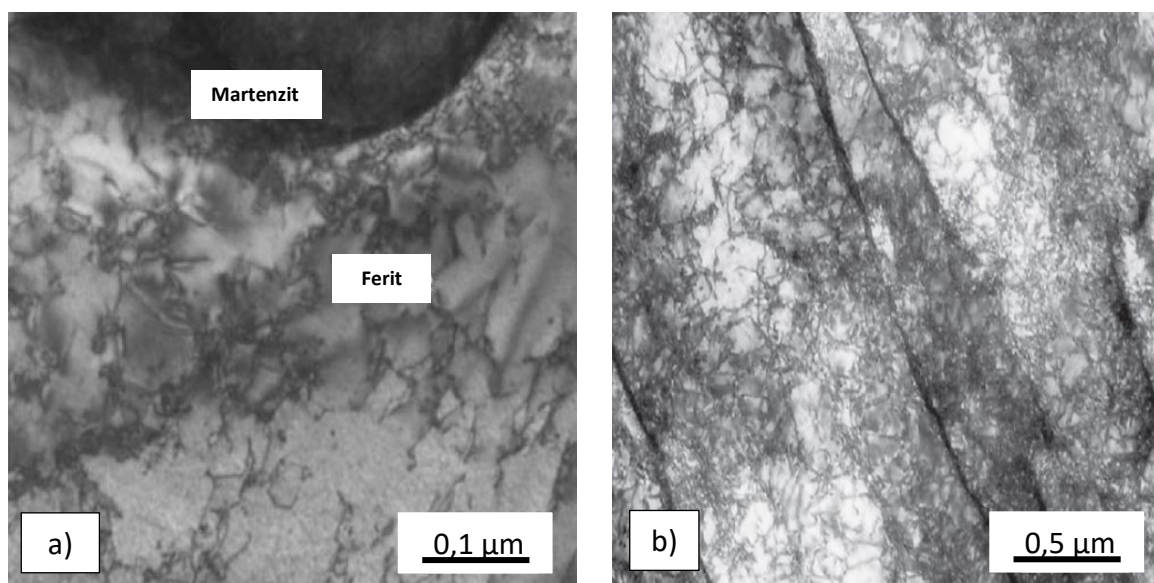


Obr. 13 Schématická závislost mez pevnosti v tahu ocelových strukturních složek na hustotě dislokací

Důvodem je fakt, že obecně každý materiál vykazuje určitý stupeň nedokonalosti. V případě ocelí (resp. kovů obecně) jsou tyto nedokonalosti reprezentovány poruchami

pravidelného upořádání iontů v základní mřížce. Jedná se o substituční, intersticiální atomy přísadových a doprovodných prvků, dislokace, hranice zrn, či vrstevné chyby, jež jsou příčinou toho, proč u konvenčních typů ocelí nelze dosáhnout pevností vyšších než 2,5 GPa. Na straně druhé je však nutno podotknout, že bez existence těchto vad krystalové mřížky, by bylo tváření pomocí plastické deformace velmi obtížné, neboť by pro tváření bylo zapotřebí rapidního navýšení tvářecích sil. Z tohoto pohledu je rozhodující zejména existence dislokací, jež sehrávají zásadní úlohu při tváření kovů, a tedy i ocelí. Právě pohyb dislokací je z obecného hlediska základní podmínkou pro dosažení plastické deformace. Do jaké míry je uvedený pohyb snadný, nebo obtížný rozhoduje o výsledných vlastnostech ocelí při vnějším zatěžování (Obr.14).

Pohyb dislokací je závislý na podmínkách vnějšího zatěžování a je realizován pomocí skluzového mechanismu, popřípadě šplháním. Tento mechanismus je realizován vlivem působení vnějších sil v těch rovinách, ve kterých jsou ionty mřížky k sobě vázány nejmenšími silami. Pro uvedení dislokací do pohybu, pro realizaci plastické deformace, je nezbytné, aby v těchto rovinách byla dosažena minimální hodnota skluzového napětí, která je závislá na druhu základního kovu, množství přísadových prvků, na orientaci jednotlivých krystalů vůči vnějšímu zatěžování. Pohybující se dislokace reagují se svým okolím. Míra této interakce následně ovlivňuje velikost skluzového napětí, které je nutné k dalšímu pohybu. Tak dochází při zatěžování ocelí k jevu zpevňování, který se projevuje potřebou zvyšování vnějšího zatížení, aby bylo dosaženo vyššího stupně plastické deformace.



Obr. 14 Dislokační substruktura – a) ferit a martenzit, b) laťkový martenzit [2]

Mikrostruktura ocelí je z obecného hlediska tvořena krystaly jednotlivých fází, jejichž druh a strukturální povaha jsou závislé na vnějších podmínkách, při kterých tyto fáze vznikaly [78]. Tyto krystaly jsou vzájemně odděleny svými hranicemi a obsahují výše uvedené nedokonalosti, jejichž množství je závislé na množství přísadových prvků, na podmínkách tepelných a deformačních dějů, které doprovázely jejich vznik. Z obecného hlediska lze v ocelích rozlišit základní rovnovážné fáze feritu, austenitu, cementitu, které se vzájemně liší

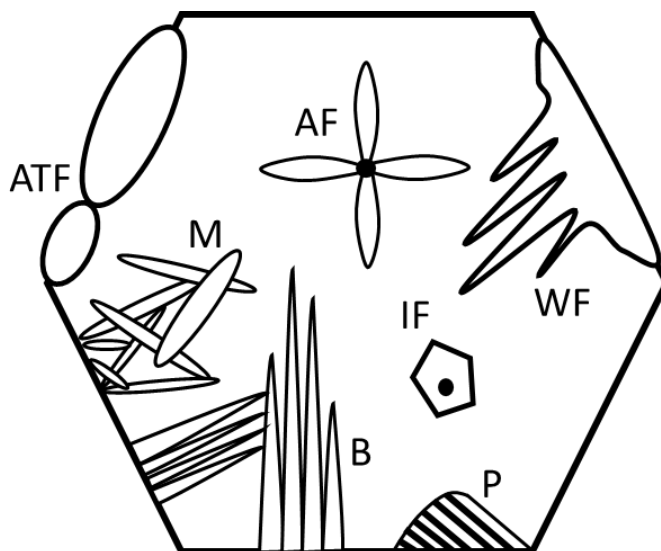
svým vnitřním uspořádáním, jenž se navenek projevuje odlišnými mechanickými, chemickými či fyzikálními vlastnostmi. Právě toto vnitřní upořádání je příčinou toho, proč jsou fáze feritu a austenit, sestávající se z krychlové mřížky, tvárné, houževnaté, relativně pevné a proč je cementit, vykazující ortorombickou mřížku, tvrdý a křehký.

#### 4.1 Fázové přeměny při termomechanickém zpracování ocelí pro automobilový průmysl

Z pohledu výsledných užitečných vlastností ocelí je důležité, jakým způsobem byl materiál zpracován s ohledem na deformační a tepelnou historii v průběhu zpracování. Jedná se zejména o množství deformační energie vložené do materiálu v průběhu tváření a dále energie tepelné a její bilanci při ochlazování z teploty tváření. V závislosti na vzájemné kombinaci těchto veličin, jenž je dána konkrétními postupy tváření a tepelného zpracování, dochází k charakteristickému vývoji struktury a z ní vycházejících materiálových vlastností. V souvislosti s navrhováním a optimalizací nových konceptů zpracování ocelí pro automobilový průmysl je proto nezbytné znát základní zákonitosti fázových přeměn v ocelích, jejichž využitím lze efektivně vytvářet nové přístupy ve zpracování ocelí.

##### 4.1.1 Fázové přeměny austenitu

Existence austenitu jako polymorfní modifikace hraje při zpracování ocelí zásadní roli. Podstatou většiny druhů zpracování ocelí je fázová přeměna austenitu na ferit v důsledku změny vnějších stavových veličin. Pokud by neexistovala alotropie železa resp. polymorfie jeho slitin, nebylo by možno provádět většinu technologických operací tepelného zpracování, jimiž lze v širokém spektru měnit vlastnosti ocelí [79].



Obr. 15 Schématické znázornění jednotlivých produktů rozpadu austenitu a míst jejich nukleace

Z pohledu principu přeměny austenitu na ferit existují dva základní mechanismy fázové transformace. Tyto mechanismy jsou označovány jako rekonstruktivní a displacivní. Při rekonstruktivní mechanizmu přeměny austenitu na ferit dochází k přeměně plošně středěné

mřížky austenitu na prostorově středěnou mřížku feritu postupným přeskupováním jednotlivých iontů mřížky na dlouhé vzdálenosti, přičemž dochází k postupnému rozrušování stávajících vazeb, které jsou nahrazovány vazbami novými. V tomto případě je primárním mechanismem fázové transformace difuze, jejíž průběh má zásadní vliv pro kinetiku rekonstruktivních přeměn.

Displacivní fázové přeměny austenitu jsou naopak charakteristické přesunem iontů základní mřížky na krátké vzdálenosti. Dominantním mechanismem se zde stává mechanismus stříhový. Na rozdíl rekonstruktivních přeměn austenitu nedochází u displacivním přeměn k difuzi železa a substitučně rozpuštěných iontů přísadových kovů. Difuze intersticiálních prvků je závislá zejména na teplotě fázové přeměny. V obou případech uvedených mechanismů dochází ke vzniku zárodků na hranicích austenitických zrn a jejich růstu (Obr.15).

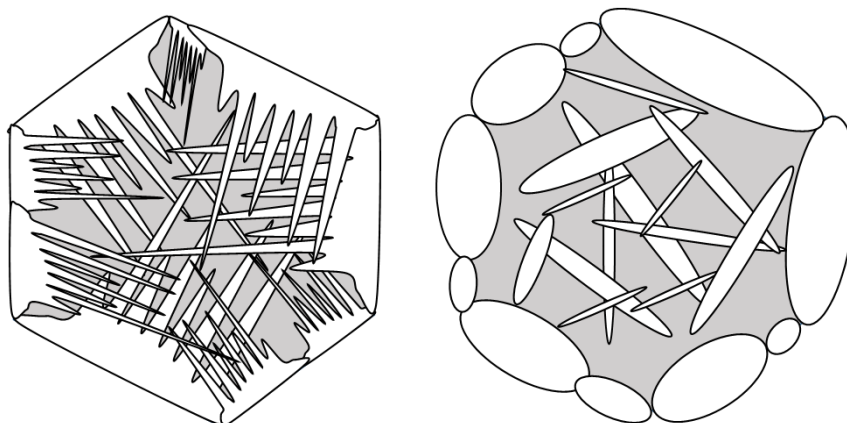
#### 4.1.2 Rekonstruktivní fázové přeměny

Mezi rekonstruktivní fázové přeměny patří přeměny austenitu na ferit a eutektoidní perlit. Z praktického hlediska lze u většiny z běžných typů ocelí pozorovat tři základní morfologie feritu, které se v základu liší podmínkami, při kterých vznikají. Jedná se o alotriomorfní, idiomorfní a masivní ferit.

##### 4.1.2.1 Alotriomorfní ferit a jeho charakteristika

Alotriomorfní ferit je nejběžnějším typem pozorovaného feritu. Vzniká vždy na hranicích austenitických zrn, kde tvoří souvislé feritické síťoví, které je tvořeno jednotlivými zrny feritu polygonálního tvaru [80]. Rychlost nukleace alotriomorfního feritu je závislá zejména na termodynamických podmínkách spojených s přechlazením austenitu. Při nižších stupních přechlazení je hnací síla reprezentovaná rozdílem volných entalpií výchozího austenitu a vznikajícího feritu poměrně malá, čemuž odpovídá relativně nízká rychlost nukleace. S rostoucím stupněm přechlazení dochází v důsledku nárůstu hnací síly k zvýšení rychlosti nukleace zárodků alotriomorfního feritu na hranicích austenitických zrn. Rychlost růstu vzniklých zárodků je poté značně závislá na podmínkách difuze [81]. Mezi mateřským austenitem a vznikajícím feritem dochází v průběhu přeměny k tvorbě fázového rozhraní, které má zásadní vliv na další přeměny austenitu, který v důsledku termodynamických podmínek zůstal ve struktuře zachován. Uvedené rozhraní může jednak být místem nukleace zárodků nové fáze vzniklé ze zbylého austenitu, jednak může být příčinou omezení vzniku nové fáze (Obr. 16).

Rozhodující úlohu pro uplatnění některého z uvedených případů zde sehrává uhlík a jeho přerozdělení. Pokud při vzniku alotriomorfního feritu nedochází na jeho fázovém rozhraní s austenitem k místnímu hromadění uhlíku, mohou na tomto rozhraní při dalším poklesu teplot austenitu vznikat Widmanstättenův ferit, perlit nebo bainit. V opačném případě, kdy místní koncentrace uhlíku na fázovém rozhraní vzniká, vykazuje toto rozhraní inertní charakter a ke vzniku uvedených fází dochází pouze v omezené míře [82].

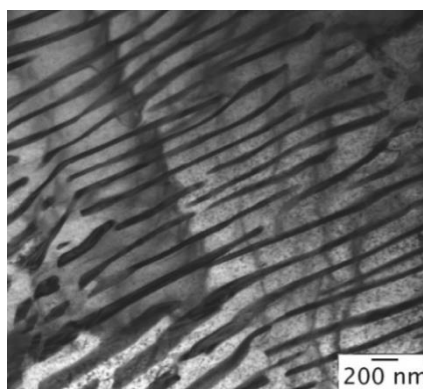


Obr. 16 Nukleární potenciál feritu – a) aktivní ferit, b) pasivní ferit

Idiomorfni a masivni ferit na rozdíl od feritu alotriomorfniho vznikají uvnitř austenitických zrn. Z obecného pohledu vznikají tyto druhy feritu při vyšších rychlostech ochlazování, než je tomu u feritu alotriomorfniho. Vznik idiomorfniho feritu je spojen s přítomností vměstků uvnitř austenitického zrna. Často se jedná o sulfidy a oxidy, jejichž přítomnost ve struktuře je dána zejména metalurgickými pochody spojenými s výrobou oceli. Masivní ferit vzniká uvnitř austenitických zrn, nejčastěji v místech s vyšší energií, jako jsou shluky dislokací a vakancí.

#### 4.1.2.2 Perlit a jeho charakteristika

Perlit vzniká ve struktuře ocelí eutektoidním rozpadem austenitu na směs feritu a cementitu (Obr. 17). K nukleaci perlitu dochází vždy na austenitických hranicích nebo na fázovém rozhraní mezi proeutektoidním feritem a austenitem, tam kde vznikají zárodky feritu či cementitu [83]. Rychlost nukleace a růstu zárodků je dána termodynamickými podmínkami zpracování ocelí. Tyto podmínky vycházejí zejména z chemického složení oceli. Téměř všechny přísadové prvky s výjimkou hliníku a kobaltu zpomalují průběh perlitické transformace austenitu. Příčinou je zpomalení difuze, jehož míra je závislá na stupni legování oceli.

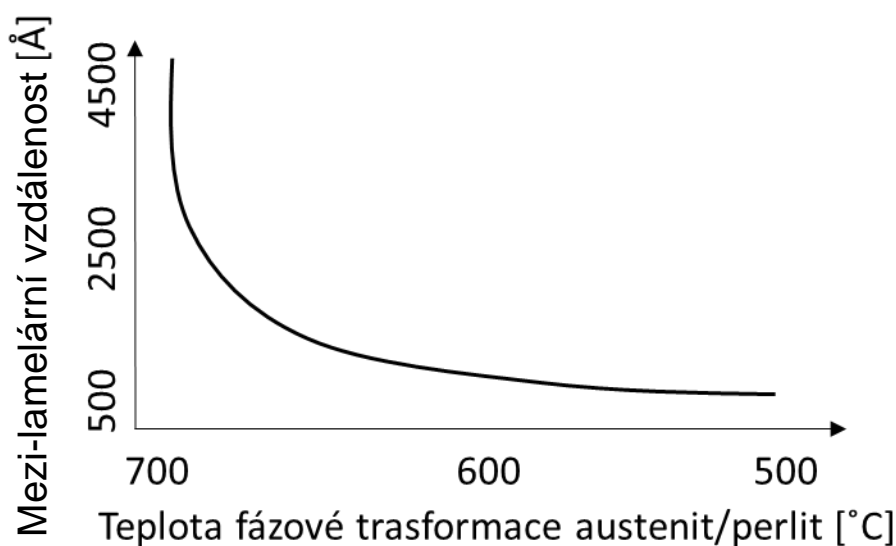


Obr. 17 Morfologie perlitu - TEM [84]



Charakteristickým rysem perlitické přeměny je tvorba lamelárních kolonií uvnitř každého austenitického zrna majících velko-úhlové hranice [85]. Jednotlivé kolonie jsou v řezu zrnem tvořeny lamelami feritu a cementitu, vzájemně spojenými pomocí difuzních můstků. Detailní pozorování perlitických kolonií poukazují na fakt, že jedna perlitická kolonie je složena ze dvou vzájemně prorostlých krystalů feritu a cementitu.

Šířka lamel feritu a cementitu a mezi-lamelární vzdálenost jsou závislé na chemickém složení oceli a dále na podmínkách vzniku perlitu (Obr. 18) [86]. Při izotermickém zpracování bývá šířka lamel rovnoměrná, přičemž její velikost se snižuje s klesající teplotou. Při vzniku perlitu za kontinuálního ochlazování bývá šířka lamel proměnná v závislosti na teplotě jejich vzniku.



Obr. 18 Schématická závislost mezi-lamelární vzdálenosti perlitického feritu a cementitu na teplotě transformace austenit/perlit

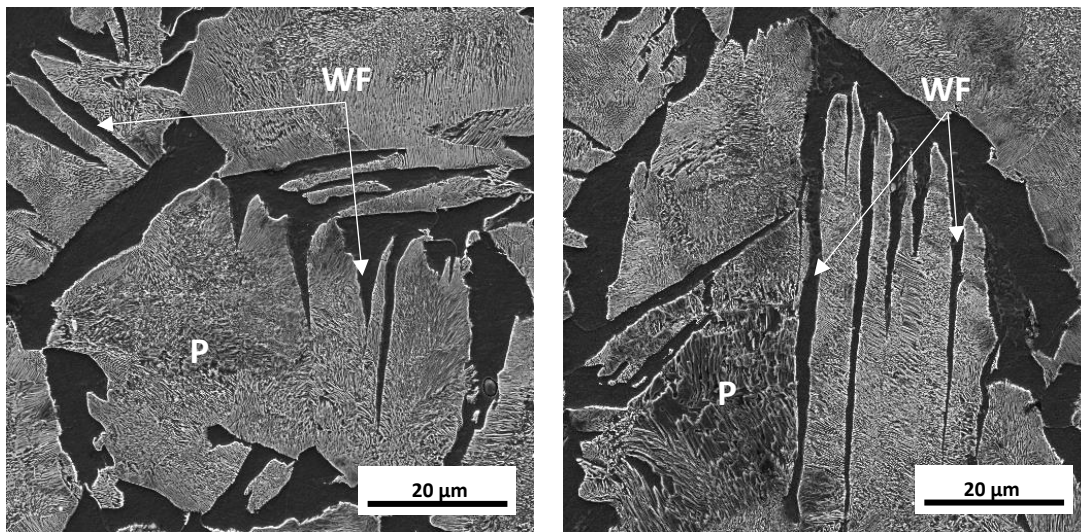
#### 4.1.3 Displacivní fázové transformace v ocelích

Displacivní fázové transformace jsou charakteristické smykovým mechanismem přeměny mateřské fáze – austenitu na ferit. Přeměna plošně středěné mřížky austenitu na prostorově středěnou mřížku feritu probíhá na rozdíl od rekonstruktivních fázových přeměn pomocí skluzových deformačních mechanismů. Důvodem je alotropická resp. polymorfní povaha ocelí, v jejímž důsledku je za pokojových teplot stabilní fází ferit, který z termodynamického hlediska představuje fázi s nejnižší hodnotou volné entalpie. Charakteristickým prvkem displacivních fázových přeměn je absence difuze iontů železa a substitučně rozpuštěných iontů přísadových prvků. Difuze atomů intersteticky rozpuštěných příměsí je možná, avšak její průběh je závislý zejména na teplotě, při níž dochází k rozpadu austenitu. Obdobně jako v případě rekonstruktivních fázových přeměn austenitu na ferit dochází u displacivních přeměn k nukleaci a růstu zárodků feritické fáze. K nukleaci dochází nejčastěji na hranicích austenitických zrn v případě vzniku Widmanstättenova feritu, bainitu a martenzitu. Méně častým, avšak možným případem míst nukleace jsou místa uvnitř austenitických zrn, jak je tomu v případě acikulárního feritu. Díky specifickým podmínkám vzniku zde ferit vytváří charakteristickou morfologii, která nabývá tvaru jehlic či latěk.



#### 4.1.3.1 Widmanstättenův ferit a jeho charakteristika

Z pohledu mechanických a užitných vlastností bývají struktury, jejichž součástí je Widmanstättenův ferit nežádoucí. Důvodem je zejména jejich nepříznivý vliv na křehkolomové chování a vrubovou houževnatost ocelí. Přítomnost Widmanstättenova feritu ve struktuře oceli je způsobena hrubozrnnou strukturou, která může vzniknout v důsledku vysokého přehřátí oceli při tváření zatepla nebo tepelném zpracování a následného ochlazování kritickou rychlostí, při které nemůže dojít ke vzniku feritu rekonstruktivním mechanismem (Obr. 19).



Obr. 19 Widmanstättenův ferit ve struktuře záпустkového výkovku z oceli C45

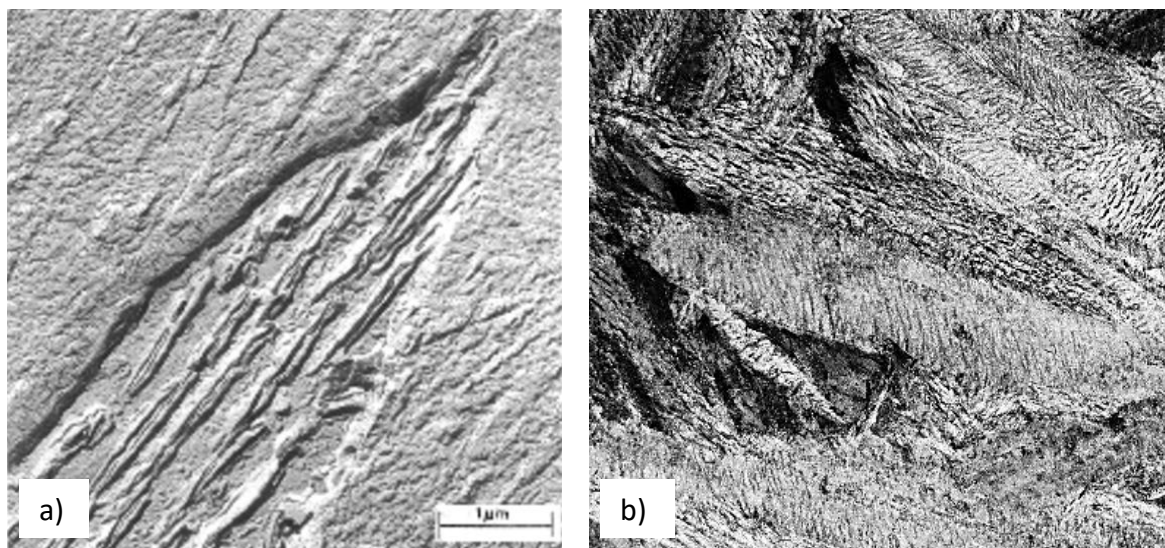
Uvedená kritická rychlost ochlazování je závislá zejména na chemickém složení oceli a míře zhrubnutí zrna [88]. Odstranění Widmanstättenova feritu ze struktury ocelí je možno docílit pouze žháním, jehož součástí je překrytalizace.

#### 4.1.3.2 Acikulární ferit a jeho vliv na vlastnosti ocelí

Vznik acikulárního feritu je na rozdíl od ostatních produktů displacivní přeměny austenitu iniciován uvnitř austenitických zrn, kde dochází k nukleaci jehlic acikulárního feritu na nekovových vměstcích charakteristického chemického složení. Nejčastěji na vměstcích obsahujících titan, síru, mangan apod.. Acikulární ferit vykazuje charakteristickou hvězdčovitou morfologií. K jeho vzniku dochází u hrubozrnných přehřátých ocelí, avšak na rozdíl od Widmanstättenova feritu nebyly pozorovány negativní účinky na mechanické vlastnosti ocelí, a to i v případě, že tyto oceli obsahovaly převážný podíl acikulárního feritu ve struktuře [89],[90]. Vysoký podíl acikulárního feritu ve struktuře má za následek dobré pevnostní charakteristiky a odolnost vůči porušení křehkým lomem. Pakliže je velikost výchozí austenitická struktura jemnozrnná nedochází k nukleaci a růstu jehlic acikulárního feritu, avšak přednostnímu růstu jehlic bainitického feritu.

### 4.1.3.3 Bainit

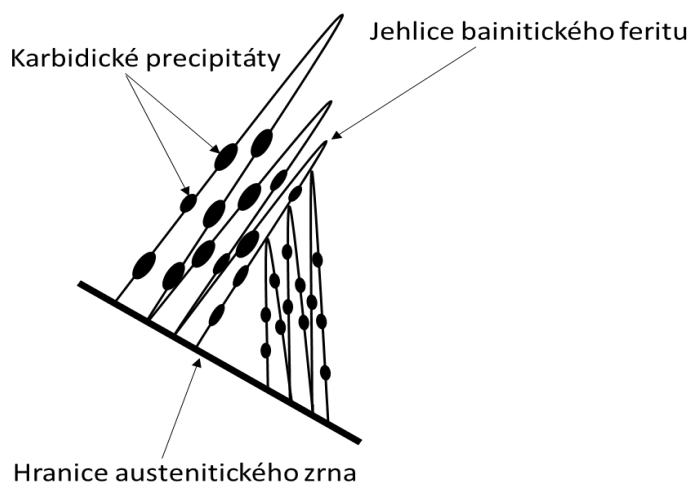
Bainit vzniká ve struktuře ocelí vlivem silného přechlazení austenitu do oblasti teplot, kde je difuze substitučních prvků velmi omezená. K nukleaci zárodků bainitického feritu dochází vždy na hranicích austenitických zrn. Transformace austenitu na bainitický ferit pak probíhá smykovým mechanismem, v jehož důsledku vzniká specifická jehlicovitá morfologie (Obr. 20, 21) [91]. Mikroskopická pozorování prokázala, že bainitické jehlice tvoří svazky, které jsou vzájemně odděleny velko-úhlovými hranicemi.



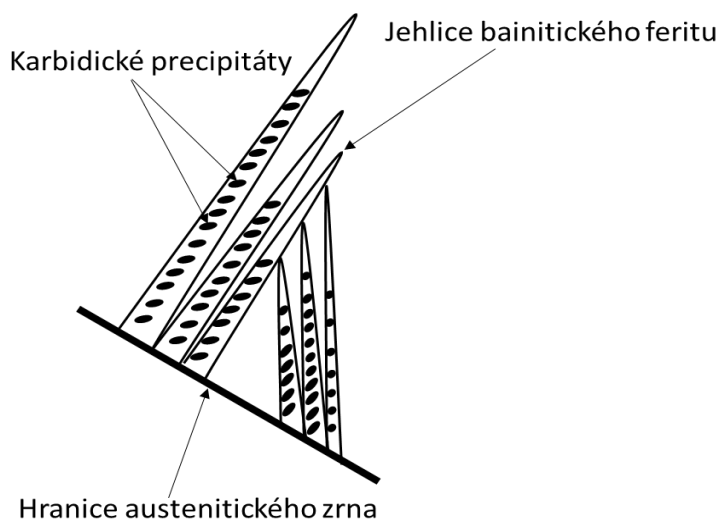
Obr. 20 Morfologie bainitu vznikajícího u konvenčních druhů ocelí [92] - a) horní bainit b) dolní bainit

Protože je předpokládáno, že ke vzniku bainitického feritu dochází stříhovým mechanismem, musí být vznikající jehlice bainitu přesyceny uhlíkem. Míra přesycení je dána průměrným obsahem uhlíku v oceli. Aby bylo dosaženo stavu, který by se nejvíce přiblížil metastabilní rovnováze, dochází k přerozdělení uhlíku mezi bainitickým feritem a okolním austenitem. Míra přerozdělení je dána zejména difuzní schopností uhlíku, která je závislá na teplotě fázové transformace austenit - bainit [93]. Z obecného pohledu je proto možno konstatovat, že podmínky difuze uhlíku ovlivňují výslednou morfologii bainitických struktur. V případě, kdy je teplota fázové transformace dostatečně vysoká pro difuzní pochody uhlíku, dochází k částečnému vytěsňování uhlíku z bainitických jehlic směrem k fázovému rozhraní s austenitem. Narůstající obsah uhlíku na tomto rozhraní může mít za následek dosažení kritické hodnoty pro tvorbu karbidických precipitátů. Tak vzniká struktura tvořená jehlicemi bainitického feritu a nelamelárními karbidy na jejich hranicích [94].

V případě silného přechlazení austenitu na teplotu, kdy je významně snížena difuzní schopnost uhlíku, je struktura bainitu tvořena jehlicemi bainitického feritu, uvnitř kterých dochází k precipitaci nelamelárních karbidů se specifickou orientací přibližně 45° vzhledem k podélné ose bainitických jehlic.



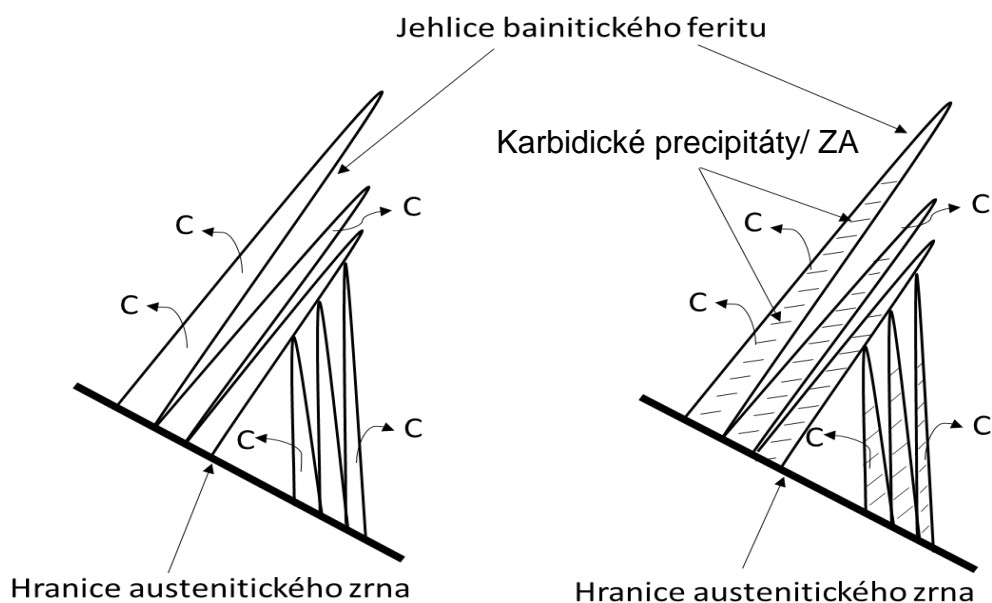
Obr. 21 Morfologie horního bainitu vznikající u konvenčních druhů ocelí



Obr. 22 Morfologie dolního bainitu vznikající u konvenčních druhů ocelí

Přítomnost karbidických precipitátů v bainitických strukturách bývá často příčinou zhoršených vlastností ocelí, a to z důvodu křehko-lomových vlastností karbidických částic. Přítomnost karbidů ve struktuře bainitických ocelí je možno snížit nebo eliminovat přísadou dostatečného množství křemíku 1,8 až 2 % hmotnostních, nebo alternativně i hliníku (Obr. 22, 23, 24) [95]. Příčinou uvedeného retardačního potenciálu křemíku je jeho zanedbatelná rozpustnost v karbidech. Aby mohlo k precipitaci karbidických částic dojít, musí dojít jednak k místní koncentraci uhlíku, jednak musí být křemík z těchto míst vytěsněn [96]. Protože je však difuze křemíku při teplotách bainitických transformací prakticky nemožná, nemůže k potřebnému přerozdělení křemíku dojít, čímž je precipitace karbidů silně omezena. Obdobný efekt omezení tvorby karbidů byl pozorován rovněž v případě legování hliníkem, které se však v praxi uplatňuje pouze v omezené míře. Důvodem je poměrně složitá metalurgie spojená s přísadou hliníku do ocelí, dále pak vysoká reaktivnost hliníku s prvky jako je kyslík a zejména dusík, se kterým hliník vytváří v ocelích velmi stabilní, tvrdé a křehké nitridy.

Uhlík, který se u bainitických struktur legovaných křemíkem nezúčastňuje precipitačních reakcí, může být vytěšňován z přesycených jehlic bainitického feritu a následně obohacovat okolní austenit [97], [98], [99]. Podmínkou pro tento děj je dostatečná teplota pro difuzní pochody uhlíku. V případě izotermického zpracování ocelí v oblasti bainitické transformace může být narůstající obsah uhlíku v austenitu příčinou termodynamické stabilizace austenitu, která může mít za následek zastavení samotné fázové transformace austenit - bainit [100]. Tak může být struktura na rozdíl od ocelí s nízkým obsahem křemíku tvořena směsí bainitu, martenzitu a zbytkového austenitu, jejichž vzájemný podíl je závislý na teplotě izotermického zpracování. V případě an-izotermického zpracování ocelí s vyšším obsahem křemíku v oblasti bainitické transformace dochází k obdobnému vývoji mikrostruktury, jako v případě izotermického zpracování, avšak výsledný podíl bainitu, martenzitu a zbytkového austenitu ve struktuře je závislý zejména na rychlosti ochlazování z teploty austenitizace.



Obr. 23 Morfologie horního, dolního bainitu vznikající u nekonvenčních druhů ocelí s vyšším obsahem křemíku, hliníku

Pevnost bainitických struktur je dána kombinací účinků mechanismů zpevnění, kterými jsou zpevnění tuhého roztoku substitučními a intersticiálními prvky, zpevnění v důsledku dislokační substruktury, precipitační zpevnění, zpevnění hranicemi bainitických jehlic a zpevnění velikostním faktorem struktury a substruktury [102]. Dle odborných pramenů je pevnost bainitu do značné míry závislá na dislokační struktuře a její pohyblivosti, která je omezoována jednak přítomností precipitátů, které musí dislokace obcházet, jednak hranicemi jednotlivých bainitických jehlic, které představují nepřekonatelnou bariéru pro pohyb dislokací.





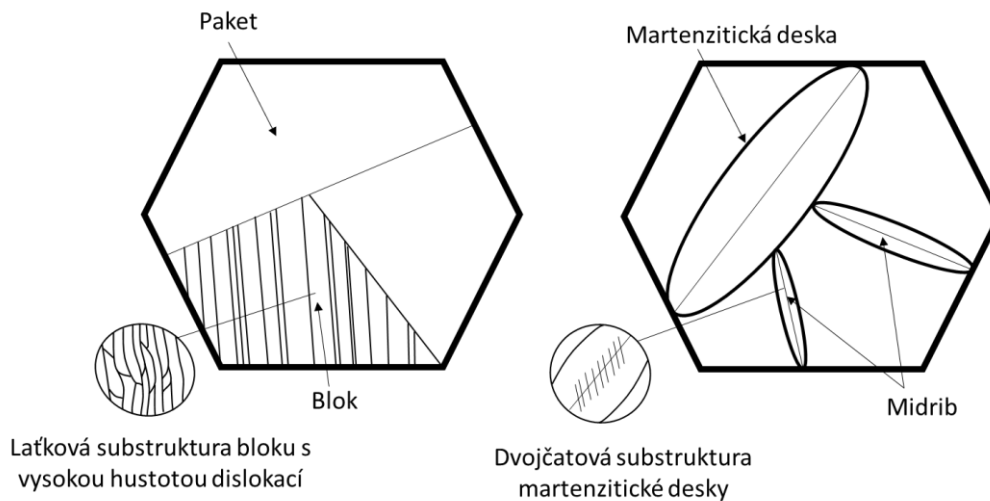
Obr. 24 Morfologie dolního bainitu – ocel s vyšším obsahem křemíku –TEM [101]

#### 4.1.3.4 Martenzit

Martenzitická transformace je charakteristická bez-difuzním charakterem fázové přeměny austenit - ferit, při které nedochází k difuzi ani substitučních, ani intersticiálních prvků. Obdobně jako ve výše uvedených případech fázových transformací austenitu je martenzitická přeměna v ocelích spojena s nukleací zárodků a jejich následným růstem. K nukleaci zárodků dochází vždy na hranicích austenitických zrn. Růst zárodků probíhá velmi vysokou rychlostí.

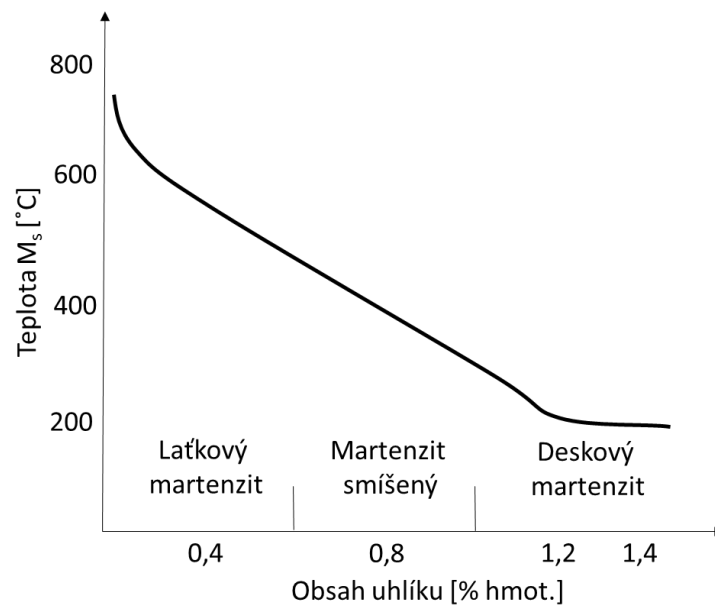
Vznik martenzitu v ocelích je podmíněn přechlazením austenitu do teplotní oblasti reprezentované teplotami  $M_s$  a  $M_f$ . Průběh martenzitické transformace v ocelích v této oblasti vykazuje atermální charakter, při kterém k nárůstu podílu martenzitu ve struktuře dochází pouze při kontinuálním ochlazování oceli. Výše teplot  $M_s$  a  $M_f$  není závislá na rychlosti ochlazování, avšak je dána konkrétním chemickým složením kalené oceli. Z obecného pohledu lze konstatovat, že všechny legující a doprovodné prvky s výjimkou kobaltu uvedené teploty posouvají blíže k teplotě pokojové. Výrazný vliv na snížení teplot  $M_s$  a  $M_f$  mají zejména austenito-tvorné prvky – uhlík, mangan, nikl, dusík.

Morfologie martenzitických struktur v ocelích je závislá především na obsahu uhlíku. Jedná se o morfologie lačkového, deskového nebo smíšeného typu (Obr. 25) [103]. Lačkový martenzit vzniká v nízko- a středně-uhlíkových ocelích s obsahem uhlíku do 0,65 % hmotnostních (Obr. 26). Jednotlivé martenzitické lačky jsou charakteristické vysokou hustotou dislokací vzniklých vlivem plastické deformace výchozího austenitu. Obdobně jako v případě bainitických struktur rostou lačky martenzitu v paketech vyplňujících jednotlivá zrna.



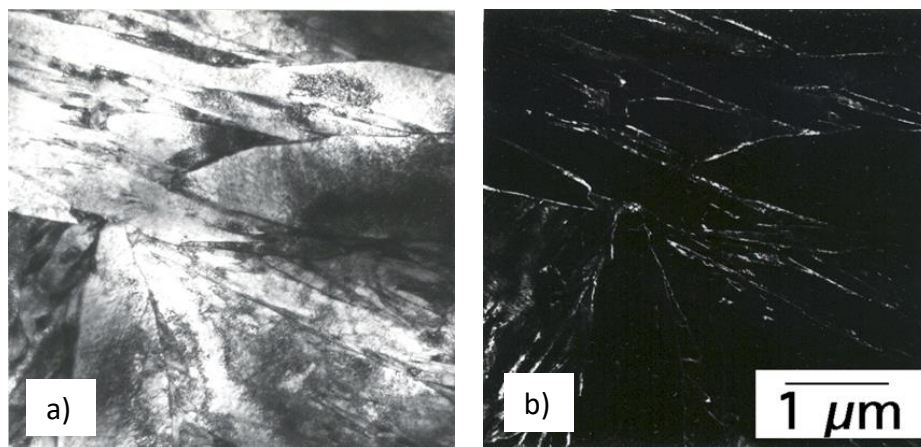
Obr. 25 Morfologie martenzitických struktur vznikajících v oceli

U ocelí s vyšším obsahem uhlíku než 0,65 % hmotnostních vzniká martenzit smíšeného nebo deskového charakteru. Deskový martenzit vzniká obdobně jako martenzit laťkový v důsledku plastické deformace, ke které však dochází mechanismem dvojčatění. Tak vzniká charakteristická struktura martenzitických desek s dvojčatovou substrukturou.



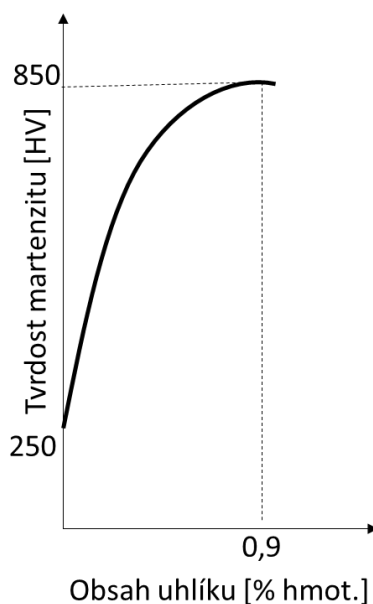
Obr. 26 Schématická závislost morfologie martenzitu a teploty  $M_s$  na obsahu uhlíku v oceli

Při kalení ocelí vzniká struktura tvořená laťkami či deskami martenzitu a zbytkového austenitu, který může nabývat podoby tenkých filmů mezi jednotlivými laťkami, či izolovaných ostrůvků mezi laťkami nebo deskami (Obr. 27) [104]. Množství a morfologie zbytkového austenitu ve struktuře jsou dány zejména chemickým složením kalených ocelí. K výraznému nárůstu zbytkového austenitu ve struktuře dochází při vyšších koncentracích uhlíku, manganu, niklu a dalších prvků snižujících teploty  $M_s$  a  $M_f$ . Přítomnost zbytkového austenitu ovlivňuje výsledné napěťově-deformační charakteristiky ocelí. Bylo prokázáno, že



Obr. 27 Zbytkový austenit ve struktuře zakalené oceli – a) světlé pole TEM, b) tmavé pole TEM [114]

tenké austenitické filmy mezi martenzitickými latkami zvyšují houževnatost a plastičnost kalených ocelí. Naopak izolované ostrůvky netransformovaného austenitu mohou být příčinou vzniku trhlin a rozměrové nestability kalených součástí. Důvodem je metastabilní povaha austenitických ostrůvků, které se při vnějším zatížení transformují na křehký nepopuštěný martenzit, nebo se vlivem působení vnějších vlivů rozpadají na struktury bainitického typu.



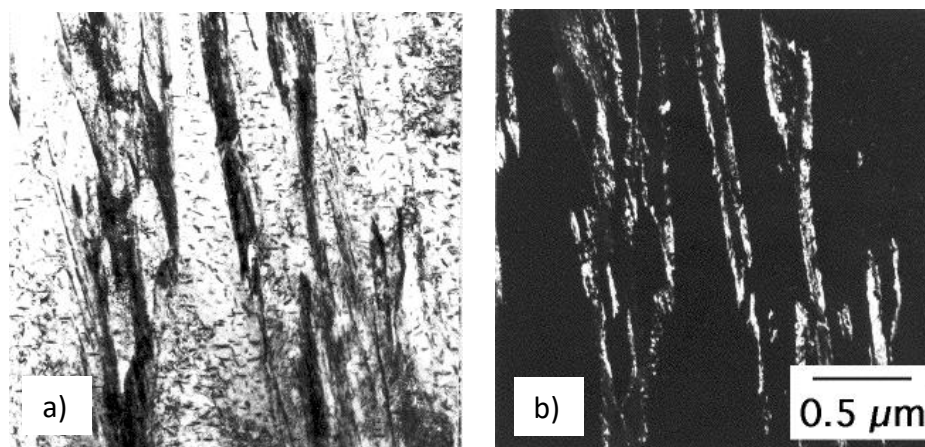
Obr. 28 Vliv obsahu uhlíku na tvrdość martenzitu v oceli

Pevnost martenzitických struktur po zakalení je dána kombinací mechanismů zpevnění, z nichž nejvýznamnější je zpevnění tuhého roztoku, zpevnění dislokační substrukturou, zpevnění hranicemi zrn a hranicemi jednotlivých latěk či dvojčat [105], [106], [107]. Obecně je možno konstatovat, že s rostoucím obsahem uhlíku v kalených ocelích, vzrůstá pevnost martenzitu, přičemž nejvyšších hodnot pevnosti v tahu – 2500 MPa je dosahováno u ocelí s obsahem uhlíku do 0,65 % hmotnostních (Obr. 28). Důvodem je fakt, že nad uvedenou

hranicí jsou součástí mikrostruktury kalených ocelí diskutovaná křehká dvojčatová struktura martenzitu a dále nestabilní austenitické ostrůvky. Výše dosahované pevnosti je na straně druhé vyvažována ztrátou plastických vlastností, která je způsobena vysokou hustotou dislokací a jejich imobilitou při vnějším zatěžování.

Zlepšení tvárnosti kalených ocelí je možno dosáhnout pomocí popouštění, v jehož důsledku klesají pevnostní charakteristiky a dochází ke zlepšení plastičnosti [108]. Podstatou popouštění jsou děje spojené s postupnou přeměnou uhlíkem přesyceného tetragonálního martenzitu na ferit, které jsou doprovázeny difuzí uhlíku, rozpadem zbytkového austenitu, zotavením dislokační struktury [109]. Výrazný vliv při popouštění kalených ocelí sehrává teplota, při které jsou tyto oceli zpracovávány. Tak je možno odlišit několik stádií, které souvisí s určitou výší teploty a které jsou charakteristické specifickými pochody vedoucími ke změně struktury a v konečném důsledku ke změně mechanických vlastností.

S procesy přerozdělení a difuze uhlíku jsou úzce spojeny strukturální změny martenzitu. Vznik přechodových karbidů způsobuje místní snížení koncentrace uhlíku uvnitř martenzitických latí a desek. Okolo vznikajících karbidických útvarů vznikají zóny ochuzené o uhlík, čímž v těchto místech klesá tetragonalita martenzitu [110]. V rozmezí teplot 200 až 300°C vzrůstá rychlost růstu karbidických útvarů vlivem vyšší difuzní rychlosti uhlíku (Obr. 29). Nad teplotou 300°C dosahuje koncentrace uhlíku v martenzitu již jen 15 až 25 % koncentrace po zakalení [111], [112], [113].



Obr. 29 Precipitace karbidů při popouštění oceli – a) světlé pole TEM, b) tmavé pole TEM – rozpad zbytkového austenitu na směs feritu a cementitu [114]

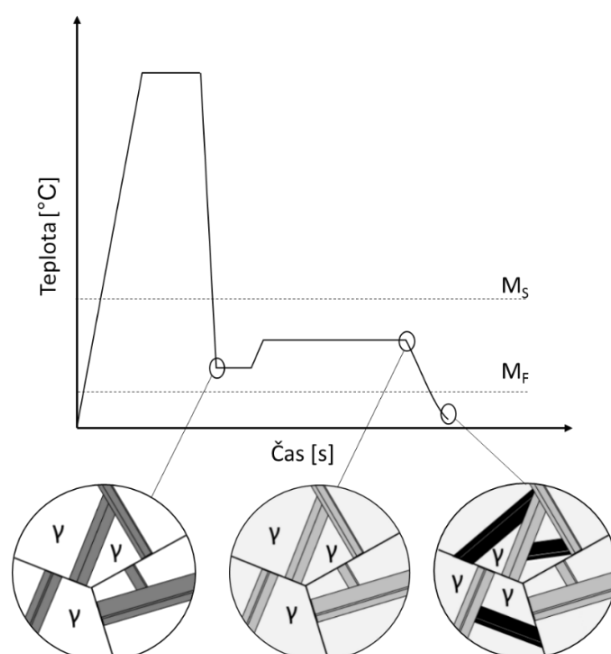
#### 4.1.4 Nekonvenční metody tepelného zpracování ocelí

Snižování hmotnosti automobilů spojené s úsporou paliva, zlepšením ekologických ukazatelů při zachování vysokého stupně bezpečnosti lze dosáhnout zvyšováním pevnostních hodnot použitých druhů ocelí. Z tohoto důvodu je prováděn výzkum nových druhů tepelného zpracování, který je založen na aplikaci nejnovějších poznatků materiálového inženýrství do technologických postupů zpracování. Jedná se o zpracování vysoko-pevných ocelí metodou Q-P, zpracování bainitických vysoko-pevných křemíkových ocelí pomocí izotermického žhání a zpracování ocelí s vyšším obsahem manganu.



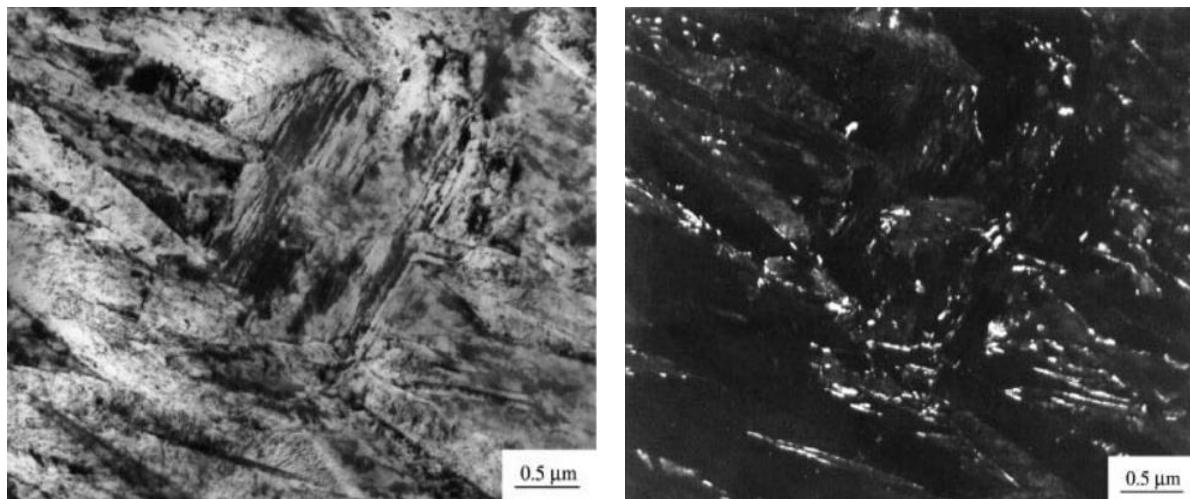
#### 4.1.4.1 Zpracování vysoko-pevných ocelí metodou Q-P

Metoda Q-P, tedy kalení s přerozdělením (Quenching and Partitioning) patří mezi nejmodernější a technicky nejlépe realizovatelné postupy zpracování vysoko-pevných UHSS ocelí. Q-P proces je založen na principu částečného zakalení oceli pod teplotu  $M_s$ , kdy v oceli vznikne určitý podíl martenzitu, jehož množství je možno řídit teplotou zakalení mezi  $M_s$  a  $M_f$  [115]. Podstata procesu je založena na myšlence přerozdělení uhlíku mezi martenzitem a zbytkovým austenitem tak, aby došlo ke stabilizaci zbytkového austenitu (Obr. 30) [116], [117]. Ten by pak měl tvořit plastickou složku oceli a přispívat tak k nezanedbatelné tvárnosti. Nutnou podmínkou funkčnosti uvedeného je, aby uhlík netvořil ve fázi přerozdělení karbidy, které by tak sehrávaly roli „pojídačů“ uhlíku. Tím by nedošlo ke stabilizaci austenitu uhlíkem, čímž by byla významně snížena plasticita ocelí zpracovaných metodou Q-P. Uvedenou nutnou podmínku je možno dosáhnout přísadou křemíku více jak 1,6% hmotnostních [118].



Obr. 30 Schématické znázornění principu metody Q-P

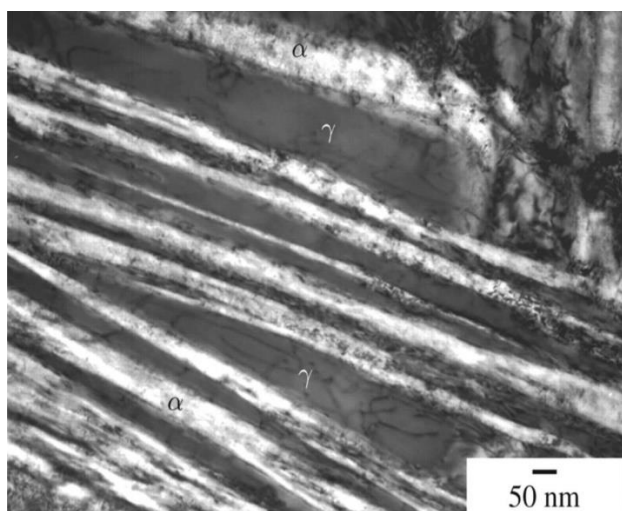
Úspěšná realizace zpracování vysoko-pevných ocelí metodou Q-P je podmíněna dostatečnou stabilizací zbytkového austenitu uhlíkem ve fázi přerozdělení. Z tohoto hlediska nesmí dojít ke shlukování uhlíku v dislokačních uzlech, které se tak stávají zárodky pro tvorbu karbidických precipitátů [119]. Neméně důležitou podmínkou je dále dostatečná stabilita netransformovaného austenitu, který se nesmí ve fázi přerozdělení rozpadat na struktury bainitického typu (Obr. 31) [120], [121].



Obr. 31 Mikrostruktura oceli zpracované metodou Q-P [124]

#### 4.1.4.2 Zpracování vysoko-pevných bez-karbidických bainitických - CFB křemíkových ocelí

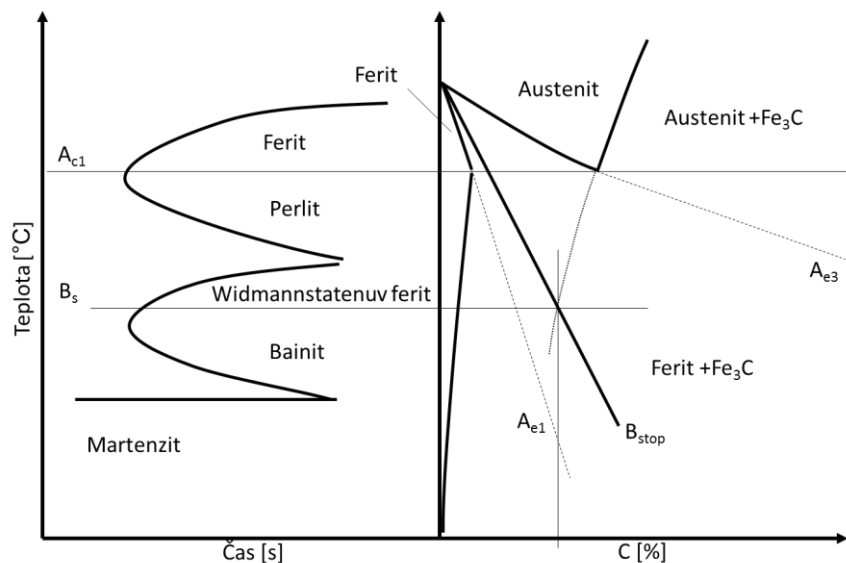
Princip zpracování bainitických křemíkových ocelí je založen na vytvoření mikrostruktury tvořené bez-karbidickým bainitickým feritem a zbytkovým austenitem, který tvoří tenké tvárné filmy mezi jednotlivými bainitickými jehlicemi (Obr. 32).



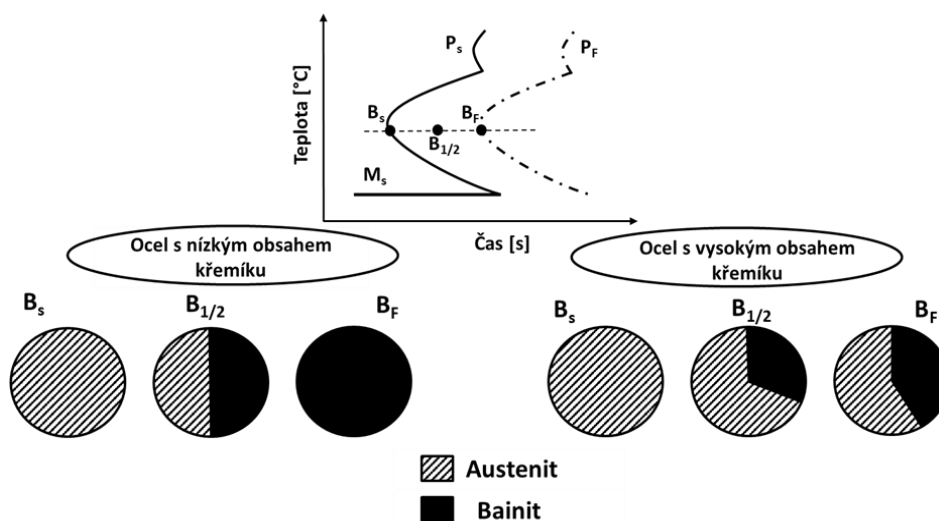
Obr. 32 Mikrostruktura bez-karbidické - bainitické křemíkové oceli [131]

Uvedená struktura vzniká v těchto ocelích v důsledku přítomnosti křemíku, který obdobně, jako v případě zpracování metodou Q-P zpomaluje nebo úplně zamezuje precipitaci karbidických fází, které u běžných druhů ocelí vznikají v důsledku rozdílné rozpustnosti mezi vznikajícími jehlicemi bainitického feritu a okolního austenitu [126], [127]. Vlivem přerozdělení uhlíku dochází ke zvýšení jeho obsahu v austenitu, který obklopuje bainitické jehlice [128]. Postupný nárůst obsahu uhlíku má za následek fenomén označovaný jako neúplnost bainitické transformace, v jehož důsledku dochází k zastavení fázové transformace austenit/bainit před úplným rozpadem austenitu (Obr.33). Příčinou tohoto jevu je vliv uhlíku na polohu teploty  $T_{Bs}$ , která se rostoucím obsahem uhlíku

v austenitu klesá [129], [130]. Nutno poznamenat, že k zastavení bainitické transformace před úplným rozpadem austenitu dochází pouze při izotermickém zpracování (Obr. 34).



Obr. 33 Schématické znázornění principu neúplnosti bainitické transformace



Obr. 34 Průběh bainitické transformace při austemperingu ocelí s rozdílným obsah křemíku

#### 4.1.4.3 Zpracování ocelí s vyšším obsahem manganu

Přítomnost zbytkového austenitu v ocelích lze z obecného pohledu považovat za příčinu zlepšení napětově-deformačních charakteristik. Předpokladem však je, aby přítomnost zbytkového austenitu byla spjata s tenkými obálkami a filmy obklopující okolní fáze. Množství zbytkového austenitu v běžných druzích používaných ocelí je dáno zejména obsahem uhlíku, manganu a niklu. Právě legování manganem v množství 4 až 10 % hmotnostních představuje jednu z cenově nejdostupnějších alternativ pro zajištění vyššího

obsahu zbytkového austenitu, aniž by bylo nutné zvyšovat obsah uhlíku v oceli [132],[133]. Mangan působí příznivě na zpevnění tuhého roztoku a dále snižuje teploty  $M_s$  a  $M_f$ .

Oceli s vyšším obsahem manganu jsou zpracovávány nejčastěji pomocí inter-kritického žíhání ve dvoufázové oblasti ferit-austenit [134]. Jako polotovary jsou používány zastudena či zatepla tvářené plechy či pásy. Mechanické vlastnosti ocelí s vyšším obsahem manganu jsou závislé zejména na teplotě inter-kritického žíhání. Protože obsah uhlíku ve většině případů nepřesahuje hodnotu 0,15 %hmotnostních, dosahují tyto oceli maximálních pevností v tahu blížících se 2000 MPa. Z obecného pohledu je možno konstatovat, že s rostoucí teplotou inter-kritického žíhání vzrůstají pevnostní charakteristiky těchto ocelí, naopak tažnost klesá.

Zbytkový austenit ve struktuře hraje významnou roli pro plastické vlastnosti ocelí s vyšším obsahem manganu [135],[136]. Doposud však nebyl nalezen přímý vztah mezi obsahem zbytkového austenitu a výslednou tažností. Na základě výsledků četných výzkumů vyplývá, že rostoucí obsah zbytkového austenitu nezpůsobuje úměrný nárůst tažnosti.

## 5 Motivace a cíle práce

S ohledem na značně rozsáhlé tematické zaměření disertační práce byla pro návaznou experimentální část vybrána problematika zabývající se nekonvenčními druhy bainitických struktur a jejich vývojem při izotermickém žhání na bainit. Hlavním cílem a motivací disertační práce bylo pochopení základních dějů a pochodů probíhajících u nekonvenčních druhů ocelí s vyšším obsahem křemíku při zpracování metodou austemperingu. Odlišný průběh fázových transformací austenitu u ocelí s vyšším obsahem křemíku umožňuje v závislosti na podmínkách zpracování získat mikrostruktury, které díky podstatě svého vzniku mohou dosahovat velice zajímavých kombinací mechanických vlastností a představují tak vysoký potenciál pro návrh technologicky, ekonomicky efektivních postupů zpracování. Výsledkem těchto postupů mohou být ocelové díly, které se vyznačují vysokým stupněm bezpečnosti, trvanlivosti a podstatně nižší ekologickou zátěží, než je tomu u současně používaných druhů konvenčních ocelí.

V disertační práci byla řešena problematika vývoje bainitických struktur při austemperingu ocelí se středním obsahem uhlíku s ohledem na obsah křemíku a chrómu. Právě tyto prvky sehrávají významnou roli pro vznik fenoménu neúplnosti bainitické transformace, v jehož důsledku dochází k zastavení bainitické transformace před úplným rozpadem mateřského austenitu. Příčinou tohoto fenoménu je vytvoření termodynamické soustavy tvořené bainitickým feritem a netransformovaným (zbytkovým) austenitem, která může vykazovat v porovnání s konvenčními druhy bainitických struktur tvořených termodynamickou soustavou bainitického feritu a karbidických precipitátů výrazně odlišný průběh mechanických vlastností. Přestože byl fenomén nekompletnosti bainitické transformace studován nesčítelným množstvím literárních zdrojů, nedošlo dosud k jednoznačnému objasnění jeho samotné podstaty, jejíž pochopení by však mohlo být zdrojem cenných informací pro navrhování a optimalizaci vysoce efektivních a úsporných postupů zpracování ocelí používaných v automobilovém průmyslu.

Fázová transformace austenitu na bainit za podmínek izotermického zpracování bývá v současné době označována jako transformace smykového charakteru, jenž je realizována stříhovým mechanismem, při kterém dochází k přeměně krychlové, plošně středěné mřížky austenitu na krychlovou prostorově středěnou mřížku feritu. Ve většině případů je umožněna difuze intersticiálních prvků, avšak difuze substitučních prvků bývá považována za zanedbatelnou. Vlivem fázové přeměny austenitu na bainitický ferit dochází k vytěsňování uhlíku z bainitického feritu. Tak dochází u konvenčních druhů ocelí k místní akumulaci uhlíku a následné tvorbě karbidických precipitátů, které v závislosti na podmínkách resp. výši teploty izotermického zpracování, tvoří diskontinuální obálky obklopující jehlice bainitického feritu, nebo dochází k nukleaci karbidů uvnitř bainitických jehlic. Pokud jsou však oceli legovány dostatečným množstvím křemíku (nebo hliníku), může být precipitace karbidů z velké části nebo úplně potlačena. Uhlík, který se nezúčastní precipitace, může následně difundovat do okolního austenitu. Tím jsou vytvořeny podmínky pro navrhování nových postupů zpracování, založené na vytváření struktur tvořených vysoce stabilním a tvárným austenitem a bainitickým feritem.

## 6 Experimentální část

Experimentální část práce byla zaměřena na studium konceptu neúplnosti bainitické transformace při zpracování středně – uhlíkových nízkolegovaných ocelí s vyšším obsahem křemíku metodou austemperingu. Motivací pro experimentální program bylo objasnění zákonitostí spojených se vznikem modifikovaných bez-karbidických bainitických struktur, které by mohly představovat struktury s vysokým potenciálem uplatnění pro výrobu vysoko-  
pevných automobilových dílů.

Důvodem použití ocelí se středním obsahem uhlíku byla potřeba provedení izotermických postupů zpracování v teplotním spektru rozpadu austenitu na bainit pohybujícímu se v rozmezí teplot 500 až 300°C tak, aby mohl být zkoumán charakter vzniku bainitických struktur s přihlédnutím ke snížené anebo zanedbatelné difuzní schopnosti přísadových prvků a uhlíku.

V první fázi experimentu byl zkoumán vliv křemíku na vývoj mikrostruktury v závislosti na podmínkách austemperingu. Pro zvolené oceli byly provedeny kalkulace termodynamických veličin, na jejichž základě byly provedeny matematické odhady teoretického vývoje mikrostruktury v závislosti na teplotě izotermického zpracování. Kalkulace byly provedeny na základě modelu T<sub>0</sub>, jehož základem byly výpočty založené na smykové povaze vzniku bainitu v ocelích. Kalkulované hodnoty podílu bainitu, martenzitu a austenitu ve struktuře byly následně porovnávány s experimentálně naměřenými daty, která byla získána na základě obrazových analýz mikrostruktur vzorků, které byly zpracovány dle navržených postupů izotermického zpracování. Tyto postupy byly navrženy tak, aby bylo možno popsat vývoj mikrostruktur sledovaných ocelí v celém teplotním spektru izotermického rozpadu austenitu na bainit. Samotnému návrhu režimů izotermického zpracování předcházely dilatometrické analýzy, jejichž prostřednictvím byly stanoveny časy potřebné pro „úplný“ rozpad austenitu na bainit. Pro doplnění výsledků obrazových analýz byly použity difrakční analýzy podílu zbytkového austenitu a EDS analýzy chemického složení.

Ve druhé fázi experimentu byl zkoumán vliv obsahu chrómu na vývoj mikrostruktury zvolených ocelí se středním obsahem uhlíku a vyšším obsahem křemíku. Opět byly na základě výše uvedeného modelu provedeny kalkulace termodynamických veličin, které byly následně použity pro výpočet teoretického vývoje podílu bainitu, austenitu resp. martenzitu ve struktuře v závislosti na teplotě izotermického zpracování. Výsledky kalkulací byly následně porovnány s výsledky obrazových analýz experimentálních vzorků zpracovaných dle navržených postupů tepelného zpracování. Výsledky pozorování byly opět doplněny výsledky dilatometrických analýz, difrakčních fázových analýz a EDS chemických analýz.

Ve třetí fázi experimentálního programu bylo provedeno porovnání vlivu parametrů austemperingu na vývoj mechanických vlastností. Byly zdokumentovány závislosti meze pevnosti  $R_m$ , meze kluzu  $R_e$ , celkové tažnosti  $A_{5mm}$  na teplotě izotermického zpracování. Byla provedena porovnání záznamů tahových diagramů s ohledem na napětově-deformační chování zkoumaných ocelí. Pro doplnění informací byly provedeny fraktografické analýzy lomových ploch.

V závěrečné fázi experimentu byl proveden návrh vlastního modelu popisujícího vývoj mikrostruktury použitých experimentálních ocelí s vyšším obsahem křemíku v závislosti na teplotě austemperingu. Navržený model byl následně ověřován pomocí difrakčních fázových analýz.

Řešení problematiky bainitické transformace při izotermickém zpracování od jejího počátku až do dokončení disertační práce bylo spojeno se zpracováním a zkoumáním četného množství vzorků, kterému bylo věnováno velké úsilí, shromažďování a porovnávání dostupných informací. Uveřejnění veškerých informací a dat získaných v průběhu výzkumu ze všech zpracovaných vzorků nebylo s ohledem na rozsáhlost získaných dat možné, proto byly v textu experimentální části disertační práce popsány a diskutovány „jednotlivé režimy zpracování“, i když tyto charakterizovaly a reprezentovaly vlastnosti celých skupin zpracovaných vzorků, které byly pro tvorbu disertační práce použity.

V experimentální části disertační práce bylo pracováno se dvěma pojmy: izotermické žíhání na bainit a austempering, které však v odborné praxi vyjadřují pouze odlišné termíny pro tentýž shodný způsob zpracování použitých materiálů a byly v textu použity zejména z důvodu stylistického.

V textu experimentální části disertační práce byly použity dva různé názvy spojené s přítomností austenitu ve struktuře zpracovaných vzorků. Jednalo se o netransformovaný austenit, kterým byl označen austenit přítomný ve struktuře vzorků ve fázi izotermického zpracování, který mohl následně podléhat dalším přeměnám při závěrečné fázi kalení na pokojovou teplotu. Dále se jednalo o austenit zbytkovým, kterým byl označen austenit přítomný ve struktuře vzorků za pokojové teploty, a tedy po celém cyklu tepelného zpracování.

## 6.1 Experimentální materiál

Pro účely experimentálního programu disertační práce byla v prvním kroku zvolena konvenční středně-uhlíková, nízko-legovaná ocel 42CrMo4, jež je v současné době používána jako běžný materiál pro zpracování zušlechťovaných automobilových dílů a součástí v kovárenských závodech a závodech tepelného zpracování. Na základě chemického složení této oceli byly dále navrženy a odlity zkušební tavby ocelí s označením 42SiCr, 42SiMn (Tab. 9). Tyto oceli byly navrženy tak, aby bylo možno sledovat vliv křemíku a chromu na průběh bainitické transformace při izotermickém tepelném zpracování.

| Označení oceli | Chemické složení[%hmotnostní] |      |      |       |       |       |      |      |    |
|----------------|-------------------------------|------|------|-------|-------|-------|------|------|----|
|                | C                             | Si   | Mn   | P     | S     | Cr    | Mo   | Ni   | Al |
| 42CrMo4        | 0,43                          | 0,24 | 0,76 | 0,010 | 0,008 | 1,1   | 0,16 | 0,09 | -  |
| 42SiCr         | 0,43                          | 2,03 | 0,62 | 0,009 | 0,004 | 1,3   | 0,03 | 0,07 | -  |
| 42SiMn         | 0,43                          | 2,03 | 0,62 | 0,009 | 0,004 | 0,008 | 0,03 | 0,07 | -  |

Tab. 9 Chemické složení použitých experimentálních ocelí

Jednotlivé oceli byly dodány ve formě polotovaru – zatepla válcovaných tyčí v případě oceli 42CrMo4, odlitých ingotů o hmotnosti 60 kilogramů v případě navržených ocelí 42SiCr a 42SiMn. Ingoty byly po dodání rozřezány a následně podrobeny homogenizačnímu žíhání v ochranné argonové atmosféře po dobu 6 hodin při teplotě 1200°C, normalizačnímu žíhání při teplotě 950° po dobu 2 hodin. Vyžíhané části ingotů byly následně zatepla překovány do formy tyčí průmětu 18 mm. Překované tyče byly následně společně se zatepla válcovanými tyčemi z oceli 42CrMo4 podrobeny homogenizačnímu žíhání v ochranné atmosféře při teplotě 1200 °C po dobu 3 hodin a normalizačnímu žíhání při teplotě 950°C po dobu 1 hodiny. Z takto zpracovaných tyčí byly vyrobeny zkušební tyče (viz příloha – kapitola 9.2), které byly posléze tepelně zpracovány pomocí termo-mechanického simulátoru.

Pro použité experimentální oceli byly pomocí programu JMatPro stanoveny IRA, ARA a austenitizační diagramy (viz příloha – kapitola 9.3), na jejichž základě bylo možno přibližně stanovit austenitizační teploty, časy potřebné pro zajištění plné austenitizace a homogenizace austenitu, přibližná teplotní pásma izotermického rozpadu austenitu na bainit a přibližné teploty  $M_s$ .

## 6.2 Použité přístroje a metody vyhodnocování

Data získaná pro tvorbu disertační práce byla pořízena na základě využití elektronové řádkovací mikroskopie, difrakčních fázových analýz, dilatometrických analýz, měření mechanických vlastností pomocí statické zkoušky tahem, EDS analýz chemického složení.

Hodnocení pomocí řádkovací elektronové mikroskopie bylo prováděno na řádkovacích elektronových mikroskopech TESCAN VEGA SB Easy Probe, SEM – FIB Cross Beam Auriga, který byl rovněž využit pro EDS analýzy chemického složení. Difrakční fázové analýzy byly prováděny na automatickém práškovém difraktometru AXS Bruker D8 Discover s plošným, pozičně citlivým detektorem HI-STAR a kobaltovou RTG lampou. Dilatometrické analýzy byly prováděny s využitím kalicího dilatometru L78 RITA (Rapid Inductive Thermal Analysis). Mechanické vlastnosti byly měřeny s využitím zařízení MTS 810. Tepelné zpracování vzorků bylo prováděno na termomechanickém simulátoru s indukčně – odporovým ohřevem.



### 6.3 Teorie konceptu neúplnosti bainitické transformace

Tento koncept je založen na stabilizaci zbytkového austenitu (ZA) ve struktuře ocelí vlivem vzrůstajícího obsahu uhlíku v ZA. K tomuto jevu dochází pouze u ocelí s vyšším obsahem křemíku (hliníku) - typicky 1,6 – 2 % hmotnostních. Koncept neúplnosti bainitické transformace je spojen především s izotermickým zpracováním ocelí, v jehož důsledku dochází k zastavení bainitické transformace před úplným vyčerpáním - rozpadem mateřského austenitu.

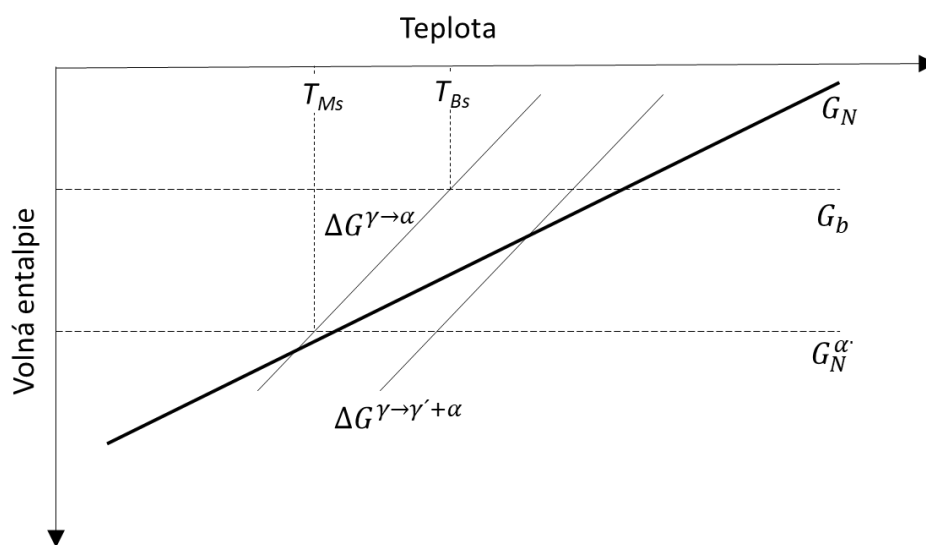
Obdobně jako u jiných druhů a typů ocelí (TRIP, QP atd.) jsou základy tohoto konceptu založeny na kalkulaci termodynamických veličin [137]. Tyto kalkulace jsou založeny na vzájemném poměru chemických potenciálů mezi bainitickým feritem a austenitem a jejich změnách v závislosti na teplotě izotermického zpracování. Z obecného pohledu je možné konstatovat, že k fázové transformaci austenit/bainit dochází při podchlazení austenitu na teplotu  $T_{Bs}$ . Tato teplota je z hlediska chemických potenciálů definována jako teplota, při které jsou splněny následující podmínky týkající se nukleace a růstu bainitu ve struktuře [138] (Obr.35):

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \gamma' + \alpha} < G_N ; \Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha} < -G_b$$

Člen  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \gamma' + \alpha}$  představuje maximální hodnotu rozdílu chemických potenciálů – volných entalpií mezi bainitickým feritem a austenitem. Člen  $G_N$  představuje kritickou hodnotu volné entalpie pro nukleaci bainitického feritu ve struktuře, jehož hodnota je podle dostupné literatury lineárně závislá na teplotě dle vztahu [139]:

$$G_N = 3,5463 * T - 3499,4 \text{ [J/mol]}$$

Člen  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$  představuje hodnotu rozdílu volných entalpií mezi feritem a austenitem o stejném chemickém složení. Člen  $G_b$  představuje energetické změny v důsledku smykové podstaty vzniku bainitického feritu, který nabývá přibližné hodnoty 400 J/mol [139].



Obr. 35 Průběh termodynamických veličin  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \gamma' + \alpha}$ ,  $G_N$ ,  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$ ,  $-G_b$ ,  $G_N^{\alpha}$  v závislosti na teplotě izotermického zpracování; určení nejvyšší teploty pro průběh fázové transformace austenit/bainit -  $T_{Bs}$ , a teploty počátku tvorby martenzitu  $T_{Ms}$

Člen  $G_N^{\alpha'}$  reprezentuje kritickou hodnotu volné entalpie, která je potřebná pro uskutečnění martenzitické transformace. Přibližná hodnota tohoto členu byla stanovena na 1220 J/mol.

Teplota  $T_{Bs}$  je úzce spjata s chemickým složením konkrétního druhu oceli. Významný vliv na její výši má křemík, mangan, chrom a zejména pak uhlík. Výši teploty  $T_{Bs}$  tedy určuje chemické složení austenitu, který je podrobován procesu austemperingu.

V průběhu procesu austemperingu by mělo s ohledem na koncept neúplnosti bainitické transformace docházet v závislosti na teplotě izotermického zpracování k vytvoření mikrostruktury tvořené bainitickým feritem a netransformovaným austenitem (NA), který může dále podléhat fázovým přeměnám (austenit/bainit, austenit/martenzit) nebo může zůstat ve struktuře zachován jako austenit zbytkový (ZA). Rozhodujícím faktorem pro zachování zbytkového austenitu ve struktuře po finálním ochlazení austemperovaných ocelí z teploty austemperingu je jeho stabilita. Tato je závislá na termodynamických podmínkách izotermického zpracování a do značné míry je ovlivněna teplotou izotermického zpracování, chemickým složením oceli a zejména pak obsahem uhlíku:

$$S_{(ZA)} = f(C, Si, Mn, Cr, Mo, Al; T...)$$

Množství uhlíku v netransformovaném resp. zbytkovém austenitu je závislé především na chemickém složení oceli a dále na podílu bainitického feritu ve struktuře:

$$C_{(ZA)}(\%hmot.) = f(C, Si, Mn, Cr, Mo, Al; V_b...)$$

Z hlediska konceptu neúplnosti bainitické reakce sehrává množství uhlíku v ZA rozhodující roli. Z tohoto důvodu nesmí při izotermickém žhání ocelí docházet ke konkurenčním reakcím, a to zejména precipitaci karbidů, segregaci uhlíku na dislokačních uzlech atd.

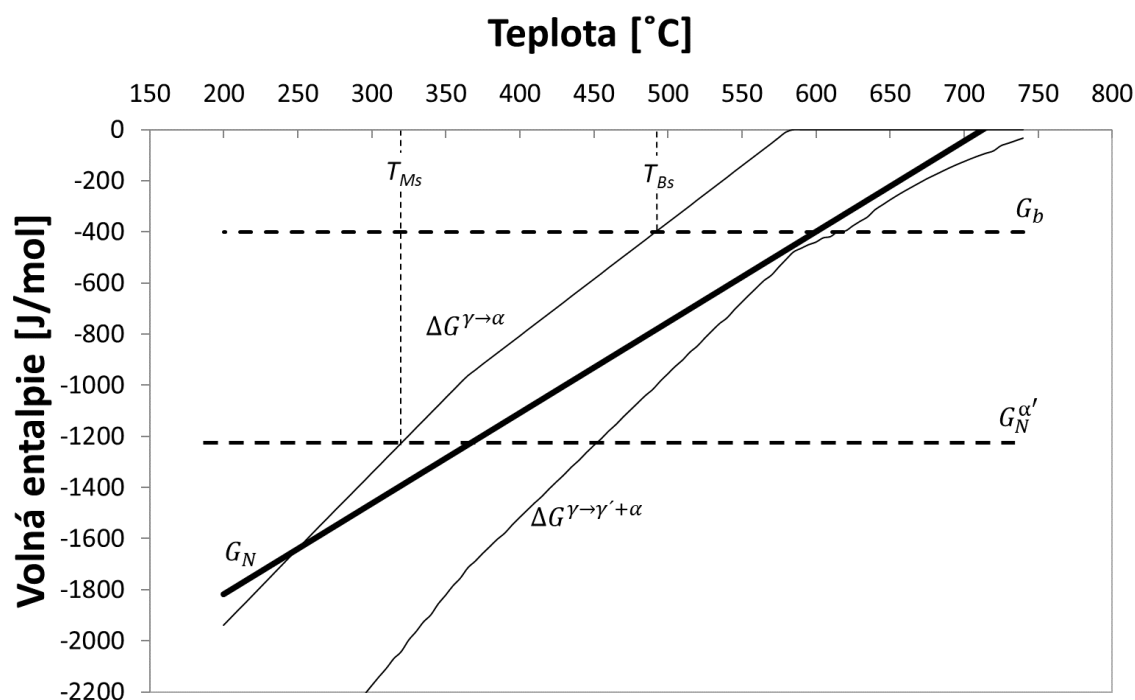
Před samotným řešením experimentálního programu je nutno podotknout, že uvedené definice termodynamických veličin spojených se změnami volné entalpie jsou založeny na představách, kdy ke vzniku bainitického feritu dochází obdobně jako v případě martenzitu stříhovým - bez-difuzním mechanismem, přičemž k přerozdělení uhlíku mezi bainitem a netransformovaným austenitem dochází difuzním mechanismem.

## 6.4 Vliv obsahu křemíku na průběh bainitické transformace při austemperingu

V první fázi řešení disertační práce byl zkoumán vliv obsahu křemíku na průběh vývoje mikrostruktur austemperovaných ocelí 42CrMo4 a 42SiCr.

### 6.4.1 Výpočet termodynamických veličin

Pro ocel 42SiCr byly provedeny kalkulace termodynamických veličin  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \gamma' + \alpha}$ ,  $G_N$ ,  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$ ,  $-G_b$ ,  $G_N^{\alpha'}$  na jejichž základě byla určena nejvyšší teplota rozpadu austenitu na bainit  $T_{Bs} = 495^\circ\text{C}$  [137] (Obr. 36).



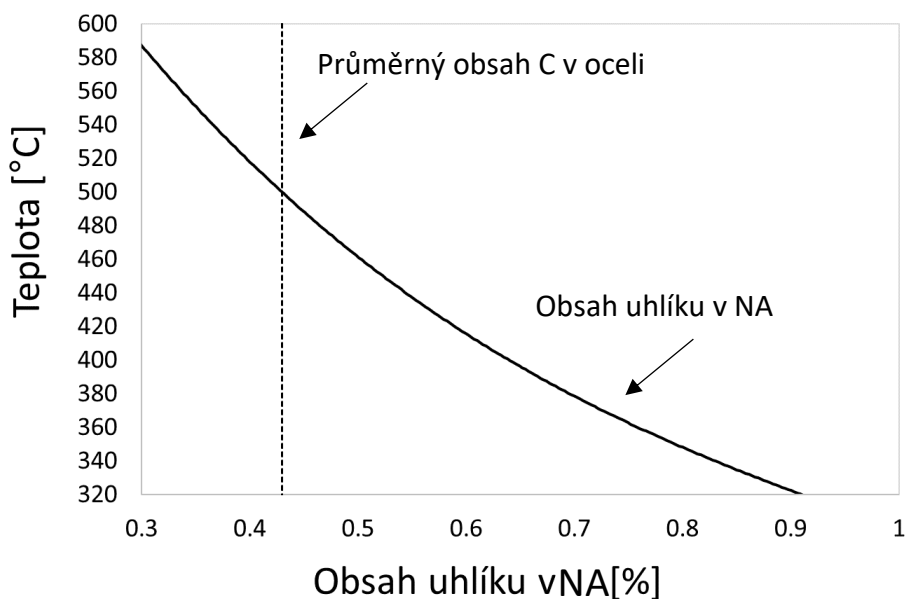
Obr. 36 Průběh termodynamických veličin  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \gamma' + \alpha}$ ,  $G_N$ ,  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$ ,  $-G_b$ ,  $G_N^{\alpha'}$  v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr, teplota  $T_{Bs} = 495^\circ\text{C}$

### 6.4.2 Výpočet obsahu uhlíku v netransformovaném austenitu a podílu bainitu v závislosti na teplotě austemperingu

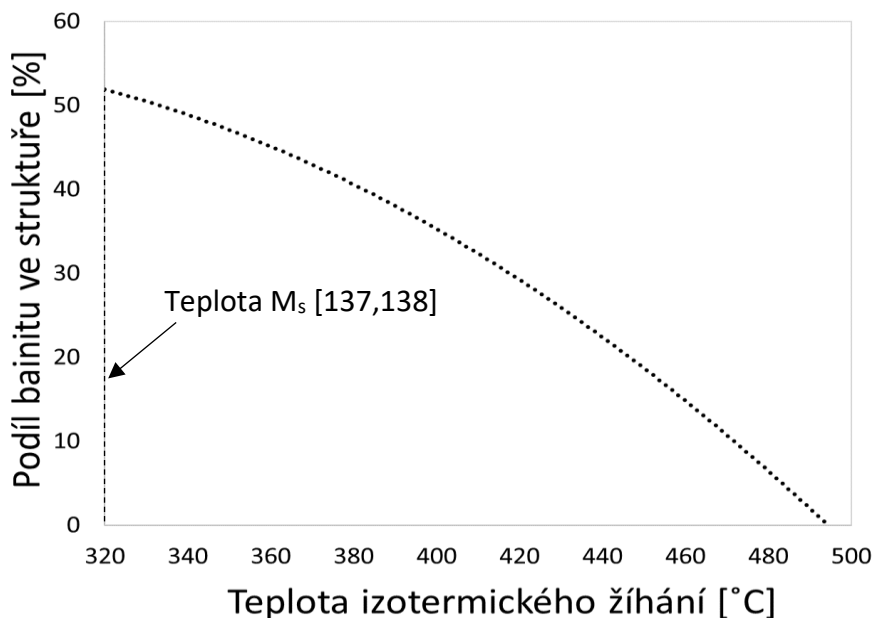
Pro účely experimentálního programu byly provedeny výpočty teoretického mezního obsahu uhlíku v netransformovaném austenitu - NA v okamžiku dosažení termodynamické rovnováhy mezi bainitickým feritem a austenitem s přihlédnutím ke smykové podstatě mechanismu vzniku bainitického feritu [137, 138, 139] (Obr. 37). Teoretické obohacení NA uhlíkem bylo vypočteno pro teploty ležící v teoretickém intervalu tvorby bainitu při austemperingu 495 - 320 °C a odpovídalo maximálnímu dosažitelnému obsahu uhlíku v netransformovaném austenitu na konci fáze austemperingu při platnosti konceptu neúplnosti bainitické transformace  $T'0$ .

Na základě výsledků uvedených výpočtů bylo možno konstatovat, že s klesající teplotou izotermického žhání narůstal u sledované experimentální oceli 42SiCr obsah uhlíku v NA dle obecné logaritmické křivky, přičemž maximální předpokládaný obsah uhlíku v NA byl stanoven na  $C_{ZA} = 0,95$  [%hmot.].

Výpočty teoretického maximálního množství uhlíku v netransformovaném austenitu v závislosti na teplotě austemperingu byly dále použity pro výpočet podílu bainitu ve struktuře vzniklého při konkrétní teplotě izotermického zpracování [137] (Obr. 38).



Obr. 37 Grafická závislost maximálního dosažitelného obohacení netransformovaného austenitu (NA) uhlíkem v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr



Obr. 38 Grafická závislost maximálního dosažitelného množství bainitu ve struktuře v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr

Maximální teoretický objemový podíl bainitu ve struktuře byl stanoven na  $V_b = 54\%$  odpovídající teplotě zpracování  $320^\circ\text{C}$ , a tedy teoretické kalkulované teplotě  $M_s$ .

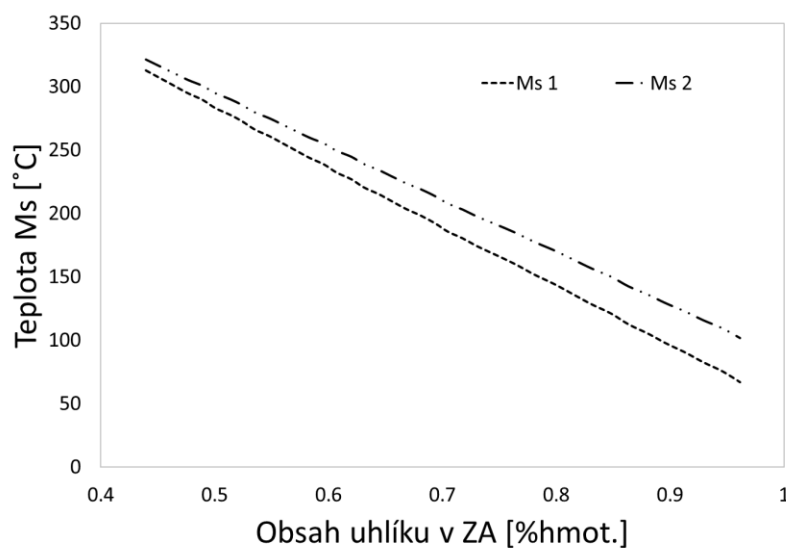
#### 6.4.1.1 Výpočet teploty $M_s$ NA a podílu ZA ve struktuře po austemperingu v závislosti na teplotě izotermického žíhání

Pro detailní popis teoretického vývoje struktury oceli 42SiCr po austemperingu a následném finálním zakalení z jednotlivých teplot izotermického zpracování na pokojovou teplotu byly provedeny kalkulace teploty  $M_s$  netransformovaného austenitu (NA), na jejichž základě byly provedeny kalkulace teoretického množství martenzitu a zbytkového austenitu (ZA) ve struktuře (Obr. 39). Pro výpočet teploty  $M_s$  byly zvoleny empirické vztahy  $M_{s1}$ ,  $M_{s2}$  [140]:

$$M_{s1} [^{\circ}\text{C}] = 539 - 423 \cdot C - 30,4 \cdot \text{Mn} - 17,7 \cdot \text{Ni} - 12,1 \cdot \text{Cr} - 7,5 \cdot \text{Mo} \quad (1)$$

$$M_{s2} [^{\circ}\text{C}] = 561 - 474 \cdot C - 33 \cdot \text{Mn} - 17 \cdot \text{Ni} - 17 \cdot \text{Cr} - 21 \cdot \text{Mo} \quad (2)$$

kde člen  $M_s$  představoval teplotu počátku martenzitické transformace; členy C, Mn, Ni, Cr, Mo představovaly obsah uvedených prvků v oceli v % hmotnostních. Důvodem použití těchto empirických vztahů byla zejména jejich dobrá shoda s experimentálními měřeními. Nutno však podotknout, že velmi podobných empirických vztahů byla v odborné literatuře nalezena celá řada, jejich zkoumání však nebylo z důvodů sledovaného směru austemperingu součástí experimentální části disertační práce možné.

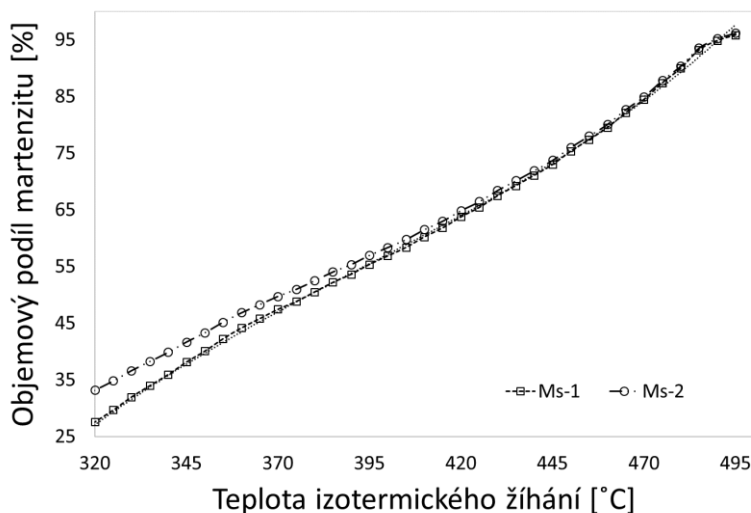


Obr. 39 Kalkulovaná teplota  $M_s$  v závislosti na množství uhlíku a přísadových prvků v netransformovaném – ocel 42SiCr

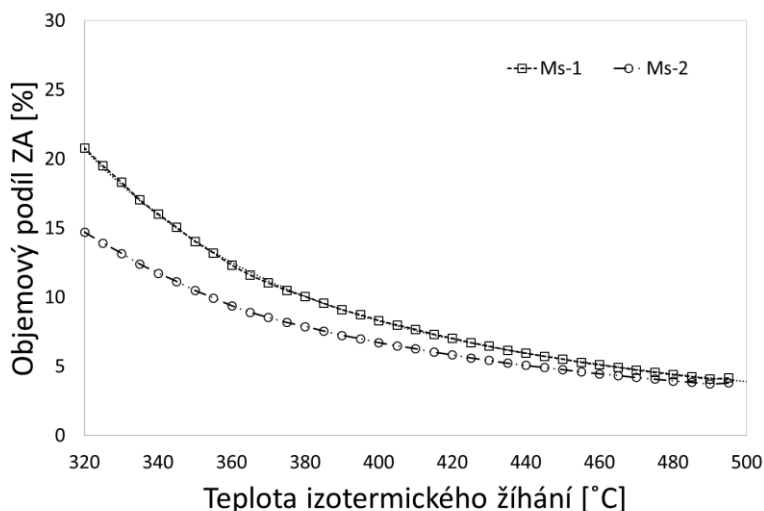
Vypočtené hodnoty teploty  $M_s$  byly následně použity pro kalkulace vývoje podílu martenzitu resp. zbytkového austenitu v závislosti na teplotě izotermického zpracování. Kalkulace byly provedeny s využitím rovnice Marburger-Koistinen [142]:

$$V_M = 1 - e^{(\alpha \cdot (M_s - T))} \quad (3)$$

kde člen  $V_M$  představoval podíl martenzitu ve struktuře po zakalení na pokojovou teplotu z teploty austemperingu, člen  $\alpha$  představoval materiálovou konstantu nabývající hodnoty  $-0,011$ , člen  $M_s$  představoval teplotu počátku martenzitické transformace v závislosti na konkrétním chemickém složení mateřského netransformovaného austenitu, člen  $T$  určoval konkrétní teplotu zakalení oceli pod teplotu  $M_s$ .



Obr. 40 Teoretický maximální podíl martenzitu ve struktuře po zakalení na pokojovou teplotu v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr

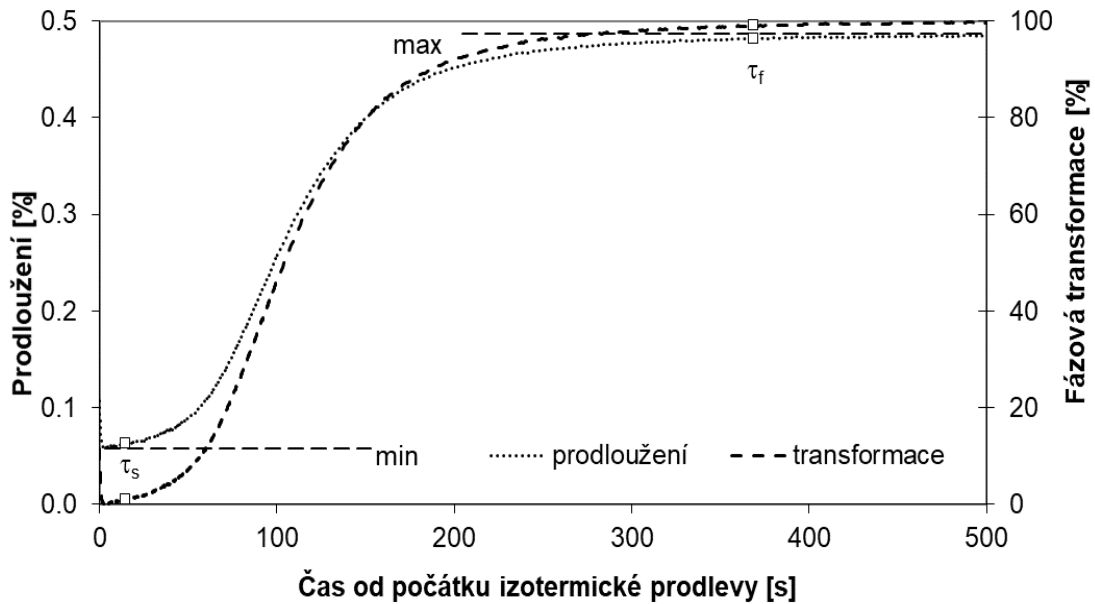


Obr. 41 Teoretický podíl zbytkového austenitu ve struktuře po zakalení na pokojovou teplotu v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr

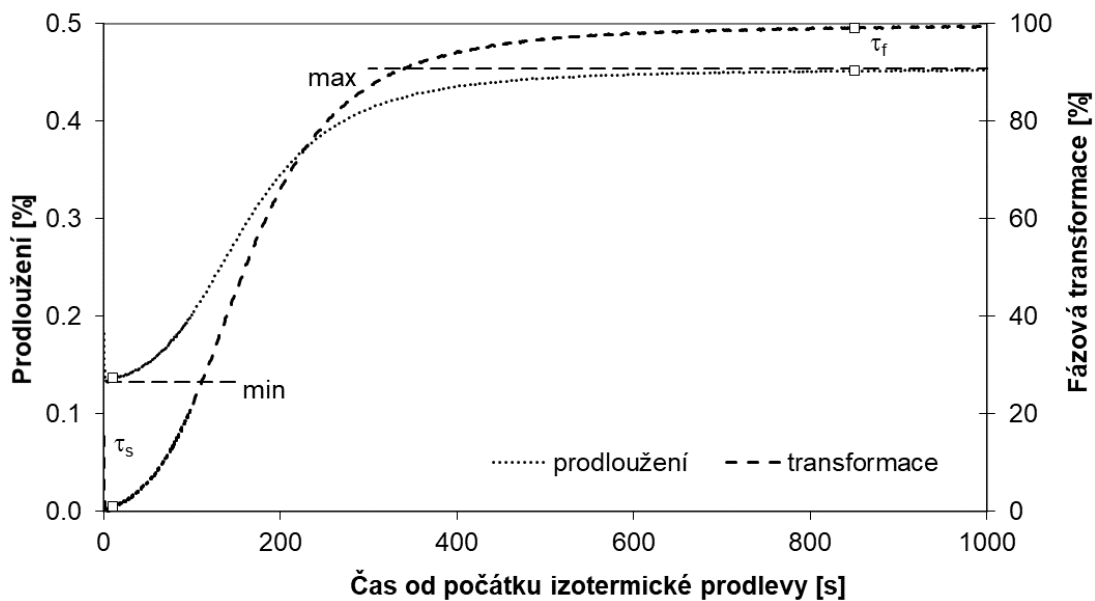
Na základě vypočtených hodnot  $M_s$  byly dále sestaveny křivky závislosti objemového podílu martenzitu a ZA ve struktuře po finálním zakalení experimentální oceli 42SiCr z různých teplot izotermického žíhání (Obr. 40, 41). Teoretický minimální podíl martenzitu ve struktuře se v závislosti na použitém empirickém vztahu (1) resp. (2) pohyboval v rozmezí 26 resp. 32 %, čemuž odpovídal maximální podíl ZA 21 resp. 15 %. Teoretický minimální podíl ZA ve struktuře oceli dosahoval hodnoty 4%.

### 6.4.2 Dilatometrické analýzy

Pro ověření konceptu nekompletnosti bainitické transformace při izotermickém zpracování byla použita metoda dilatometrických měření, pomocí které byly stanoveny celkové časy potřebné pro dosažení maximálního možného podílu bainitu ve struktuře. Z důvodů vysokých ekonomických nákladů na provedení potřebných analýz byly pro experimentální program zvoleny teploty izotermického žhání 420, 380 a 340 °C. Vzorky byly v kalícím dilatometru ohřáty na teplotu austenitizace 950°C rychlostí 40°C/s. Austenitizační čas činil 300 vteřin.

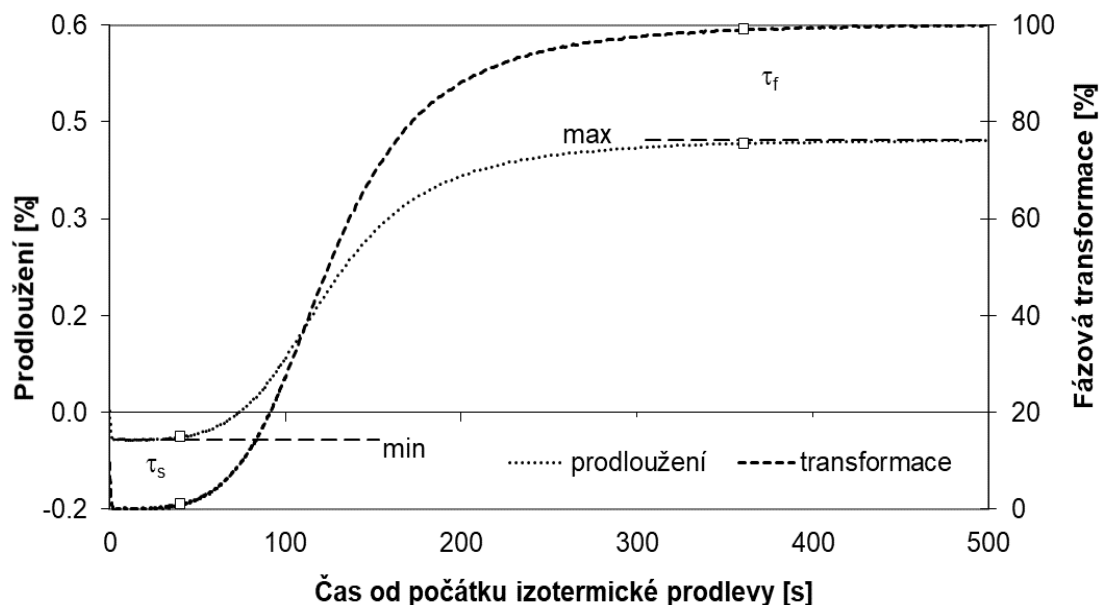


Obr. 42 Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na době izotermického zpracování – ocel 42CrMo4, režim AT 420°C /2000s

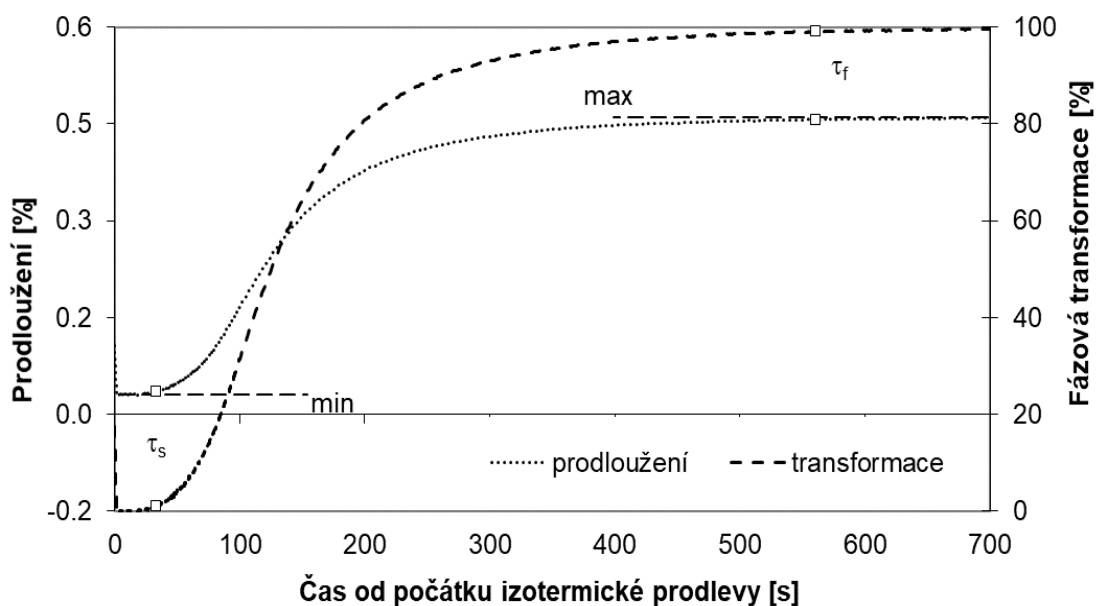


Obr. 43 Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na době izotermického zpracování – ocel 42SiCr, režim AT 420°C /2000s

Poté byly vzorky ochlazeny rychlostí 50°C/s na výše uvedené teploty izotermického zpracování s výdrží 2000 vteřin. Následně byly vzorky zakaleny na pokojovou teplotu rychlostí 50°C/s.



Obr. 44 Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42CrMo4, režim AT 380°C/2000s

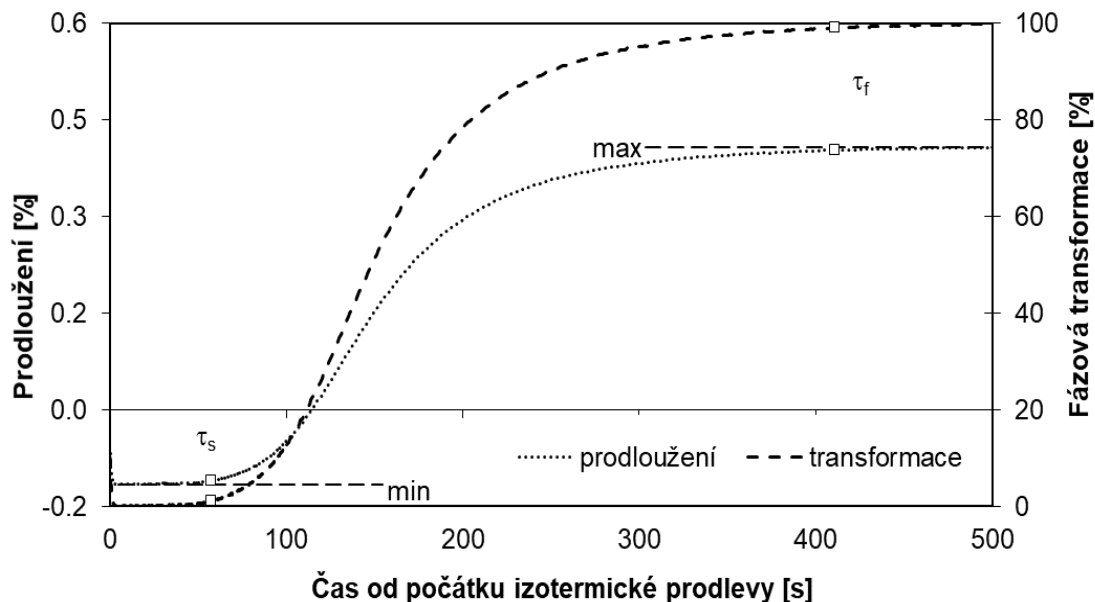


Obr. 45 Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr, režim AT 380°C/2000s

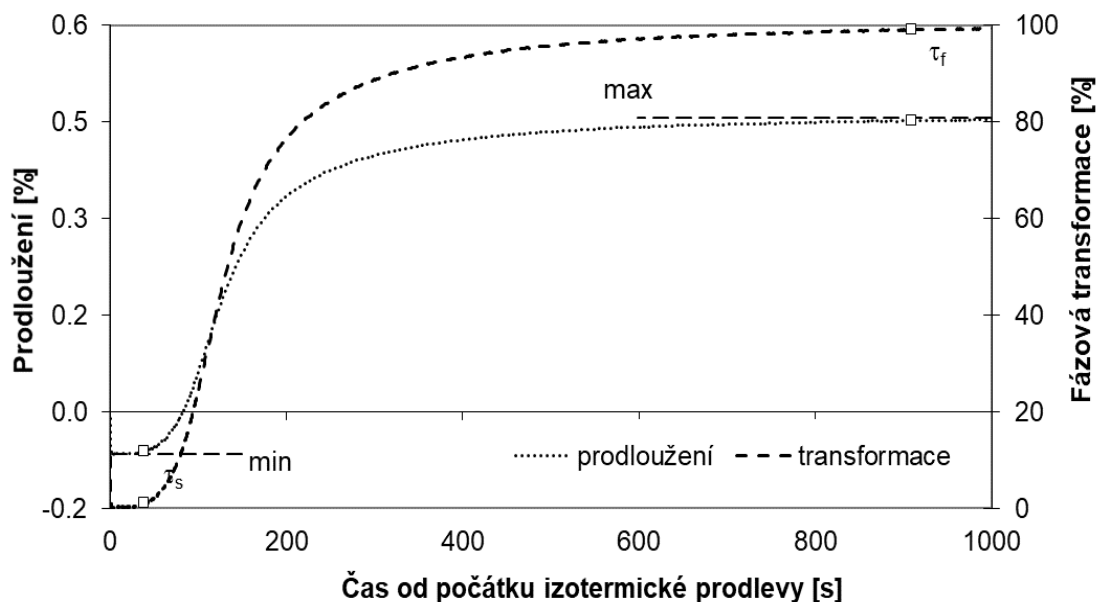
V průběhu experimentu byl sledován časový průběh bainitické transformace s ohledem na teoretické množství bainitu vzniklého ve struktuře ocelí v závislosti na teplotě izotermického zpracování (Obr. 42, 43, 44, 45, 46, 47). Dále byl sledován vliv obsahu křemíku na kinetiku bainitické transformace.



Na základě výsledků experimentu bylo možné odvodit několik závěrů. V souvislosti obsahem křemíku v experimentálních ocelích bylo možno konstatovat, že křemík výraznou měrou ovlivnil kinetiku fázové transformace austenit/bainit, neboť rychlost bainitické transformace s klesajícím obsahem křemíku narůstala a naopak (Tab. 10, Obr. 48).



Obr. 46 Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42CrMo4, režim AT 340°C/2000s



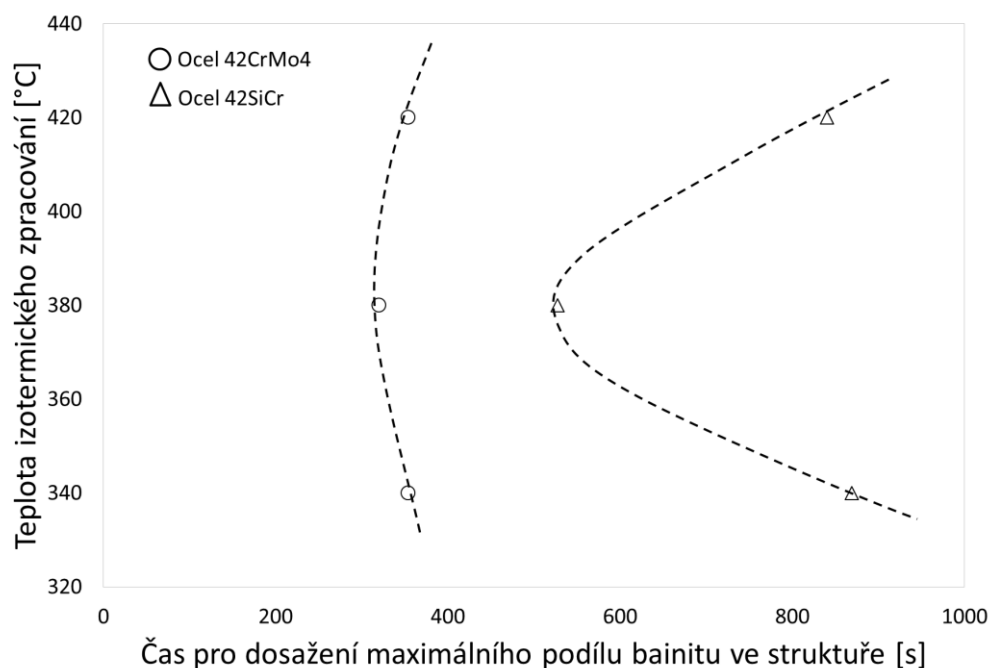
Obr. 47 Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr, režim AT 340°C/2000s

Tento jev byl s velkou pravděpodobností způsoben v důsledku silného vlivu křemíku na potlačení precipitace karbidů, v jehož důsledku dochází ke snižování hodnot termodynamických hnacích sil fázové transformace austenit/bainit.

Z výsledku dilatometrických měření vyplynulo, že rychlost fázové transformace austenitu na bainit při izotermickém zpracování byla v případě oceli 42CrMo4 s nižším obsahem křemíku přibližně rovna polovině rychlosti diskutované fázové transformace probíhající v oceli 42SiCr (Tab. 10.). V obou případech zkoumaných ocelí bylo možno konstatovat, že v průběhu izotermického zpracování probíhala fázová transformace austenit/bainit do dosažení mezního stavu, který byl s velkou pravděpodobností reprezentován dosažením převážně bainitické struktury s karbidickými precipitáty (ocel 42CrMo4) resp. mikrostruktury tvořené bez-karbidickým bainitem, martenzitem, zbytkovým austenitem (ocel 42SiCr).

| Označení vzorku | Ocel 42CrMo4<br>Celkový čas transformace [s] | Ocel 42SiCr<br>Celkový čas transformace [s] |
|-----------------|--|---|
| AT 420°C/2000s  | 354  | 840   |
| AT 380°C/2000s  | 320  | 527   |
| AT 340°C/2000s  | 354  | 869   |

Tab. 10 Porovnání časů potřebných pro rozpad austenitu na bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování



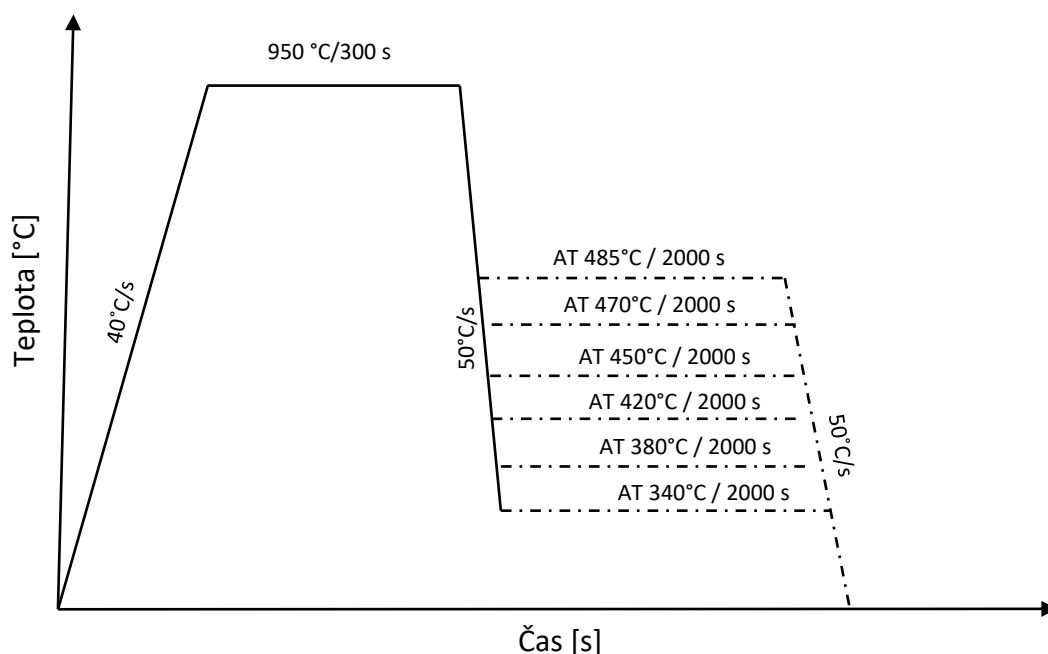
Obr. 48 Grafické znázornění vlivu teploty izotermického zpracování a obsahu křemíku na kinetiku izotermického rozpadu austenitu na bainit – oceli 42CrMo4 a 42SiCr

Dilatometrické analýzy byly rovněž použity pro určení teplot počátku martenzitické transformace  $M_s$  (viz příloha – kapitola 9.6). V případě oceli 42CrMo4 dosahovala teplota  $M_s$  hodnoty 308°C. V případě oceli 42SiCr byla naměřena hodnota  $M_s = 300^\circ\text{C}$ . Tato hodnota byla o 20°C nižší než v případě hodnoty  $M_s$  stanovené pomocí kalkulací termodynamických veličin dle modelu [137].

### 6.4.3 Návrh experimentálního postupu zpracování

S ohledem na získané výsledky byly navrženy postupy tepelného zpracování, při kterých bylo provedeno izotermické zpracování na různých teplotách fázové transformace austenit/bainit (Obr. 49). Výběr teplot byl proveden na základě experimentálních výsledků dilatometrických měření s ohledem na maximální dosažitelný obsah bainitu pro jednotlivé teploty austemperingu.

Doba výdrže 2000 vteřin na teplotě izotermického žíhání byla zvolena tak, aby dle dilatometrických měření byla transformace austenit/bainit po uplynutí předepsaného času teoreticky ukončena. Vzorky zpracované dle definovaných postupů zpracování byly následně použity pro mikrostrukturní analýzy, analýzy mechanických vlastností, difrakční fázové analýzy.



Obr. 49 Postup zpracování experimentálních ocelí 42CrMo4, 42SiCr metodou austemperingu

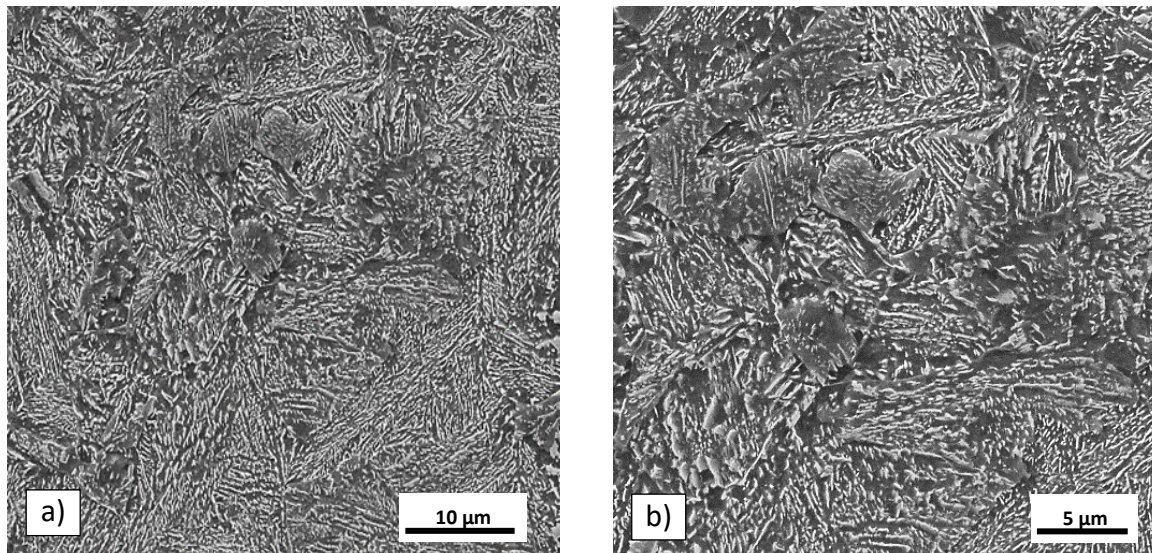
#### 6.4.3.1 Mikrostrukturní analýzy

Hodnocení mikrostruktury bylo prováděno s využitím metody řádkovací elektronové mikroskopie. Důvodem použití této metody byla zejména její vysoká rozlišovací schopnost při pozorování struktur bainitického a martenzitického charakteru, které není možno pomocí světelného mikroskopu dosáhnout. Vzorky byly ve všech případech připraveny standartními technikami broušení, leštění. K leptání pozorovaných ploch byl použit 3% Nital.



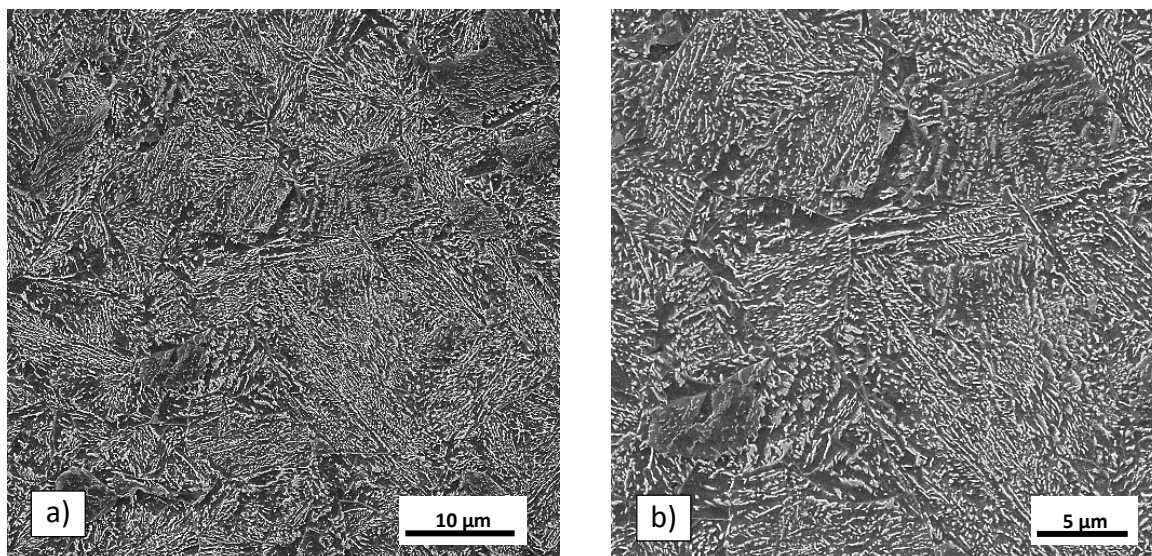
### 6.4.3.2 Ocel 42CrMo4

Zpracování oceli 42CrMo4 dle režimu AT 485°C/2000s vedlo k vytvoření mikrostruktury tvořené bainitickým feritem s četným množstvím karbidických precipitátů (Obr. 50). Ve struktuře nebyla detekována přítomnost martenzitu ani případné M-A složky.



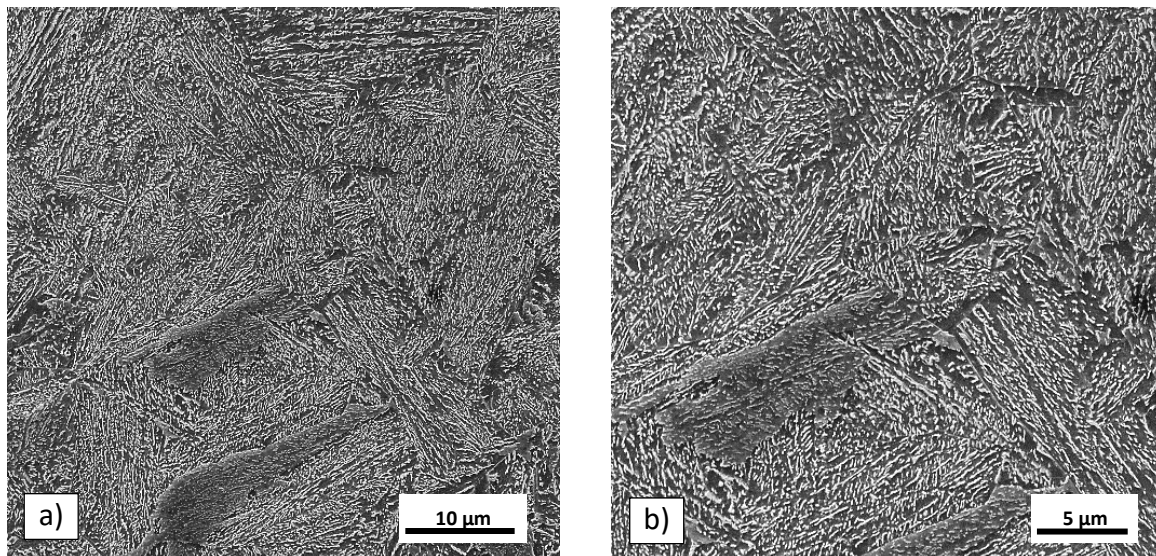
Obr. 50 Mikrostruktura vzorku z oceli 42CrMo4 po izotermickém zpracování AT 485°C/2000s  
a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x

V případě zpracování AT 470°C/2000s byla struktura tvořena bainitem bez přítomnosti známek martenzitu či M-A složky (Obr. 51). Charakteristickým rysem pozorované struktury byly četné útvary karbidických precipitátů. S ohledem na průběh fázové transformace austenit/bainit bylo možno konstatovat, že došlo k úplné fázové transformaci, v jejímž důsledku byla struktura po ochlazení na pokojovou teplotu tvořena pouze bainitickým feritem a karbidy.



Obr. 51 Mikrostruktura vzorku z oceli 42CrMo4 po izotermickém zpracování AT 470°C/2000s  
a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x

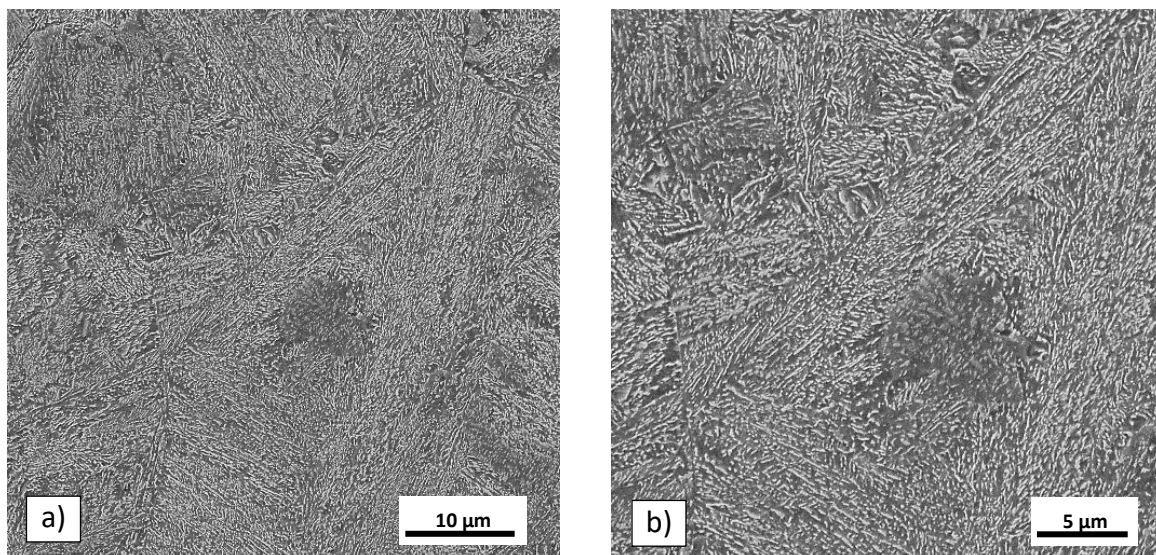




Obr. 52 Mikrostruktura vzorku z oceli 42CrMo4 po izotermickém zpracování AT 450°C/2000s  
a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x

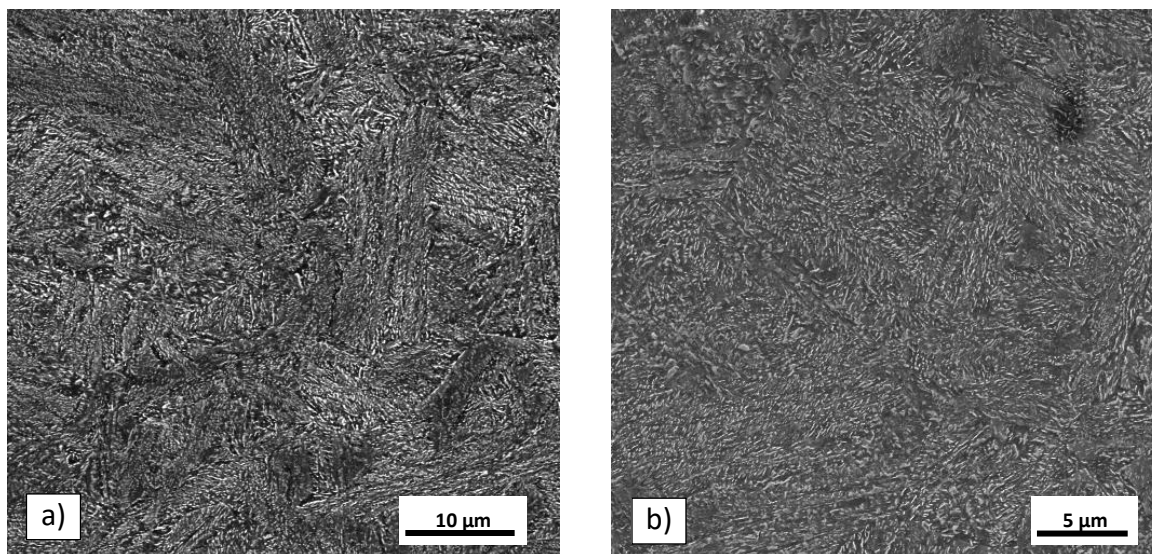
Experimentální zpracování AT 450°C/2000s vedlo k vytvoření struktury tvořené bainitem s četným množstvím karbidických precipitátů (Obr. 52). Obdobný závěr bylo možné odvodit v případě režimu AT 420°C/2000s.

S ohledem na morfologii pozorovaných struktur bylo možno konstatovat, že s klesající teplotou izotermického zpracování docházelo k celkovému zjemnění bainitu, které se projevovalo zmenšením střední tloušťky bainitických jehlic, zmenšením velikosti karbidických precipitátů.



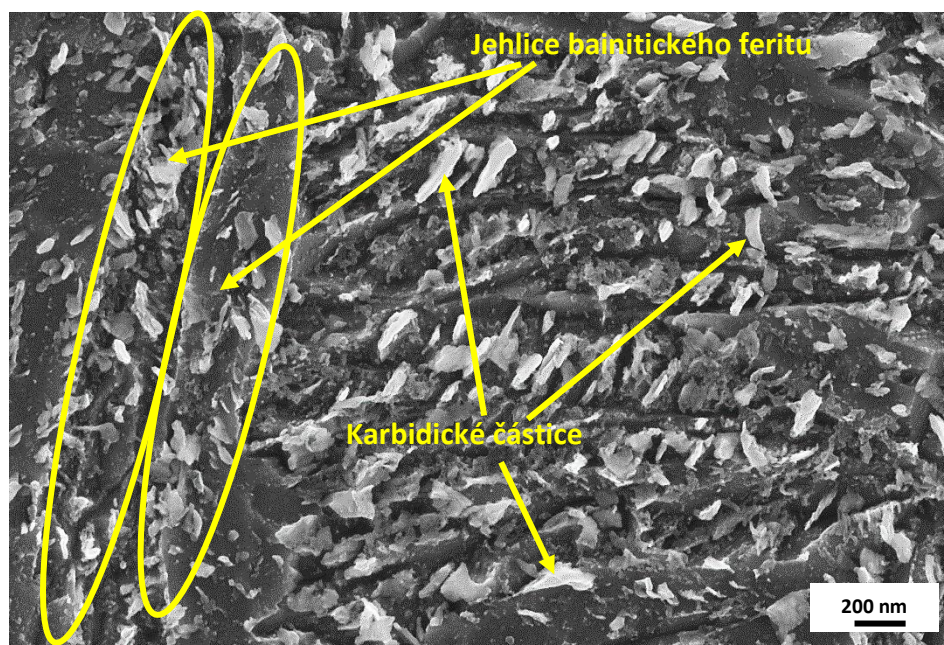
Obr. 53 Mikrostruktura vzorku z oceli 42CrMo4 po izotermickém zpracování AT 420°C/2000s  
a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x





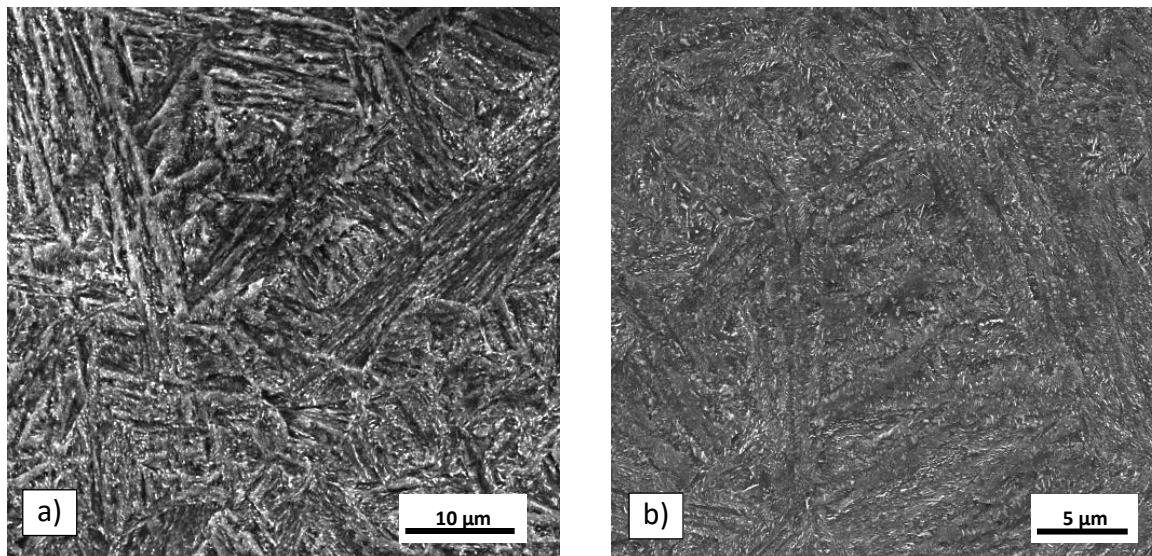
Obr. 54 Mikrostruktura vzorku z oceli 42CrMo4 po izotermickém zpracování AT 380°C/2000s  
a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x

Mikrostruktura vzorků zpracovaných dle režimů AT 380°C/2000s a AT 420°C/2000s byla tvořena velice jemným bainitickým feritem s drobnými precipitáty karbidických částic (Obr. 54, 55, 56, 57). Obdobně jako tomu bylo v případě vzorků diskutovaných výše, došlo v průběhu izotermického zpracování k úplnému rozpadu austenitu na bainit.

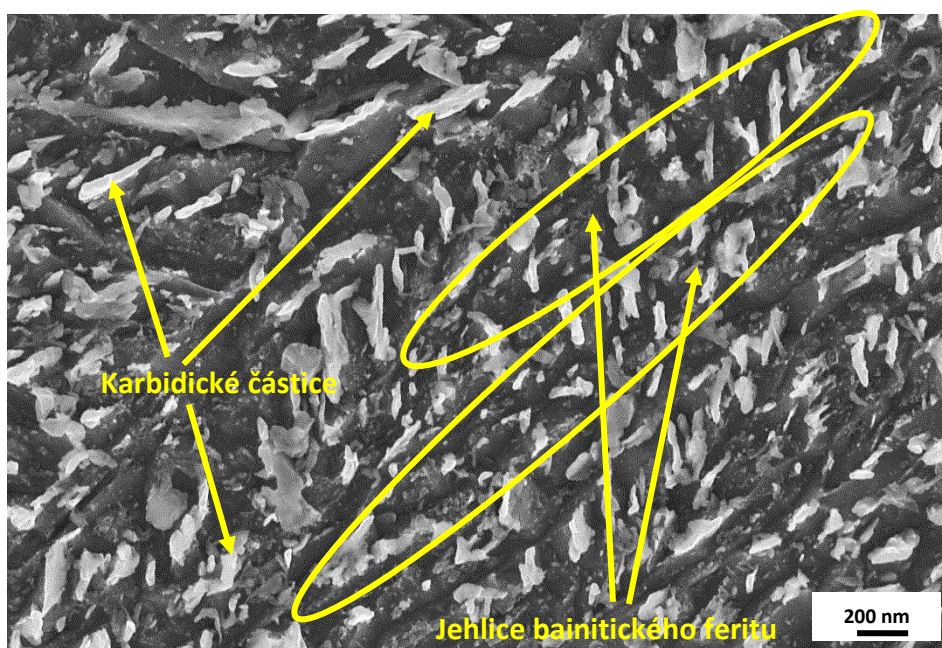


Obr. 55 Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT 380°C/2000s – rozložení karbidů uvnitř jehlic bainitického feritu





Obr. 56 Mikrostruktura vzorku z oceli 42CrMo4 po izotermickém zpracování AT 340°C/2000s  
a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x



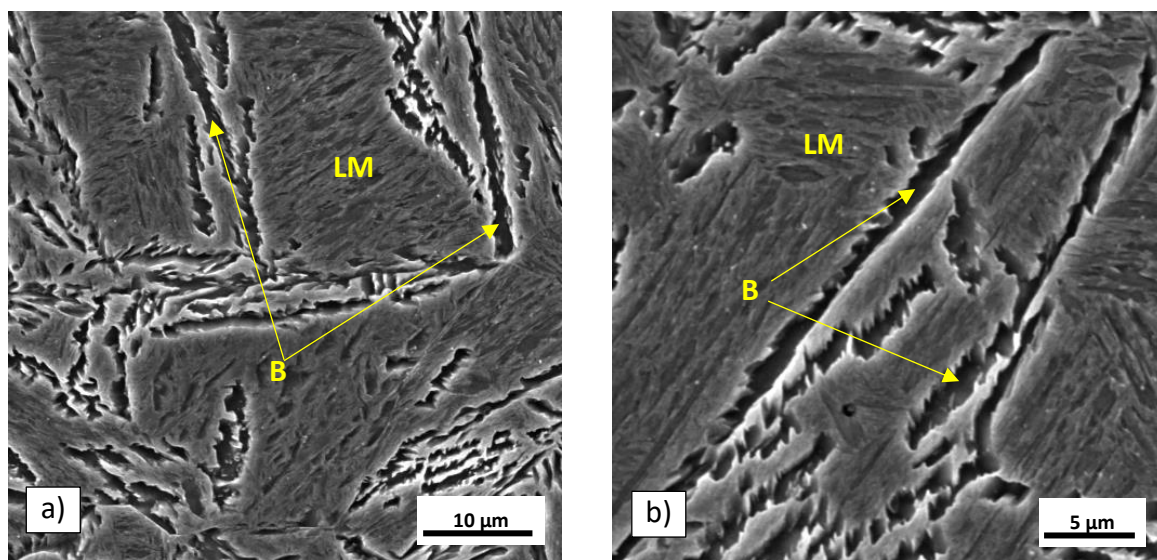
Obr. 57 Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT 340°C/2000s – rozložení karbidů uvnitř jehlic bainitického feritu



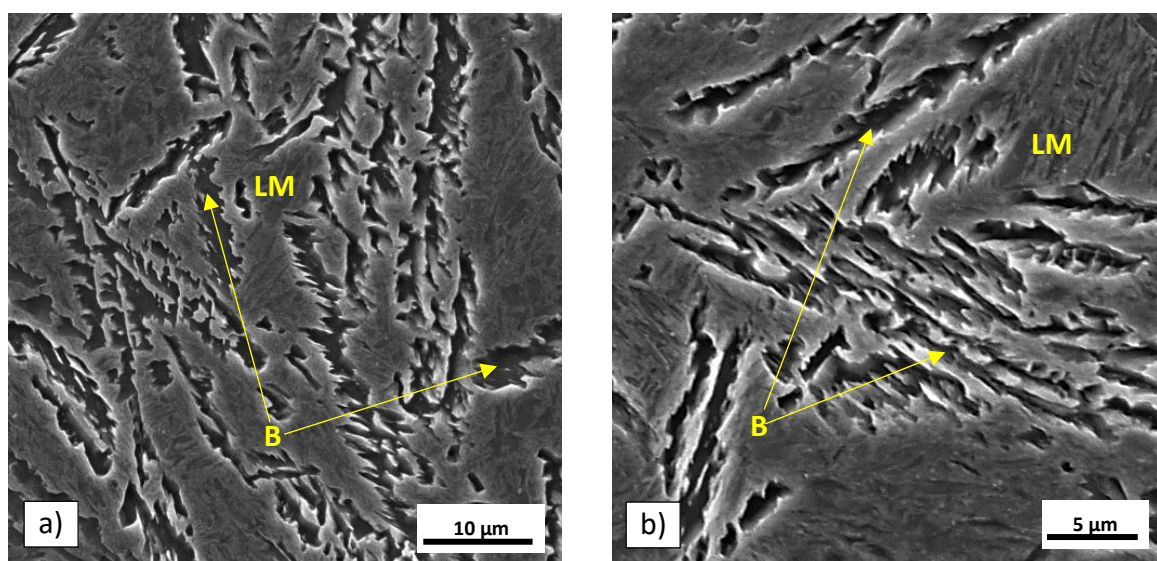
### 6.4.3.3 Ocel 42SiCr

Experimentální zpracování oceli 42SiCr dle režimu AT 485°C/2000s vedlo k vývoji mikrostruktury tvořené laťkovým martenzitem a bainitickým feritem (Obr. 58). Pozorovaná mikrostruktura byla v dobré shodě s teorií neúplnosti bainitické transformace, avšak podíl bainitického feritu ve struktuře dosahoval subjektivně vyšších hodnot, než jaké byly stanoveny na základě provedených kalkulací.

Podíl bainitu nebylo možné v důsledku značné jemnozrnnosti určit na základě obrazové analýzy s využitím světelného mikroskopu. Z tohoto důvodu byl podíl bainitické složky struktury měřen s využitím analytických nástrojů skenovacího elektronového mikroskopu TESCAN VEGA, které nepodléhaly standardním normám předepisujícím postupy měření podílu fází dle ČSN a mohly proto být v dalším textu uvedeny pouze jako informativní.



Obr. 58 Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiCr po izotermickém zpracování AT 485°C/2000s  
a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x  
B – bainit, LM – laťkový martenzit

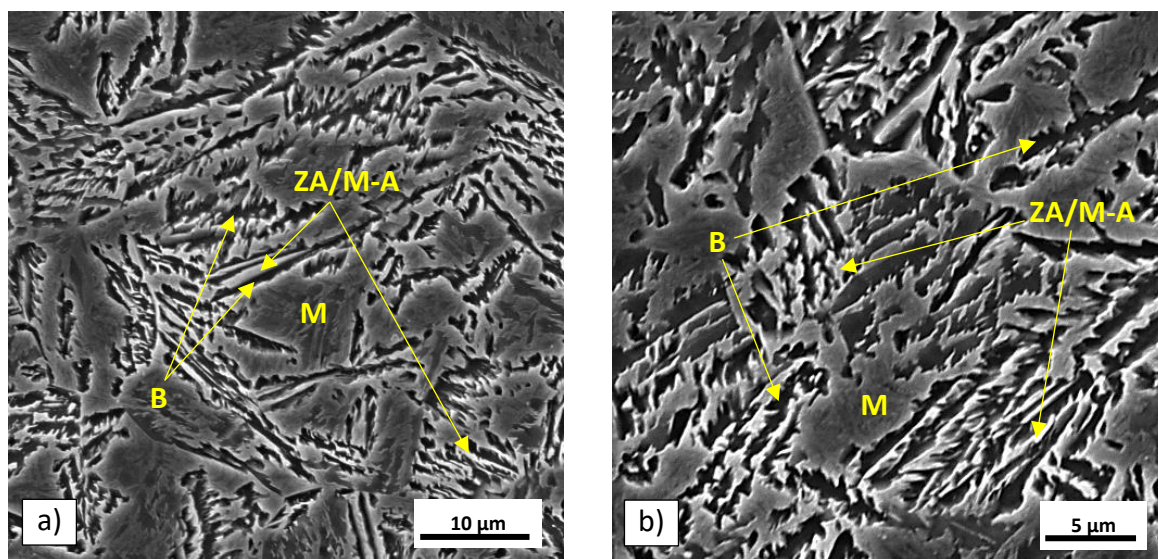


Obr. 59 Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiCr po izotermickém zpracování AT 470°C/2000s  
a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x  
B – bainit, LM – laťkový martenzit



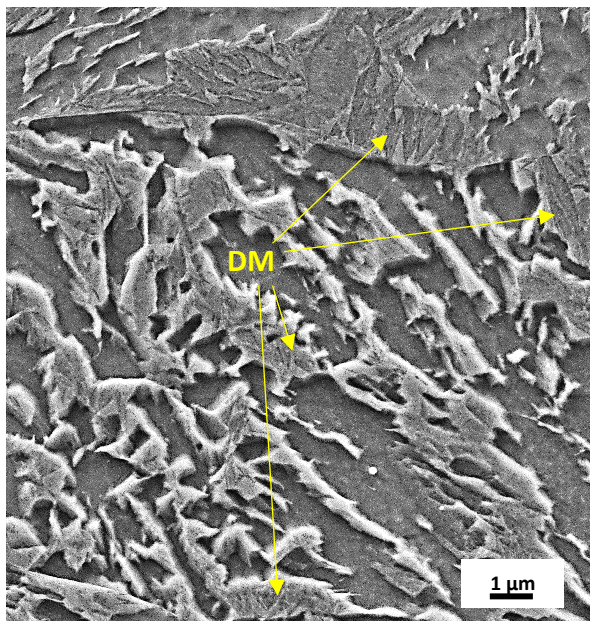
S ohledem na zobrazovací schopnost měření byly obrazové analýzy prováděny vždy na pěti nezávisle pořízených snímcích.

V případě režimu zpracování AT 485°C/2000s dosahoval plošný podíl bainitu určený obrazovou analýzou průměrné hodnoty 26% (Tab.11). U režimu AT 470°C/2000s byla pozorována mikrostruktura tvořená směsí martenzitu a bainitu, jehož průměrný plošný podíl činil 34% (Obr. 59). Obdobně jako v případě režimu AT 485°C/2000s nedošlo k úplné transformaci austenitu na bainit, přičemž většinový podíl austenitu zůstal ve struktuře během izotermického zpracování zachován až do fáze finálního zakalení, kdy transformoval na martenzit.

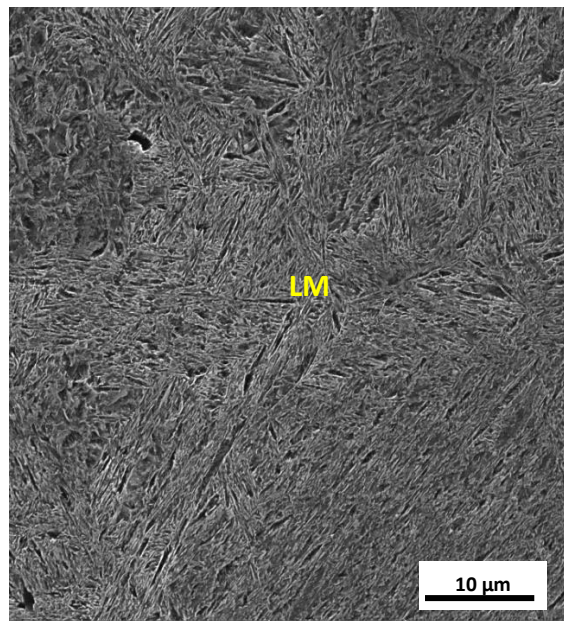


Obr. 60 Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiCr po izotermickém zpracování AT 450°C/2000s  
a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x  
B – bainit, M – martenzit, ZA – zbytkový austenit, M – A – M – A složka

Zpracování oceli 42SiCr dle režimu AT 450 °C/2000s vedlo k vytvoření mikrostruktury tvořené martenzitem a bainitem (Obr. 60). Plošný podíl bainitu ve struktuře dosahoval přibližné hodnoty 52%. Snížení teploty izotermického zpracování tedy vedlo k nárůstu podílu bainitu ve struktuře, avšak opět bylo možné konstatovat, že nezanedbatelný podíl austenitu zůstal ve struktuře zachován až do fáze kalení, kdy došlo k jeho transformaci na martenzit. Detailní pozorování martenzitických útvarů poukázala na fakt, že tyto útvary byly tvořeny směsí deskového martenzitu a zbytkového austenitu resp. M-A složkou (Obr. 61). Deskový martenzit zde mohl vzniknout pouze v důsledku silného obohacení netransformovaného austenitu uhlíkem, k němuž muselo dojít během fáze izotermického zpracování. Tento druh martenzitu je však typickým znakem mikrostruktur ocelí s vysokým obsahem uhlíku vyšším než 0,75 – 0,8% hmotnostních. Tento závěr byl v rozporu s teoretickými kalkulacemi provedenými dle [137], podle kterých měl teoretický obsah uhlíku v netransformovaném austenitu dosahovat hodnoty 0,53% hmotnostních, jemuž však odpovídá specifická morfologie martenzitu (Obr. 62) [145].

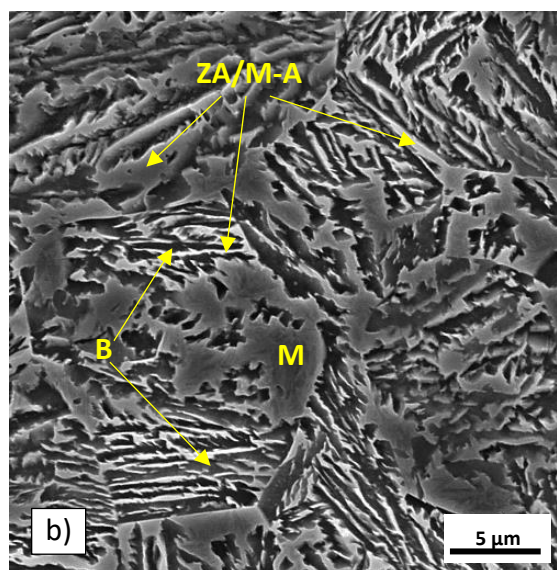
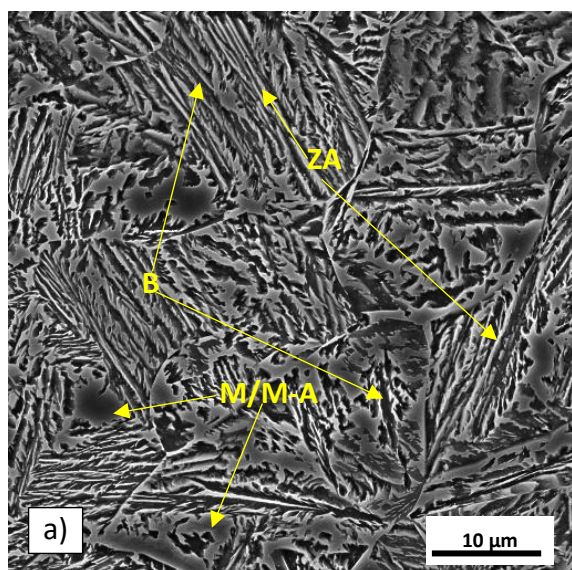


Obr. 61 Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT 450°C/2000s – DM – deskový martenzit



Obr. 62 Mikrostruktura kalené oceli – 0,6% C, 0,6% Mn, 2% Si, 1,33% Cr – LM – latkový martenzit

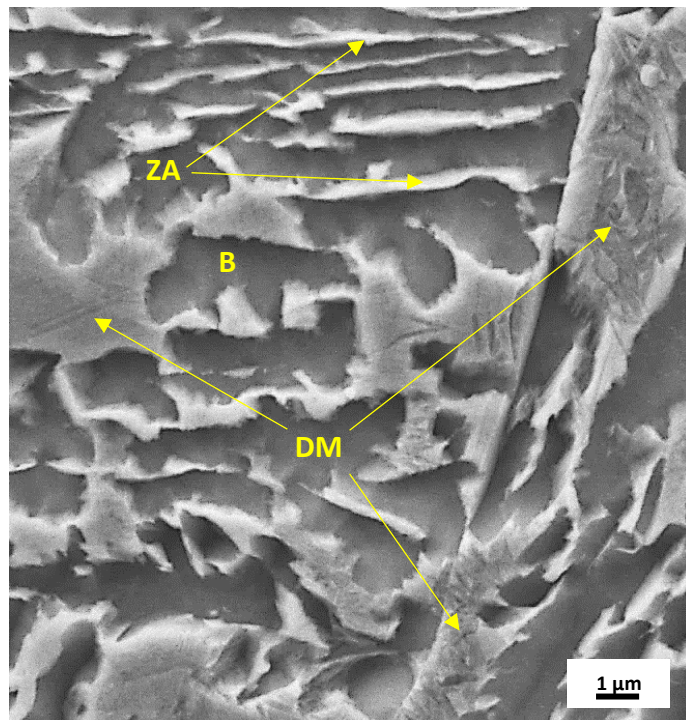
Režim zpracování AT 420°C/2000s vedl k vytvoření mikrostruktury, která byla tvořena směsí bainitu, martenzitu a dále pak pravděpodobné M-A složky resp. zbytkového austenitu (Obr. 63). Plošný podíl bainitu ve struktuře dosahoval průměrné hodnoty 58%. Tato hodnota byla přibližně o 30% vyšší než hodnota stanovená pomocí kalkulací termodynamických veličin dle [137, 138].



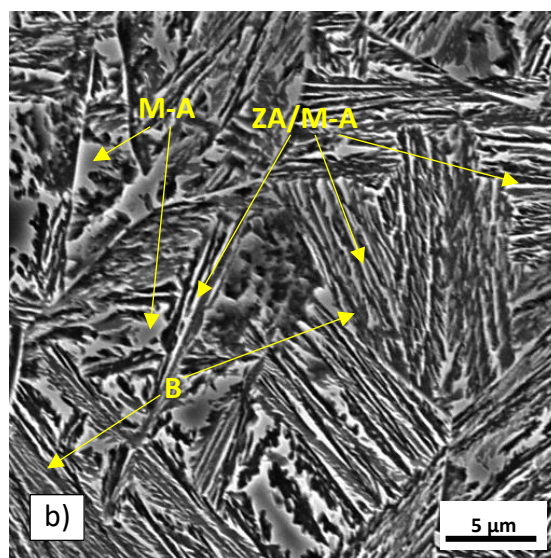
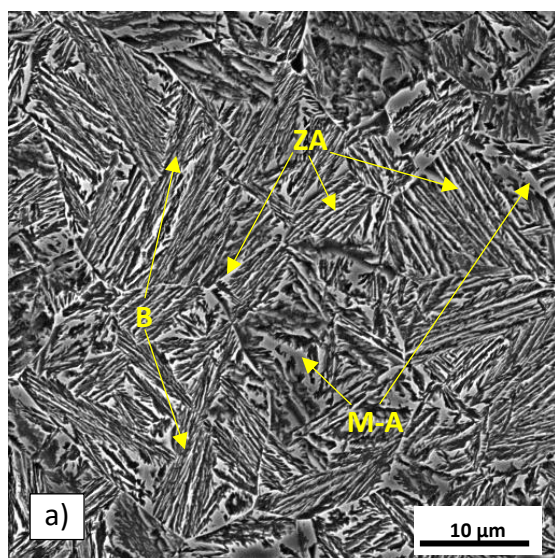
Obr. 63 Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiCr po izotermickém zpracování AT 420°C/2000s  
a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x  
B – bainit, M – martenzit, ZA – zbytkový austenit, M-A – M-A složka

Detailní rozbor mikrostruktury poukázal na přítomnost deskového martenzitu ve struktuře, jehož výskyt poukazoval na silné obohacení netransformovaného austenitu uhlíkem ve fázi izotermické výdrže na teplotě austemperingu (Obr. 64).



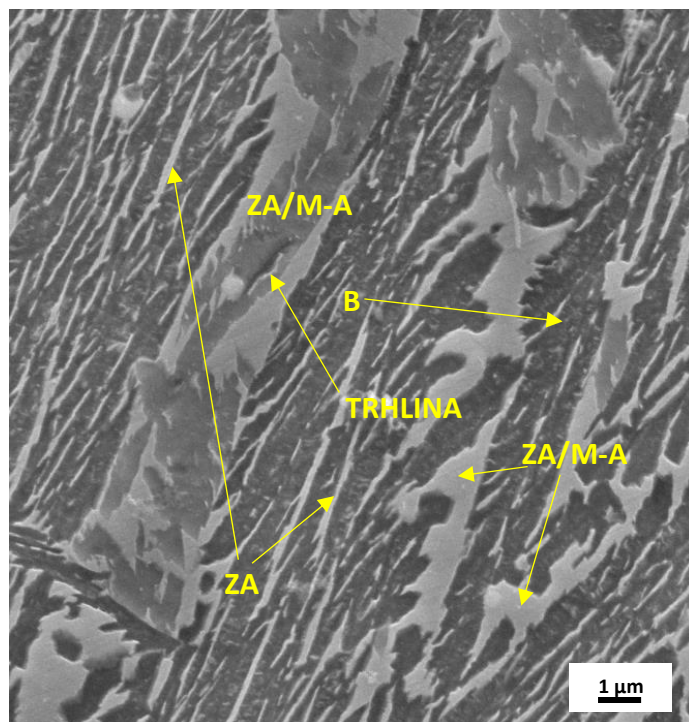


Obr. 64 Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT 420°C/2000s – DM – deskový martenzit, ZA – zbytkový austenit, B - bainit



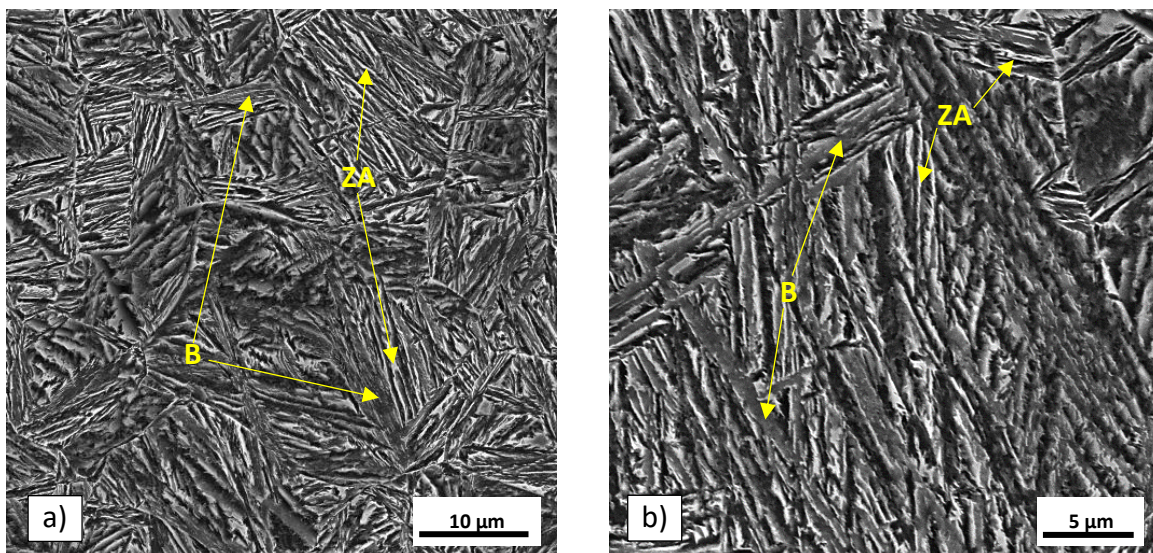
Obr. 65 Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiCr po izotermickém zpracování AT 380°C/2000s  
a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x  
B – bainit, M – martenzit, ZA – zbytkový austenit, M-A - M-A složka

V případě experimentálního zpracování dle režimu AT 380°C/2000s byla pozorována struktura tvořená bainitickým feritem, zbytkovým austenitem a M-A složkou (Obr. 65). Průměrná hodnota plošného podílu bainitu určená pomocí obrazové analýzy činila přibližně 69%. Přítomnost předpokládaného zbytkového austenitu ve struktuře byla vázána na tenké filmy obklopující jehlice bainitického feritu. Pravděpodobná M-A složka byla pozorována ve formě drobných ostrůvků vyskytujících se v převážné míře na hranicích původních austenitických zrn a dále pak v místech mezi pakety bainitických jehlic.



Obr. 66 Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT 380°C/2000s  
ZA – zbytkový austenit, B – bainit, M-A – M-A složka, ZA – zbytkový austenit

Bližší rozbor M-A složky poukázal na možnou přítomnost trhlin, které s velkou pravděpodobností vznikly v důsledku částečné transformace M-A složky na martenzit, jehož obsah uhlíku se s přihlédnutím k pozorovanému podílu bainitu ve struktuře s velkou pravděpodobností pohyboval nad hranicí 1 % hmotnostních (Obr. 66).



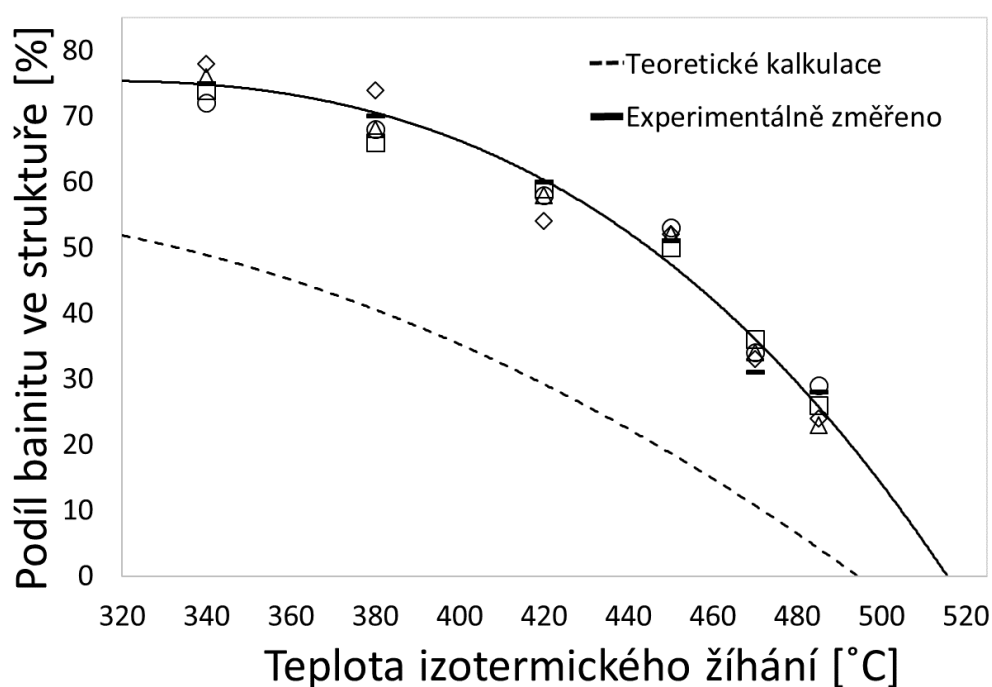
Obr. 67 Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiCr po izotermickém zpracování AT 340°C/2000s  
a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x  
B – bainit, ZA – zbytkový austenit

Režimu zpracování AT 340°C/2000s vedl k vytvoření mikrostruktury, která byla tvořena velmi jemnou směsí bainitu a předpokládaného zbytkového austenitu (Obr. 67).



| Označení režimu | Podíl bainitu ve struktuře [%] |
|-----------------|--------------------------------|
| AT 485°C/2000s  | 26 ± 2                         |
| AT 470°C/2000s  | 34 ± 1                         |
| AT 450°C/2000s  | 52 ± 2                         |
| AT 420°C/2000s  | 58 ± 2                         |
| AT 380°C/2000s  | 69 ± 2                         |
| AT 340°C/2000s  | 75 ± 2                         |

Tab. 11 Podíl bainitu ve struktuře austemperovaných vzorků z oceli 42SiCr v závislosti na teplotě izotermického zpracování



Obr. 68 Porovnání podílu bainitu ve struktuře v závislosti na teplotě austemperingu – ocel 42SiCr

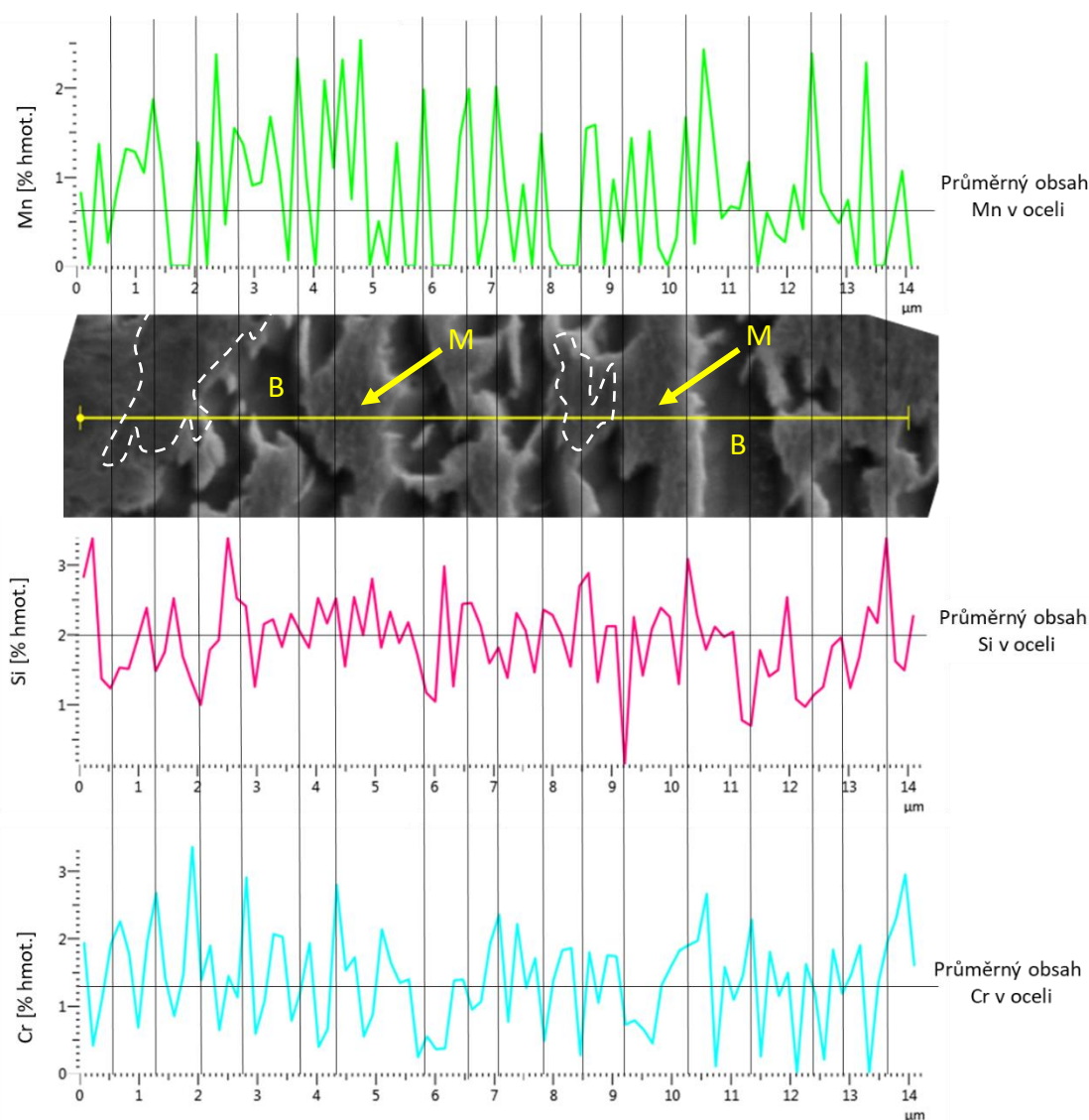
Mikrostrukturní pozorování austemperovaných vzorků z oceli 42SiCr poukázala na částečnou platnost principu neúplnosti bainitické transformace, v jehož důsledku nedošlo k úplnému rozpadu austenitu na bainit, jako tomu bylo v případě oceli s nízkým obsahem křemíku 42CrMo4. Z tohoto pohledu bylo možno konstatovat, že přísada křemíku výrazně ovlivnila mechanismus rozpadu austenitu na bainit, a to v důsledku omezení precipitace karbidických částic.

Přestože platnost principu neúplnosti bainitické transformace při izotermickém zpracování byla částečně ověřena, nebylo možno konstatovat, že byla dosažena blízká shoda mezi teoretickými kalkulacemi a experimentálně naměřenými daty (Obr. 68). Z tohoto důvodu byla provedená měření doplněna o EDS chemické analýzy a difrakční fázové analýzy, jejichž úkolem bylo doplnění získaných informací o informace o podílu a chemickém složení zbytkového austenitu ve struktuře. Měření bylo prováděno u režimů zpracování 485, 420

resp. 340°C. Uvedené režimy byly zvoleny s ohledem na možnost sledovat změny koncentračních profilů uvedených prvků u bainitických struktur vzniklých za horních, středních resp. dolních teplotních prahových hodnot experimentálního zpracování.

#### 6.4.4 EDS analýzy chemického složení – ocel 42SiCr

EDS analýzy chemického složení byly použity pro detailní popis vývoje mikrostruktury s ohledem na difuzi legujících prvků Si, Mn, Cr a jejich přerozdělení mezi bainitickým feritem a netransformovaným resp. zbytkovým austenitem, resp. M-A složkou, resp. martenzitem. Pomocí EDS analýz byly sledovány koncentrační profily uvedených prvků podél definovaných linií, které protínaly sledované mikrostrukturní složky (Obr. 69, 70, 71, 72) a příloha kapitola 9.5). Vzhledem k principu měření nebylo možno sledovat přesné koncentrační rozdíly uhlíku, neboť tyto byly zkresleny přípravou a kontaminací povrchu zkoumaných vzorků. Z tohoto důvodu byly údaje o naměřených koncentracích uhlíku, pokud byly pořízeny, přiloženy pouze z informativních důvodů.



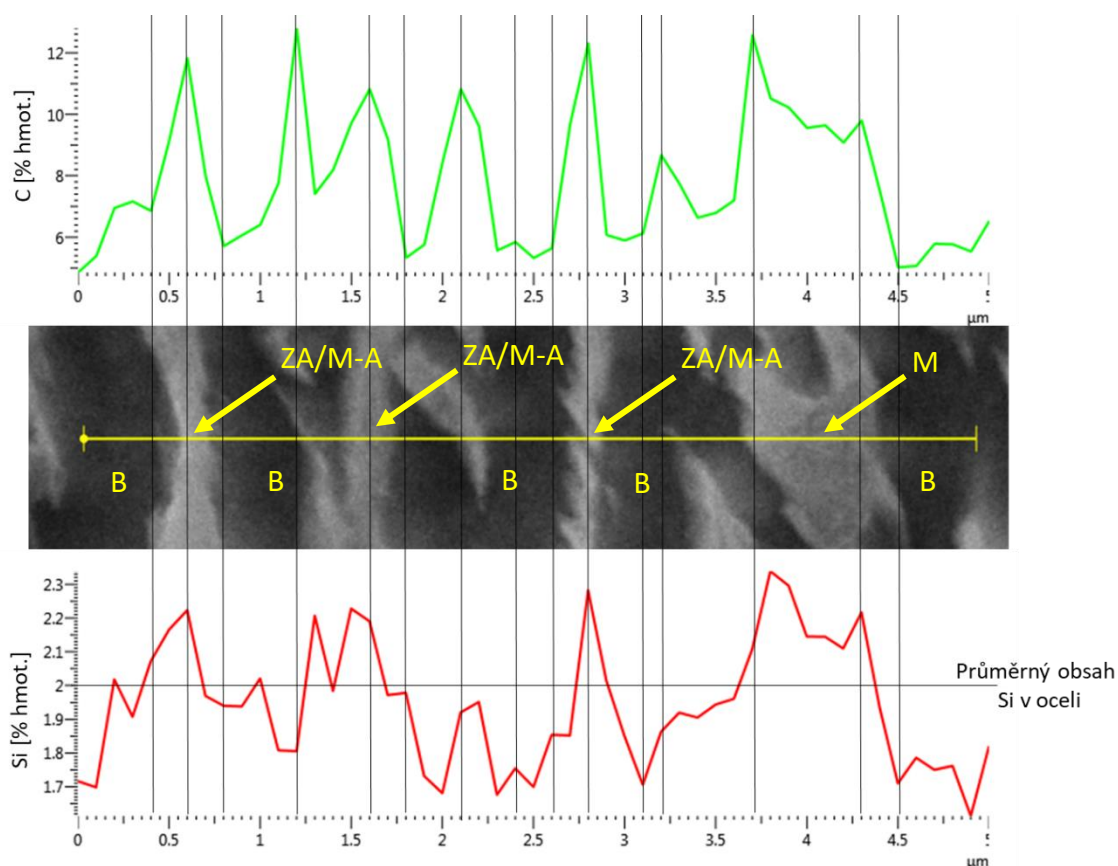
Obr. 69 EDS chemická analýza - rozložení Si, Mn a Cr podél definované linie – režim AT 485°C/2000s  
M – martenzit, B - bainit

V případě režimu AT 485°C/2000s, který vedl k vytvoření mikrostruktury tvořené převážně laťkovým martenzitem a bainitem bylo možno konstatovat, že vyšší koncentrace křemíku oproti průměrnému obsahu byly pozorovány v okolí fázového rozhraní martenzit/bainit (Obr. 69). Naopak nižší koncentrace křemíku byly detekovány u útvarů

bainitického feritu. Míra poklesu obsahu křemíku oproti průměrné hodnotě zde byla do značné míry závislá na relativním rozměru bainitických útvarů.

Přítomnost vyššího množství manganu a chrómu byla vázána obdobně jako v případě křemíku na rozhraní martenzit/bainit a dále pak na charakteristické útvary martenzitu, jejichž původ byl pravděpodobně spojen s mechanismem růstu martenzitických jehlic ve fázi závěrečného kalení z teploty izotermického zpracování (oblast diskutovaných útvarů byla označena na Obr. 68 čárkovanou čarou).

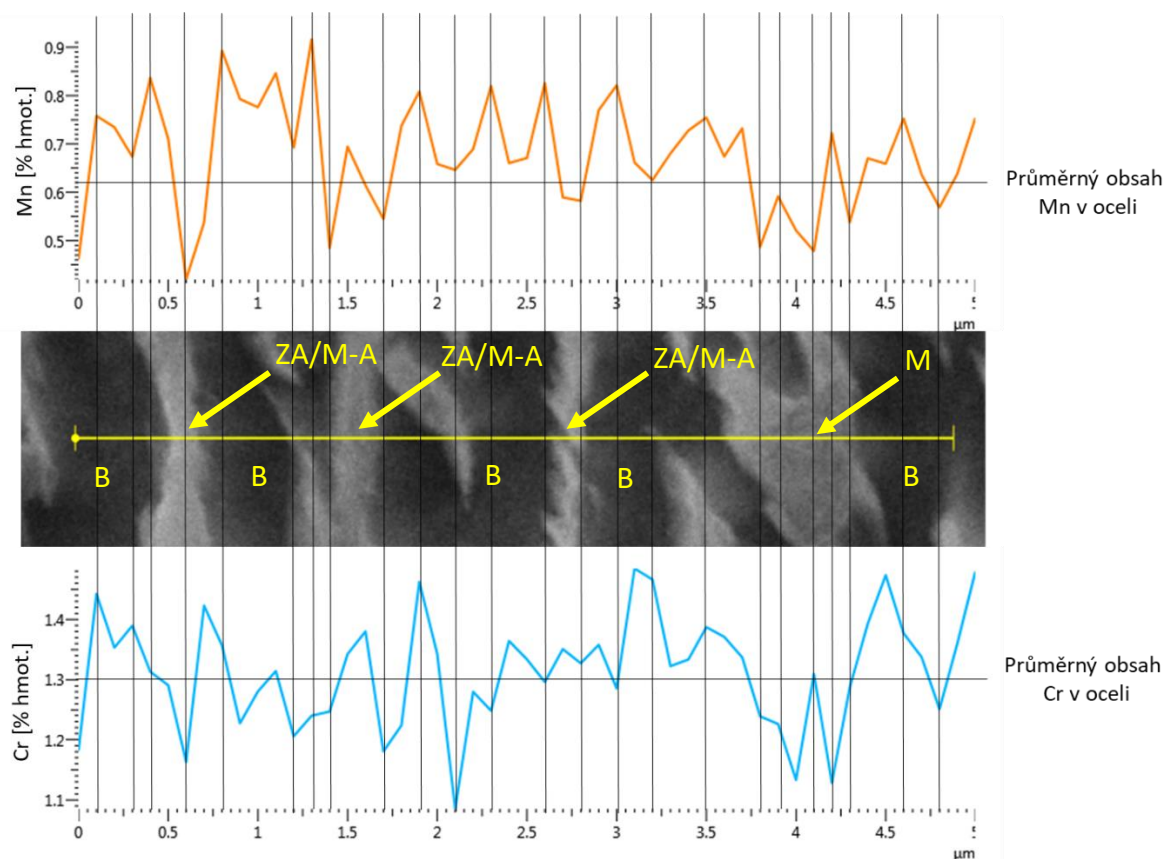
Měření koncentračních gradientů v případě režimu zpracování AT 420°C/2000s poukázalo na zvýšenou koncentraci křemíku v předpokládaných útvarech zbytkového austenitu resp. M-A složky oproti průměrné koncentraci křemíku v oceli 2% hmotnostních (Obr. 70, 71).



Obr. 70 EDS chemická analýza - rozložení C, Si podél definované linie – režim AT 420°C/2000s  
M – martenzit, B – bainit, ZA – zbytkový austenit, M-A – M-A složka

Vysoký podíl křemíku v uvedených útvarech bylo možné označit za primární příčinu výskytu předpokládaného zbytkového austenitu resp. M-A složky ve struktuře, a tedy příčinu fenoménu neúplnosti bainitické transformace. Právě vysoký obsah křemíku byl pravděpodobnou příčinou výskytu zbytkového austenitu resp. M-A složky ve struktuře, který by jinak podlehl rozpadu na směs bainitického feritu a karbidických precipitátů.



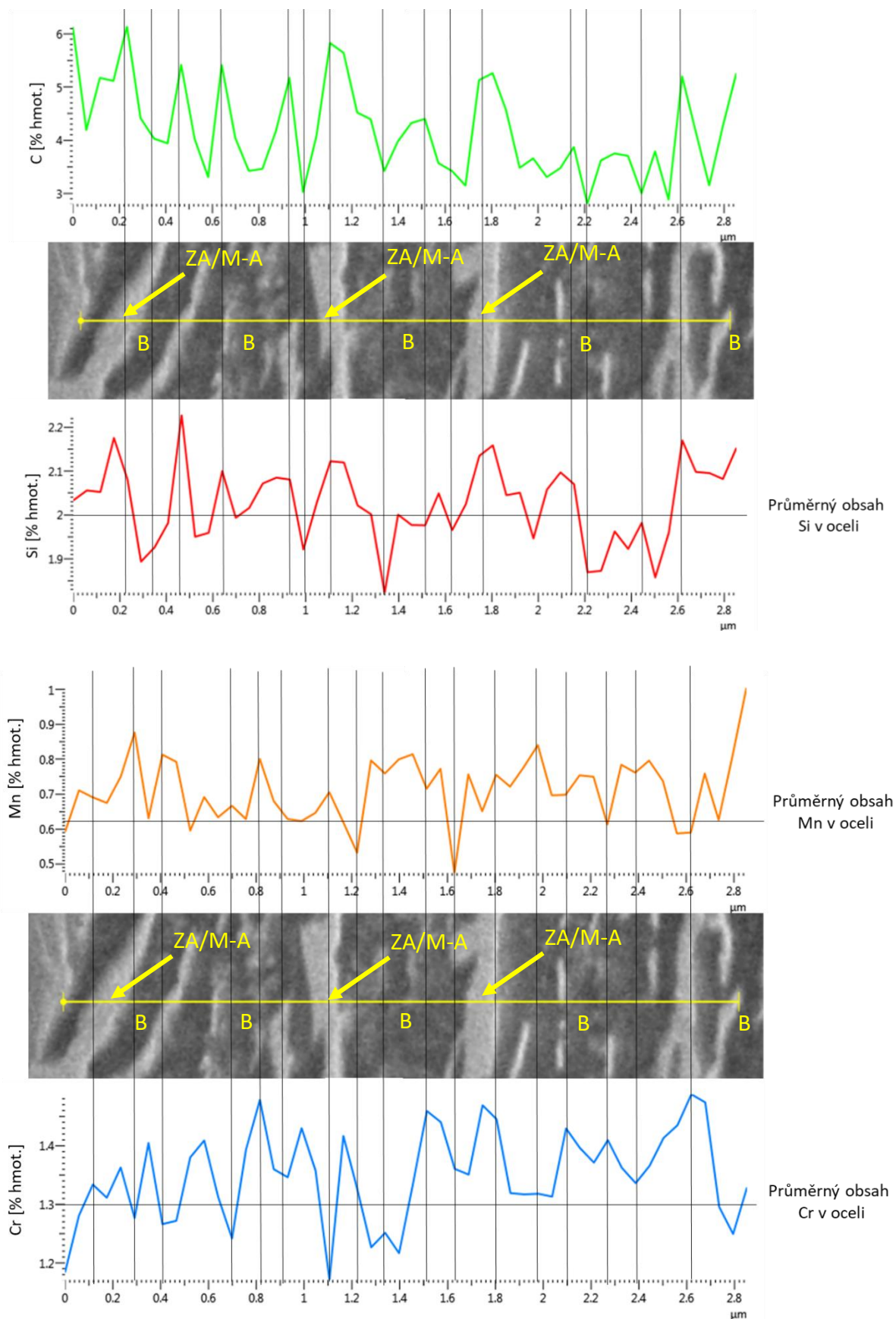


Obr. 71 EDS chemická analýza - rozložení Mn, Cr podél definované linie – vzorek AT 420°C/2000s  
M – martenzit, B – bainit, ZA – zbytkový austenit, M-A – M-A složka

V případě manganu bylo možno konstatovat, že ke zvýšené koncentraci toho prvku docházelo na vnějších okrajích útvarů předpokládaného zbytkového austenitu resp. M-A složky a jejich blízkého okolí. Přítomnost „hrází“ obsahujících vyšší množství manganu oproti průměrné hodnotě 0,62% hmotnostních poukázala na nezanedbatelnou difuzní schopnost manganu při teplotách 420 °C. Obdobné závěry bylo možné učinit v případě chrómu. Tato fakta naznačovala, že povaha vzniku bainitu za izotermických podmínek zpracování mohla nést znaky difuzní podstaty.

Koncentrační profily v případě režimu zpracování AT 340°C/2000s vykazovaly obdobný charakter, jako tomu bylo v případě koncentračních profilů v případě režimu AT 420°C/2000s (Obr. 72). K přednostní koncentraci křemíku docházelo v útvarech zbytkového austenitu resp. M-A složky. Naopak koncentrace křemíku v bainitickém feritu dosahovala obecně nižších hodnot, než byla hodnota průměrného obsahu křemíku v oceli.

Koncentrační změny manganu a chrómu vzhledem ke sledovaným strukturním složkám dosahovaly blízké podobnosti rozdělení těchto prvků, které bylo pozorováno v případě vzorku AT 420°C/2000s. K segregaci manganu a chrómu došlo zejména na rozhraních mezi netransformovaným (zbytkovým) austenitem resp. M-A složkou a bainitickým feritem a v jejich blízkém okolí.

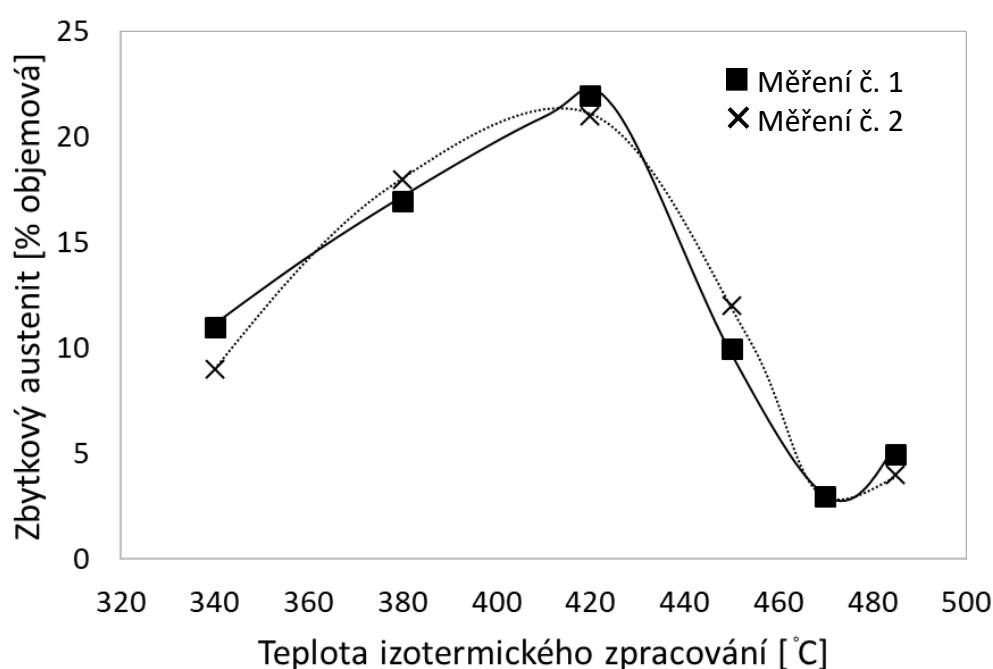


Obr. 72 EDS chemická analýza - rozložení C, Si, MN, Cr podél definované linie – režim AT 340°C/2000s  
B – bainit, ZA – zbytkový austenit, M-A – M-A složka

#### 6.4.5 Určení podílu zbytkového austenitu ve struktuře – difrakční fázová analýza

Experimentální postup měření byl prováděn na automatickém práškovém difraktometru AXS Bruker D8 Discover s plošným, pozičně citlivým detektorem HI-STAR a kobaltovou RTG lampou. Přístroj byl dále vybaven poly-kapilárou, která fokusuje primární RTG svazek na kruhovou stopu o průměru 0,5 mm. Měření byla provedena ve středu metalografických výbrusů použitých při hodnocení mikrostruktury v intervalu difrakčních úhlů  $25 \div 110^\circ 2\theta$ . Z důvodu omezených finančních prostředků na provedení difrakčních analýz byla měření provedena vždy u dvou vzorků zpracovaných za stejných podmínek izotermického zpracování.

Na základě získaných výsledků bylo možno konstatovat, že u všech zkoumaných postupů zpracování AT 485, 470, 450, 420, 380, 340°C/2000s byla detekována přítomnost zbytkového austenitu (Obr. 73, 74, 75 Tab. 12).

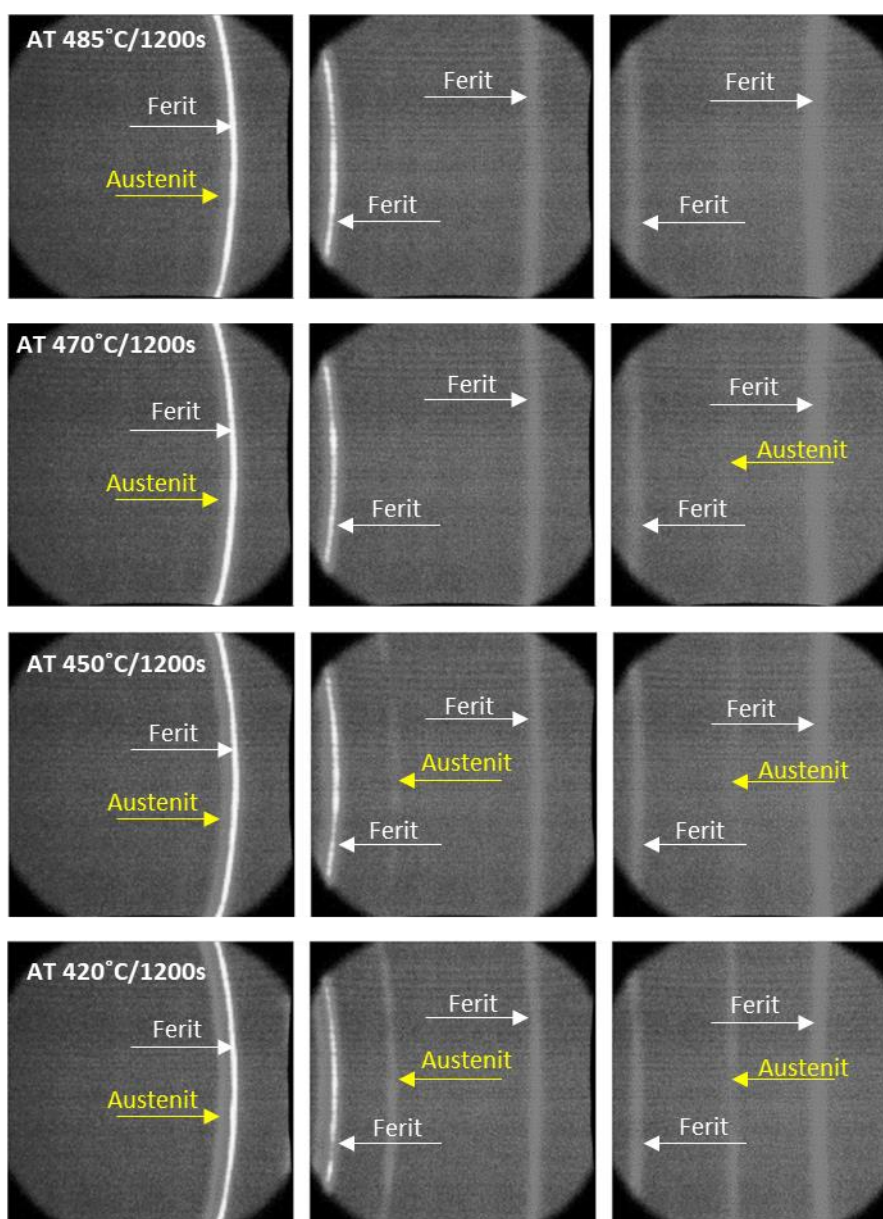


Obr. 73 Grafické znázornění podílu zbytkového austenitu ve struktuře austemperovaných vzorků z oceli 42SiCr v závislosti na teplotě izotermického zpracování

Objemový podíl zbytkového austenitu ve struktuře byl výrazně závislý na teplotě izotermického zpracování. Nejnižší hodnoty podílu zbytkového austenitu ve struktuře  $ZA = 3$  resp.  $4\%$  byly naměřeny u režimů AT 470°C/2000s, kterým odpovídala struktura tvořená převážně nepopuštěným martenzitem s přibližným 34% podílem bainitického feritu. Nejvyšší hodnota podílu zbytkového austenitu ve struktuře  $ZA = 20$  resp.  $22\%$  byla naměřena v případě režimu AT 420°C/2000s, který vedl k vytvoření struktury tvořené směsí bainitického feritu, zbytkového austenitu s minoritním zastoupením nepopuštěného martenzitu. Z obecného pohledu bylo možno konstatovat, že struktury tvořené převážně nepopuštěným martenzitem vykazovaly nižší podíl zbytkového austenitu, než struktury tvořené majoritní bainitickou složkou.

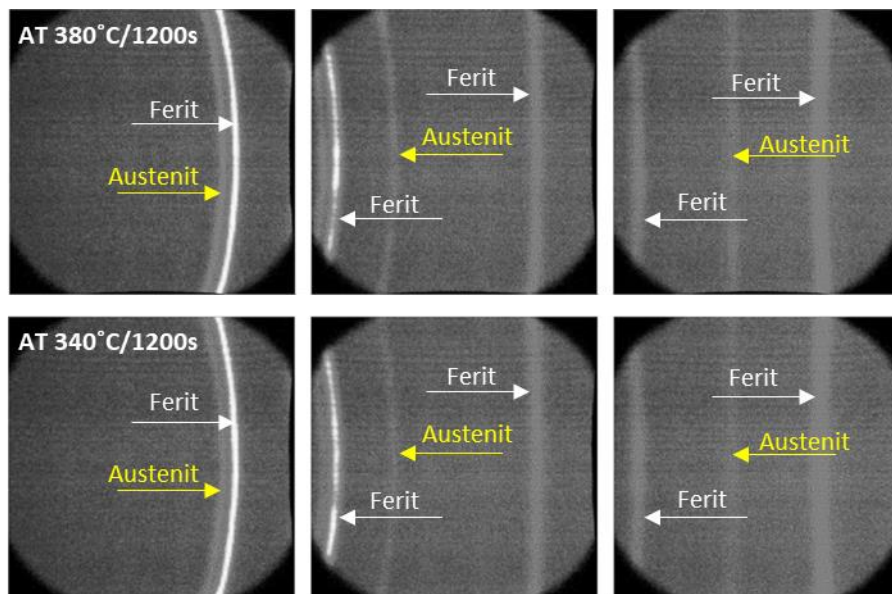
| Označení režimu | Podíl zbytkového austenitu ZA [% objemová] |    |
|-----------------|--|----|
| AT 485°C/2000s  | 5  | 4  |
| AT 470°C/2000s  | 3  | 3  |
| AT 450°C/2000s  | 10   | 12 |
| AT 420°C/2000s  | 22   | 21 |
| AT 380°C/2000s  | 17   | 18 |
| AT 340°C/2000s  | 11   | 9  |

Tab. 12 Podíl zbytkového austenitu ve struktuře austemperovaných vzorků z oceli 42SiCr v závislosti na teplotě izotermického zpracování



Obr. 74 Příklady difraktogramů austemperovaných vzorků z oceli 42SiCr s vyznačenými stopami feritu (bainitu a martenzitu) a austenitu





Obr. 75 Příklad difraktogramů austemperovaných vzorků z oceli 42SiCr s vyznačenými stopami feritu (bainitu a martenzitu) a austenitu

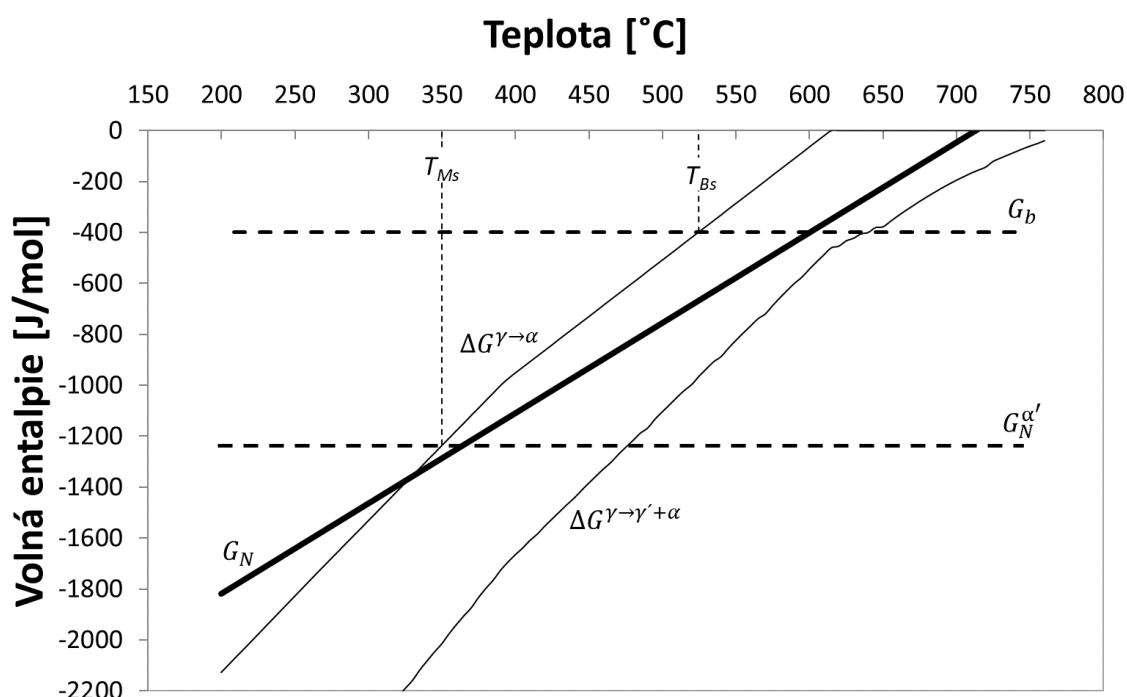
Pokles objemového podílu zbytkového austenitu ve struktuře vzorků s převážným zastoupením bainitické složky AT 380, 340 °C/2000s byl pravděpodobně způsoben absencí velkého množství útvarů M-A složky, která byla pozorována v případě vzorků zpracovaných dle režimu 420 °C/2000s, a která díky vysokému obsahu uhlíku dosahovala dostatečné stability pro zachování odpovídajícího množství zbytkového austenitu ve struktuře.

## 6.5 Vliv obsahu chrómu na průběh bainitické transformace při austemperingu

Ve druhé fázi řešení experimentálního programu byl zkoumán vliv obsahu chrómu na průběh bainitické transformace při různých teplotách izotermického zpracování. Pro experimentální zpracování metodou austemperingu byla zvolena ocel s označením 42SiMn. Tato ocel obsahovala stejné množství uhlíku, křemíku, manganu jako výše diskutovaná ocel 42SiCr, avšak lišila se obsahem chrómu, který v případě oceli 42SiMn dosahoval hodnoty 0,008% hmot. (v případě oceli 42SiCr 1,33% hmot.).

### 6.5.1 Výpočet termodynamických veličin

Pro experimentální ocel 42SiMn byly obdobně jako v případě oceli 42SiCr vypočteny hodnoty termodynamických veličin  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \gamma' + \alpha}$ ,  $G_N$ ,  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$ ,  $-G_b$ ,  $G_N^{\alpha'}$  zohledňující energetické podmínky pro nukleaci a růst bainitu ve struktuře [137] (Obr. 76).



Obr. 76 Průběh termodynamických veličin  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \gamma' + \alpha}$ ,  $G_N$ ,  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$ ,  $-G_b$  v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiMn, teplota  $T_{Bs} = 525^\circ\text{C}$

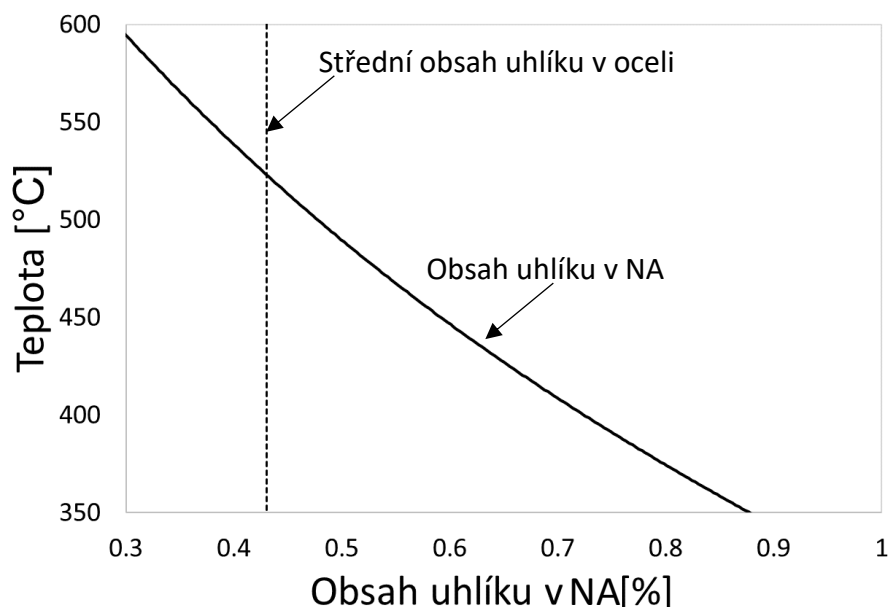
Na základě uvedených výpočtů byla stanovena teplota počátku bainitické transformace  $T_{Bs} = 525^\circ\text{C}$ , martenzitické transformace  $M_s = 350^\circ\text{C}$ . Tyto teploty dosahovaly hodnoty přibližně o  $30^\circ\text{C}$  vyšších než v případě kalkulací oceli 42SiCr.

### 6.5.2 Výpočet obsahu uhlíku v netransformovaném austenitu a podílu bainitu v závislosti na teplotě austemperingu

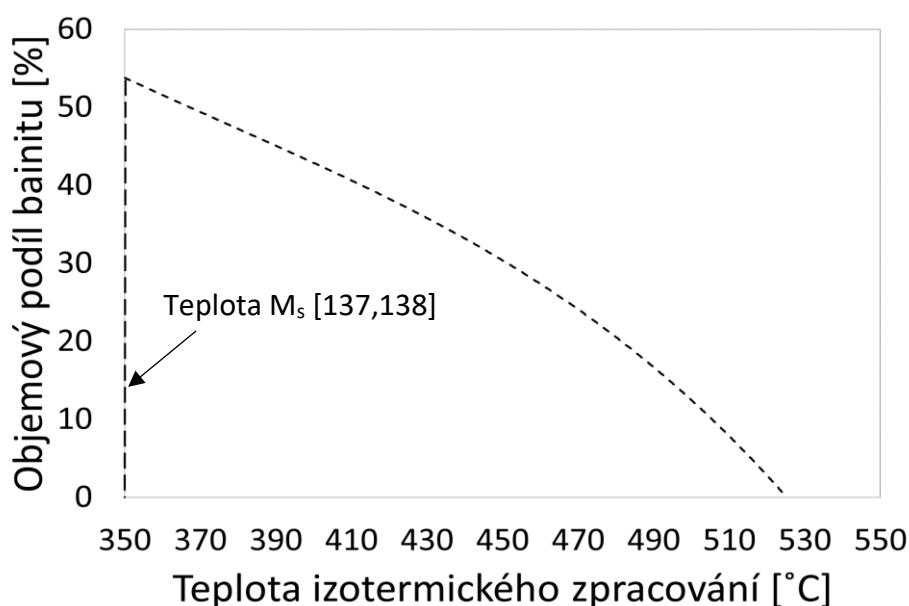
S ohledem na princip neúplnosti bainitické transformace byly provedeny kalkulace teoretického maximálního množství uhlíku v netransformovaném austenitu v okamžiku dosažení termodynamické rovnováhy mezi netransformovaným austenitem a bainitickým feritem (Obr. 77). S přihlédnutím k výsledkům provedených výpočtů bylo možné konstatovat, že maximální obsah uhlíku v netransformovaném austenitu dosahoval

teoretické hodnoty 0,88% hmot., jež odpovídala izotermickému zpracování za teploty 350°C blíží se teplotě martenzitické transformace určené dle [137].

Pro jednotlivé maximální obsahy uhlíku v netransformovaném austenitu byly provedeny kalkulace teoretického maximálního podílu bainitu v závislosti na teplotě izotermického zpracování (Obr. 78) [137,138]. Nejvyšší teoretická hodnota podílu bainitu ve struktuře  $V_b = 54\%$  byla stanovena pro teplotu blíží se teoreticky určené teplotě  $M_s = 350^\circ\text{C}$ .



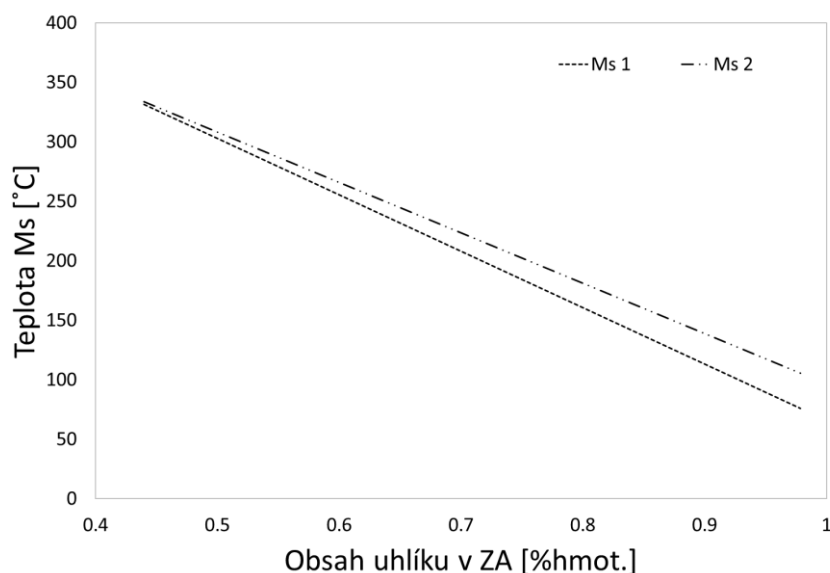
Obr. 77 Grafické zobrazení závislosti maximálního dosažitelného obohacení netransformovaného austenitu (NA) uhlíkem v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiMn



Obr. 78 Grafická závislost maximálního dosažitelného množství bainitu ve struktuře v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiMn

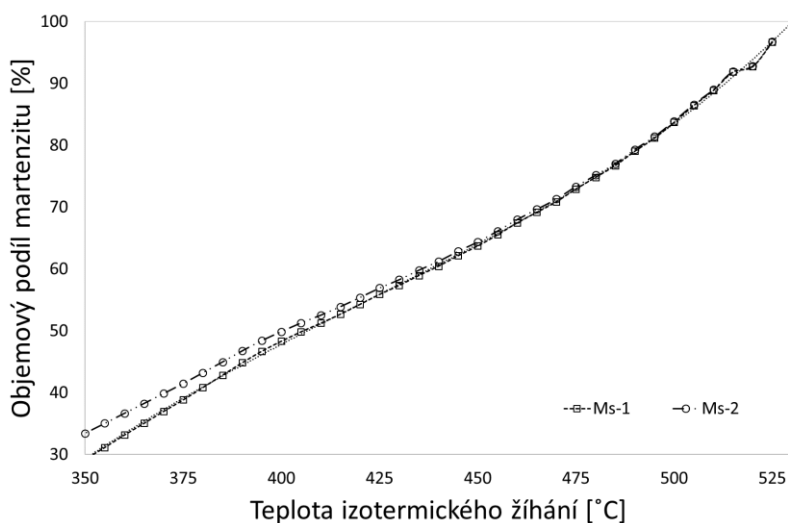
### 6.5.3 Výpočet teploty $M_s$ NA a podílu ZA ve struktuře po austemperingu v závislosti na teplotě izotermického žíhání

Za účelem detailního popisu teoretického vývoje struktury oceli 42SiMn při izotermickém žíhání na bainitu a následném finálním zakalení z jednotlivých teplot izotermického zpracování na pokojovou teplotu byly provedeny obdobně jako v případě oceli 42SiCr kalkulace teploty  $M_s$  (Obr. 79). Kalkulace byly provedeny dle [140] v závislosti na podílu bainitu ve struktuře, obsahu uhlíku v netransformovaném austenitu.



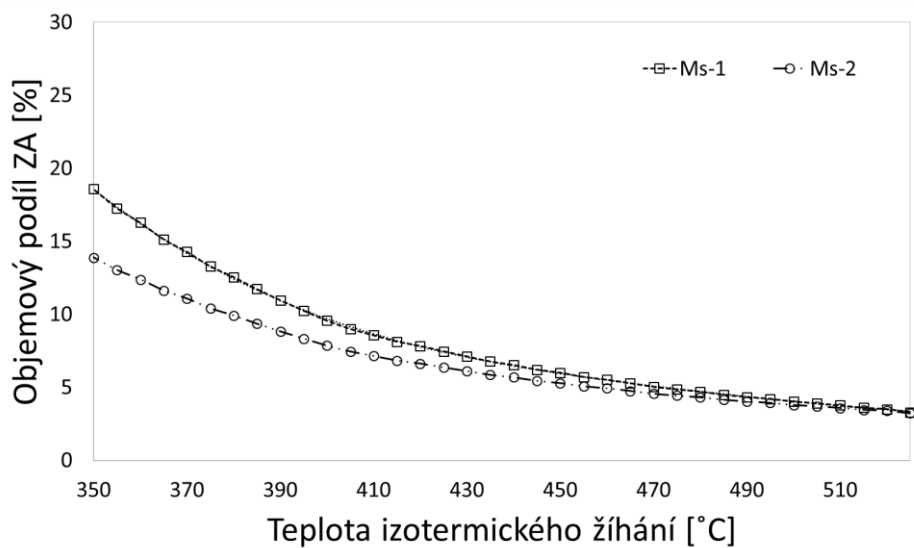
Obr. 79 Kalkulovaná teplota  $M_s$  v závislosti na množství uhlíku a přísadových prvků v netransformovaném austenitu – ocel 42SiMn

Dále byly provedeny kalkulace teoretického množství martenzitu a ZA (Obr. 80, 81). Teoretické množství martenzitu ve struktuře bylo určeno na základě rovnice Marburger-Koistinen [141]. Teoretické množství ZA ve struktuře bylo určeno jednoduchým dopočtem do 100%



Obr. 80 Teoretický maximální podíl martenzitu ve struktuře po zakalení na pokojovou teplotu v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiMn



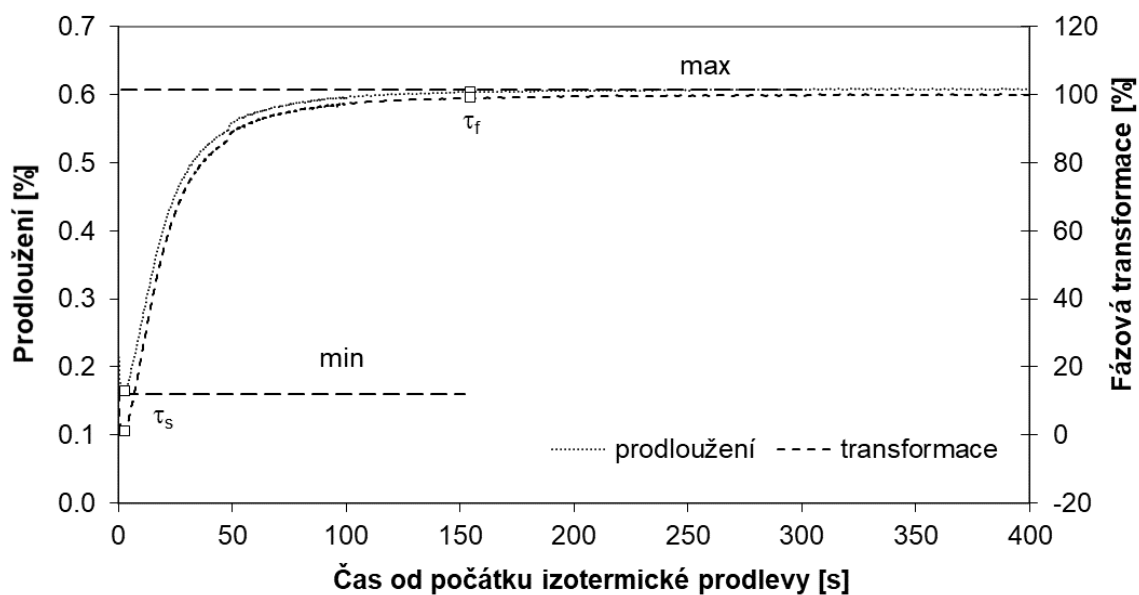


Obr. 81 Teoretický podíl zbytkového austenitu ve struktuře po zakalení na pokojovou teplotu v závislosti na teplotě

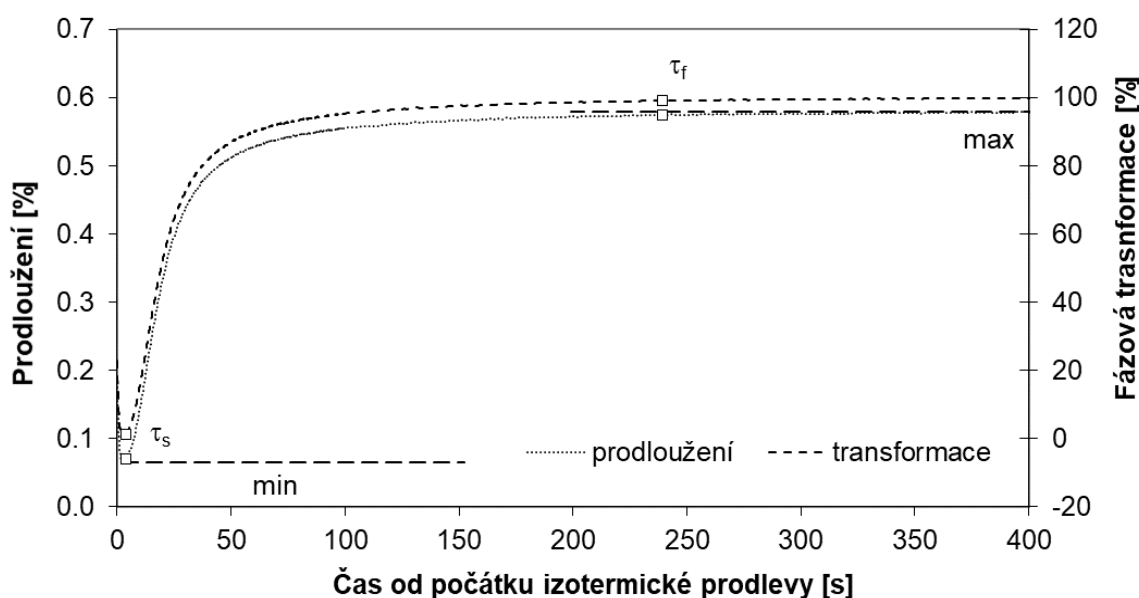
Minimální podíl martenzitu byl stanoven na 29% resp. 33% při teplotě izotermického zpracování 350°C blíží se kalkulované teplotě  $M_s$  [137, 138]. Maximální kalkulovaný podíl ZA činil 17 resp. 13%, který odpovídal teplotě austemperingu 350°C. Minimální vypočtený podíl ZA dosahoval hodnoty 3%.

### 6.5.4 Dilatometrické analýzy

Pomocí dilatometrických analýz byl u oceli 42SiMn zkoumán průběh bainitické transformace při izotermickém zpracování při teplotách 420, 380 a 340°C, které byly zvoleny s ohledem na omezené ekonomické možnosti. Účelem provedených dilatometrických měření bylo posouzení vlivu chemického složení oceli 42SiMn na kinetiku a průběh bainitické transformace. Zkoumané vzorky byly v kalícím dilatometru nejdříve ohřáty na austenitizační teplotu 950°C rychlostí 40°C/s. Doba výdrže na austenitizační teplotě činila 300 vteřin.



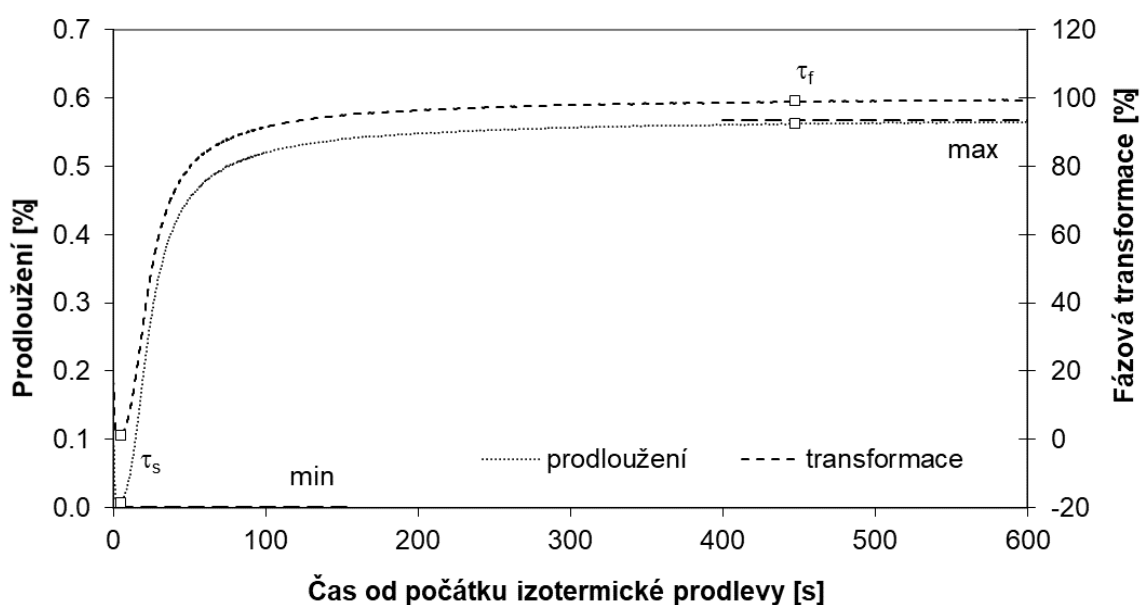
Obr. 82 Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiMn, režim AT 420°C/2000s



Obr. 83 Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiMn, režim AT 380°C/2000s

Z důvodu specifického chemického složení byly vzorky z austenitizační teploty kaleny na jednotlivé teploty izotermického zpracování 420, 380, 340 °C rychlostí 110 °C/s. Důvodem byla potřeba minimalizace podílu alotriomorfního feritu ve struktuře. Výdrž na teplotě izotermického zpracování byla obdobně jako v případě ocelí 42CrMo4 a 42SiCr 2000 vteřin, poté byly vzorky zakaleny na pokojovou teplotu rychlostí 50 °C/s.

Z provedených měření vyplynulo, že absence chrómu u oceli 42SiMn při izotermickém zpracování za teplot 420 resp. 380 °C výrazně přispěla v porovnání s ocelmi 42CrMo4 a 42SiCr k urychlení fázové transformace austenit/bainit, jejíž celkový čas dosahoval hodnot 152 vteřin resp. 233 vteřin (Obr. 82, 83, Tab. 13). Celkový čas transformace austenit/bainit v případě izotermického zpracování za teploty 340 °C činil přibližně 443 vteřin (Obr. 84). Tato hodnota byla nižší než v případě oceli 42SiCr – 869 vteřin, avšak vyšší než v případě oceli 42CrMo4 – 354 vteřin (Obr. 85).

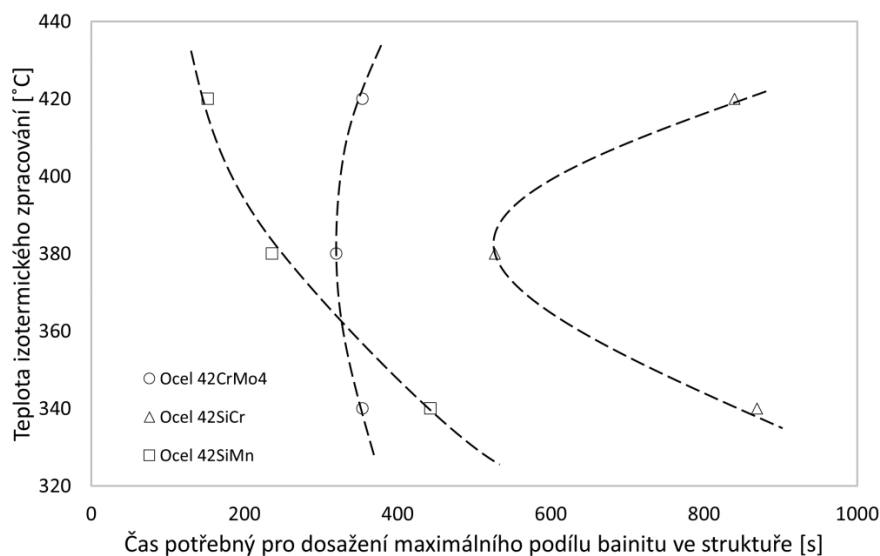


Obr. 84 Grafický záznam průběhu délkových změn a fázové transformace austenit/bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiMn, režim AT 340°C/2000s

| Označení vzorku | Celkový čas transformace [s] |             |             |
|-----------------|------------------------------|-------------|-------------|
|                 | Ocel 42CrMo4                 | Ocel 42SiCr | Ocel 42SiMn |
| AT 420°C/2000s  | 354                          | 840         | 152         |
| AT 380°C/2000s  | 320                          | 527         | 233         |
| AT 340°C/2000s  | 354                          | 869         | 443         |

Tab. 13 Porovnání časů potřebných pro rozpad austenitu na bainit v závislosti na teplotě izotermického zpracování

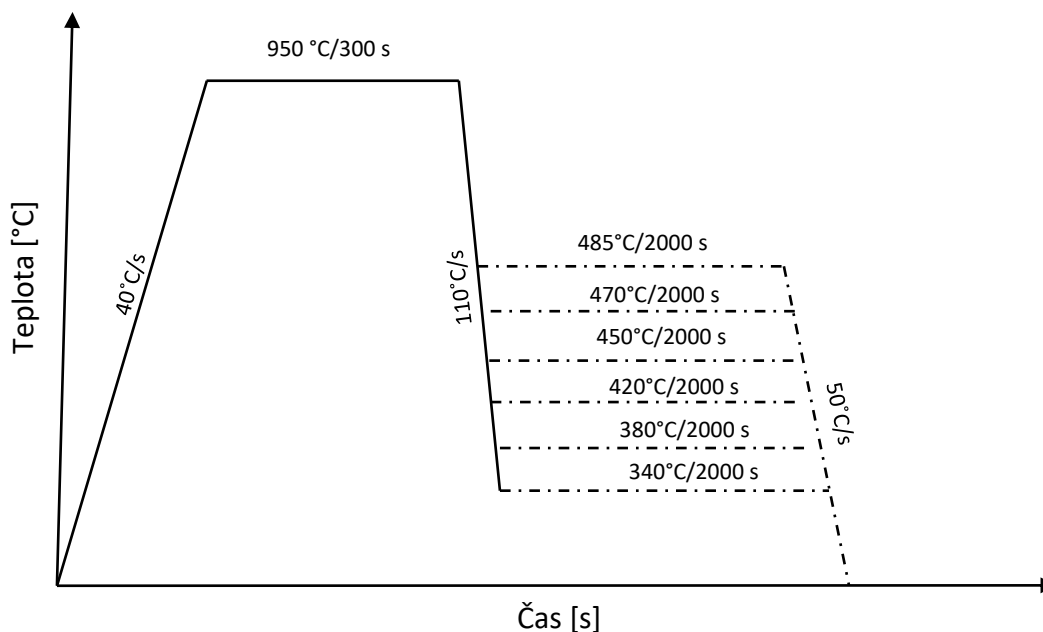
Přibližná hodnota teploty  $M_s$  oceli 42SiMn byla stanovena na 315 °C. Tato hodnota byla o 10 °C vyšší než v případě oceli 42SiCr (viz příloha – kapitola 9.6). Hodnota teploty  $M_s$  oceli 42SiMn určená pomocí kalícího dilatometru byla přibližně o 35 °C nižší než v případě teoretických kalkulací dle [137, 138, 139].



Obr. 85 Grafické znázornění vlivu teploty izotermického zpracování, obsahu křemíku a chrómu na kinetiku izotermického rozpadu austenitu na bainit – oceli 42CrMo4, 42SiCr, 42SiMn

### 6.5.5 Návrh experimentálního postupu zpracování

Experimentální postup zpracování vzorků z oceli 42SiMn byl složen z ohřevu na austenitizační teplotu 950 °C rychlostí 40 °C/s (Obr. 86). Doba výdrže na austenitizační teplotě činila 300 vteřin. Poté následovalo zakalení na definované teploty izotermického žhání na bainit rychlostí 110 °C/s. Teploty izotermického zpracování byly zvoleny s ohledem na porovnatelnost výsledků shodné s teplotami izotermických prodlev provedených v případě zpracování vzorků z ocelí 42CrMo4 a 42SiCr. Důvodem zvýšené rychlosti zakalení z austenitizační teploty bylo zamezení nadměrného vývoje alotriomorfního feritu ve struktuře, jehož příčinou bylo chemické složení oceli resp. zanedbatelný obsah chrómu. Po fázi izotermického zpracování následovalo zakalení vzorků na pokojovou teplotu rychlostí 50 °C/s.

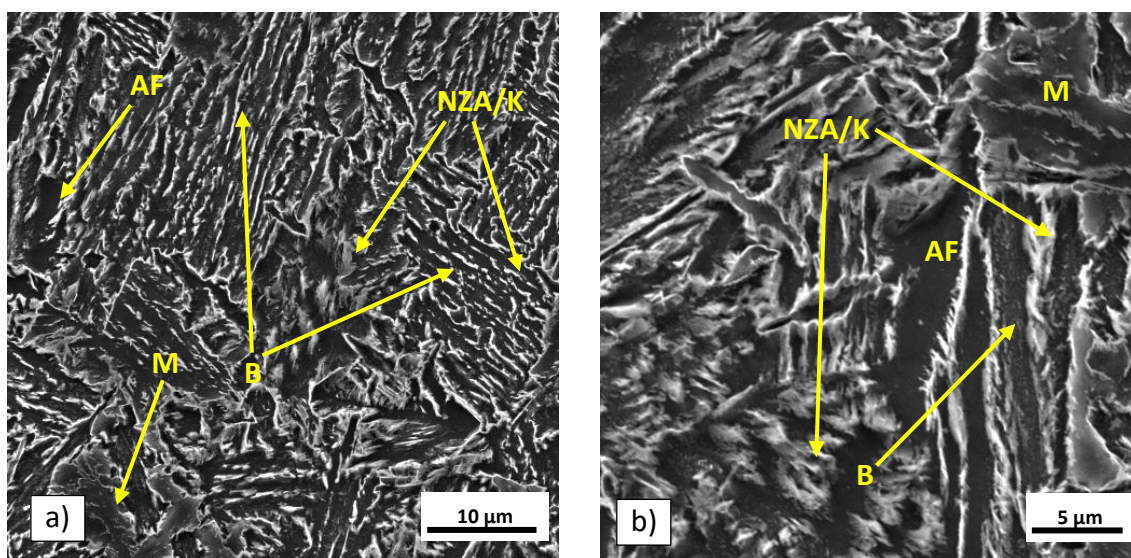


Obr. 86 Navržený experimentální postup zpracování vzorků z oceli 42SiMn metodou austemperingu

## 6.5.6 Mikrostrukturní analýzy

### 6.5.6.1 Ocel 42SiMn

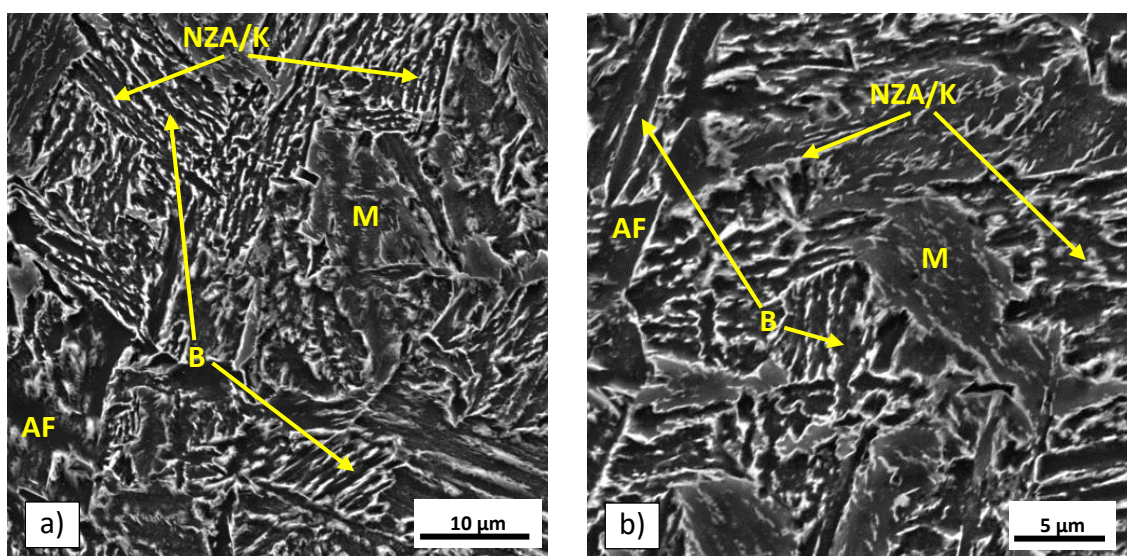
Experimentální zpracování oceli 42SiMn dle režimu zpracování AT 485°C/2000s vedlo k vytvoření mikrostruktury tvořené v převážné míře bainitem, malým množstvím alotriomorfního feritu a martenzitu (Obr. 87, 89). Morfologie pozorovaných strukturních složek vykazovala značnou odlišnost od struktur pozorovaných u oceli 42SiCr. Bainitická složka vykazovala významnou podobnost bainitu pozorovaného u oceli 42CrMo4. Plošný podíl bainitu dosahoval majoritního zastoupení, jehož velikost výrazně přesahovala hodnotu plošného podílu bainitu ve struktuře oceli 42SiCr zpracované dle stejných podmínek austemperingu.



Obr. 87 Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiMn po izotermickém zpracování AT 485°C/2000s

a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x

B – bainit, M – martenzit, AF – alotriomorfní ferit, NZA – nestabilní zbytkový austenit, K - Karbidy



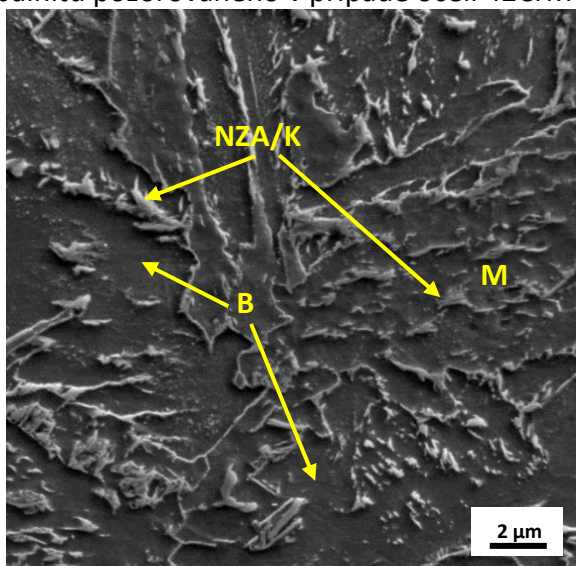
Obr. 88 Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiMn po izotermickém zpracování AT 470°C/2000s

a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x

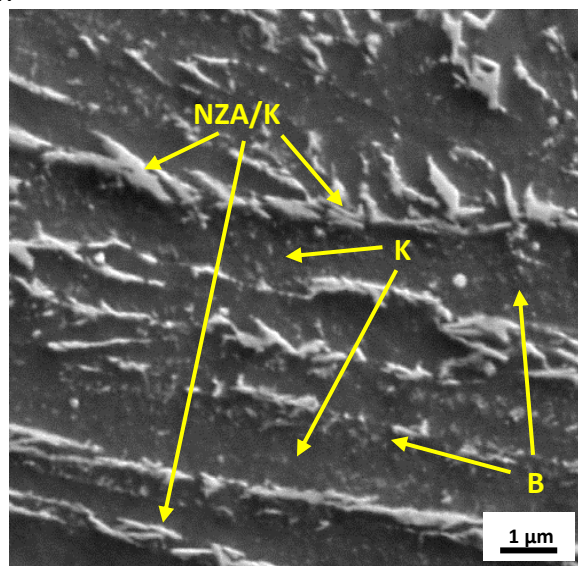
B – bainit, M – martenzit, AF – alotriomorfní ferit, NZA – nestabilní zbytkový austenit, K - Karbidy



Režim zpracování AT 470°C/2000s vedl k vytvoření mikrostruktury, která byla tvořena převážně bainitem, martenzitem a malým množstvím feritu alotriomorfního (Obr. 88, 90). Morfologie pozorované bainitické složky opět vykazovala nápadnou příbuznost s morfologií bainitu pozorovaného v případě oceli 42CrMo4.

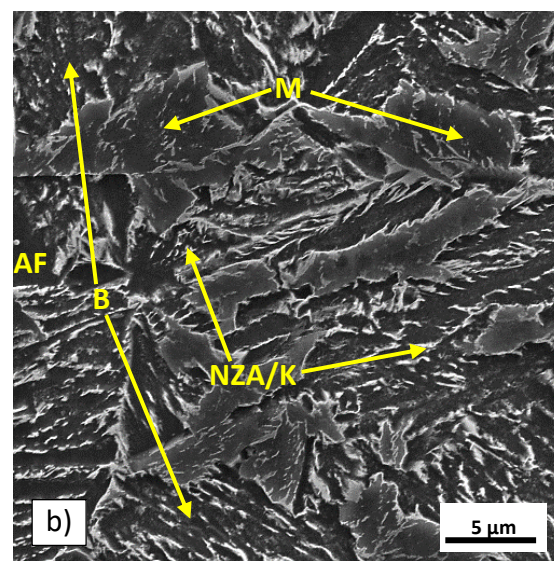
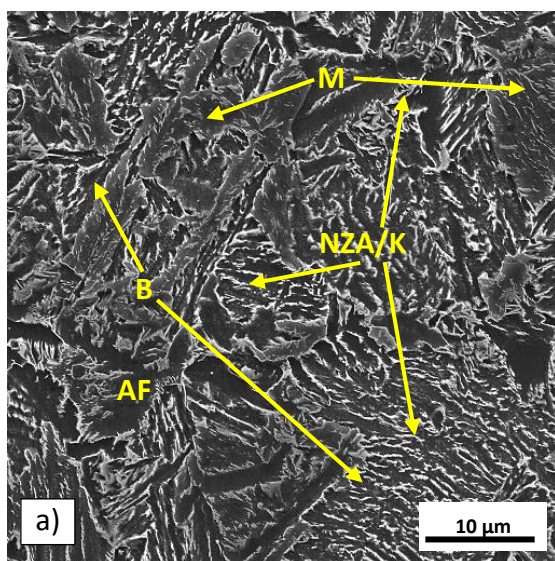


Obr. 89 Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT 485°C/2000s  
B – bainit, M – martenzit, NZA – nestabilní zbytkový austenit, K - karbidy



Obr. 90 Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT 470°C/2000s  
B – bainit, NZA – nestabilní zbytkový austenit, K - karbidy

S ohledem na průběh fázové transformace austenit/bainit bylo možno konstatovat, že na rozdíl od oceli 42SiCr nebyly závěry podporující platnost konceptu neúplnosti bainitické transformace potvrzeny, neboť strukturní hodnocení prokázala přítomnost převážného podílu bainitu ve struktuře. Přestože ocel 42SiMn obsahovala 2% hmotnostních křemíku, došlo k fázové transformaci austenit/bainit v míře, jejíž rozsah neodpovídal předpokladům

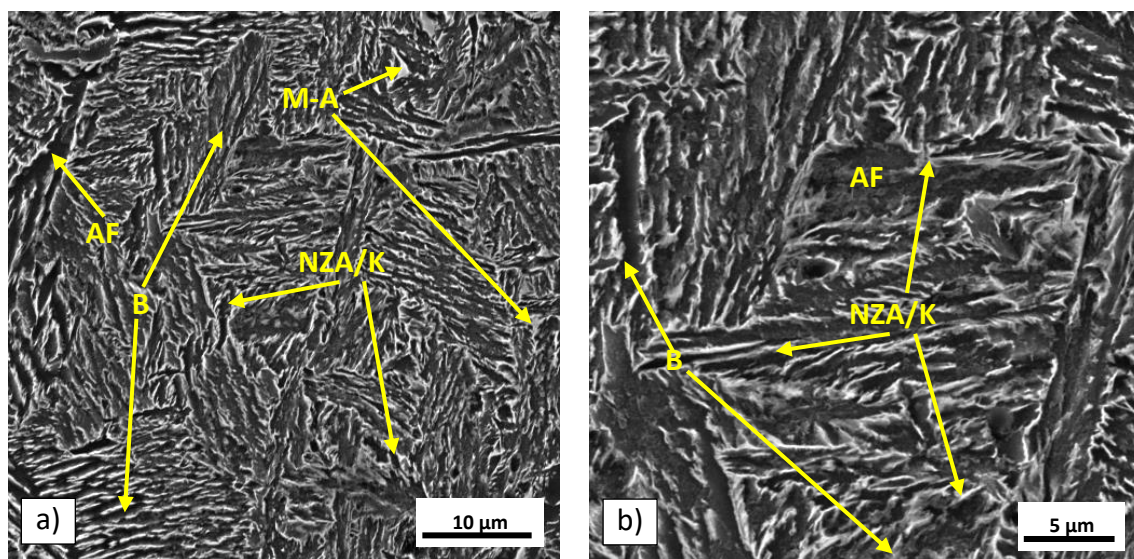


Obr. 91 Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiMn po izotermickém zpracování AT 450°C/2000s  
a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x  
B – bainit, M – martenzit, AF – alotriomorfní ferit, NZA – nestabilní zbytkový austenit, K - Karbidy



vycházejícím z provedených výpočtů a předešlých pozorování, čímž došlo k rozporu se zásadami týkajícími se austemperingu ocelí s vyšším obsahem křemíku. Obdobné závěry bylo možno učinit rovněž v případě režimu AT 450°C/2000s, u kterého byla pozorována smíšená struktura tvořená převážně bainitem, malým množstvím alotriomorfního feritu a martenzitu (Obr. 91, 93).

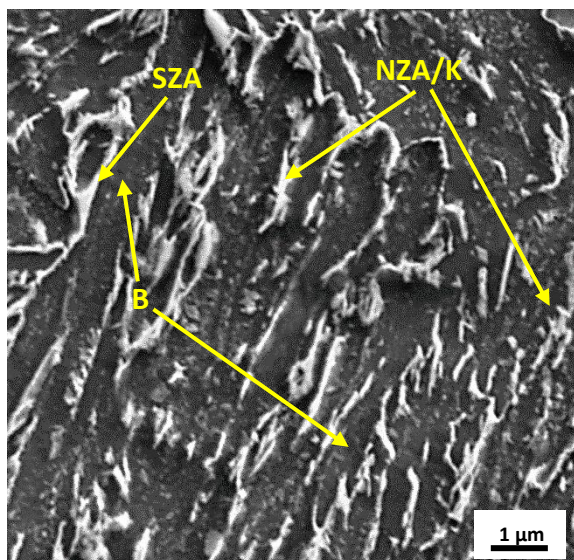
K částečně odlišnému vývoji mikrostruktury oproti výše diskutovaným postupům experimentálního zpracování došlo v případě režimu AT 420°C/2000s, kde bylo pozorováno převážně latkové uspořádání jehlic bainitického feritu, jehož morfologie se částečně podobala morfologii struktur vzorků z oceli 42SiCr zpracovaných ve spodním teplotním intervalu teplot izotermického rozpadu austenitu na bainit (Obr. 92, 94).



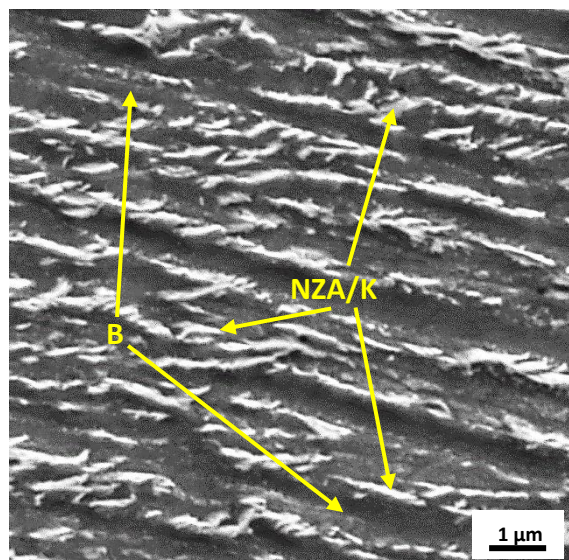
Obr. 92 Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiMn po izotermickém zpracování AT 420°C/2000s

a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x

B – bainit, M-A – M-A složka, AF – alotriomorfní ferit, NZA – nestabilní zbytkový austenit, K – Karbidy

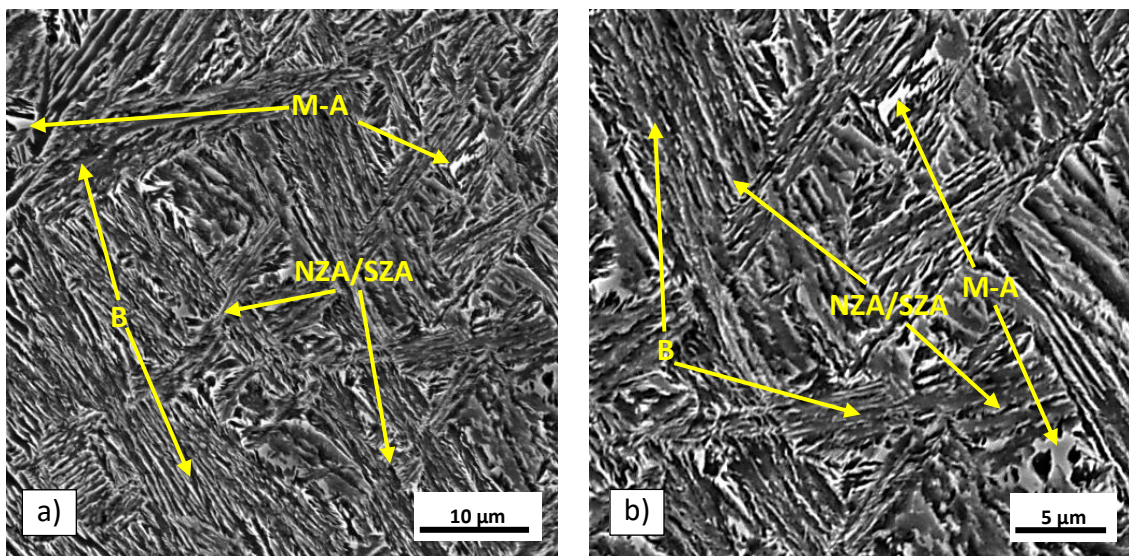


Obr. 93 Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT 450°C/2000s – B – bainit, NZA – nestabilní zbytkový austenit, K – karbidy



Obr. 94 Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT 420°C/2000s – B – bainit, NZA – nestabilní zbytkový austenit, K – karbidy

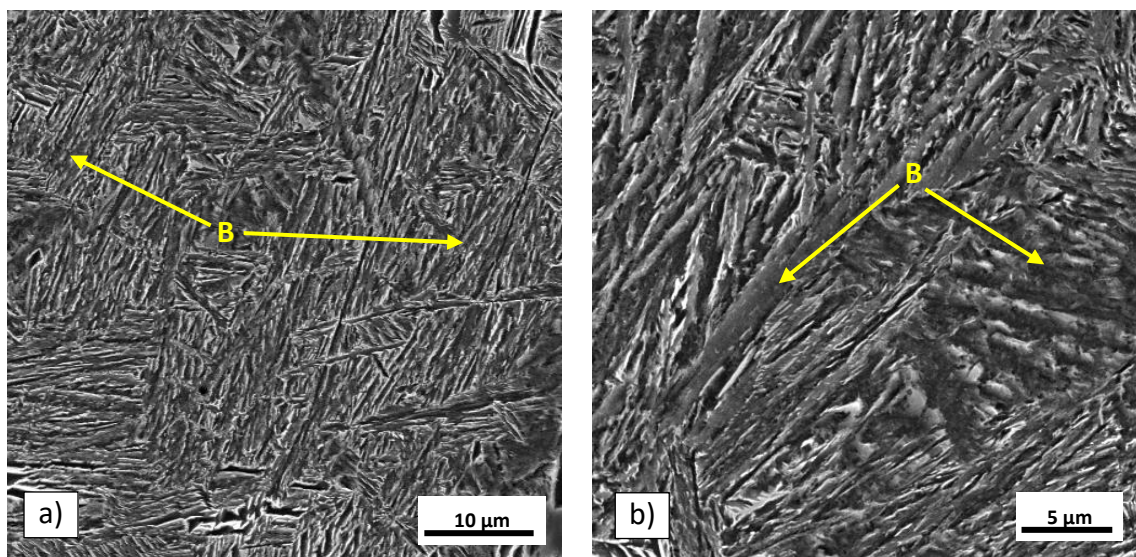




Obr. 95 Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiMn po izotermickém zpracování AT 380°C/2000s  
a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x

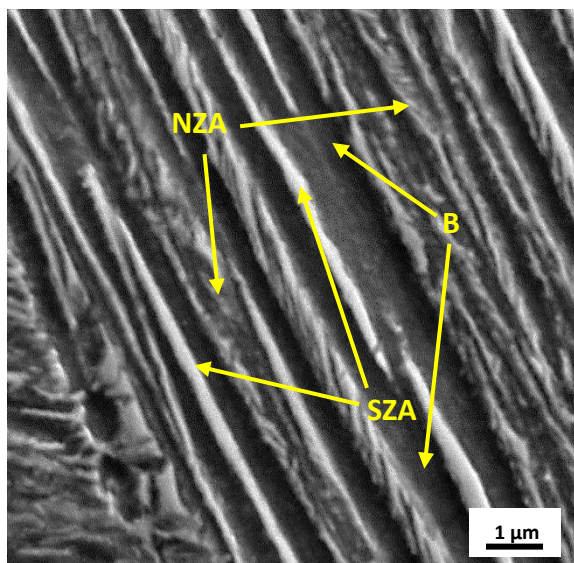
B – bainit, M-A – M-A složka, NZA – nestabilní zbytkový austenit, SZA – stabilní zbytkový austenit

Mikrostruktura vzorku byla tvořena bainitem, v minoritním zastoupení pak alotriomorfním feritem, předpokládanou M-A složkou. Přítomnost martenzitu ve struktuře nebyla pozorována. V případě experimentálního režimu AT 380°C/2000s byla obdobně jako v předchozím případě pozorována struktura tvořená bainitem a malým množstvím alotriomorfního feritu a předpokládané M-A složky (Obr. 95, 97). Snížená teplota izotermické zpracování vedla k výraznému zjemnění pozorované bainitické struktury. Obdobné závěry bylo možno odvodit rovněž v případě režimu zpracování AT 340°C/2000s, který vedl k vytvoření mikrostruktury tvořené jemným bainitem s minoritním zastoupením feritu alotriomorfního bez znaku přítomnosti martenzitické a M-A složky (Obr. 96, 98, 99).

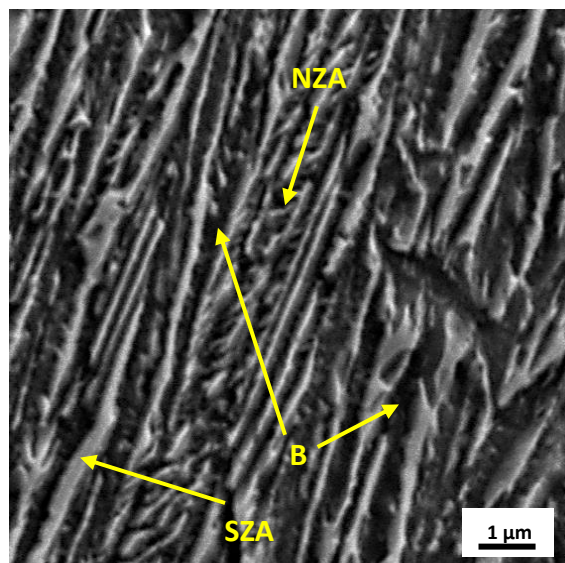


Obr. 96 Mikrostruktura vzorku z oceli 42SiMn po izotermickém zpracování AT 340°C/2000s  
a) zvětšeno 3000x, b) zvětšeno 5000x

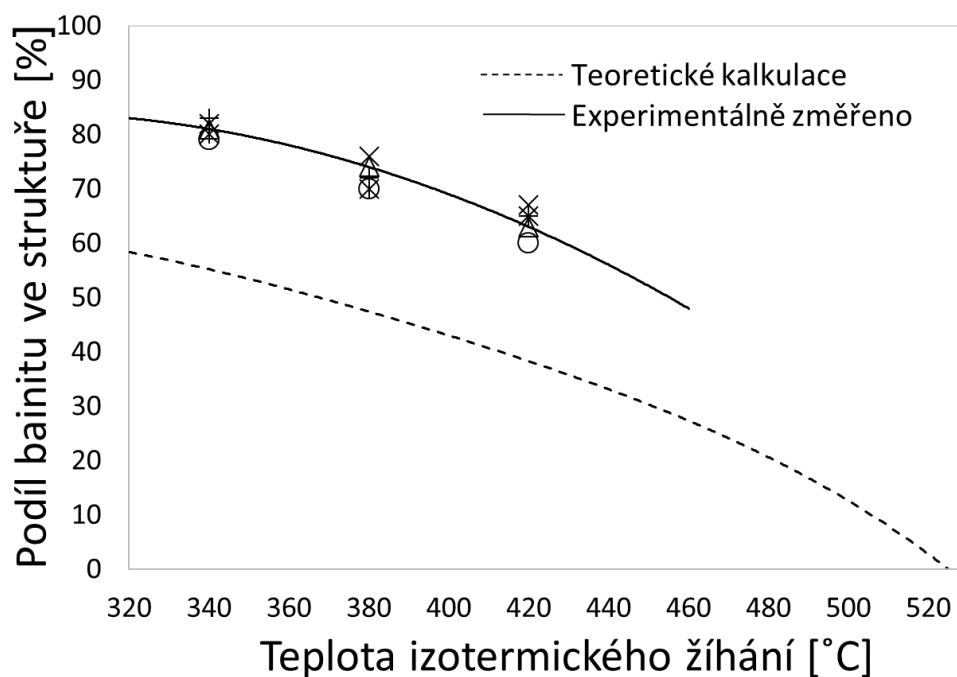
B – bainit



Obr. 97 Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT 380°C/2000s - B – bainit, NZA – nestabilní zbytkový austenit, SZA – stabilní zbytkový austenit



Obr. 98 Detailní snímek mikrostruktury vzorku AT 340°C/2000s - B – bainit, NZA – nestabilní zbytkový austenit, SZA – stabilní zbytkový austenit



Obr. 99 Porovnání podílu bainitu ve struktuře v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiMn – režimy zpracování AT 420, 380 a 340°C/2000s

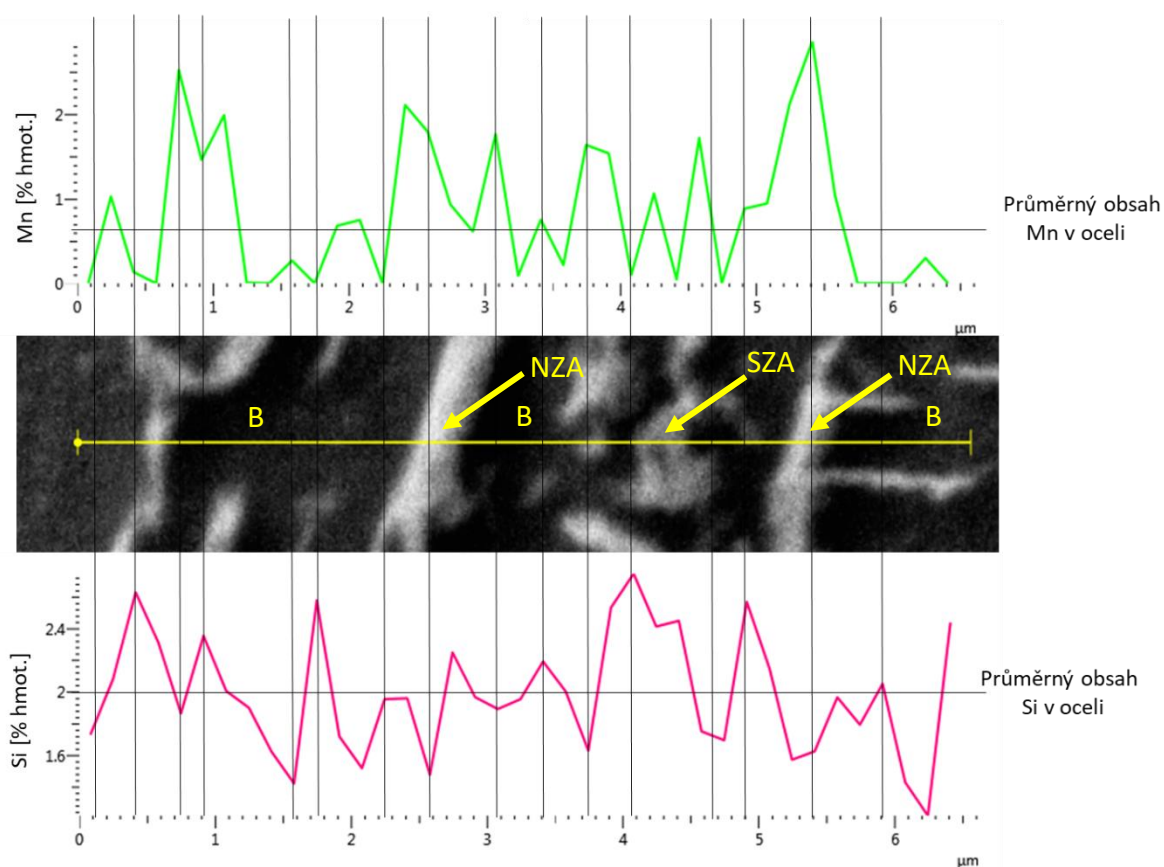
Provedená pozorování poukázala na fakt, že zejména u vzorků izotermicky zpracovaných při teplotách 450, 470 a 485°C a částečně pak u režimu zpracování provedeného za teploty 420°C došlo s velkou pravděpodobností k destabilizaci netransformovaného austenitu, která mohla být příčinou pozorovaného vysokého podílu bainitu ve struktuře. Pro dokázání tohoto tvrzení byla provedena dodatečná dilatometrická měření a jejich detailní posouzení. Dodatečná dilatometrická měření byla prováděna u vzorků z oceli 42SiMn izotermicky

zpracovaných za teplot 450 a 470 °C po dobu 2000 vteřin. Výsledky byly zařazeny do kapitoly 9.4 zařazené v příloze disertační práce. Ze získaných záznamů bylo možno odvodit několik závěrů. V případě izotermických postupů zpracování provedených za teplot 420, 450 a 470 °C došlo v první fázi izotermického zpracování nejdříve nárůstu délky zkoumaných vzorků, který byl s velkou pravděpodobností způsoben přeměnou austenitu na bainitický ferit, jež bývá doprovázena nárůstem objemu. Na fázi prodlužování bezprostředně navazovala fáze zkracování. Průzkum odborné literatury zabývající se hodnocením výsledků dilatometrických měření při rozpadu austenitu poukázal na fakt, že kontrakce délky zkušebních vzorků byla pozorována zejména při precipitaci karbidických částic při popouštění martenzitu, při precipitaci karbidických útvarů z bainitického feritu či při částečné precipitaci karbidů z útvarů netransformovaného austenitu [146, 147, 148]. Protože ve fázi izotermického zpracování diskutovaných vzorků nemohl být martenzit ve struktuře přítomen, bylo možno předpokládat, že kontrakce vzorků byla způsobena precipitací karbidických útvarů z bainitického feritu a dále pak z netransformovaného austenitu. Tomuto závěru nasvědčovala výše uvedená mikrostrukturní pozorování.



### 6.5.7 EDS analýzy chemického složení – ocel 42SiMn

Pomocí EDS analýz chemického složení byl zkoumán původ odlišného vývoje mikrostruktury izotermicky zpracovaných vzorků z oceli 42SiMn, u kterých došlo oproti vzorkům z oceli 42SiCr k bainitické transformaci ve výrazně větším měřítku, než jaké bylo předpokládáno na základě kalkulací [137]. Předpokládaným důvodem pro tento stav byla nízká stabilita netransformovaného austenitu ve struktuře, u kterého došlo v průběhu izotermického zpracování s velkou pravděpodobností k částečnému rozpadu na směs bainitického feritu a karbidických precipitátů. K tomuto jevu však mohlo dojít pouze za předpokladu nízkého obsahu křemíku v útvarech netransformovaného austenitu, který tak nutně musel být z uvedených útvarů vytěsněn. Jednou ze stěžejních úloh provedených EDS analýz bylo proto ověření tohoto závěru. EDS chemické analýzy byly z důvodu vysoké výtíženosti použitého mikroskopu SEM – FIB Cross Beam Auriga prováděny u režimů izotermického zpracování AT 485, 420, 340°C/2000s (Obr. 100, 101, 102 a kapitola 9.5).

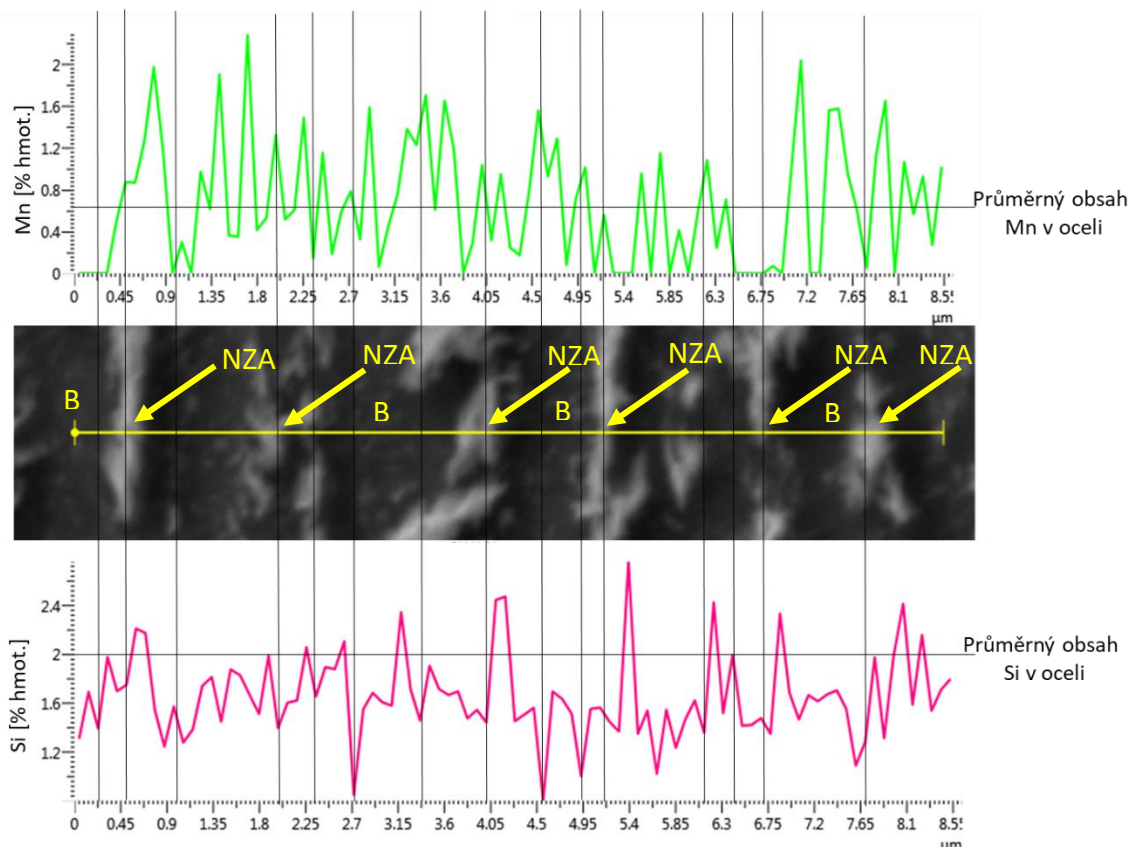


Obr. 100 EDS chemické analýza - rozložení Mn, Si podél definované linie – režim AT 485°C/2000s  
B – bainit, SZA – stabilní zbytkový austenit, NZA – nestabilní zbytkový austenit

V případě režimu AT 485°C/2000s bylo možno konstatovat, že v předpokládaných útvarech zbytkového austenitu byl opravdu v převážné míře pozorován výrazných pokles obsahu křemíku oproti průměrnému obsahu (Obr. 100). Obsah křemíku zde dosahoval přibližné hodnoty 1,4 až 1,6 % hmotnostních. Mezní hodnota pro zamezení precipitace karbidů diskutovaná v odborné literatuře však byla stanovena na 1,5 - 1,6 až 2 % hmotnostních, a to v závislosti na chemickém složení konkrétního druhu oceli. Velmi důležitým poznatkem vyplývajícím z provedených měření byl dále fakt, že v průběhu

izotermického zpracování vzorku došlo k vytěsňování křemíku z útvarů netransformovaného austenitu. Tím byly s velkou pravděpodobností vytvořeny předpoklady pro tvorbu karbidických precipitátů v jejichž důsledku nedošlo k fenoménu zastavení bainitické transformace, která tak oproti oceli 42SiCr mohla proběhnout v mnohem větším měřítku.

Koncentrace manganu podél sledované křivky vykazovala velmi podobný charakter jako v případě vzorků z oceli 42SiCr. Opět byla pozorována místních segregace manganu na fázovém rozhraní útvarů netransformovaného austenitu a bainitického feritu a jejich blízkém okolí.

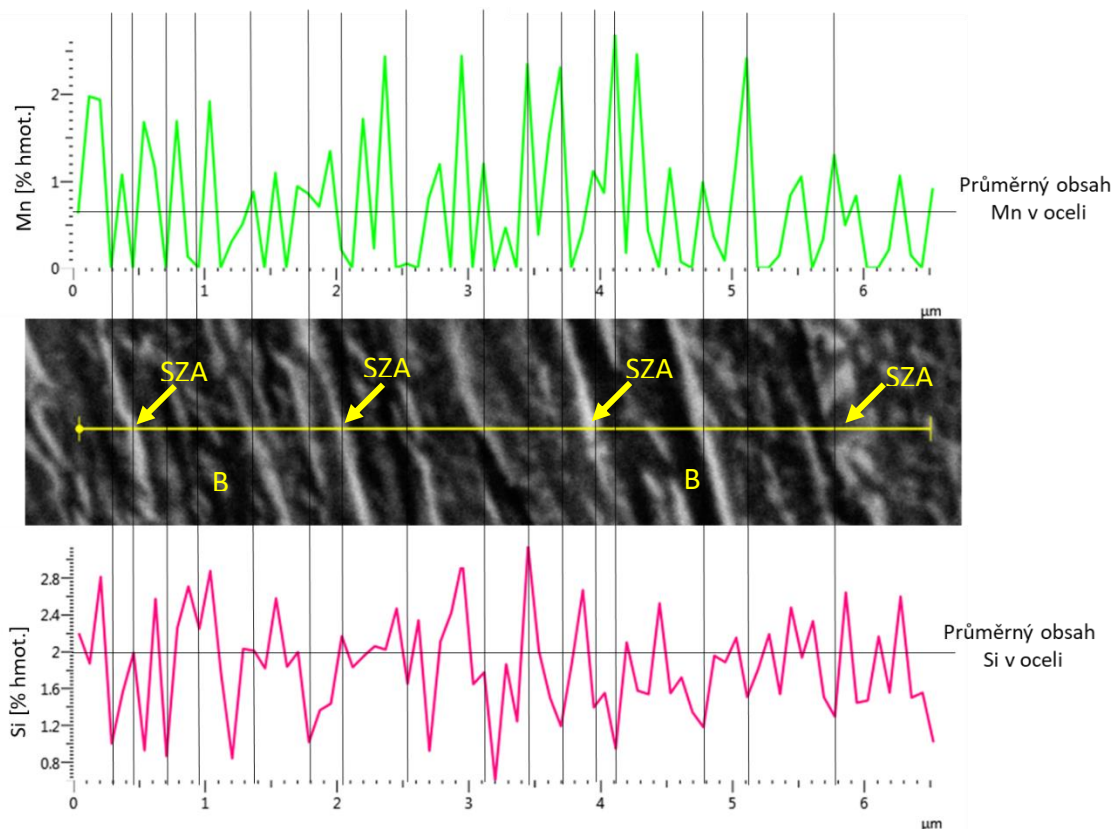


Obr. 101 EDS chemická analýza - rozložení Mn, Si podél definované linie – režim AT 420°C/2000s  
B – bainit, SZA – stabilní zbytkový austenit, NZA – nestabilní zbytkový austenit

U režimu AT 420°C/2000s byl pozorován snížený obsah křemíku v předpokládaných útvarech zbytkového austenitu (Obr. 101). Hodnoty obsahu křemíku se zde v převážné míře pohybovaly v rozmezí 1,2 až 1,6% hmotnostních. Výsledky pozorování opět poukázaly na fakt, že došlo k jevu vytěsňování křemíku z netransformovaného austenitu, který byl s velkou pravděpodobností způsoben počínající fází precipitace karbidů, a tedy rozpadu netransformovaného austenitu, v jehož důsledku nemohlo dojít k ustavení termodynamické rovnováhy mezi bainitickým feritem a netransformovaným austenitem, která by způsobila výrazný „brzdící“ efekt fázové transformace – austenit/bainit.

Přestože izotermické zpracování bylo prováděno v oblasti bainitického nosu za teploty 420°C, došlo k výrazné segregaci manganu na fázovém rozhraní mezi netransformovaným austenitem a bainitickým feritem. Aby k této segregaci mohlo dojít, musela být zajištěna dostatečná difuzní schopnost manganu.





Obr. 102 EDS chemická analýza - rozložení Mn, Si podél definované linie – režim AT 340°C/2000s  
B – bainit, SZA – stabilní zbytkový austenit

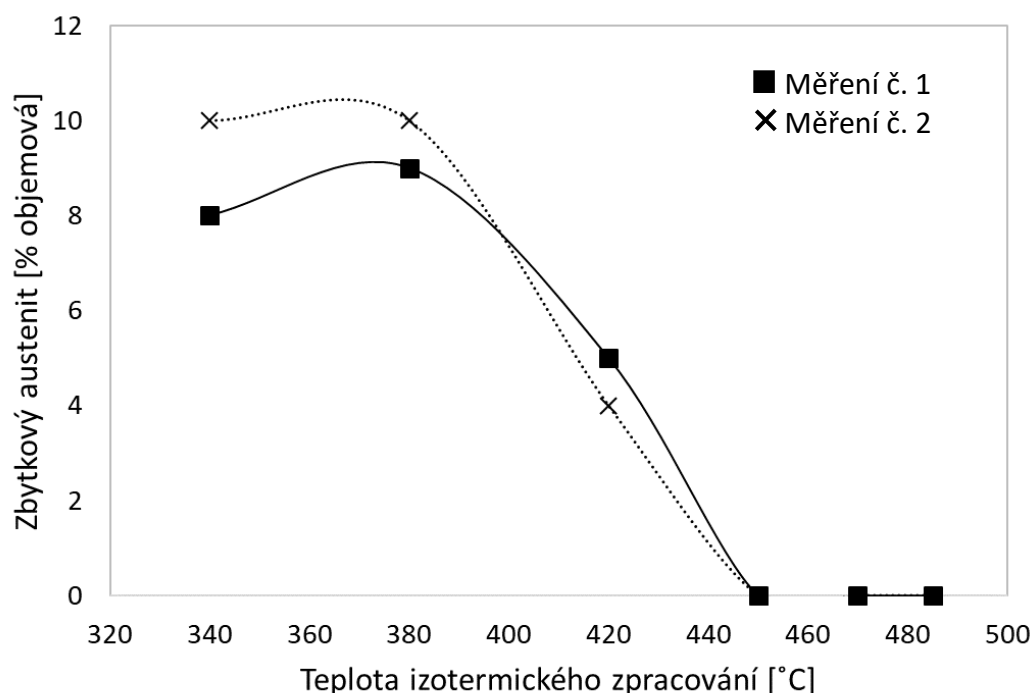
Obdobné závěry jako v případě režimů AT 485°C/2000s a AT 420°C/2000s bylo možno učinit v případě režimu AT 340°C/2000s (Obr. 102). Opět byla pozorována výrazná změna koncentrace křemíku podél sledované linie. Vzhledem k velmi jemné substruktuře nebylo možno detailně přiřadit jednotlivé koncentrační píky ke konkrétním méně zřetelným strukturním útvarům, avšak zejména u útvarů označených šipkou bylo možno předpokládat, že se jedná o stabilní zbytkový austenit s dostatečným množstvím křemíku.

Rozložení koncentračního profilu manganu poukázalo na vysoký segregáční potenciál manganu a zejména pak na jeho nezanedbatelnou difuzní schopnost ve spodním teplotním spektru fázové transformace austenit/bainit ležícímu přibližně 40°C od teploty  $M_s$  oceli 42SiMn.

### 6.5.8 Difrakční fázová analýza

Stanovení podílu zbytkového austenitu ve struktuře bylo provedeno na automatickém práškovém difraktometru AXS Bruker D8 Discover za stejných podmínek jako v případě oceli 42SiCr. Měření byla s ohledem na náklady provedena vždy na dvou vzorcích zpracovaných za stejných podmínek izotermického žíhání na bainit.

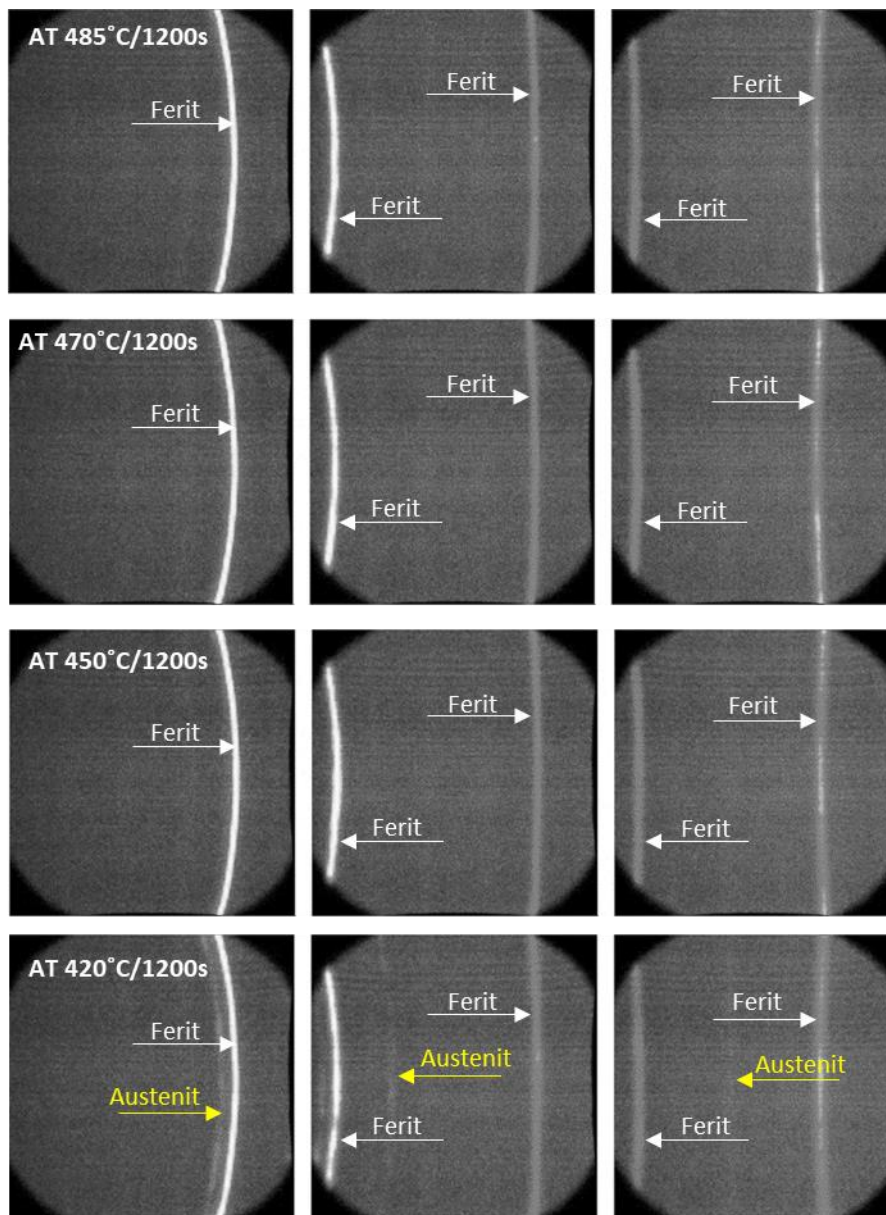
Nejvyšší hodnota podílu zbytkového austenitu  $ZA = 9$  resp.  $10\%$  byla naměřena v případě experimentálního postupu zpracování AT  $380^{\circ}\text{C}/2000\text{s}$  resp.  $ZA = 8$  resp.  $10\%$  v případě zpracování AT  $340^{\circ}\text{C}/2000\text{s}$  (Obr. 103, 104, 105, Tab. 14).



Obr. 103 Grafické znázornění podílu zbytkového austenitu ve struktuře austemperovaných vzorků z oceli 42SiMn v závislosti na teplotě izotermického zpracování

| Označení režimu                       | Podíl zbytkového austenitu ZA [% objemová] |    |
|---------------------------------------|--|----|
| AT $485^{\circ}\text{C}/2000\text{s}$ | 0  | 0  |
| AT $470^{\circ}\text{C}/2000\text{s}$ | 0  | 0  |
| AT $450^{\circ}\text{C}/2000\text{s}$ | 0  | 0  |
| AT $420^{\circ}\text{C}/2000\text{s}$ | 5  | 4  |
| AT $380^{\circ}\text{C}/2000\text{s}$ | 9  | 10 |
| AT $340^{\circ}\text{C}/2000\text{s}$ | 8  | 10 |

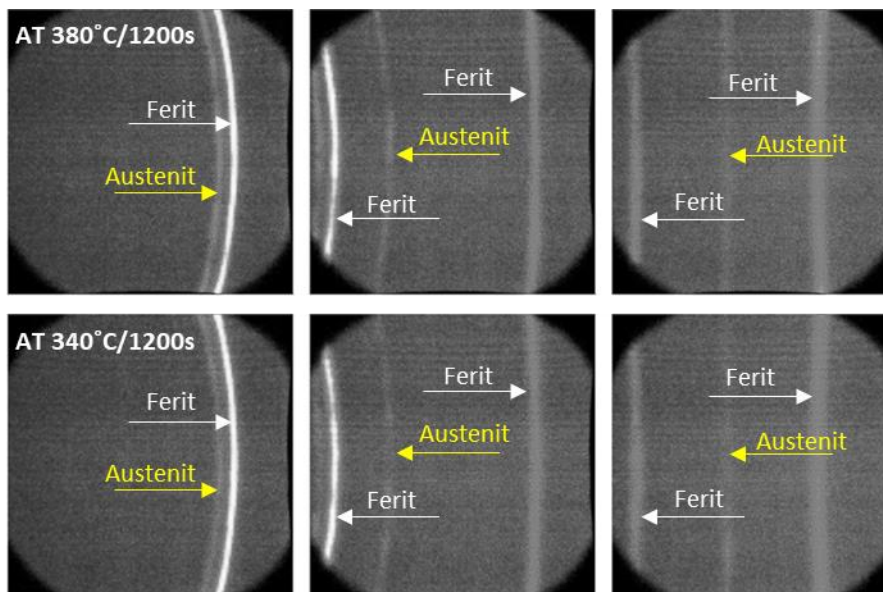
Tab. 14 Podíl zbytkového austenitu ve struktuře austemperovaných vzorků z oceli 42SiMn v závislosti na teplotě izotermického zpracování



Obr. 104 Příklady difraktogramů austemperovaných vzorků z oceli 42SiMn s vyznačenými stopami feritu (bainitu a martenzitu) a austenitu

Nejnižší hodnota podílu zbytkového austenitu ve struktuře byla naměřena shodně u postupů zpracování AT 485, 470, 450°C/2000s, u kterých přítomnost zbytkového austenitu nebyla detekována.

Absence přítomnosti zbytkového austenitu u režimů AT 485, 470, 450°C/2000s nasvědčovala pravděpodobnému scénáři, při kterém došlo v průběhu izotermického zpracování k postupné precipitaci karbidických útvarů z netransformovaného austenitu, čímž nemohlo dojít ke vzniku termodynamické rovnováhy mezi zbytkovým netransformovaným austenitem a bainitickým feritem, a tedy zastavení rozpadu austenitu na bainit. Postupná destabilizace netransformovaného austenitu ve struktuře byla pravděpodobnou příčinou pro vytvoření struktur s převážným podílem bainitu, které byly zdokumentovány výše.

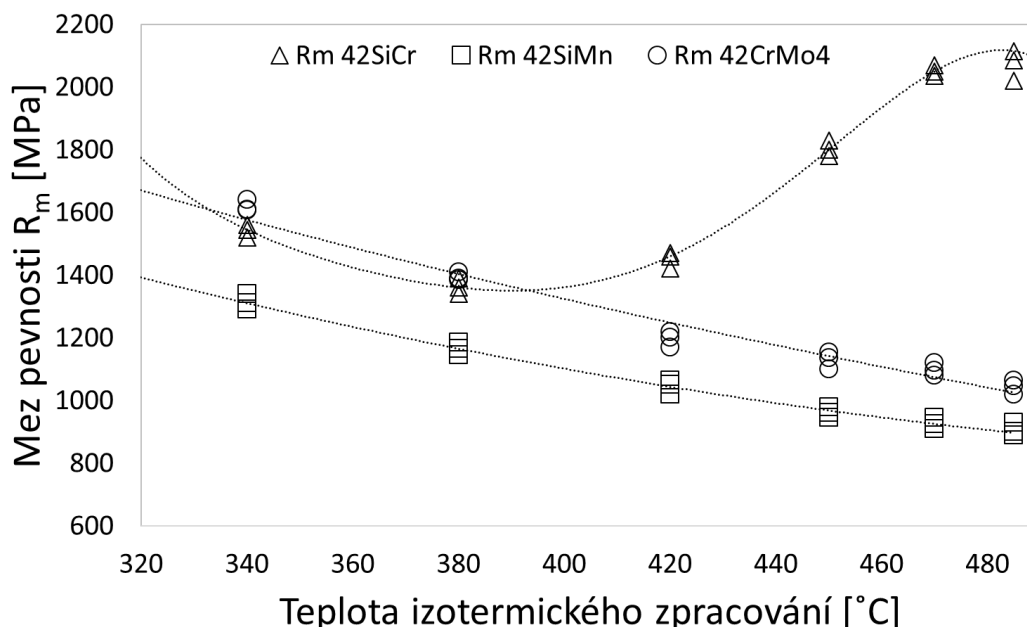


Obr. 105 Příklad difraktogramů austemperovaných vzorků z oceli 42SiMn s vyznačenými stopami feritu (bainitu a martenzitu) a austenitu

Aby došlo k tvorbě karbidických precipitátů bylo nutné, aby v místech precipitace došlo k vytěsnění křemíku do okolí. V odborné literatuře byla nalezena mezní koncentrace křemíku pro zamezení tvorby karbidů 1,5 % hmotnostních. Tato základní podmínka byla použita pro možné objasnění příčiny vzniku pozorovaných struktur u vzorků AT 485, 470, 450°C/2000s. S přihlédnutím k vývoji mikrostruktury austemperovaných vzorků z oceli 42SiCr, která se od oceli 42SiMn lišila pouze vyšším obsahem chrómu, byl vytvořen předpoklad, že právě chróm sehrál klíčovou roli spojenou s tvorbou karbidů, a tedy difuzí křemíku. S velkou pravděpodobností chróm jako substituční prvek výrazně snižoval difuzní schopnost křemíku u oceli 42SiCr, který tak nemohl vytvářet významné koncentrační gradienty, v jejichž důsledku nedošlo u oceli 42SiCr k rozpadu netransformovaného austenitu. Zanedbatelný obsah chrómu u oceli 42SiMn mohl být příčinou vyšší difuzní schopnosti křemíku, která byla s velkou pravděpodobností příčinou výše uvedených pozorovaných struktur austemperovaných vzorků.

## 6.6 Porovnání napěťových a deformačních vlastností austemperovaných ocelí

Napěťové a deformační vlastnosti experimentálních ocelí zpracovaných pomocí výše uvedených postupů izotermického zpracování byly určovány pomocí statické zkoušky tahem prováděné na mini-tahových vzorcích s funkční délkou 5mm (viz příloha – kapitola 9.2).



Obr. 106 Grafické znázornění závislosti meze pevnosti  $R_m$  austemperovaných vzorků z ocelí 42CrMo4, 42SiCr a 42SiMn na teplotě izotermického zpracování

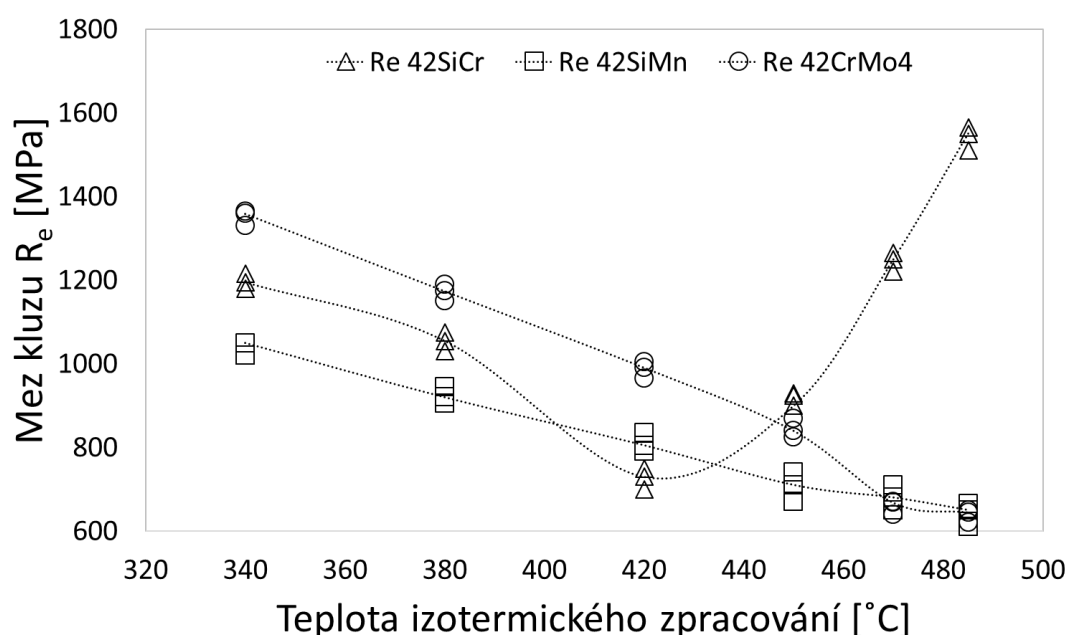
Porovnání naměřených hodnot  $R_m$  poskytlo několik důležitých informací (Obr. 106, Tab. 15). Z obecného pohledu bylo možno konstatovat, že u experimentální oceli 42CrMo4, u které došlo při izotermickém zpracování k úplnému rozpadu austenitu na struktury bainitického typu, narůstaly hodnoty  $R_m$  s klesající teplotou dle obecné logaritmické křivky. Nejnižší průměrná hodnota  $R_m = 1044 \pm 16$  MPa byla naměřena v případě režimu zpracování AT 485°C/2000s, nejvyšší hodnota meze pevnosti  $R_m = 1619 \pm 14$  MPa pak v případě režimu zpracování AT 340°C/2000s.

| Režim zpracování | $R_m$ 42CrMo4 [MPa] | $R_m$ 42SiCr [MPa] | $R_m$ 42SiMn [MPa] |
|------------------|---------------------|--------------------|--------------------|
| AT 485°C/2000s   | 1044 ± 16           | 2073 ± 36          | 907 ± 16           |
| AT 470°C/2000s   | 1098 ± 14           | 2052 ± 12          | 927 ± 12           |
| AT 450°C/2000s   | 1130 ± 20           | 1803 ± 18          | 962 ± 12           |
| AT 420°C/2000s   | 1197 ± 18           | 1450 ± 20          | 1045 ± 17          |
| AT 380°C/2000s   | 1395 ± 10           | 1363 ± 18          | 1165 ± 13          |
| AT 340°C/2000s   | 1619 ± 14           | 1542 ± 14          | 1313 ± 18          |

Tab. 15 Hodnoty meze pevnosti  $R_m$  austemperovaných vzorků z ocelí 42CrMo4, 42SiCr a 42SiMn v závislosti na teplotě izotermického zpracování



V případě vzorků z oceli 42SiMn byla nejnižší průměrná hodnota meze pevnosti  $R_m = 907 \pm 16$  MPa naměřena v případě režimu zpracování AT 485°C/2000s, nejvyšší  $R_m = 1313 \pm 18$  MPa pak u vzorku AT 340°C/2000s. Odlišný vývoj hodnot  $R_m$  v závislosti na teplotě izotermického zpracování byl pozorován u experimentální oceli 42SiCr, u níž byla potvrzena platnost konceptu neúplnosti bainitické transformace. Na základě provedených měření bylo možno konstatovat, že v případě oceli 42SiCr bylo nejvyšší průměrné hodnoty meze pevnosti  $R_m = 2073 \pm 36$  MPa dosaženo u režimu experimentálního zpracování AT 485°C/2000s, který však u ocelí 42SiMn a 42CrMo4 představoval způsob zpracování s nejnižšími dosaženými hodnotami  $R_m$ . Pravděpodobnou příčinou výrazně odlišných hodnot v případě  $R_m$  u oceli 42SiCr byla přítomnost nepopuštěného martenzitu ve struktuře. Obdobné závěry bylo možno učinit rovněž v případě zpracování oceli 42SiCr dle postupů AT 470, 450, 420°C/2000s, u kterých byla pozorována přítomnost nepopuštěného martenzitu, jehož množství ve struktuře s klesající teplotou izotermického zpracování rovněž klesalo.



Obr. 107 Grafické znázornění závislosti meze kluzu  $R_e$  austemperovaných vzorků z ocelí 42CrMo4, 42SiCr a 42SiMn na teplotě izotermického zpracování

Obdobné závěry jako v případě hodnocení  $R_m$  bylo možno odvodit v případě hodnocení hodnot meze kluzu  $R_e$  naměřených u použitých experimentálních ocelí (Obr. 107, Tab. 16). U ocelí 42SiMn a 42CrMo4 dosahovaly nejnižší hodnoty meze kluzu průměrné hodnoty  $R_e = 642 \pm 21$  MPa resp.  $R_e = 638 \pm 12$  MPa, které odpovídaly experimentálnímu postupu zpracování AT 485°C/2000s. Nejvyšších hodnot  $R_e = 1030 \pm 13$  MPa – ocel 42SiMn resp.  $R_e = 1351 \pm 14$  MPa – ocel 42CrMo4 bylo naměřeno u vzorků AT 340°C/2000s. U oceli 42SiCr byla nejvyšší průměrná hodnota  $R_e = 1542 \pm 21$  MPa pozorována v případě vzorku AT 485°C/2000s. Na základě provedených analýz bylo možno konstatovat, že uvedená hodnota  $R_e$  byla pravděpodobně opět důsledkem přítomnosti majoritního podílu nepopuštěného martenzitu ve struktuře oceli. S klesající teplotou izotermického zpracování klesala rovněž hodnota  $R_e$ , přičemž minima bylo dosaženo u vzorku AT 420°C/2000s, kterému odpovídala struktura tvořená v převážné míře bainitickým feritem a zbytkovým austenitem, tedy struktura s nízkým podílem nepopuštěného martenzitu. Snížení teploty zpracování pod

hodnotu 420°C mělo za následek nárůst hodnoty  $R_e$ . Pravděpodobnou příčinou bylo zvýšení pevnosti struktury tvořené bainitem a zbytkovým austenitem v důsledku zjemnění jehlic bainitického feritu a chemické a deformační stabilizace zbytkového austenitu.

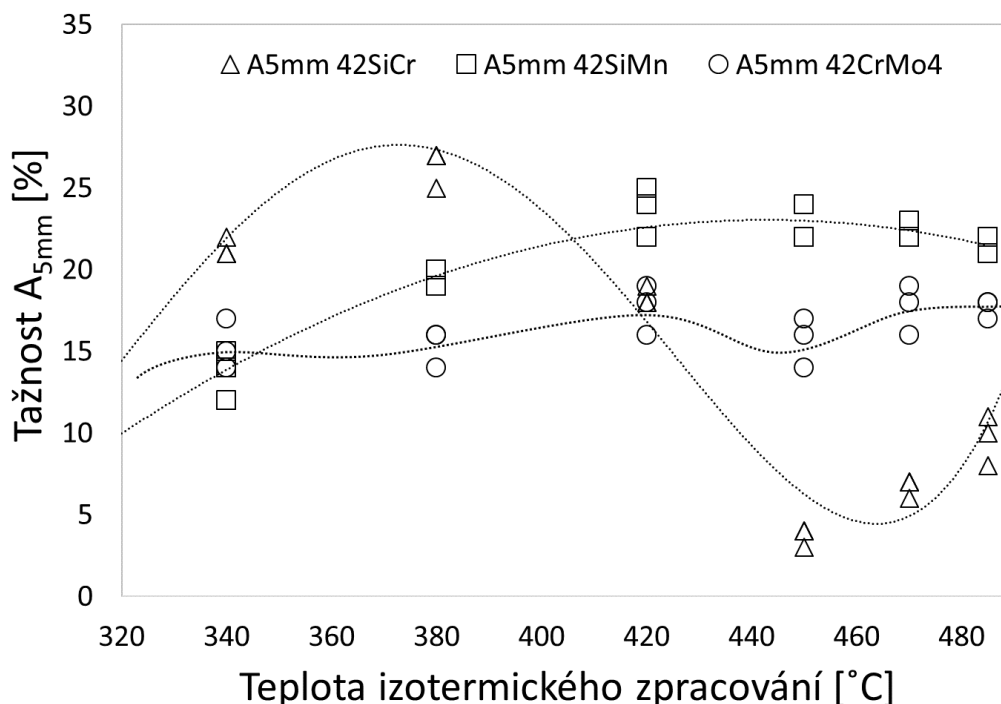
| Režim zpracování | $R_e$ 42CrMo4 [MPa] | $R_e$ 42SiCr [MPa] | $R_e$ 42SiMn [MPa] |
|------------------|---------------------|--------------------|--------------------|
| AT 485°C/2000s   | 638 ± 12            | 1542 ± 21          | 642 ± 21           |
| AT 470°C/2000s   | 659 ± 13            | 1245 ± 17          | 680 ± 20           |
| AT 450°C/2000s   | 845 ± 17            | 918 ± 12           | 707 ± 24           |
| AT 420°C/2000s   | 987 ± 15            | 727 ± 18           | 810 ± 17           |
| AT 380°C/2000s   | 1171 ± 14           | 1053 ± 16          | 923 ± 14           |
| AT 340°C/2000s   | 1351 ± 14           | 1197 ± 12          | 1030 ± 13          |

Tab. 16 Hodnoty meze kluzu  $R_e$  austemperovaných vzorků z ocelí 42CrMo4, 42SiCr a 42SiMn v závislosti na teplotě izotermického zpracování

Celková tažnost  $A_{5mm}$  vzorků z oceli 42CrMo4 dosahovala maximální průměrné hodnoty 19% odpovídající režimu tepelného zpracování AT 380°C/2000s (Obr. 108, Tab.17) . Minimální průměrná hodnota  $A_{5mm} = 15%$  byla naměřena v případě režimu zpracování AT 340°C/2000s. U experimentální oceli 42SiMn vykazovaly hodnoty celkové tažnosti  $A_{5mm}$  až do teploty zpracování 420 °C velmi podobné průměrné velikosti pohybující se v rozmezí 22 až 24%. V případě oceli 42SiCr bylo možno konstatovat, že přítomnost nepopuštěného martenzitu ve struktuře vzorků AT 485, 470, 450°C/2000s byla pravděpodobnou příčinou rozdílného průběhu závislosti celkové tažnosti  $A_{5mm}$  oproti výše diskutovaným ocelím. Možnou participující příčinou poklesu celkové tažnosti s klesající teplotou zpracování u režimů AT 485, 470, 450°C/2000s mohla být rovněž hrubá morfologie bainitického feritu. Dále bylo možno konstatovat, že vytvoření převážně bainitické mikrostruktury s podílem zbytkového austenitu vedlo ke zvýšení celkové tažnosti, přičemž maximální průměrné hodnoty  $A_{5mm} = 26%$  bylo dosaženo v případě vzorku AT 380°C/2000s.

| Režim zpracování | $A_{5mm}$ 42CrMo4 [%] | $A_{5mm}$ 42SiCr [%] | $A_{5mm}$ 42SiMn [%] |
|------------------|-----------------------|----------------------|----------------------|
| AT 485°C/2000s   | 18 ± 1                | 10 ± 1               | 22 ± 1               |
| AT 470°C/2000s   | 18 ± 1                | 7 ± 1                | 22 ± 1               |
| AT 450°C/2000s   | 16 ± 1                | 4 ± 1                | 23 ± 1               |
| AT 420°C/2000s   | 19 ± 2                | 18 ± 1               | 24 ± 1               |
| AT 380°C/2000s   | 16 ± 1                | 26 ± 1               | 20 ± 1               |
| AT 340°C/2000s   | 15 ± 2                | 21 ± 2               | 14 ± 1               |

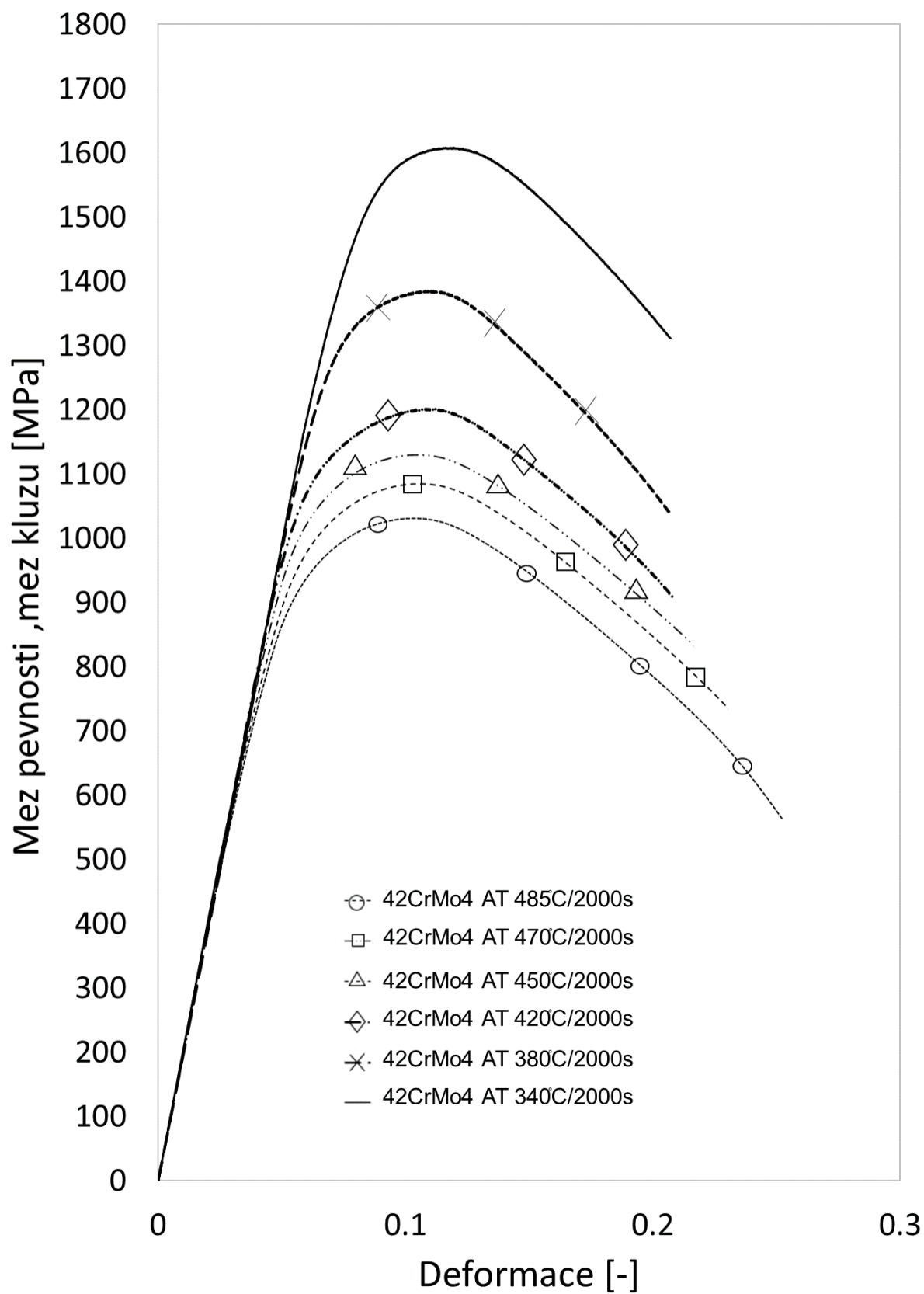
Tab. 17 Hodnoty celkové tažnosti  $A_{5mm}$  austemperovaných vzorků z ocelí 42CrMo4, 42SiCr a 42SiMn v závislosti na teplotě izotermického zpracování



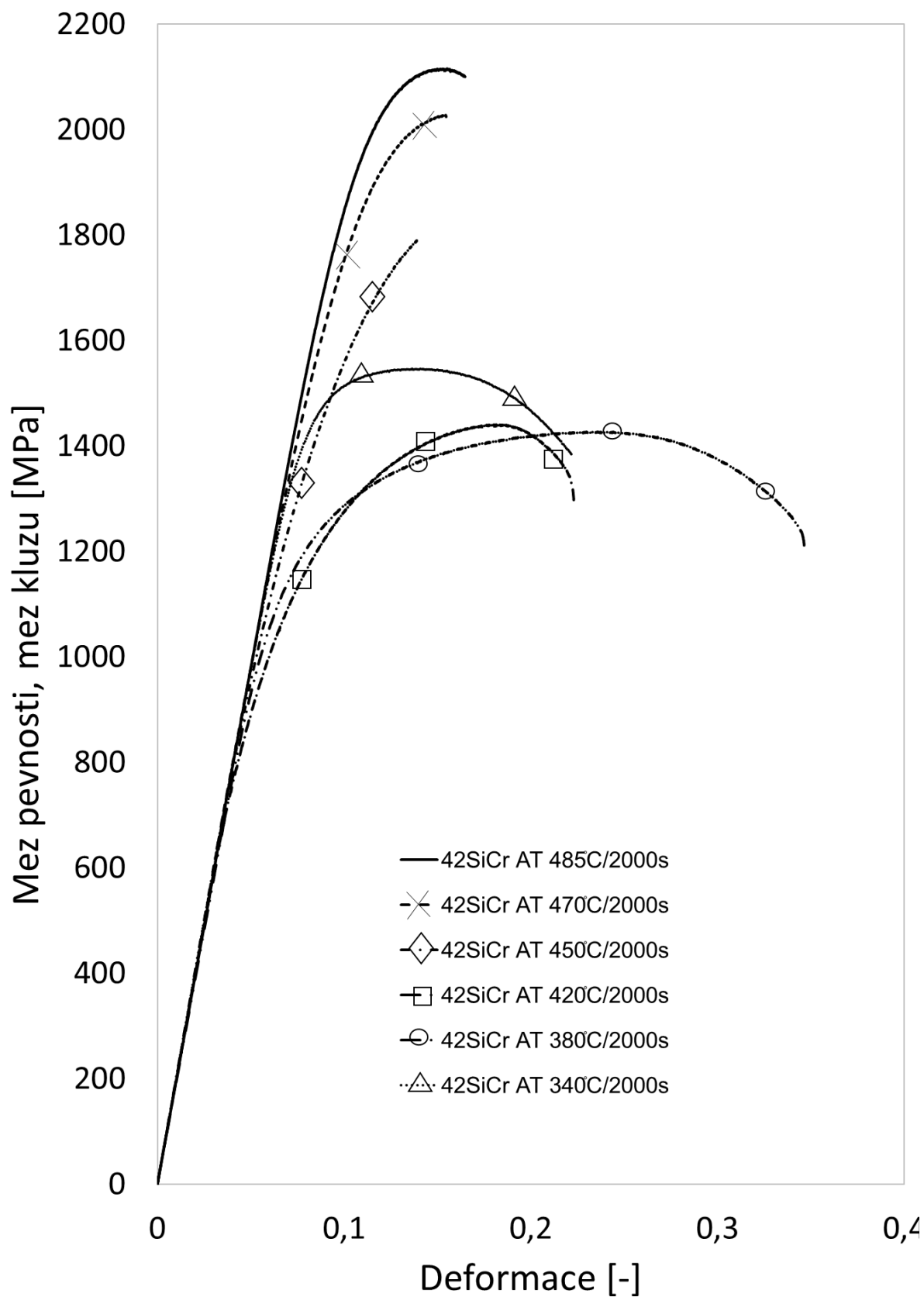
Obr. 108 Grafické znázornění závislosti celkové tažnosti  $A_{5mm}$  austemperovaných vzorků z ocelí 42CrMo4, 42SiCr a 42SiMn na teplotě izotermického zpracování

Porovnání záznamů tahových diagramů poukázalo na odlišné napětově – deformační chování zkoumaných austemperovaných ocelí (Obr. 109, 110, 111). V případě oceli 42CrMo4, u níž došlo ve všech případech izotermického zpracování k úplnému rozpadu austenitu na bainit, byl pozorován specifický tvar tahových křivek odpovídající kaleným a popuštěným druhům konvenční druhů ocelí. Vzhledem k přítomnosti četného množství karbidických precipitátů ve struktuře nedošlo v průběhu zatěžování sledovaných vzorků z oceli 42CrMo4 k výraznému zpevnění spojenému s nárůstem deformace – efektu TRIP.

Tahové diagramy austemperovaných vzorků AT 485°C/2000s, 470, 450°C/2000s z oceli 42SiCr vykazovaly charakter odpovídající chování křehkých kalených nepopuštěných ocelí. Tato pozorování byla v dobré shodě s provedenými mikrostrukturními analýzami, jejichž prostřednictvím byla u těchto vzorků pozorována mikrostruktura tvořená nepopuštěným martenzitem v majoritním zastoupení – režimy zpracování AT 485 a 470°C/2000s a dále pak vysoce křehkým deskovým martenzitem v případě režimu zpracování AT 450°C/2000s. Snížení teploty izotermického zpracování na 420°C vedlo ke zlepšení plasticity zkoumaných vzorků, ke které pravděpodobně přispěl jednak zvýšený podíl bainitického feritu ve struktuře, jednak absence přítomnosti deskového martenzitu. Typický průběh tahových diagramů s TRIP efektem byl pozorován v případě režimu zpracování AT 380, 340°C/2000s.

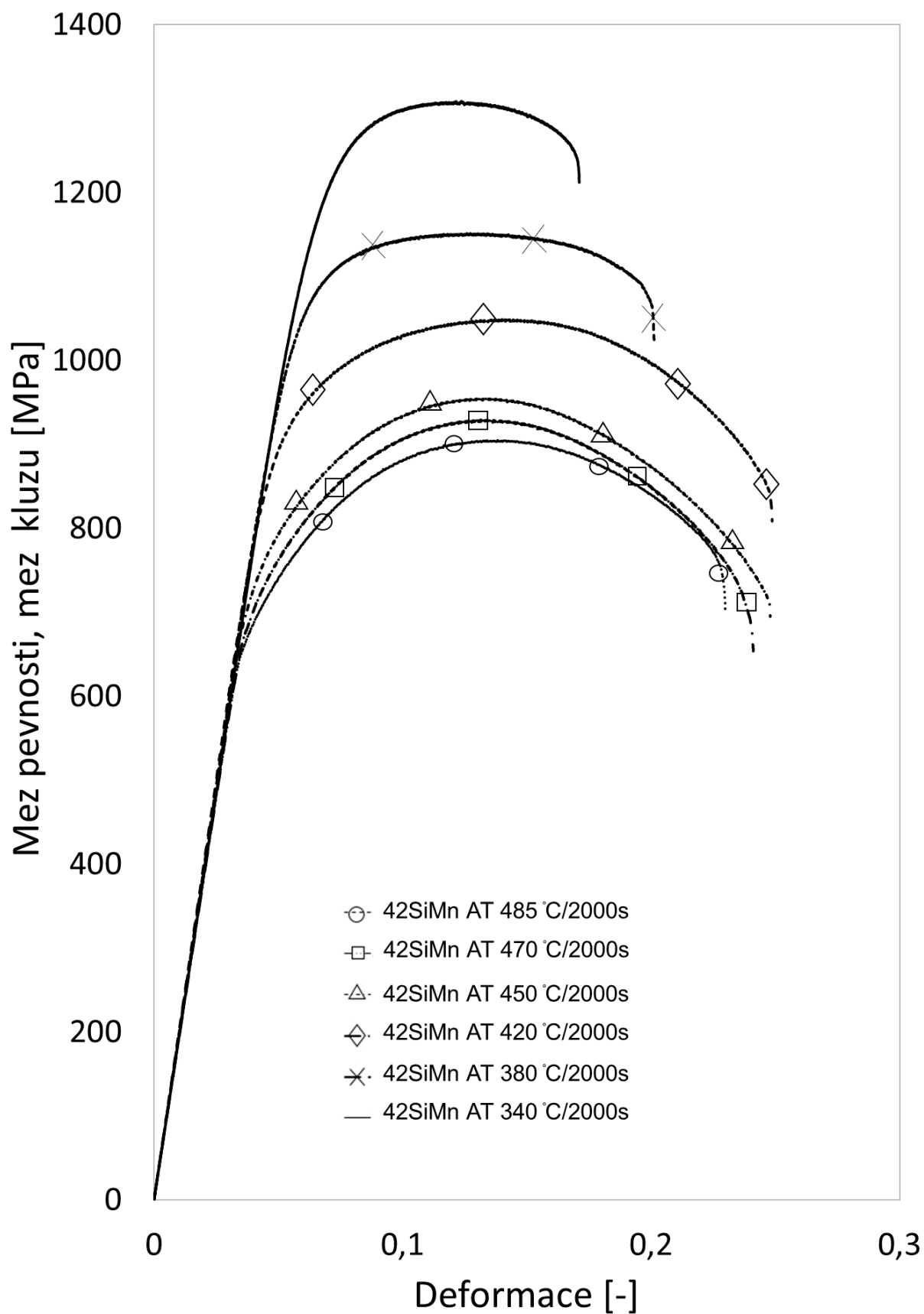


Obr. 109 Příklad záznamů tahových diagramů austemperovaných vzorků z oceli 42CrMo4



Obr. 110 Příklad záznamů tahových diagramů austemperovaných vzorků z oceli 42SiCr





Obr. 111 Příklad záznamů tahových diagramů austemperovaných vzorků z oceli 42SiMn

V případě režimů izotermického zpracování vzorků z oceli 42SiMn vykazovaly tahové diagramy průběh, který se zejména u režimů zpracování AT 420, 380, 340°C/2000s blížil svým tvarem tahovým diagramům DP ocelí se zřetelným platem deformačního zpevnění před dosažením statické meze pevnosti  $R_m$ . V případě režimů zpracování AT 485, 470, 450°C/2000s byl pozorován tvar tahových diagramů, který z části připomínal tahové diagramy vzorků z oceli 42CrMo4. Tomuto závěru nasvědčovala rovněž provedená mikrostrukturní pozorování – mikrostruktury převážně bainitického typu, které byly v případě režimů AT 485, 470, 450°C/2000s pozorovány.

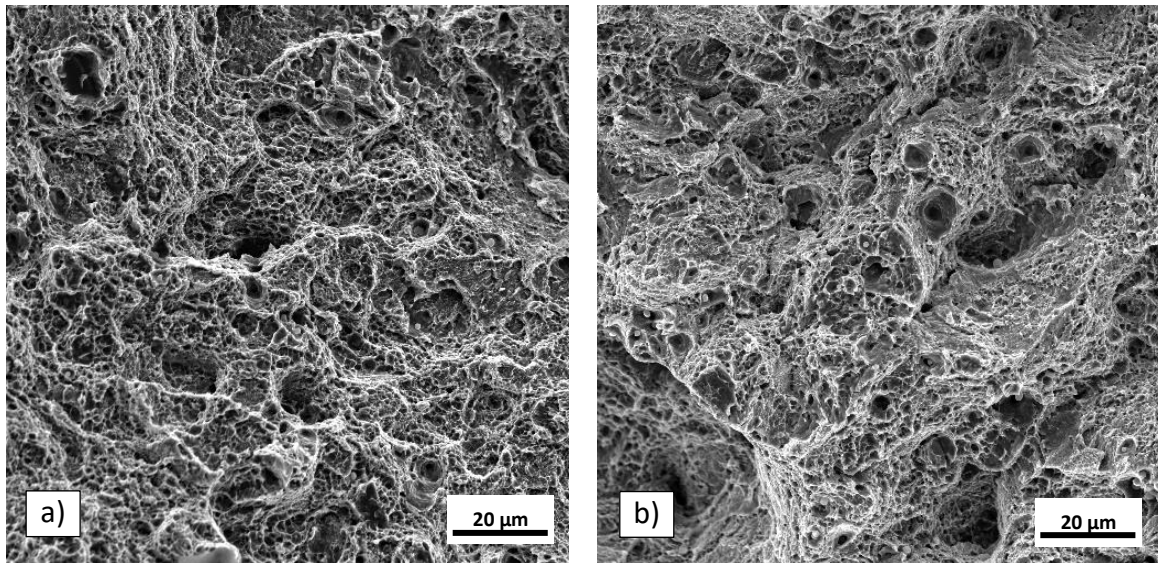
Často diskutovaným účinkem zbytkového austenitu ve struktuře ocelí s TRIP efektem je jeho pozitivní vliv na zlepšení plastických vlastností. Tento benefit bývá nezřídka přisuzován vyššímu množství zbytkového austenitu ve struktuře. Na základě porovnání naměřených hodnot zbytkového austenitu ve struktuře experimentální oceli 42SiCr s hodnotami celkové tažnosti  $A_{5mm}$  s přihlédnutím k tvarům tahových diagramů jednotlivých vzorků nebylo možné potvrdit, že množství zbytkového austenitu ve struktuře sehrálo dominantní roli pro zlepšené deformačního chování těchto ocelí. Naopak výsledky pozorování poukázaly na fakt, že celková tažnost nebyla řízena celkovým množstvím zbytkového austenitu ve struktuře, avšak jeho morfologií a zejména pak pravděpodobně kombinací jeho chemické a napětově deformační stability. Obdobné závěry bylo možno odvodit rovněž v případě oceli 42SiMn.

## 6.7 Fraktografické analýzy

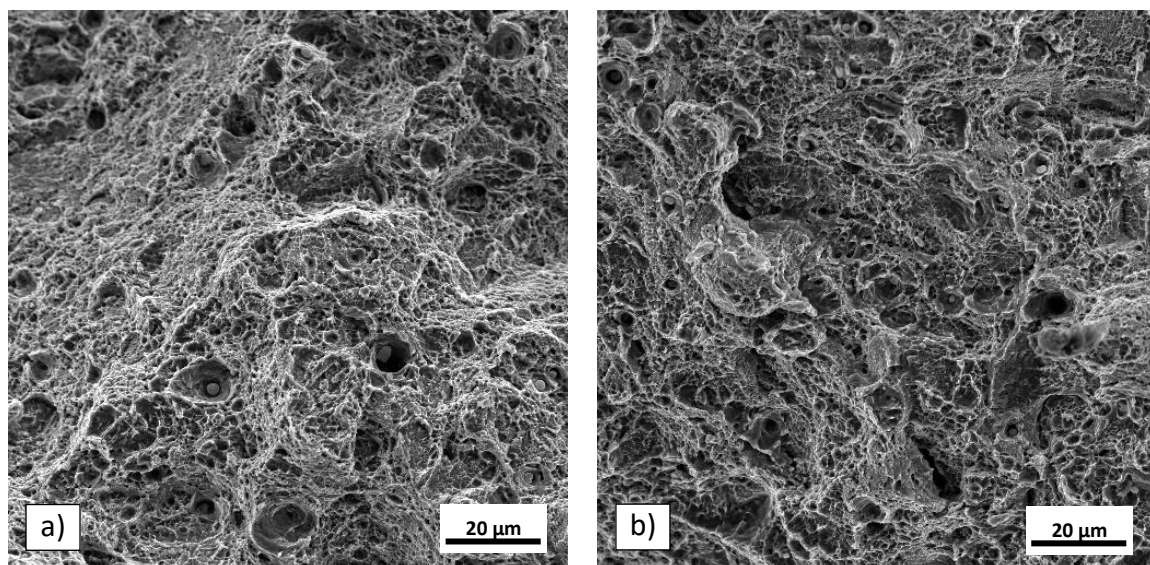
Fraktografický rozbor byl prováděn na lomových plochách vzorků ze zkoumaných ocelí po statické zkoušce tahem. Pozorování jednotlivých lomů bylo prováděno pomocí řádkovacího elektronového mikroskopu. Při hodnocení konkrétních vzorků bylo přihlíženo k dostupným zdrojům zabývajícím se fraktografickými analýzami ocelových materiálů. Pomocí fraktografického hodnocení byl sledován zejména způsob porušení vzorků tvárným resp. křehkým lomem.

### 6.7.1 Ocel 42CrMo4

Charakteristickým rysem lomových ploch vzorků z oceli 42CrMo4 byla jamková morfologie tvárného lomu bez přítomnosti známek lomu křehkého.

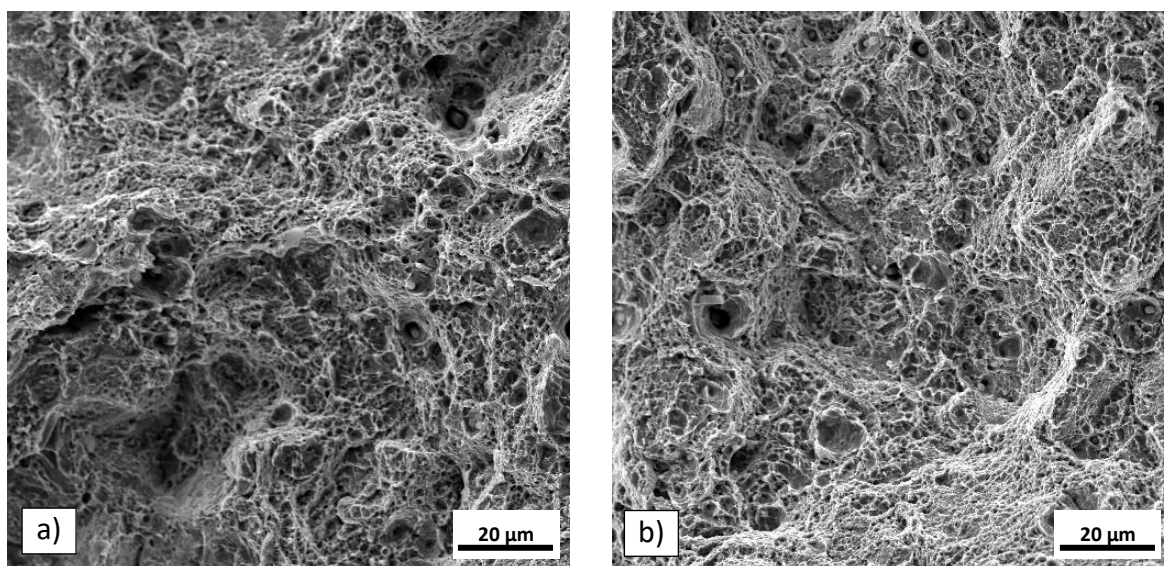


Obr. 112 Lomové plochy vzorků z oceli 42CrMo4  
a) režim zpracování AT 485°C/2000s b) režim zpracování AT 470°C/2000s



Obr. 113 Lomové plochy vzorků z oceli 42CrMo4  
a) režim zpracování AT 450°C/2000s b) režim zpracování AT 420°C/2000s

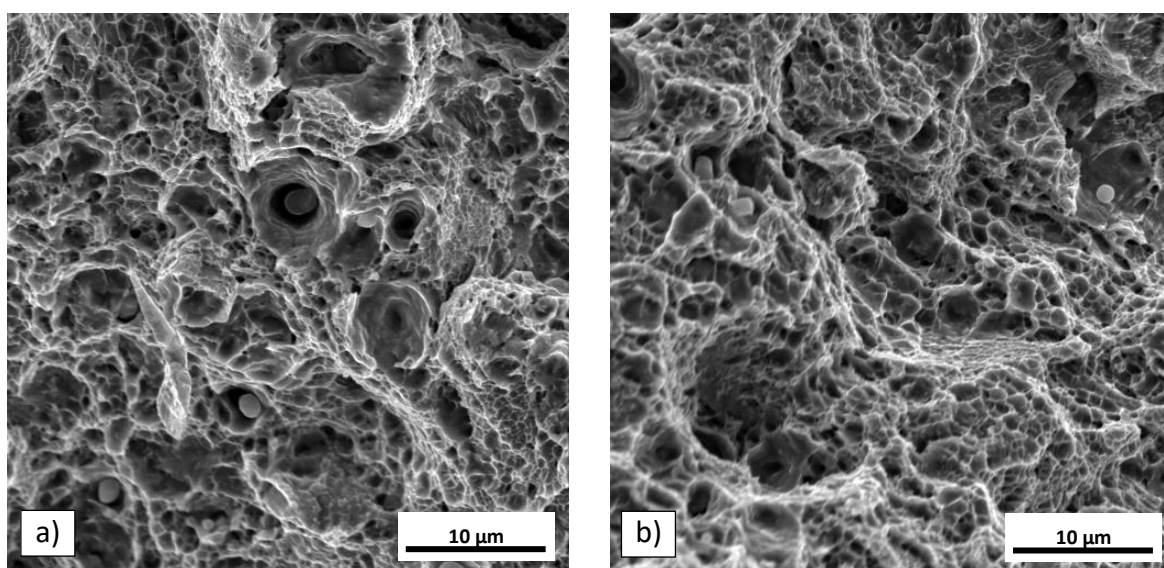




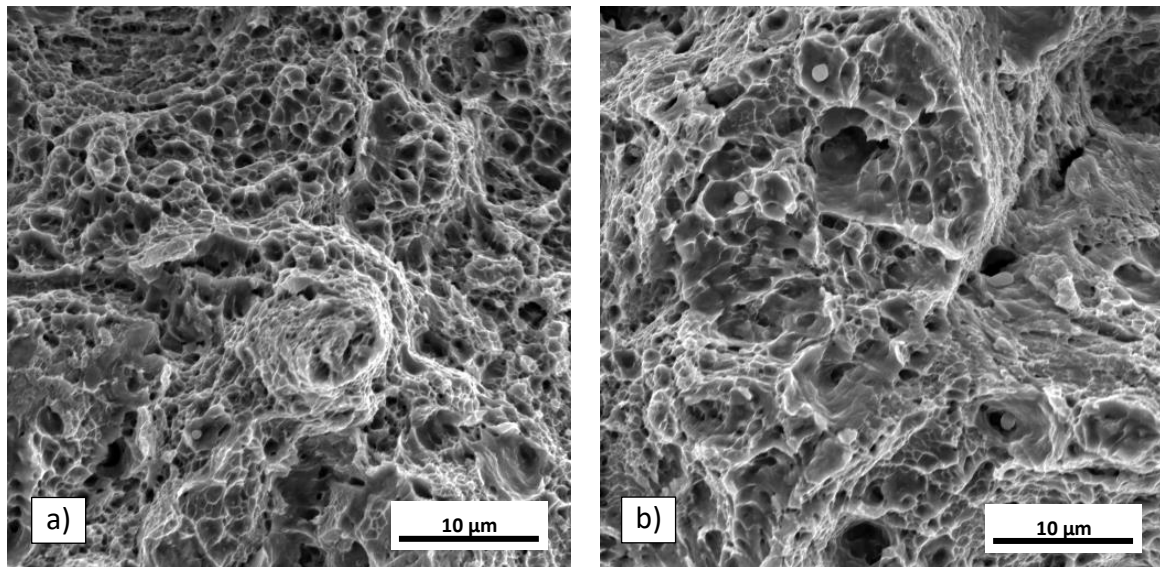
Obr. 114 Lomové plochy vzorků z oceli 42CrMo4  
a) režim zpracování AT 380°C/2000s b) režim zpracování AT 340°C/2000s

Znaky tvárného porušení byly pozorovány u všech vzorků bez ohledu na teplotu izotermického zpracování (Obr. 112, 113, 114, 115, 116, 117). Přítomnost křehkého lomu nebyla u sledovaných lomových ploch detekována. Ve všech případech pozorovaných lomů bylo možno konstatovat, že bainitické struktury tvořené bainitickým feritem a karbidickými částicemi vykazovaly známky mikro-plastického porušení.

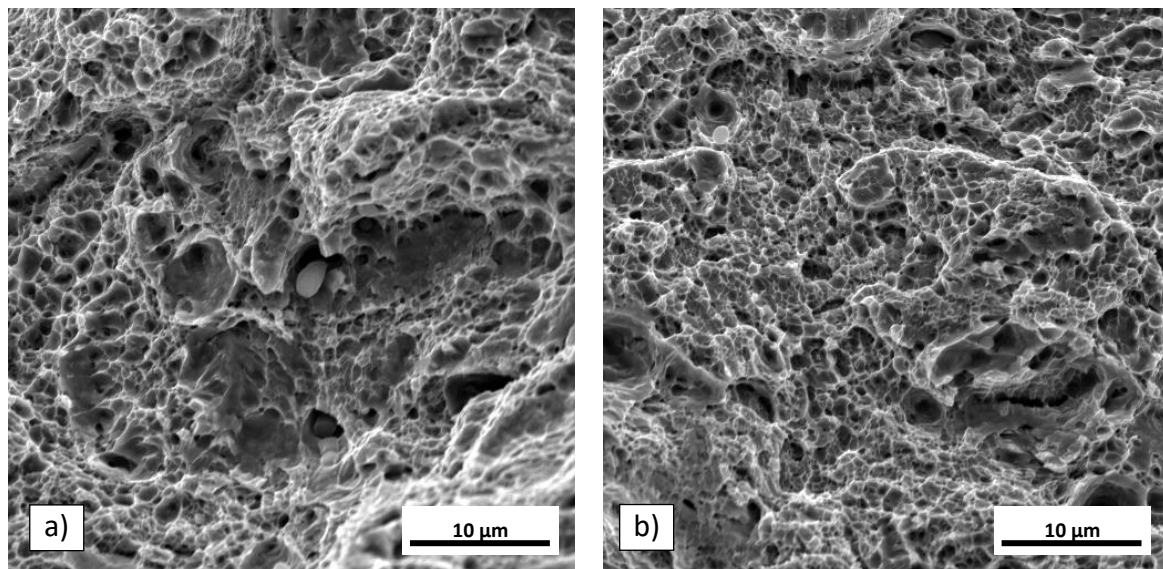
Lomové plochy obsahovaly četné množství inkluzí, jejichž původ a druh však nebyl s ohledem na cíle práce zkoumán. S velkou pravděpodobností se však jednalo o částice sulfidů, jejichž primární rolí bylo zlepšení obrobitelnosti materiálu 42CrMo4.



Obr. 115 Detail lomových ploch vzorků z oceli 42CrMo4  
a) režim zpracování AT 485°C/2000s b) režim zpracování AT 470°C/2000s



Obr. 116 Detail lomových ploch vzorků z oceli 42CrMo4  
a) režim zpracování AT 450°C/2000s b) režim zpracování AT 420°C/2000s

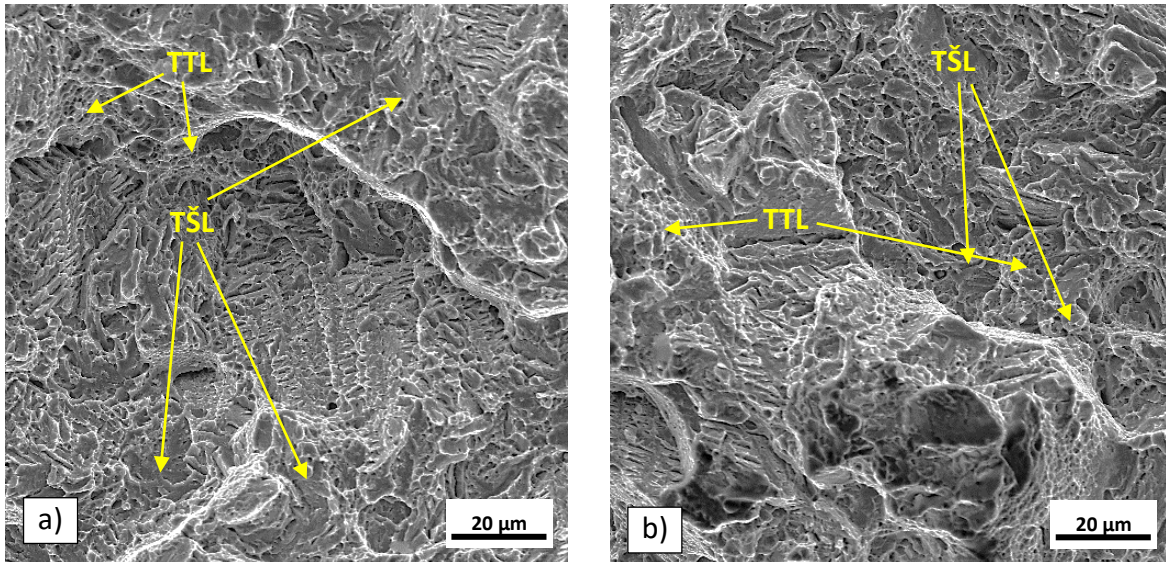


Obr. 117 Detail lomových ploch vzorků z oceli 42CrMo4  
a) režim zpracování AT 380°C/2000s b) režim zpracování AT 340°C/2000s

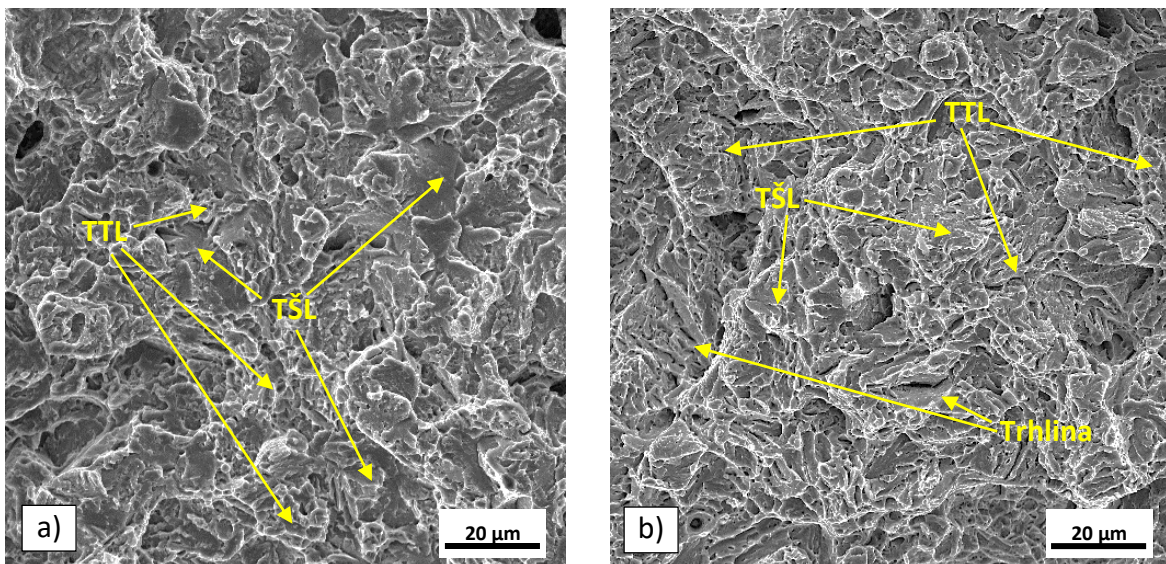


### 6.7.2 Ocel 42SiCr

Lomové plochy vzorků z oceli 42SiCr vykazovaly s ohledem na morfologii značnou variabilitu (Obr. 118, 119, 120, 121, 122, 123). U režimu zpracování AT 485°C/2000s bylo možné pozorovat zřetelné štěpné fazety trans-krystalického křehkého lomu, jejichž přítomnost svědčila o výskytu křehké fáze - nepopuštěného martenzitu ve struktuře (Obr. 118-a, 121-a).

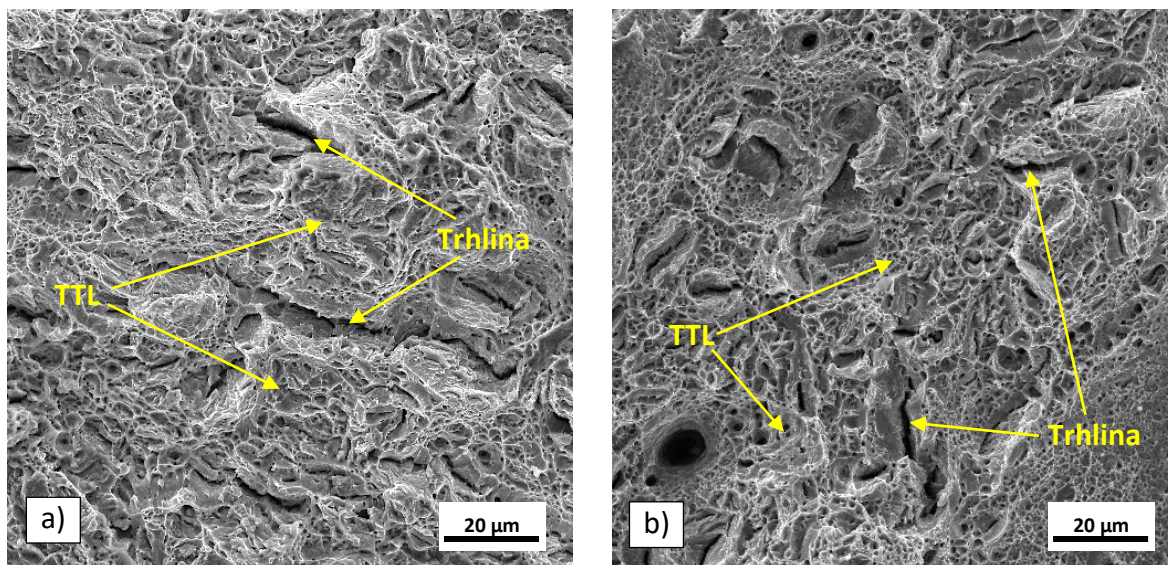


Obr. 118 Lomové plochy vzorků z oceli 42SiCr  
a) režim zpracování AT 485°C/2000s b) režim zpracování AT 470°C/2000s  
TŠL – trans-krystalický štěpný lom, TTL – tvárný lom



Obr. 119 Lomové plochy vzorků z oceli 42SiCr  
a) režim zpracování AT 450°C/2000s b) režim zpracování AT 420°C/2000s  
TŠL – trans-krystalický štěpný lom, TTL – tvárný lom

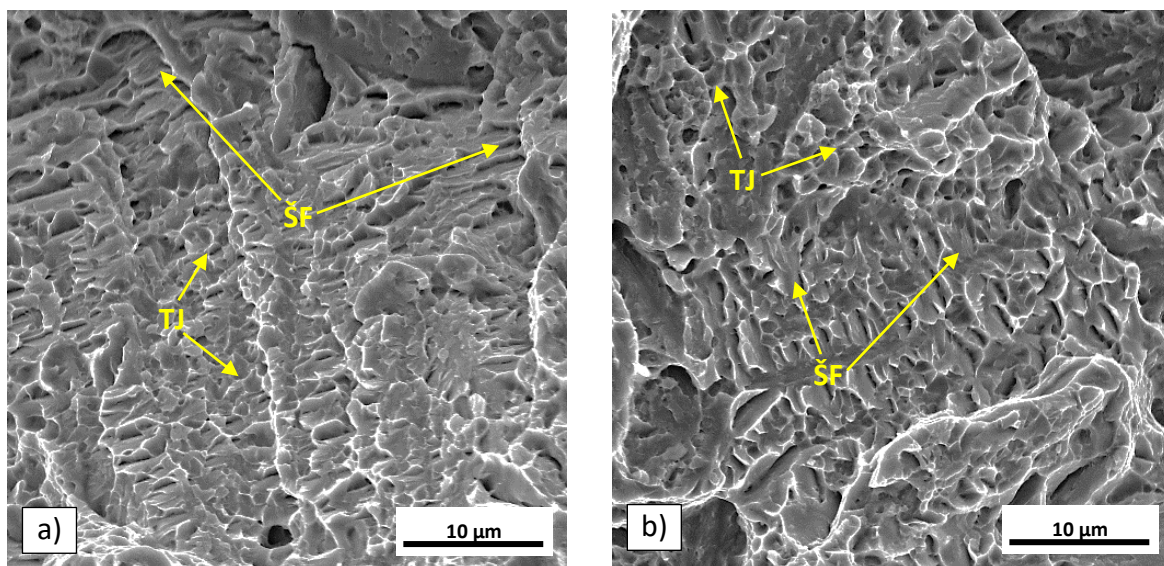




Obr. 120 Lomové plochy vzorků z oceli 42SiCr  
a) režim zpracování AT 380°C/2000s b) režim zpracování AT 340°C/2000s  
TTL – tvárný lom

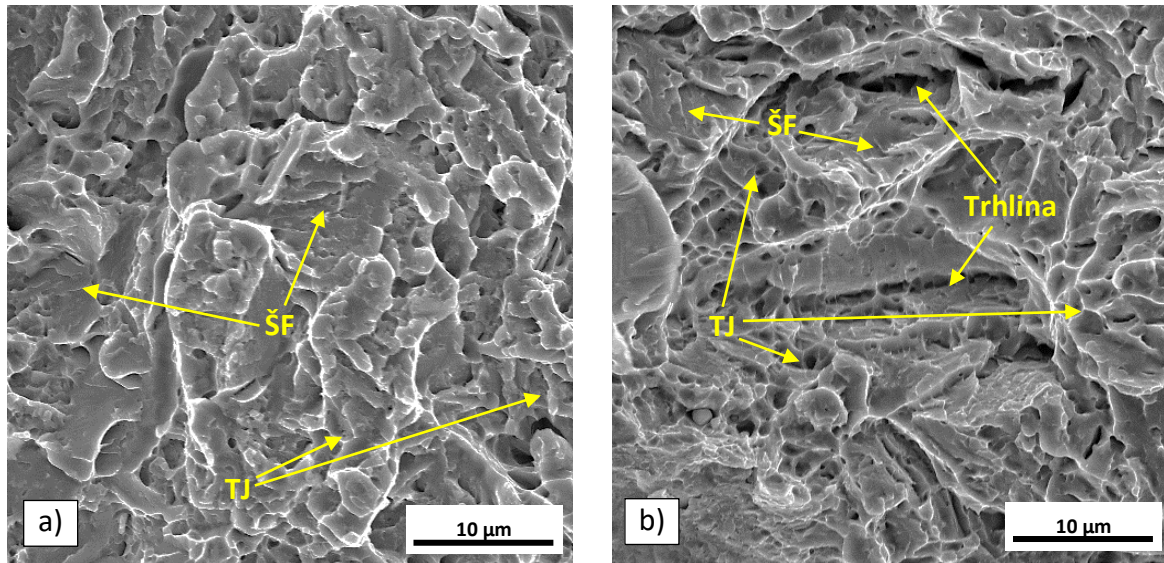
Charakteristickým znakem pozorovaného lomu byl specifický tvar některých ploch připomínajících „trilobití schránku“. Tyto plochy s velkou pravděpodobností představovaly pozůstatky po útvech bainitického feritu, u nichž došlo pod vlivem zatěžování k de-kohezi. Tomuto závěru nasvědčovala přítomnost jamek tvárného lomu a dále pak porovnání lomových ploch se snímkem mikrostruktury téhož vzorku pořízenými pomocí skenovacího elektronového mikroskopu.

V případě režimu zpracování AT 470°C/2000s byly pozorovány zřetelné známky křehkého inter-krystalického porušení, tvárného porušení charakteristické jamkové morfologie a obdobně jako v případě výše diskutovaného vzorku bylo možno pozorovat znaky lomu mající tvar „trilobití schránky“ (Obr. 118-b, 121-b).

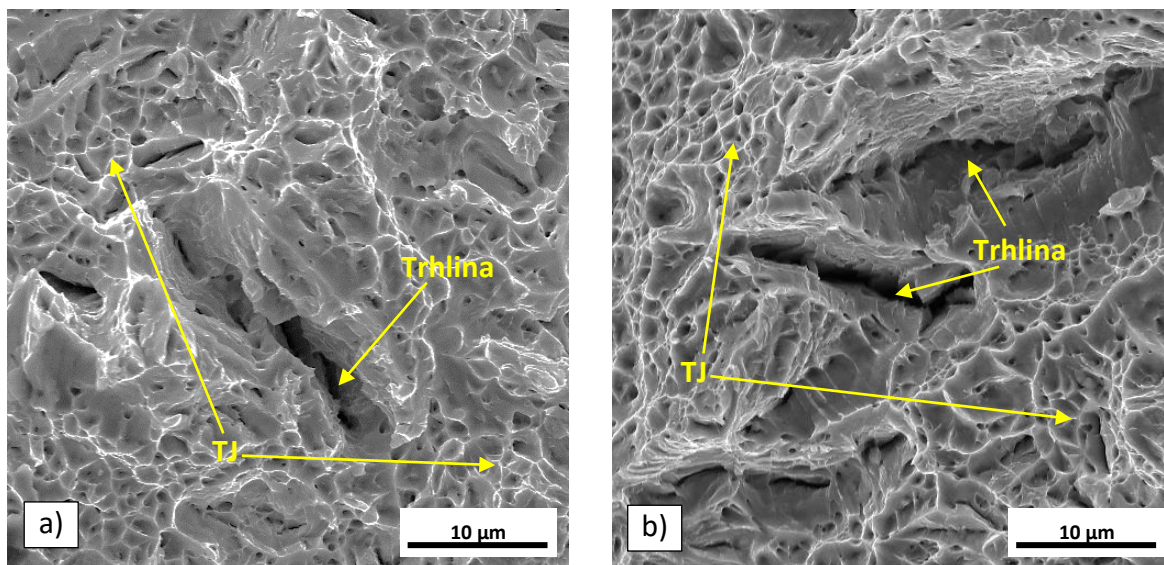


Obr. 121 Detail lomových ploch vzorků z oceli 42SiCr  
a) režim zpracování AT 485°C/2000s b) režim zpracování AT 470°C/2000s  
ŠF – štěpná fazeta, TJ – tvárná jamka





Obr. 122 Detail lomových ploch vzorků z oceli 42CSiCr  
a) režim zpracování AT 450°C/2000s b) režim zpracování AT 420°C/2000s  
ŠF – štěpná fazeta, TJ – tvárná jamka



Obr. 123 Detail lomových ploch vzorků z oceli 42CSiCr  
a) režim zpracování AT 380°C/2000s b) režim zpracování AT 340°C/2000s  
TJ – tvárná jamka

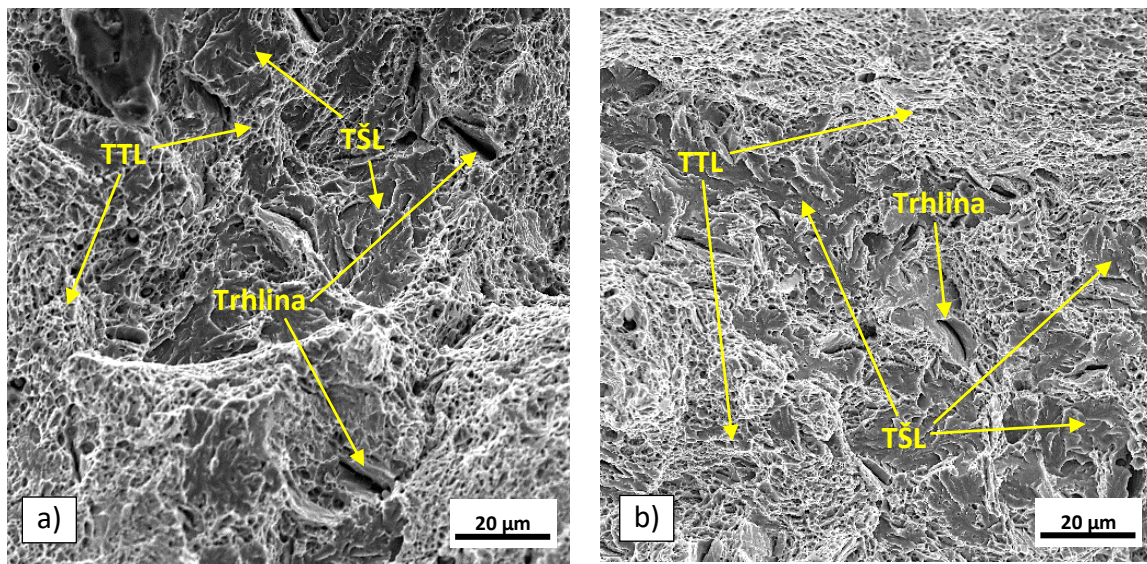
Lomové plochy vzorků zpracovaných dle režimů AT 450°C/2000s a AT 420°C/2000s byly tvořeny křehkým interkystalickým lomem a tvárným lomem jamkové morfologie (Obr. 119, 122). V případě režimu AT 420°C/2000s bylo dále možno pozorovat zvýšené množství trhlin, jejichž délka se pohybovala v rozmezí 10 až 20 µm (Obr. 119 - b, 121 - b).

V případě režimu AT 380°C/2000s a AT 340°C/2000s byl pozorován převážně tvárný lom s jamkovou morfologií (Obr. 120, 123). Charakteristickým rysem pozorovaných lomů byla přítomnost četného množství trhlin o délce pohybující se v řádu 10 až 30 µm.



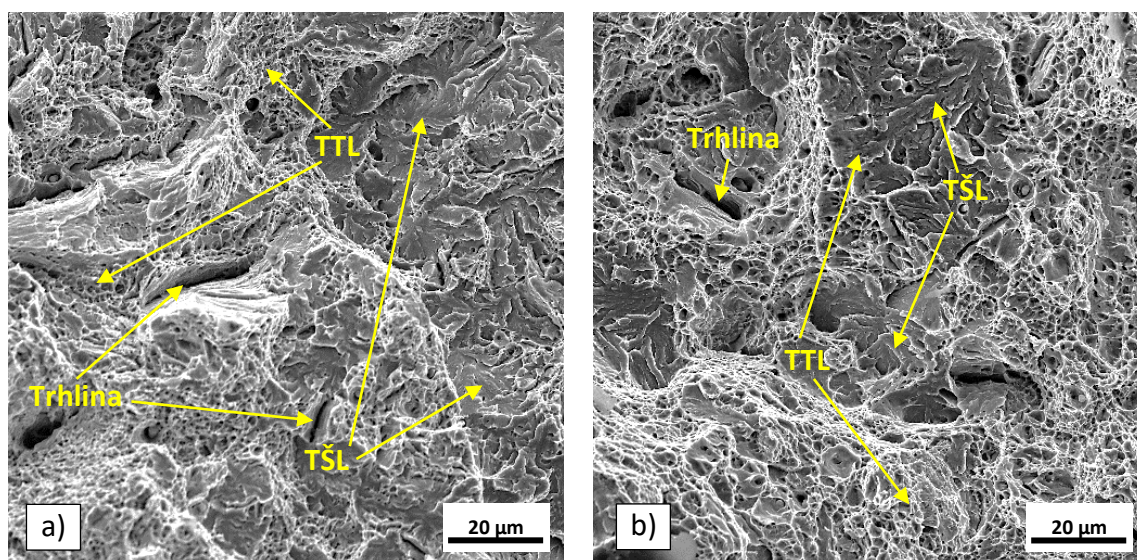
### 6.7.3 Ocel 42SiMn

Lomové plochy vzorků z oceli 42SiMn vykazovaly známky tvárného a křehkého porušení (Obr. 124, 125, 126, 127, 128, 129). Velmi zásadním zjištěním byl fakt, že podíl pozorovaného křehkého lomu vzrůstal s klesající teplotou izotermického zpracování. Ve všech případech pozorování se jednalo o trans-krystalický křehký lom se zřetelnými štěpnými fazetami. V případě vzorků AT 380 a 340°C/2000s dosahovalo zastoupení křehkého lomu ve struktuře



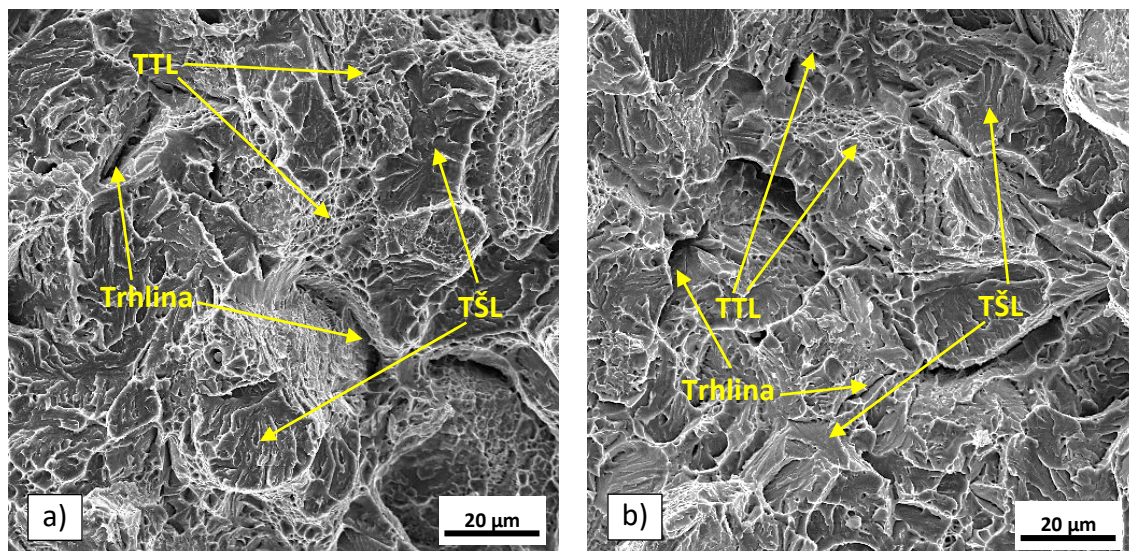
Obr. 124 Lomové plochy vzorků z oceli 42SiMn  
a) režim zpracování AT 485°C/2000s b) režim zpracování AT 470°C/2000s  
TŠL – trans-krystalický štěpný lom, TTL – tvárný lom

majoritního podílu (Obr. 129). Nález křehkého lomu ve struktuře pozorovaných vzorků byl s ohledem na průběh tahových křivek překvapivý. Zejména průběh tahových diagramů vzorků AT 380 a 340°C/2000s vykazoval charakter vysoce zpevněného materiálu,



Obr. 125 Lomové plochy vzorků z oceli 42SiMn  
a) režim zpracování AT 450°C/2000s b) režim zpracování AT 420°C/2000s  
TŠL – trans-krystalický štěpný lom, TTL – tvárný lom

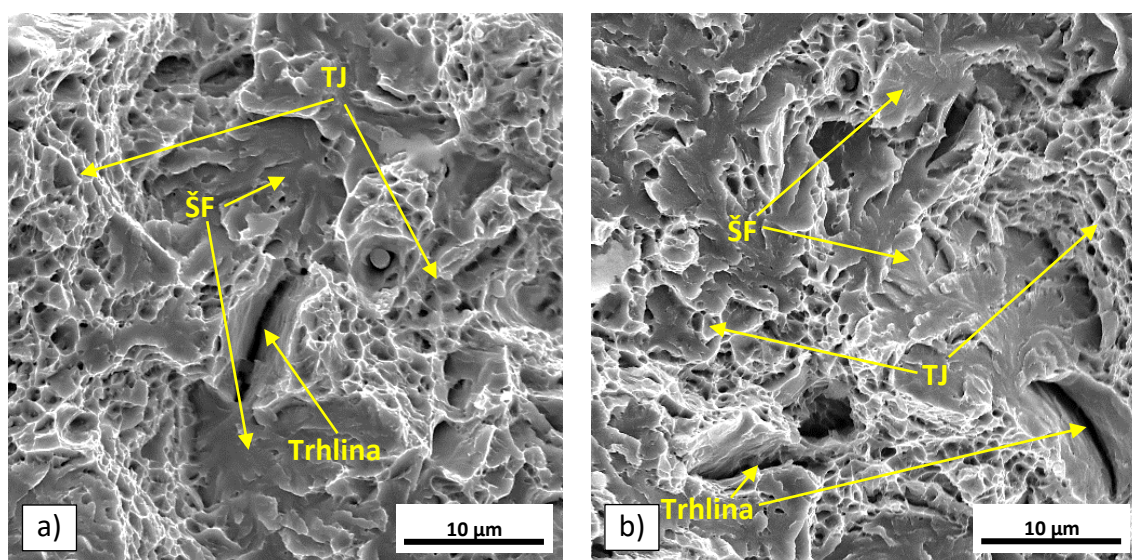




Obr. 126 Lomové plochy vzorků z oceli 42SiMn  
a) režim zpracování AT 380°C/2000s b) režim zpracování AT 340°C/2000s  
TŠL – trans-krystalický štěpný lom, TTL – tvárný lom

přesto s určitým podílem plasticity, který se velmi odlišoval od průběhu tahových křivek vzorků z oceli 42SiCr s převážným podílem martenzitu ve struktuře (viz obr. 111)

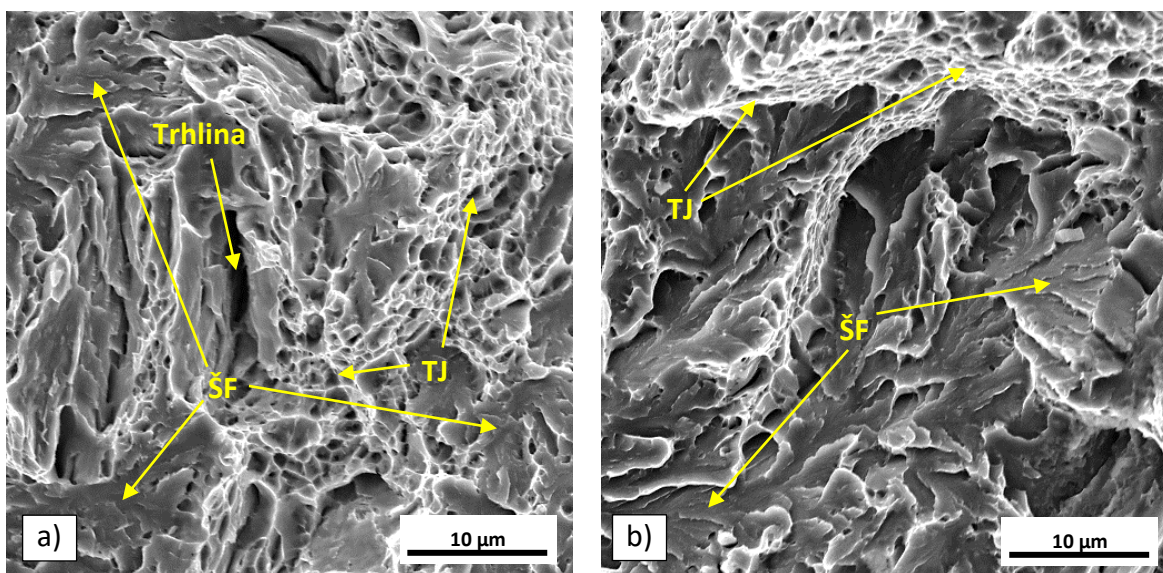
Mikrostruktura vzorků zpracovaných dle režimů AT 340 a 380°C/2000s byla tvořena bainitickým feritem a zbytkovým austenitem (stabilním, nestabilním). Přítomnost martenzitu ve struktuře nebyla zaznamenána, i když s ohledem na podíl křehkého lomu ve struktuře diskutovaných vzorků by podíl martenzitu ve struktuře měl dosahovat majoritního zastoupení. Tyto informace vedly proto k závěru, že křehký lom nevznikl v důsledku porušení martenzitu primárně přítomného ve struktuře po tepelném zpracování.



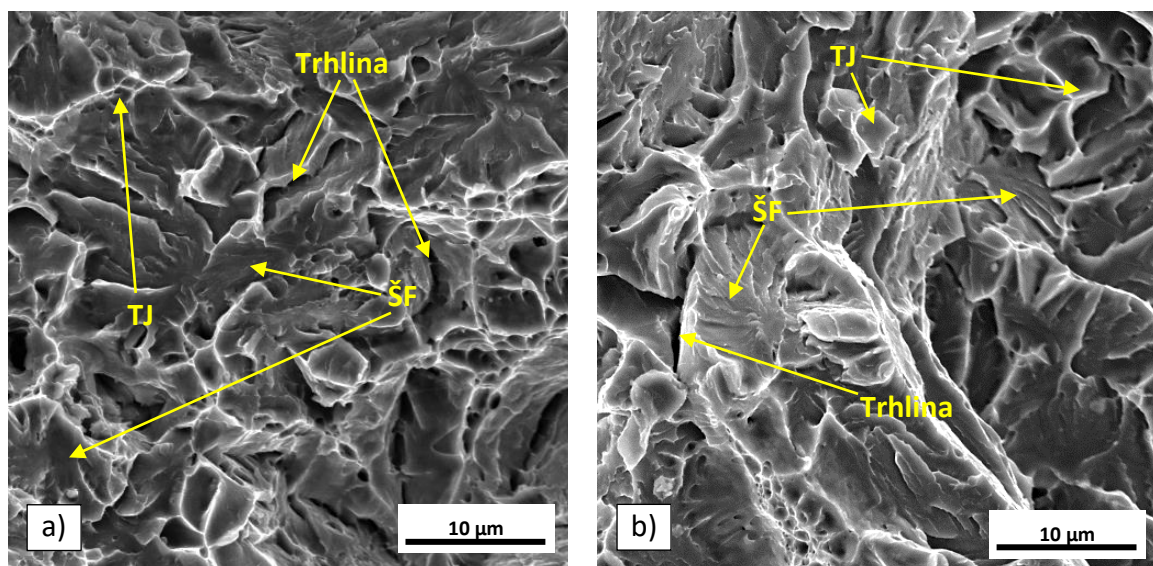
Obr. 127 Detail lomových ploch vzorků z oceli 42SiMn  
a) režim zpracování AT 485°C/2000s b) režim zpracování AT 470°C/2000s  
ŠF – Štěpná fazeta, TJ – Tvárná jamka



S ohledem na informace získané v průběhu řešení experimentálního programu mohlo dojít ke vzniku křehkého lomu ze dvou pravděpodobných příčin. První příčinou mohlo být křehké porušení martenzitu, který vznikl v důsledku fázové přeměny zbytkového austenitu v důsledku zatěžování při zkoušce tahem. Druhou příčinou mohlo být křehké porušení podélných karbidických útvarů, které vznikly z rozpadem útvarů nestabilního zbytkového austenitu.



Obr. 128 Detail lomových ploch vzorků z oceli 42SiMn  
a) režim zpracování AT 450°C/2000s b) režim zpracování AT 420°C/2000s  
ŠF – štěpná fazeta, TJ – tvárná jamka

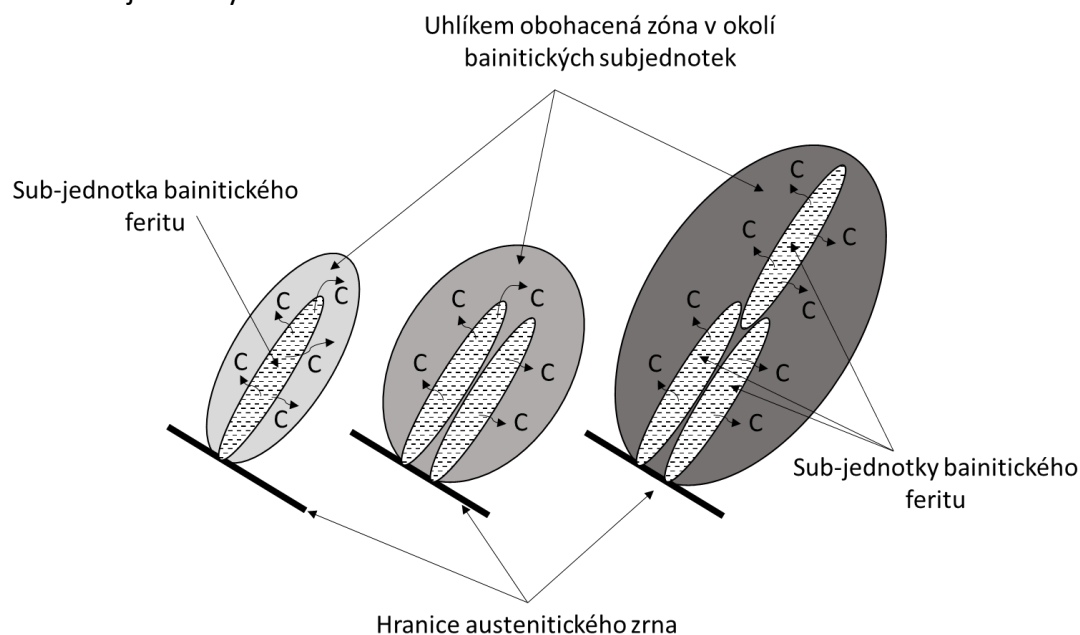


Obr. 129 Detail lomových ploch vzorků z oceli 42SiMn  
a) režim zpracování AT 380°C/2000s b) režim zpracování AT 340°C/2000s  
ŠF – štěpná fazeta, TJ – tvárná jamka

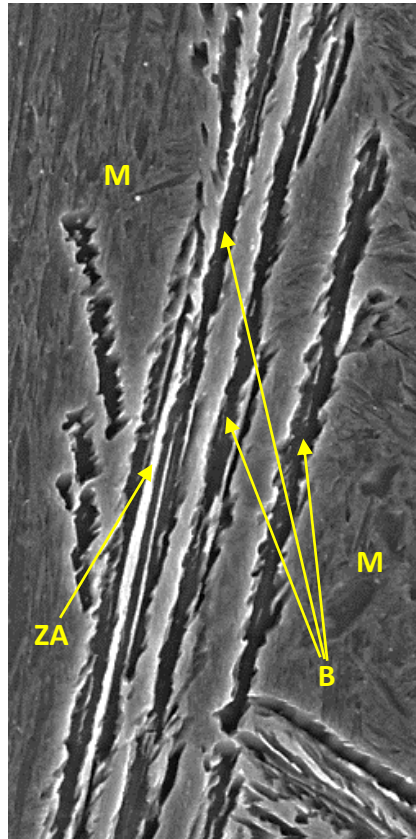
## 6.8 Návrh nového modelu popisujícího mikrostrukturní změny při austemperingu ocelí se středním obsahem uhlíku

Na základě provedených pozorování a experimentálních měření bylo poukázáno na fakt, že zvolený model predikce vývoje mikrostruktury při austemperingu vycházející z předpokladu bez-difuzního charakteru vzniku bainitického feritu a opírající se o kalkulace termodynamických veličin dle konceptu T<sub>0</sub> nebyl pro zpracování zvolených experimentálních ocelí použitelný bez výrazných chybových stavů. Proto byl vytvořen vlastní přístup řešení, který vycházel z pozorovaných strukturních změn probíhajících při austemperingu, které jsou spojeny zejména s difuzními pochody uhlíku a jeho přerozdělením mezi bainitickým feritem a okolním austenitem. Metoda řešení byla založena na myšlence chemické stabilizace austenitu, ke které by mělo docházet při austemperingu v důsledku přerozdělení uhlíku a přísadových prvků mezi vznikajícím bainitem a okolním austenitem. Pro řešení úlohy byly zavedeny okrajové podmínky týkající se difuzní schopnosti uhlíku a legur. První okrajovou podmínkou řešení byla zanedbatelná rozpustnost uhlíku v bainitickém feritu. Je zřejmé, že tato rozpustnost v praktických případech nenabývá konstantní hodnoty, avšak je proměnná a závislá zejména na teplotě austemperingu a dále pak chemickém složení oceli. Pro základní řešení však byla stanovena konstantní hodnota. Druhou okrajovou podmínkou bylo zanedbání přerozdělení obsahu legur mezi bainitickým feritem a okolním austenitem. Důvodem byl jednak poměrně nízký obsah legujících prvků a zejména nedostatek a nekonzistence výsledků experimentálních studií zabývajících se přerozdělením legovacích prvků mezi bainitickým feritem a austenitem.

Z doposud provedeného experimentálního programu bylo možno odvodit průběh transformace s ohledem na morfologii vznikajícího bainitu. K nukleaci bainitu docházelo téměř výlučně na hranicích původních austenitických zrn, kde v počáteční fázi izotermického zpracování vznikají osamocené subjednotky, jejichž tvar připomíná tvarem „rýžové zrno“ (Obr. 130, 131). K další nukleaci bainitu v podobě nové sub-jednotky dochází v blízkém okolí již vytvořené sub-jednotky. Orientace růstu nové sub-jednotky sleduje orientaci podélné osy předešlé sub-jednotky.



Obr. 130 Schématické znázornění nukleace a růstu bainitu při austemperingu



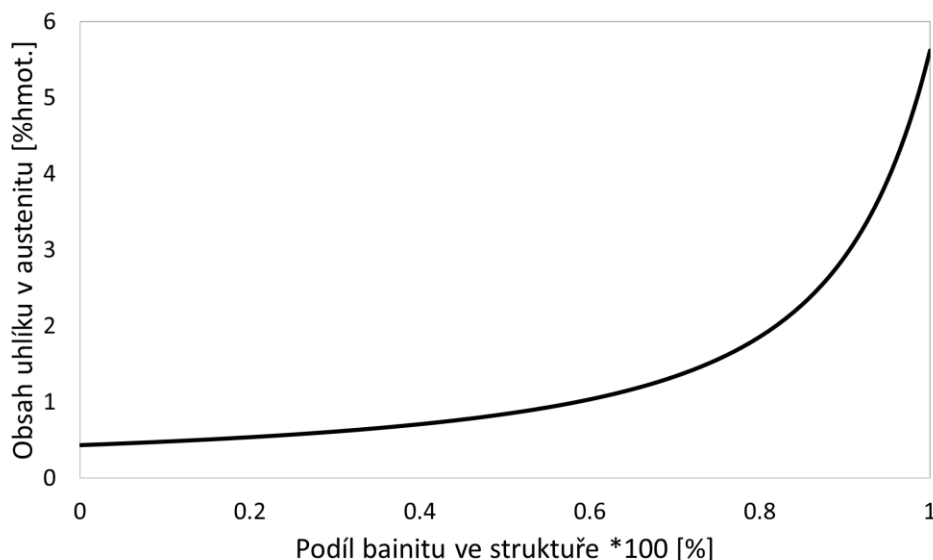
Obr. 131 Jehlice bainitického feritu obklopené latkovým martenzitem – ocel 42SiCr  
B – bainit, M – martenzit, ZA – zbytkový austenit

### 6.8.1 Návrh výpočtu – ocel 42SiCr

Na základě provedených experimentů, představ o průběhu izotermické bainitické transformace s přihlédnutím k odborným pramenům bylo možno konstatovat, že k růstu nových sub-jednotek bainitického feritu dochází za současného přerozdělení uhlíku, který je vytěšňován ze vznikajících sub-jednotek bainitu do okolního austenitu. Tímto způsobem dochází k postupné chemické stabilizaci austenitu ve struktuře austemperovaných ocelí s vyšším obsahem křemíku. Stabilizovaný austenit již dále nepodléhá rozpadu na bainit, čímž dochází k uplatnění fenoménu neúplnosti bainitické transformace. Množství uhlíku, který je do okolního austenitu vytěsněn bainitickým feritem při austemperingu je závislé na teplotě izotermického zpracování, chemickém složení oceli, průměrném obsahu uhlíku v oceli, podílu bainitu ve struktuře.

Pro zvolené oceli, s průměrným obsahem uhlíku 0,43% hmotnostních, byl určen teoretický obsah uhlíku v netransformovaném austenitu v závislosti na procentuálním plošném obsahu bainitu ve struktuře (Obr. 132). Výpočet vycházel z předpokládané difuzní podstaty postupné nukleace a růstu bainitického feritu ve struktuře.

Na základě vlastních kalkulací (které nejsou v práci z důvodu rozsáhlosti uvedeny) byly provedeny kalkulace charakteristické teploty  $T_{Bs}$  (Tab. 18). Teplota  $T_{Bs}$  byla označena jako nejvyšší možná teplota fázové transformace austenit/bainit, při které tato reakce probíhá.



Obr. 132 Teoretický obsah uhlíku v netransformovaném austenitu v závislosti na podílu bainitu ve struktuře – navrhovaný model

Z obecného pohledu bylo možno proto konstatovat, že při zvolené teplotě izotermického zpracování byl předpokládán rozpad austenitu na bainit do okamžiku, kdy chemické složení netransformovaného austenitu dosáhlo hodnoty, které odpovídá teplota  $T_{Bs}$  shodná s teplotou austemperingu.

Protože pro výpočet teploty  $T_{Bs}$  nebyl v odborné literatuře nalezen jednotný univerzální přístup, který by byl použitelný pro různé druhy ocelí, bylo nutné provést nejdříve komparativní porovnání dostupných zdrojů a jejich přesností s ohledem na experimentálně naměřené hodnoty teplot  $T_{Bs}$  [149].

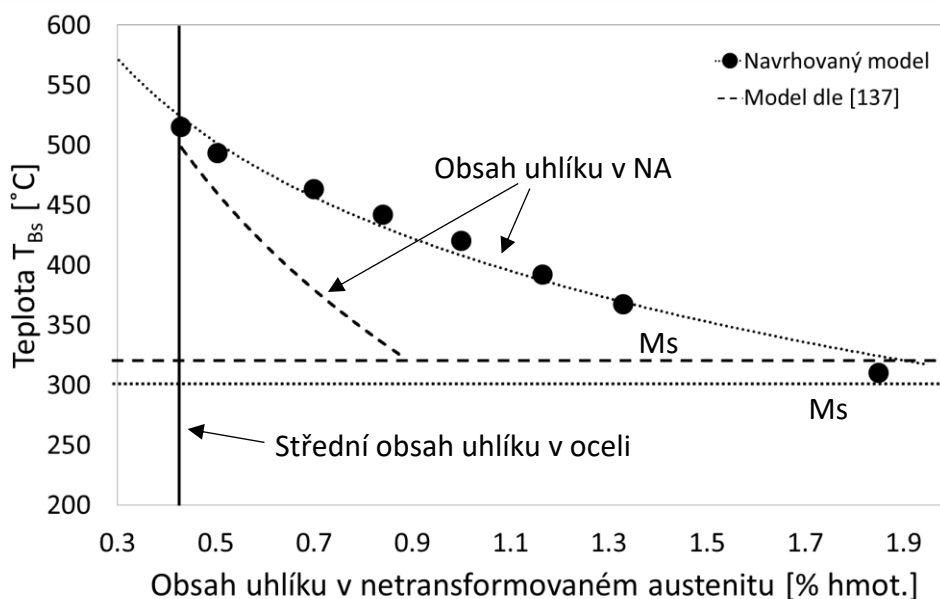
Na základě porovnání dostupných informací byl pro výpočet teplot  $T_{Bs}$  s ohledem na nejednotnost experimentálních dat zvolen přístup kalkulací za pomoci softwarového vybavení programu JMatPro. Důvodem použití tohoto softwaru byla jednak dobrá zkušenost s tímto programem, jednak přesnost výpočtů (viz porovnání kalkulovaných hodnot teplot  $M_s$ , ARA diagramů s experimentálně určenými hodnotami z kalčího dilatometru – kapitola 9.6)

| Podíl bainitu ve struktuře [%] | Teplota $T_{Bs}$ [°C] |
|--------------------------------|-----------------------|
| 10                             | 502                   |
| 20                             | 493                   |
| 30                             | 480                   |
| 40                             | 464                   |
| 50                             | 440                   |
| 60                             | 414                   |
| 70                             | 360                   |
| 80                             | 303                   |

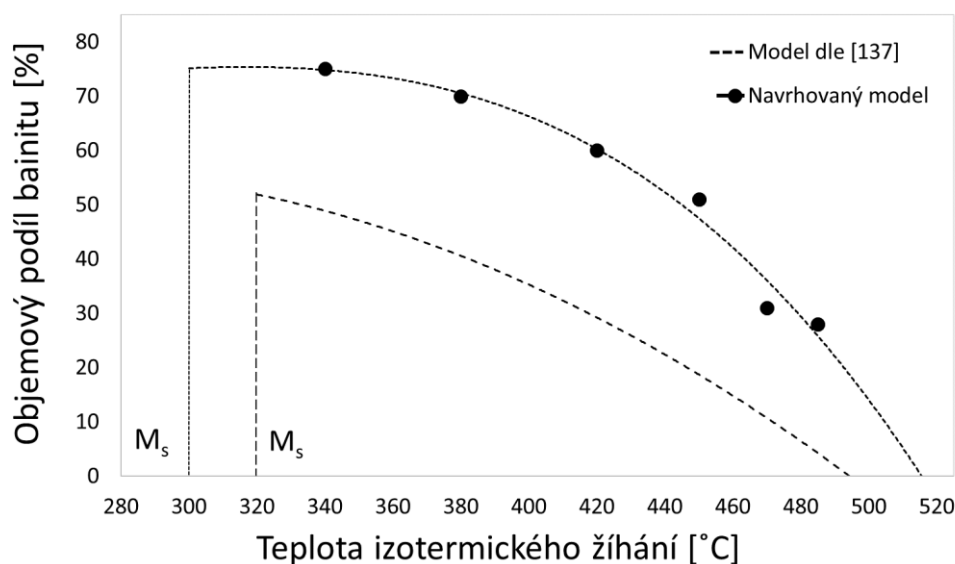
Tab. 18 Výše teploty  $T_{Bs}$  v závislosti na podílu bainitu ve struktuře



Pro účely výpočtů teploty  $T_{Bs}$  byly pro zvolené podíly bainitického feritu ve struktuře určeny odpovídající teoretické obsahy uhlíku v netransformovaném austenitu (Obr. 132).



Obr. 133 Porovnání maximálních hodnot obsahu uhlíku v netransformovaném (NA) austenitu v závislosti na teplotě izotermického zpracování – navrhovaný model a model dle [137,138,139]



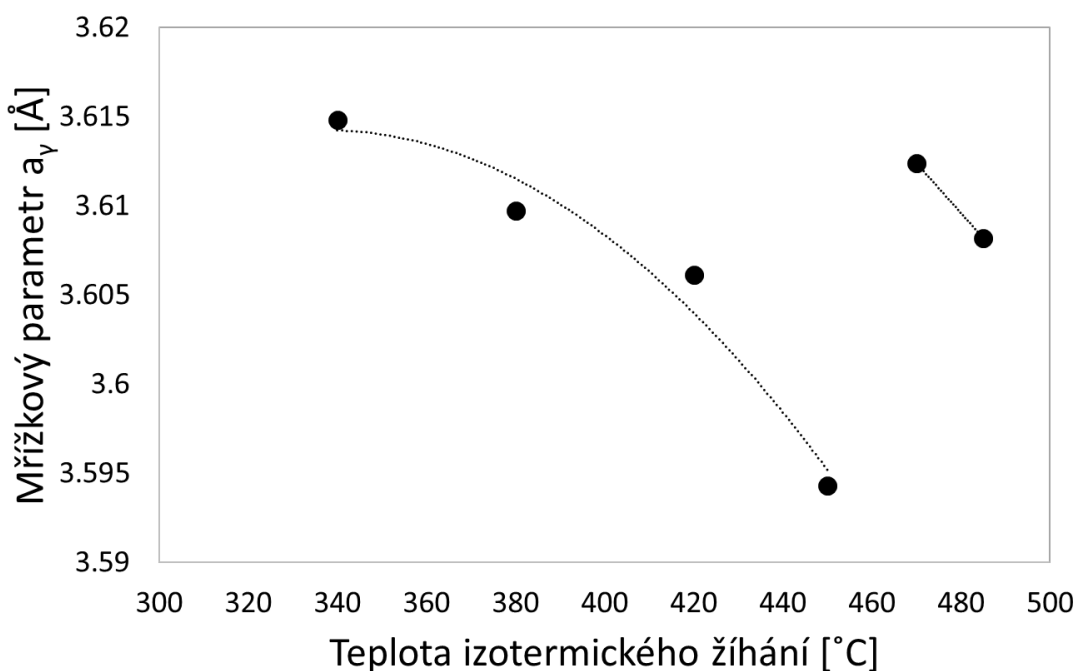
Obr. 134 Porovnání hodnot podílu bainitu ve struktuře experimentálně změřených a teoreticky vypočtených na základě modelu [137]



Vypočtené hodnoty teploty  $T_{Bs}$  byly dále porovnány s výsledky kalkulací provedených na základě modelu dle [137, 138, 139] (Obr. 133). Z obecného pohledu bylo možné konstatovat, že v obou případech provedených kalkulací sledovala výsledná  $T_{Bs}$  logaritmický charakter. U navrhovaného modelu byla pro vstupní chemické složení, kterým bylo průměrné chemické složení oceli ve stavu před tepelným zpracováním, určena teplota  $T_{Bs} = 510^\circ$ . Tato teplota byla přibližně o  $15^\circ\text{C}$  vyšší, než tomu bylo v případě modelu sestaveného dle [137, 138, 139]. V případě navrhovaného modelu dosahoval maximální obsah uhlíku v netransformovaném austenitu přibližné hodnoty 1,9 % hmot., oproti dříve predikované hodnotě 0,95% hmot. Uvedenému rozdílu odpovídal rovněž rozdílný teoretický obsah bainitu ve struktuře na konci fáze austemperingu před dosažením termo-dynamické rovnováhy mezi bainitickým feritem a netransformovaným austenitem (Obr. 133). Přestože závislost kalkulovaných hodnot vykazovala v obou případech velmi podobný průběh, dosahoval podíl bainitu ve struktuře nově navrženého modelu vyšších hodnot, které byly poměrně v blízké shodě s experimentálně naměřenými daty (Obr. 68, 134).

### 6.8.1.1 Stanovení obsahu uhlíku ve zbytkovém austenitu – rentgenová difrakční analýza

Pro ověření funkčnosti navrženého modelu byla provedena experimentální měření mřížkového parametru zbytkového austenitu, který zůstal ve struktuře zachován po finálním zakalení experimentálních vzorků z teploty austemperingu na teplotu pokojovou (Obr. 135, Tab. 19). Na základě znalosti konkrétních hodnot mřížkových parametrů byly následně provedeny výpočty obsahu uhlíku ve zbytkovém austenitu, které reflektovaly vliv přísadových prvků v oceli.



Obr. 135 Závislost velikosti mřížkového parametru zbytkového austenitu na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr

| Označení režimu | Mřížkový parametr $a_\gamma$ [Å] |
|-----------------|----------------------------------|
| AT 485°C/2000s  | 3,6082                           |
| AT 470°C /2000s | 3,6124                           |
| AT 450°C /2000s | 3,5946                           |
| AT 420°C /2000s | 3,6061                           |
| AT 380°C /2000s | 3,6097                           |
| AT 340°C /2000s | 3,6148                           |

Tab. 19 Hodnoty mřížkového parametru zbytkového austenitu v závislosti na teplotě izotermického zpracování – ocel 42SiCr

Pro výpočty byl použit vztah, který byl uplatněn v odborné literatuře při kalkulacích použitých u ocelí typu TRIP a QP:

$$a_\gamma = 3,572 + 0,033 * C + 0,0012 * Mn - 0,00157 * Si \quad (4)$$

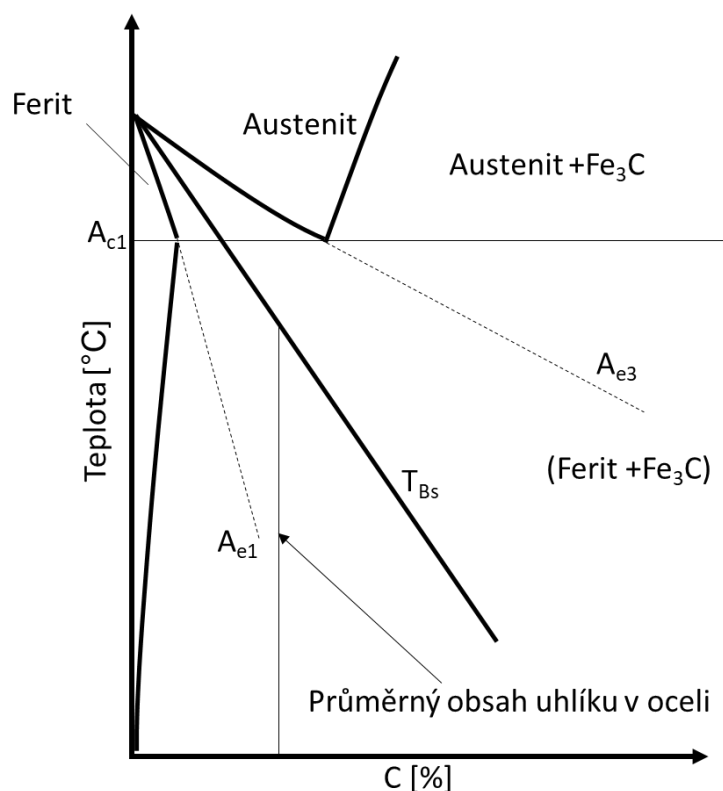
kde  $a_\gamma$  [Å] představoval mřížkový parametr zbytkového austenitu; členy C, Mn, Si představovaly obsah uvedených prvků v % hmotnostních.

Uvedená matematická formulace závislosti mřížkového parametru zbytkového austenitu na jeho chemickém složení byla ověřena množstvím experimentů. Možným nedostatkem pro samotné řešení vlastní úlohy však mohl být fakt, že nerefletovala přísadu chrómu jako základního legovacího prvku v oceli, neboť byla vyvinuta a modifikována zejména pro TRIP oceli s nízkým obsahem chrómu. Po průzkumu dostupných literárních zdrojů však bylo možno konstatovat, že se nejednalo o nedostatek zásadní, neboť přísada chrómu upravovala výše uvedenou formulaci členem  $+ 0,0006 * Cr$ , kde Cr představoval obsah chrómu v % hmotnostních [147,148].

| Označení režimu | Obsah uhlíku v ZA [% hmot.] rtg. difrakce | Obsah uhlíku ZA [% hmot.] dle [137,138] | Obsah uhlíku v ZA [% hmot.] navrhovaný model |
|-----------------|---|---|--|
| AT 485°C/2000s  | 1,17                                      | 0,44                                    | 0,57   |
| AT 470°C /2000s | 1,30                                      | 0,48                                    | 0,66   |
| AT 450°C /2000s | 0,70                                      | 0,52                                    | 0,79   |
| AT 420°C /2000s | 1,10                                      | 0,60                                    | 0,99   |
| AT 380°C /2000s | 1,22                                      | 0,70                                    | 1,23   |
| AT 340°C /2000s | 1,37                                      | 0,82                                    | 1,41   |

Tab. 20 Porovnání obsahů uhlíku ve zbytkovém austenitu určených na základě rentgenové difrakce, modelu [137] a navrhovaného modelu – ocel 42SiCr

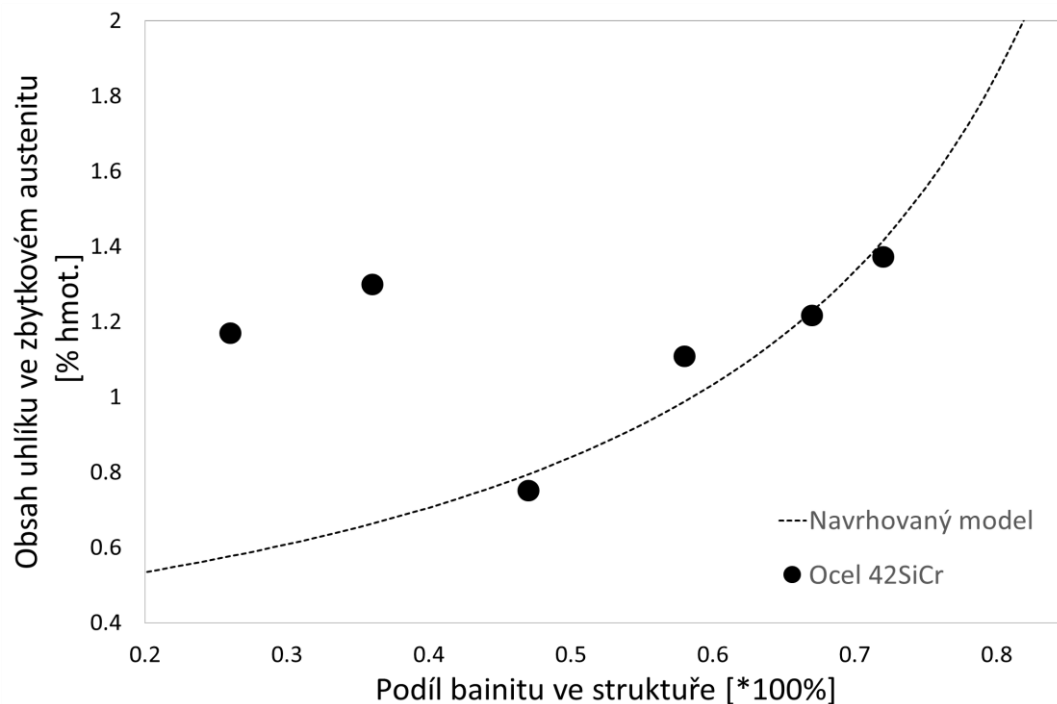
Provedené kalkulace byly porovnány s teoretickými výpočty navrhovaného modelu a modelu dle [137] (Tab. 20). V případě režimů austemperingu AT 485 a 470°C/2000s přesahovaly obsahy uhlíku ve zbytkovém austenitu vypočtené s využitím rovnice (4) hodnoty určené pomocí navrhovaného modelu i modelu dle [137,138] (Obr.137, 138). Tento jev byl diskutován u řady odborných pramenů, které se problematikou přerozdělení uhlíku mezi bainitickým feritem a austenitem při izotermickém zpracování zabývaly. Příčina rozdílných hodnot byla přičtena difuznímu charakteru vzniku bainitického feritu, v jehož důsledku dosáhl obsah uhlíku v netransformovaném austenitu koncentrace blíží se koncentraci dané křivkou  $A_{e3}$  metastabilního systému Fe-Fe<sub>3</sub>C [152,153] (Obr. 136).



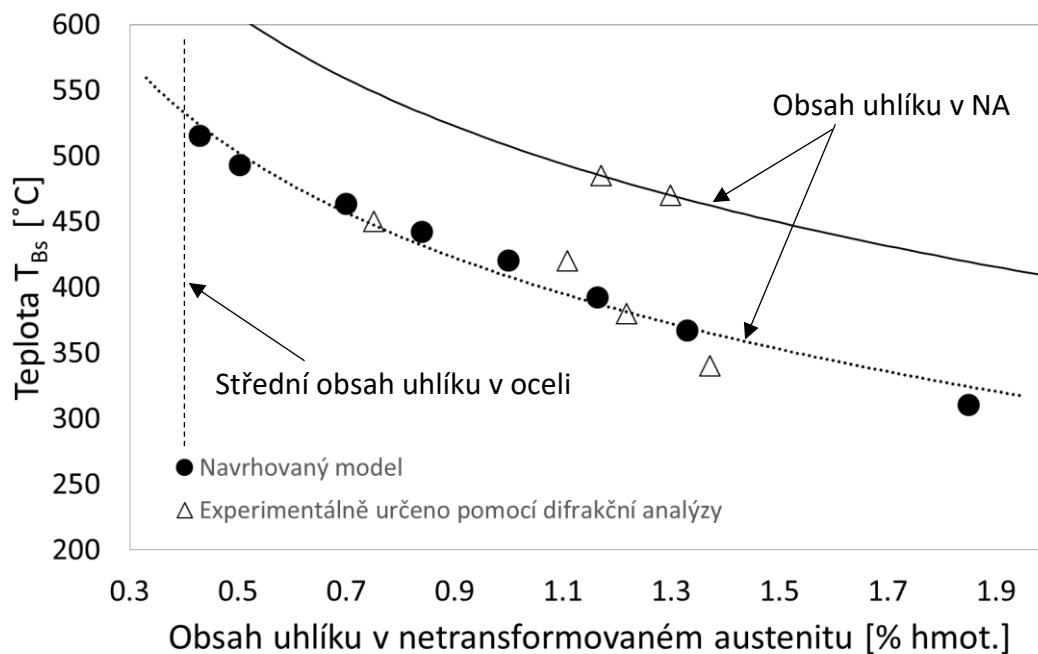
Obr. 136 Schématické znázornění polohy teplotně-koncentračních křivek  $T_{Bs}$  a  $A_{e3}$  v metastabilním diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C

V případě režimů AT 450, 420, 380, 340°C/2000s bylo dosaženo poměrně dobré shody mezi navrhovaným modelem a kalkulacemi provedenými na základě výsledků rentgenové difrakce resp. rovnice (4). Dosažení dobré shody mezi daty získanými rentgenovou difrakcí resp. použitím rovnice (4) s navrhovaným modelem naznačovalo, že bainitická transformace u zkoumané oceli 42SiCr s velkou pravděpodobností proběhla difuzním mechanismem nikoli mechanismem smykovým, který byl základem pro vytvoření modelu dle [137,138].

Výsledky kalkulací obsahu uhlíku ve zbytkovém austenitu dle (4) provedených na základě znalosti jeho mřížkového parametru byly v dobré shodě s dostupnými daty uváděnými v odborné literatuře (viz příloha - kapitola 9.7).



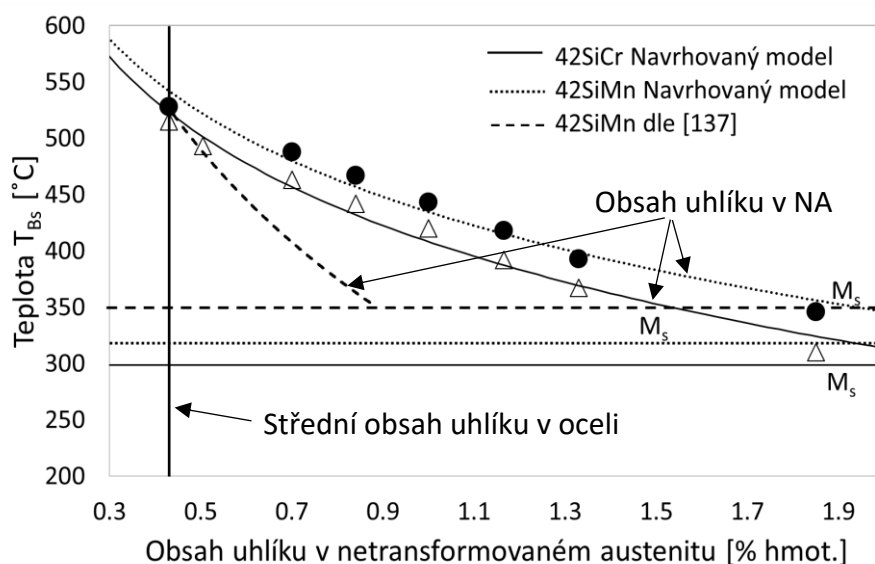
Obr. 137 Grafické srovnání obsahu uhlíku ve zbytkovém austenitu v závislosti na podílu bainitu ve struktuře - porovnání navrhovaného modelu s výsledky kalkulací provedených s využitím rentgenové difrakce



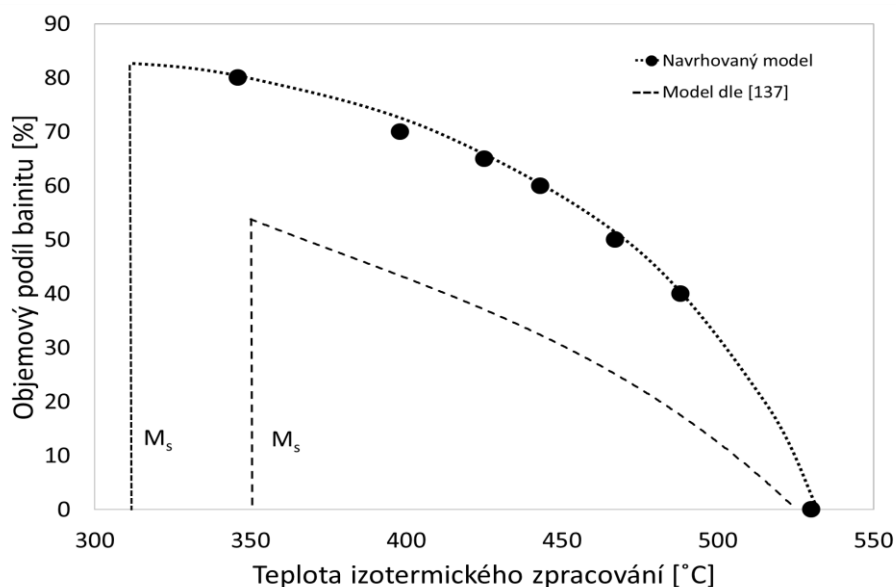
Obr. 138 Grafické srovnání maximálního dosažitelného obsahu uhlíku v netransformovaném (NA) austenitu - porovnání navrhovaného modelu s výsledky kalkulací provedených s využitím rentgenové difrakce

### 6.8.1.2 Návrh výpočtu – ocel 42SiMn

Postup návrhu výpočtového modelu pro ocel 42SiMn, u které byl oproti oceli 42SiCr zredukován obsah chrómu na minimální hodnotu 0,008% hmot., vycházel ze stejných zásad uplatněných při kalkulacích provedených v případě oceli 42SiCr.



Obr. 139 Srovnání maximálních hodnot obsahu uhlíku v netransformovaném (NA) austenitu v závislosti na teplotě izotermického zpracování



Obr. 140 Porovnání maximálních dosažitelných hodnot podílu bainitu ve struktuře v závislosti na teplotě izotermického zpracování

S přihlédnutím k experimentálním výsledkům získaným na základě hodnocení mikrostruktury bylo však nutno počítat s nepřesnostmi mezi kalkulacemi navrhovaného modelu a experimentálními daty, a to zejména u režimů tepelného zpracování probíhajících za teplot 450°C a vyšších. V první fázi řešení byly provedeny výpočty teploty  $T_{Bs}$  (Obr. 139, Tab. 21).



| Podíl bainitu ve struktuře [%] | Teplota $T_{Bs}$ 42SiCr [°C] | Teplota $T_{Bs}$ 42SiMn [°C] |
|--------------------------------|------------------------------|------------------------------|
| 10                             | 502                          | 520                          |
| 20                             | 493                          | 512                          |
| 30                             | 480                          | 500                          |
| 40                             | 464                          | 486                          |
| 50                             | 440                          | 467                          |
| 60                             | 414                          | 440                          |
| 70                             | 360                          | 400                          |
| 80                             | 303                          | 345                          |

Tab. 21 Výše teploty  $T_{Bs}$  v závislosti na podílu bainitu ve struktuře – oceli 42SiCr, 42SiMn

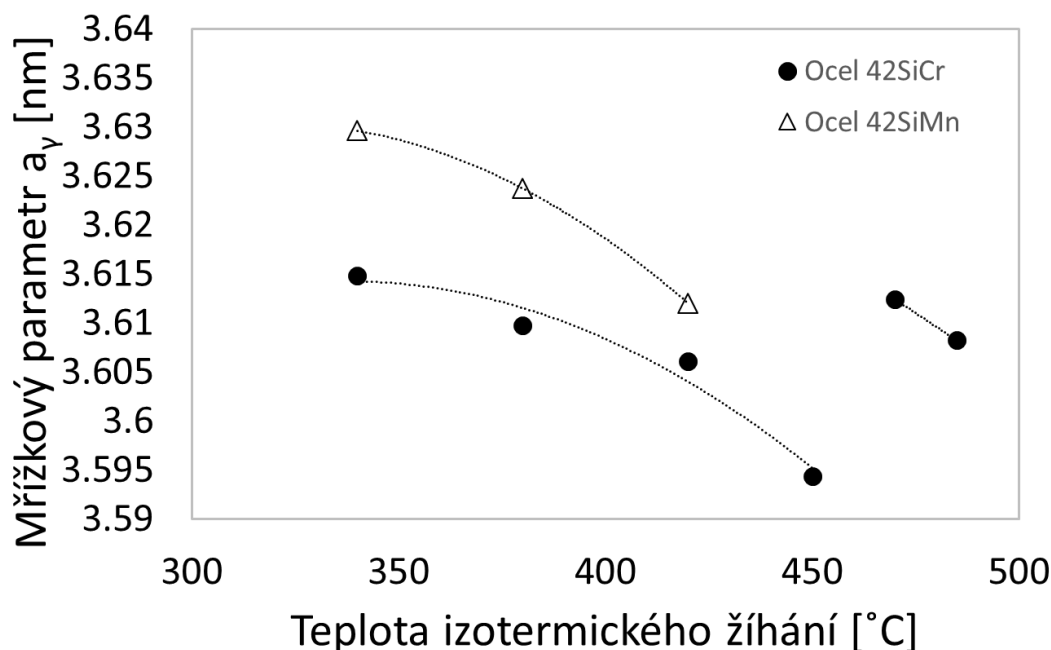
Z obecného pohledu bylo možno konstatovat, že hodnoty teploty  $T_{Bs}$  v závislosti na obsahu uhlíku v netransformovaném austenitu, který odpovídal termodynamické rovnováze mezi bainitickým feritem a netransformovaným austenitem, byly oproti oceli 42SiCr posunuty směrem k vyšším teplotám. Tento posun byl s velkou pravděpodobností způsoben zanedbatelným obsahem chrómu. Teplota  $T_{Bs}$  oceli v základním stavu před tepelným zpracováním dosahovala hodnoty 530°C. Tato hodnota byla srovnatelná s hodnotou určenou na základě kalkulací dle [137, 138, 139]. Maximální teoretický obsah uhlíku v netransformovaném austenitu na konci fáze austemperingu dosahoval hodnoty přibližně 1,95% hmot., kterému odpovídal teoretický obsah bainitu 84% dosažitelný při teplotě blízké teplotě  $M_s$  zkoumané oceli (315°C) (Obr. 140).

### 6.8.1.3 Stanovení obsahu uhlíku ve zbytkovém austenitu – rentgenová difrakční analýza

Obsah uhlíku ve zbytkovém austenitu byl stanoven na základě znalosti příslušných mřížkových parametrů, které byly zjištěny pomocí rentgenové difrakční analýzy (Tab. 22, Obr. 141). Velikost mřížkových parametrů zbytkového austenitu dosahovala oproti oceli 42SiCr vyšších hodnot. Tento rozdíl byl s velkou pravděpodobností způsoben vyšším podílem

| Označení režimu | Mřížkový parametr $a_\gamma$ [Å] |             |
|-----------------|----------------------------------|-------------|
|                 | Ocel 42SiCr                      | Ocel 42SiMn |
| AT 485°C/2000s  | 3,6082                           | -           |
| AT 470°C /2000s | 3,6124                           | -           |
| AT 450°C /2000s | 3,5946                           | -           |
| AT 420°C /2000s | 3,6061                           | 3,6120      |
| AT 380°C /2000s | 3,6097                           | 3,6237      |
| AT 340°C /2000s | 3,6148                           | 3,6296      |

Tab. 22 Hodnoty mřížkového parametru zbytkového austenitu



Obr. 141 Srovnání velikostí mřížkového parametru zbytkového austenitu s ohledem na teplotu izotermického zpracování – oceli 42SiCr a 42SiMn

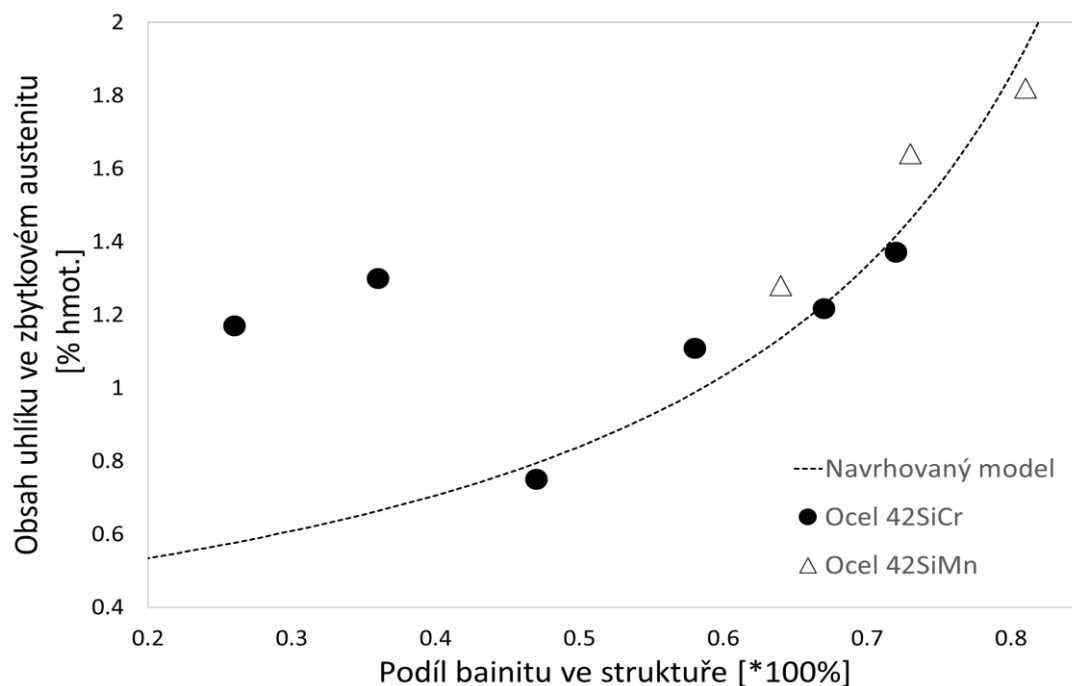
bainitu ve struktuře oceli 42SiMn, který vznikl v důsledku odlišného chemického složení (v porovnání s ocelí 42SiCr), a tedy odlišného průběhu teploty  $T_{Bs}$  v závislosti na teplotě izotermického zpracování.

Vzhledem k vyšším hodnotám velikosti mřížkového parametru zbytkového austenitu bylo možno předpokládat, že obsah uhlíku ve zbytkovém austenitu při stejné teplotě izotermického zpracování bude u oceli 42SiMn dosahovat vyšších hodnot než v případě oceli 42SiCr. Tento předpoklad byl následně potvrzen pomocí matematického výpočtu dle rovnice (4). Maximální rozdíl mezi hodnotami obsahu uhlíku ve zbytkovém austenitu u ocelí 42SiMn a 42SiCr byl zjištěn v případě režimu izotermického zpracování AT 340°C/2000s, kdy zjištěná hodnota rozdílu činila 0,45 %C hmotnostních.

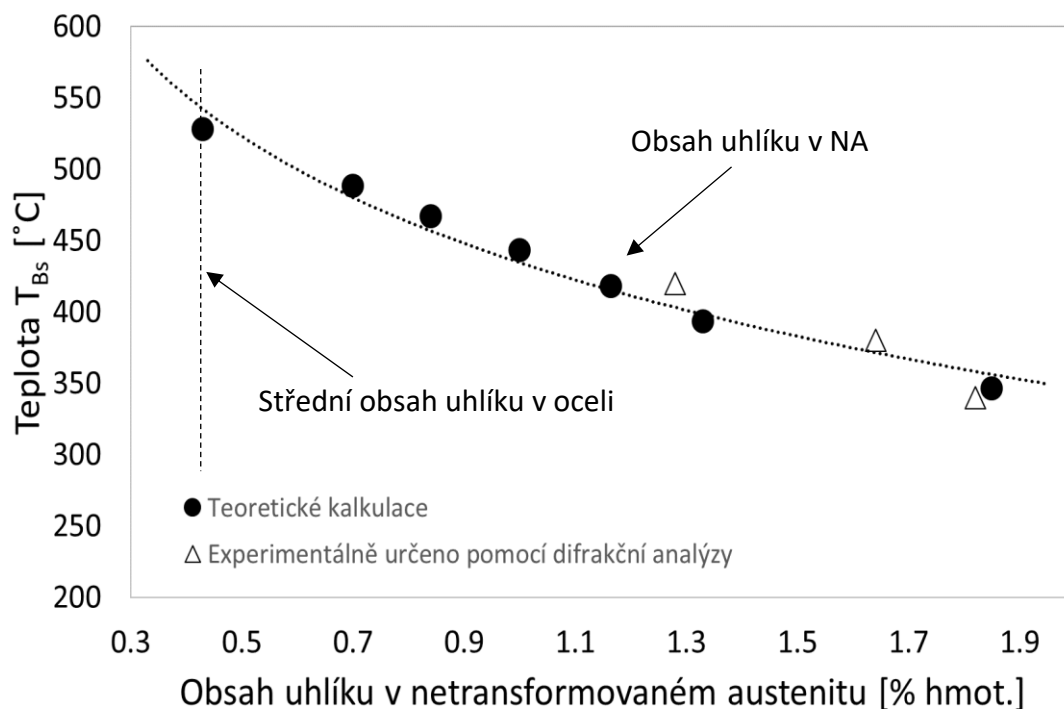
| Označení režimu | Obsah uhlíku v ZA [% hmot.] rtg. difrakce |        | Obsah uhlíku v ZA [% hmot.] navrhovaný model – 42SiCr | Obsah uhlíku v ZA [% hmot.] navrhovaný model – 42SiMn |
|-----------------|---|--------|---|---|
|                 | 42SiCr                                    | 42SiMn |   |   |
| AT485°C/2000s   | 1,17                                      | -      | 0,57  | 0,71  |
| AT 470°C /2000s | 1,30                                      | -      | 0,66  | 0,82  |
| AT 450°C /2000s | 0,70                                      | -      | 0,79  | 0,94  |
| AT 420°C /2000s | 1,10                                      | 1,28   | 0,99  | 1,16  |
| AT 380°C /2000s | 1,22                                      | 1,64   | 1,23  | 1,50  |
| AT 340°C /2000s | 1,37                                      | 1,82   | 1,41  | 1,85  |

Tab. 23 Porovnání obsahů uhlíku ve zbytkovém austenitu určených na základě rentgenové difrakce a navrhovaného modelu – ocel 42SiMn a 42SiCr

Minimální rozdíl v obsahu uhlíku ve zbytkovém austenitu byl zjištěn v případě režimu zpracování AT 420°C/2000s, a to 0,18 %C hmotnostních.



Obr. 142 Grafické srovnání obsahu uhlíku ve zbytkovém austenitu v závislosti na podílu bainitu ve struktuře - porovnání navrhovaného modelu s výsledky kalkulací provedených s využitím rentgenové difrakce



Obr. 143 Grafické srovnání maximálního dosažitelného obsahu uhlíku v netransformovaném austenitu - porovnání navrhovaného modelu s výsledky kalkulací provedených s využitím rentgenové difrakce

Vypočtené hodnoty obsahu uhlíku ve zbytkovém austenitu byly následně porovnány s hodnotami predikovanými pomocí navrhovaného modelu (Obr. 142, 143). Z obecného pohledu bylo možno konstatovat, že jak predikované, tak experimentálně určené hodnoty byly v dobré shodě resp. směr vývoje obsahu uhlíku v netransformovaném austenitu v závislosti na podílu bainitu ve struktuře a zejména na teplotě izotermické zpracování vykazoval velmi podobný průběh jako navrhovaný model.

Dosažená blízká podobnost mezi experimentálně určenými daty a predikcemi navrhovaného modelu poukázala na velmi slibnou cestu k pochopení dějů probíhajících při vzniku bainitických struktur při izotermickém zpracování. Pro úplné pochopení všech zákonitostí, kterými se pochody určující vývoj bainitu v ocelích řídí, by však bylo nutno provést velké množství experimentů, které by zohlednily např. vliv velikosti austenitického zrna, vliv délky izotermické výdrže či vliv obsahu manganu na průběh bainitické transformace. Výzkum takového rozměru by však daleko přesahoval rámec samotné disertační práce.

## 7 Diskuze výsledků

Disertační práce byla zaměřena na výzkum a možnosti uplatnění austemperingu středně – uhlíkových nízkolegovaných ocelí pro výrobu vysoko-pevných dílů v automobilovém průmyslu.

Nejprve byla provedena literární rešerše. V rešeršní části byly popsány jednotlivé druhy ocelí používaných pro stavbu automobilů, zákonitosti pro výběr konkrétního druhu ocelí, způsoby zpracování ocelí v automobilovém průmyslu. Vysoká pozornost byla rovněž věnována jednotlivým druhům fázových transformací, které probíhají v ocelích, a to s ohledem na principy a zákonitosti, kterými se řídí.

Experimentální část byla věnována austemperingu středně-uhlíkových ocelí s ohledem na princip neúplnosti bainitické transformace. V první fázi experimentu byl sledován vliv obsahu křemíku na vývoj struktury ocelí 42CrMo4 a 42SiCr při izotermickém zpracování v teplotní oblasti rozpadu austenitu na bainit. Na základě teorie T<sub>0</sub> byly provedeny kalkulace termodynamických veličin zahrnujících změny volné energie při nukleaci a růstu bainitického feritu ve struktuře. Tyto výpočty dále posloužily k výpočtům zohledňujícím přerozdělení uhlíku mezi bainitickým feritem a netransformovaným austenitem, které by mělo sehrávat zásadní roli pro zastavení bainitické transformace před dosažením termodynamické rovnováhy mezi bainitem a austenitem. Pro každou teplotu izotermického zpracování byl určen teoretický maximální podíl uhlíku v netransformovaném austenitu. Dále byly pro každou teplotu izotermického zpracování provedeny kalkulace maximálního dosažitelného množství bainitu ve struktuře. Pro detailní popis vývoje mikrostruktury po finálním zakalení z teploty austemperingu na teplotu pokojovou byly uplatněny rovnice zohledňující vývoj podílu martenzitu a zbytkového austenitu ve struktuře v závislosti na chemickém složení netransformovaného austenitu, který netransformoval na bainit ve fázi austemperingu.

Ve druhé fázi experimentu byla u ocelí 42CrMo4 a 42SiCr provedena dilatometrická měření, jejichž cílem bylo stanovení časů potřebných pro „úplnou“ izotermickou transformaci austenitu na bainit při definovaných teplotách 420, 380 a 340°C s ohledem na chemické složení uvedených ocelí, jednak stanovení teplot M<sub>s</sub>. Z výsledků provedených měření vyplynulo, že přísada křemíku 2% hmotnostních v případě oceli 42SiCr výrazně zpomalovala kinetiku bainitické transformace. Zatímco u oceli 42CrMo4 dosahovaly časy potřebné pro ukončení bainitické transformace hodnot 354 s – při teplotě austemperingu 420°C, 320 s – při teplotě austemperingu 380°C, 354s – při teplotě austemperingu 340°C, v případě oceli 42SiCr se jednalo o časy 840s – při teplotě austemperingu 420°C, 527s – při teplotě austemperingu 380°C, 869s – při teplotě austemperingu 340°C. Teplota M<sub>s</sub> v případě oceli 42CrMo4 dosahovala přibližné hodnoty 308°C, v případě oceli 42SiCr pak hodnoty 300°C.

Ve třetí fázi experimentu byly pro oceli 42CrMo4 a 42SiCr navrženy experimentální postupy austemperingu, které spočívaly v ohřevu zkušebních vzorků na termo-mechanickém simulátoru na teplotu austenitizace 950°C po dobu 300 s a následného částečného zakalení na teploty austemperingu 485, 470, 450, 420, 380, 340°C s výdrží 2000 s. Po uplynutí předepsané doby byly vzorky zakaleny na pokojovou teplotu rychlostí 50°C/s. Zpracované vzorky byly následně podrobeny mikrostrukturním analýzám. Mikrostruktura všech vzorků z oceli 42CrMo4 byla tvořena bainitem a karbidickými precipitáty, jejichž velikost klesala s klesající teplotou izotermického zpracování. V případě oceli 42SiCr byla mikrostruktura tvořena bainitickým feritem, martenzitem resp. M-A složkou a zbytkovým austenitem, jejichž



vzájemný podíl byl závislý na teplotě izotermického zpracování. U oceli 42SiCr tedy došlo k uplatnění konceptu neúplnosti bainitické transformace při austemperingu. Výsledky pozorování však poukázaly na částečné nesrovnalosti s teoretickými výpočty založenými na termodynamických veličinách dle konceptu  $T^0$ . Jednalo se zejména o pozorovaný podíl bainitu ve struktuře a dále pak o morfologii přítomného martenzitu. Podíl bainitu pozorovaného ve struktuře vzorků z oceli 42SiCr dosahoval obecně až o několik desítek procent vyšších hodnot, než tomu bylo v případě provedených výpočtů. Vyššímu podílu bainitu ve struktuře odpovídala rovněž morfologie pozorovaného martenzitu, který již při teplotě izotermického zpracování 450°C vykazoval charakter deskového martenzitu, který je typickým znakem ocelí s obsahem 0,75 – 0,8 % hmotnostních a vyšším. Tento závěr byl v rozporu s teoretickými výpočty, podle kterých mělo dojít k obohacení netransformovaného austenitu uhlíkem na hodnotu 0,53% hmotnostních, kterému však měla odpovídat struktura laťkového martenzitu nikoli martenzitu deskového.

Pozorované struktury austemperovaných vzorků z oceli 42SiCr byly podrobeny EDS chemickým analýzám, jejichž účelem bylo posouzení vlivu teploty izotermického zpracování na přerozdělení prvků Si, Mn, Cr mezi bainitickým feritem a netransformovaným austenitem. K segregaci křemíku docházelo přednostně v útvarech netransformovaného austenitu, naopak bainitický ferit vykazoval nižší hodnoty obsahu křemíku. Tento závěr byl v dobré shodě s představami o vlivu křemíku na stabilizaci austenitu ve struktuře v souvislosti s potlačením precipitací karbidických částic. Ke kumulaci manganu a chrómu docházelo přednostně na fázovém rozhraní austenit/bainit a v jejich blízkém okolí.

S ohledem na podíl zbytkového austenitu ve struktuře vzorků z oceli 42SiCr bylo možno konstatovat, že hodnoty určené pomocí difrakční fázové analýzy dosahovaly značné odlišnosti od hodnot predikovaných na základě teoretických výpočtů. Maximálního podíl zbytkového austenitu ve struktuře – 22% byl naměřen v případě izotermického zpracování, které bylo provedeno za teploty 420°C. Snížení teploty austemperingu na 380 resp. 340°C vedlo ke snížení podílu zbytkového austenitu na 17 resp. 9%.

V další fázi experimentu byl zkoumán vliv obsahu chrómu na vývoj struktury středně-uhlíkových ocelí se shodným obsahem křemíku 2% hmotnostních 42SiCr a 42SiMn. Pro ocel 42SiMn byly na základě modelu aplikovaného v případě oceli 42SiCr provedeny kalkulace termodynamických veličin zohledňujících kritické hodnoty volných energií spojených s nukleací a růstem bainitu při izotermickém zpracování. Na základě těchto kalkulací byla určena nejvyšší teplota pro uskutečnění bainitické transformace  $T_{B_s} = 525^\circ\text{C}$  a teplota martenzitické transformace  $M_s = 350^\circ\text{C}$ . Dále byl pro každou teplotu izotermického zpracování určen maximální obsah uhlíku v netransformovaném austenitu, jehož nejvyšší hodnota činila 0,88% hmotnostních při teplotě blízké se vypočtené teplotě  $M_s = 350^\circ\text{C}$ , které odpovídal teoretický podíl bainitu  $V_b = 53\%$ .

Za účelem popisu vývoje mikrostruktury při izotermickém zpracování vzorků z oceli 42SiMn byl proveden návrh postupů zpracování, který se shodoval s postupem zpracování v případě výše diskutovaných vzorků z ocelí 42CrMo4 a 42SiCr, avšak lišil se rychlostí ochlazování z teploty austenitizace, která v případě oceli 42SiMn činila 110°C/s. Důvodem byla potřeba maximální eliminace výskytu alotriomorfního feritu ve struktuře austemperovaných vzorků. Mikrostrukturní hodnocení zpracovaných vzorků poukázalo na fakt, že v případě postupů izotermického zpracování provedených za teplot 485, 470 a 450°C byla mikrostruktura tvořena v převážném množství bainitickým feritem a s velkou pravděpodobností nestabilním zbytkovým austenitem, u kterého došlo z velké části k rozpadu za současné precipitace karbidů. Tento závěr byl v rozporu s předpokládaným

uplatněním konceptu neúplnosti bainitické transformace, ke kterému v případě diskutovaných vzorků nedošlo.

Pomocí EDS chemických analýz bylo zjištěno, že u austemperovaných vzorků z oceli 42SiMn došlo ve fázi izotermického zpracování ve velké míře k difuzi křemíku mimo předpokládané útvary zbytkového austenitu. Obsah křemíku zde dosahoval hodnot pohybujících se v rozmezí 1,2 – 1,6% hmotnostních. Tyto hodnoty však byly v odborné literatuře označeny za nedostatečné resp. mezní pro potlačení precipitace karbidických útvarů. Samotný trend vytěsňování křemíku z předpokládaných útvarů zbytkového austenitu však naznačoval, že zde došlo k částečnému rozpadu netransformovaného austenitu ve fázi výdrže na teplotě austemperingu. Z tohoto důvodu byl uhlík potřebný pro stabilizaci netransformovaného austenitu pravděpodobně přednostně spotřebováván k precipitaci karbidických částic, čímž nemohlo dojít k vytvoření termo-dynamické rovnováhy mezi bainitickým feritem a netransformovaným austenitem, a tedy k jevu neúplnosti bainitické transformace. Tento závěr byl podpořen výsledky rentgenové difrakce provedenými pro určení podílu zbytkového austenitu ve struktuře, který nebyl v případě izotermicky zpracovaných vzorků za teplot 485, 470 a 450°C vůbec detekován. Snížení teploty izotermického zpracování vedlo k situaci, kdy část útvarů zbytkového austenitu vykazovala zvýšený obsah křemíku, část naopak nižší obsah křemíku. Tyto výsledky nasvědčovaly faktu, že část netransformovaného austenitu zůstala ve struktuře zachována až do závěrečné fáze zakalení na pokojovou teplotu, část s velkou pravděpodobností podlehl částečnému rozpadu za současné precipitaci karbidických útvarů.

Na základě odlišného vývoje mikrostruktur pozorovaných u austemperovaných ocelí 42SiCr a 42SiMn bylo možno konstatovat, že pro uplatnění principu neúplnosti bainitické transformace byl s velkou pravděpodobností důležitý nejen dostatečný obsah křemíku, avšak rovněž chrómu, jehož absence se u oceli 42SiMn projevila nezanedbatelnou nestabilitou netransformovaného austenitu ve fázi výdrže na teplotě izotermického zpracování. Přestože nebyly nalezeny přímé důkazy, bylo předpokládáno, že přísada chrómu u oceli 42SiCr mohla být příčinou snížené difuzní schopnosti křemíku, který tak nemohl být v dostatečné míře vytěsňen z útvarů netransformovaného austenitu, čímž byla zajištěna jeho dostatečná stabilita a mohlo tedy dojít k uplatnění principu neúplnosti bainitické transformace.

Výsledky statické zkoušky tahem poukázaly na fakt, že metodou austemperingu bylo možno dosáhnout pro praktické nasazení zajímavých a využitelných kombinací napěťových a deformačních vlastností zkoumaných ocelí. Tyto vlastnosti byly do značné míry závislé na strukturním složení. V případě konvenční oceli 42CrMo4, u které byly pozorovány struktury tvořené bainitickým feritem a karbidickými precipitáty byla nejvyšší hodnota meze pevnosti  $R_m = 1619 \pm 14$  MPa a meze kluzu  $R_e = 1351 \pm 14$  MPa při celkové tažnosti  $A_{5mm} = 15 \pm 2$  % naměřena v případě vzorků austemperovaných za teploty 340°C po dobu 2000s. Vyšší teploty austemperingu vedly k postupnému snižování hodnot meze pevnosti a kluzu a mírnému nárůstu celkové tažnosti  $A_{5mm}$ , přičemž nejnižší hodnoty  $R_m = 1044 \pm 16$  MPa a  $R_e = 638 \pm 12$  MPa při celkové tažnosti  $A_{5mm} = 18 \pm 1$  % byly naměřeny v případě vzorků austemperovaných za teploty 485°C.

V případě oceli 42SiMn byla nejvyšší hodnota meze pevnosti  $R_m = 1313 \pm 18$  MPa, meze kluzu  $R_e = 1030 \pm 13$  MPa při celkové tažnosti  $A_{5mm}$  dosahující hodnoty  $14 \pm 1$  % naměřena u vzorků izotermicky zpracovaných za teploty 340°C, u kterých byla pozorována mikrostruktura tvořená bainitickým feritem, stabilním a nestabilním zbytkovým austenitem, který vykazoval znaky rozpadu za současné precipitace karbidických částic. Vyšší teploty izotermického zpracování byly příčinou postupného snížení meze pevnosti, meze kluzu při nárůstu celkové

tažnosti, přičemž nejnižší hodnoty  $R_m = 907 \pm 16$  MPa,  $R_e = 642 \pm 21$  MPa při celkové tažnosti  $A_{5mm} = 22\%$  byly naměřeny u vzorků izotermicky zpracovaných za teploty  $485^\circ\text{C}$ , kterým odpovídala struktura tvořená z převážné části bainitickým feritem a karbidickými precipitáty resp. nestabilním zbytkovým austenitem.

U oceli 42SiCr, u níž došlo v průběhu izotermického zpracování k částečnému uplatnění principu neúplnosti bainitické transformace byly hodnoty mechanických vlastností do značné míry závislé na podílu martenzitu ve struktuře. Tento podíl z obecného pohledu vrůstal se vzrůstající teplotou izotermického zpracování. Z tohoto důvodu bylo nejvyšších hodnot  $R_m = 2073 \pm 36$  MPa,  $R_e = 1542 \pm 21$  MPa při celkové tažnosti  $A_{5mm} = 10\%$  naměřeno v případě vzorků austemperovaných za teploty  $485^\circ\text{C}$ . Snížení teploty austemperingu vedlo ke snížení podílu martenzitu ve struktuře a současně ke změně jeho morfologie, a to v důsledku jeho obohacení uhlíkem. Z tohoto důvodu byl na rozdíl od výše diskutovaných ocelí pozorován pokles hodnot  $R_m$ ,  $R_e$  a  $A_{5mm}$  s klesající teplotou izotermického zpracování, který byl přisouzen deformační povaze pozorovaného deskového martenzitu. Dále bylo možno konstatovat, že snížení podílu martenzitu a naopak navýšení podílu bainitu ve struktuře vzorků izotermicky zpracovaných, a to zejména za teplot  $380$  a  $340^\circ\text{C}$  vedlo k postupnému zvýšení hodnot meze pevnosti na  $R_m = 1363 \pm 18$  MPa resp.  $R_m = 1542 \pm 14$  MPa, meze kluzu na  $R_e = 1053 \pm 16$  MPa resp.  $R_e = 1197 \pm 12$  MPa při celkové tažnosti  $A_{5mm} = 26 \pm 1$  resp.  $21 \pm 2\%$ .

Lomové plochy austemperovaných vzorků z oceli 42CrMo4 vykazovaly bez ohledu na teplotu izotermického zpracování charakteristické znaky tvárného porušení bez přítomnosti známek křehkého porušení. V případě austemperovaných vzorků z oceli 42SiMn byly pozorovány lomy smíšeného charakteru. Vedle znaků tvárného porušení vyvolanému s velkou pravděpodobností porušením bainitické složky, bylo možno pozorovat charakteristické rysy křehkého porušení, které vzniklo s velkou pravděpodobností porušením martenzitické složky nebo karbidických precipitátů. Přestože podíl křehkého lomu narůstal s klesající teplotou izotermického zpracování, nevykazovaly křivky tahových diagramů znaky křehkého porušení doprovázeného minimální hodnotou plastického přetvoření. Tento fakt vedl k závěru, že ke vzniku křehkého porušení došlo s velkou pravděpodobností během zatěžování zkušebních vzorků v důsledku dekompozice zbytkového austenitu v deformačně indukovaný martenzit nebo v důsledku křehkého porušení rozměrnějších karbidických útvarů, které vznikly destabilizací netransformovaného austenitu ve fázi austemperingu. V případě austemperovaných vzorků z oceli 42SiCr byla morfologie lomových ploch závislá na teplotě izotermického zpracování. V případě vzorků izotermicky zpracovaných za teplot  $485$ ,  $470$  a  $450^\circ\text{C}$  vykazovaly lomové plochy smíšený charakter. Tvárné porušení bylo pravděpodobně způsobeno porušením bainitické složky, křehká složka lomu vznikla pravděpodobně v důsledku křehkého porušení přítomného nepopuštěného martenzitu. Protože u uvedených vzorků převládal podíl tohoto martenzitu, odpovídaly tomuto strukturnímu složení rovněž tahové křivky, které vykazovaly charakteristické znaky křehkého porušení bez výrazné plastické deformace. Zvýšení podílu bainitu ve struktuře vlivem snížení teplot izotermického zpracování na  $420$ ,  $380$  a  $340^\circ\text{C}$  vedlo u lomových ploch ke zvýšení podílu tvárného lomu. Tento fakt byl v dobré shodě s pozorovanými tvary tahových křivek, avšak na straně druhé poukázal na odlišný způsob porušení, které bylo pozorováno u vzorků z oceli 42SiMn austemperovaných za stejných teplot. Typickým rysem vzorků z oceli 42SiCr austemperovaných při teplotách  $420$ ,  $380$  a  $340^\circ\text{C}$  byl výskyt četného množství trhlin, které se u oceli 42SiMn vyskytovaly v převážné míře u křehkého lomu. Z tohoto důvodu bylo

možno předpokládat, že vznik uvedených trhlin v případě oceli 42SiCr měl souvislost s dekohezí ostrůvkovitých útvarů zbytkového austenitu resp. M-A složky.

V závěrečné fázi experimentu byl na základě dosažených výsledků s přihlédnutím k nezanedbatelné odlišnosti mezi experimentálně zjištěnými daty a teoretickými kalkulacemi zohledňujícími princip neúplnosti bainitické transformace vytvořen vlastní model zohledňující vývoj mikrostruktury při izotermickém zpracování v oblasti bainitické transformace. Tento model byl založen na představě o difuzní podstatě vzniku a růstu bainitu ve struktuře, které nasvědčovala provedená měření a experimentální pozorování. Pro zkoumané experimentální oceli 42SiCr a 42SiMn s průměrným obsahem uhlíku 0,43% byla vypočtena teoretická závislost obsahu uhlíku na podílu bainitu ve struktuře. Vypočtené hodnoty byly se zjednodušujícími kritérii zanedbatelné difuze přísadových prvků použity pro výpočet charakteristické teploty  $T_{Bs}$ .

Teplota  $T_{Bs}$  byla označena jako teplota, kdy chemické složení netransformovaného austenitu dosáhlo hodnoty, které odpovídala teplota izotermického rozpadu na bainit shodná s konkrétní teplotou austemperingu. Výše teploty byla pro definovaná chemická složení netransformovaného austenitu odpovídajícímu konkrétnímu podílu bainitu ve struktuře vypočtena na základě kalkulací provedených pomocí materiálově-technologického softwaru JMatPro.

Na základě provedených výpočtů teploty  $T_{Bs}$  v závislosti na podílu bainitu ve struktuře resp. obsahu uhlíku v netransformovaném austenitu bylo možno konstatovat, že v případě oceli 42SiCr došlo u navrhovaného modelu k výraznému zvýšení maximálního množství uhlíku v netransformovaném austenitu, které pro teplotu austemperingu blízkou se teplotě  $M_s = 300^\circ\text{C}$  dosahovalo hodnoty přibližně 1,9% hmotnostních. Tato hodnota byla přibližně o 0,95% hmotnostních vyšší než v případě modelu T<sub>0</sub> diskutovaného výše, který byl založen na bez-difuzní podstatě vzniku a růstu bainitu při izotermickém zpracování. Výpočty navrhovaného modelu byly v dobré shodě s experimentálními pozorováními mikrostruktur. Pro ověření platnosti provedených kalkulací bylo použito metody rentgenové difrakční analýzy, na jejímž základě byl stanoven obsah uhlíku ve zbytkovém austenitu, který byl odvozen z experimentálně naměřených mřížkových parametrů. Z výsledků experimentu vyplynulo, že při teplotách izotermického zpracování 450°C a nižších byl navrhovaný model v dobré shodě s experimentálně určenými daty. V případě izotermického zpracování při teplotách 485 a 470°C byla pozorována nezanedbatelná odchylka, jejíž pravděpodobnou příčinou, která byla rovněž diskutována řadou publikací, bylo dosažení stavu blízkého se metastabilní rovnováze dané křivkou  $A_{e3}$  metastabilního diagramu Fe – Fe<sub>3</sub>C reflektující chemické složení oceli 42SiCr. Tento závěr naznačoval, že bainitická transformace při izotermickém způsobu zpracování probíhala mechanismem difuzním, přičemž koncentrace uhlíku ve zbytkovém austenitu dosáhla koncentrace blízké se metastabilní rovnováze resp. koncentrace dané modelem PLE/NPLE.

V případě oceli 42SiMn byly obdobně jako tomu bylo u oceli 42SiCr provedeny kalkulace teploty  $T_{Bs}$ , u kterých však nutně muselo dojít k odchylce z důvodu pravděpodobné nízké stability netransformovaného austenitu diskutované výše v případě izotermických postupů zpracování za teplot 485, 470 a 450°C. S přihlédnutím k výše uvedenému bylo možno usuzovat, že u těchto postupů dosáhla koncentrace uhlíku hodnot blízkých se stavu metastabilní rovnováhy, která byla společně s vyšší difuzní schopností křemíku vyvolanou s velkou pravděpodobností absencí přísady chrómu příčinou uvedené nižší stability netransformovaného austenitu. Odlišná situace byla předpokládána v případě kalkulací teploty  $T_{Bs}$  u postupů izotermického zpracování, které byly prováděny za teplot 420, 380 a

340°C, u kterých byla detekována přítomnost zbytkového austenitu ve struktuře, čímž byla splněna základní podmínka řešení navrhovaného modelu. Z obecného pohledu bylo možno konstatovat, že hodnoty teploty  $T_{Bs}$  byly oproti oceli 42SiCr posunuty směrem k vyšším teplotám, a to z důvodu velmi nízkého obsahu chrómu. Maximální teoretický obsah uhlíku v netransformovaném austenitu byl stanoven na 1,95% hmotnostních při teplotě izotermického zpracování blízké se teplotě 315°C. Ověření platnosti navrhovaného modelu bylo provedeno na základě experimentálního měření mřížkových parametrů zbytkového austenitu pomocí difrakční fázové analýzy, ze kterých byl následně stanoven obsah uhlíku ve zbytkovém austenitu. Vypočtené obsahy uhlíku pro konkrétní teploty zpracování 420, 380 a 340°C byly porovnány s příslušnými hodnotami určenými na základě kalkulací navrhovaného modelu. Srovnání poukázalo na dobrou shodu, která naznačovala, že přístup použitý pro navrhovaný model by mohl být použit pro řešení problematiky neúplnosti bainitické transformace při izotermickém zpracování.

Přestože výsledky experimentálního programu podaly řadu informací o vývoji mikrostruktury, přerozdělení uhlíku, deformačním a lomovém chování austemperovaných ocelí, vlivu křemíku a chrómu na průběh bainitické transformace při izotermickém zpracování, je nutno provést řadu doplňujících experimentů a výpočtů, na jejichž základě by byla zohledněna všechna kritéria, která ovlivňují průběh bainitické transformace při izotermickém zpracování a jsou zodpovědná za výsledné vlastnosti austemperovaných ocelí.



## 8 Závěr

V rámci disertační práce byla řešena problematika austemperingu a jeho možného přínosu pro výrobu vysoko-pevných ocelových automobilových dílů z nízkolegovaných ocelí se středním obsahem uhlíku. V práci byl zkoumán princip neúplnosti bainitické transformace při izotermickém zpracování s ohledem na obsah křemíku a chrómu.

Z obecného pohledu bylo možno konstatovat, že přísada křemíku byla příčinou výrazných změn spojených s fázovou transformací austenitu na bainit. Tyto změny se projevovaly zejména odlišným vývojem mikrostruktury, která byla v případě oceli 42SiCr tvořena bainitickým feritem, martenzitem, zbytkovým austenitem resp. M-A složkou, zatímco u konvenční oceli 42CrMo4 s nízkým obsahem křemíku byla mikrostruktura tvořena směsí bainitického feritu a karbidických precipitátů.

Přísada křemíku u oceli 42SiCr byla příčinou zastavení bainitické transformace před dosažením termodynamické rovnováhy. K tomuto jevu došlo v důsledku obohacení netransformovaného austenitu uhlíkem, u kterého nemohlo v důsledku přítomného křemíku dojít k precipitačním pochodům a jeho následné destabilizaci.

Při stejném obsahu křemíku 2% hmotnostních byl u experimentálních oceli 42SiCr (1,33% Cr) a 42SiMn (0,008% Cr) pozorován odlišný vývoj mikrostruktury způsobený rozdílným obsahem chrómu. Nízký obsah chrómu u oceli 42SiMn vedl v závislosti na teplotě izotermického zpracování k převážné nebo částečné destabilizaci netransformovaného austenitu již během fáze austemperingu, která byla příčinou vytvoření vysokého podílu bainitu ve struktuře. Tento jev byl s velkou pravděpodobností způsoben zvýšenou difúzní schopností křemíku inicializovanou nízkým obsahem chrómu u oceli 42SiMn.

Kinetika bainitické transformace byla silně závislá na konkrétním chemickém složení resp. obsahu Si a Cr. Přísada křemíku při zachování 1,33% hmotnostních chrómu byla příčinou posunu transformace směrem k delším reakčním časům. Snížení obsahu chrómu na minimální hodnotu vedlo při vysokém obsahu křemíku 2% hmotnostních k urychlení bainitické transformace.

Na základě výsledků EDS chemických analýz bylo možno konstatovat, že v průběhu izotermického zpracování došlo u zkoumaných oceli 42SiCr, 42SiMn k segregaci manganu resp. chrómu v okolí fázového rozhraní mezi předpokládaným zbytkovým austenitem a bainitickým feritem.

Pevnostní vlastnosti bainitických struktur byly silně závislé na teplotě jejich vzniku, přítomnosti karbidických precipitátů, zbytkového austenitu, martenzitu resp. M-A složky. S klesající teplotou izotermického zpracování obecně mez kluzu  $R_e$  a meze pevnosti  $R_m$  vzrůstala.

Přítomnost zbytkového austenitu ve struktuře izotermicky zpracovaných vzorků s převážným podílem bainitu ve struktuře působila příznivě na zlepšení deformačních vlastností. S přihlédnutím k výsledkům provedených experimentů bylo možno konstatovat, že výsledný benefit přítomnosti zbytkového austenitu ve struktuře byl způsoben pravděpodobně kombinací jeho množství a dále pak jeho stability.

Výskyt martenzitu ve strukturách bainitického typu v důsledku fenoménu nekompletnosti bainitické transformace bylo možno považovat za nepříznivý, a to zejména s ohledem na křehko-lomové deformační chování směsných martenziticko – bainitických struktur.

Porovnání výsledků experimentálního hodnocení mikrostruktur s výsledky kalkulací obecně uznávané teorie nekompletnosti bainitické transformace T'O založené na smykové podstatě vzniku a růstu bainitu ve struktuře při izotermickém zpracování poukázalo na fakt, že tuto teorii nebylo možno považovat za obecně platnou. Z výsledků provedených experimentů vyplynulo, že ke vzniku a růstu bainitu ve zkoumaných ocelích 42SiCr, 42SiMn a 42CrMo4 došlo s velkou pravděpodobností mechanismem difuzním.

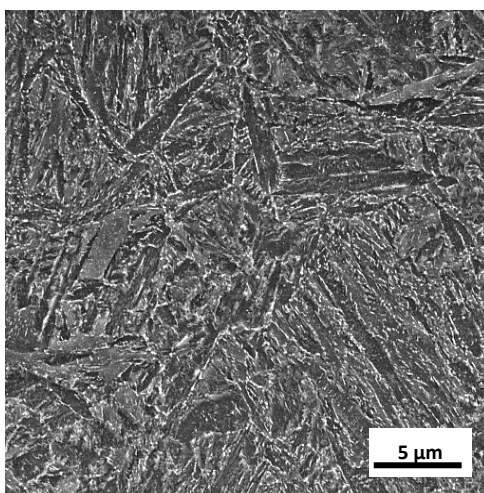
Předpokládaná difuzní povaha vzniku a růstu bainitu ve struktuře byla použita pro návrh vlastního základního modelu popisujícího transformaci austenitu na bainit. Tento základní model byl ověřován na základě využití difrakční fázové analýzy způsobem, který byl použit a přijat řadou experimentálních prací zabývajících se řešenou problematikou. Z výsledků provedených experimentů vyplynulo, že navrhovaný základní model byl v dobré shodě s experimentálními daty. Přes tento fakt, by bylo nutno dále provést četné množství výzkumných prací, které by správnost učiněných závěrů potvrdily či vyvrátily.

## 9 Přílohy

### 9.1 Struktura a mechanické vlastnosti vstupních materiálů

#### 9.1.1 Ocel 42CrMo4

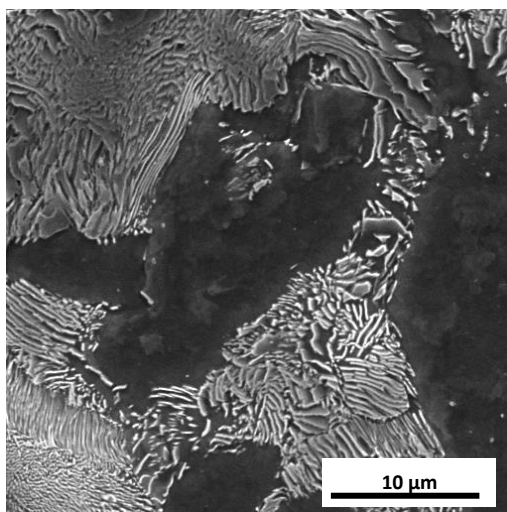
Experimentální ocel 42CrMo4 byla dodána ve formě za tepla válcovaných zušlechtěných tyčí průměru 20 mm. Mikrostruktura oceli byla tvořena popuštěným martenzitem. Vzorky z dodaných polotovarů dosahovaly hodnot  $UTS = 1080 \text{ MPa}$ ,  $YS = 980 \text{ MPa}$  při tažnosti  $TE_{5mm} = 15\%$ .



Obr. 144 Mikrostruktura oceli 42MoCr4 – vstupní stav – popuštěný martenzit

#### 9.1.2 Ocel 42SiCr

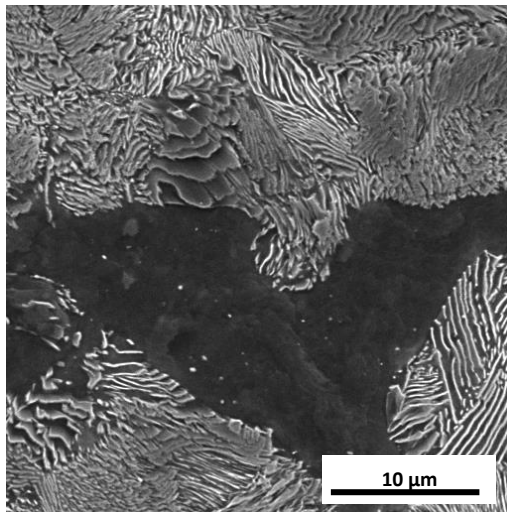
Experimentální ocel 42SiCr byla dodána ve formě ingotu o hmotnosti 60 Kg. Mikrostruktura oceli byla tvořena feritem a perlitem. Mez pevnosti oceli dosahovala hodnoty  $R_m = 920 \text{ MPa}$  při celkové tažnosti  $A_{5mm} = 32 \%$ .



Obr. 145 Mikrostruktura oceli 42SiCr – vstupní stav – ferit - perlit

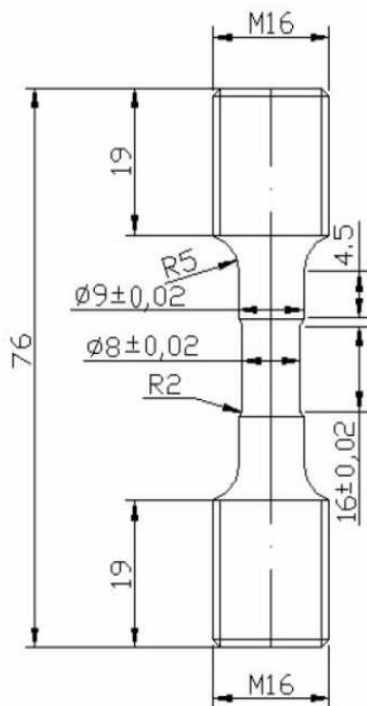
### 9.1.3 Ocel 42SiMn

Ocel 42SiMn byla dodána obdobně jako tomu bylo v případě oceli 42SiCr ve formě ingotu o hmotnosti 60 Kg. Mikrostruktura oceli byla tvořena feritem a perlitem. Mez pevnosti oceli dosahovala hodnoty  $R_m = 840 \text{ MPa}$  při celkové tažnosti  $A_{5\text{mm}} = 36 \%$ .

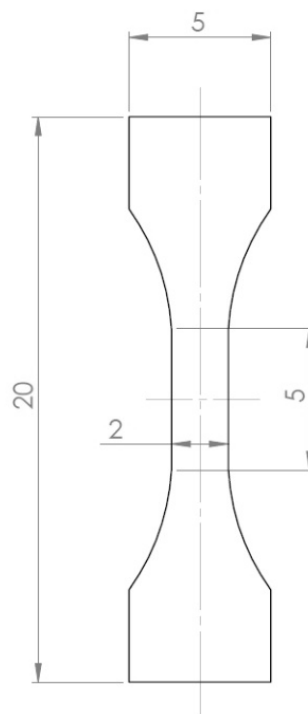


Obr. 146 Mikrostruktura oceli 42SiMn – vstupní stav – ferit - perlit

### 9.2 Tvar a rozměry zkušebních vzorků



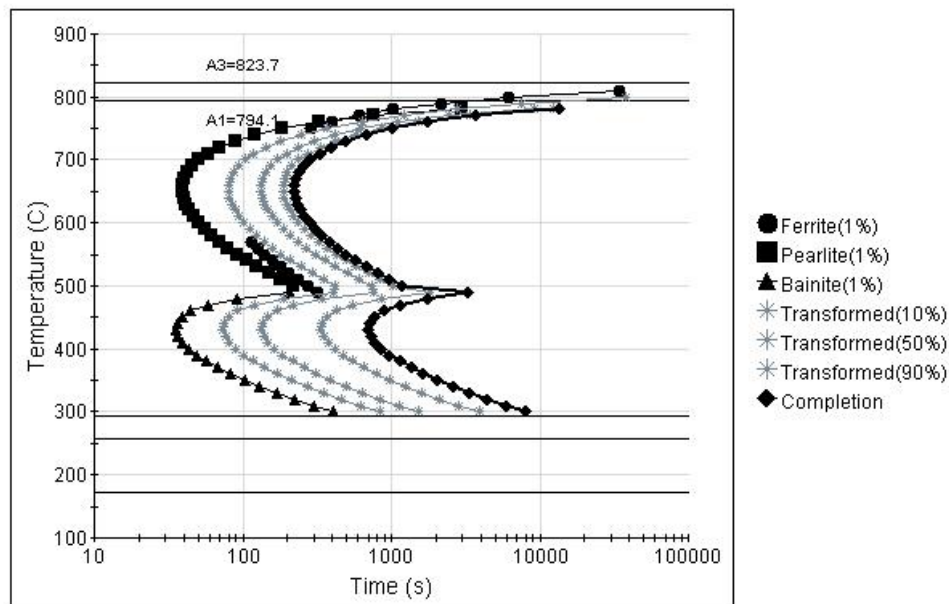
Obr. 147 Tvar zkušebního vzorku použitého pro tepelné zpracování na termo-mechanickém simulátoru



Obr. 148 Tvar zkušebního vzorku pro statickou zkoušku tahem

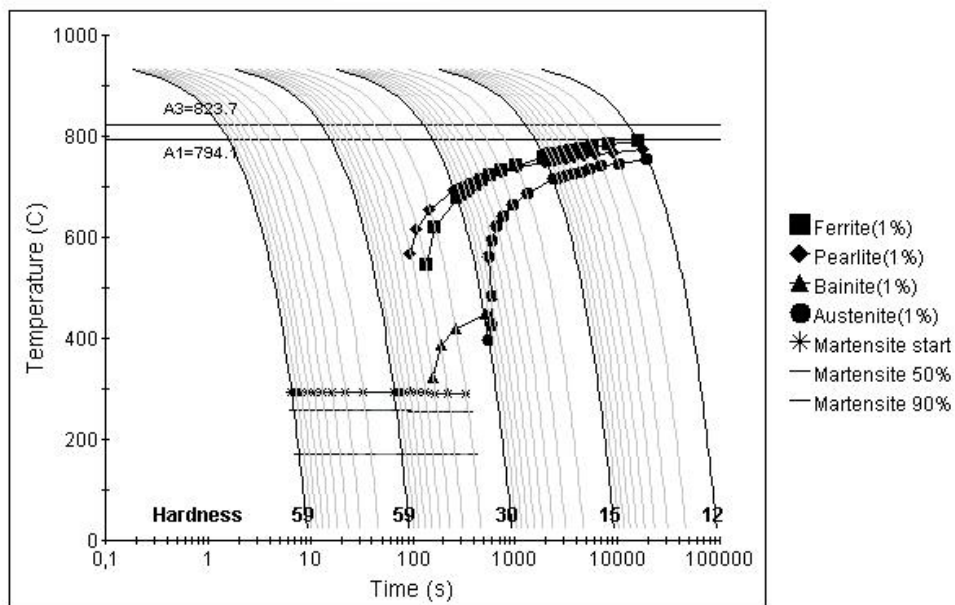
### 9.3 IRA, ARA a austenitizační diagramy použitých experimentálních ocelí

#### 9.3.1 Ocel 42SiCr



Austenitisation temperature (C) : 950.0  
Grain size : 6.0 ASTM

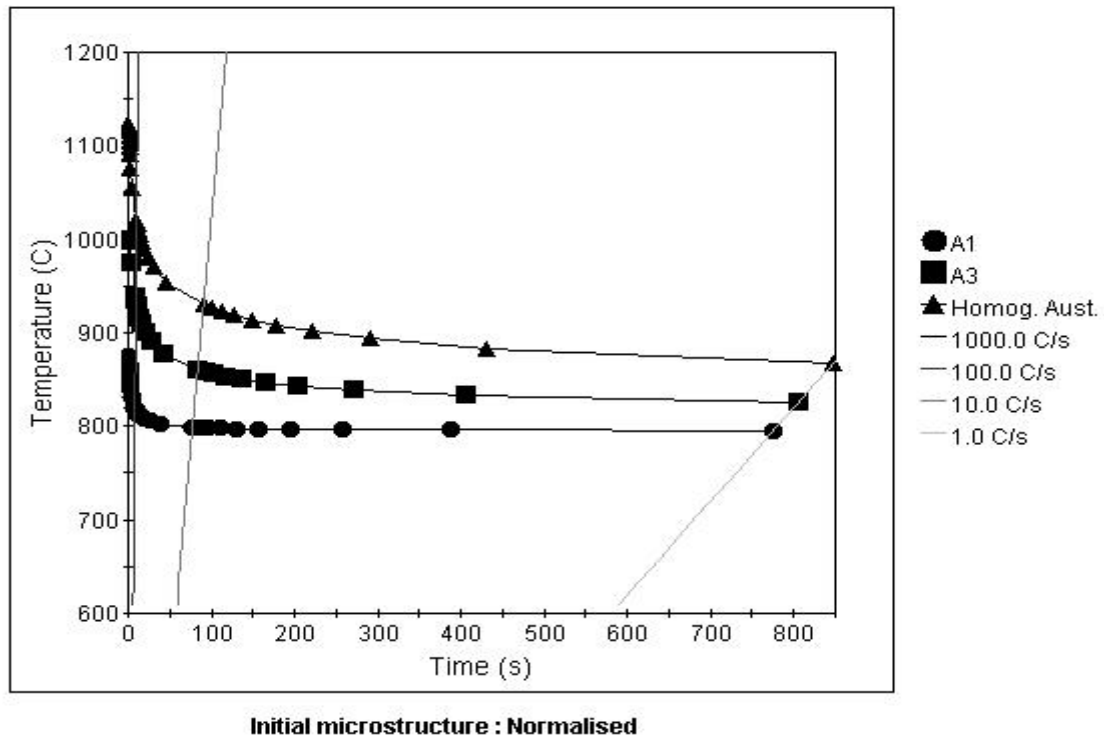
Obr. 149 IRA diagram oceli 42SiCr



Austenitisation temperature (C) : 950.0  
Grain size : 6.0 ASTM

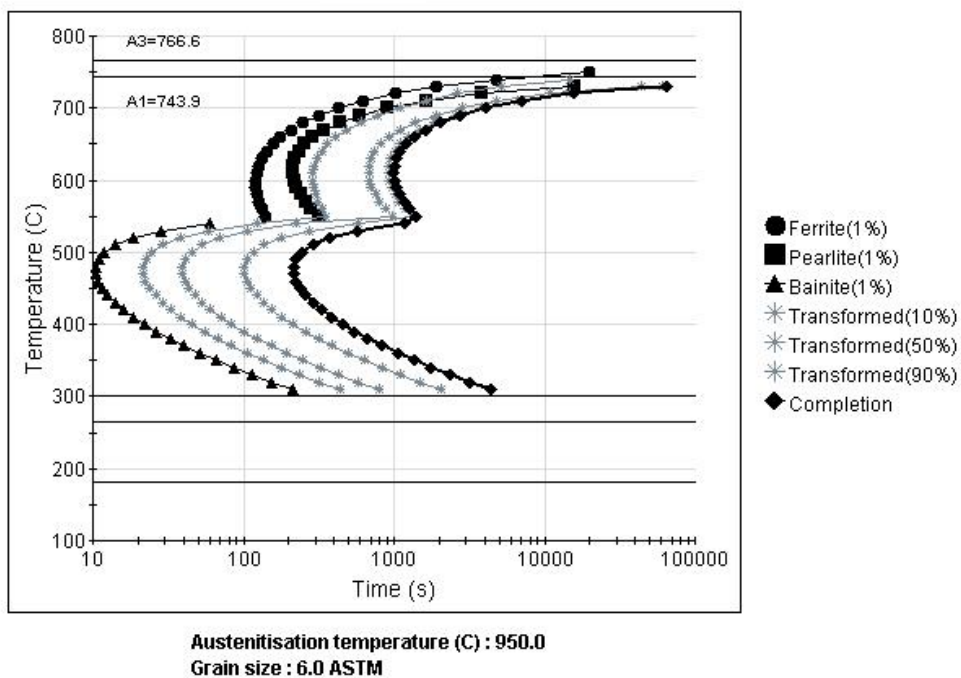
Obr. 150 ARA diagram oceli 42SiCr



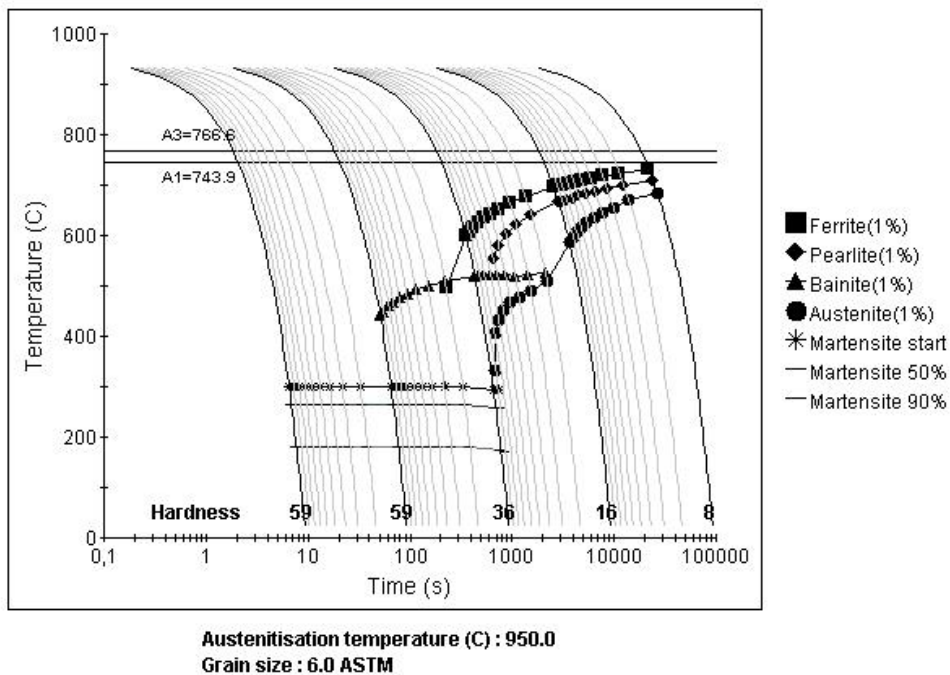


Obr. 151 TTA diagram oceli 42SiCr

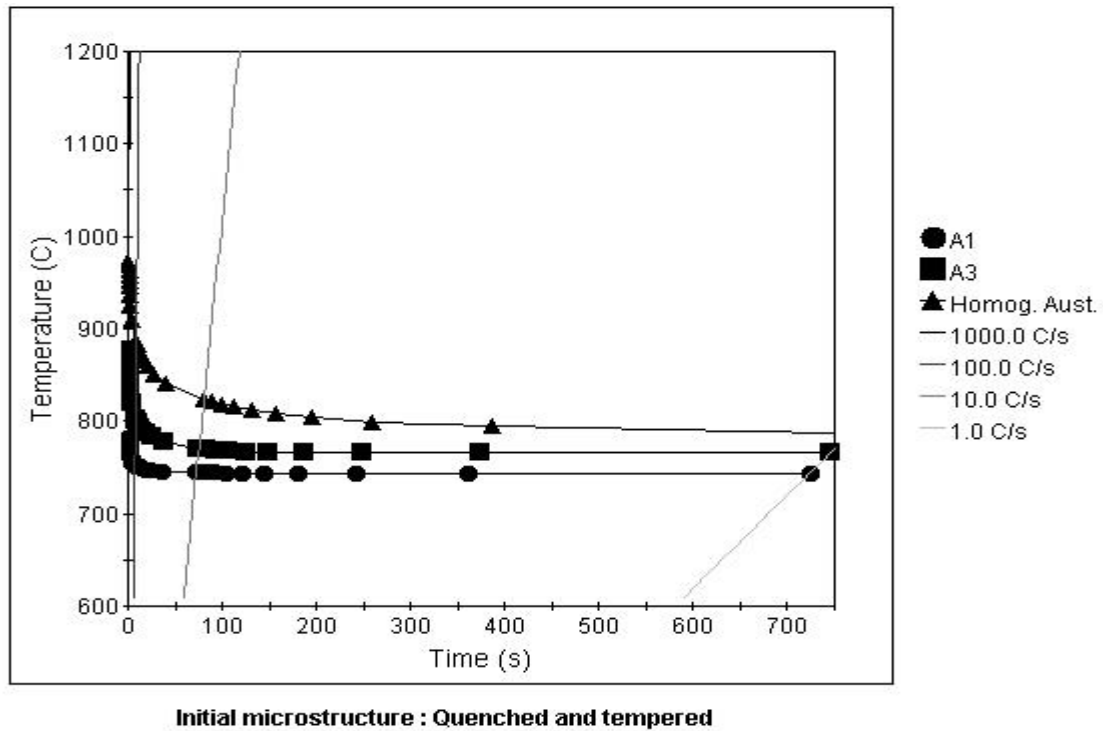
### 9.3.2 Ocel 42CrMo4



Obr. 152 IRA diagram oceli 42CrMo4

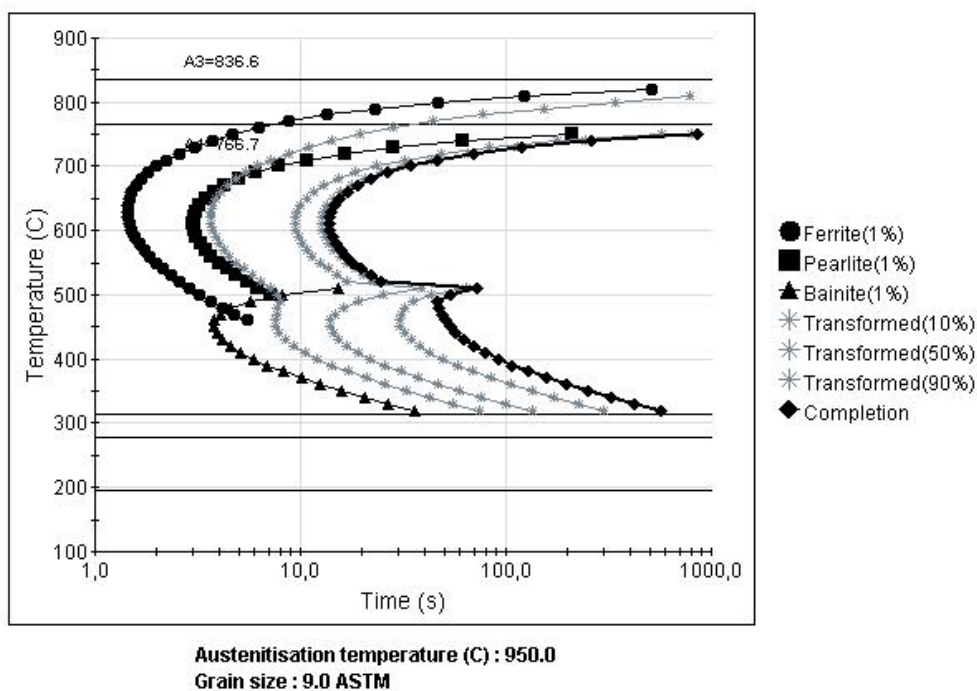


Obr. 153 ARA diagram oceli 42CrMo4

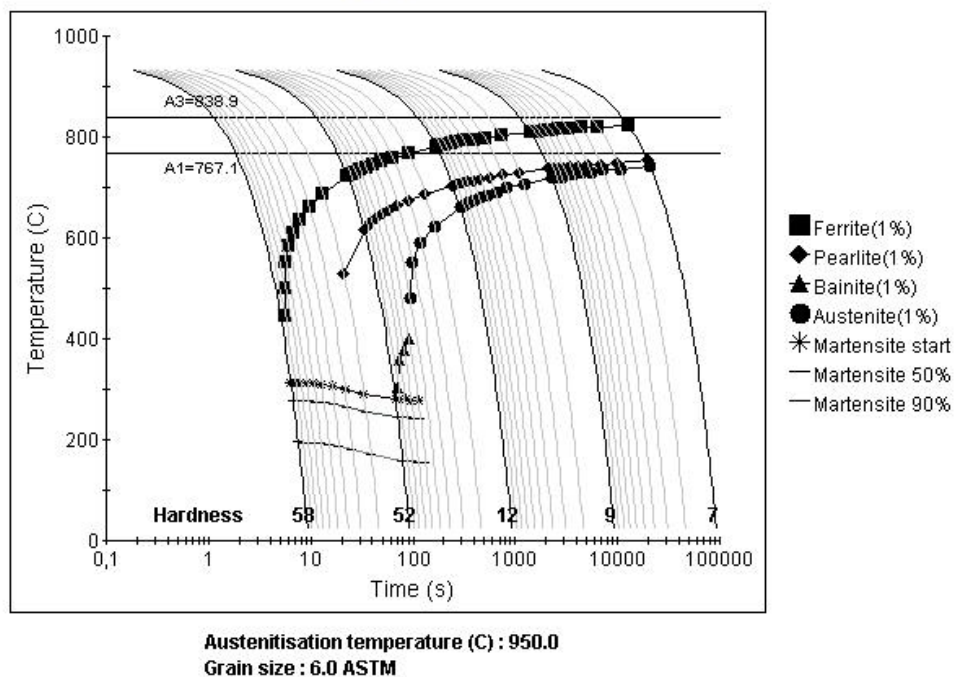


Obr. 154 TTA diagram oceli 42CrMo4

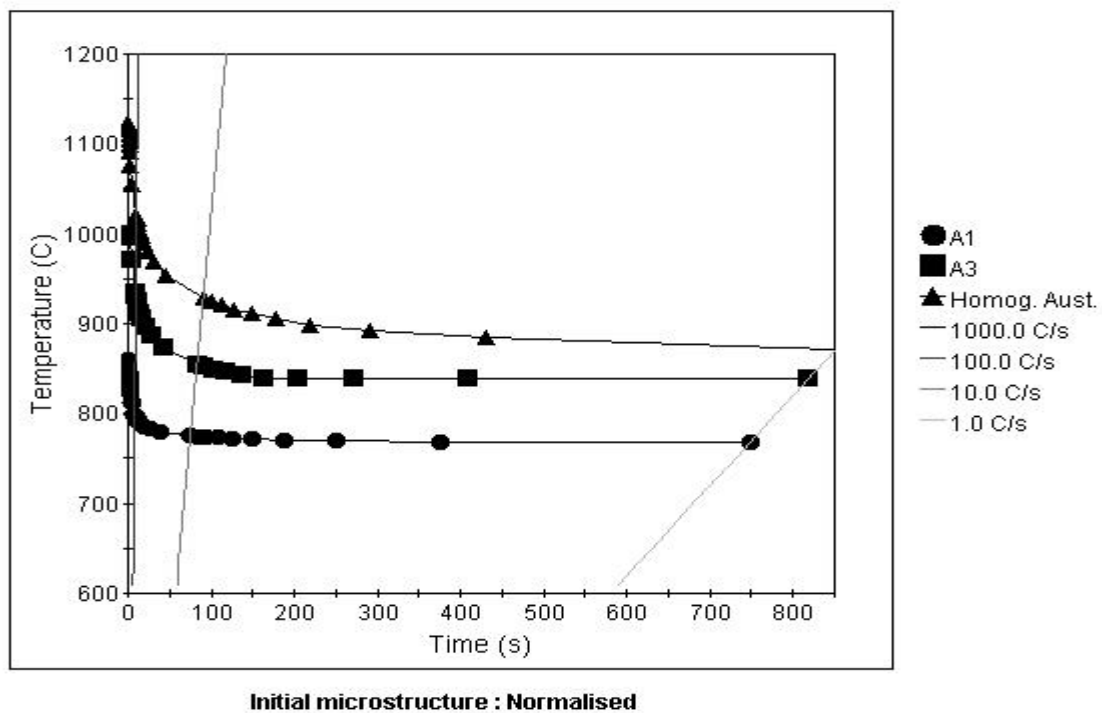
### 9.3.3 Ocel H6



Obr. 155 IRA diagram oceli 42SiMn



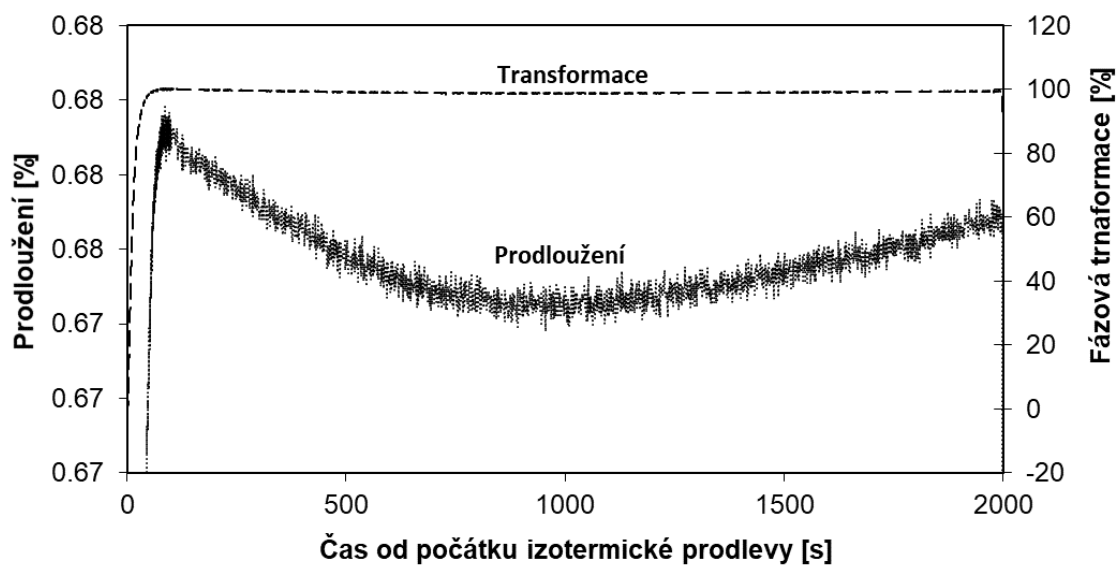
Obr. 156 ARA diagram oceli 42SiMn



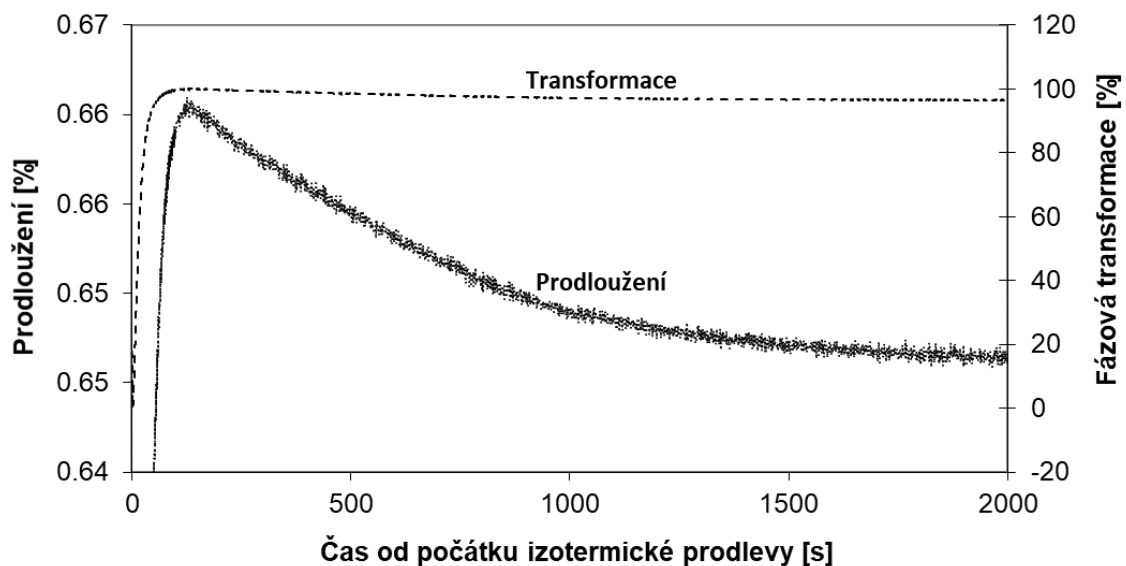
Obr. 157 TTA diagram oceli 42SiMn



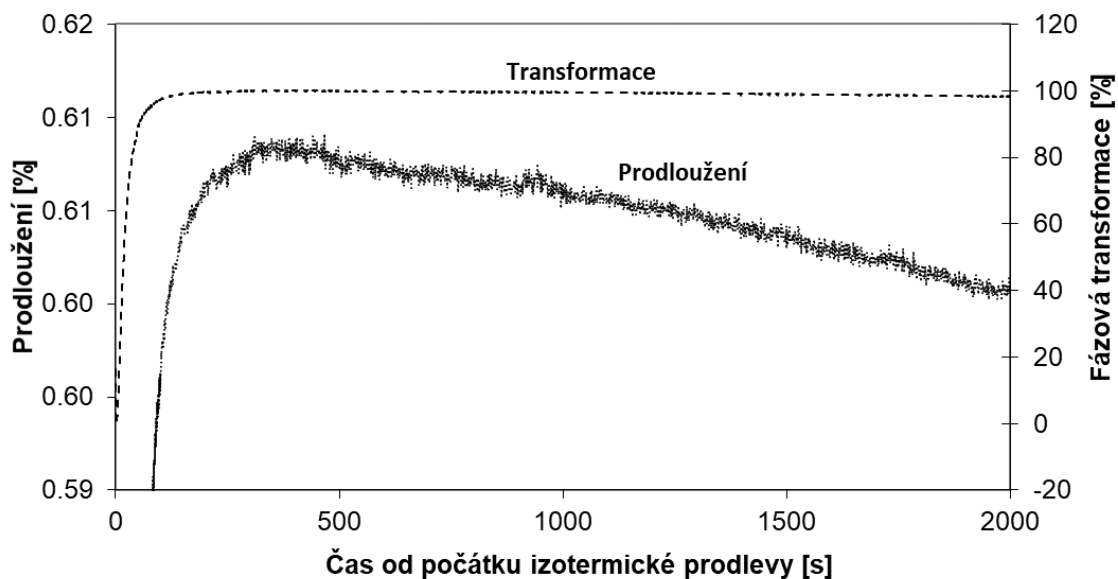
## 9.4 Dilatometrické analýzy – ocel 42SiMn



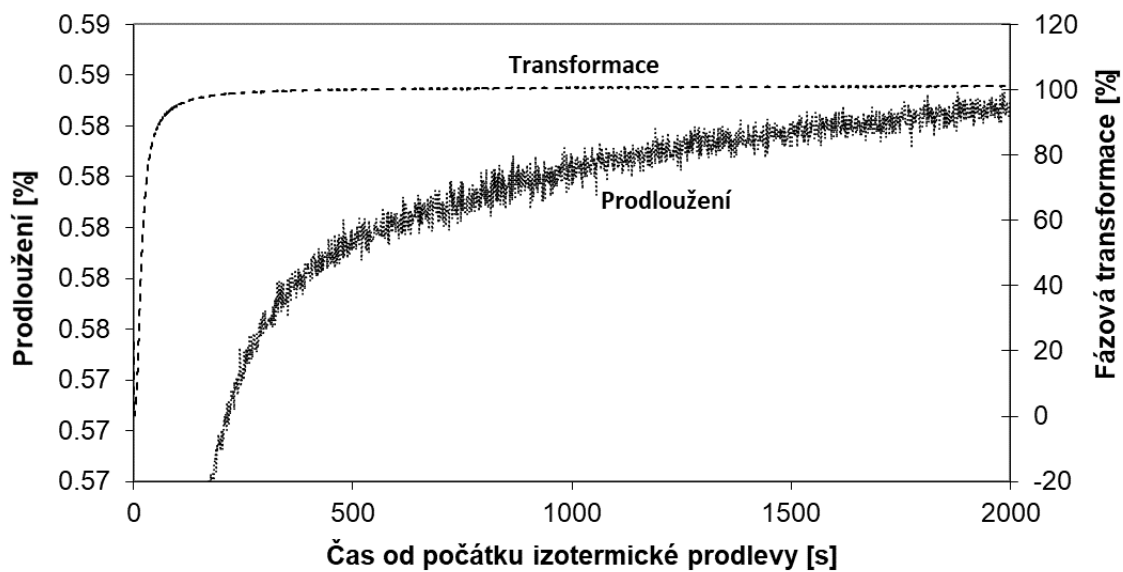
Obr. 158 Detailní průběh délkových změn při izotermickém zpracování austemperovaného vzorku AT 470°C/2000s – ocel 42SiMn



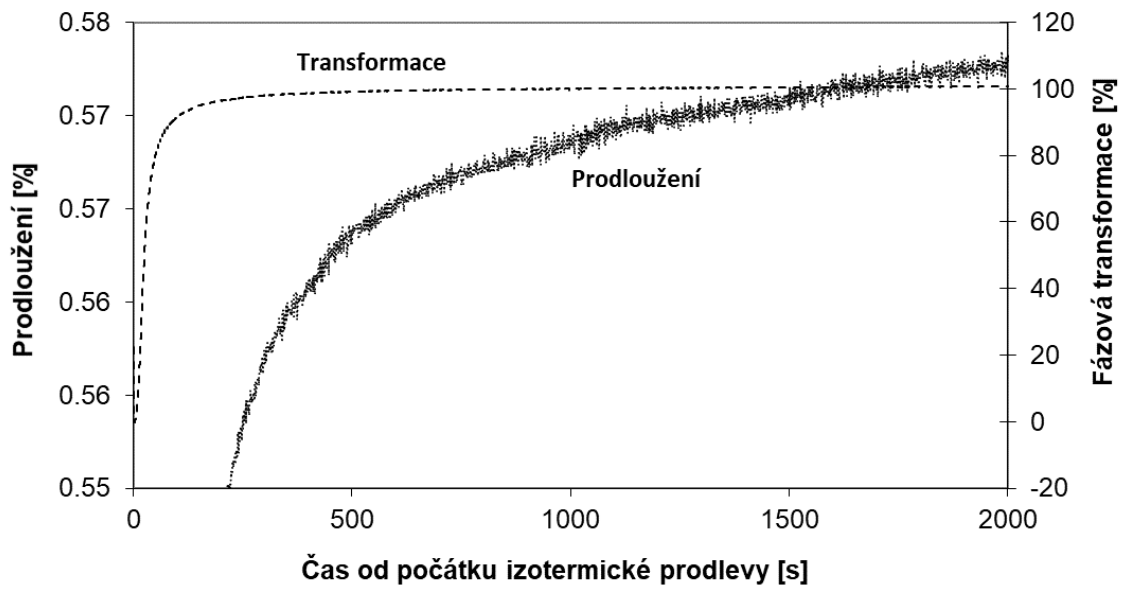
Obr. 159 Detailní průběh délkových změn při izotermickém zpracování austemperovaného vzorku AT 450°C/2000s – ocel 42SiMn



Obr. 160 Detailní průběh délkových změn při izotermickém zpracování austemperovaného vzorku AT 420°C/2000s – ocel 42SiMn

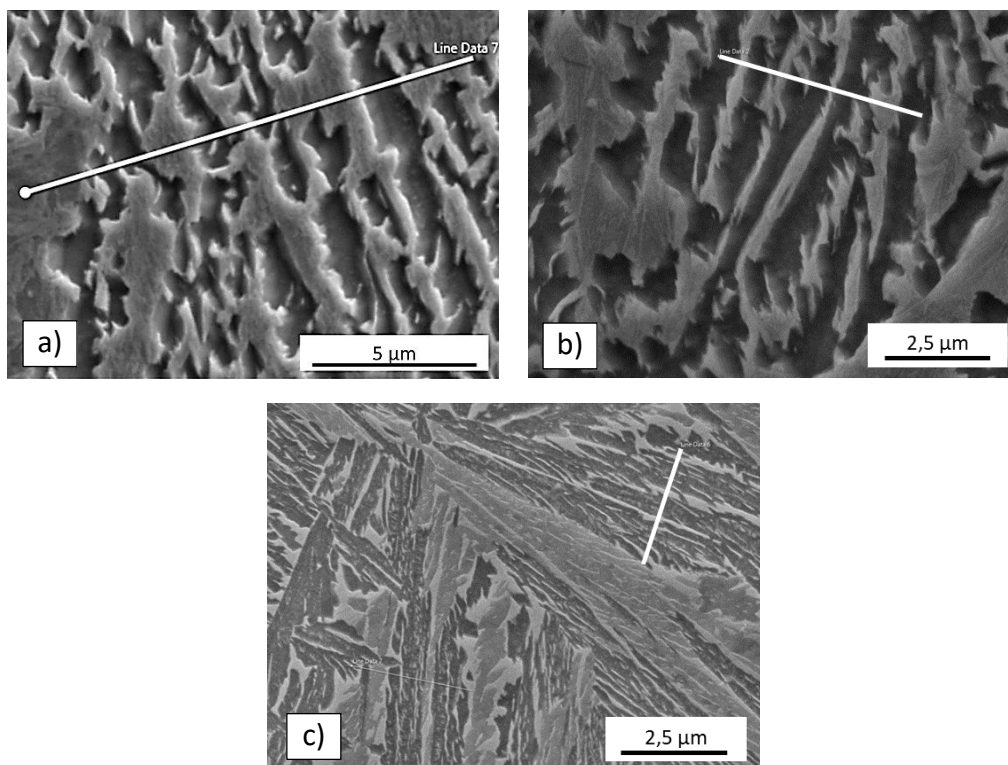


Obr. 161 Detailní průběh délkových změn při izotermickém zpracování austemperovaného vzorku AT 380°C/2000s – ocel 42SiMn

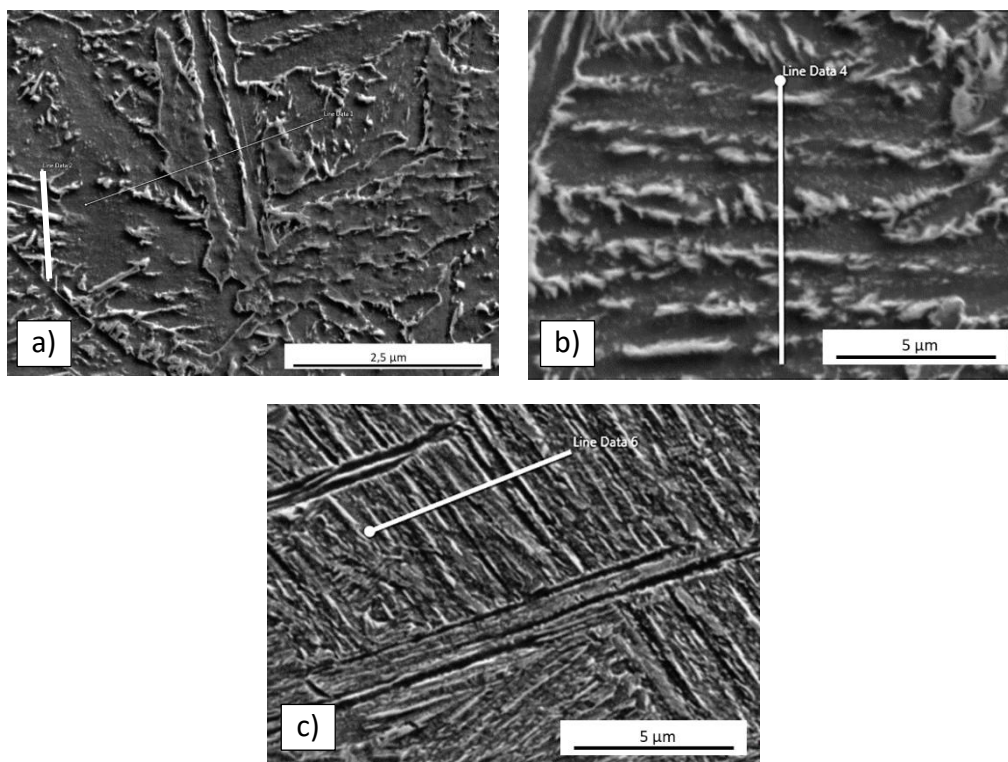


Obr. 162 Detailní průběh délkových změn při izotermickém zpracování austemperovaného vzorku AT 340°C/2000s – ocel 42SiMn

## 9.5 EDS chemické analýzy

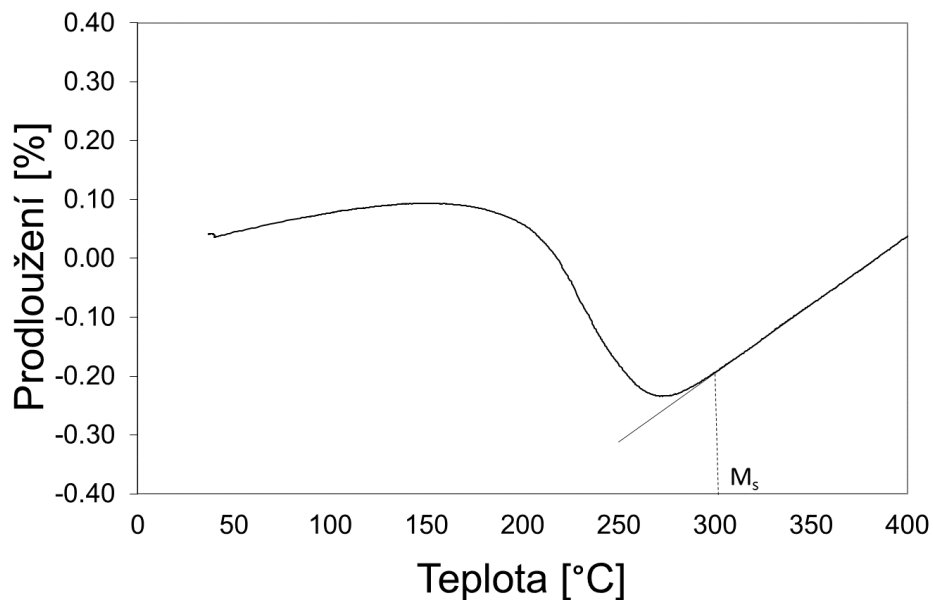


Obr. 163 EDS liniové analýzy chemického složení – ocel 42SiCr  
a) režim AT 485°C/2000s, b) režim 420 °C/2000s, c) režim 340°C/2000s

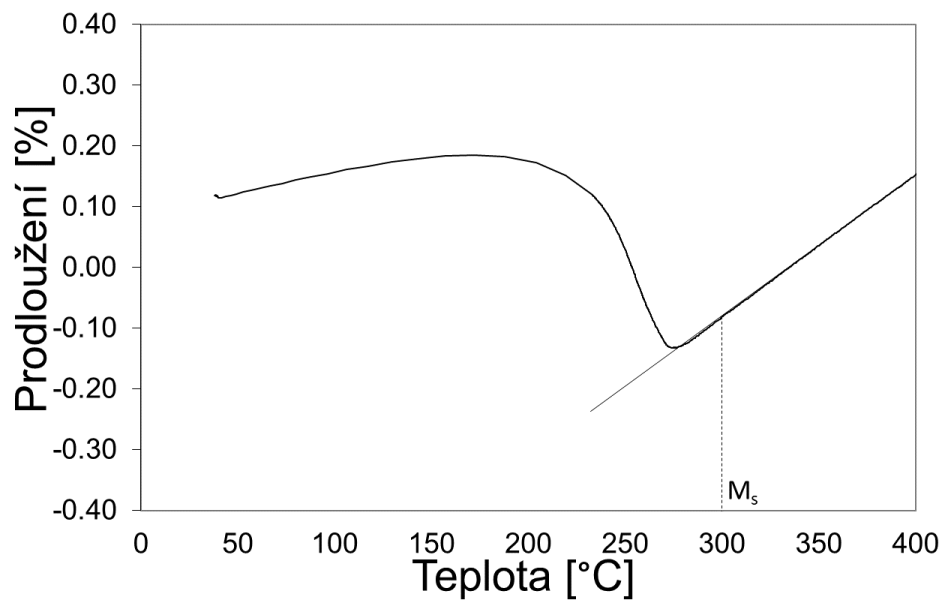


Obr. 164 EDS liniové analýzy chemického složení – ocel 42SiMn  
a) režim AT 485°C/2000s, b) režim 420 °C/2000s, c) režim 340°C/2000s

## 9.6 Určení teplot $M_s$ – oceli 42CrMo4, 42SiCr, 42SiMn

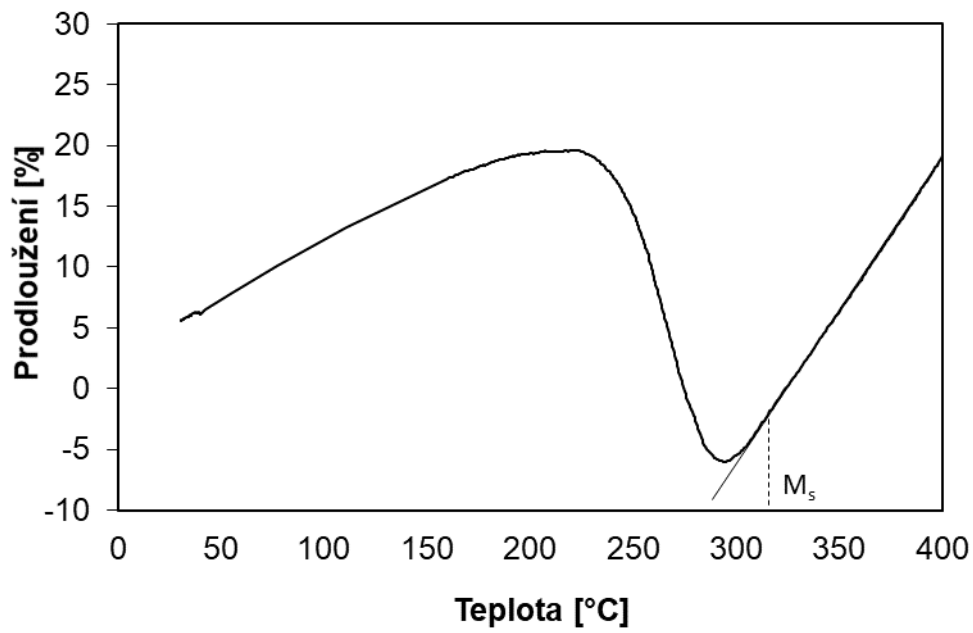


Obr. 165 Grafický záznam délkových změn v závislosti na okamžité teplotě zakalení – určení teploty  $M_s$  - ocel 42CrMo4



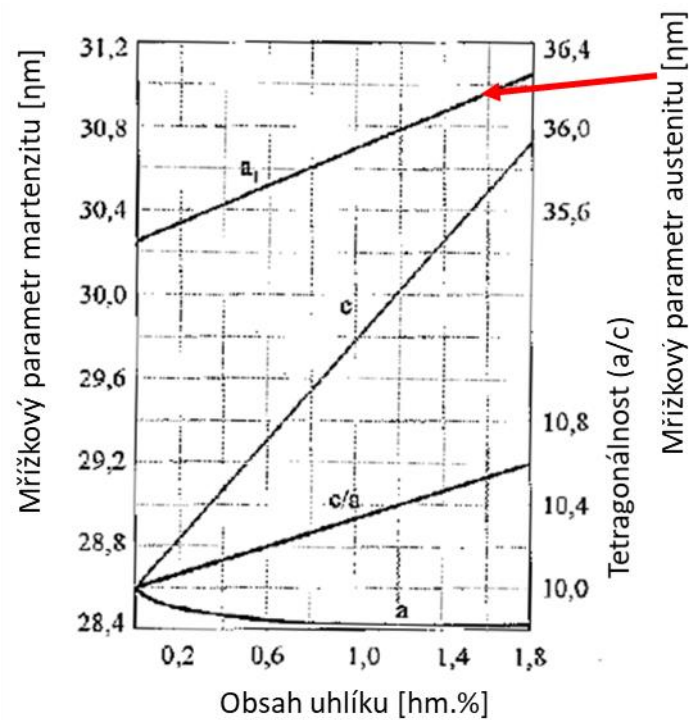
Obr. 166 Grafický záznam délkových změn v závislosti na okamžité teplotě zakalení – určení teploty  $M_s$  - ocel 42SiCr





Obr. 167 Grafický záznam délkových změn v závislosti na okamžité teplotě zakalení – určení teploty  $M_s$  - ocel 42SiMn

## 9.7 Mřížkový parametr austenitu



Obr. 168 Grafická závislost mřížkového parametru austenitu na obsahu uhlíku

## 10 Literatura

- [1]. CORNETTE, D., et al. 2001. High Strength Steels for Automotive Safety Parts. SAE International – 2001-01-0078.
- [2]. FONSTEIN, N. Advanced High Strength Sheet Steels Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties, 2013, Springer, ISBN 978-3-319-19164-5
- [3]. KEELER, S. Advanced High Strength Steels Application Guidelines, 2014, WorldAutoSteel
- [4]. DEMERI, Y. D. Advanced High-Strength Steels Science, Technology, and Applications, 2013, ASTM International, ISBN-13: 978-1-62708-005-7
- [5]. HALFA, H. Recent Trends in Producing Ultrafine Grained Steels, Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, 2014
- [6]. GALAN, J., SAMEK, L., VERLEYSSEN, P., et al. 2012. Advanced High Strength Steels for Automotive Industry. Revista De Metalurgia 48 (2): 118–31.
- [7]. SAKUMA, Y. 2004. Recent Achievement in Manufacturing and Application of High-Strength Steel Sheets for Automotive Body Structure. In Proceedings of AHSS-2004, 11–18.
- [8]. OLSSON, K., SPERLE, J., O. 2006. New Advanced Ultra-High Strength Steels for the Automotive Industry. Auto Technology 5: 46–49.
- [9]. HOYDICK, D. P., HAEZENBROUCK, D.M. 2003. Effect of Annealing Parameters on Structure and Properties of Intercritically Annealed Steels Intended for Hot-Dip Dual-Phase Application. In 45th MWSP Conf., XLI:421–35.
- [10]. HORNBOGEN, E., BECKER, J. 1981. Microscopic Analysis of the Formation of Dual-Phase Steels. In Conference of Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Symposium at the AIME Annual Meeting, 20–39. New Orleans.
- [11]. MESSIEN, P., HERMAN, J.C., GREDAY, T. 1981. Phase Transformation and Microstructures of Intercritically Annealed Dual-Phase Steels. In Conference of Fundamentals of Dual-Phase Steels, Symposium at the 110th AIME Annual Meeting, 161–80. Chicago, IL, USA
- [12]. ELDIS, GEORGE T. 1981. Influence of Microstructure and Testing Procedure on the Measured Mechanical Properties of Heat Treated Dual-Phase Steels. In

- Conference of Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Symposium at the AIME Annual Meeting, 202–20.
- [13]. FONSTEIN, N. et al. 1984. Development of Ferritic-Martensitic Structure in Low-Alloy Steels during Heat Treatment in Continuous Furnaces. *Steel in USSR*, 9: 75–77.
- [14]. GEIB, M.D., MATLOCK, D.K., KRAUSS, G. 1980. The Effect of Intercritical Annealing Temperature on the Structure of Niobium Microalloyed Dualphase Steel. *Metallurgical Transactions A* 11 (10): 1683–89.
- [15]. GAU J.S., et al. 1981. Microstructure and Properties of Dual-Phase Steels Containing Fine Precipitates. In *Fundamentals of Dual-Phase Steels*, 47–58. Chicago.
- [16]. AHMAD, E., MANZOOR, T., HUSSEIN, N. 2009. Thermomechanical Processing in the Intercritical Region and Tensile Properties of Dual-phase Steel. *Material Science and Engineering, A* 508 (1-2): 259–265.
- [17]. SONG, R., FONSTEIN, N., et al. 2014. Effects of Nb on Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Low-Carbon Cold-Rolled Dual-Phase Steels. *Metallography, Microstructure and Analysis* 3: 174–84.
- [18]. TANAKA, T., NISHIDA, M., HACHIGUCHI, K., KATO, T. 1979. Formation and Properties of Ferrite plus Martensite Dual-Phase Structures. In *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*. Vol. 221–241.
- [19]. BLECK, W., FREHN, A., OHLERT, J. 2001. Niobium in Dual-Phase Steels and TRIP Steels. In , 727–52. Orlando.
- [20]. HASHIMOTO, S. 2007. Effect of Nb on Zn-Coated Dual-Phase Steel Sheet. In *Materials Science Forum*, 539-543:4411–16.
- [21]. HIRONAKA, S., TANAKA, H., MATSUMOTO, T. 2010. Effect of Si on Mechanical Property of Galvannealed Dual-Phase Steel. In *Materials Science Forum*, 638-642:3260–65.
- [22]. NAKAGAWA, A., KOO, I., THOMAS, G. 1981. Effect of Vanadium on Structure-Properties of Dual-Phase Fe-Mn-Si-0.1C Steel. *Met Trans* 12A (11): 1865–1972.
- [23]. OSTROM, P., LONNBERG, B., LUDGREN, I. 1981. Role of Vanadium in Dual-Phase Steels. *Metal Technology*, no. 3: 81–93.

- [24]. NOURI, A., SAGHAFIAN, H., KHEIRANDISH, SH. 2010. Effects of Silicon Content and Intercritical Annealing on Manganese Partitioning in Dual-Phase Steels. *Journal of Iron and Steel Research Intern.* 17 (5): 44–50.
- [25]. PRIESTNER, R., AJMAL, M. 1987. Effect of Carbon Content and Microalloying on Martensitic Hardenability of Austenite of Dual-Phase Steels. *Material Science and Technology* 3 (5):360-364.
- [26]. PRIESTNER, R., AJMAL, M. 1987. Effect of Carbon Content and Microalloying on Martensitic Hardenability of Austenite of Dual-Phase Steels. *Material Science and Technology* 3 (5):360-364.
- [27]. HASHIGUCHI, K., NASHIDA, M. 1980. Effect of Alloying Element and Cooling Rate after Annealing on Mechanical Properties of Dual Phase Steel. *Kawasaki Steel Technical Report*, no. 1: 70–78.
- [28]. GOLOVANENKO, S. A., FONSTEIN, N.M. 1986. Dual-Phase Low Alloyed Steels. *M, Metallurgia*, 206.
- [29]. IMAI, N., KOMATSUBARA, N., KUNISHIGE, K. 1995. Effect of Alloying Element and Microstructure on Mechanical Properties of Low-Alloy TRIP-Steels. *CAMP-ISIJ* 8: 572–75.
- [30]. KIM, S.-J., et al. 2003. Effect of Cu, Cr and Ni on Mechanical Properties of 0.15 Wt.% C TRIP-Aided Cold Rolled Steels. *Scripta Materialia* 48: 539–44.
- [31]. YAKUBOVSKY, O., FONSTEIN, N., BHATTACHARYA, D. 2004. Effect of Composition and Microstructure on the Stress-Stress Behavior of TRIP and Dual-Phase Steels. In *International Conference on Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications*, 295–306
- [32]. ZAEFFERER, S., OHLERT, J., BLECK, W. 2004. A Study of Microstructure, Transformation Mechanisms and Correlation between Microstructure and Mechanical Properties of a Low-Alloyed TRIP-Steel. *Acta Materiala* 52: 2765–78.
- [33]. BAUMER, A., BOCHAROVA, E., HILLER, T., KRIZAN, D., PICHLER, A. 2011. New Development in High Strength TRIP Steels. In *Auto Circle*.
- [34]. CHATTERJEE, S., BHADESHIA, H.K.D.H. 2006. TRIP-Assisted Steels: Cracking of High-Carbon Martensite. *Material Science and Technology* 22 (6): 646–649.

- [35]. EHRHARDT, B., GERBER, T., SCHAUMANN, T.W. 2004. Approaches to Microstructural Design of TRIP and TRIP-Aided Cold-Rolled High Strength Steel. In AHSS, 39–50.
- [36]. CHIANG, J., LAWRENCE, B., BOYD, J.D., PILKEY, A.K. 2011. Effect of Microstructure on Retained Austenite Stability and Work Hardening of TRIP Steels. *Material Science and Engineering A528*: 4516–21.
- [37]. GALLAGHER, M., SPEER, J.G. MATLOCK, D.K., FONSTEIN, N. 2002. Microstructure Development in TRIP-Steel Steels Containing Si, Al. P. In 44 MSWP Conference, 153–72.
- [38]. ZHAO, L., SIETSMA, J., VAN DER ZWAAG, S. 1999. Phase Transformation and Microstructure Evolution in Al-Containing TRIP Steels. In 77–82.
- [39]. IUNG, T., DRILLET, J., COUTURIER, A., OLIER, C. 2002. Detailed Study of the Transformation Mechanism in Ferrous TRIP Aided Steels. In 31–37. Gent, Belgium.
- [40]. LEE, K., Y.-R. IM, CHIN, K.G. 2008. Effect of Carbon Content on the Microstructure and the Transformation Kinetics of Super Bainitic TRIP Steels. In MS&T, 1785–93. Pittsburgh.
- [41]. SHERIF, M., GARCÍA-MATEO, C., SOURMAIL, T., BHADSHIA, H. K. D. H., (2004), Stability of retained austenite in TRIP-assisted steels, *Mater Sci Technol*, 20, 319–322.
- [42]. MESPLONT, C. 2002. Phase Transformations and Microstructure-Mechanical Properties Relations in Complex Phase High Strength Steels.
- [43]. BOUAZIZ, O., et al. 2011 High Manganese Austenitic Twinning Induced Plasticity Steels. A Review of the Microstructure Properties Relationships. *Current Opinion in Solid State and Material Science* 15 (4): 141–68.
- [44]. DE COOMAN, B.C., KWON, O., CHIN, K.G.. 2012. State-of-the-Knowledge on TWIP Steel. *Material Science and Technology* 28: 513.
- [45]. SCOTT, C., et.al. 2005. The Development of a New Fe-Mn-C Austenitic Steel for Automotive Applications. In *Material Science and Technology*, 2013 2:127–38.



- [46]. PARK, K.T., et.al. 2010. Stacking Fault Energy and Plastic Deformation of Fully Austenitic Manganese Steels: Effect of Al Addition. *Material Science and Engineering A* 527: 3651–61.
- [47]. NEU, R.W. 2013. Performance and Characterization of TWIP Steels for Automotive Applications. *Materials Performance and Characterizations* 2 (1): 244–84.
- [48]. KIM, J.-K., et. al. 2009. On the Tensile Behavior of High Manganese Twinning-Induced Plasticity Steels. *Metallurgical and Materials Transactions* 40 (13): 3147–58.
- [49]. IDRISI, H., et.al. 2010. On the Mechanism of Twin Formation in Fe-Mn-C TWIP Steels. *Acta Materialia* 58: 2364–2476.
- [50]. JOHNSON, J., et al. 2013. Effect of Silicon in as-Quenched and Quenched & Tempered Low Carbon Martensite. In . Vail, CO, USA.
- [51]. KARBASIAN, H., TEKKAYA, A.E. 2010. A Review of Hot Stamping. *Journal of Materials Processing Technology* 210: 2103–18.
- [52]. SWARR, T.E., KRAUSS, G. 1976. The Effect of Structure on the Deformation of as-Quenched and Tempered Martensite in an Fe-0.2%C. *Metal. Trans. A* 7A: 41–48.
- [53]. KEELER, S. *Advanced High Strength Steels Application Guidelines*, 2014, WorldAutoSteel
- [54]. WANG Li ZHU, *Lightweighting of Automobiles and Advanced High Strength Steel*[J];*Bao Steel Technology*;2003-05
- [55]. PLUHAŘ, J. a kol. *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu*. Praha: SNTL, ALFA Praha 1987
- [56]. YOON, B.B., RAO, R. S., KIKUCHI, N. Sheet Stretching: A Theoretical – Experimental Comparison, *Int. J. Mech. Sci.* Vol. 31, No. 8, pp. 579 590, 1989
- [57]. ADSUL A. N., CHAVAN S.G., GORE P. N. Review of theories regarding material bending, *International Journal of Scientific & Engineering Research*, 2013 ISSN 2229-5518
- [58]. GUPTA, S.K. Sheet Metal Bending: Forming Part Families for Generating Shared Press-Brake Setups, *Journal of Manufacturing Systems*, 21(5):329--350, 2002

- [59]. WANG, CH. H., BOURNE, D. A. Design and Manufacturing of Sheet Metal Parts: Using Features to Aid Process Planning and Resolve Manufacturability Problems, 1997, Robotics Institute School of Computer Science
- [60]. WIFI, A.S., ABDELMAGUID, T.F., EL-GHANDOUR, A.I. A Review of the Optimization Techniques Applied to the Deep Drawing Process, vol., pp. 1111-1121, 2007.
- [61]. COLGAN, M., MONAGHAN, J. Deep Drawing Process: Analysis and Experiment, Journal of Materials Processing Technology, vol. 132, pp 35-41, 2003.
- [62]. SINGH, CH. P., AGNIHOTRI, G. Study of Deep Drawing Process Parameters: A Review, International Journal of Scientific and Research Publications, Volume 5, 2015 ISSN 2250-3153
- [63]. PING, H., LIANG, Y., BIN, H. Hot Stamping Advanced Manufacturing Technology of Lightweight Car Body, 2017, Springer, ISBN 978-981-10-2401-6
- [64]. LIN, J. Research and Progress of Hot Stamping of Ultrahigh Strength Steel, Hot Working Technology, 2008
- [65]. GU, Z. W. Hot forming technology of automotive high strength steel sheet stamping part, Die & Mould Industry, 2009
- [66]. ZHANG, Z. Hot Stamping of High Strength Steel Sheet and Its Numerical Simulation, Hot Working Technology, 2010
- [67]. MERKLEIN, M., JOHANNES, M., LECHNER, M., KUPPERT, A., A review on tailored blanks—Production, applications and evaluation, Journal of Materials Processing Technology, 214 (2014) 151–164
- [68]. VOREL, I., JIRKOVÁ, H., MAŠEK, B., KURKA, P. Production of Shaped Semi-products from AHS Steels by Internal Pressure. Materiali in Technologije / Materials and Technology, 2015, pp. 739-744. ISSN: 1580-2949
- [69]. AZUMA, K., IKEMOTO, K., Laser Welding Technology for Joining Different Sheet Metals for One Piece Stamping, Laser Applications for Mechanical Industry, pp 219-233
- [70]. KLEINER, M., CHATTI, S., KLAUS, A., Metal forming techniques for lightweight construction, Journal of Materials Processing Technology, 2006, Volume 177, Pages 2-7

- [71]. KLEINER, M., CHATTI, S., KLAUS, A., Manufacturing of Lightweight Components by Metal Forming, CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2003, Pages 521-542
- [72]. DOUGLAS, R., KUHLMANN, D. Guidelines for precision hot forging with applications, Journal of Materials Processing Technology, Volume 98, Issue 2, 2000, pp. 182-188
- [73]. BEHRENS, B. A., DOEGE, E., REINSCH, S., et.al. Precision forging processes for high-duty automotive components, Journal of Materials Processing Technology, Volume 185, 2007, pp. 139-146
- [74]. VOREL, I., JENÍČEK, Š., JIRKOVÁ, H., MAŠEK, B. Material and technological modelling of closed-die forging. Materiali in Tehnologije, 2016, vol. 50, no. 4, pp. 499-503. ISSN: 1580-2949
- [75]. VOREL, I., VANČURA, F., PILEČEK, V., JIRKOVÁ, H., MAŠEK, B. Material-technological Modelling of C45 Steel die Forgings. In 25th DAAAM International Symposium Intelligent Manufacturing & Automation, 2014. Vienna: Procedia Engineering, 2015. pp. 714-721. ISSN: 1877-7058
- [76]. VOREL, I., VANČURA, F., MAŠEK, B. Material-Technological Modelling of Controlled Cooling of Closed die Forgings from Finish Forging Temperature. In METAL 2015 24th International Conference on Metallurgy and Materials, 2015 TANGER Ltd., 2015. pp. 202-208. ISBN: 978-80-87294-62-8
- [77]. FIALA, J., MENTL, V., ŠUTTA, P. Struktura a vlastnosti materiálů, 2003, Academia
- [78]. BHADSHIA, H. K. D. H. Interpretation of the Microstructure of Steels
- [79]. PTÁČEK, L. et.al., Nauka o materiálu I, 2003, CERM
- [80]. REED, R.C., BHADSHIA, H. K. D. H. The Reconstructive Austenite-Ferrite Transformation in Low-Alloy Steels. Materials Science and Technology, Vol. 8, 1992, 421-435.
- [81]. BABU, S.S., BHADSHIA, H. K. D. H. A Direct Study of Grain Boundary Allotriomorphic Ferrite Crystallography Materials Science and Engineering A, Vol. A142, 1991, 209-220.
- [82]. BHADSHIA, H. K. D. H. Diffusional Formation of Ferrite in Iron and its Alloys Progress in Materials Science, Vol. 29, 1985, pp. 321-386.

- 
- [83]. EMBURY, J.D., FISHER, R.M. The Structure and Properties of Drawn Pearlite, *Acta Metallurgica*, Vol 14, 1966
- [84]. BAKSHI, A. D. Dry rolling/sliding wear of nanostructured pearlite, *Materials Science and Technology* 31 (2015), pp. 1735-1744
- [85]. MARDER, A. R., BRAMFITT, B. L. The Effect of Morphology on the Strength of Pearlite, *METALLURGICAL TRANSACTIONS A*, 1976, VOLUME 7A
- [86]. HYZAK, J.M., BERNSTEIN, I.M. The Role of Microstructure on the Strength and Toughness of Fully Pearlitic Steels, *Metallurgical Transactions A*, Vol 7A, 1976, pp. 1217–1224
- [87]. BHADSHIA, H. K. D. H. Diffusioncontrolled growth of ferrite plates in plaincarbon steels, *Materials Science and Technology*, 1985, pp. 497-504
- [88]. BHADSHIA, H. K. D. H. Rationalisation of Shear Transformations in Steels, *Acta Metallurgica*, Vol. 29, 1981, pp. 1117-1130.
- [89]. STRANGWOOD, M.,BHADSHIA, H.K.D.H The Mechanism of Acicular Ferrite Formation in Steel Weld Deposits, *Advances in Welding Technology and Science*, 1987, pp. 209-213.
- [90]. REES, G.I., BHADSHIA, H. K. D. H. Thermodynamics of Acicular Ferrite Nucleation *Materials Science and Technology*, Vol. 10, 1994, pp. 353-358.
- [91]. MATSUDA, H., BHADSHIA, H. K. D. H. Kinetics of the Bainite Transformation, *Proceedings of the Royal Society of London*, Vol. A460, 2004, 1710-1722.
- [92]. BHADSHIA, H. K. D. H. Steels for Bearings, *Progress in Materials Science* 57, 2012, pp. 268-435
- [93]. MAZANCOVÁ, E. *Technické materiály I. Kovové materiály*, 2012, Ostrava
- [94]. GARCIA MATEO, C., BHADSHIA, H. K. D. H. Nucleation Theory for High-Carbon Bainite *Materials Science and Engineering A* Vol. 378A, 2004, pp. 289-292.
- [95]. PODDER, SAHA., et al. Thermal Stability of Retained Austenite in Bainitic Steel: an in situ Study *Proceedings of the Royal Society A* 467 (2011) 3141-3156.
- [96]. KOZESCHNIK, E., BHADSHIA, H. K. D. H. Influence of Silicon on Cementite Precipitation in Steels, *Materials Science and Technology*, Vol. 24, 2008, 343--347.

- [97]. KHARE, S., LEE, K., BHADSHIA, H. K. D. H. Carbide-free Bainite: Compromise between Rate of Transformation and Properties, Metallurgical and Materials Transactions Vol. 41A, 2010, 922-928.
- [98]. CABALLERO, F.G., BHADSHIA, H. K. D. H., et al. Very Strong Low Temperature Bainite, Materials Science and Technology, 18 (2002) 279-284
- [99]. CABALLERO, F.G., BHADSHIA, H. K. D. H. Very Strong Bainite Current Opinion in Solid State and Materials Science Vol. 8, 2004, pp. 251-257.
- [100]. FIELDING, L.C.D. The Bainite Controversy, Materials Science and Technology, 9 (2013) 383-399.
- [101]. V. C. IGWEMEZIE, P. C. AGU Development of Bainitic Steels for Engineering Applications, International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT), 2014, ISSN: 2278-0181
- [102]. GARCIA-MATEO, C., CABALLERO, F.G., Bhadeshia, H. K. D. H. Mechanical Properties of Low-Temperature Bainite, Materials Science Forum 500-501 (2005) 495-502.
- [103]. KRAUSS, G. , MARDER, A. R., (1971), The Morphology of Martensite in Iron Alloys, Metallurgical Transactions, 2, 2343–2357.
- [104]. SARIKAYA, M., JHINGAN, A. K., THOMAS, G. (1983), Retained austenite and Tempered Martensite Embrittlement in Medium Carbon Steels, Metallurgical Transactions A, 14a, 1121–1133.
- [105]. WINCHELL, P. G., COHEN, M. (1962), The Strength of Martensite, Transactions ASM, 55,347–361.
- [106]. KELLY, P. M., KEHOE, M. (1976), The role of Dislocations and Interstitial solute on the Strength of Ferrous Martensite, Supplement to Transactions JIM, 17, 399–404.
- [107]. MORITO, S., NISHIKAWA, J., MAKI, T. (2003), Dislocation Density Within Lath Martensite in Fe-C and Fe-Ni Alloys, ISIJ International, 43 (9), 1475–1477.
- [108]. LEMENT, B. S., AVERBACH, B. L., COHEN, M. (1954), Microstructural Changes on Tempering Iron-Carbon Alloys, Transactions ASM, 46, 851–881.
- [109]. LEMENT, B. S., AVERBACH, B. L., COHEN, M. (1955), Further study of Microstructural Changes on Tempering Iron-Carbon Alloys, Transactions ASM, 47, 291–319.



- [110]. GRANGE, R. A., HRIBAL, C. R., PORTER, L. F. (1977), Hardness of Tempered Martensite in Carbon and Low-Alloy Steels, *Metallurgical Transactions A*, 8a, 1775–1785.
- [111]. SPEICH, G. R., TAYLOR, K. A. (1992), Tempering of Ferrous Martensites, in Olson G B and Owen W S, *Martensite*, Materials Park, OH, ASM International, 243–275
- [112]. HOBBS, R. M., LORIMER, G. W., RIDLEY, N. (1972), Effect of Silicon on the Microstructure of Quenched and Tempered Medium-Carbon Steels, *JISI*, 210, 757–764.
- [113]. KAPUTKIN, D. E., KAPUTKINA, L. M., PROKOSHKIN, S. D. (2003), Transformation of Retained Austenite during Tempering of High Carbon Steel, *Journal de Physique IV*, 112, 275–278.
- [114]. BHADESHIA, H. K. D. H. Tempered Martensite [Online], Dostupné z: <https://www.phasetrans.msm.cam.ac.uk/2004/Tempered.Martensite/tempered.martensite.html>, [cit.2017-08-10]
- [115]. SPEER, J.G., E.et. al. 2011. Analysis of Microstructure Evolution in Quenching and Partitioning Automotive Sheet Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* 42 A (12): 3591–3601.
- [116]. EDMONDS, D.V., et.al. 2006. Quenching and Partitioning Martensite – A Novel Steel Heat Treatment. *Material Science and Engineering A* 438–440: 25–34.
- [117]. CLARKE, A.J., et.al. 2008. Carbon Partitioning to Austenite from Martensite or Bainite during the Quench and Partition (Q&P) Process. A Critical Assessment. *Acta Materialia* 56 (1): 16–22.
- [118]. DE MOOR, E., et.al. 2009. Effect of Si, Al and Mo Alloying on Tensile Properties Obtained by Quenching and Partitioning. In *Material Science and Technology*, 1554–63. Pittsburgh.
- [119]. HSU, T.Y. 2010. Ultra-High Strength Steel Treated by Using Quenching-Partitioning-Tempering Process. In 64–70. Beijing
- [120]. LI, H.Y., et.al. 2010. Microstructure and Mechanical Properties of an Ultrahigh-Strength 40SiMnNiCr Steel during the One-Step Quenching and Partitioning Process. *Metallurgical and Materials Transactions* 41 (5): 1284–1300.

- [121]. LIU, H., et.al. 2011. Enhanced Mechanical Properties of a Hot Stamped Advanced High-Strength Steel Treated by Quenching and Partitioning Process. *Scripta Materialia* 64: 749–52.
- [122]. MAHESWARI, N., CHOWDHURY, S.G., KUMAR, K.C.H., SANKARAN, S. 2014. Influence of Alloying Elements on the Microstructure Evolution and Mechanical properties in Quenched and Partitioned Steels. *Material Science and Engineering A* 600: 12–20.
- [123]. PARAVICINI BAGLIAANI, E., et.al. 2013. Microstructure, Tensile and Toughness Properties after Quenching and Partitioning Treatment of a Medium-Carbon Steel. *Material Science and Engineering A* 559: 486–95.
- [124]. SPEER, J. G. et.al. The "quenching and partitioning" process: background and recent progress, [Online], Dostupné z: [http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=S1516-14392005000400010](http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14392005000400010), [cit.2017-08-10]
- [125]. BHADSHIA, H. K. D. H., EDMONDS, D. V. (1980), The mechanism of bainite formation in steels, *Acta Metall*, 28, 1265–1273.
- [126]. CABALLERO, F. G., et. al. (2001a), Design of novel high strength bainitic steels. Part 1, *Mater Sci Technol*, 17, 512–516.
- [127]. YOOZBASHI, M. N., YAZDANI, S., WANG, T. S. (2011), Design of a new nanostructured, high - Si bainitic steel with lower cost production, *Materials and Design*, 32, 3248–3253.
- [128]. TIMOKHINA, I.B., et.al. (2010), Nano-scale analysis of nano-bainite formed in advanced high strength steels, *Mater Sci Forum*, 654–656, 102–105.
- [129]. HSU, T. Y., MOU, Y. (1984), Thermodynamics of the bainitic transformation in Fe-C alloys, *Acta Metall*, 32, 1469–1481.
- [130]. SHERIF, M. Y. (2005), *Characterisation and Development of Nanostructured, Ultrahigh Strength, and Ductile Bainitic Steels*, Cambridge, University of Cambridge.
- [131]. BHADSHIA, H. K. D. H. Nanostructured bainite, [Online], Dostupné z: <http://rspa.royalsocietypublishing.org/content/466/2113/3>, [cit.2017-08-10]
- [132]. ARLAZAROV, A., HAZZOTTE, A., BOUAZIZ, O., et. al. 2012c. Characterization of Microstructure Formation and Mechanical Behavior of an Advanced Medium Mn Steel. *Material Science and Technology, MS&T*, 1124–31.

- [133]. DE MOOR, E., MATLOCK, D., SPEER, J., MERWIN, M. 2011. Austenite Stabilization Through Manganese Enrichment. *Scripta Materialia* 64: 185–88.
- [134]. HUANG, H., MATSUMURA, O., FURUKAWA, T. 1994. Retained Austenite in Low Carbon, Manganese Steel after Intercritical Heat Treatment. *Material Science and Engineering, A* 10 (7): 621–26.
- [135]. JUN, H.J., YAKUBOVSKY, O., FONSTEIN, N.M. 2011. On Stability of Retained Austenite in Medium Mn TRIP Steels. In *The 1st International Conference on High Manganese Steels*. Seoul, Korea.
- [136]. SUH, D.-W. et.al. 2010b. Influence of Al on the Microstructure Evolution and Mechanical Behavior of Low Carbon, Medium Manganese Transformation-Induced-Plasticity Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* 41A:397–408.
- [137]. BHADESHIA, H. K. D. H. Bainite in Steels, [Online], Dostupné z: <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2000/C9/lecture6.pdf>, [cit.2018-07-01]
- [138]. BHADESHIA, H. K. D. H. Bainite in Steels, [Online], Dostupné z: <http://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/newbainite.html>, [cit.2018-07-01]
- [139]. COLÁS, R., TOTTEN, G.E. 2016. *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys*, CRC Press, ISBN 970-1-4665-1108-8
- [140]. CAPDEVILA, C., CABALLERO, F.G., GARCÍA DE ANDRÉS., C. 2002. Determination Of Ms Temperature In Steels. A Bayesian Neural Network Model. *ISIJ International*, Vol. 42, 894–902
- [141]. PALANIRADJA, K., ALAGUMURTHI, N., SOUNDARARAJAN, V. 2010. Modeling of Phase Transformation in Induction Hardening, *The Open Materials Science Journal*, 64-73
- [142]. GYHLESTEN BACK, J. 2017. *Modelling and Characterisation of the Martensite Formation in Low Alloyed Carbon Steels*, Luleå University of Technology, ISBN 978-91-7583-839-7
- [143]. AARONSONW, H.I., REYNOLDS, T., PURDY, W.T. Jr. 2006. The incomplete transformation phenomenon in steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37, 1731–1745.

- [144]. CAPDEVILA, C., CABALLERO, F.G., GARCÍA DE ANDRÉS., C. 2009. New experimental evidence on the incomplete transformation phenomenon in steel, *Acta Materialia* 57, 8-17
- [145]. JENÍČEK, Š., VOREL, I., KÁŇA, J., IBRAHIM, K., KOTĚŠOVEC, V. 2017. Effect of silicon on stability of austenite during isothermal annealing of low-alloy steel with medium carbon content in the transition region between pearlitic and bainitic transformation. In *IOP Conference Series-Materials Science and Engineering*, Bristol: IOP PUBLISHING LTD, 2017. s. 1-6. ISSN: 1757-8981
- [146]. GUANGHUA, Y., LIZHAN, H., CHUANWEI, LI., XIAOMENG, L., JIANFENG, G. 2017. Characteristic of retained austenite decomposition during tempering and its effect on impact toughness in SA508 Gr.3 steel, *Journal of Nuclear Materials* 483, 167-175
- [147]. HIDALGOA, J., FINDLEYB, K.O., SANTOFIMIAA, M.J. 2017. Thermal and mechanical stability of retained austenite surrounded by martensite with different degrees of tempering, *Materials Science & Engineering A* 690, 337–347
- [148]. PODDER, A. S., BHADRESHIA, H.K.D.H. 2010. Thermal stability of austenite retained in bainitic steels, *Materials Science and Engineering: A*, Volume 527, 2121-2128
- [149]. LEE, Y. K. 2002. Empirical formula of isothermal bainite start temperature of steels, *Journal Of Materials Science Letters*, 1253 – 1255
- [150]. KANG, S., YOON, S., LEE, S. J. 2014. Prediction of Bainite Start Temperature in Alloy Steels with Different Grain Sizes, *ISIJ International*, 54, 997-999
- [151]. VAN BOHEMEN, S. M. C. 2013. Bainite and martensite start temperature calculated with exponential carbon dependence, *Materials Science and Technology*, 487 -495
- [152]. ZHEN-QING, L., GORO, M., ZHI-GANG, Y., ZHANG, CH., FURUHARA, T., 2015, Carbon Enrichment in Austenite During Bainite Transformation in Fe-3Mn-C Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 46, 1544–1549
- [153]. LIU, Z.Q., MIYAMOTO, G., YANG, Z.G., FURUHARA, T., 2013, Direct measurement of carbon enrichment during austenite to ferrite transformation in hypoeutectoid Fe–2Mn–C alloys. *Acta Materialia*, Volume 61, 3120-3129.