

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI  
**FAKULTA STROJNÍ**

Studijní program: N2301 Strojní inženýrství  
Studijní obor: 3911T016 Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie

**DIPLOMOVÁ PRÁCE**

Termomechanické válcování vybraných ocelí v podmínkách laboratorní  
trati COMTES FHT

Autor: **Bc. Karel Kepka**

Vedoucí práce: **Doc. Ing. Ján Džugan Ph.D.**

Akademický rok 2013/2014

## **Prohlášení o autorství**

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě písemné zprávě ke státní doktorské zkoušce zpracovanou během studia na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Prohlašuji, že jsem tuto zprávu vypracovala samostatně, s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených v seznamu, který je součástí této práce.

V Plzni dne: .....

.....  
podpis autora

# ANOTAČNÍ LIST DIPLOMOVÉ PRÁCE

|                      |  |                              |                                 |
|----------------------|--|------------------------------|---------------------------------|
| <b>AUTOR</b>         | Příjmení<br>Kepka  | Jméno<br>Karel               |                                 |
| <b>STUDIJNÍ OBOR</b> | 3911T016 Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie“                            |                              |                                 |
| <b>VEDOUcí PRÁCE</b> | Příjmení (včetně titulů)<br>Doc. Ing. Džugan Ph.D.                                     | Jméno<br>Ján                 |                                 |
| <b>PRACOVÍŠTĚ</b>    | COMTES FHT a.s.  |                              |                                 |
| <b>DRUH PRÁCE</b>    | <b>DIPLOMOVÁ</b>   | <del><b>BAKALÁŘSKÁ</b></del> | <b>Nehodící se<br/>škrtněte</b> |
| <b>NÁZEV PRÁCE</b>   | Termomechanické válcování vybraných ocelí v podmínkách laboratorní trati<br>COMTES FHT |                              |                                 |

|                |         |                |     |                    |      |
|----------------|---------|----------------|-----|--------------------|------|
| <b>FAKULTA</b> | strojní | <b>KATEDRA</b> | KMM | <b>ROK ODEVZD.</b> | 2014 |
|----------------|---------|----------------|-----|--------------------|------|

## POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

|               |    |                     |    |                      |   |
|---------------|----|---------------------|----|----------------------|---|
| <b>CELKEM</b> | 50 | <b>TEXTOVÁ ČÁST</b> | 50 | <b>GRAFICKÁ ČÁST</b> | 0 |
|---------------|----|---------------------|----|----------------------|---|

|   |  |
|---|--|
| <p style="text-align: center;"><b>STRUČNÝ POPIS<br/>(MAX 10 ŘÁDEK)</b></p> <p><b>ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL<br/>POZNATKY A PŘÍNOSY</b></p>                                       | <p>Tato diplomová práce se zabývá možnostmi zrychlené sferoidizace cementitu za pomoci termomechanického válcování v podmínkách laboratorní trati ve firmě COMTES FHT. Experimentálním materiálem byla středněuhlíková ocel C45. Teoretická část se zabývá popisem termomechanického válcování a sferoidizace cementitu. V praktické části byly provedeny 3 etapy válcovacích režimů. Následně byl zkoumán vliv jednotlivých parametrů na výslednou strukturu s důrazem na sferoidizaci cementitu.</p> |
| <p style="text-align: center;"><b>KLÍČOVÁ SLOVA</b></p> <p style="text-align: center;"><b>ZPRAVIDLA<br/>JEDNOSLOVNÉ POJMY,<br/>KTERÉ VYSTIHUJÍ<br/>PODSTATU PRÁCE</b></p> | <p style="text-align: center;">Termomechanické válcování, řízené válcování, sferoidizace, ASR, ČSN 12 050, C45</p>   |

## SUMMARY OF DIPLOMA (BACHELOR) SHEET

|                          |  |                            |                                   |  |
|--------------------------|--|----------------------------|-----------------------------------|--|
| <b>AUTHOR</b>            | Surname<br>Kepka   | Name<br>Karel              |                                   |  |
| <b>FIELD OF STUDY</b>    | 3911T016 Materials Engineering and Engineering Metallurgy  |                            |                                   |  |
| <b>SUPERVISOR</b>        | Surname (Inclusive of Degrees)<br>Doc. Ing. Džugan Ph.D.   | Name<br>Ján                |                                   |  |
| <b>INSTITUTION</b>       | COMTES FHT a.s.  |                            |                                   |  |
| <b>TYPE OF WORK</b>      | <b>DIPLOMA</b>   | <del><b>BACHELOR</b></del> | <b>Delete when not applicable</b> |  |
| <b>TITLE OF THE WORK</b> | Thermomechanical Rolling of Selected Steels in Conditions of Laboratory Rolling Mill in COMTES FHT |                            |                                   |  |

|                |                        |                   |           |                     |      |
|----------------|------------------------|-------------------|-----------|---------------------|------|
| <b>FACULTY</b> | Mechanical Engineering | <b>DEPARTMENT</b> | Materials | <b>SUBMITTED IN</b> | 2014 |
|----------------|------------------------|-------------------|-----------|---------------------|------|

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

|                |    |                  |    |                       |   |
|----------------|----|------------------|----|-----------------------|---|
| <b>TOTALLY</b> | 50 | <b>TEXT PART</b> | 50 | <b>GRAPHICAL PART</b> | 0 |
|----------------|----|------------------|----|-----------------------|---|

|   |   |
|---|---|
| <b>BRIEF DESCRIPTION<br/>TOPIC, GOAL, RESULTS<br/>AND CONTRIBUTIONS</b> | <p>This diploma thesis deals with possibilities of accelerated cementite spherodization by using thermomechanical rolling in conditions of laboratory rolling mill in company COMTES FHT. The experimental material was a middle-carbon steel C45. The theoretical part deals with description of the thermomechanical rolling and cementite spherodization. In the experimental part 3 rolling regimes were performed. Subsequently the influence of the individual parameters on resulting microstructure with an emphasis on cementite spherodization were investigated.</p> |
| <b>KEY WORDS</b>  | Thermomechanical rolling, controlled rolling, spherodization, ASR, C45, CSN 12050   |

## **Prohlášení o autorství**

Předkládám tímto k posouzení diplomovou práci, zpracovanou na závěr studia na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

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

V Plzni dne: .....

.....  
podpis autora

## **Poděkování**

Děkuji zaměstnancům firmy COMTES FHT a.s. za připomínky, čas a ochotu, kterou mi věnovali při řešení této práce.

Dále děkuji všem pracovníkům Katedry materiálu a strojírenské metalurgie ZČU v Plzni, kteří mi byli nápomocni.

## Obsah

|       |  |    |
|-------|--|----|
| 1     | Úvod.....  | 2  |
| 2     | Cíle diplomové práce .....   | 3  |
| 3     | Teoretická část .....  | 4  |
| 3.1   | Válcování.....   | 4  |
| 3.1.1 | Vymezení pojmu termomechanické válcování.....                      | 4  |
| 3.2   | Klasifikace termomechanického válcování .....                      | 4  |
| 4     | Vývoj struktury při řízeném válcování .....                        | 8  |
| 4.1   | Uzdravovací procesy .....  | 11 |
| 4.1.1 | Zotavení .....   | 12 |
| 4.1.2 | Rekrytalizace .....  | 12 |
| 4.2   | Sferoidizace karbidů v ocelích .....                               | 13 |
| 4.2.1 | Mechanismy sferoidizace cementitu.....                             | 14 |
| 4.2.2 | Ostwaldovo zrání .....   | 20 |
| 4.3   | Kinetické faktory ovlivňující sferoidizaci .....                   | 20 |
| 4.3.1 | Vliv mechanické deformace .....                                    | 20 |
| 4.3.2 | Výchozí mikrostruktura .....                                       | 21 |
| 4.3.3 | Koncentrace vakancí a další mřížkové poruchy .....                 | 22 |
| 5     | Praktická část .....   | 23 |
| 5.1   | Laboratorní univerzální válcovací trat' firmy COMTES FHT a.s. .... | 23 |
| 5.2   | Další použité zařízení .....                                       | 24 |
| 5.3   | Experimentální materiál .....                                      | 24 |
| 5.3.1 | Chemické složení materiálu.....                                    | 24 |
| 5.3.2 | Výchozí polotovar.....   | 25 |
| 5.4   | Mikrostruktura výchozího stavu .....                               | 25 |
| 5.5   | Válcovací režimy .....   | 27 |
| 5.5.1 | ETAPA I .....  | 27 |
| 5.5.2 | ETAPA II.....  | 32 |
| 5.5.3 | ETAPA III.....   | 37 |
| 6     | Diskuse výsledků .....   | 46 |
| 7     | Závěr .....  | 48 |
| 8     | Reference .....  | 49 |

# 1 Úvod

V současné době je snaha zefektivňovat stávající procesy a technologie, případně nacházet nové postupy a technologie pro zvýšení konkurenceschopnosti na trhu. Důležitým faktorem je především ušetření času technologických operací, které vede k vyšší efektivitě celé řady výrobních procesů. Této úspory času jednotlivých technologických operací lze docílit např. zavedením nových technologických procesů, které kombinují některé výrobní postupy dohromady v jednu samotnou operaci.

Tepelným zpracováním rozumíme záměrné využívání fázových a strukturních přeměn v tuhém stavu ke změně struktury, a tím získání požadovaných mechanických nebo strukturních vlastností výrobku nebo polotovaru. Na rozdíl od ostatních strojařských technologií (třískové obrábění, tváření ap.) nedochází při tepelném zpracování ke změně tvaru součásti (resp. je tato změna nežádoucí), ale pouze k vyžadovaným změnám vlastností použitého materiálu výrobků. Tepelné zpracování spočívá v ohřevu na požadovanou teplotu, vydrží na této teplotě a ochlazování určitou rychlostí, tzn. požadované změny struktury a vlastnosti se dosáhne řízenými změnami teploty. O chemicko-tepelném zpracování mluvíme, působí-li na povrch součásti vhodné prostředí, jehož účinkem se mění chemické složení materiálu. Postupy, které využívají ke změně struktury kombinace tepelného zpracování a tváření (plastické deformace), jsou označovány jako tepelně mechanické zpracování [1].

Technologie zpracování vycházejí z teorie fázových přeměn ocelí v tuhém stavu, avšak nelze je uvažovat odděleně od řady problémů, jež mají často převážně technologický ráz. Je nutné zohledňovat i konkrétní velikost a tvar zpracovávaných součástí, požadavky na kvalitu povrchu (okujení, oduhličení apod.), rozměrovou a tvarovou stabilitu, a tak dále. Důležitým se stává faktor vnitřních pnutí, který může způsobit až vznik trhlin. V širokém rozsahu se používá různých způsobů žihání, kalení, popouštění, chemicko-tepelného zpracování či termomechanického zpracování, které se často označují jako „konvenční“ a jsou v praxi běžné po dlouhou řadu let. Poznání substruktury, pochopení vlivu strukturních defektů na vlastnosti ocelí a vlivu jejich interakce na průběh přeměn i povahu jejich produktů ale vedlo k zavedení nových způsobů tepelného zpracování. V současné době je tendence o kombinaci těchto základních tepelných zpracování. Často jde o kombinaci tváření a tepelného zpracování, kdy je snaha o efektivní využití poznatků o podstatě fázových, a strukturních přeměn k praktickým cílům, jimiž mohou být např. vysoká pevnost, houževnatost, nebo optimální vztah mezi pevnostními a tvárnými vlastnostmi [2, 3].

Tato práce se zabývá zrychlenými ději při nových procesech tepelného a řízeného tváření (termomechanického tváření), konkrétně válcování. Hlavním cílem práce je věnovat se možnostem dosažení jemnozrnné struktury složené z feritické matrice, a pokud možno sferoidizovaných karbidů v důsledku termomechanického zpracování namísto časově náročného dlouhého konvenčního tepelného zpracování za účelem sferoidizace následovaného po klasickém válcování.

Zrychlená sferoidizace karbidů v důsledku termomechanického zpracování představuje v dnešní době výzvu, neboť je na jedné straně možno dosáhnout rychlých odpevňovacích procesů, které jsou energeticky úspornější než konvenční žihací postupy trvající mnoho hodin, zároveň však s sebou proces zrychlené sferoidizace karbidů přináší výrazné zjemňování feritických zrn, které ve svém důsledku může vést ke značnému nárůstu houževnatosti, tak i pevnosti materiálu. Pevnost oceli se díky velmi jemnému zrně může zvýšit, přestože interiéry feritických zrn jsou oproti výchozí feriticko perlitické struktuře odpevněné. Proces zrychlené sferoidizace karbidů, a případně současné dosažení zjemnění feritické matrice, byl nazván AS



Accelerated Spheroidisation (AS), resp. Accelerated Spheroidisation and Refinement (ASR) [4].

Jevu ASR lze u ocelí se středním obsahem uhlíku efektivně dosáhnout jak tepelným, tak termomechanickým zpracováním, případně jejich vhodnými kombinacemi. Podstata této práce je zaměřena na ASR proces, tedy sferoidizaci karbidů spojenou často s intenzivním zjemňováním zrna a jeho využití při termomechanického válcování na experimentální válcovací trati ve firmě COMTES FHT a.s. Hlavním cílem práce je dosáhnout transformace perliticko feritické struktury s lamelárním perlitem na mikrostrukturu tvořenou feritem a pokud možno plně sferoidizovanými karbidy rovnoměrně rozložených po celém průřezu válcovaného plechu u vybrané oceli, konkrétně konstrukční ocel C45 s přibližným obsahem uhlíku kolem 0,5 hm. %.

## 2 Cíle diplomové práce

Stěžejním cílem této diplomové práce je zjistit podmínky termomechanického válcování za jakých dochází k ASR procesu (sferoidizaci karbidů a zjemnění zrna) u středněuhlíkové oceli C45 běžně užívané v průmyslové praxi. Diplomová práce byla vypracována ve firmě COMTES FHT a.s. Vlastní termomechanické válcování bylo provedeno na experimentální laboratorní válcovací trati. Další související expertízy byly také vypracovány ve spolupráci s ostatními odděleními společnosti na dostupném vybavení. Diplomová práce si klade za úkol navázat a dále rozpracovat předchozí výzkumnou práci Ing. Jaromíra Dlouhého, Ing. Daniely Hauserové, Doc. Zbyška Nového, prof. Josefa Zrníka a kol., a s jejich pomocí umožnit aplikaci předešlých výzkumných úspěchů v praxi, konkrétně možnosti aplikace ASR procesu do podmínek válcovací výroby. Cíle diplomové práce se dají rozepsat do následujících bodů:

- Teoretický rozbor pojmů a principů termomechanického válcování
- Teoretický rozbor sferoidizace
- Návrh experimentálního programu
- Válcování experimentálních kusů dle navrhnutého programu
- Metalografická analýza (světelná a elektronová mikroskopie), mechanické zkoušky a měření tvrdosti na odebraných vzorcích
- Ověření získaných poznatků

## 3 Teoretická část

### 3.1 Válcování

#### 3.1.1 Vymezení pojmu termomechanické válcování

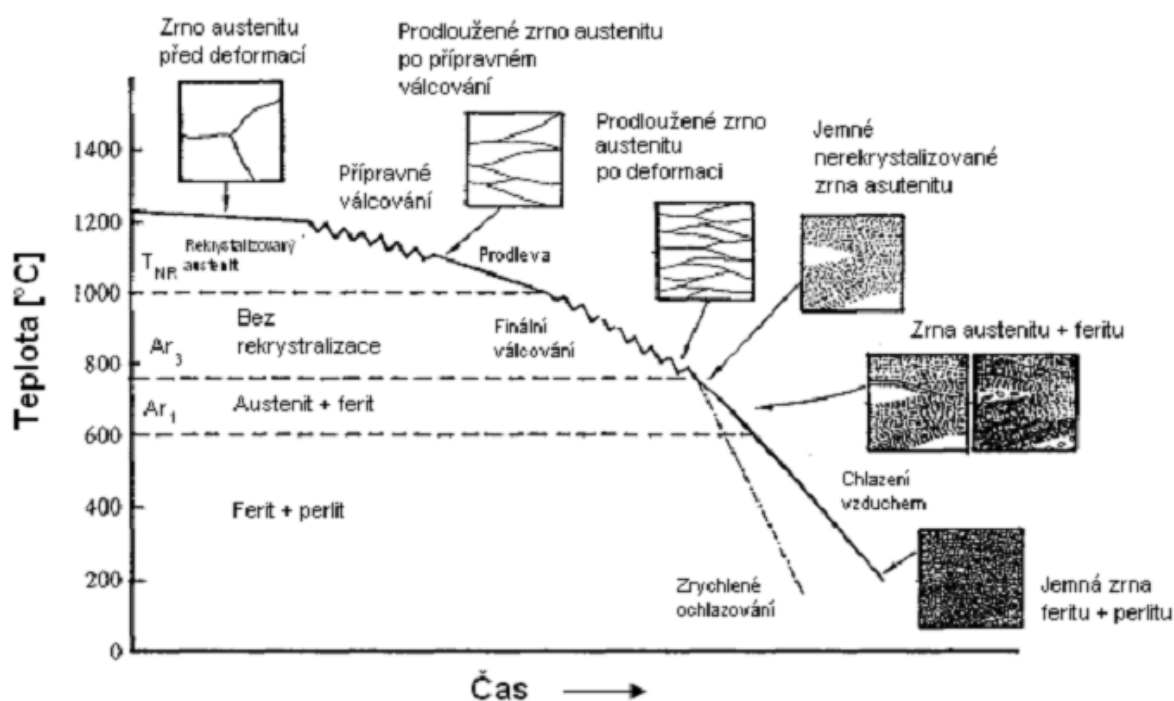
Obecně se pod názvem řízené tváření oceli označuje řízení celkových výrobních podmínek, které vedou k dosažení požadovaného strukturního stavu materiálu. Jedná se především o chemické složení oceli, termomechanické a časové parametry tváření, příp. ochlazování. Procesy řízeného tváření se produkuje specifická předdefinovaná mikrostruktura, se kterou jsou spojeny jednotlivé mechanické a fyzikální vlastnosti. Řízené tváření vyžaduje řízení a interakci nejméně těchto základních mechanismů: závislost na teplotě, deformaci, deformační rychlosti, času a historii deformace. Mezi základní jevy s vlivem na vlastnosti materiálu řadíme dislokační skluz, rekrytalizaci, růst zrna, fázové transformace, precipitaci, hrubnutí částic, zpevňování, teplotní režim a rozložení deformací. Velká část těchto strukturních změn se projevuje dynamicky v průběhu deformace nebo staticky po deformaci. Každý z těchto vlivů lze studovat samostatně, i přesto nejsou základní „pravidla“ zcela jasná. Navíc u řízeného tváření dochází k syntéze těchto základních stavebních kamenů a k jejich vzájemné interakci během reálného procesu. Zejména v oblasti velkých deformací, u relativně vysokých teplot a vysokých deformačních rychlostí, není tato problematika dostatečně prozkoumána. Procesy řízeného válcování či obecně řízeného tváření se zabývala, resp. zabývá celá řada autorů, z čehož vyplývá i určitá odlišnost týkající se dělení těchto procesů podle jednotlivých autorů. V průběhu let byla vytvořena řada termínů, které mají vyjadřovat proces řízeného tváření. Pro řízené tváření se nejčastěji používají pojmy „termomechanické tváření“ a „termomechanické zpracování“. Dle některých autorů je ale termomechanické tváření pouze jednou z variant řízeného tváření. Naproti tomu jsou tací, dle kterých pojem termomechanické zpracování (TMT - Thermo Mechanical Treatment) vyjadřuje kombinaci tvářecí operace za nižších teplot a dodatečného zpracování, ať už tepelného nebo kombinaci tepelného a mechanického. Laicky je řízené tváření chápáno jako jakékoliv tváření, sice za tepla, ale za nižších teplot než je obvyklé u konvenčních způsobů (cca 1000-1100 °C), tj. v oblastech od 700-920 °C, resp. finální tvářecí operace je prováděna v tomto teplotním rozsahu. Za řízené tváření je považována i kombinace konvenčního tváření a zrychleného ochlazování (např. proces „Temp-Core“). Pro procesy válcování se analogicky k názvu řízené tváření používají názvy „řízené válcování“, resp. „termomechanické válcování“ [5, 6]

### 3.2 Klasifikace termomechanického válcování

Termomechanickým zpracováním se zjemňuje sekundární zrno, které se transformuje z deformovaného austenitu. Ve většině případů se vývoj struktury řídí brzděním rekrytalizace austenitu, například kombinací účinku mikrolegujících prvků v tuhém roztoku, nebo interakcí řízené precipitace. Těchto poznatků využívají následující tři druhy řízeného válcování:

- **Konvenční řízené válcování neboli *Conventional Controlled Rolling (CCR)*** je založeno na ohřevu materiálu a následném válcování při teplotách běžných pro konvenční tváření tj. cca 1000-1100 °C a následném doválcování materiálu v oblasti teplot 800 – 900 °C, tedy pod teplotou nulové rekrytalizace ( $T_{NR}$ ). Statická i dynamická rekrytalizace je předbývána napět'ovo-indukovanou precipitací a zpevňování materiálu je akumulováno od průchodu k průchodu. Velikost středního přirozeného deformačního odporu vzrůstá se snižující se teplotou. Vysokých deformačních zatížení je dosahováno

i zvýšením hustoty dislokací. Výsledný materiál má jemnozrnnou feritickou mikrostrukturu (5 až 8  $\mu\text{m}$ ), která vznikne rekrytalizací austenitu mezi jednotlivými úběry, protože je k dispozici vysoký specifický povrch plochých austenitických zrn před rekrytalizací. Schematicky je proces CCR zobrazen na Obr. 1 [5, 7].



Obr. 1 Schematické znázornění Konvenčně řízeného válcování (CCR) [5]

- **Rekrytalizací řízené válcování neboli Recrystallization Controlled Rolling (RCR)** je založeno na dvou předpokladech. Rekrytalizace nesmí být příliš pomalá, tzn. požadované časy nesmějí být příliš dlouhé. Toho je možné dosáhnout například legováním oceli vanadem, který způsobuje zjemnění zrna díky snížení mobility hranic zrn v průběhu rekrytalizace. Druhou podmínkou je zabránění růstu zrna po každé proběhlé rekrytalizaci, který má negativní vliv na zjemňující efekt rekrytalizace při nižších teplotách. Ta tímto účelem postačuje přidavek Ti okolo 0,01 hm. % pro tvorbu jemnozrnných částic TiN, které při vhodné velikosti a frekvenční distribuci může kompletně bránit růstu zrna austenitu. Po dodržení těchto podmínek jsou pak jemná austenitická zrna transformována do relativně malých feritických zrn, zejména při použití zrychleného ochlazování materiálu. Řízená rekrytalizace austenitu probíhá při teplotách nad 900 °C. Jemná austenitická zrna jsou pak transformována do relativně malých feritických zrn (v rozmezí 7-10  $\mu\text{m}$ ), zejména když je použito zrychleného chlazení. Vše výše popsané vede ke zlepšení mechanických vlastností [5, 7].
- **Dynamickou rekrytalizací řízené válcování neboli Dynamic Recrystallization Controlled Rolling (DRCCR)** se uplatňuje při válcování drátů a tyčí na spojitých tratích. Krátký čas mezi jednotlivými průchody a nízká doválcovací teplota neposkytují možnost průběhu statické rekrytalizace. Proto je potřeba využít dynamickou rekrytalizaci, která zahrnuje nukleaci a růst nových zrn během deformace. Pro její vznik se musí vyvinout kritická deformace, díky které je možná docílit kompletní rekrytalizace přes průřez materiálu. Tímto způsobem lze dosáhnout výsledného feritického zrna o velikosti 1, až 2  $\mu\text{m}$  [5, 7].

Rozdíl mezi výše popsanými třemi typy řízeného tváření charakterizuje Tabulka 1, ve které jsou shrnuty vztahy mezi rekrystalizací a precipitací, doplněné o úlohu napětovo-indukované precipitace [6].

Tabulka 1 Vztah mezi rekrystalizací a precipitací pro výše popsané tvářecí procesy [6]

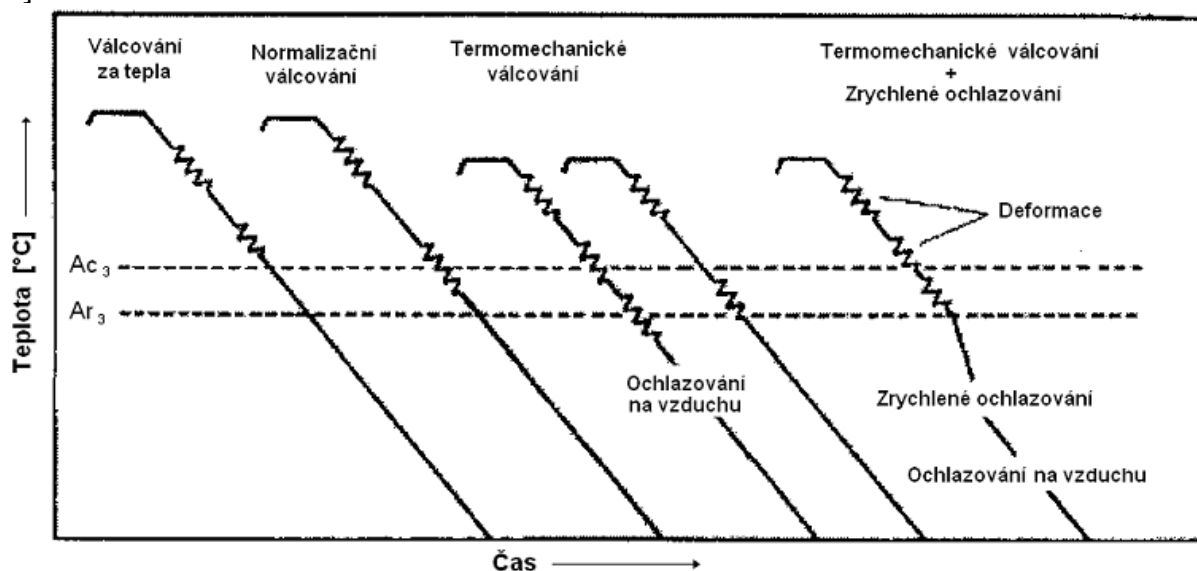
| Typ procesu   | Teplotní oblast v porovnání s $T_{NR}$ | Úloha napětovo-indukované precipitace | Vztah mezi precipitací a rekrystalizací                                  |
|---|--|---------------------------------------|--|
| Conventional Controlled Rolling (CCR)               | Pod                                    | Musí být                              | Precipitace před statickou nebo dynamickou rekrystalizací                |
| Recrystallization Controlled Rolling (RCR)          | Nad                                    | Nesmí být                             | Statická rekrystalizace před precipitací                                 |
| Dynamic Recrystallization Controlled Rolling (DRCR) | Pod                                    | Nesmí být                             | Žádná statická rekrystalizace, dynamická rekrystalizace před precipitací |

Z hlediska vztahu deformace k průběhu fázové transformace lze termomechanické válcování rozdělit na:

- **Ausforming**- deformace nestabilního austenitu probíhá v oblasti mezi perlitickým a bainitickým nosem. Tímto způsobem tváření je možno docílit vysoké pevnosti oceli bez nepříznivého ovlivnění houževnatosti a tažnosti. Variantou ausformingu je proces TRIP (transformačně-indukovaná-plasticita). K dosažení tohoto procesu je nutné přizpůsobit chemické složení a výrobu ocelí tak, aby se deformačně zpevněný austenit netransformoval na martenzit během ochlazování [7].
- **Isoforming**- spočívá v austenitizaci a ochlazení až na teplotu perlitického “nosu“ v diagramu IRA. Ocel se deformuje během celé přeměny až do jejího ukončení a ochlazuje se na vzduchu. Následující popouštění není nutné. Výslednou strukturu charakterizuje vznik jemných subrzn ve feritu a jemných globulárních karbidů. Teploty deformace jsou zpravidla v oblasti 600 až 700 °C. Isoforming nezvyšuje podstatně pevnostní vlastnosti, jeho hlavní předností je zvýšení houževnatosti a snížení tranzitních teplot [7].
- **Nízkoteplotní tváření**- austenitizace, ochlazení do oblasti vysoké stálosti metastabilního austenitu, následuje válcování s vysokým stupněm deformace ( $\epsilon$  nad 0,6) a zakalení na martenzit. Hlavní předností takto zpracovaných materiálů je jejich zvýšená pevnost při dostačující plasticitě. Vysokoteplotní tváření- austenitizace, válcování těsně nad teplotou  $A_{r3}$ , a následné kalení a popouštění daného materiálu při nižších teplotách. Tento proces zvyšuje plasticitu a odolnost proti únavě [7].
- **Deformační stárnutí**- jde o následné zpracování oceli konvenčně zušlechtěné nebo zpracované nízkoteplotním termomechanickým válcováním. Deformace se pohybuje okolo  $\epsilon=0,02$  při teplotě 150 až 200 °C. Tímto způsobem se zvyšuje pevnost materiálu, ale současně se snižuje jeho plasticita a vrubová houževnatost [6].

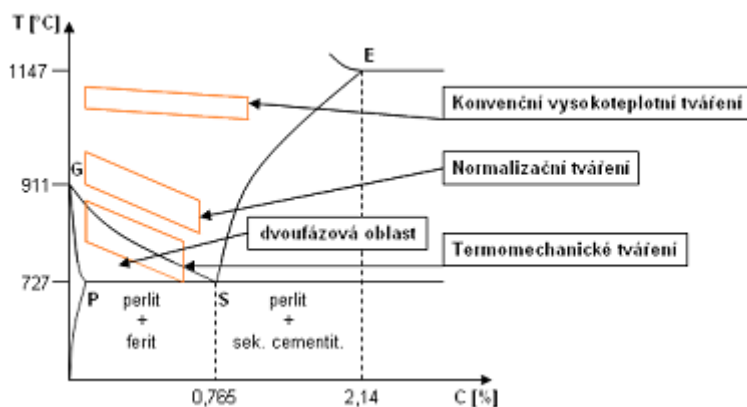
Na rozdíl od výše uvedeného je vhodné uvést i rozdělení označené jako tzv. moderní rozdělení. Základní obrázek tohoto typu a vysvětlení existujících způsobů tváření, které vedou k rozdílným strukturálním jevům, je uveden na Obr. 2. Zatímco normalizační tváření je podle jedněch autorů vždy ukončeno na  $A_{c3}$ , u jiných může být tváření posunuto nad  $A_{r3}$ . Čili tváření je v částečně dvoufázové oblasti. Následující termomechanické tváření má koncové operace jak

v oblasti těsně nad a pod teplotou  $A_{c3}$ , tak také těsně nad a pod teplotou  $A_{r3}$ , případně pouze ve dvoufázové oblasti mezi  $A_{c3}$  a  $A_{r3}$ . Tato metoda může být doplněna dalším postupem, kterému se říká termomechanické válcování se zrychleným chlazením, kde těsně za poklesem teploty pod  $A_{r3}$  je zařazeno zrychlené chlazení s následujícím volným ochlazením nebo řízeným chlazením na vzduchu. Toto rozdělení je spíše používáno pro válcování plochých vývalků. Toto urychlené chlazení po tváření je většinou ukončeno v teplotní oblasti okolo 500 až 600 °C [5, 6].



Obr. 2 Moderní rozdělení řízeného válcování dle teploty tváření [5]

Nejjednodušší způsob rozdělení řízeného tváření je dle teploty tváření. Zde rozlišujeme tzv. normalizační tváření a termomechanické tváření. Oblasti tváření jsou vzhledem k fázovému diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C znázorněny na Obr. 3 spolu s teplotní oblastí konvenčního válcování [6].



Obr. 3 Oblasti tváření v diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C [6]

### Konvenční tváření

Při konvenčním válcování probíhá deformace oceli ve fázi stabilního austenitu. V průběhu tváření (např. mezi jednotlivými průchody) probíhá statická rekystalizace, pro jejíž vznik je dostatečně vysoká teplota provalku. Konečná rekystalizace mikrostruktury je nastartována až po ukončení tváření, jedná se tedy o statickou rekystalizaci. Výsledné feritické zrna je transformováno ze zhrubších rekystalizovaných austenitických zrn (velikost zrna je ovlivněna rychlostí ochlazení). Pokud chceme dosáhnout lepších mechanických vlastností

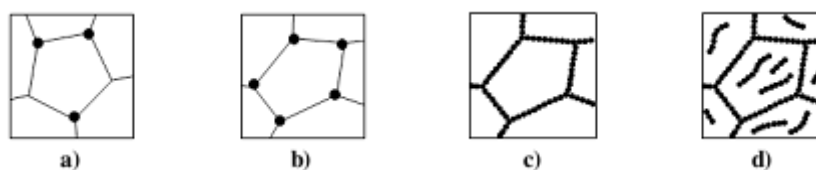
(lepších pevnostních charakteristik), je nezbytné zařadit tepelné zpracování nebo tváření za studena (např. tažení), případně nevyhovující situaci předejít úpravou chemického složení oceli [5, 6].

### Normalizační tváření

Normalizačním tvářením je nazýván proces, který probíhá v teplotní oblasti normalizačního žhání, tzn. finální tváření je orientováno ve spodní oblasti stabilního austenitu 30-50 °C nad  $Ac_3$ . Úplná rekrytalizace austenitu proběhne před přeměnou austenitu na ferit, takže transformační procesy jsou ovlivněny zjemněním austenitického zrna. Tento způsob tváření je volen zejména u konstrukčních feriticko-perlitických ocelí. Snížení řádkovitosti v mikrostruktuře těchto ocelí je možno vidět ve zvýšené rychlosti nukleace při přeměně z austenitu, kdy se feritická zrna netvoří pouze z hranic austenitických zrn, ale také v zrnech austenitu. Následkem zvýšení nukleace stoupá teplota přeměny  $\gamma/\alpha$ . Nyní se může tvořit feritické i perlitické zrno téměř současně. Výsledkem je jemnozrná mikrostruktura s pravidelným rozložením feritu a perlitu [5, 6].

### Termomechanické tváření

Finálním tvářením provalku nastává deformace v teplotní oblasti nestabilního austenitu za přeměny  $\gamma/\alpha$ , popřípadě těsně nad ní. Základem pro dosažení jemnozrné transformované mikrostruktury je řízený vývoj austenitické mikrostruktury. Vlivem přidání mikrolegujících prvků se oblast pro termomechanické tváření rozšiřuje, přitom tom je brzděn růst austenitického zrna. Až do přeměny austenitu je při řízeném tváření produkována vlivem dynamické, příp. statické rekrytalizace, jemnozrná austenitická mikrostruktura. Pro průběh finální deformace musí být provalek ochlazen natolik, že další rekrytalizace neprobíhá. Počet nukleačních zárodků se v posledním válcovacím průchodu zvyšuje, takže je splněn základní předpoklad pro optimální transformaci struktury. Nukleace feritu během transformace tvářeného austenitu probíhá v protažených austenitických zrnech během válcování, na nejvíce poruchových hranicích zrn tvářeného materiálu a v deformačních páslech vzniklých uvnitř austenitických zrn během tváření. Po ukončení válcování musí být provalek ochlazen natolik, aby už další rekrytalizace neprobíhala. Počet nukleačních zárodků se během posledních průchodů zvyšuje (Obr. 4), čímž je splněn základní předpoklad pro optimální transformaci struktury [5, 6].



Obr. 4 Nukleace feritických zrn v průběhu termomechanického zpracování [5]  
a) nukleace feritu z nedeformovaného rovnoosého zrna  
b) nukleace feritu z deformovaného protaženého zrna  
c) zvýšená nukleační rychlost na hranicích austenitických zrn  
d) nukleace feritu na deformačních páslech uvnitř původních austenitických zrn

## 4 Vývoj struktury při řízeném válcování

Řízené tváření má v principu za úkol zjemnit sekundární zrno transformující se z deformovaného austenitu, a tím zvýšit mechanické hodnoty oproti hodnotám dosahovaným při konvenčním tváření. Ve své podstatě ale může být cílem dosažení jakékoliv jiné struktury nebo textury oproti konvenčním způsobům tváření [5].

Na Obr. 5 a Obr. 6 jsou schematicky znázorněny tři základní teplotní oblasti při termomechanickém zpracování. Vhodným zvolením teplotních podmínek a velikosti deformace při doválcování lze účinně ovlivnit průběh uzdravovacích procesů, především vyvoláním dynamické či statické rekrytalizace [6].

### **Oblast I**

Výchozí velikost zrna je funkcí teploty a metalurgického charakteru oceli daného polotovaru. Zjemnění austenitického zrna je závislé na cyklu deformace-rekrytalizace. Zárodky pro přeměnu feritu z austenitu se tvoří pouze na hranicích austenitických zrn. Výsledná velikost feritických zrn dosahuje určité mezní hodnoty a další snížení deformací rekrytalizací tak není v oblasti I možné. Po transformaci austenitu na ferit tak vzniká poměrně hrubé feritické zrna. Jak se ukázalo, největší vliv na snížení velikosti austenitického zrna při deformaci v oblasti I mají deformace do hodnoty  $\varepsilon=0,4$  až  $0,5$ , deformace vyšší než  $0,5$  má vliv na velikost zrn velmi malý a blíží se limitní hodnotě:

$$d_R = K \times \varepsilon^{-0,5} \times d_0 \times Z^{-0,6} \quad (1)$$

|               |                           |
|---------------|---------------------------|
| $d_R$         | výsledná velikost zrna    |
| $d_0$         | původní velikost zrna     |
| $\varepsilon$ | deformace                 |
| $K$           | materiálová konstanta     |
| $Z$           | Zener-Hollomonův parametr |

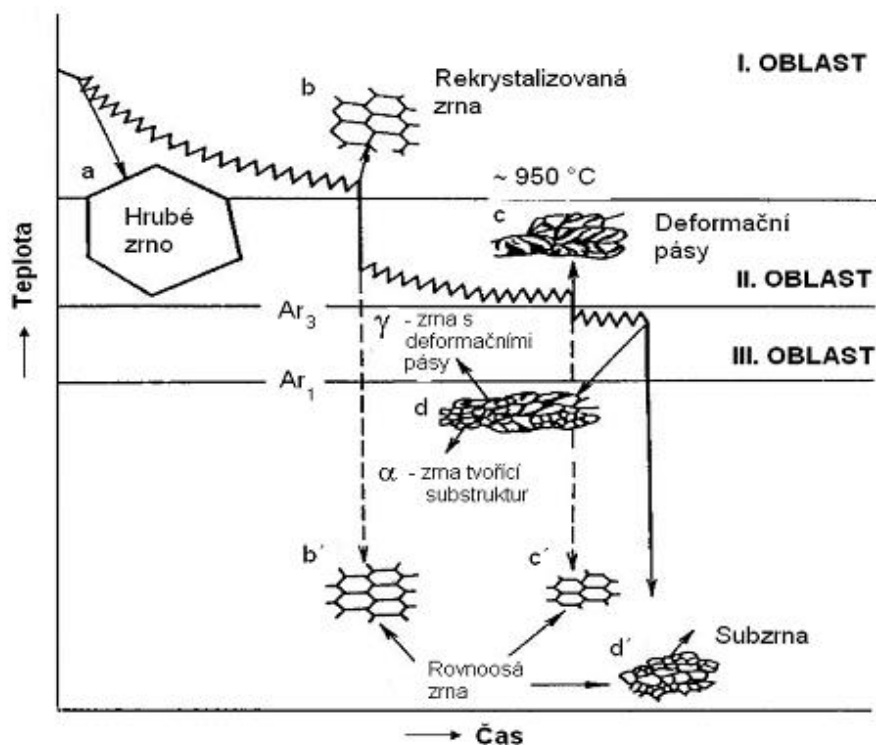
Z rovnice (1) vyplývá, že rozhodující vliv na velikost rekrytalizovaného zrna má  $\varepsilon$  a  $d_0$ . Vliv deformační rychlosti obsažen v konstantě  $Z$  není tak velký. Při velkých deformacích se snižuje i vliv  $d_0$ . Cílem tváření v oblasti I je získání rovnoměrného a pokud možno jemného zrna. Hrubo-zrná struktura způsobuje při tváření v oblasti II nebezpečí vzniku nerovnoměrné velikosti zrn [5, 7].

### **Oblast II**

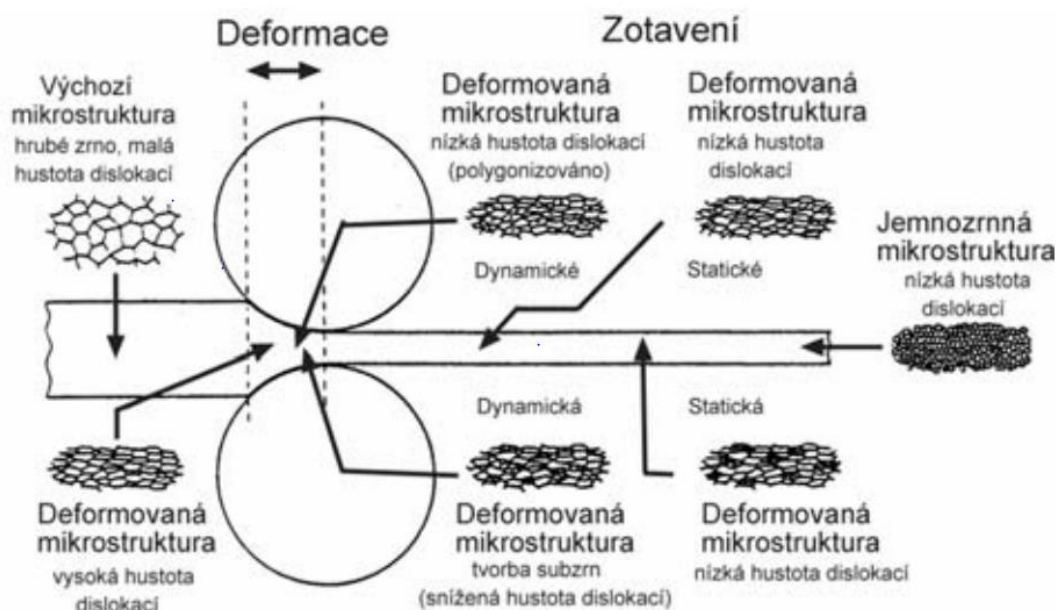
Tvářením v oblasti I získáme mezní velikost zrna. Další zjemnění zrna umožňuje tváření v oblasti II. Následkem zbrzděné rekrytalizace dochází k prodlužování austenitického zrna a uvnitř materiálu vznikají pásy s vyšší hustotou dislokací, větší vnitřní energií a nestabilitou systému. K vytváření zárodků feritu nedochází pouze po hranicích austenitického zrna, ale i v deformačních pásách. Při změně austenitu na ferit mají deformační pásy podobnou úlohu jako hranice zrn. Nukleace feritu probíhá z podstatně vyššího počtu zárodků, takže výsledná velikost zrna je výrazně menší [5, 7].

### **Oblast III**

Další zjemnění výsledného zrna lze dosáhnout tvářením v oblasti III, tzv. oblasti dvoufázové. Feritické zrna deformované po přeměně z austenitu nemůže rekrytalizovat, a při zotavovacích procesech dochází ke vzniku subzrn. Snížená rozpustnost Mn a V ve feritu po dané transformaci urychluje precipitaci též podporovanou deformací, což přispívá ke znehybnění dislokací a hranic subzrn. Ve dvoufázové oblasti je též potlačen růst zrn. Výsledná struktura vzniklá tvářením v oblasti III obsahuje rovnoosá feritická zrna s menší hustotou dislokací ("měkká zrna") a subzrna s vyšší hustotou dislokací ("tvrdá zrna") [5, 7].



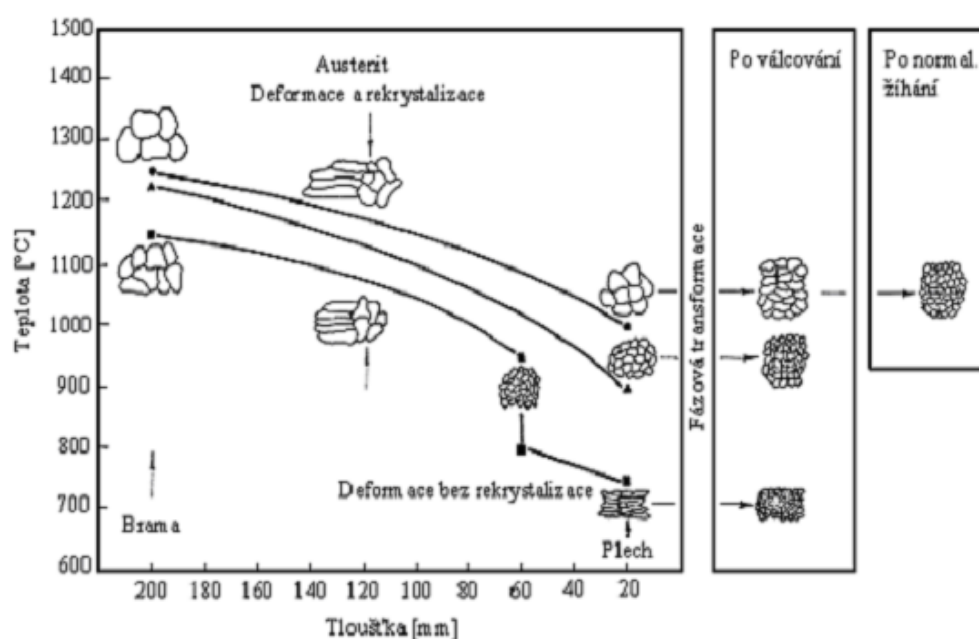
Obr. 5. Schématické zobrazení vlivu teploty tváření na mikrostrukturu materiálu [6]



Obr. 6. Schématické zobrazení vlivu teploty tváření na mikrostrukturu materiálu [5]

Vliv podmínek válcování na výslednou velikost zrna pro proces válcování tlustých plechů je znázorněn Obr. 7.





Obr. 7 Vliv podmínek válcování na výslednou velikost zrna – plechy [6]

#### 4.1 Uzdravovací procesy

Je obecně známo, že za tepla deformované mikrostruktury většiny kovů a slitin jsou tvořeny zejména dislokačními subzrny, uvnitř kterých je relativně malá hustota volných dislokací. Subzrna jsou tvořena relativně dokonalými dislokačními stěnami. Dislokace mohou být rychle anihilovány pomocí vzájemných interakcí se segmenty opačného znaménka při příčném skluzu, lokálnímu šplhu atd. Tyto procesy tak zabraňují akumulaci volných dislokací, čímž dochází k ustálení deformačního napětí na konstantní úroveň řízenou velikostí zrna a obsahem dislokací. Během plastického toku materiálu jsou subhranice kontinuálně při svém růstu anihilovány a nahrazovány novými, takže průměrná velikost a rovnoosý tvar zůstává konstantní i během velmi vysokých deformací. Schopnost přeuspořádání dislokačních subzrn pod napětím s cílem dosáhnout stabilní deformační struktury je základním rysem chování kovů s vysokou energií vrstevné chyby (EVCH) [7].

Kovy s nízkou EVCH často vykazují heterogenní chování subzrn, tj. v oblastech blízko hranic, kde je lokalizována deformace spojená s násobným skluzem, se subzrna vyvíjejí mnohem snáze než v centrálních oblastech zrn [7].

Uzdravovacími procesy, které probíhají během deformace, se nazývají dynamické procesy, mezi které patří dynamická rekrytalizace a dynamické zotavení. Po ukončení deformace probíhají statické neboli postdynamické uzdravovací procesy, mezi které patří statická rekrytalizace, statické zotavení a metadynamická rekrytalizace. Schématické znázornění působení uzdravovacích procesů během procesu válcování je na Obr. 6 [5].

#### 4.1.1 Zotavení

##### Dynamické zotavení

K zotavení dochází po snížení nerovnovážné koncentrace defektů (bodové a čárové) obvykle žháním na vhodné teplotě. Bodové poruchy jsou odstraňovány při relativně nízkých teplotách ( $<0,3 T_t$ ). Ačkoliv platí, že u vyšších teplot dominuje při uzdravovacích procesech rekrystalizace, zotavení stále probíhá. Řídícím mechanismem zotavení je šplhání dislokací za současné migrace vakancí. Při dynamickém zotavení se hustota dislokací snižuje anihilací, vyrovnáním zakřivených dislokačních sítí a polygonizací, rozpadem původního velkého zrna na několik menších zrn. Při zotavení nevznikají nová zrna a probíhá částečné snižování počtu dislokací. Kinetiku dynamického zotavení během plastické deformace za tepla podporuje vysoká energie vrstevných chyb, vyšší teploty tváření, vyšší deformační napětí a vyšší obsah vakancí. Dynamické zotavení probíhá velmi rychle, výsledkem je dosažení tzv. rovnovážného stavu na křivce napětí-deformace [5].

##### Statické zotavení

Jedná se o principiálně stejný proces jako dynamické zotavení, ale probíhá po deformaci nebo v průběhu žhání. Rozsah působení statického zotavení je v případě tváření kovů za tepla poměrně omezený a platí obecný, že na změkčení struktury se podílí max. 20% [5].

#### 4.1.2 Rekrystalizace

##### Dynamická rekrystalizace

U kovů s nízkou energií vrstevných chyb je dislokační síťová nepropustná pro procházející dislokace. Rozhodujícím mechanismem změkčování je v daném případě dynamická rekrystalizace. Rekrystalizační proces v sobě zahrnuje nukleaci zárodků a jejich růst. Hlavním faktorem určujícím rekrystalizaci a z ní vyplývající vlastnosti rekrystalizovaného materiálu je rychlost tvorby zárodků. Výhodné oblasti pro tvorbu zárodků jsou místa s vyšší koncentrací energie, jako jsou hranice původních zrn a deformační pásy. Jako zárodky mohou sloužit i cizí částice, např. hrubé nerozpustné precipitáty [7, 8].

Dynamická rekrystalizace začíná při dosažení kritické deformace korespondující s kritickou hustotou dislokací. Pro daný materiál je kritická deformace funkcí teploty, deformační rychlosti a velikosti austenitického zrna.

Dynamická rekrystalizace se vyznačuje nepřetržitou nukleací a omezeným růstem zrna. Výsledkem je proto velmi jemné zrno, které může být zpevněno polygonizační strukturou. Velikost kritických deformací se zvětšuje s rostoucí deformační rychlostí a snižuje s rostoucí teplotou. Dynamická rekrystalizace se objevuje u procesů válcování drátů, pásů a tyčí za tepla, které se vyznačují postupným zkracováním prodlev mezi jednotlivými úběry a zvyšující se rychlostí deformace mezi jednotlivými úběry. Během prvních úběrů je dostatek času na statickou rekrystalizaci, se zmenšováním průřezu provalku nastávají podmínky vhodné pro dynamickou rekrystalizaci. Po dynamické rekrystalizaci se dle konkrétních podmínek mohou projevit další uzdravovací pochody jako je statická a metadynamická rekrystalizace či metadynamické a statické zotavení [5].

##### Metadynamická rekrystalizace

Hlavním předpokladem pro vznik metadynamické rekrystalizace jsou rekrystalizovaná zrna při tváření. Metadynamická rekrystalizace nevyžaduje inkubační dobu, neboť probíhá v okamžiku ukončení deformace a její průběh je o řád rychlejší než u statické rekrystalizace a probíhá převážně v oblastech s maximální deformací [5].

### Statická rekrytalizace

Statická rekrytalizace probíhá po ukončení deformace. Základním předpokladem pro její průběh jsou vhodné podmínky pro tvorbu zárodků a jejich růst. Tvorbu zárodků podporuje a inkubační dobu zkracuje vyšší teplota, vyšší napětí a deformační rychlost. Opačně pak působí vyšší energie vrstevných chyb a obsah legujících prvků. Statická rekrytalizace je charakteristická tím, že deformace v daném místě nepřekročila kritickou hodnotu potřebnou k dynamické rekrytalizaci. Pro počátek statické rekrytalizace klesá teplota se stoupající velikostí předchozí deformace. Kinetika procesu se zrychluje s klesající velikostí zrna a stoupající rychlostí deformace. Při vyšších deformačních rychlostech se zkracuje doba průběhu zotavovacích dějů, takže struktura během a po tváření za tepla má větší hustotu dislokací a vnitřní energii [5, 7].

## 4.2 Sferoidizace karbidů v ocelích

Sferoidizaci karbidů lze dosáhnout několika různými cestami tepelného a termomechanického zpracování. Ve většině případů probíhá tento proces difúzí, což vede ke značné časové náročnosti celého procesu a s tím spojené zvýšení finančních nákladů [9].

Konvenční způsob sferoidizace karbidů ve feritické matici se provádí několikahodinovým žiháním těsně pod teplotou  $A_{c1}$ . Při výchozí struktuře tvořené bainitem, popř. martenzitem dochází k vylučování a shlukování karbidů poměrně rychle. Je-li ale výchozí struktura lamelární perlit, proces sbalování cementitických lamel probíhá pomaleji a je navíc ještě umocňován zvyšující se tloušťkou jednotlivých lamel [10].

Zvýšení žihací teploty nad  $A_{c1}$  s následným pomalým ochlazením má za následek zvýšení podílu sferoidizovaných karbidů. Při teplotě nad  $A_{c1}$  dochází k austenitizaci perlitu bez jeho výrazné homogenizace, která tak nesnižuje výrazně počet zárodků, z nichž se při ochlazení vylučují jemné a rovnoměrně distribuované globulární karbidy. Urychlení procesu sferoidizace je též možné pomocí teplotního kolísání kolem teploty  $A_1$  [9, 11].

Dle patentu [12] dochází v výrazném zkrácení doby tepelného zpracování produkující sferoidizované karbidy ve feritické matici na přibližně 1,5 hodiny. Žihání vysokouhlíkové oceli je realizováno náhřevem na teplotu  $A_1-20^\circ\text{C}$ . Dále následuje náhřev na teplotu  $A_1+20^\circ\text{C}$  nebo vyšší s následným rychlým ochlazením pod teplotu  $A_1$ . Dalším krokem je náhřev oceli na teplotu  $A_1+20^\circ\text{C}$  a výše, ochlazení na  $740^\circ\text{C}$ , pak ochlazení na  $690^\circ\text{C}$  rychlostí  $3,5^\circ\text{C}/\text{min}$ . nebo menší a dochlazení na pokojovou teplotu [12].

Dalším způsobem, kterým je možno dosáhnout rychlejší sferoidizace, je rozpadem podchlazeného austenitu. Toto zpracování se skládalo z prvotní austenitizace na teplotě  $950^\circ\text{C}$ , následného kalení až na  $330^\circ\text{C}$  po dobu několika sekund, dalšího ohřevu pod  $A_{c1}$  ( $700^\circ\text{C}$ , resp.  $650^\circ\text{C}$ ), teplotní výdrže a dochlazení na vzduchu. Tímto termomechanickým zpracováním dochází ke vzniku velkého množství poruch v krystalické mřížce, což umožňuje vznik sferoidizovaných karbidů během několika minut. Výsledná mikrostruktura pak je tvořena velmi jemnou sítí kulových karbidů, avšak zvýšený výskyt poruch v krystalické mřížce nevhodně ovlivňuje tvařitelnost, která negativně ovlivňuje komerční využití daného tepelného zpracování [13].

Zrychlené sferoidizace karbidů lze taktéž dosáhnout kombinacemi tepelného a termomechanického zpracování, které jsou detailněji rozepsány v následujících kapitolách diplomové práce.

Sferoidizací karbidů dochází ke snížení napětí a ke zvýšení houževnatosti vlivem změny morfologie karbidických částic z lamelárního (deskovitého) na globulární (kruhový) tvar.

Změna tvaru karbidických částic probíhá snížením energie mezifázového rozhraní ferit / karbid. [14]

K sferoidizaci karbidů vedou dva kroky:

- Karbidy s vysokým poměrem stran (např. lamel cementitu v perlitu) jsou rozděleny do mnoha malých, kulových karbidů. Kulový tvar částic je energeticky výhodnější než původní.
- Následuje proces hrubnutí částic tzv. Ostwaldovo zrání, kdy dochází k rozpuštění malých částic na úkor růstu částic větších. Kinetika obou etap sferoidizace je řízena difúzí uhlíku a dalších legujících prvků obsažených v kovové matici materiálu [15].

#### 4.2.1 Mechanismy sferoidizace cementitu

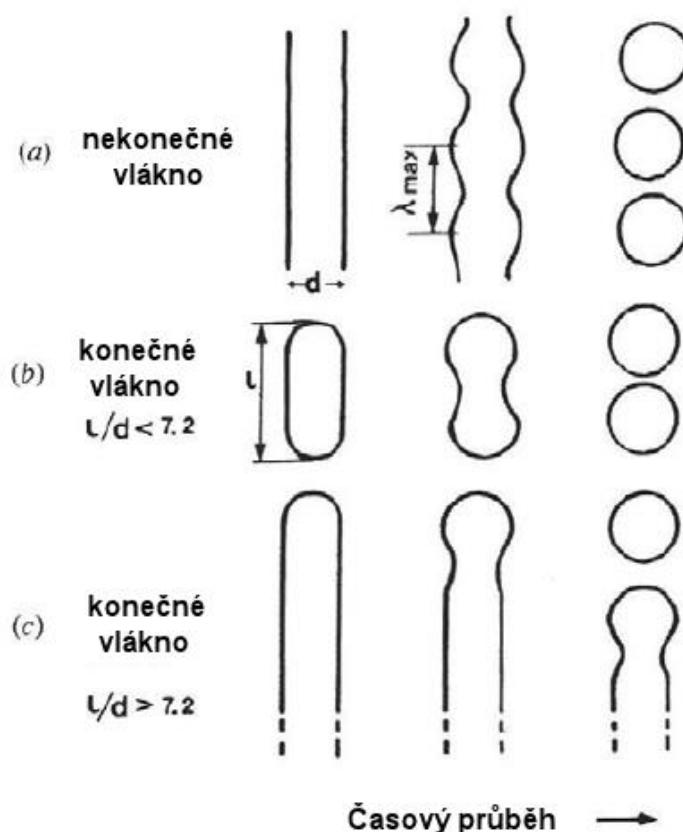
V současné době je evidováno více mechanismů vedoucích k rozpadu (nestabilitě) cementitu. Za obecně nejdůležitější se považuje vysvětlení v rámci čtyř obecně přijímaných teorií:

- Rayleighova kapilárně indukovaná teorie nestability
- Mullinsova a Nicholsova modifikovaná teorie nestability
- Teorie tepelného reliéfu
- Teorie migrace poruch.

Jakmile dojde k rozpadu cementitu a vzniknou globulární částice, nastane proces Ostwaldovo zrání. Jednotlivé teorie jsou popsány v následujících kapitolách.

##### 4.2.1.1 Rayleighova kapilárně indukovaná teorie nestability

Rayleighova teorie nestability stojí na předpokladu, že vlivem kapilárního působení dojde u válcového karbidu ke vzniku sinusoidální poruchy. Bude-li maximální vlnová délka dané poruchy  $\lambda_{\max}$  větší než určitá kritická vlnová délka  $\lambda_c$ , budou tyto poruchy postupně stále výraznější. Vlivem neustálého narůstání poruch dojde k případnému rozpadu na řadu kulovitých karbidů ve vzdálenosti  $\lambda_{\max}$ . Výše zmíněné hodnoty  $\lambda_{\max}$  a  $\lambda_c$  jsou závislé na mechanismu přenosu hmoty [16].



Obr. 8 Schématické znázornění Rayleighovy teorie morfologické nestability lamelární struktury pro válce různých délek [16]

Grafické znázornění Rayleighovy teorie morfologické nestability lamelární struktury je znázorněno na Obr. 8. S postupujícím časem dochází na válcovité struktury k poruchám, které jsou mezi sebou ve vzdálenosti  $\lambda_{\max}$ , v jejichž důsledku se válec rozpadá na malé globulární částice. Na Obr. 8 je naznačen vliv tzv. štíhlostního poměru (délky k šířce). Na Obr. 8a je naznačeno vlákno o nekonečné délce, na kterém vlivem deformace dochází po celé délce k poruchám. Na Obr. 8b je částice se štíhlostním poměrem menším než 7,2, která se rozpadne na dvě globulární částice. U válce se štíhlostním poměrem větším než 7,2 dojde ke vzniku poruchy na jednom konci, od kterého dochází k postupnému rozpadu na jednotlivé globulární částice. Problémem Rayleighovy teorie sferoidizace perlitu je předpoklad válcovité morfologie, která se neslučuje s reálným lamelárním (deskovitým) tvarem perlitu. Desková morfologie perlitu obsahuje rozsáhlé rovné povrchy, které jsou vůči výše popsanému mechanismu vzniku poruch odolné. Z tohoto důvodu byla Rayleighova teorie nestability později upravena W. W. Mullinsem a F. A. Nicholsem. Modifikovaná teorie v sobě integruje lamelární morfologii [10].

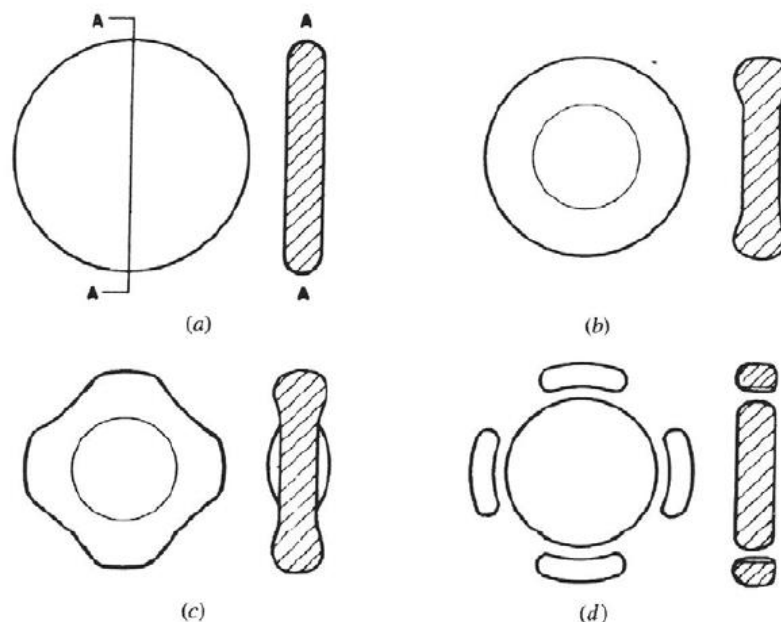
Mullinsova a Nicholsova modifikovaná teorie nestability se někdy též nazývá Teorie hranové sferoidizace. Mullins a Nichols zjistili, že rovinné povrchy lamel cementitu vykazují oproti válcovitým vysokou stabilitu. Hrany desek jsou však zakřivené, a mají tak vyšší chemický potenciál než ploché stěny desek. Vliv zakřivení hran desek na hodnotu chemického potenciálu ukazuje Gibbsova-Thompsonova rovnice [10].

$$\ln \frac{a_c}{a_e} = \left( \frac{2\gamma V_m}{rRT} \right) \quad (2)$$

$$\text{resp. } X_{eq_r}^{\alpha} = X_{eq_{\infty}}^{\alpha} \exp\left(\frac{2\gamma V_m}{rRT}\right), \quad (3)$$

- $a_c$  aktivita rozhraní částice a matrice,  
 $a_e$  rovnovážná aktivita,  
 $X_{eq_r}^{\alpha}$  maximální rozpustnost uhlíku ve feritu při zakřivení lamely cementitu o poloměru  $r$ ,  
 $X_{eq_{\infty}}^{\alpha}$  maximální rozpustnost uhlíku ve feritu při rovinné lamelle cementitu, poloměr je nekonečný,  
 $T$  teplota,  
 $\gamma$  povrchová energie rozhraní (ferit cementit),  
 $R$  molární plynová konstanta,  
 $V_m$  molární objem částice,  
 $r$  poloměr zakřivení mezifázového rozhraní.

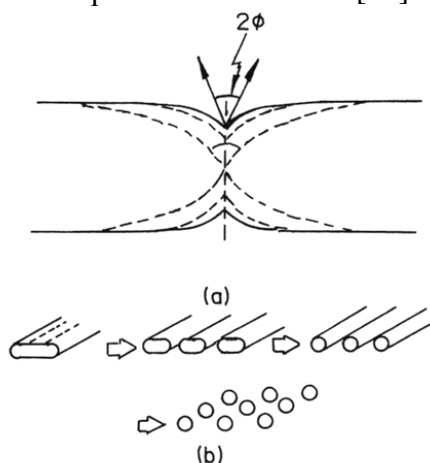
Tento rozdíl hodnot chemického potenciálu je termodynamickou hnací silou difúzních dějů. V důsledku difúze dojde k vytvoření kruhového valu kolem vnějšího okraje původní desky, který dále difunduje na vnější plochu desky. Tento val lze považovat za zakřivený typ válce, který je náchylný na poruchy vyvolané kapilárním působením. Mechanismus rozpadu desky podle Mullinsovy a Nicholsovy modifikované teorie nestability je znázorněn na Obr. 9. Výchozí deskové morfologii uvedené na Obr. 9a dojde vlivem difúze ke zesílení hran původní ploché desky vlivem gradientu potenciálu mezi rovinou a zakřivením hrany, viz Obr. 9b. Na Obr. 9c jsou patrné poruchy vznikající po obvodu desky. Poruchy se nakonec rozpadají na menší kulovitější částice, viz Obr. 9d [16].



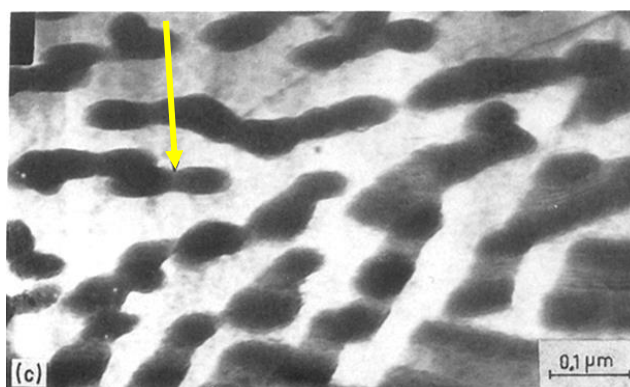
Obr. 9 Schématické znázornění Mullinsovy a Nicholsovy modifikované teorie nestability. (a) karbidická deska (b) na hranách ploch destičky narůstá materiál vlivem rozdílných chemických potenciálů, (c) na zesíleném vnějším okraji dochází k sinusoidálním poruchám, (d) kruhový útvar se rozpadá na menší částice [10]

#### 4.2.1.2 Teorie tepelného reliéfu

Teorie tepelného reliéfu, tedy štěpení hranic, předpokládá, že se cementitické desky rozpadají vlivem difúze podél hranic subzrn. Štěpení hranic je tak důsledkem existujících subhranic, které vznikají v důsledku rekrystalizace deformované lamelární struktury, či procesy s fázovými přeměnami (perlitická přeměna austenitu). Hranice je pak tvořena křivkou trojných bodů na rozhraní mezi feritem a cementitem. Při rovnováze povrchových napětí v trojném bodu dochází k přeměně hranice zrna v cementitické destičce na zakřivenou vetknutou drážku [17]. Zakřivení této drážky má za následek rozdíl v chemickém potenciálu dle Gibbsova-Thompsonova rovnice (2)(3). Rozdíl mezi chemickými potenciály pak vede k difúzi materiálu z drážky a k jejímu dalšímu rozšiřování, dokud nedojde k rozpadu na menší částice. Pokud je úhel drážky ( $2\Phi$ ) v trojném bodu ( $2 \cos\Phi = \gamma_b/\gamma_s$  kde  $\gamma_b$  je povrchové napětí mezifázového rozhraní a  $\gamma_s$  povrchové napětí hranic subzrn) menší než  $\pi$  dochází k štěpení hranic. Obr. 10 [17].

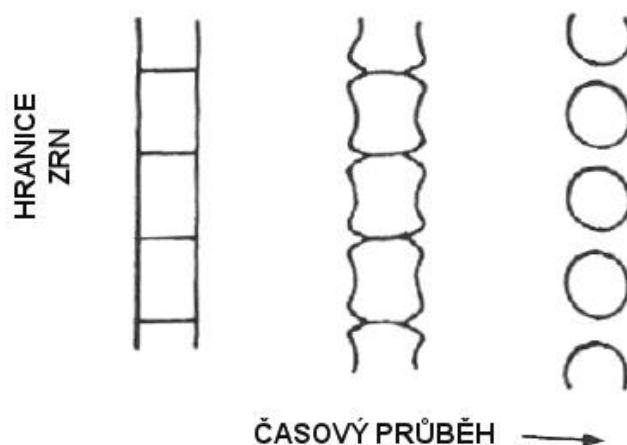


Obr. 10 Štěpení hranic (a) Povrchového napětí mezifázového rozhraní v trojném bodu  
(b) Rozdělení desky způsobené přítomností vnitřních hranic subzrn [17]



Obr. 11 Snímek z transmisního elektronového mikroskopu. Žlutá šipka znázorňuje trojný bod [18]

Na Obr. 10 je znázorněn rozpad desky podle teorie tepelného reliéfu. Obr. 10 vyobrazuje cementitickou desku, kterou prochází několik hranic subzrn. S přibývajícím časem se začínou hranice subzrn tvořené trojnými body zvětšovat a desky se začíná podél hranic rozpadat. Následuje rozpad válcovitých útvarů a vzniknou tak sferoidizované karbidy [16].



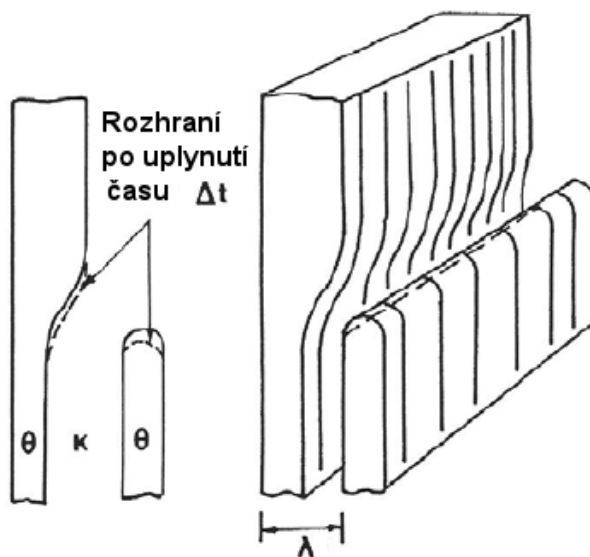
Obr. 12 Schématické znázornění mechanismu rozpadu částic při sferoidizaci podle teorie tepelného reliéfu [16]

Tvorbu hranic podporuje deformování materiálu za studena před či v průběhu sferoidizace. Pravidelně rozložené dislokace vzniklé v průběhu deformace pak představují krátké difúzní dráhy. Dislokace rozložené v pravidelných vzdálenostech na rozhraní mezi feritem a cementitem popsal Chattopadhyay, ale nezjistil výskyt žádné vnitřní dislokační struktury v deformovaných cementitických deskách, která by podporovala představu o rozpadu cementitu podél hranic subzrn [10]. Tian a Kraft však v cementitických deskách pozorovali v mikrostruktuře různé pásy, např. série vrstevných chyb. Tyto poruchy mohou umožňovat vznik subzrn, na kterých se pak projeví mechanismus tepelného reliéfu [16].

#### 4.2.1.3 Teorie migrace poruch

Teorie migrace poruch se namísto jediné desky zabývá řadou střídavě uspořádaných desek. Podle teorie migrace poruch vzniká v důsledku blízkosti zakřiveného konce jedné desky a rovného povrchu desky sousední chemický potenciál. Vytváří se tak termodynamická hnací síla difúze. Ze zakřiveného konce desky bude materiál ubývat, následkem čehož se bude zvětšovat tloušťka ploché části sousední desky. Teorie migrace poruch je schematicky znázorněna na Obr. 13. Konec destičky ležící vpravo je posunut oproti destičce vlevo. Plošší povrch levé destičky bude následkem rozdílných chemických potenciálů růst na úkor zaobleného konce destičky vpravo [10]. Tian a Kraft navrhli teorii migrace poruch rozšířit tak, aby počítala nejen se sousedními lamelami, ale i s jinými poruchami uvnitř cementitické lamely [16].



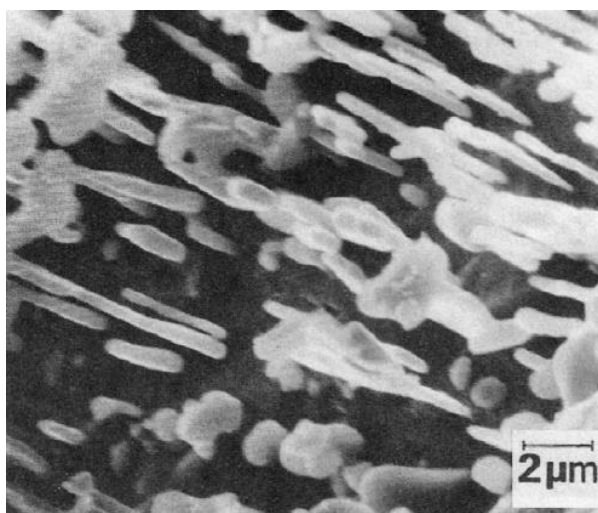


Obr. 13 Schématické znázornění mechanismu rozpadu částic při sferoidizaci podle teorie migrace poruch [10]

#### 4.2.1.4 Teorie kombinovaných mechanismů

Tian a Kraft navrhli hypotézu, podle které v raných fázích sferoidizace dochází k rozpadu desek s trhlinami podle teorie tepelného reliéfu, hlavní střední části procesu sferoidizace dominuje tloušťnutí desek, zmenšování otvorů a prasklin podle teorie migrace poruch, a na konci nastává rozpad válcových tyčinek podle Rayleighova modelu nestability [16].

Obr. 14 dokládá přítomnost těchto válcových tyčinek v eutektické oceli o vysoké čistotě. Chattopadhyay však předpokládá, že celý proces probíhá podle Mullinsovy a Nicholsovy modifikované teorie nestability [16, 10].



Obr. 14 Válcové částice cementitu vykazující stopy mechanismu dle Rayleighovy teorie nestability ve vysoce čisté eutektické oceli sferoidizované při teplotě 700°C po dobu 100 hodin [16]

#### 4.2.2 Ostwaldovo zrání

Po rozpadu lamelárního perlitu nastává proces zvaný Ostwaldovo zrání, též někdy nazývaný Ostwaldovo hrubnutí. Výzkumem bylo zjištěno, že po rozpadu šedesáti procent cementitu na kulovité částice je dominantním procesem Ostwaldovo zrání [18]. Ostwaldovo zrání je proces, při němž větší kulovité útvary rostou na úkor menších. Hnací silou Ostwaldova zrání je snížení celkové povrchové energie systému při zachování rovnovážného objemového podílu karbidů, neboť malé částice mají matematicky větší povrch k danému objemu oproti částicím větším.

Známý kvantitativní popis Ostwaldovo zrání dle Lifshitzova a Slyozova [19] a dle Wagnera [20] se nazývá tzv. „LSW“ teorie. Podle teorie LSW se průměrný rozměr částic lineárně zvyšuje s třetí odmocninou času. LSW je teorie, ve které vývoj precipitátů probíhá prostřednictvím jejich vzájemného difúzního působení s koncentračním polem rozpuštěné látky. Pokud uvažujeme kulovité částice precipitátů, koncentrace rozpuštěné složky v matici na rozhraní precipitát-matrice je dána Gibbs-Thomsonovým vztahem popsáním též výše (2)(3) [10]. Vývoj daných precipitátů je výsledkem rovnováhy mezi Gibbs-Thomsonovou koncentrací a střední koncentrací rozpuštěné látky v okolní oblasti. Výzkumem bylo zjištěno, že po rozpadu šedesáti procent cementitu na kulovité částice je Ostwaldovo zrání dominantním procesem [18].

Podle řady autorů jsou hlavním řídicím mechanismem Ostwaldova zrání během sferoidizace difúzní procesy [15].

### 4.3 Kinetické faktory ovlivňující sferoidizaci

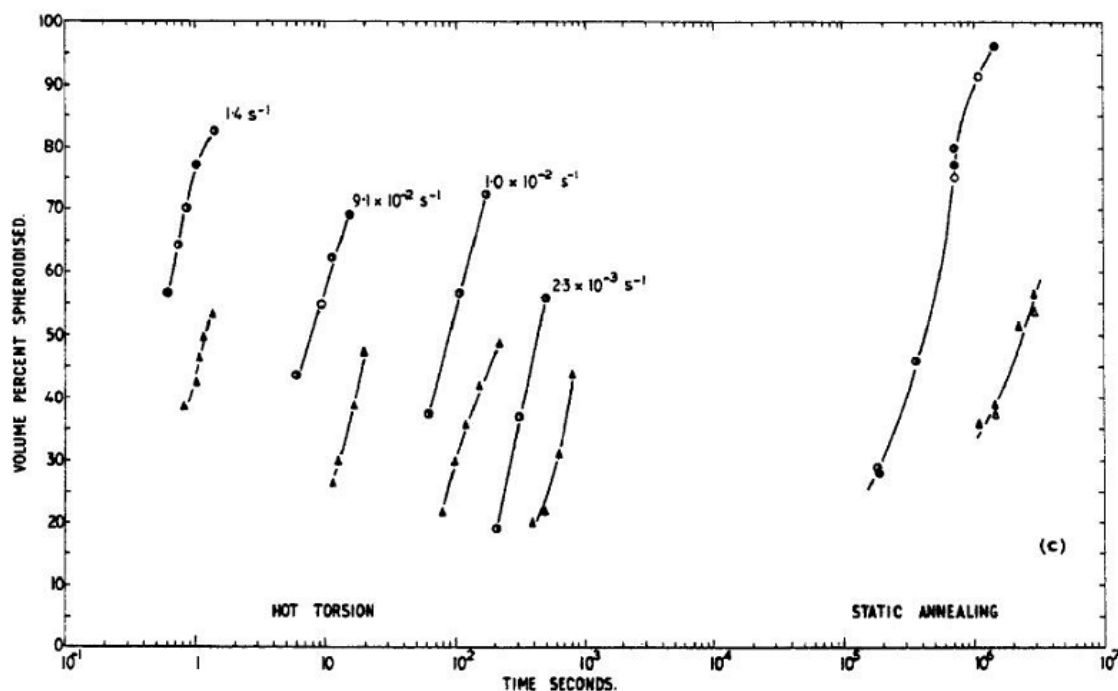
Mezi hlavní faktory ovlivňující proces sferoidizace v ocelích patří:

- deformace
- výchozí mikrostruktura
- koncentrace vakancí a dalších mřížkových poruch

Změny výše uvedených parametrů ovlivňují difúzní procesy uvnitř oceli. Vzhledem k faktu, že sferoidizace je považována za difúzní proces, může vhodná změna parametrů vést ke značnému zkrácení času tepelného zpracování, popř. termomechanického zpracování potřebného k dosažení sferoidizované struktury [10].

#### 4.3.1 Vliv mechanické deformace

Dle [10] existuje řada prací zabývajících se vlivem deformace na sferoidizaci karbidů. Vložení plastické deformace v průběhu žíhání urychluje rozpad cementitických lamel oproti žíhání bez deformace. Zvýšení rychlosti deformace během tepelného zpracování může zrychlit rozpad cementitických desek. Na Obr. 15 je znázorněn objemový podíl sferoidizovaných lamel cementitu při různých dobách výdrže na rozdílných teplotách 700 ° C ( ● ) a 650 ° C ( ▲ ). Jednotlivé části grafu představují různé množství uložené plastické deformace. Křivky úplně vpravo představují tepelné zpracování bez vnášené deformace. Jak je z grafu na Obr. 15 patrné, se zvyšující se deformací dochází k snižování času potřebného k částečné sferoidizaci cementitických lamel, nicméně rychlost deformace ovlivňuje pouze rychlost daného mechanismu, nikoliv pak mechanismus samotný, protože sferoidizace je proces ovládaný difúzí. Mechanická práce tak může zvýšit kinetiku difúze, ale samotná deformace nemůže způsobit proces sferoidizace [10].

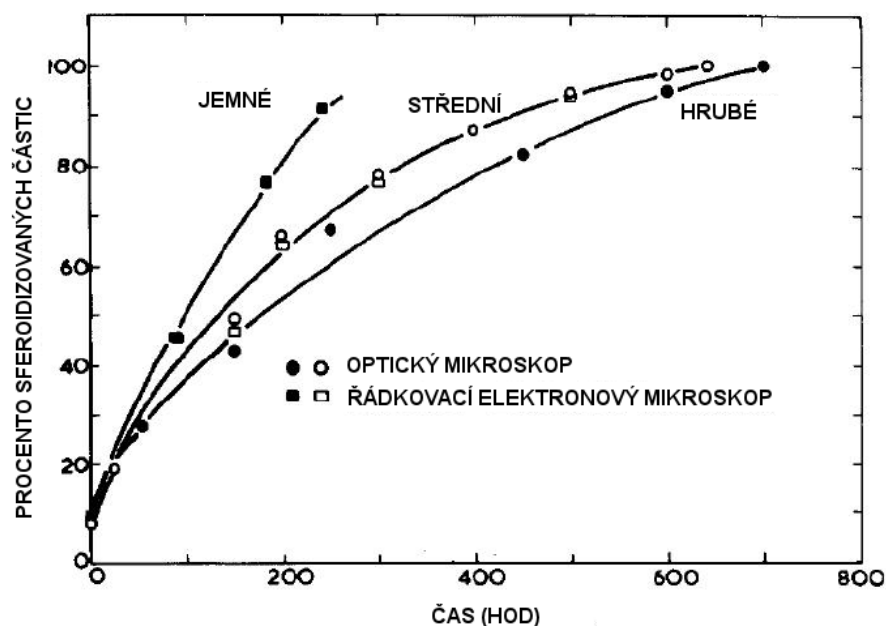


Obr. 15 Graf závislost podílu sferoidizovaného cementitu [10]

#### 4.3.2 Výchozí mikrostruktura

Je obecně přijímané, že jemná perlitická struktura sferoidizuje rychleji než hrubozrnná perlitická struktura. U jemného perlitu oproti hrubému probíhá difúze na kratší vzdálenosti. Na Obr. 16 je znázorněna závislost doby potřebné k sferoidizaci části cementitických lamel s různou mezilamelární vzdáleností u eutektoidní oceli. U jemnozrnného perlitu proběhla sferoidizace po 300 hodinách žihání při 700 °C, u hrubozrnného perlitu až po 700 hodinách [10].

Karadeniz porovnával sferoidizaci normalizované perlitické struktury v oceli AISI 4140 se sferoidizací martenzitické mikrostruktury v téže oceli AISI 4140. Kulovité karbidy precipitovaly v martenzitické struktuře oproti normalizované struktuře velmi rychle a zajistily oceli též vyšší hodnoty houževnatosti. Hodnoty tvrdosti u plně sferoidizovaného materiálu z výchozího martenzitické struktury či normalizované perlitické struktury se však téměř nelišily [10].



Obr. 16 Časy sferoidizace cementitu v perlitu s různými mezilamelárními vzdálenostmi [21]

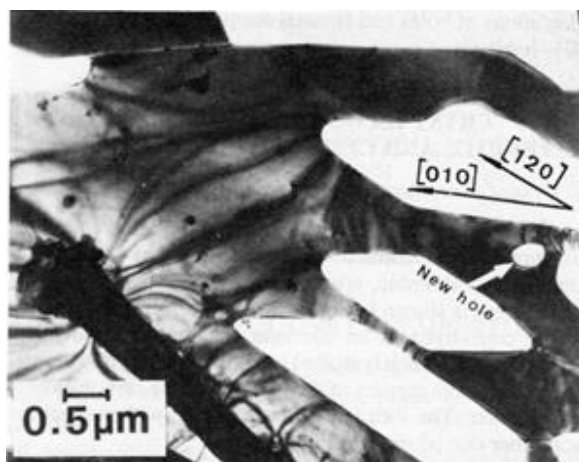
### 4.3.3 Koncentrace vakancí a další mřížkové poruchy

Vakance zastávají hlavní roli difúzních procesů v oceli. Růst koncentrace vakancí způsobených nárůstem teploty tepelného zpracování může vést ke zvýšení rychlosti sferoidizace. Deformování materiálu v průběhu sferoidizačního žhání vede též k urychlení procesu sferoidizace, protože deformace opět vede k nárůstu počtu vakancí [22].

Cementitické lamely obsahují kromě vakancí i další poruchy:

- strukturální: dislokace, hranice subzrn a další rovinné poruchy
- morfológické: zalomený a zakřivený tvar cementitu, díry a trhliny

V [16] se Tian a Kraft zabývali vlivem výše popsaných poruch na sferoidizaci cementitu. Významný vliv mají zalomené a zakřivené tvary lamel a děr. Zalomené či zakřivené lamely vznikají vlivem změny směru růstu v průběhu perlitické transformace z austenitu. Při růstu perlitické lamely se může směr růstových rovin měnit v reakci na termodynamické poruchy. Tato změna směru pak znamená, že již nerostou ve směru a rovině habitu s nejnižší energií. Lamely se pak postupně vrací ke své orientaci habitu, což vede k jejich zalomenému či



Obr. 17 Růst trhliny v cementitických desce, transmisní elektronový mikroskop [16]

zakřivenému tvaru. Záhyby pak představují nejen zakřivené povrchy vyvolávající rozdíl v chemickém potenciálu, ale fungují i jako zárodky dalších vad.

Na snímku z transmisního elektronového mikroskopu na Obr. 17 je zachycen typický otvor v cementitické desce. Je patrné zakřivení v okolí otvoru, které může vyvolat gradient chemického potenciálu způsobující difúzi a následný rozpadu cementitu. Z Obr. 17 je patrné, že otvor vykazuje preferovanou krystalografickou orientaci [010] a [120] [16].

## 5 Praktická část

Praktická část diplomové práce byla realizována na laboratorní trati COMTES FHT a.s. termomechanickým válcováním oceli C45. Snahou praktické části bylo navrhnout režimy válcování tak, aby v materiálu došlo vlivem tváření k sferoidizaci cementitu a zjemnění feritického zrna.

### 5.1 Laboratorní univerzální válcovací trať firmy COMTES FHT a.s.

Laboratorní válcovací trať ve firmě COMTES FHT a.s. je navržena jako univerzální s možností přestavby z duo na kvarto (viz Obr. 18).

V případě válcování za tepla s použitím duo uspořádání je průměr pracovních válců 550 mm, maximální šířka válcovaných plechů pak 390 mm. Tloušťka za tepla válcovaných desek nebo plátů se pohybuje v rozmezí 100 mm až 5 mm. Během válcování za tepla může být použit indukční příhřev či sekce s možností chlazení vodou. Chlazení má dvě provedení – sprcha a vyhazovač do nádrže s vodou (olejem). Laboratorní válcovací trať je vybavena dvěma pecemi. První pec je ohřívací. V této peci se doposud nezpracované polotovary ohřívají na požadovanou teplotu. Druhá pec slouží pro částečně rozválcované plechy a udržuje plechy na teplotě potřebné pro další tepelné zpracování. Následuje válečkový dopravník s válečkovou nístějí pro snadné vkládání a vyjímání z válcovaných polotovarů. Trať je též vybavena hydraulickými nůžkami pro řezání.

Pro válcování za studena je možno využít přestavění válcovací tratě na kvarto s průměrem pracovních válců 240 mm a opěrných válců s průměrem 650 mm. Na stejném dopravníku jako u válcování za tepla lze válcovat plechy s tloušťkou menší než 10 mm. V případě dostatečné délky a šířky válcovaného plechu je trať vybavena s navíjecími cívkami po obou stranách, které mohou sloužit k navíjení a odvíjení materiálu. Obě navíjecí cívky umožňují navinování i odvinování.



Obr. 18 Laboratorní válcovací trať ve firmě COMTES FHT a.s. s nastavením kvarto pro válcování za studena

Duo  
Válcování za tepla  
Maximální výška provalku: 100 mm  
Maximální teplota: 1250°C  
Nejmenší tloušťka: 2 mm

Kvarto  
Válcování za studena  
Maximální úběr: 10%  
Nejmenší tloušťka po válcování: 0,2 mm

## 5.2 Další použité zařízení

- Nikon eclipse MA200 – metalografický mikroskop s programem NIS ELEMENTS 3.2 pro obrazovou analýzu.
- Steuers DuraScan – systém pro měření tvrdosti dle Vickerse s možností volby zatížení od HV0,001 – HV10
- Joel JSM – 63840 – elektronový mikroskop s EDX analyzátozem
- MTS 810 - Servohydraulický zkušební systém (tahové zkoušky)
- WPM 50/30/15/6 J - Instrumentované kladivo (zkoušky vrubové houževnatosti)

## 5.3 Experimentální materiál

Pro dosažení příznivých vlastností ocelí se středním obsahem uhlíku je příznivé, pokud při zpracování dochází k zjemnění mikrostruktury. Mikrostruktura sferoidizovaného cementitu s jemnou strukturou vykazuje velmi dobrou kombinaci mechanických vlastností, konkrétně pevnosti, houževnatosti a tažnosti. Jemnost mikrostruktury dosažená termomechanickým zpracováním se přenáší i do případného pozdějšího zušlechťení materiálu. V posledních letech byl popsán a mnoha vědci po celém světě rozpracován jev nazvaný ASR (Accelerated Spheroidization and Refinement), který umožňuje zjemnění struktury, tak sferoidizaci cementitu. Jako experimentální materiál v rámci diplomové práce byla zvolena ocel C45 (dle ČSN 12050). S touto ocelí již mají ve firmě COMTES FHT a.s. již několikaleté zkušenosti spojené s výzkumem ASR jevu [4].

### 5.3.1 Chemické složení materiálu

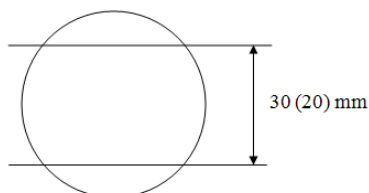
Materiál byl dodán z firmy Třinecké železářny (člen skupiny Moravia Steel). Chemické složení válcovaného materiálu odpovídá normě. V Tab. 1 je uvedené chemické složení materiálu dle dodaného atestu.

Tab. 1 Tabulka chemického složení – výňatek z ATESTU

| Popis materiálu  | Hmotnost |      | Jakost                       |       |       |      | Norma  |             |       |
|--|----------|------|------------------------------|-------|-------|------|--|-------------|-------|
| Tyče kruhové<br>D=50 mm (±0,800)<br>L= 6,000m (+0,100) | 7242     |      | C45<br>00 - přírodní<br>3925 |       |       |      | EN 10083-2:2006<br>EN 10083-1:2006<br>ČSN 420220.61<br>EN 10060/N.01 |             |       |
| <b>Chemické složení materiálu</b>                      |          |      |                              |       |       |      |  |             |       |
|  | C        | Mn   | Si                           | P     | S     | Cr   | Ni   | W           | Mo    |
| Hm. %  | 0.44     | 0.77 | 0.22                         | 0.021 | 0.022 | 0.28 | 0.02   | 1.40<br>ppm | 0.006 |

### 5.3.2 Výchozí polotovár

Výchozím dodaným polotovarem byly kruhové tyče o průměru 50 mm a délce 6m. Jednotlivé tyče byly za pomoci pásové pily rozřezány na délku 330 mm. Následně byly ofrézovány vrchlíky (Obr. 19). Pro experimenty, kde probíhal ohřev z pokojové teploty na 720 °C s následně vloženou deformací, byly užity vzorky o výšce 20 mm. Pro experimenty, které byly kombinací vysokoteplotních a nízkoteplotních deformací, byly užity vzorky o výšce 30 mm.

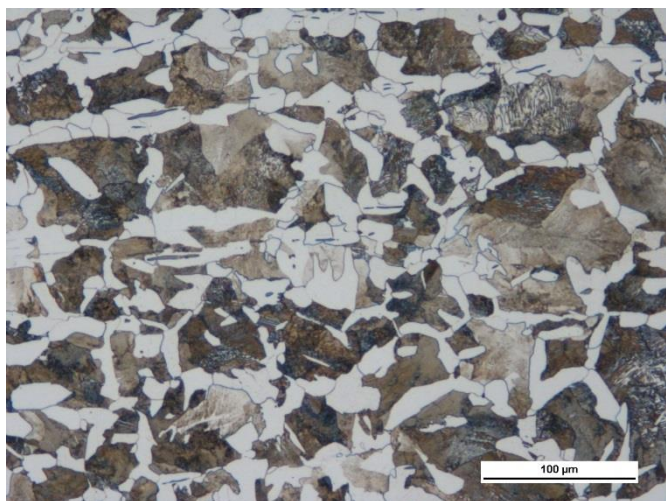


Obr. 19 Schéma zfrézování výchozího polotovaru

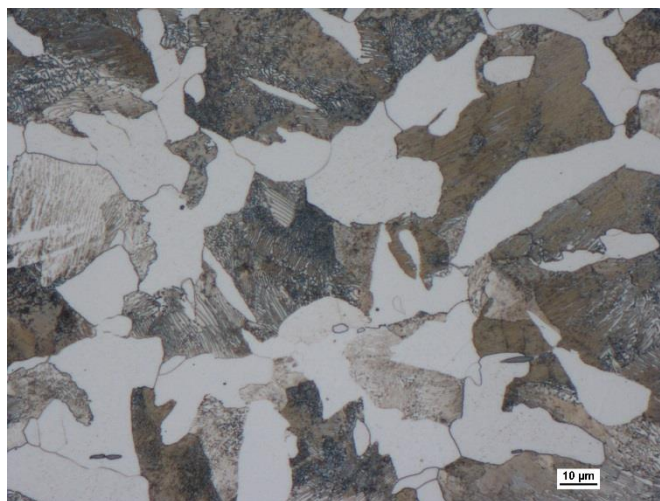
### 5.4 Mikrostruktura výchozího stavu

Na tyči dodaného materiálu byla provedena metalografická analýza. Ze středu tyče byly odebrány vzorky pro metalografické zkoumání příčného a podélného směru. Vzorky byly zality do vodivé hmoty, dále standardní metalografickou cestou broušeny a leštěny a následně leptány v 3% leptadle Nital.

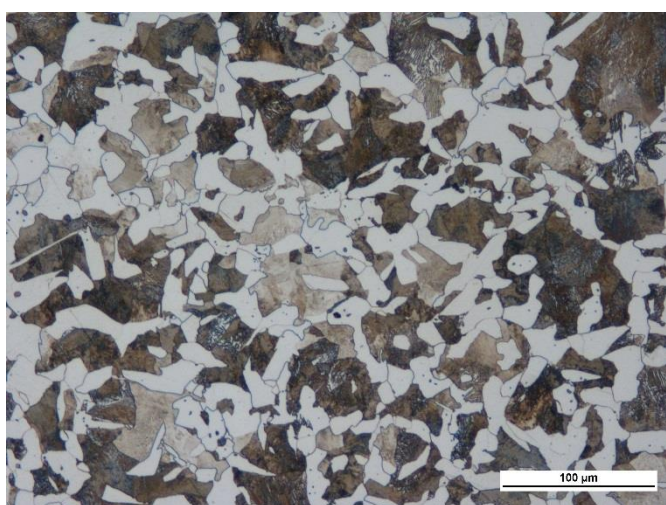
Mikrostruktura vzorků byla v pozorované oblasti homogenní a byla tvořena perliticko-feritickou strukturou (viz Obr. 20 až Obr. 23) Obsah feritu byl za pomoci obrazové analýzy stanoven na 45%, zbylých 55% mikrostruktury pak tvořil perlit.



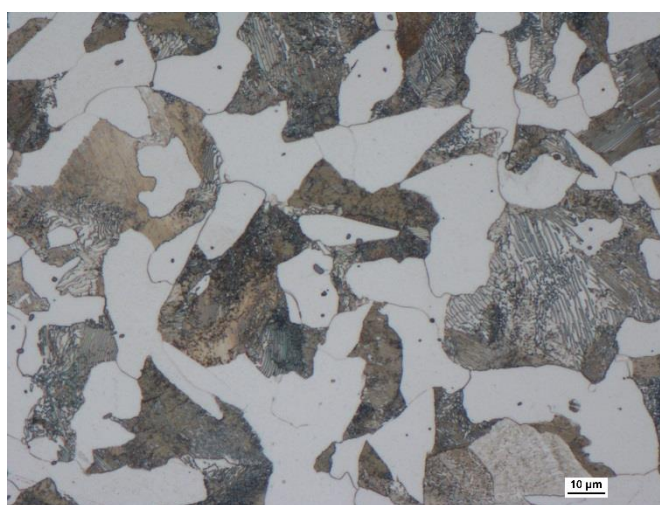
Obr. 20 Výchozí stav materiálu, podélný směr, 200x



Obr. 21 Výchozí stav, podélný směr, 500x



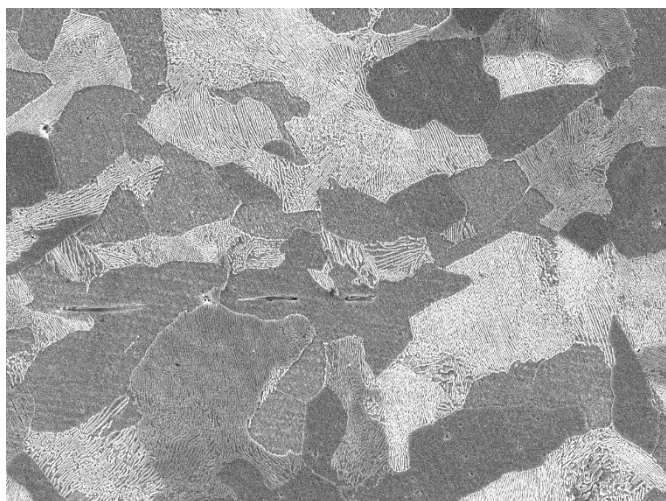
Obr. 22 Výchozí stav materiálu, příčný směr, 200x



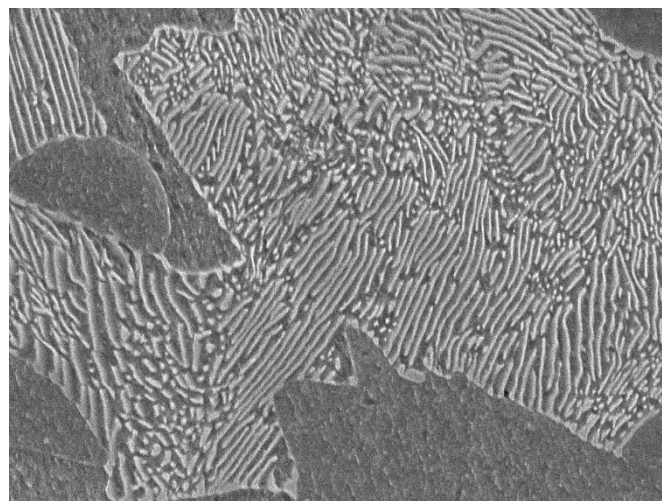
Obr. 23 Výchozí stav materiálu, příčný směr, 500x

Dále bylo důležité stanovit tvar karbidických částic výchozí mikrostruktury. Vzorky byly pro větší kontrastnost více naleptány a pozorovány za pomoci řádkovacího elektronového mikroskopu. Perlitická oblast byla tvořena lamelárním perlitem s malým podílem globulárních částic cementitu (Obr. 24 - Obr. 27)





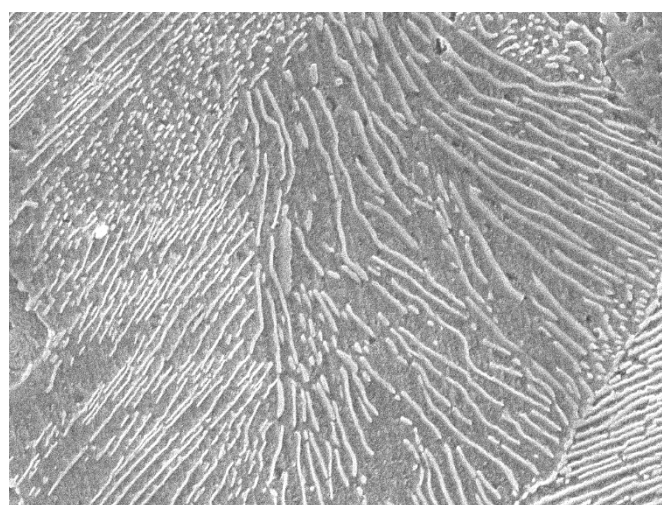
Obr. 24 Výchozí stav materiálu, podélný směr, 1000x, ŘEM



Obr. 25 Výchozí stav, podélný směr, 5000x, ŘEM



Obr. 26 Výchozí stav materiálu, podélný směr, 1000x



Obr. 27 Výchozí stav materiálu, podélný směr, 5000x

Pro metalografické analýzy termomechanicky zpracovaných vzorků byla zachována metodika užitá u pozorování výchozího stavu, tj. světelná mikroskopie při zvětšení 200x, 500x; řádkovací elektronová mikroskopie při zvětšení 1000x, 5000x a 15000x.

## 5.5 Válcovací režimy

Samotný experimentální program byl rozdělen do několika etap. Jednotlivé etapy jsou označeny římskou číslicí I, II či III. Maximální rychlost válcování byla omezena parametry válcovací stolice na 1,5 m/s.

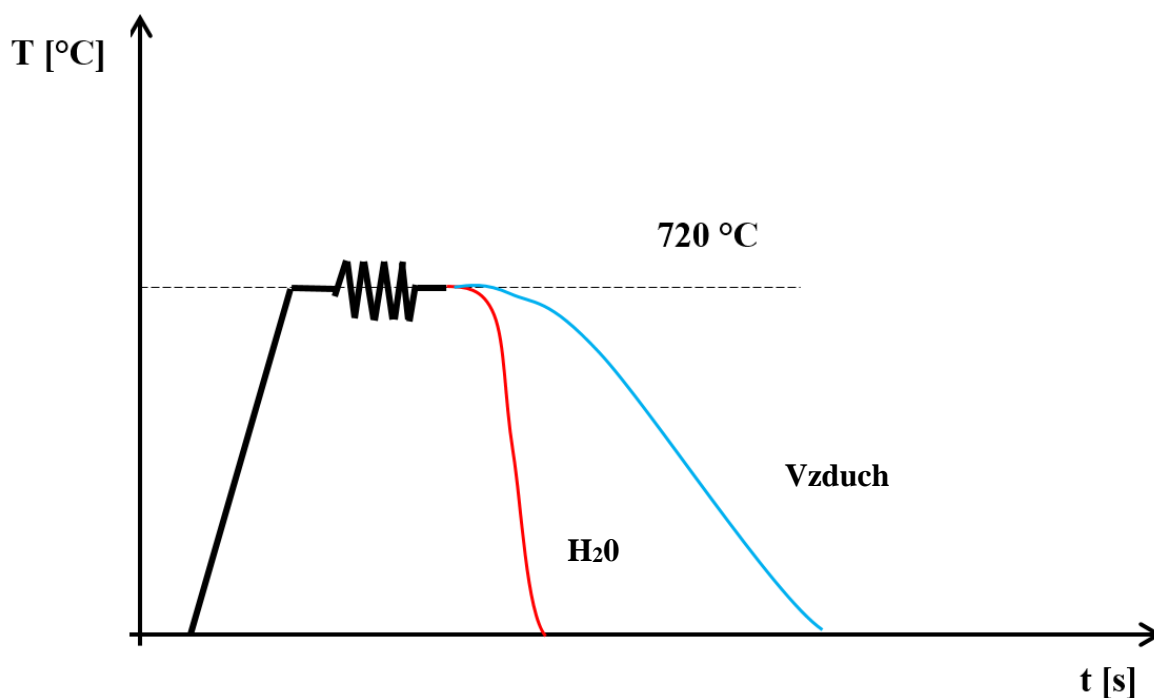
### 5.5.1 ETAPA I

Z předchozích výsledků dosažených na kovacím lisu [4] bylo zjištěno, že při vložené deformaci v blízkosti transformační teploty  $A_{c1}$  došlo ke sferoidizaci karbidů a zjemnění feritického zrna. Účelem této Etapy I bylo stanovit, zda je možno dosáhnout částečné sferoidizace karbidů a homogenizace struktury vložením deformace pomocí laboratorní válcovací stolice.

Teplota polotovarů byla v době operace válcování pod  $A_{c1}$ . Této teploty bylo dosaženo ohřevem z pokojové teploty, proto byl dle kapitoly 5.3.2 užit polotovar kruhové tyče s ofrézovanými vrchlíky s výškou 20mm. Teplota pod  $A_{c1}$  umožňovala porovnat strukturu po válcování se strukturou výchozího stavu a stanovit, zda je možné v podmínkách laboratorní válcovací stolice dosáhnout sferoidizované struktury.

Tabulka 2 Válcovací režimy – ETAPA I

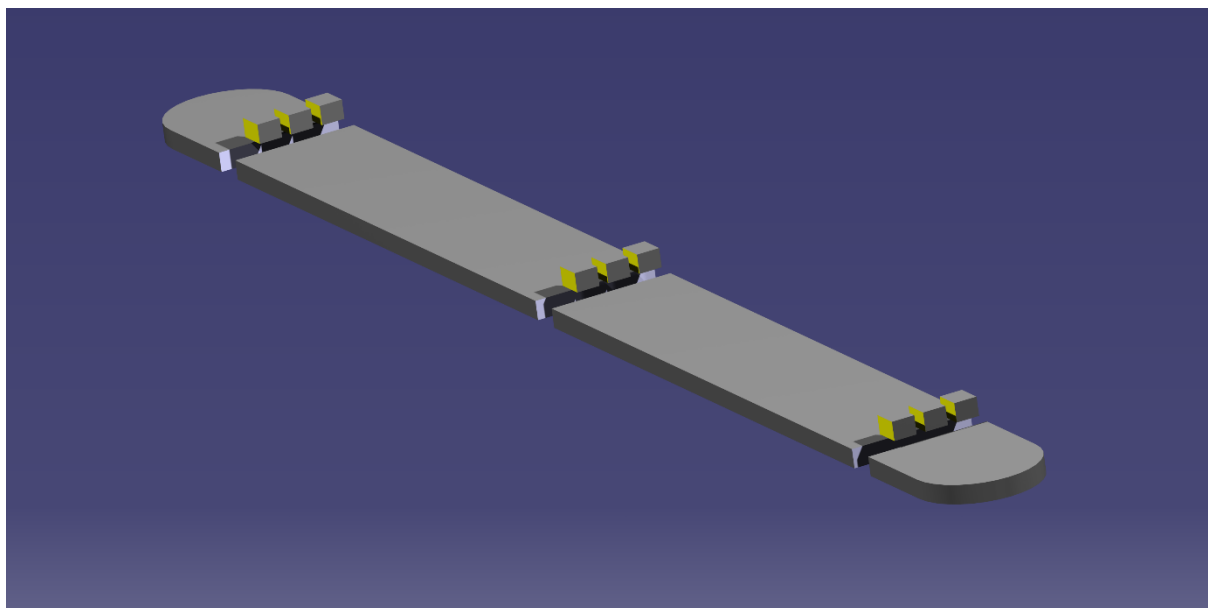
| Vzorek | Teplota válcování $T_v$ [°C] | Stupeň deformace $\varphi$ | Rychlost válcování $v$ [m/s] | Chladnutí |
|--------|------------------------------|----------------------------|------------------------------|-----------|
| I-1    | 720                          | 0,4                        | 1,5                          | Vzduch    |
| I-2    | 720                          | 0,4                        | 1,5                          | Voda      |
| I-3    | 720                          | 0,4                        | 0,3                          | Vzduch    |
| I-4    | 720                          | 0,4                        | 0,3                          | Voda      |
| I-5    | 720                          | 0,4                        | 0,9                          | Vzduch    |



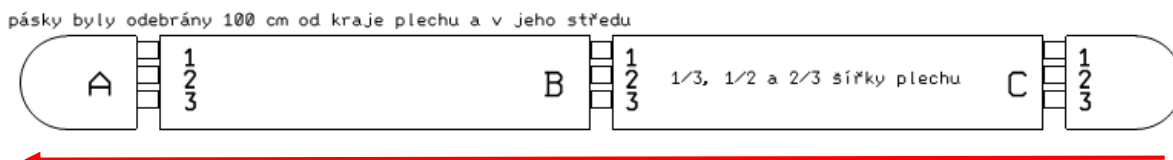
Graf 1 Grafické znázornění válcovacího režimu, červeně ochlazování do vody, modře ochlazování na vzduchu

### **Ověření strukturní homogenity vyválcovaných plechů**

Na experimentálně vyválcovaných plechách bylo potřeba ověřit, zda je struktura v jednotlivých oblastech homogenní či vykazuje značnou heterogenitu. Vzorky pro kontrolu homogenity byly odebrány z válcovacího režimu I-4. Z plechu byly na pásové pile vyříznuty tři pásy, konkrétně ze středu a 100 cm od kraje. Z každého pásu pak byly odebrány tři vzorky tak, aby se pozorovaný podélný řez nacházel ve třetině, polovině a dvou třetinách šířky původního plechu. Vzorky byly chronologicky označeny A, B a C s příčným indexem 1, 2 a 3, kde index 2 odpovídá vzorku ze středu. Odebrání vzorků je schematicky zobrazeno na Obr. 28 a Obr. 29.



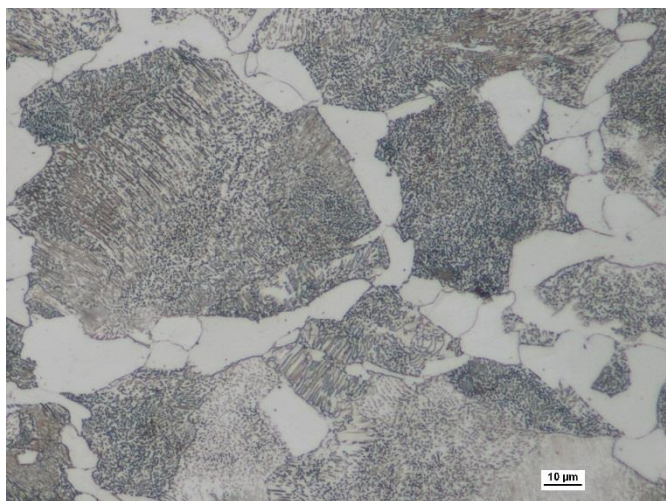
Obr. 28 Schéma odebrání vzorků, 3D pohled, žlutě vyznačena metalograficky pozorovaná oblast



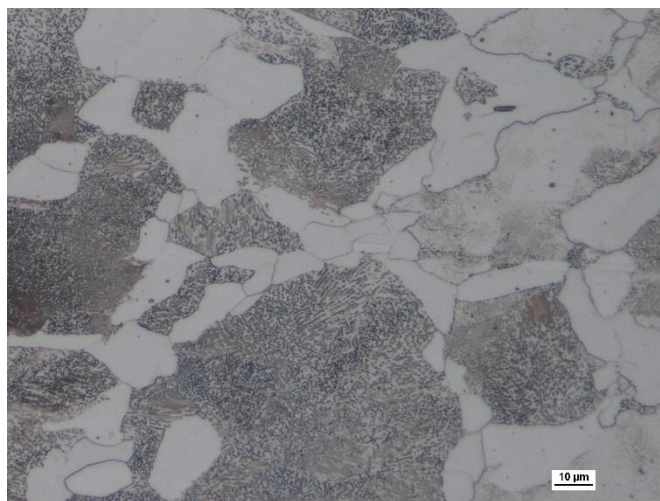
Obr. 29 Výkresové schéma odebrání vzorků pro stanovení strukturální homogenity, červeně vyznačen směr válcování

Vzorky byly dle schématu na Obr. 28 zality do vodivé hmoty, dále standardní metalografickou cestou leštěny a broušeny a následně leptány 3% leptadlem Nital.

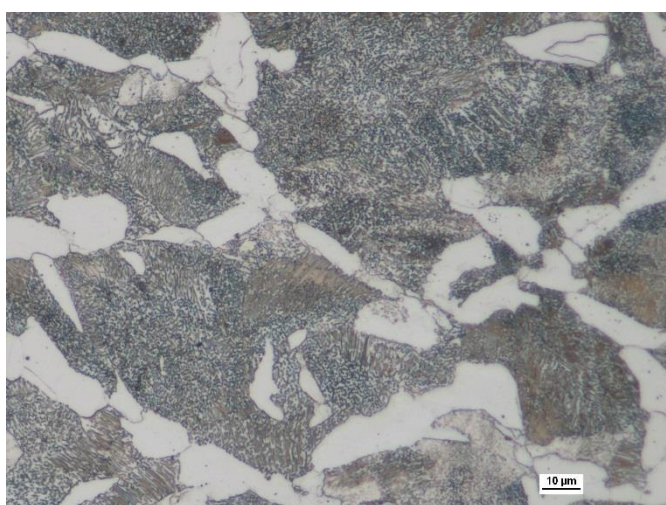
Struktura vzorku I-4 byla tvořena perliticko-feritickou strukturou s částečně sferoidizovaným cementitem. Na Obr. 30 až Obr. 32 je znázorněna struktura v místech A1, B2 a C3 pro reprezentativní pokrytí všech oblastí válcovaného plechu, Obr. 33 je pak ukázkou struktury na řádkovacím elektronovém mikroskopu v oblasti B2.



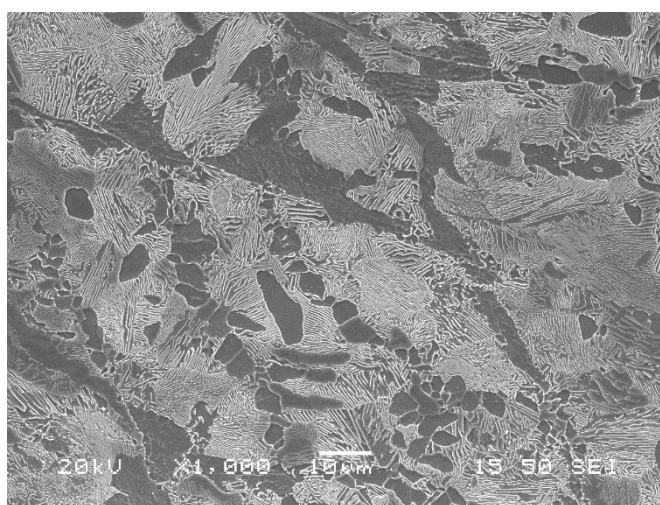
Obr. 30 Vzorek I-4, oblast A1, 500x



Obr. 31 Vzorek I-4, oblast B2, 500x



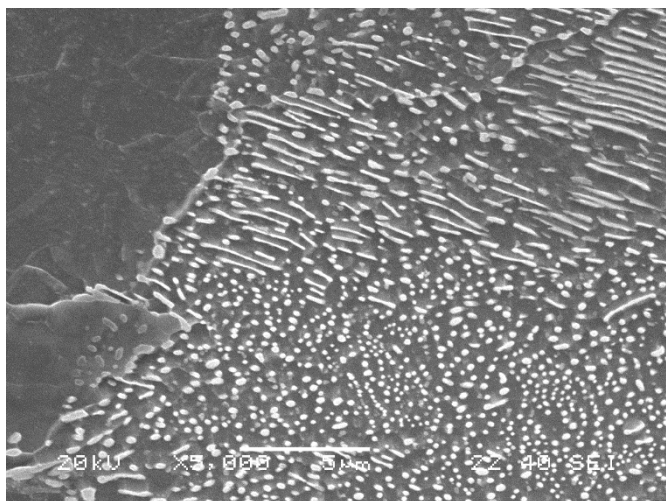
Obr. 32 Vzorek I-4, oblast C3, 500x



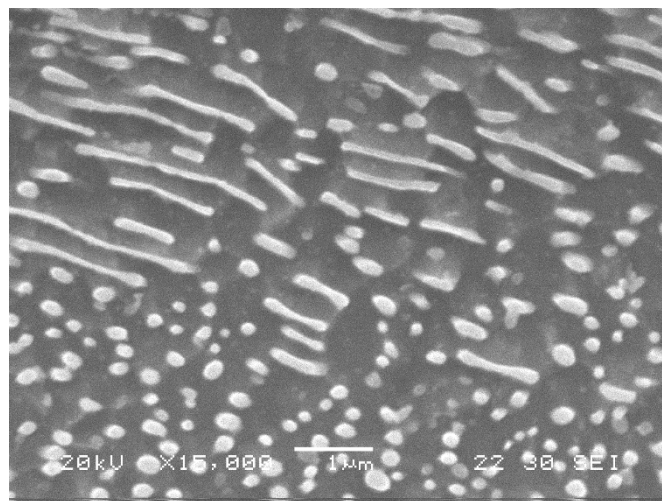
Obr. 33 Vzorek I-4, oblast B2, REM

Pozorovaná mikrostruktura byla na všech 9 vzorcích shodná, podíl sferoidizovaných karbidů byl velmi podobný, stejně tak velikost feritického zrna. Po ověření strukturní homogenity v pozorovaných oblastech A1 až C3 byly dále u dalších režimů odebrány vzorky pouze ze středu pásu, konkrétně vzorky z místa B2.

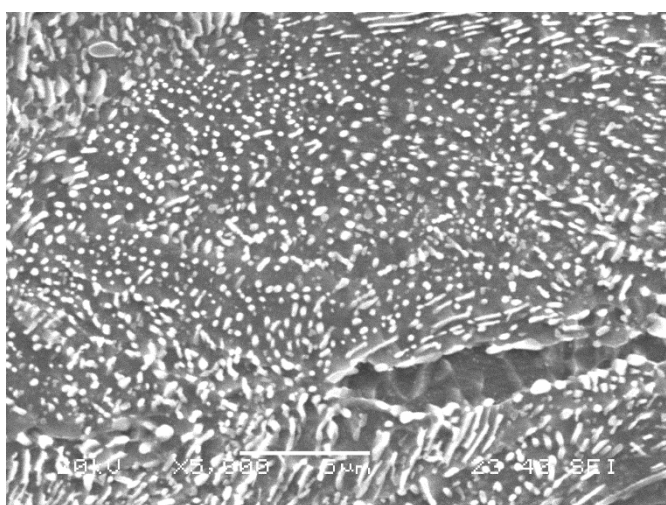
U válcovacího režimu I-1 a I-3 a I-5 byla pozorována značná sferoidizace cementitu v důsledku deformace vyvolané tvářením při teplotě pod  $A_{c1}$  (Obr. 34-Obr. 39). Perlit je tvořen dvěma morfologiemi cementitu – globulárními částicemi cementitu a částicemi cementitu tyčinkovitého charakteru. V důsledku deformace vložené válcováním došlo oproti výchozímu stavu k několikanásobnému nárůstu výskytu částic globulárního charakteru.



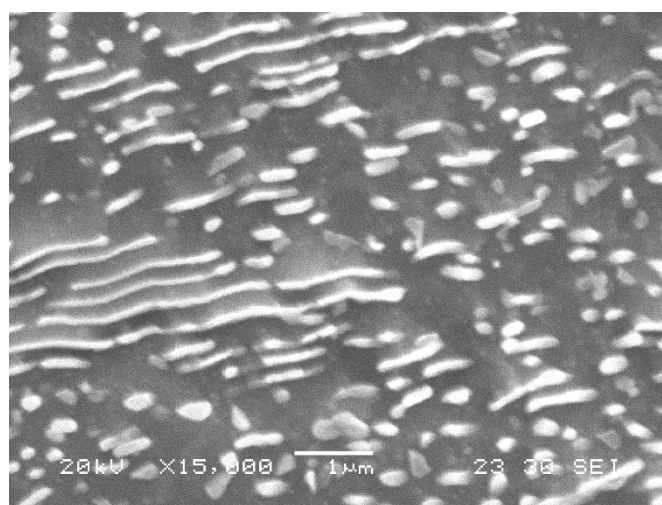
Obr. 34 Vzorek I-1, 5000x, ŘEM



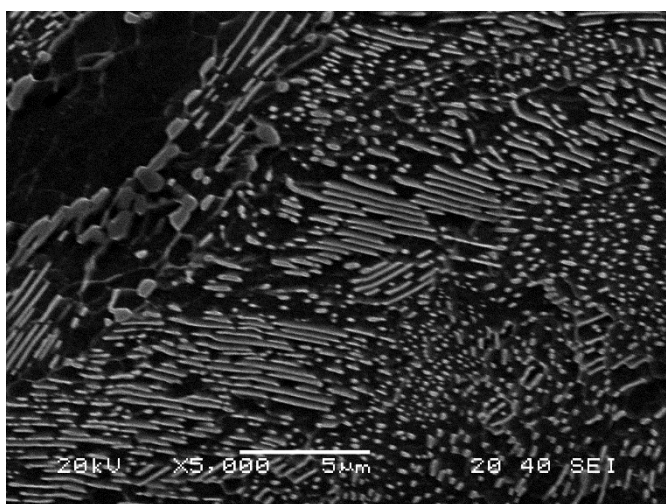
Obr. 35 Vzorek I-1, 15000x, ŘEM



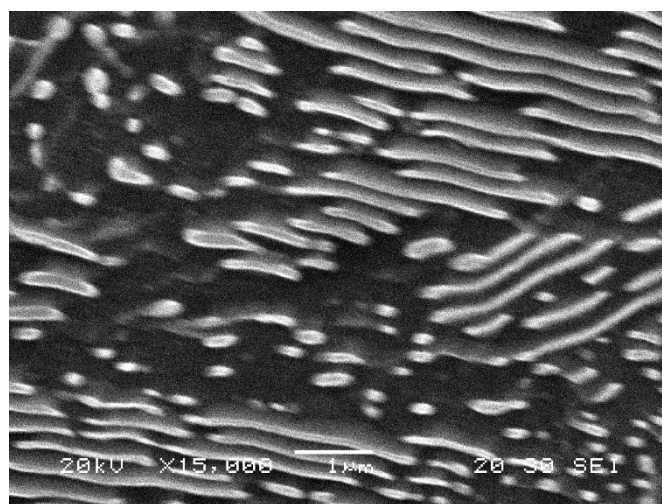
Obr. 36 Vzorek I-3, 5000x, ŘEM



Obr. 37 Vzorek I-3 Vzorek I-1, 15000x, ŘEM



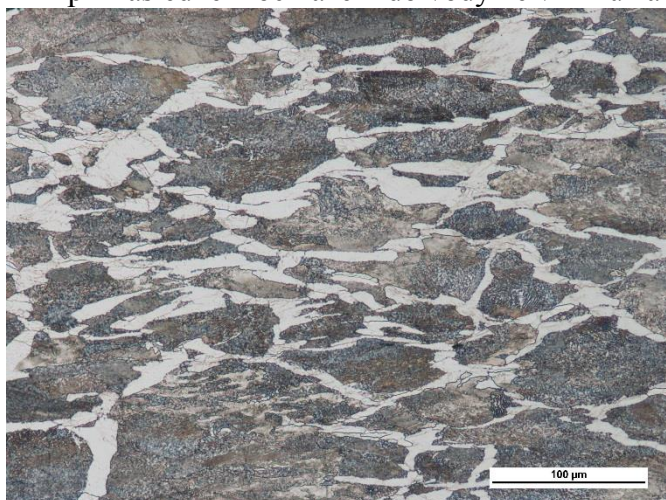
Obr. 38 Vzorek I-5, 5000x, ŘEM



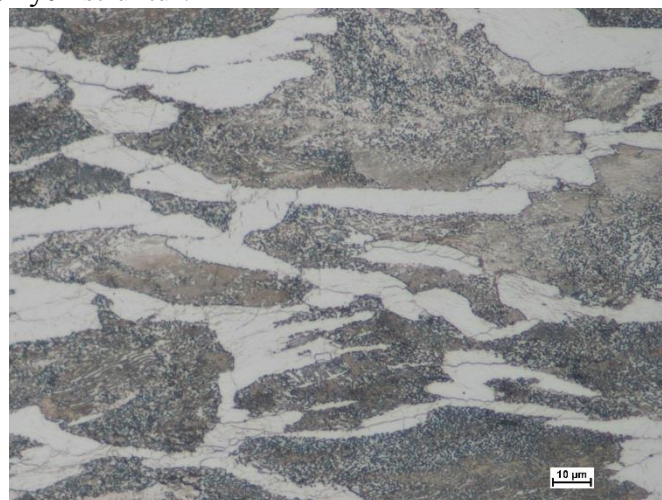
Obr. 39 Vzorek I-5, 15000x, ŘEM

Vzorky I-2 a I-4 byly po deformaci kaleny do vody k určení, zda došlo k fázové transformaci a nezačal v matici vznikat austenit. Po zakalení do vody nebyly pozorovány žádné zakalené

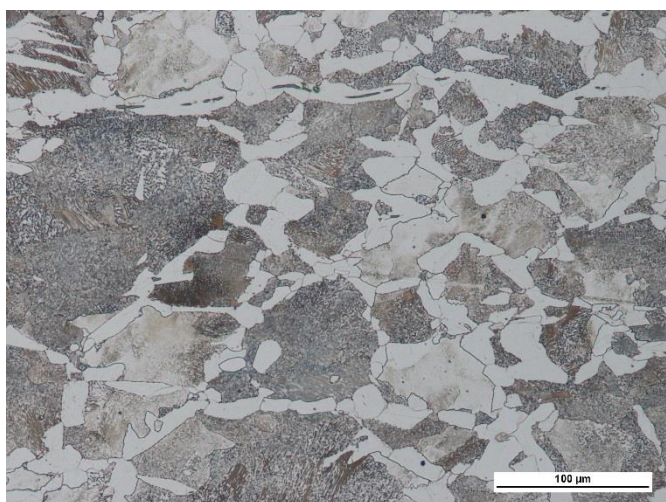
struktury. Vzniklé teplo při válcování nezvedlo teplotu plechů tak, aby došlo k austenitizaci a při následném ochlazení do vody ke vzniku zákalných struktur.



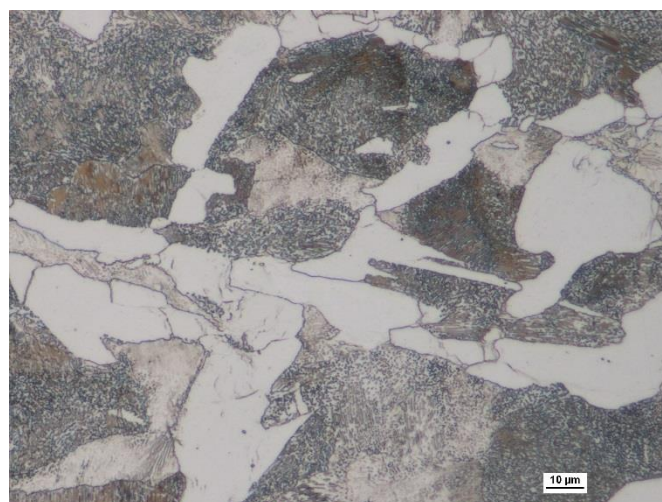
Obr. 40 Vzorek I-2, 200x



Obr. 41 Vzorek I-2, 500x



Obr. 42 Vzorek I-4, 200x



Obr. 43 Vzorek I-4, 500x

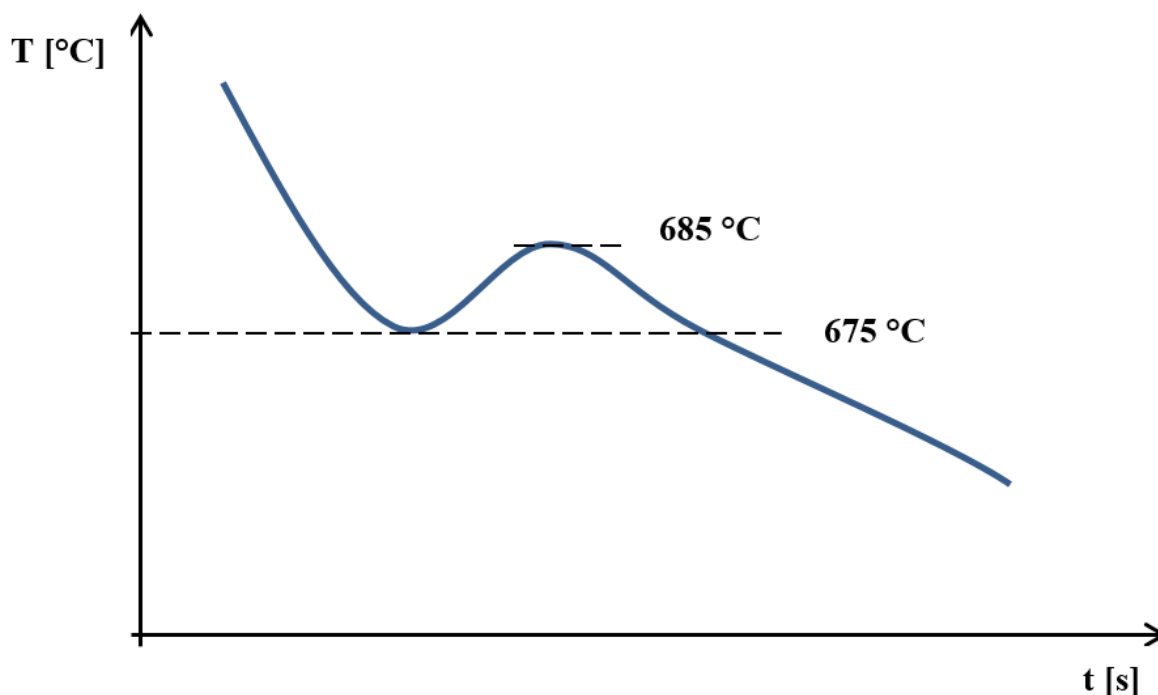
Na základě poznatků získaných při Etapě I lze konstatovat, že lze dosáhnout částečné sferoidizace cementitu v důsledku termomechanického válcování pomocí laboratorní tratě. Válcovací stolice je schopna vyvinout potřebnou deformaci nutnou k rozpadu původních lamelárních kolonií v nízkoteplotní oblasti. V Etapě I nebyl pozorován žádný významný vliv rychlosti válcování na výslednou strukturu, neboť i při nejpomalejší rychlosti válcování v režimu I-3 byla pozorována částečná sferoidizace.

## 5.5.2 ETAPA II

V Etapě II termomechanického zpracování byly válcovací režimy navrženy tak, aby proces experimentálního válcování odpovídal konvenčnímu válcování za tepla. Polotovár byl ohřát na teplotu 1200 °C s výdrží jedné hodiny pro rovnoměrné rozložení teploty v celém svém průřezu a následně deformován z původního průřezu 30 mm na 20 mm ( $\varphi=0,33$ ). Pro prvotní vysokoteplotní deformaci zvolena maximální rychlost válcování 1,5 m/s. Po této deformaci chladl polotovár na vzduchu až do určité teploty, kde byl deformován. Teploty odpovídaly určitým konkrétním etapám fázové perlitické přeměny. Tento experiment byl závislý na

přesném měření teploty povrchu vzorků. Při válcování byla teplota kontrolována jak optickým pyrometrem laboratorní tratě, tak externí termokamerou OPTRIS PI.

Za pomoci těchto přístrojů byly přesně stanoveny teploty perlitické přeměny pro materiál C45. Počátek prodlevy byl stanoven na 675 °C, uvolněné latentní teplo vznikající v důsledku fázové přeměny ohřálo měřený povrch materiálu až na 685 °C, pak teplota opět klesala (viz Graf 2). Díky stálému nastavení parametrů přístrojů pro měření teploty byly naměřené hodnoty u všech válcovaných plechů téměř shodné.

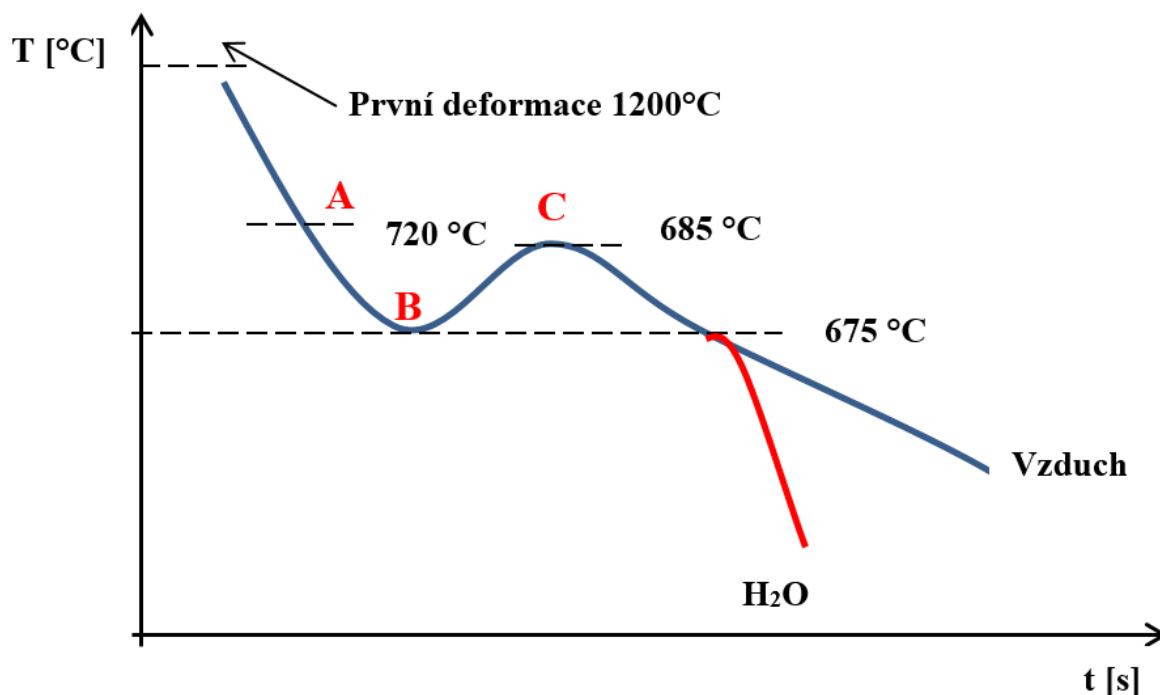


Graf 2 Diagram teplotního průběhu ochlazování v oblasti perlitické přeměny u oceli C45)

Druhá deformace probíhala v různých stádiích chladnoucí křivky (Graf 3). Pro snazší orientaci byly definovány následující body během ochlazování a fázové transformaci vzorků. Deformace v bodě A probíhala těsně před počátkem prodlevy kolem 720 °C, deformace v bodě B pak na teplotě prodlevy 675 °C a deformace v bodě C v samotném průběhu perlitické přeměny při teplotě 685 °C. Druhá deformace redukovala tloušťku plechu z 20mm na 12 mm ( $\varphi=0,4$ ). Dále byly pak vzorky dochlazovány na vzduchu, popř. kaleny do vody.

Tabulka 3 Válcovací režimy – ETAPA II

| Vzorek | Teplota první deformace [°C]<br>$\varphi=0,33$ | Typ druhé deformace<br>$\varphi=0,4$ | Rychlost válcování při druhé deformaci<br>$Tv_2$ [m/s] | Chladnutí |
|--------|--|--------------------------------------|--|-----------|
| II-1   | 1200   | A                                    | 1,5  | Vzduch    |
| II-2   | 1200   | A                                    | 0,3  | Vzduch    |
| II-3   | 1200   | B                                    | 1,5  | Vzduch    |
| II-4   | 1200   | C                                    | 1,5  | Vzduch    |
| II-5   | 1200   | A                                    | 1,5  | Voda      |
| II-6   | 1200   | A                                    | 0,3  | Voda      |

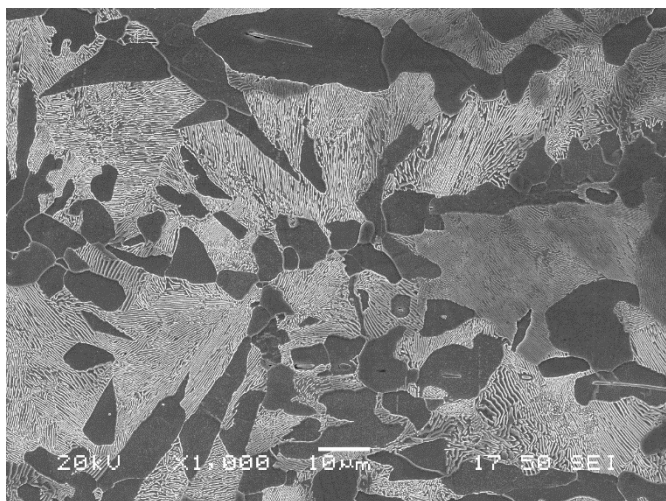


Graf 3 Grafické znázornění válcovacích režimů v ETAPĚ II, červeně ochlazování do vody, modře ochlazování na vzduchu

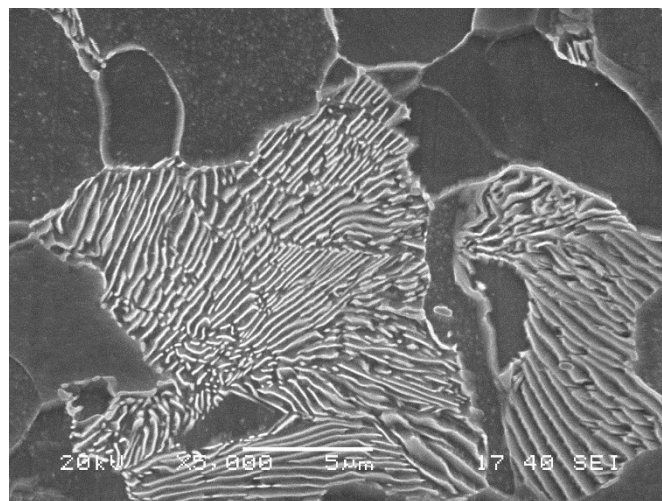
Válcovací pásy II-1 a II-2 byly deformovány v oblasti austenitu před začátkem prodlevy. Deformace austenitu v místě A vede k jeho rozpadu na lamelární perlit. Struktura se nijak neliší od lamelárního perlitu vzniklého rozpadem nedeformovaného austenitu (Obr. 44-Obr. 47). Vzorky II-5 a II-6 byly kaleny do vody bezprostředně po posledním úběru pro zjištění množství netransformovaného austenitu. Obrazovou analýzou bylo zjištěno, že při teplotě povrchu 720 °C se v mikrostruktúře nachází stále více než 80% netransformovaného austenitu (Obr. 48-Obr. 51)

Deformace před počátkem prodlevy při zkoumané rychlosti deformace nemá na sferoidizaci cementitu závažný vliv.

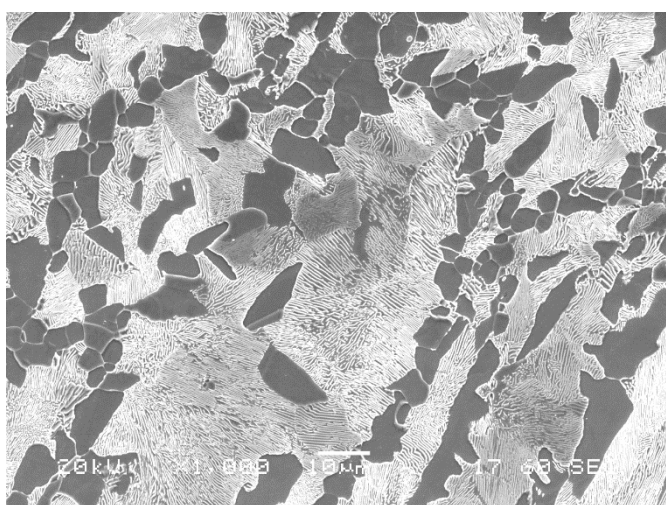




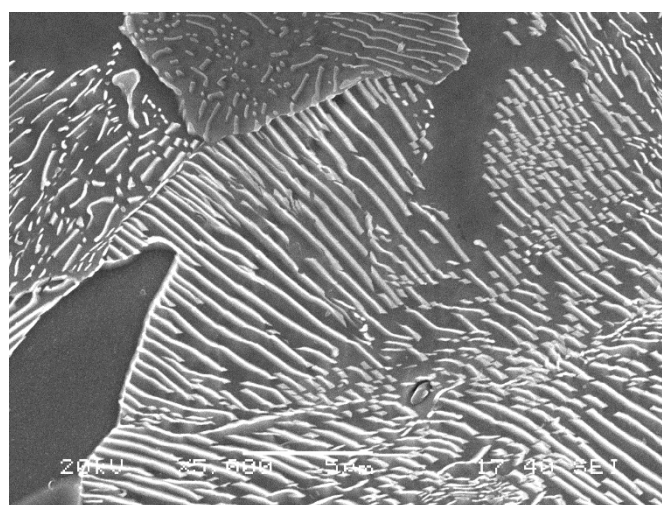
Obr. 44 Vzorek II-1, 1000x, ŘEM



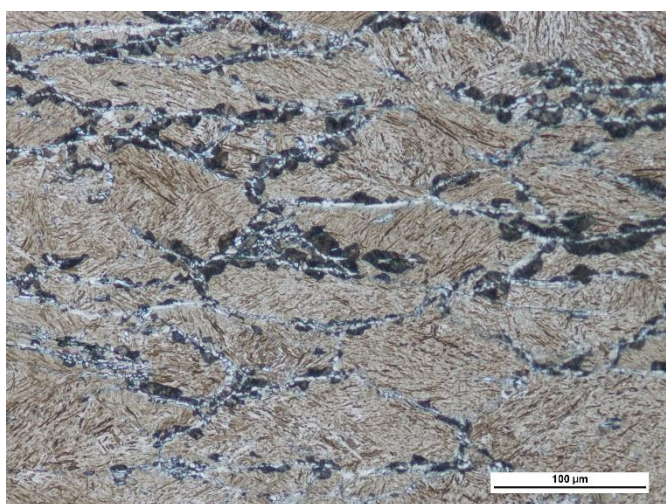
Obr. 45 Vzorek II-1, 5000x, ŘEM



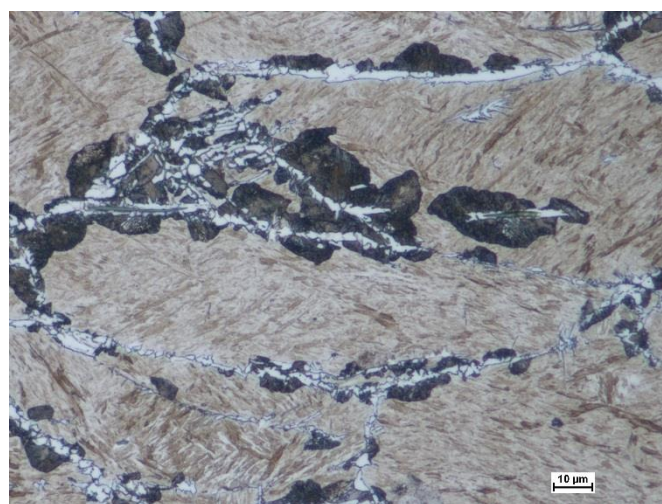
Obr. 46 Vzorek II-2, 1000x, ŘEM



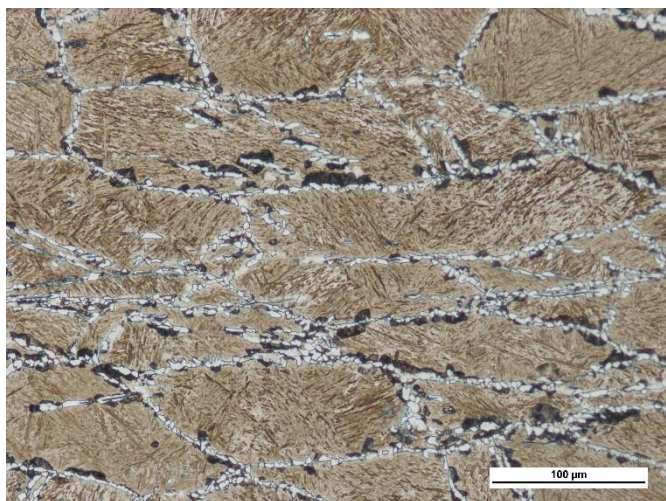
Obr. 47 Vzorek II-2, 5000x, ŘEM



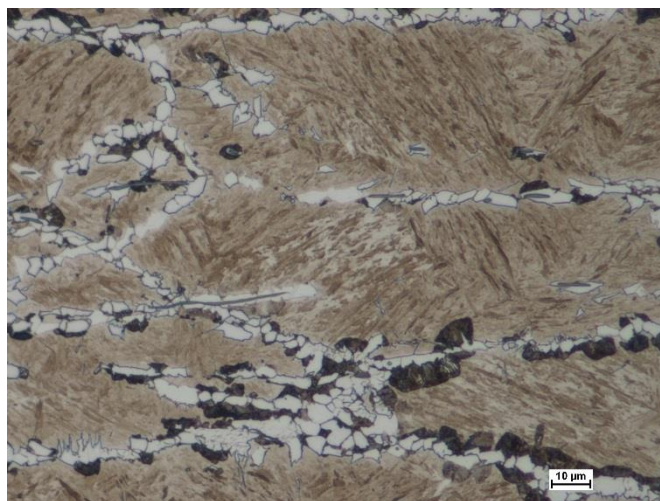
Obr. 48 Vzorek II-5, 200x



Obr. 49 Vzorek II-5, 500x



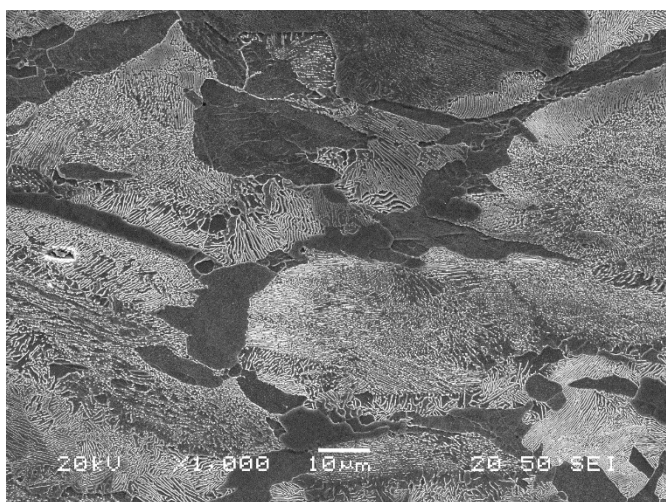
Obr. 50 Vzorek II-6, 200x



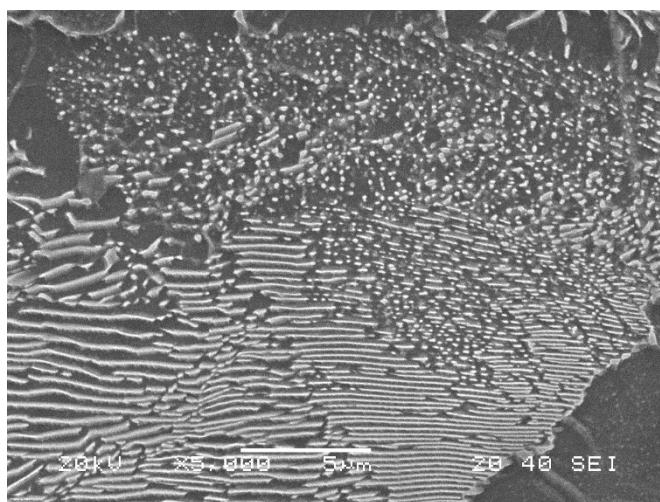
Obr. 51 Vzorek II-6 500x,

Válcované vzorky II-3 a II-4 byly deformovány v různých fázích perlitické přeměny. Vzorek II-3 byl deformován v průběhu prodlevy (B), vzorek II-4 byl pak deformován na teplotním vrcholu perlitické přeměny (C), viz Graf 3. Rychlost válcování byla zvolena 1,5 m/s pro předpokládaný nejvyšší efekt vlivu na mikrostrukturu.

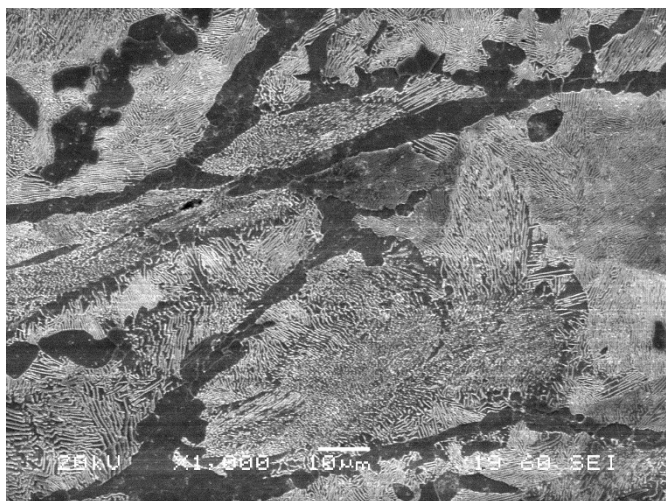
V obou případech došlo k částečné sferoidizaci cementitu (Obr. 53-Obr. 55). Mikrostruktura vykazuje nedostatečné protváření materiálu a současně obsahuje velké množství po deformaci transformovaného lamelárního perlitu ze zbývajících austenitu.



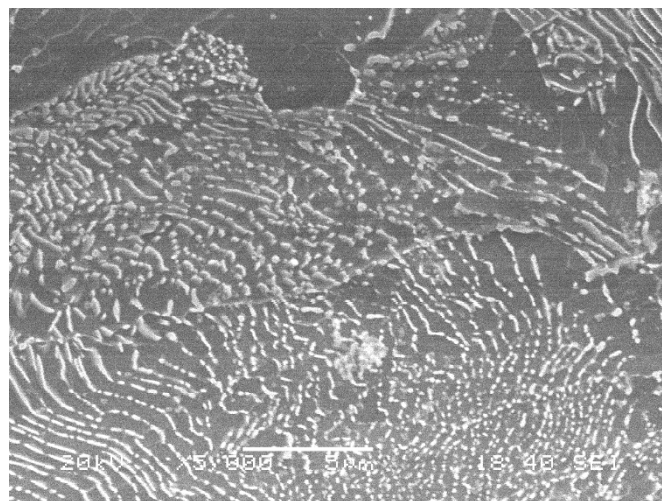
Obr. 52 Vzorek II-3, 1000x, ŘEM



Obr. 53 Vzorek II-3, 5000x, ŘEM



Obr. 54 Vzorek II-4, 1000x, REM



Obr. 55 Vzorek II-4, 5000x, REM

Z důvodu zjištění poznatku, že deformace vložená do austenitu za vysoké teploty nemá na sferoidizaci podstatný vliv, v následující etapě se experimentální část zaměří pouze na poslední etapu doválcování v oblasti spodních válcovacích teplot.

### 5.5.3 ETAPA III

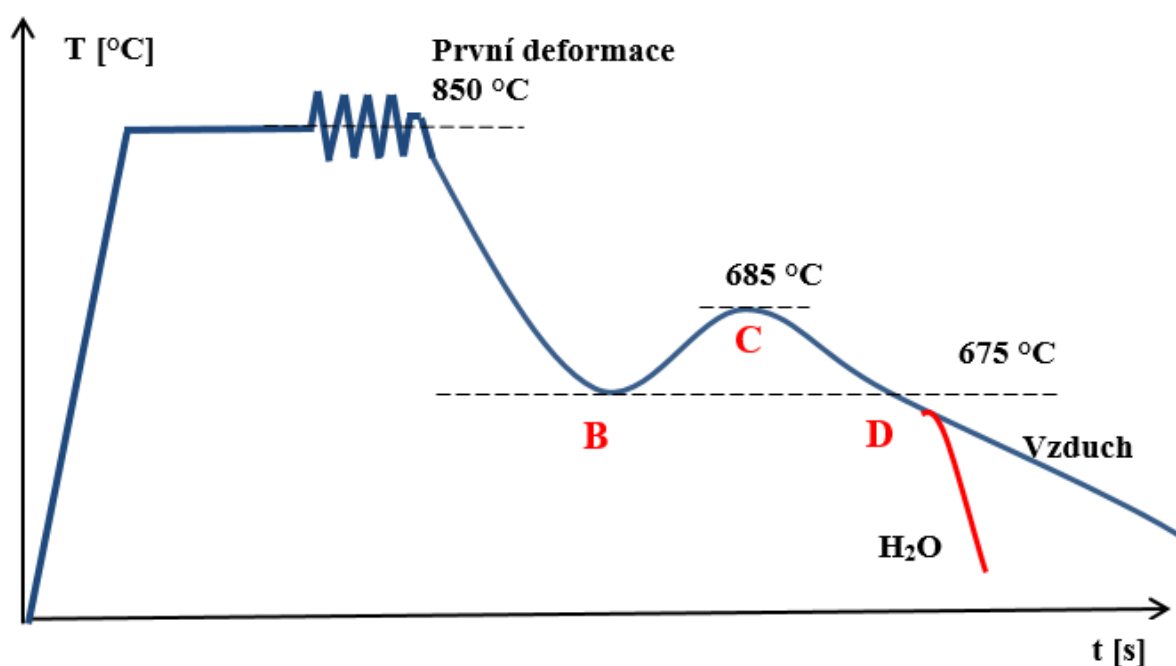
V Etapě III byly válcovací režimy zaměřeny na poslední etapu válcování v oblasti perlitické přeměny. Ohřev polotovaru na 1200 °C neměl na výslednou sferoidizovanou strukturu vliv, proto probíhal ohřev polotovaru v této etapě na běžné doválcovací teploty, a to 850 °C. Výdrž na teplotě byla jedna hodina a polotovar byl následně deformován z původního průřezu 30 mm na 20 mm ( $\varphi=0,33$ ). Po prvotní deformaci chladl polotovar na vzduchu. Deformován byl dále v určitých etapách fázové perlitické přeměny (Graf 4). Použitá rychlost válcování byla stanovena na maximum laboratorní trati, tj. 1,5 m/s. Teplota byla opět měřena termokamerou a optickým pyrometrem.

Druhá a třetí deformace probíhala v různém stádiu transformace austenitu na perlit (Graf 4). Režimy byly navrhovány tak, aby vždy byla vytvořena trojice vzorků – a to s dvěma deformacemi (jeden úběr v dané oblasti  $\varphi \approx 0,4$ ), s třemi deformacemi (dva úběry v dané oblasti  $\varphi \approx 0,8$ ) a s třemi deformacemi (dva úběry v dané oblasti  $\varphi \approx 0,8$ ) s následným kalením do vody pro zjištění množství na perlit netransformovaného austenitu.

V rámci Etapy III byla též měřena velikost feritického zrna. Z důvodu značného protváření materiálu v důsledku válcování u některých plechů a s ním související protažení zrn byly naměřeny hodnoty pro délku a šířku feritického zrna zvlášť. Orientace délky feritického zrna je shodná se směrem válcování.

Tabulka 4 Válcovací režimy – ETAPA III + velikost feritického zrna

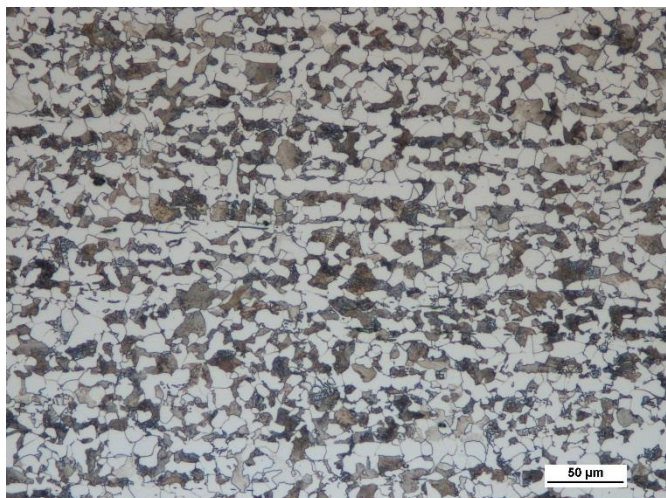
| Vzorek | Teplota první deformace $\varphi=0,33$ [°C] | Tyto druhé deformace $\varphi \approx 0,4$ | Typ třetí deformace $\varphi \approx 0,4$ | Chladnutí | Délka feritického zrna $l_f$ [μm] | Šířka feritického zrna $w_f$ [μm] |
|--------|---|--|---|-----------|-----------------------------------|-----------------------------------|
| III-0  | 850   | -  | -   | vzduch    | 8,8                               | 8,5                               |
| III-1  | 850   | B  | -   | vzduch    | 3,4                               | 2,7                               |
| III-2  | 850   | B  | B   | vzduch    | 4,3                               | 2,4                               |
| III-3  | 850   | B  | B   | voda      | 4,2                               | 2,5                               |
| III-4  | 850   | C  | -   | vzduch    | 3,1                               | 2,3                               |
| III-5  | 850   | C  | C   | vzduch    | 2,6                               | 1,5                               |
| III-6  | 850   | C  | C   | voda      | 2,6                               | 1,5                               |
| III-7  | 850   | D  | -   | vzduch    | 2,2                               | 1,4                               |
| III-8  | 850   | D  | D   | vzduch    | 2,1                               | 1,3                               |
| III-9  | 850   | D  | D   | voda      | 2,1                               | 1,3                               |



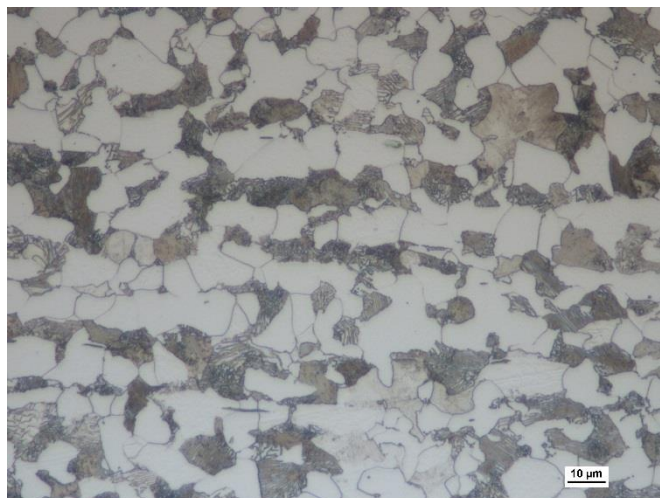
Graf 4 Grafické znázornění válcovacích režimů v ETAPĚ III, červeně ochlazování do vody, modře ochlazování na vzduchu

Režim III-0, tedy režim s jednou deformací na teplotě 850 °C a následným ochlazením na vzduchu, byl proveden pro porovnání struktury a mechanických vlastností s válcovacími režimy s deformací/deformacemi v průběhu perlitické přeměny. Mikrostruktura je tvořena vyřádkovanou feriticko perlitickou strukturou (Obr. 56 a Obr. 57). Perlit je tvořen lamelárním

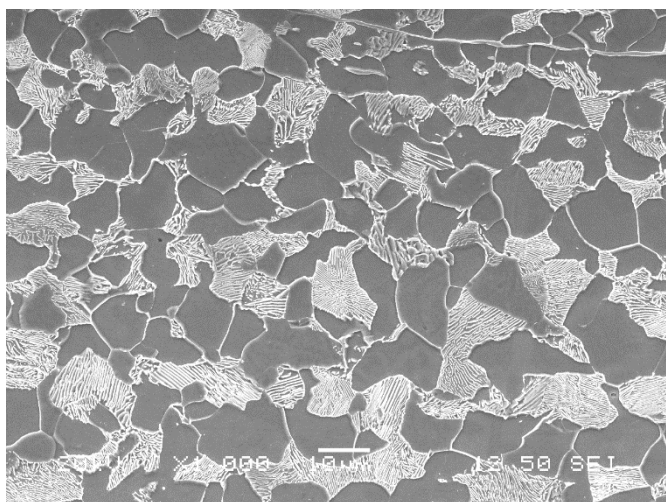
cementitem bez pozorovaných sferoidizovaných oblastí. Průměrná velikost feritického zrna byla měřením stanovena na  $l_f=8,8 \mu\text{m}$ ,  $w_f=8,5$  (Tabulka 4).



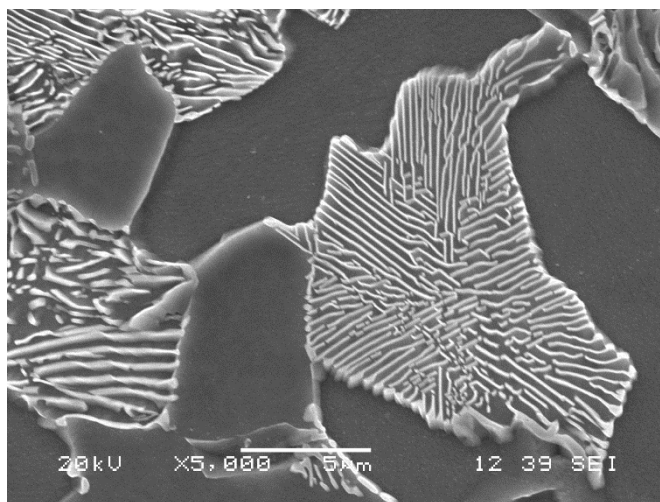
Obr. 56 Vzorek III-0, 200x



Obr. 57 Vzorek III-0, 500x

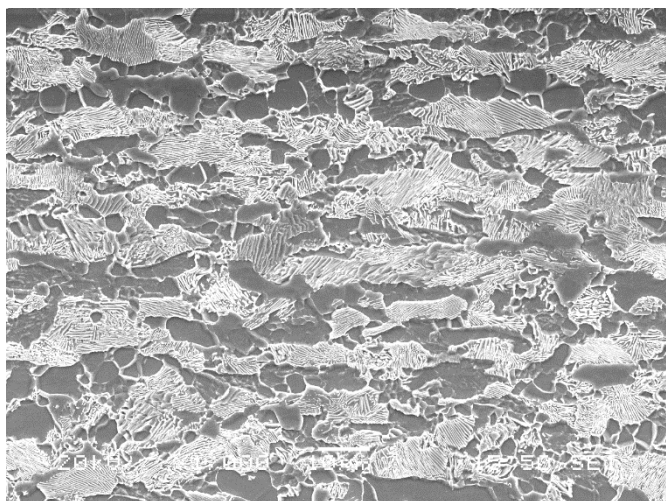


Obr. 58 Vzorek III-0, 1000x, ŘEM

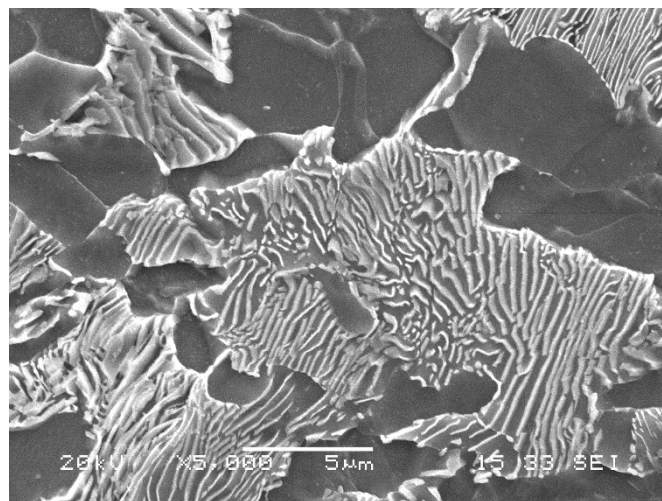


Obr. 59 Vzorek III-0, 5000x, ŘEM

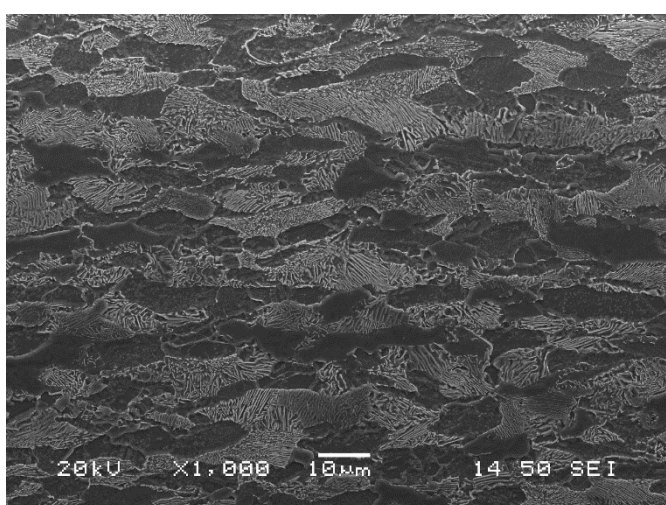
Metalografie vzorků III-1 a III-2 ukázala, že deformace o velikosti  $\varphi = 0,4$  v místě B způsobuje fragmentaci lamel a vznik převážně protáhlých cementitických částic. Deformace o velikosti  $\varphi = 0,8$  (tedy dvou úběru o velikosti  $\varphi = 0,4$ ) vede k částečné sferoidizaci perlitických lamel. Cementit je přítomen ve formě globulí a tyčinkovitých částic (Obr. 60 až Obr. 63). Vlivem deformace na počátku perlitické přeměny došlo k zjemnění feritického zrna na polovinu oproti režimu I-0 (Tabulka 4).



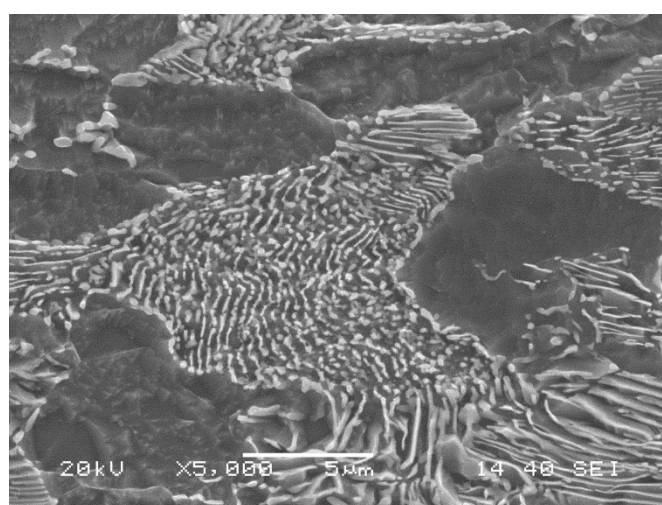
Obr. 60 Vzorek III-1, 1000x, ŘEM



Obr. 61 Vzorek III-3, 5000x, ŘEM

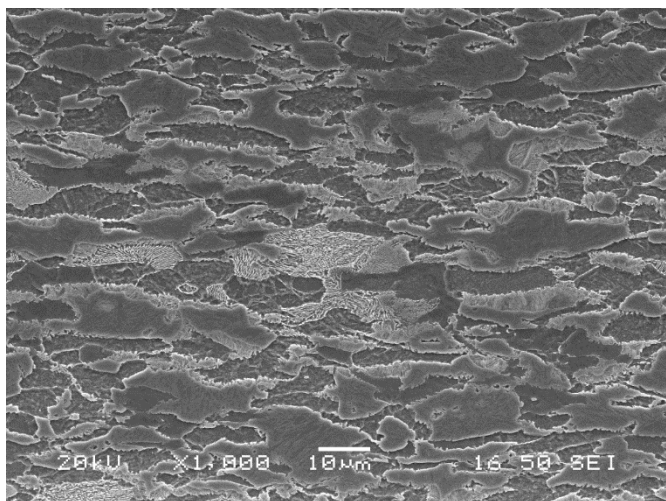


Obr. 62 Vzorek III-2, 1000x, ŘEM

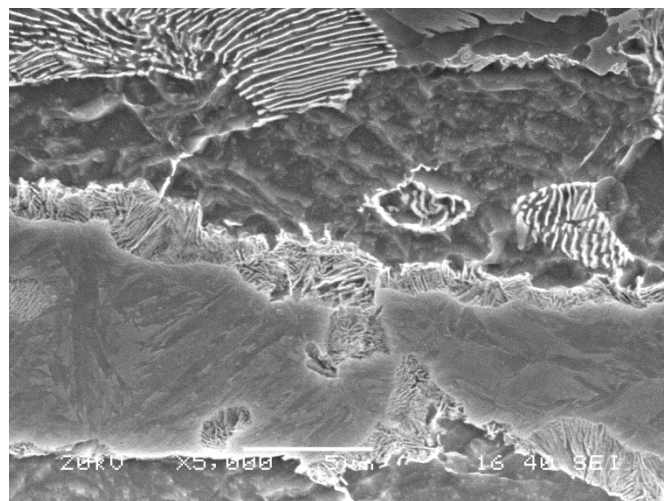


Obr. 63 Vzorek III-2, 5000x, ŘEM

Metalografická analýza vzorku III-3, tedy režimu s deformací při teplotě 850°C, s jednou deformací v raném stádiu transformace (B- v průběhu prodlevy - Graf 4) a následným zakalením do vody, byla provedena za účelem stanovení podílu netransformovaného austenitu v dané fázi přeměny. Daný podíl dosahuje přibližně 50% (Obr. 64, Obr. 65) a odpovídá množství lamelárního perlitu ve vzorcích chladnoucí na vzduchu (III-1, III-2). Lamelární perlit nevykazuje žádný stupeň sferoidizace či fragmentace lamel. Lze usuzovat, že tento lamelární perlit vznikl až po deformaci z netransformovaného austenitu. Perlit přítomný ve struktuře při poslední deformaci vykazoval fragmentaci lamel na protáhlé útvary, méně často na globule. K úplné sferoidizaci došlo jen u malé části původních lamel perlitu.

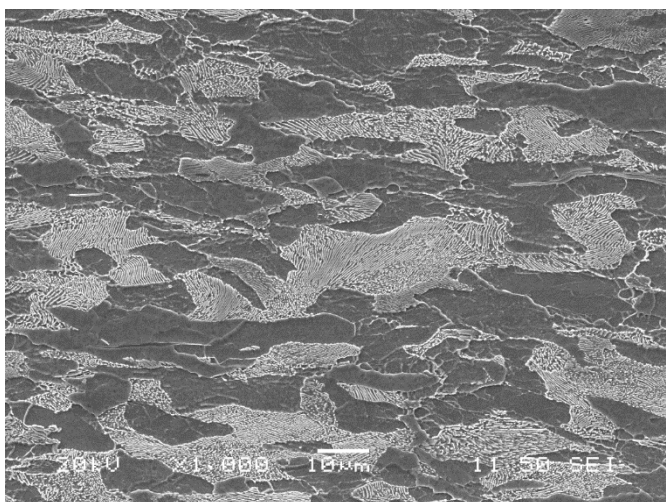


Obr. 64 Vzorek III-3, 1000x, ŘEM

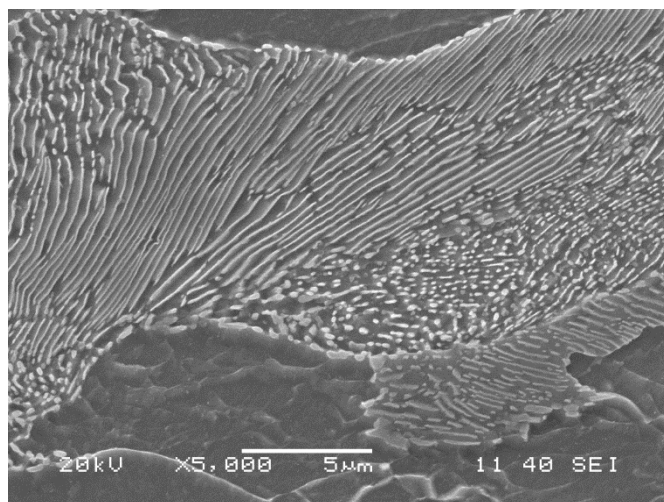


Obr. 65 Vzorek Vzorek III-3, 1000x, ŘEM

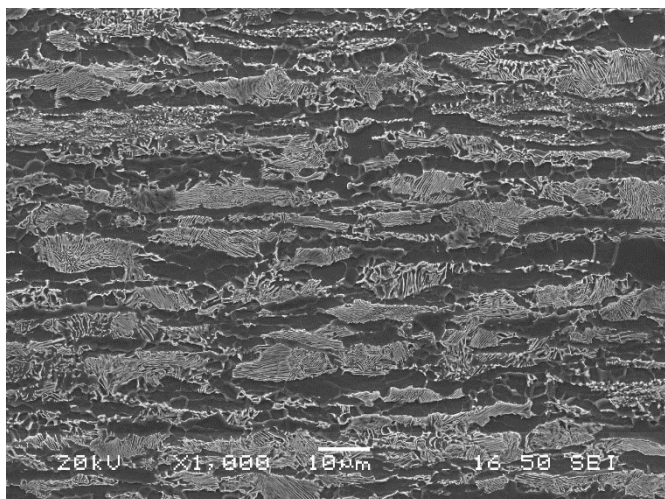
Perlit přítomný ve struktuře při poslední deformaci vykazoval u vzorku III-4 (Obr. 66 a Obr. 67) fragmentaci lamel na protáhlé útvary, u dvojité deformace vzorku III-5 (Obr. 68 a Obr. 69) pak bylo dosažené značné sferoidizace a zjemnění feritického zrna, zvláště u režimu III-5 (Tabulka 4). K úplné sferoidizaci však v celé pozorované oblasti nedošlo.



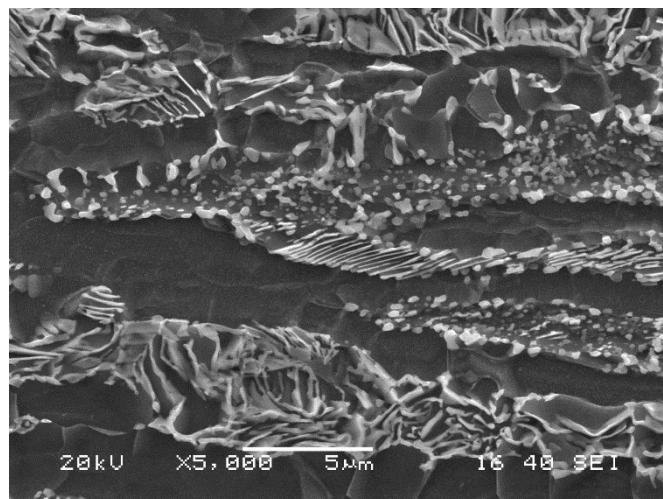
Obr. 66 Vzorek III-4, 1000x, ŘEM



Obr. 67 Vzorek III-4, 5000x, ŘEM

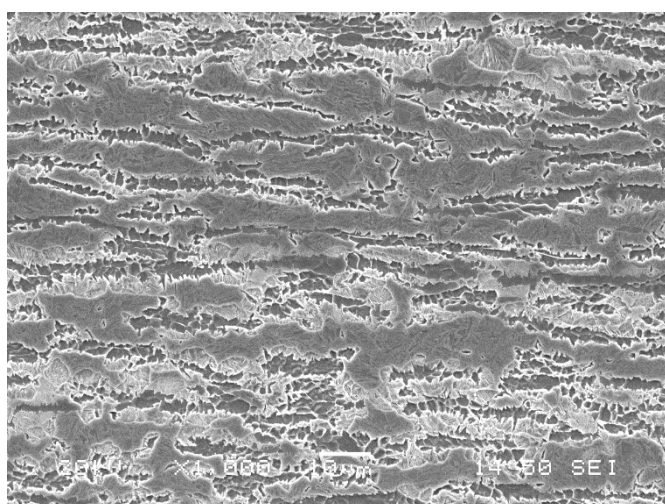


Obr. 68 Vzorek III-5, 1000x, ŘEM

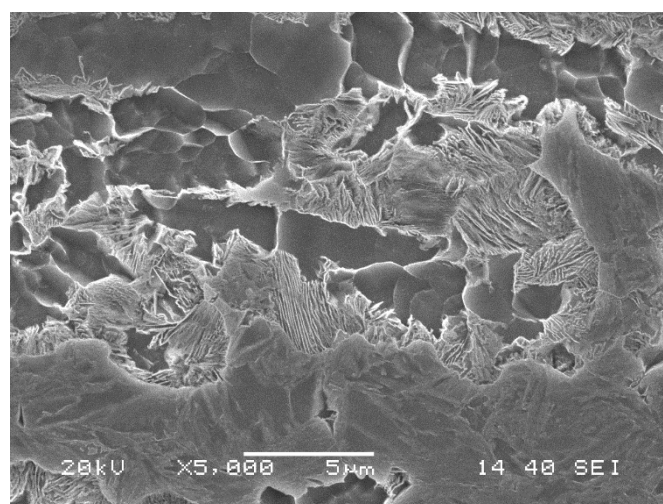


Obr. 69 Vzorek III-5, 5000x, ŘEM

Metalografie vzorku III-6, tedy režimu s deformací při teplotě 850°C, s jednou deformací na vrcholu perlitické přeměny (C- vrchol ohřevu materiálu vlivem latentního tepla - Graf 4) a zakalením do vody, ukazuje podíl netransformovaného austenitu v době deformace. Tento podíl dosahuje oproti 50% vzorku III-2 přibližně 25% (Obr. 70-Obr. 71). Tento podíl odpovídá množství lamelárního perlitu ve vzorcích dochlazovaných na vzduchu (III-4, III-5). Lamelární perlit vyskytující se ve struktuře nevykazuje žádný stupeň sferoidizace či fragmentace lamel. Lze usuzovat, že tento lamelární perlit vznikl až po deformaci.



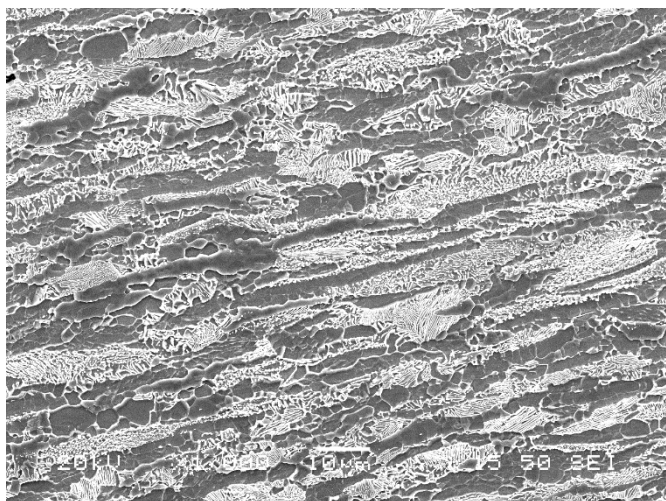
Obr. 70 Vzorek III-6, 1000x, ŘEM



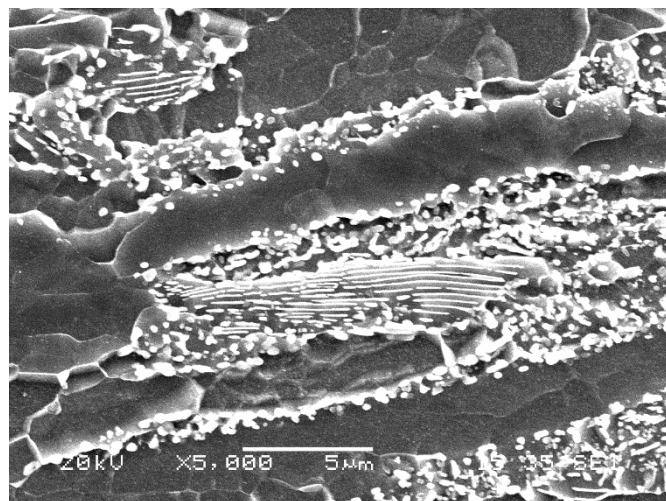
Obr. 71 Vzorek III-6, 5000x, ŘEM

Perlit přítomný ve struktuře při poslední deformaci vykazoval fragmentaci lamel na protáhlé útvary, u dvojité deformace vzorku III-8 pak byla sferoidizace ze všech zkoumaných vzorků nejvyšší. K úplné sferoidizaci však přesto nedošlo, podíl sferoidizovaného cementitu dosahoval 60%. Současně došlo vlivem termomechanického k největšímu zjemnění feritického zrna (Tabulka 4).

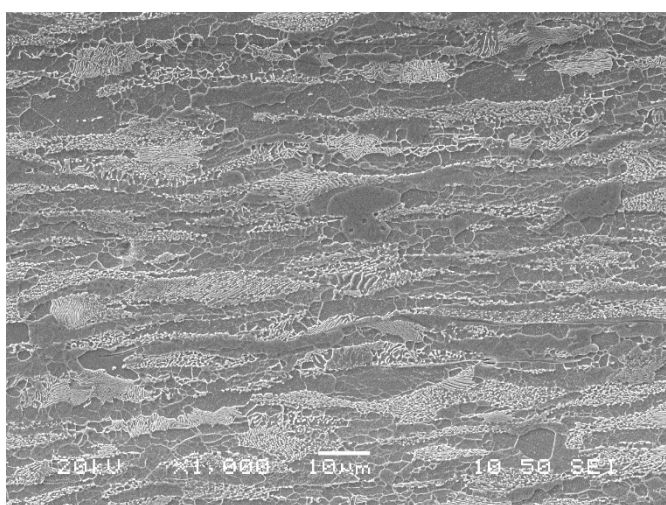




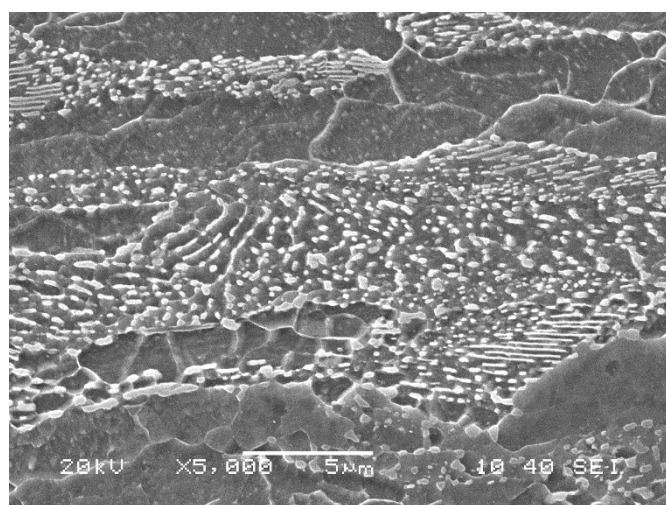
Obr. 72 Vzorek III-7, 1000x, ŘEM



Obr. 73 Vzorek III-7, 5000x, ŘEM

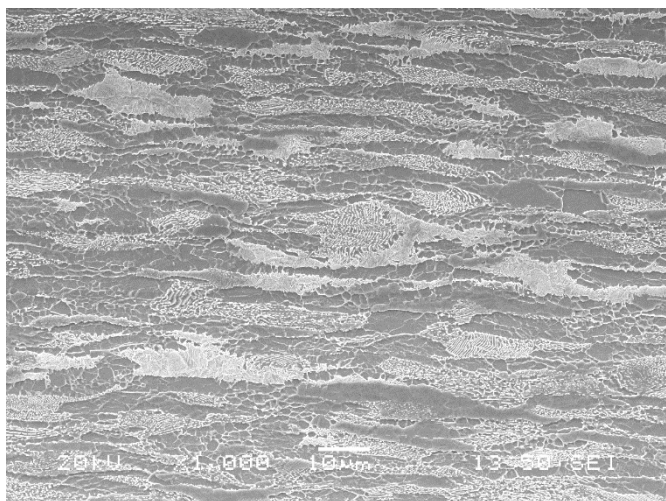


Obr. 74 Vzorek III-8, 1000x, ŘEM

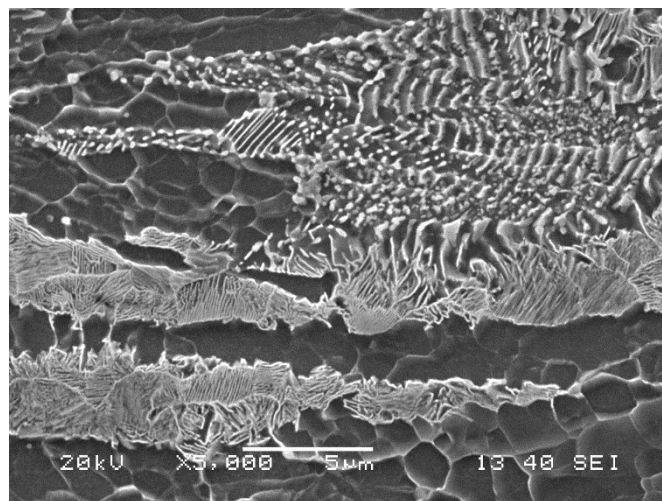


Obr. 75 Vzorek III-8, 5000x, ŘEM

Metalografická analýza vzorků vzorku III-9, tedy režimu s deformací při teplotě 850°C, s jednou deformací na vrcholu perlitické přeměny (D- konec perlitické transformace - Graf 4) a zakalením do vody, naznačuje podíl netransformovaného austenitu v době deformace. Tento podíl dosahuje oproti předchozím vzorkům 10% (Obr. 76 a Obr. 77) a odpovídá množství lamelárního perlitu ve vzorcích ochlazovaných na vzduchu (III-7, III-8). Lamelární perlit přítomný ve struktuře nevykazuje žádný stupeň sferoidizace či fragmentace lamel. Lze proto usuzovat, že jako u přechozích režimů vnikl až po deformaci.



Obr. 76 Vzorek III-9, 1000x, ŘEM



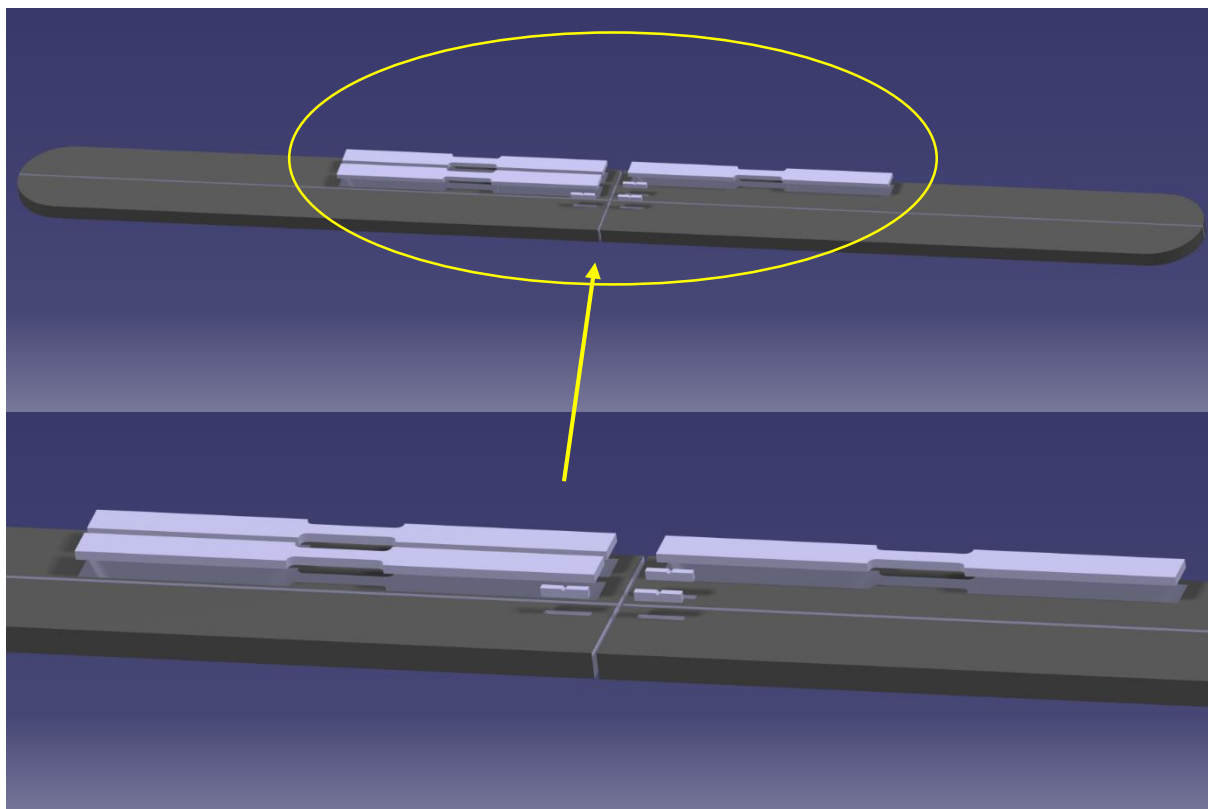
Obr. 77 Vzorek III-9, 5000x, ŘEM

### 5.5.3.1 Mechanické vlastnosti

Z vyválcovaných nezušlechťených plechů z Etapy III byly odebrány polotovary, ze kterých byly dále třískovým obráběním zhotoveny vzorky pro posouzení mechanických vlastností materiálu. Vzorky na mechanické zkoušky byly odebrány dle schématu níže (Obr. 78)

Tahové zkoušky byly z důvodu tloušťky plechů provedeny na plochých vzorcích vyříznutých ze středu plechu. Tloušťka vzorků byla 4mm a celková délka 220 mm. Délka těla byla 35mm, šířka pak 6 mm. Zkouška vrubové houževnatosti byla provedena na zkušebních tyčkách o velikosti 3x4x20mm s V vrubem o hloubce 1 mm. Pro každý válcovací režim byly zhotoveny tři tahové zkoušky a tři vzorky vrubové houževnatosti. Tvrdost byla hodnocena na vyhotovených metalografických výbrusech v leštěném stavu. Zatížení bylo zvoleno HV10 (Tabulka 5).

Termomechanicky tvářené plechy vykazovaly oproti III-0 nárůst meze kluzu, meze pevnosti a tvrdosti. Tvářením materiálu došlo k poklesu tažnosti a velmi mírnému poklesu vrubové houževnatosti, která však u některých vzorků zůstala téměř beze změn. Nejvyšší hodnoty deformačního zpevnění vykazoval materiál, který byl termomechanicky tvářen v pokročilejším stádiu perlitické transformace. Hodnoty meze kluzu mezi materiály s dvěma vloženými deformacemi se oproti materiálům s třemi deformacemi v zásadě neliší. Pro nárůst meze kluzu postačuje jedna deformace  $\varphi \approx 0,4$  v oblasti C nebo D, stejná deformace v oblasti B vykazuje oproti C a D mez kluzu o 50 MPa nižší. U všech termomechanicky zpracovaných vzorků došlo oproti III-0 k nárůstu tvrdosti mezi 30-50 HV.



Obr. 78 3D vizualizace odebrání mechanických zkoušek; horní obrázek komplexní pohled; dolní obrázek detail

Tabulka 5 Naměřené hodnoty mechanických hodnot na vzorcích válcovaných v etapě III

| Režim | Mez kluzu $R_{p0,2}$<br>[MPa] | Mez pevnosti $R_m$<br>[MPa] | Tažnost $A_5$<br>[%] | Vrbová houževnatost KCV<br>[J·cm <sup>-2</sup> ] | Tvrdość HV 10 |
|-------|-------------------------------|-----------------------------|----------------------|--|---------------|
| III-0 | 410                           | 658                         | 30                   | 38   | 167           |
| III-1 | 489                           | 702                         | 26                   | 38   | 204           |
| III-2 | 511                           | 710                         | 25                   | 36   | 213           |
| III-4 | 542                           | 688                         | 21                   | 35   | 201           |
| III-5 | 547                           | 709                         | 28                   | 36   | 212           |
| III-7 | 550                           | 708                         | 27                   | 35   | 210           |
| III-8 | 534                           | 668                         | 25                   | 35   | 199           |

## 6 Diskuse výsledků

V rámci diplomové práce byly provedeny tři etapy řízeného válcování za účelem dosažení sferoidizované mikrostruktury a zjemnění feritického zrna. V první etapě byly režimy navrženy tak, aby došlo k ověření možnosti dosažení potřebné deformace v podmínkách laboratorní stolice ve firmě COMTES FHT a.s. a zajistit tak možnost reprodukovatelnosti přechozích výsledků dosažených na hydraulickém kovacím lisu (viz [4]).

V rámci Etapy I byl materiál ohřát na teplotu pod  $A_{c1}$  (pod teplotu austenitizace) a následně deformován. Jednotlivé režimy se lišily rychlostí válcování (0,3 m/s – 1,5 m/s), tak chladícím médiem (v tomto případě voda a vzduch). Kalení do vody bylo prováděno bezprostředně po deformaci s cílem stanovit množství austenitu v materiálu. V Etapě I bylo dosaženo značné sferoidizace cementitických lamel i při nejnižší rychlosti válcování a bylo tak experimentálně ověřeno, že je možné dosáhnout sferoidizace cementitu v podmínkách tamní válcovací trati. Oproti výsledkům dosažených na kovacím lisu, došlo k částečné sferoidizaci v celém objemu [4].

Etapa II byla navržena tak, aby simulovala samotný proces válcování. Polotvary byly ohřaty na 1200 °C s výdrží na teplotě po dobu 1 hodiny, poté deformovány v oblasti konvenčních válcovacích teplot a následně ochlazovány na vzduchu do oblasti perlitické přeměny. V rámci Etapy II byly zhotoveny režimy, kde byl materiál deformován těsně před započítím perlitické přeměny. Bylo ověřeno, že deformování austenitu před započnutím fázové přeměny nemá na výslednou mikrostrukturu podstatný vliv. Další dva režimy byly navrženy s deformací v průběhu prodlevy či na teplotním vrcholu fázové přeměny vlivem uvolňování latentního tepla v důsledku fázové transformace. Oba vzorky byly dochlazeny na vzduchu. V důsledku deformace v průběhu fázové přeměny došlo k fragmentaci lamel, méně často pak ke vzniku globulárních částic cementitu. Vzhledem k zjištění, že deformace austenitu za vysokých teplot v podmínkách válcovací trati nemá na výslednou strukturu perlitu podstatný vliv, zaměřila se práce na poslední etapu doválcování, resp. válcování v oblasti perlitické přeměny.

V Etapě III byly polotovary ohřívány z pokojové teploty na teplotu 850 °C, následně prvotně deformovány a ochlazen na vzduchu až do oblasti perlitické přeměny. Poté byly vzorky vyjma jednoho režimu, který byl dochlazen na pokojovou teplotu, deformovány ve třech různých oblastech (na prodlevě, na teplotním vrcholu ohřevu materiálu vlivem uvolňování latentního tepla v důsledku fázové přeměny a na konci perlitické přeměny). Režimy byly navrhovány tak, aby vždy byla vytvořena trojice vzorků – jedna a dvě deformace v dané oblasti s dochlazením na vzduchu a dvě deformace v dané oblasti s následným kalením do vody pro zjištění množství na perlit netransformovaného austenitu. V rámci etapy tři došlo u všech pozorovaných vzorků k částečné sferoidizaci cementitu. Podíl globulárních částic se zvyšoval s množstvím vložené deformace. Deformace v pozdějších fázích perlitické přeměny vedla též k výraznému zjemnění feritického zrna. Nevýraznějšího zjemnění feritického zrna v rámci Etapy III bylo dosaženo v případě vzorku III-8 a III-9 (dvě deformace v pozdní fázi perlitické přeměny), kde velikost feritického zrna byla menší než 2  $\mu\text{m}$ . U daných vzorků bylo též dosaženo nejvyššího podílu sferoidizovaných karbidů, který dosahoval 60%.

Vzorky kalené do vody zřetelně ukázaly množství klesajícího podílu martenzitu ve struktuře v důsledku posouvání finální deformace v oblasti perlitické přeměny k pozdějším etapám.

Z vyválcovaných plechů byly odebrány vzorky pro mechanické zkoušení - tahové zkoušky, zkoušky vrubové houževnatosti a dále byla na metalografických výbrusech měřena tvrdost. Termomechanicky tvářené plechy vykazovaly oproti režimu bez deformace v oblasti perlitické přeměny nárůst meze kluzu, meze pevnosti a tvrdosti. Tvářením materiálu došlo k mírnému poklesu tažnosti a vrubové houževnatosti. Nejvyšší hodnoty deformačního zpevnění

vykazoval materiál, který byl termomechanicky tvářen v pokročilejším stádiu perlitické transformace. Hodnoty meze kluzu stoupají s velikostí vložené deformace. Hodnoty tvrdosti vykazují v důsledku termomechanického zpracování nárůst mezi 30-50HV.

## 7 Závěr

Cílem diplomové práce bylo navrhnout válcovací režimy tak, aby došlo k zlepšení mechanických vlastností vlivem sferoidizace karbidů a zjemnění feritického zrna (tzv. ASR jevu) u středněuhlíkové oceli C45 pomocí řízeného tváření. V rámci diplomové práce byly navrženy tři etapy válcování. Během Etapy I a II bylo experimentálně ověřeno, že lze v podmínkách laboratorní trati dosáhnout částečně sferoidizované struktury a z dostupných výsledků bylo patrné, že největší vliv na sferoidizaci cementitu a zjemnění zrna má deformace v oblasti perlitické přeměny. Finální deformace byla po předchozích dvou etapách válcování provedena v interkritické oblasti v různých stádiích přeměny austenitu na ferit a karbidy.

U všech vzorků ochlazovaných na vzduchu byla pozorována částečná sferoidizace. Vyšší podíl sferoidizovaných karbidů byl naměřen v případě větší finální deformace. Podíl sferoidizovaných karbidů narůstal s deformací vloženou v pokročilejším stádiu perlitické přeměny. Nebyl pozorován vliv deformace austenitu na sferoidizaci. V důsledku termomechanického zpracování došlo u všech vzorků k nárůstu meze kluzu, pevnosti a tvrdosti oproti mírnému zhoršení hodnot tažnosti a vrubové houževnatosti.

Za pomoci experimentálního termomechanického válcování na laboratorní trati firmy COMTES FHT a.s. bylo dosaženo zlepšení mechanických vlastností, částečné sferoidizace cementitu a zjemnění feritického zrna. V případě vyšší deformace ( $\varphi = 0,8$ ) v průběhu pozdní fázi perlitické přeměny bylo deformací dosaženo z 60% sferoidizované cementitické struktury s velikostí feritického zrna menší než  $2 \mu\text{m}$ .

## 8 Reference

1. KRAUS, V. *Tepelné zpracování a slinování*. Plzeň: Západočeská univerzita v Plzni, Fakulta Strojní, 2000. ISBN 8070825820.
2. RYŠ, P. *Nauka o materiálu I*, sv. IV. 1975.
3. PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. 2002. ISBN 80-7204-248-3.
4. DLOUHÝ, J. D. HAUSEROVÁ a Z. NOVÝ. Accelerated Carbide Spheroidization and Refinement (ASR) of AISI 1042 Steel, MS&T. In: *Materials Science & Technology 2011 Conference and Exhibition (MS&T Partner Societies)*. MS&T 2011, 2011, s. 492-99.
5. KOTAS, M. *Řízené válcování vybraných značek ocelí v podmínkách kontijemné válcovny Třineckých železáren, a.s.* Ostrava: 2010. Disertační práce. Technická univerzita Ostrava, Vysoká škola báňská, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství.
6. KAWULOK, P. . *Optimalizace termomechanického zpracování oceli 42CrMo5 v podmínkách profilové válcovny*. Ostrava: 2012. Disertační práce. Technická univerzita Ostrava, Vysoká škola báňská, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství.
7. KOCICH, R. *Termomechanické procesy tváření [studijní opory]*. Ostrava: Vysoká škola báňská, Technická univerzita Ostrava, 2013 [cit. 2014-únor-12]. Dostupné z: [http://www.fmmi.vsb.cz/export/sites/fmmi/modin/cs/studijni-opory/resitelsky-tym-2-metalurgie/termomechanicke-procesy-tvareni/Kocich\\_Termomechanicke-procesy-tvareni.pdf](http://www.fmmi.vsb.cz/export/sites/fmmi/modin/cs/studijni-opory/resitelsky-tym-2-metalurgie/termomechanicke-procesy-tvareni/Kocich_Termomechanicke-procesy-tvareni.pdf)
8. PETRUŽELKA, J. a R. BŘEZINA. *Tvařitelnost kovových materiálů [Studijní text]*. Ostrava: Vysoká škola báňská, Technická univerzita ostrava, Fakulta strojní, 2011 [cit. 2014-Únor-12]. Dostupné z: <http://www.345.vsb.cz/jiripetruzelka>
9. ATA, K. G. & M. S. A. Spheroidising Kinetics and Optimization of Heat Treatment Parameters in CK60 Steel Using Taguchi .... *Journal of Iron and Steel Reasearch*. 2010, Vol. 17 (No. 4), 45-52. ISSN 1006-706X.
10. SCHANEMAN, R. A. *The Effect of Prior Microstructure of Spheroidizing Kinetics and Cold Workability in Bar Steels*. 2009. Thesis. Colorado School of Mines.
11. JECH, J. *Tepelné zpracování oceli, Metalografická příručka*. Praha: Nakladatelství technické literatury, 1983.
12. ÖLUND, P. S. LARSSON a T. LUND. *Method of soft annealing hight carbon steel*. US, 9/268669. 2001-Únor-20.
13. KAO, P. W. C. C. CHOU a G. H. CHENG. Accelerated Spheroidization of Hypoeutectoid Steel by Decomposition of Supercooled Austenite. In: *Jorunal of Materials Science*, sv. 21. 1986, s. 3339-44.
14. KRAUSS, G. Steels Processing, Structure, and Performace. In: *Materials Park*. OH: ASM International, 2005, s. 256-59.
15. CREE, A. M. R. G. FAULKNER a A. T. LYNE. Cementite Particle Caorsening during Spheroidization of Bearing Steel SAE 52100. In: *Materials Science and Technology*, sv. 11. 1995, s. 556-71.
16. TIAN, Y. L. a R. W. KRAFT. Mechanism of Pearlite Spheroidization. In: *Metallurgical Transactions A*. 8. 1987, s. 1403-14. ISSN 0360-2133.

17. SHARMA, G. R. V. RAMANUJAN a G. P. TIWARI. Instability Mechanism in Lamellar Microstructure. In: *Acta materialia* 48. 2000, s. 875-89.
18. ATASOY, O. E. a S. OZBILEN. Pearlite Spheroidization. In: *Journal of Materials Science*, sv. 24. 1989, s. 281-87.
19. LIFSHITZ, I. M. a V. V. SLYOZOV. The Kinetics of Precipitation from Supersaturated Solid Solutions. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. 1961, č. 24, s. 35-50.
20. WAGNER, C. Theorie der Alterung von Niederschlägen durch Umlösen (Ostwald reifung). In: *Physikalische Chemie*, sv. 65. 1961, s. 581.
21. CHATTOPADHYAY, S. a C. M. SELLARS. Quantitative Measurements of Pearlite Spheroidization. 1977, č. 10, s. 89-105.
22. CHATTOPADHYAY, S. a M. C. SELLARS. Kinetics of Pearlite Spheroidization During Static Annealing and During Hot Deformation. 1982, č. 30, s. 157-70.
23. CHOTĚBORSKÝ, R. *Nauka o materiálu*. Praha: Česká zemědělská univerzita v Praze, 2006. ISBN 80-213-1442-7.
24. PLUHAŘ, J. V. BENEŠ a K. MACEK. *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu*. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 1980.
25. KRAUSE, M. a P. J. MAUK. *Controlled Rolling and Cooling Technology*. Mönchengladbach: 1194. manuál fy. SMS-MEER.