



ZÁPADOČESKÁ  
UNIVERZITA  
V PLZNI



ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI  
FAKULTA STROJNÍ  
KATEDRA MATERIÁLU A STROJÍRENSKÉ METALURGIE

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

## DIPLOMOVÁ PRÁCE

# Vývoj mikrostruktury vícefázové oceli s TRIP efektem

*Autor:*

Bc. Vojtěch Průcha S11N0061P

*Vedoucí práce:*

Doc. Ing. Ludmila KUČEROVÁ, Ph.D.

Akademický rok 2012/2013

## PODĚKOVÁNÍ

*Mé poděkování patří Dr. Ing. Haně Jirkové a Doc. Ing. Ludmile KUČEROVÉ, Ph.D. , za vedení mé diplomové práce a v neposlední řadě i mým rodičům a mé tetě.*

*Tato diplomová práce vznikla za podpory projektu ESF OP VpK „Posílení spolupráce mezi vysokými školami, výzkumnými ústavami a průmyslovými partnery v Plzeňském kraji - CZ.1.07/2.4.00/17.0052“. Tento projekt napomohl při propojení výstupů diplomové práce mezi aplikačním a akademickým prostředím.*

## **Prohlášení o autorství**

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě diplomovou práci, zpracovanou na závěr studia na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni. Prohlašuji, že jsem tuto diplomovou práci vypracoval samostatně, s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených v seznamu, který je součástí této diplomové práce.

V Plzni dne: .....

.....  
podpis autora

## **Autorská práva**

Podle Zákona o právu autorském. č.35/1965 Sb. (175/1996 Sb. ČR) § 17 a Zákona o vysokých školách č. 111/1998 Sb. je využití a společenské uplatnění výsledků diplomové práce, včetně uváděných vědeckých a výrobně-technických poznatků nebo jakékoliv nakládání s nimi možné pouze na základě autorské smlouvy za souhlasu autora a Fakulty strojní Západočeské univerzity v Plzni.

## ANOTAČNÍ LIST DIPLOMOVÉ PRÁCE

<b>AUTOR</b>	Příjmení Průcha	Jméno Vojtěch	
<b>STUDIJNÍ OBOR</b>	Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie		
<b>VEDOUCÍ PRÁCE</b>	Příjmení (včetně titulů) Doc. Ing. Kučerová, Ph.D.	Jméno Ludmila	
<b>PRACOVIŠTĚ</b>	ZČU - FST - KMM		
<b>DRUH PRÁCE</b>	<b>DIPLOMOVÁ</b>	<del><b>BAKALÁŘSKÁ</b></del>	Nehodící se škrtněte
<b>NÁZEV PRÁCE</b>	<b>Vývoj mikrostruktury vícefázové oceli s TRIP efektem</b>		

<b>FAKULTA</b>	strojní	<b>KATEDRA</b>	KMM	<b>ROK ODEVZD.</b>	2013
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

### POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

<b>CELKEM</b>	79	<b>TEXTOVÁ ČÁST</b>	60	<b>GRAFICKÁ ČÁST</b>	19
---------------	----	---------------------	----	----------------------	----

<p style="text-align: center;"><b>STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK)</b></p> <p><b>ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY</b></p>	<p>Práce se zabývá rozborem mikrostruktur získaných netradičními režimy TMZ oceli s TRIP efektem. Cílem této práce je navrhnout a otestovat novou strategii zpracování, kde je časově náročná prodleva v bainitické oblasti nahrazena kontinuálním ochlazováním. Výsledné mikrostruktury byly analyzovány pomocí světelné, skenovací konfokální a skenovací elektronové mikroskopie. Množství zbytkového austenitu byla stanovena pomocí RTG difrakční fázové analýzy. Mechanické vlastnosti byly stanoveny tahovou zkouškou a měřením tvrdosti. Novou strategií termomechanického zpracování se dosáhlo v konečném výsledku meze pevnosti v tahu nad 1000MPa s tažností nad 20%.</p>
<p style="text-align: center;"><b>KLÍČOVÁ SLOVA</b></p>	<p style="text-align: center;">TMZ, TRIP oceli, prodleva v bainitické oblasti.</p>

## SUMMARY OF BACHELOR THESIS SHEET

<b>AUTHOR</b>	Surname Průcha	Name Vojtěch	
<b>FIELD OF STUDY</b>	Materials Engineering and Engineering Metallurgy		
<b>SUPERVISOR</b>	Surname (Inclusive of Degrees) Doc. Ing. Kučerová, Ph.D.	Name Ludmila	
<b>INSTITUTION</b>	ZČU - FST - KMM		
<b>TYPE OF WORK</b>	<b>DIPLOMA</b>	<b>BACHELOR</b>	<b>Delete when not applicable</b>
<b>TITLE OF THE WORK</b>	Development of multi-phase microstructure of steel with TRIP effect		

<b>FACULTY</b>	Mechanical Engineering	<b>DEPARTMENT</b>	KMM	<b>SUBMITTED IN</b>	2013
----------------	------------------------	-------------------	-----	---------------------	------

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

<b>TOTALLY</b>	79	<b>TEXT PART</b>	60	<b>GRAPHICAL PART</b>	19
----------------	----	------------------	----	-----------------------	----

<b>BRIEF DESCRIPTION</b>  <b>TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS</b>	The work deals with the analysis of microstructures obtained by non-traditional modes TMZ steel with TRIP effect. The aim of this work is to design and test a new processing strategy in which the time consuming bainitic hold is replaced by continuous cooling. The resulting microstructures were analysed with the help of light, scanning confocal microscopy and scanning electron microscopy. The amount of retained austenite was established by X-ray diffraction phase analysis. Mechanical properties were determined by tensile testing and hardness measurement. The new strategy of thermo-mechanical treatment resulted in ultimate strengths above 1000MPa with ductility above 20%.
<b>KEY WORDS</b>	Thermo-mechanical treatment, TRIP, bainitic hold.

## Obsah

Úvod.....	1
1. Stav poznání v oblasti .....	2
1.1. Trendy ve vývoji plechů pro automobilový průmysl a charakteristika používaných ocelí .....	2
1.2. HSS (High Strength Steels) .....	5
1.2.1. IF oceli (Interstitial Free Steels).....	5
1.2.2. BH oceli ( Bake Hardening Steels) .....	6
1.2.3. HSLA oceli (High Strength Low Alloy Steels) .....	8
1.3. AHSS (Advanced High Strength Steel).....	9
1.3.1. DP oceli (Dual Phase Steels).....	10
1.3.2. CP oceli (Complex Phase Steels) .....	10
1.3.3. MS oceli (Martensitic Steels).....	11
1.3.4. TWIP oceli (Twinning Induced Plasticity Steels).....	11
1.4. TRIP oceli (Transformation Induced Plasticity Steels).....	12
1.4.1. Banitická přeměna u TRIP ocelí .....	15
1.4.2. Chemické složení ocelí využívající TRIP efekt a vliv legujících prvků na vývoj struktury .....	16
1.4.3. Zbytkový austenit.....	22
1.4.4. Zpracování TRIP ocelí .....	26
2. Experimentální část.....	29
2.1. Experimentálních materiál.....	29
3. Podpora počítačové simulace (FEM) při stanovení teploty austenitizace.....	33
3.1. Termomechanické zpracování .....	38
3.2. Použité metody vyhodnocování.....	39
3.2.1. Mikrostrukturní rozbor .....	39
3.2.2. Klasické leptání .....	40
3.2.3. Barevné leptání.....	40
3.3. Rentgenová difrakční fázová analýza.....	41
3.4. Mechanické vlastnosti .....	42
4. Výsledky termomechanického zpracování.....	43
4.1. Referenční režim s izotermickou prodlevou.....	43
4.1.1. Metalografický rozbor.....	44
4.2. Termomechanické zpracování bez izotermické prodlevy – reálný režim válcovací stolice.....	46
4.2.1. Metalografický rozbor.....	47

4.3.	Kombinace reálného režimu válcovací stolice s izotermickou prodlevou .....	51
4.3.1.	Metalografický rozbor.....	51
4.4.	Zvýšená rychlost ochlazování a izotermická prodleva.....	56
4.4.1.	Metalografický rozbor.....	57
4.5.	Kombinace vyšší rychlosti ochlazování s teplotou izotermické prodlevy 425°C .....	61
4.5.1.	Metalografický rozbor.....	62
5.	Diskuze výsledků .....	63
6.	Závěr.....	68
7.	Seznam použité literatury .....	70
8.	SEZNAM OBRÁZKŮ .....	73
9.	SEZNAM TABULEK.....	75
10.	SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK .....	76
11.	Příloha A .....	77

## Úvod

Z důvodu rostoucích nároků na vlastnosti materiálů jsou vyvíjeny nové výrobní koncepty, především tepelného resp. mechanicko-tepelného zpracování a legující strategie. Tímto postupem vznikla skupina netradičních kovových materiálů a ocelí se zvláštními vlastnostmi. Do této skupiny materiálů spadají např. vysokopevné oceli, amorfni kovové materiály, superplastické kovové materiály, slitiny s tvarovou pamětí, supravodivé slitiny, kompozitní materiály a další.

Jednou z hnacích sil vývoje těchto ocelí je automobilový průmysl, kde stoupají nároky na pevnost a tuhost karoserií osobních automobilů. Tyto nároky jsou odvozené z požadavků na pasivní bezpečnost a nepřetržitě úsilí o zlepšení ekologie provozu vozidel cestou snižování jejich hmotnosti. Což vede k trvale rostoucím nárokům na jakost a užité parametry zpracovaných plechů a pásů[1].

Ještě před 15 lety patřily k nejpoužívanějším plechům a pásům v automobilovém průmyslu plechy válcované za studena z hlubokotažných ocelí. Za optimální byla považována struktura s polyedrickými feritickými zrny s velikostí 25-35 $\mu$ m a jemně vyloučenými globulemi cementitu hlavně uvnitř zrn. Obsah uhlíku nepřevyšoval 0,13%, křemíku 0,05% a manganu 0,45%. Obsah nečistot P a S byly limitovány 0,030% jednotlivě. Vzhledem k požadavkům konstruktérů bylo nutné najít a vyvinout nové technologie zpracování, aby bylo možné používat i plechy o tloušťce 3 mm a vyšší (Tab.1) [1]. Proto byla postupně zavedena do praxe i technologie válcování plechů za tepla. Právě tlak automobilového průmyslu nutí stále optimalizovat podmínky zpracování jednotlivých typů materiálů, vyvíjet nové legovací úsporné strategie a k nim i nové podmínky zpracování.

Druh částí	Přípustná minimální tloušťka
Vnější karoserie	0,70 – 0,78 mm
Vnitřní výplně	0,60 – 1,00 mm
Podvozek	1,20 – 2,20 mm
Držáky podvozku a motoru	1,80 – 2,20 mm
Výztuhy	1,80 – 4,00 mm

Tabulka 1 Tloušťky plechů [1].

Tato diplomová práce se zabývá TRIP oceli, které spadají do oblasti vysokopevných materiálů, jež mají kromě vysoké pevnosti i přijatelné hodnoty plasticity, houževnatosti a odolnosti proti křehkému lomu. Hlavním problémem pro nasazení těchto ocelí do praxe je izotermická výdrž v oblasti bainitické přeměny. Proto hlavním cílem bylo navrhnout a optimalizovat podmínky zpracování, kde by byla tato prodleva na teplotě bainitické přeměny byla odstraněna a nahrazena kontinuálním ochlazováním.

Práce obsahuje rozbor mikrostruktur získaných netradičními režimy termomechanického zpracování těchto ocelí. Pro experiment byly vybrány dvě oceli s chemickým složením typických pro TRIP oceli, 0.2C-1.5-Mn-1.8Si a 0.2C-1.5Mn-1.8Si-0.059Nb. Referenční vzorky byly připraveny z obou ocelí, termomechanicky zpracovány s dílčí inkrementální deformací a prodlevou v bainitické oblasti. Nová strategie byla založena na zpracování standardním válcováním obdobných ocelí. Parametry zpracování byly optimalizovány s ohledem na konečnou strukturu a vlastnosti.

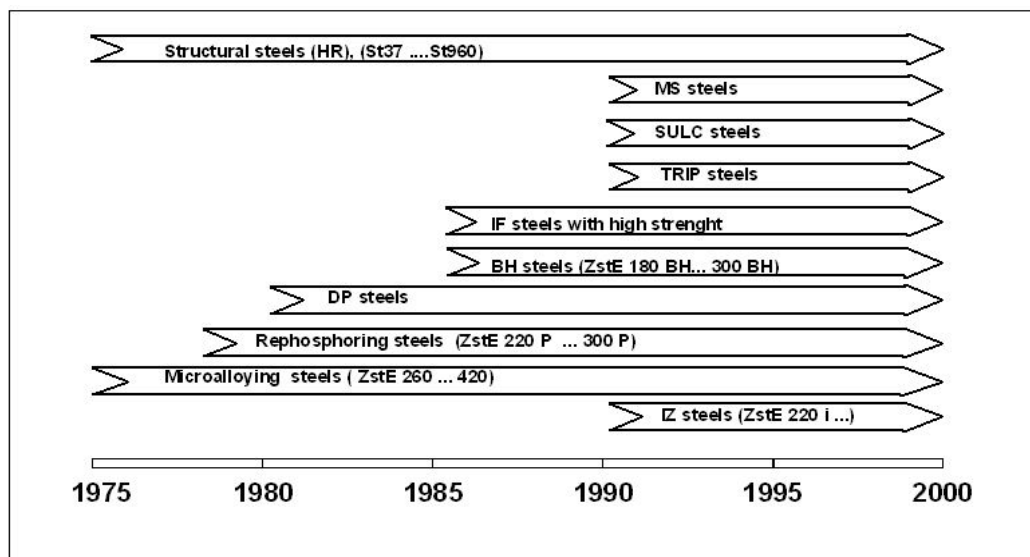


Výsledné mikrostruktury byly analyzovány pomocí světelné, skenovací konfokální a skenovací elektronové mikroskopie. Množství zbytkového austenitu byla stanovena pomocí RTG difrakční fázové analýzy. Mechanické vlastnosti byly stanoveny tahovou zkouškou a měřením tvrdosti.

## 1. Stav poznání v oblasti

### 1.1. Trendy ve vývoji plechů pro automobilový průmysl a charakteristika používaných ocelí

Nízkolegované vysokopevné oceli se vyvíjejí od 70. let minulého století a jedná se hlavně o vývoj materiálů pro konstrukční ocelové plechy pro automobilový průmysl Obr.1 [2]. Díky rozdílným požadavkům na mechanické vlastnosti a způsoby zpracování byly vyvinuty různé legovací strategie i postupy zpracování. Klasické vysokopevné oceli se zvýšenou tvařitelností za studena řady ZStE (mikrolegované oceli s vyšší mezí kluzu k tváření za studena) byly v 80-tých letech doplněny o fosforem legované oceli řady ZStE-P a dvojfázové oceli - DP. V polovině 80-tých let byly vyvinuty IF (interstitial free) oceli a BH (bake hardening) oceli. Od 90-tých let jsou vyvíjeny CP (complex phase), RA (residual austenite) oceli s TRIP efektem, SULC (super ultra low carbon) oceli a MS (martensite) oceli.



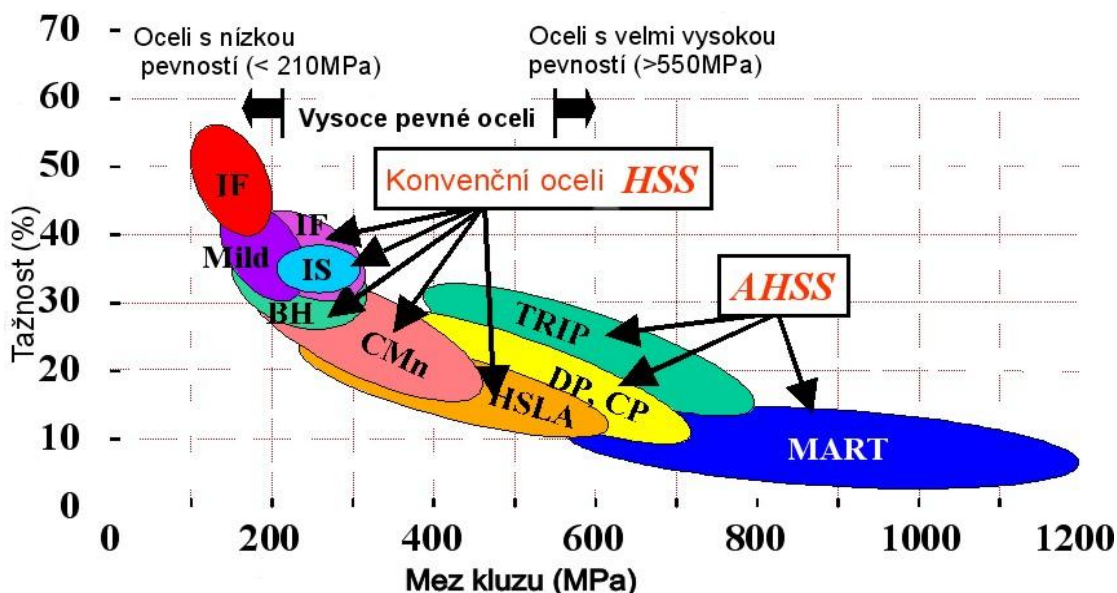
Obrázek 1 Vývoj ocelí pro automobilové části [2].

Rozdělit současně využívané oceli v automobilovém průmyslu není úplně snadné. Existuje několik způsobů, jak je možné tyto materiály rozdělit. Jedním způsobem klasifikace těchto ocelí je dělení dle jejich pevnostních charakteristik Obr.2 [3], (příklad použití těchto ocelí v automobilovém průmyslu ukazuje Obr.3 [3]) na dvě kategorie a to na:

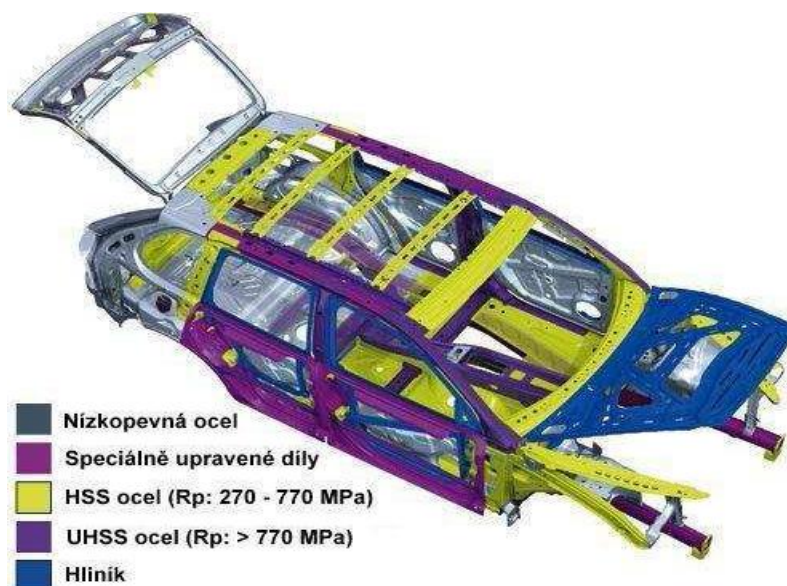
- HSS oceli (High-Strength Steel) s mezí kluzu od 210 do 550 MPa a pevností v tahu od 270 do 700 MPa

- UHSS oceli (Ultra High-Strength Steel) s mezí kluzu větší než 550 MPa a pevností v tahu větší než 770 MPa

Tyto rozsahy naznačují změny v tvařitelnosti při přechodu z jedné kategorie do druhé. Nicméně z údajů vyplývá, že změny vlastností jsou spojitě napříč celou škálou pevnosti oceli. Navíc mnoho typů oceli má širokou škálu stupňů pokrývajících dva či více rozsahů pevnosti [4].



Obrázek 2 Vývoj pevnostních vlastností [3].



Obrázek 3 Užití oceli v automobilovém průmyslu [3].

Dalším z nich je dělení ocelí dle jejich metalurgie [4]:

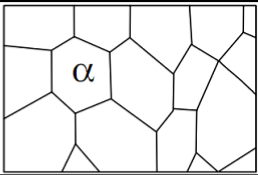
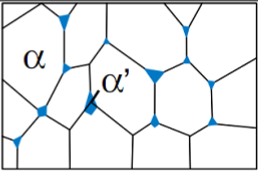
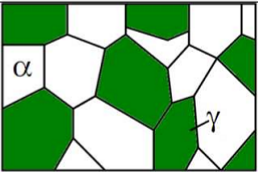
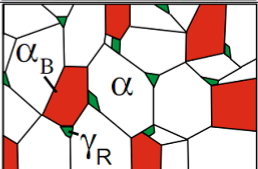
- nízko-pevnostní oceli (např.: oceli bez intersticií)
- vysoko-pevnostní oceli (např.: nízkolegované oceli, BH oceli)
- pokročilé vysoko-pevnostní oceli (např.: dvoufázové oceli, vícefázové oceli)

Rozdíl mezi vysokopevnými a pokročilými vysokopevnými oceli je v jejich struktuře. Zatímco oceli vysokopevné jsou jednofázovými feritickými oceli, oceli pokročilé vysokopevné jsou vícefázové. Kromě základní feritické fáze obsahují také martenzit, bainit nebo zbytkový austenit [4], (Tab.2) [5].

Skupina ocelí	Mikrostruktura	Strukturní charakteristika oceli
Nízkopevné oceli	$\alpha$	LC: oceli s feritickou strukturou IF: oceli s feritickou strukturou
Konvenční vysokopevné oceli (HSS)	$\alpha$	BH: oceli s feritickou strukturou IF: oceli s feritickou strukturou IS: oceli s feritickou strukturou CMn: oceli s feritickou strukturou HSLA: oceli s feritickou strukturou
Moderní vysokopevné oceli (AHSS)	$\alpha + \alpha$ $\alpha + \alpha_B + \gamma_R$  $\alpha' + \alpha$ $\alpha + \alpha_B + \alpha'$	DP: duální oceli s feritickou strukturou a 5-30% martenzitu TRIP: oceli s deformačně indukovanou přeměnou se strukturou složenou z feritu, bainitu a zbytkového austenitu PM: částečně nebo zcela martenzitické oceli CM: komplexně fázové oceli s feritickou, bainitickou a martenzitickou strukturou
Oceli s vysokým podílem Mn	$\gamma$ nebo s vysokým podílem $\gamma$	HMS-TRIP: oceli legované tak, že vložení dostatečného napětí vyvolá transformaci zbytkového austenitu na martenzit HMS-TWIP: oceli legované tak, že vložení dostatečného napětí vyvolá ve struktuře dvojčatění

Tabulka 2 Zpřesněné dělení nízkolegovaných ocelí dle parametru struktury a vlastností [5].

Oproti jednofázovým ocelím tvářeným za studena je nutno u vícefázových ocelí mít informace o objemu, velikosti, rozložení a morfologii jednotlivých fází (Tab.3) [5]. Pro charakterizaci metastabilních složek, jako je zbytkový austenit, je třeba znát i lokální chemické složení.

Počet fází	Vzhled struktury	Parametry	Fáze
Jedna fáze (válcovaná ocel)		velikost zrna tvar zrna	$\alpha$ = ferit
Dvě fáze (Dual Phase Steel)		velikost zrna podíl fází místní chemické složení	$\alpha$ = ferit $\alpha'$ = martenzit nebo bainit
Dvě fáze (Duplex Steel)		velikost zrna podíl fází místní chemické složení	$\alpha$ = ferit $\gamma$ = austenit
Více fází (TRIP ocel)		velikost zrna podíl fází místní chemické složení stabilita fází	$\alpha$ = ferit $\alpha_B$ = bainit $\gamma_R$ = zbytkový austenit

Tabulka 3 Charakteristika mikrostruktury nízkolegovaných ocelí [5].

## 1.2. HSS (High Strength Steels)

Mezi nejznámější typy těchto ocelí patří: IF - Oceli bez intersticiální prvků (Interstitial free steels), BH - Oceli vytvrzené vypékáním (Bake hardening) a HSLA - Vysokopevné nízko legované oceli.

### 1.2.1. IF oceli (Interstitial Free Steels)

Tyto oceli mají feritickou matici s velmi nízkým obsahem uhlíku a dusíku. Aby se snížilo nežádoucí zpevnění způsobené zbytkovým množstvím uhlíku a dusíku, jež jsou interstiticky rozpuštěných ve struktuře, tak se do těchto ocelí přidává malé množství Ti a Nb. Velmi často se IF oceli používají v automobilovém průmyslu k výrobě hlubokotažných tvarově složitých venkovních (Obr.4) [5] a vnitřních dílů automobilů. IF oceli se vyznačují vynikajícími hlubokotažnými vlastnostmi a odolností proti stárnutí. Na druhé straně, jsou tyto oceli charakteristické svou poměrně nízkou pevností v tahu  $\leq 360$  MPa a mezí kluzu 200 MPa. To zabraňuje jejich využití u aplikací vyžadujících vyšší odolnost proti porušení [5].



Obrázek 4 Kapota automobilu z IF oceli [5].

V závislosti na chemickém složení (Tab.4), [6] mechanických vlastnostech a způsobu výroby byly tyto oceli rozděleny do několika skupin:

- plechy běžné kvality s označením CQ (Commercial Quality)
- tažné DQ (Drawing Quality)
- hlubokotažné DDQ ( Deep Drawing Quality)
- zvlášť hlubokotažné EDDQ (Extra Deep Drawing Quality)
- super hlubokotažné EDDQ-S (Extra Deep Drawing Quality - Super)

C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Al [%]	Ti [%]	N <sub>2</sub> [%]	B [%]
0,002	0,12	0,007	0,008	0,004	0,029	0,095	0,0048	0,001

Tabulka 4 Ukázka složení IF oceli [6].

### 1.2.2. BH oceli ( Bake Hardening Steels)

BH oceli se využívají především pro plechy na velkoplošné výlisky dílů karoserie (střecha, kapota, dveře), u kterých se zvyšuje po vylisování a vypálení laku maximální dovolené zatížení a i odolnost vůči tlaku. Hlavní výhodou BH plechů je nízká hodnota meze kluzu a dobrá tvařitelnost před lisováním, přičemž po lisování a tzv. vypálení laku dochází ve výliskách k deformačně - termickému zpevnění a tím také ke zvýšení meze kluzu o 30-80 MPa. Proces zpevňování po lisování a vypalování laku souvisí s deformačním stárnutím za tepla, které je podmíněné difúzí atomů uhlíku a dusíku k dislokacím vytvořených v průběhu lisování. Proces zpevňování probíhá jako dvojstupňový proces stárnutí [6] :

- v prvním stupni se BH efektu dosahuje interakcí intersticií a dislokací , za tvorby Cottrelovy atmosféry vytvořené v okolí dislokací
- v druhém stupni se BH efektu dosahuje precipitačním zpevněním od přítomných mikrolegujících prvků

Za dominantní mechanismus pro tvorbu BH efektu se považuje difúze atomů uhlíku do napěťových pásem dislokací [6].

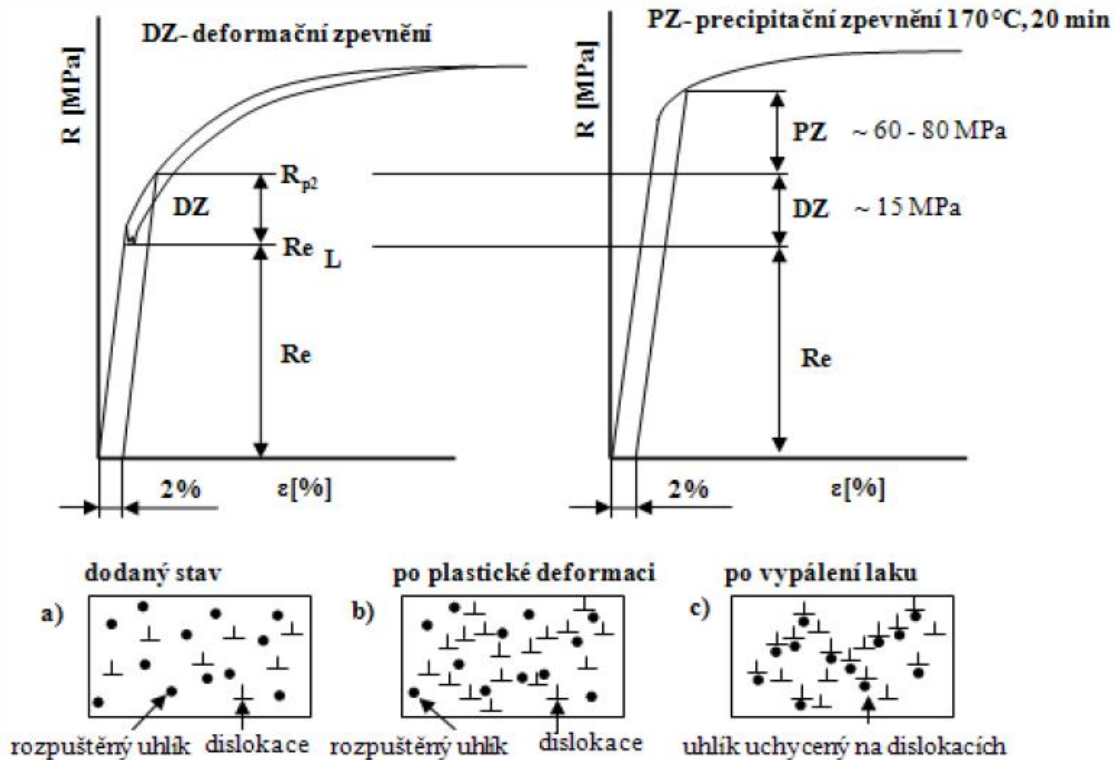
Efekt BH zpevnění je možné obecně dosáhnout pomocí difúze volných atomů intersticiálních prvků, tj. dusíku a uhlíku. Difúze atomů dusíku ve feritu při teplotách okolí je poměrně vysoká z čehož vyplývá možnost rychlého a neřízeného stárnutí oceli. Pro snížení vlivu neřízeného stárnutí oceli a též zpevnění tuhého roztoku dusíkem se přidává hliník (Al) vázající dusík na AlN, čímž se značně sníží jeho nepříznivý vliv. Další snížení volného dusíku se dosahuje přidáním bóru do oceli, který vytváří stabilní BN. Nízké rozpustnosti dusíku v oceli je možné dosáhnout snížením teploty ohřevu materiálu v procesech tváření za tepla. Vzhledem k uvedeným nepříznivým vlivům je snahou obsah dusíku v oceli minimalizovat. Difúze atomů uhlíku ve feritu při pokojových teplotách je v porovnání s dusíkem značně nižší, což umožňuje ovládat proces stárnutí pomocí termické aktivace atomů uhlíku rozpuštěných v deformovaném feritu. Za nejvhodnější se považuje obsah volného uhlíku 0,004 % a optimální podmínky umělého stárnutí  $T = 170^{\circ}\text{C}$  a  $t = 20\text{ min}$  [6]. Ukázka chemického složení oceli pro BH efekt je v Tab.5 [7], Obr.5 [8] ukázka použití BH oceli a na Obr.6 [9] je schematické znázornění BH efektu.

C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Al [%]	N <sub>2</sub> [%]
0,038	0,2	0,27	0,054	0,012	0,051	0,006

Tabulka 5 Chemické složení oceli ZStE 220 BH [7].



Obrázek 5 Dveře automobilu z oceli s BH efektem [8].



Obrázek 6 Schematické znázornění BH efektu [9].

### 1.2.3. HSLA oceli (High Strength Low Alloy Steels)

Vysokopevné nízko legované (mikrolegované) oceli mají lepší mechanické vlastnosti než konvenční uhlíkové oceli. Obsah uhlíku se pohybuje od 0,05 do 0,5%, obsah mangan až do 2,0% - v závislosti na požadavku tvařitelnosti a svařitelnosti. Dále se v různých kombinacích používají malá množství Cr, Ni, Mo, Cu, N, V, Nb, Ti, Zr v množství 0,01 – 0,1%, z toho název mikrolegované oceli [10]. Tyto oceli nejsou slitinovými oceli, třebaže jejich vlastností je dosaženo přidáním malého množství slitinových prvků. Ceny HSLA ocelí jsou odvozovány od cen základních uhlíkových ocelí a nikoliv od cen slitinových ocelí. Přičemž mají zaručené minimálními mechanické vlastnosti, což přispívá k výrazné úspoře nákladů.

Do kategorie HSLA ocelí patří následující skupiny ocelí [11]:

- 1) Korozivzdorné oceli s vysokou korozní odolností.
- 2) Oceli pro řízené válcování: přesně definované válcování, v jehož průběhu je dosaženo silně deformované austenitické struktury, která následně v průběhu ochlazování transformuje na rovnoosý ferit.
- 3) Oceli s omezeným množstvím perlitu: ke zpevnění využívají zároveň velice jemného zrna feritu a precipitační zpevnění, velmi nízký podíl uhlíku má za následek přítomnost pouze malého množství, případně zcela chybějící perlit ve struktuře.

- 4) Mikrolegované oceli: obsahují velice malé množství legujících prvků, jako jsou Nb, V a (nebo) Ti, které slouží ke zjemnění zrna a/nebo precipitačnímu zpevnění.
- 5) Oceli s acikulárním feritem: oceli s velice nízkým obsahem uhlíku a dostatečnou prokalitelností umožňující během ochlazování transformaci feritu na acikulární feritickou strukturu s vyšší pevností než běžná polygonální feritická struktura.

Toto dělení není absolutní, různé HSLA oceli mohou mít znaky více skupin. Ukázka složení HSLA oceli je v Tab.6 [12].

C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	V [%]	Al [%]	N <sub>2</sub> [%]
0,09	1,56	0,23	0,008	0,007	0,06	0,05	0,09	0,07	0,026	0,008

Tabulka 6 Chemické složení HSLA oceli [12].

Vynikající tvařitelnost za studena a nízká přechodová teplota předurčuje HSLA oceli k širokému konstrukčnímu použití. Z těchto ocelí jsou vyráběna např. potrubí pro plynovody, ropovody, zásobní nádrže a mostní konstrukce. Díky svým mechanickým vlastnostem se HSLA oceli hojně využívají na výrobu dílů, u kterých hraje významnou úlohu jejich hmotnost Obr.7 [8].



Obrázek 7 Zadní příčník z HSLA oceli [8].

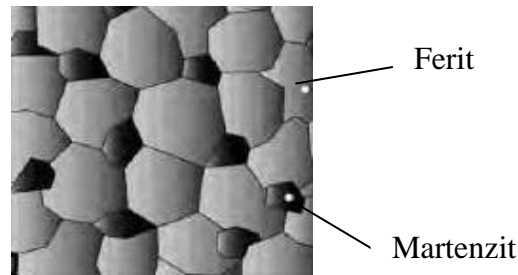
### 1.3. AHSS (Advanced High Strength Steel)

AHSS (Advanced High Strength Steel) – Moderní vysokopevné oceli se od konvenčních HSS ocelí liší metalurgií a zpracováním. To vede k různým kombinacím pevnosti, tvařitelnosti a zvýšené absorpci energie při nárazu. Příklady těchto ocelí jsou např.: DP, CP, MS, TWIP a **TRIP** oceli).



### 1.3.1. DP oceli (Dual Phase Steels)

Dvoufázové oceli se skládají za základní, jemnozrnné feritické matrice a z tvrdé martenzitické fáze v podobě rozptýlených ostrůvků - (Obr.8), [13]. Tato kombinace propůjčuje materiálu velkou tvrdost, odolnost proti únavě a houževnatost při zachování dobré tvárnosti a svařitelnosti. DP oceli se vyrábějí řízeným zchlazováním z austenitické fáze nebo z dvoufázové feritické a austenitické fáze, kdy se část austenitu přeměňuje na ferit a při náhlém zchlazení se zbytkový austenit přeměňuje na martenzit.



Obrázek 8 Mikrostruktura DP oceli [13].

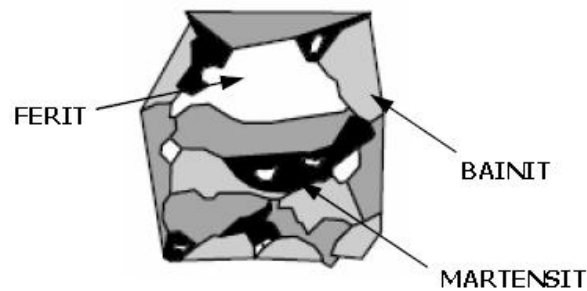
Celkový obsah martenzitu v DP ocelích se pohybuje v rozmezí 5-30%, kdy s rostoucím podílem martenzitické fáze roste pevnost oceli. Mez pevnosti je přibližně 470 – 1200 MPa. Pro zvýšení prokalitelnosti se do DP ocelí přidává mangan, chrom, molybden, vanad a nikl a to buď zvlášť a (nebo) v kombinaci. Dalšími vlastnostmi DP ocelí jsou dobrá tvárnost za studena, vysoký koeficient deformačního zpevnění, vysoká kapacita pohlcení nárazové energie. Proto jsou tyto oceli velmi používány v automobilovém průmyslu - (Obr.9), [8].



Obrázek 9 Příklad využití DP oceli na disk automobilu [8].

### 1.3.2. CP oceli (Complex Phase Steels)

Mikrostruktura komplexně fázových ocelí obsahuje malá množství martenzitu, zbytkového austenitu a perlitu ve feriticko – bainitické matrici - (Obr.10), [14]. Pomalou rekrystalizací lze dosáhnout extrémního zjemnění zrna. Téhož efektu lze dosáhnout i precipitací mikrolegujících prvků jako je třeba Ti nebo Co. Mez pevnosti CP oceli se pohybuje v rozmezí 800–1000 MPa. CP oceli se vyznačují vysokou absorpcí energie a zbytkovou deformační kapacitou. Ve srovnání s DP ocelí má výrazně vyšší mez kluzu při zachování stejné meze pevnosti v tahu.



Obrázek 10 Mikrostruktura CP oceli [14].

### 1.3.3. MS oceli (Martensitic Steels)

Mikrostruktura MS oceli je tvořena martenzitickou maticí s malým množstvím feritu nebo bainitu - (Obr.11), [14]. V rámci skupiny vícefázových ocelí, MS oceli vykazují nejvyšší úroveň pevnosti v tahu. Mez pevnosti v tahu dosahuje hodnoty až 1700 MPa. Martenzitické oceli jsou často vystavovány temperování pro zvýšení tvárnosti, a proto mohou poskytnou odpovídající tvárnost při zachování vysoké pevnosti. Přidáním uhlíku do MS ocelí se zvyšuje jejich prokalitelnost a posiluje martenzit. Pro zvýšení prokalitelnosti se do MS ocelí, mimo uhlíku, přidává mangan, křemík, bór, chrom, molybden, vanad a nikl a to buď zvlášť a nebo v kombinaci.



Obrázek 11 Mikrostruktura MS oceli [14].

### 1.3.4. TWIP oceli (Twinning Induced Plasticity Steels)

Vzrůstající nároky na design karoserie auta jsou stejně důležité jako vlastnosti a kvalita používaných ocelí. Během nárazu musí ocelové části karoserie splňovat dva různé požadavky: musí být tvárné (houževnaté), aby pohltily co nejvíce nárazové energie, ale zároveň musí být tvarově stabilní, aby ochránily pasažéry v kabině. K materiálům, které mohou uvedeným požadavkům vyhovět, patří zejména vysoce manganové TWIP oceli. Feromanganové TWIP oceli s obsahem 17 až 20 % manganu jsou plně austenitické a nemagnetické, bez fázové transformace. Vzhledem k uplatnění mechanismu dvojčatění jsou TWIP oceli schopny uspokojit řadu technických požadavku pro výrobu aut nové generace. TWIP oceli kombinují vysokou pevnost s velmi vysokou tažností. Mez pevnosti v tahu je vyšší než 800 MPa a extrémní hodnoty tažnosti řádově až 80%. TWIP oceli jsou atraktivní zejména díky vysoké schopnosti absorpce nárazové energie, která je více než dvojnásobná v porovnání s konvenčními vysoko pevnostními oceli. V případě srážky se TWIP oceli

deformují, ale zachovávají si svou tvárnost. Každá část se nejdřív prodlouží, zpevní a pak předá zbytek deformační energie okolním částem, které se také zdeformují. Tím, že se energie rozloží po celém povrchu, je nárazová energie absorbována mnohem efektivněji, což dává pasažérům vozidla větší šance na přežití [15].

Výhodou TWIP ocelí by měla být i kompatibilita se zaběhnutými výrobními postupy ocelí jiných jakostí, včetně jejich následného zpracování plynulým odléváním, válcováním, lisováním a dobrá svařitelnost. Drobné technické problémy se mohou vyskytnout během metalurgické přípravy těchto ocelí. Muže docházet ke ztrátě manganu během tavení v důsledku vysokého tlaku par Mn. Vypařování podstatné procentuální části manganu během tavení vede k nutnosti přidávat mangan v přebytku. Ukázka TWIP oceli Obr.12 [16].



Obrázek 12 Tvar zkušební vzorku z TWIP oceli po zkoušce krutem zastudena [16].

#### 1.4. TRIP oceli (Transformation Induced Plasticity Steels)

Často využívaný pojem TRIP oceli nebyl zatím jednoznačně definován. Většinou se však používá pro nízko legované multifázové oceli obsahující metastabilní austenitickou fázi. Tyto oceli mohou být nazývány TRIP oceli, nebo prostě oceli se zbytkovým austenitem.

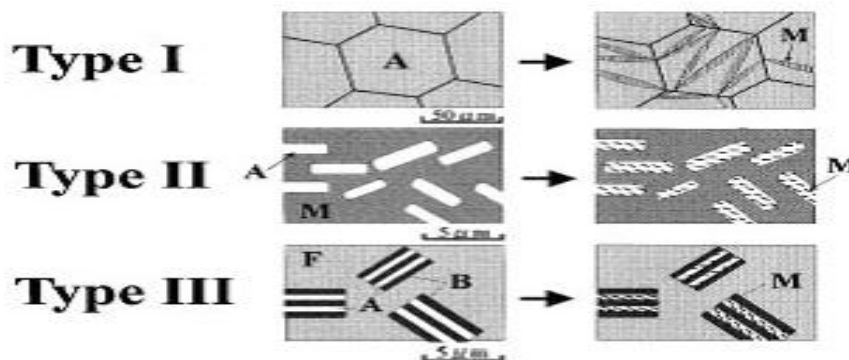
TRIP efekt je pozorován ve vysoce legovaných austenitických ocelích, stejně jako v nízko legovaných multifázových ocelích. Podobnosti mezi těmito skupinami představuje poměr pevnosti a tažnosti, vysoký potenciál mechanického zpevnění, citlivost na teplotu a napětíová závislost mechanických vlastností. Liší se v mikrostruktuře a ve fázových přeměnách nastávajících během tváření. Chemické složení TRIP ocelí musí být upraveno tak, aby se dosáhlo požadované mikrostruktury nízko legovaných ocelí s dostatečným množstvím stabilního zbytkového austenitu [17].

Výjimečné mechanické vlastnosti TRIP ocelí jsou způsobeny napětíově indukovanou přeměnou zbytkového austenitu na martenzit během zatěžování. Mikrostrukturní pozorování ukazují, že dochází k přeměně části zbytkového austenitu na martenzit. Efekt závisí na stupni tváření. Tato přeměna je indukována napětíově. Austenit by však měl být během plastické deformace mechanicky stabilní, aby došlo k TRIP efektu až v závěrečné fázi tváření. Jinak se přemění na martenzit již v raných fázích deformace a bude mít nepříznivý vliv na tažnost. Kromě napětí je dalším faktorem ovlivňujícím transformační chování také teplota. Čím nižší je provozní teplota, tím nižší napětí je nutné pro vyvolání přeměny a tím větší je její vliv na zpevnění. Souběžně s napětíovým zpevněním je dosaženo růstu tažnosti, čímž se současně zlepši pevnost i tažnost [18].

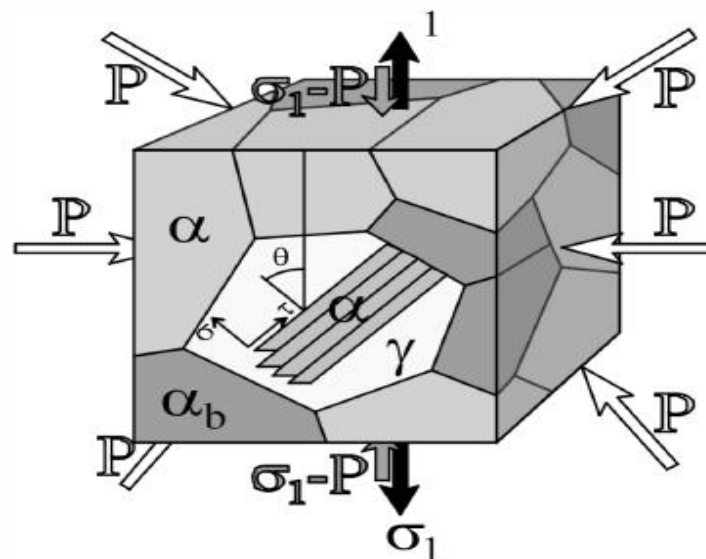
TRIP efekt byl prvně pozorován u vysokolegovaných metastabilních austenitických ocelí - typ I [19]. Jejich mikrostruktura je složena z austenitu, který se transformuje během deformace na martenzit. TRIP efekt byl zde zkoumán, ale zvýšení tažnosti bylo podmíněno velkým množstvím legujících prvků a tím stoupala jejich cena.

Ve II. typu [19] se začal projevovat vliv zbytkového austenitu u ocelí s obsahem Ni 5,5-9%. Zbytkový austenit existuje v popuštěné martenzitické matici a transformuje se v deformačně indukovaný martenzit, který má laťkovitý charakter. Tažnost u typu II je velmi malá a problematika pevnosti nebyla zatím přesně osvětlena.

V Japonsku byla pro tamní automobilový průmysl vyvinuta skupina nízkolegovaných TRIP ocelí s vyšším obsahem křemíku. Mikrostruktura je tvořena feritickou maticí (40-60% podíl) s podílem bainitu (30-40%) a zbytkového austenitu (10-20%) - typ III [19]. Zbytkový austenit transformuje na deformačně indukovaný martenzit během deformace a vytváří laťky jako v typu II (Obr.14), [20], což významně přispívá k celkovému zpevňování materiálu. Díky tomu se deformace postupně přerozděluje rovnoměrně po celé deformované zóně součásti a tím nedochází v kritických místech k lokální kumulaci deformace. Obdobným mechanismem může vznik deformačně indukovaných martenzitických desek zpomalovat šíření trhlin a tím zlepšovat únavové vlastnosti. (Obr.13), [19] ukazuje schematicky výše popsané změny mikrostruktury u třech typů ocelí využívajících TRIP efektu.

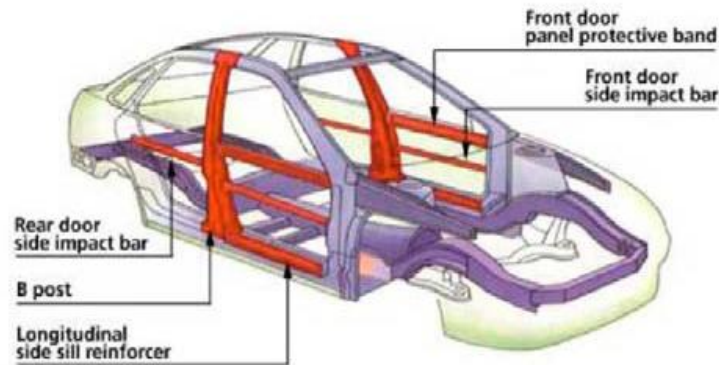


Obrázek 13 Schematické zobrazení změny mikrostruktury během deformace u třech typů ocelí s TRIP efektem [19].



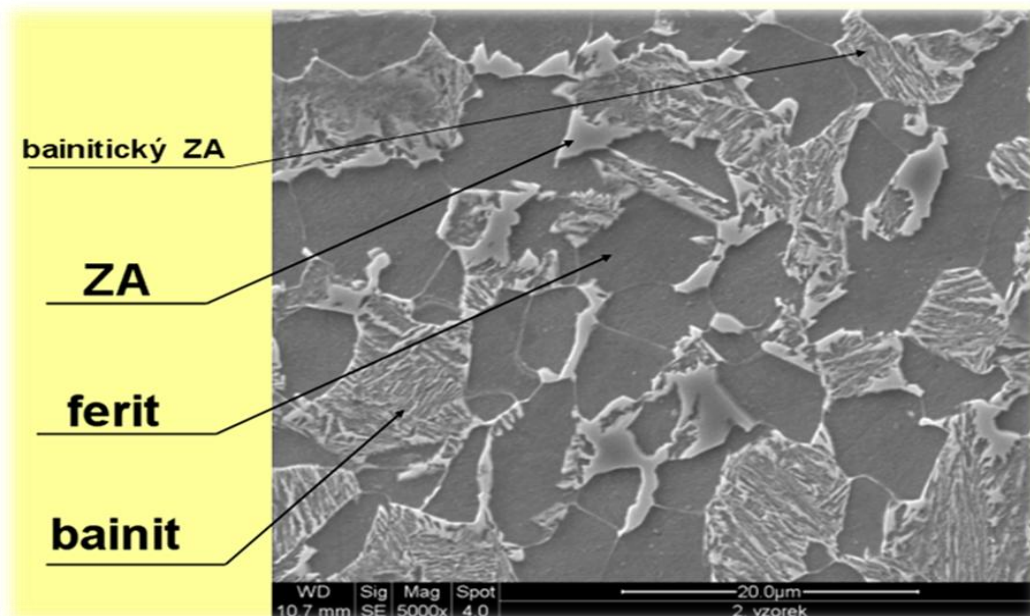
Obrázek 14 Schéma transformace ZA na M při deformaci za studena [20].

Vlastnosti těchto ocelí (pevnost až 1200MPa a tažnost kolem 35% ) je činí slibnými pro budoucí použití jako náhradu běžných nízkouhlíkových ocelí. Oceli s TRIP efektem jsou především vhodné pro absorbování vysoké energie rázu při deformaci ( crash - testy). Tyto vlastnosti je předurčují k použití do nárazníkových zón, resp. do výztuží aplikovaných v různých částech automobilu. Na Obr.15 [19] jsou červeně znázorněny části automobilové karosérie vyráběné z TRIP ocelí.

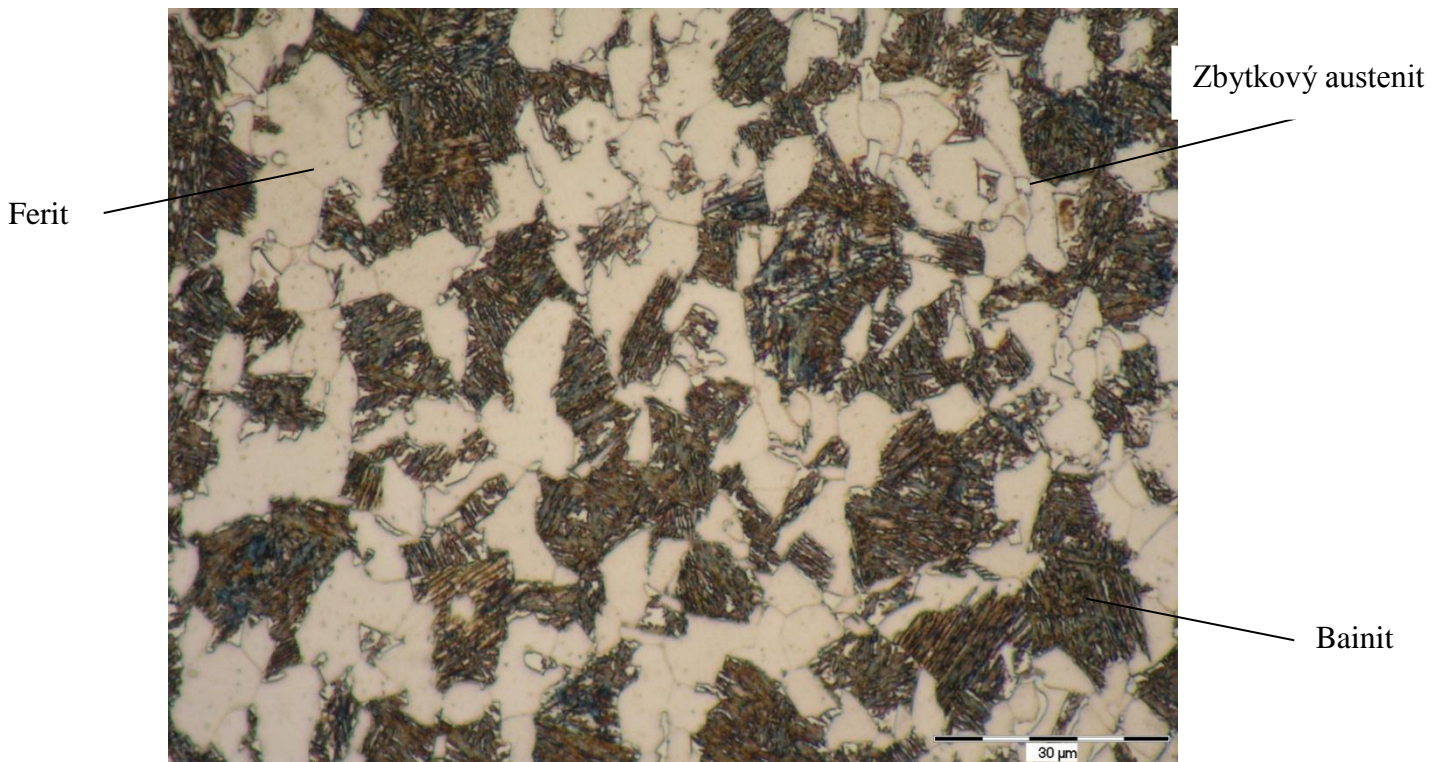


Obrázek 15 Části automobilové karosérie vyrobené z TRIP oceli [19].

Struktura nízkolegované TRIP oceli je tvořena směsí feritu, bainitu a zbytkového austenitu (Obr.16 a Obr.17), [10].



Obrázek 16 Struktura TRIP oceli, SEM [10].



Obrázek 17 Struktura TRIP oceli, světelný mikroskop [10].

#### 1.4.1. Banitická přeměna u TRIP ocelí

V TRIP ocelích se nevyskytuje bainit, definovaný jakožto feriticko-cementitická směs, nýbrž fáze označovaná jako fáze bainitického typu. V TRIP ocelích se tedy nachází bainit, ve kterém vlivem potlačené difuze uhlíku není cementit [17].

Po interkritickém žhání je materiál ochlazen na teplotu bainitické přeměny. V závislosti na chemickém složení, podmínkách interkritického žhání a rychlosti ochlazování, je možný vznik proeutektoidního feritu a nebo perlitu. Jak se s použitím různých legujících prvků mění množství vznikajícího zbytkového austenitu i obsah uhlíku v něm, mění se také jeho transformační chování při ochlazování. Vysoký podíl interkriticky vzniklého austenitu se shoduje s nízkým obsahem uhlíku v austenitu, což podporuje vznik proeutektoidního feritu [20].

Některé studie naznačují, že napětí má výrazný vliv na bainitickou přeměnu. Pokud bylo působící napětí pod mezí kluzu austenitu, docházelo ke zrychlení bainitické přeměny. Taková přeměna byla podle terminologie martenzitické přeměny označena jako napětově odporovaná bainitická přeměna. Pokud napětí převyšuje mez kluzu austenitu a plastická deformace při tom stimuluje bainitickou přeměnu, pak mluvíme o napětově indukované přeměně [21].

Vznik bainitu je zcela odlišný od vzniku feritu. Bainitické kolonie vznikající z deformovaného austenitu jsou menší než z nedeformovaného austenitu a také velikost bainitických desek vzniklých z deformovaného austenitu je menší. To je díky tomu, že deformovaný austenit je rozdělen na několik subzrn deformačními pásy což vede k menší velikosti zrn reziduálního austenitu. (Reziduální austenit, tj. austenit, který existuje při teplotě reakce během přeměny na bainit, není totéž co zbytkový austenit.) Protože deformace v

interkritické oblasti vede ke vzniku defektů, je nukleace bainitu urychlená, ale rychlost jeho růstu klesá s rostoucím stupněm deformace [22].

Rostoucí bainit nemůže překonat hranice zrn, neboť růst každé desky je doprovázen změnou tvaru přeměněné oblasti a plastickou deformací přilehlého residuálního austenitu. To vede k místnímu růstu hustoty dislokací, což omezuje růst bainitických desek tak, že každá deska dosáhne jen omezené velikosti, která je mnohem menší než zrno residuálního austenitu. Z toho plyne, že přeměna může být zpomalena předchozí deformací mateřské fáze, která se označuje jako mechanická stabilizace. I během přeměny austenitu na bainit je z bainitu vylučován uhlík a zbytkový austenit se jím obohacuje a tím se dále chemicky stabilizuje. Můžeme tedy říci, že plastická deformace v interkritické oblasti zvyšuje rychlost nukleace a zároveň snižuje rychlost růstu bainitu při následné bainitické přeměně [22].

Studie zabývající se TRIP oceli kládou důraz na klíčovou roli, kterou hraje bainitická přeměna křemíkem obohaceného austenitu v dosažení dobré kombinace pevnosti a houževnatosti. Stabilizace austenitu během bainitické přeměny je způsobena vyloučením uhlíku z bainitického feritu do reziduálního austenitu, kde proběhne precipitace cementitu. Této precipitaci je možno zabránit legováním křemíkem (přibližně 2 hm.%), neboť křemík má velmi nízkou rozpustnost v cementitu. V důsledku toho vede bainitická přeměna ke vzniku bezuhlíkového bainitického feritu a uhlíkem obohaceného reziduálního austenitu. Pro oceli s vysokým obsahem křemíku (1,5-2,5 hm.%) je typický fenomén neúplné bainitické přeměny [23].

#### 1.4.2. Chemické složení ocelí využívající TRIP efekt a vliv legujících prvků na vývoj struktury

Do současné doby se výzkum soustředil převážně na TRIP oceli legované především manganem a křemíkem. Typické chemické složení TRIP oceli je **0,2 %C, 1,5% Mn a 1,8% Si** (Tab.7), [6]. Je nutné uvést, že tyto oceli mají zhoršené povrchové vlastnosti při klasickém pokovování hotových vývalků ponořením do lázně roztaveného kovu. Špatný povrch je zapříčiněn tvorbou velmi stabilního oxidu  $Mn_2SiO_4$ , který vzniká během tepelného zpracování [24].

C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cu [%]	Cr [%]	Ni [%]
0,18	1,47	1,8	0,015	0,007	0,06	0,06	0,04

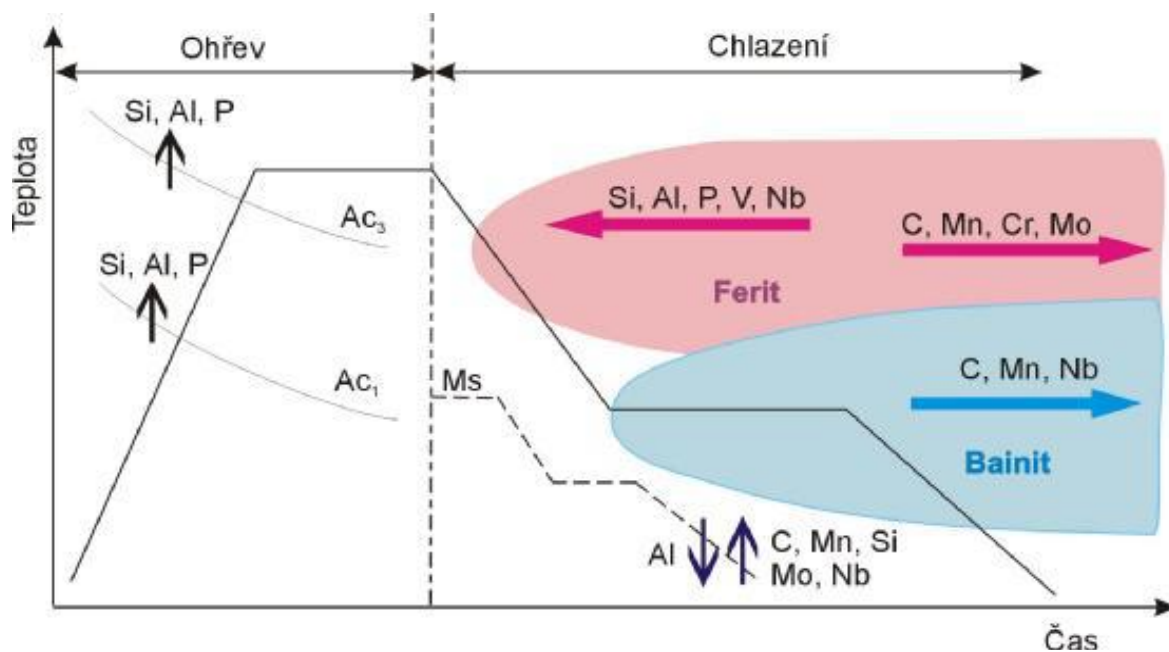
Tabulka 7 Chemické složení oceli pro TRIP efekt [6].

Pokovování je důležitou operací v průmyslové výrobě, například pozinkování plechů používaných v automobilové výrobě, je nezbytné. Některé součásti automobilu jsou vystavovány nepřetržitě se měnícím vlivům počasí, čímž dochází, bez této povrchové úpravy, k jejich korozi. Z výše uvedeného důvodu se v poslední době vývoj a výzkum zaměřil i na TRIP oceli, u nichž je křemík nahrazen jinými legujícími prvky, především hliníkem. Hliník nevytváří na povrchu TRIP oceli oxidy zabraňující galvanizování. Nahrazení podílu křemíku v TRIP oceli může být buď částečné nebo úplné. Dalším možným řešením problému galvanizovatelnosti křemíkové TRIP oceli je přidavek fosforu. Toto řešení však není nejvhodnější, vzhledem k vlivu fosforu na mechanické vlastnosti oceli.

Jednotlivé druhy TRIP ocelí se v průběhu termomechanického zpracování chovají odlišně. Kinetiku fázových transformací ovlivňují v závislosti na svém chemickém složení.

Důležitým činitelem je především celkový podíl feritotvorných a austenitotvorných prvků v nich obsažených. Hliník stejně jako křemík je feritotvorným prvkem. Ale hliník je na rozdíl od křemíku silně feritotvorným prvkem. Tato vlastnost hliníku způsobuje značné rozšíření feritické oblasti [3]. U TRIP ocelí s vyšším obsahem hliníku tedy nelze dosáhnout plně austenitické oblasti. Teplota  $A_3$ , což je teplota při které začíná plně austenitická oblast, neexistuje.

Vliv legujících prvků na průběh transformačního chování TRIP ocelí ukazuje Obr.18, hlavním legujícím prvkem je uhlík, další legující prvky můžeme klasifikovat jako austenitotvorné nebo feritotvorné a jako karbidotvorné prvky [20]. Kromě uhlíku hrají důležitou roli při kontrole transformačního chování a stabilizaci zbytkového austenitu také křemík a mangan. Jednotlivé legující prvky mění stabilitu jednotlivých fází, kinetiku transformací, mají vliv na jemnozrnnost a roztokové zpevnění. Účinek a typické množství legujících prvků v nízkolegovaných TRIP ocelí ukazuje Tab.8, [20].



Obrázek 18 Vliv legujících prvků na průběh transformačního chování TRIP ocelí [20].

Legující prvek (obvyklý obsah)	Vliv, důvod pro legování	Nevýhody
C (0,15-0,30)	austenitotvorný prvek	svařitelnost
	určuje distribuci fází	snižování houževnatosti
	určuje stabilitu zbytkového austenitu	
	zpevňuje martenzit	
Mn (1,50-2,00)	austenitotvorný prvek	tvorba karbidů
	snižuje $A_c$ ve feritu	
	zpevňuje ferit	
Si (0,10-1,50)	zbrzdí perlitickou transformaci	
	feritotvorný prvek	kvalita povrchu
	zvyšuje $A_c$ ve feritu	
	zabraňuje tvorbě cementitu	
	zpevňuje ferit	



Al (0,05-1,80)	feritotvorný prvek	zvyšuje $M_s$
	zabraňuje tvorbě cementitu	odlévatelnost
P (0,01-0,30)	feritotvorný prvek	segregace
	zvyšuje $A_c$ ve feritu	houževnatost
	zpomaluje precipitaci cementitu	
	zpevňuje ferit	
Nb (0,04)	zjemňuje zrna	
	zvyšuje obsah C ve ZA	
	zpomaluje bainitickou transformaci	
	snižuje teplotu $M_s$	
Cr,Mo (0,4)	feritotvorný prvek	
	zpomaluje tvorbu perlitu a bainitu	
V (0,06)	feritotvorný prvek	
	precipitační vytvrzení	

Tabulka 8 Účinek a typické množství legujících prvků v nízkolegovaných TRIP ocelích [20].

#### 1.4.2.1 Uhlík

Hlavním legujícím prvkem je uhlík. Výrazně ovlivňuje všechny přeměny a také mikrostrukturu, tím i výsledné vlastnosti. Dále uhlík stabilizuje austenit, což vede ke vzniku martenzitu v případě duálních ocelí a zbytkového austenitu u TRIP ocelí. Jiné požadavky, jako např. svařitelnost vedou k obsahům uhlíku kolem 0,2% [17].

#### 1.4.2.2 Křemík

Přítomnost křemíku posiluje možný vznik proeutektoidního feritu během chlazení po interkritickém žíhání, ale jako prvek, který se nerozpouští v cementitu také brání nebo omezuje precipitaci karbidů během vzniku bainitu. Tím je umožněna difúze uhlíku do zbytkového austenitu a jeho chemická stabilizace [20].

Mechanismus jakým křemík způsobuje potlačení precipitace karbidů ještě není zcela objasněn. Zpomalení nukleace a růstu cementitu se vysvětluje skutečností, že Si není rozpustný v cementitu, a proto je třeba aby difundoval z rozhraní cementit-ferit [17].

I když přísada křemíku je velmi důležitá k zabránění precipitace karbidů při žíhání TRIP ocelí, způsobuje na druhé straně problémy při zpracování. Vyšší obsah Si může být zodpovědný za špatnou povrchovou kvalitu ocelí válcovaných za tepla způsobenou povrchovými vadami po lití a ulpívání oxidických vrstev, které není možné odstranit válcováním za tepla a špatnou možnost povrchových úprav za studena válcovaných ocelí. Z těchto důvodů se výzkum soustředí na hledání částečné nebo úplné náhrady Si jinými legujícími prvky, které mají podobný vliv jako křemík. Možnými kandidáty, kteří by mohli nahradit nebo snížit obsah křemíku jsou hliník, měď a/nebo fosfor, o kterých se předpokládá, že by také měly být schopny potlačit precipitaci karbidů během bainitické přeměny [17].

### 1..4..2..3 Mangan

Mangan jako prvek stabilizující austenit snižuje transformační teplotu austenitu. Zvyšuje rozpustnost uhlíku v austenitu, a tím i možnost obohacení austenitu uhlíkem. Na druhé straně je nutné brát v úvahu omezující vliv manganu na vznik feritu, neboť minimalizuje možné obohacení uhlíkem při chlazení. Mangan opoždí vznik perlitu, čímž se zvyšuje rozsah využitelných rychlostí chlazení. Také zvyšuje pevnost materiálu zpevněním tuhého roztoku. Použití příliš vysokého obsahu Mn snižuje aktivitu uhlíku v austenitu, a tím podporuje vznik karbidů. Ohledně přídavku Si a Mn musí být dosaženo určitého poměru, aby bylo udrženo rozdělení fází a objemové podíly a obsahy uhlíku v austenitu. Mn je také rozpustný v železe a precipituje ve formě  $(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{C}$ , což může vést ke vzniku manganem obohaceného austenitu, který vyžaduje menší obsah uhlíku ke stabilizaci při pokojové teplotě [20].

Mn stabilizuje austenit, takže podporuje i vznik zbytkového austenitu. S příliš velkým obsahem Mn může vzniknout příliš stabilizovaný zbytkový austenit, který se ani při plastické deformaci nemění na martenzit a nezlepšuje tudíž houževnatost. Zvětší se prokalitelnost, ve struktuře je hlavně ferit a martenzit. Můžeme očekávat větší pevnost bez zlepšení houževnatosti. Čím menší poměr Si:Mn, tím silnější pásová struktura. To zruší efekt zlepšené houževnatosti, proto by měl být podíl Si: Mn co nejvyšší pro daný obsah uhlíku [17].

### 1..4..2..4 Hliník

Hliník není rozpustný v cementitu a musí difundovat z rozhraní karbidických částic, aby tyto mohly růst. Podporuje též vznik feritu [17].

V současnosti se zdá, že hliník je nejslibnější náhradou křemíku v TRIP ocelích. Zjistilo se, že náhrada křemíku hliníkem zajistí zamezení precipitace karbidů během izotermální výdrže v bainitické oblasti, i když je méně účinný než Si při stejné koncentraci. To umožňuje stabilizaci a zachování značného množství zbytkového austenitu při krátkých bainitických výdržích [25]. Pokud je toho dosaženo, vykazují oceli s hliníkem během namáhání TRIP efekt srovnatelný s oceli s křemíkem. Křemík ovšem navíc výrazně zpevňuje tuhý roztok feritické matrice.

Byl zjištěn také výrazný pokles poměru pevnosti a tažnosti na ocelích, kde byl Si zcela nahrazen hliníkem [17]. Úplná náhrada křemíku hliníkem vedla k poklesu pevnosti z 840MPa na 724 MPa a mírnému poklesu tažnosti z 28% na 26%. Vysvětluje se to skutečností, že hliník vyvolává slabší zpevnění tuhého roztoku než křemík [17]. Proto se hliník často používá v kombinaci s vyššími obsahy jiných prvků, např. uhlíku nebo fosforu. Na jedné straně se tím zpomaluje kinetika precipitace cementitu a na druhé straně se velmi účinně zpevňuje tuhý roztok. Další nevýhodou legování hliníkem je růst transformačních teplot, což zvyšuje interkritické oblasti a znemožňuje úplnou austenitizaci během interkritického žhánání a zvyšuje teplotu  $M_s$  [20].

### 1..4..2..5 Fosfor

Především v přítomnosti křemíku, fosfor brzdí precipitaci cementitu a podporuje zachování a stabilitu zbytkového austenitu [17]. Fosfor potlačuje precipitaci cementitu během bainitické přeměny a podporuje vznik stabilního austenitu. Zvýšená stabilita austenitu je v tomto případě připisována jeho malé velikosti.

Fosfor může být použit k omezení přídavku hliníku nebo křemíku v TRIP ocelích. Nízké obsahy do 0,1% se ukázaly být dostatečnými k zastavení precipitace karbidů železa a ke zvýšení pevnosti. Posilovací efekt fosforu může být použit ke snížení obsahu uhlíku pro zlepšení svařitelnosti. Pokud množství fosforu překročí určité maximální hodnoty, může segregovat na hranicích zrna a zhoršovat tažnost. Protože můžeme použít jen malé množství P, aby se předešlo segregaci, je k dosažení TRIP efektu nutné dostatečné množství křemíku nebo hliníku [17].

TRIP oceli s přídavkem fosforu jsou vhodné pro výrobní linky s poměrně krátkým výběhovým valníkem, protože fosfor urychluje vznik feritu. Pro zpracování těchto ocelí se doporučují se nízké teploty dovalcování (830-860°C) a teplota bainitické výdrže 400°C [17].

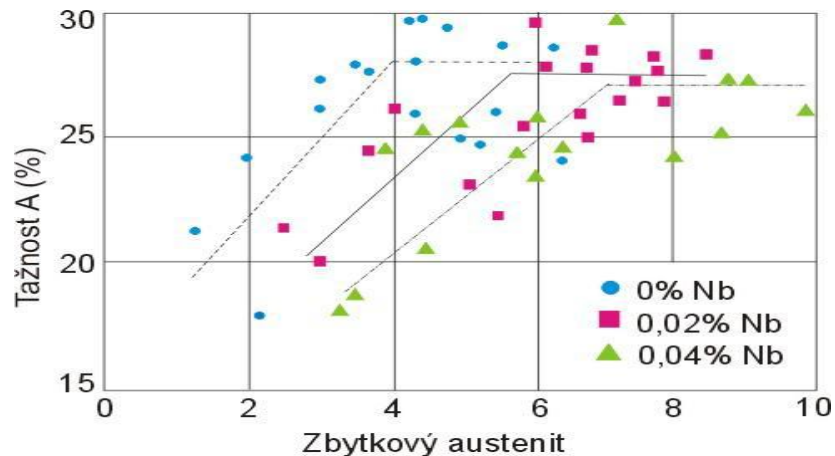
#### 1.4.2.6 Niob

TRIP efekt je také ovlivněn působením niobu na pohyblivost hranic zrn, transformaci a vznik karbidů nebo karbonitridů. Niob má výrazný vliv na velikost zrn, transformační chování, obohacení austenitu uhlíkem a nukleaci martenzitu. To zjednodušuje proces kontroly výroby a umožňuje volnější režim zpracování TRIP ocelí. Modifikací fázových přeměn během válcování za tepla, interkritického žíhání, chlazení, izotermální výdrže na teplotě bainitické přeměny a plastického namáhání způsobuje niob zlepšení mechanických vlastností ocelí.

Díky relativně velkému rozdílu v poloměru atomu niobu a železa, zlepšuje niob pevnost tím, že reaguje s dislokacemi, omezuje difuzivitu a zpomaluje nebo potlačuje pohyb hranic zrn, pokud je umístěn v matici ocele. Protože má niob silnou tendenci vytvářet karbidy a nitridy, ještě důležitější efekt způsobuje jeho přítomnost v malých karbidech, nitridech a karbonitridech, které vznikají při vysokých a středních teplotách a rozpouští se pouze při teplotách nad 1000°C. Tyto malé částice brání ještě lépe pohybu hranic zrn, což vede k růstu pevnosti. Mohou také sloužit jako nukleační místa pro fázovou transformaci [26].

Přídavek niobu vede k většímu objemu zbytkového austenitu ve výsledné mikrostruktuře Obr.19 [20]. Ukazuje se však, že větší podíl zbytkového austenitu nemusí nutně znamenat vyšší tažnost dané oceli [17]. Určité minimální množství austenitu je však nutné, aby bylo zaručeno TRIP chování a posílena pevnost a tažnost. Niob zvyšuje množství feritu a omezuje množství bainitu. Možný pokles pevnosti je kompenzován zjemněním zrna a precipitačním vytvrzením. Dlouhé časy výdrží na bainitické teplotě nejsou pro TRIP oceli s niobem vhodné, je u nich pozorován pokles tažnosti, a proto je nutné se jim vyhnout. Použitím niobu je tedy možné snížit čas izotermické výdrže, což je klíčový bod pro průmyslové využití niobem legovaných TRIP ocelí [26].

Pro všechny studované podmínky TMZ bylo zjištěno více zbytkového austenitu v ocelích s niobem, než ve stejně zpracovaných referenčních ocelích bez niobu. Vysoký podíl zbytkového austenitu v Nb ocelích odpovídá vysokému podílu bezuhlíkového jehlicovitého feritu, ve kterém je zbytkový austenit ve formě mezilaťkových filmů. Byla však také pozorována bloková forma relativně jemného zbytkového austenitu, uvězněného mezi zrny polygonálního feritu nebo bainitu. Čím jemnější je jehlicový ferit, tím větší byla fragmentace původních austenitických zrn a tím menší ostrůvky a filmy zbytkového austenitu vznikaly. Jemnější částice zbytkového austenitu pak vykazují mnohem větší stabilitu [17].



Obrázek 19 Vliv niobu na množství zbytkového austenitu a na tažnost [20].

Niob patří spolu s železem nebo hořčíkem do rodiny kovových prvků známých jako přechodové kovy. Jak můžeme očekávat z krystalografických dat, niob a železo jsou zcela rozpustné za vysokých teplot.

Niob je považován za jasný stabilizátor feritu. Avšak přídavky niobu do 0,10-0,20% snižují teplotu A3, tj. smyčka austenitu má zřejmé minimum (podobně jako v diagramech Fe-Cr a Fe-V), a proto malý přídavek niobu funguje jako stabilizátor austenitu.

V ternárním systému Fe-C-Nb je hlavním rysem rovnovážného diagramu ve vztahu k ocelím výrazná redukce rozpustnosti uhlíku v austenitu a ve feritu jako důsledek snadného vzniku karbidů niobu. Niob může být ve výsledku přítomen v oceli buď ve formě tuhého roztoku nebo v precipitátech, pokaždé s jiným účinkem [17].

#### 1..4..2..7 Měď

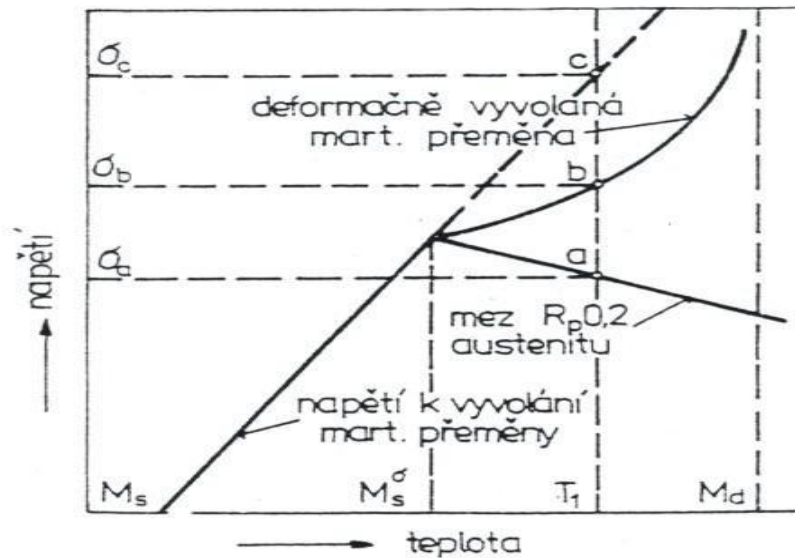
Měď jako prvek stabilizující austenit není rozpustná v cementitu, a proto se považuje za možnou náhradu křemíku. Pouze několik publikací se zabývá vlivem mědi na množství zbytkového austenitu a mechanické vlastnosti TRIP ocelí. Přídavek mědi zvyšuje výrazně pevnost, zatímco tažnost je podobná jako u Si-Al oceli. Vyšší pevnost je připisována většímu množství vznikajícího bainitu a nepatrně zvýšené tvrdosti feritu v důsledku zpevnění tuhého roztoku mědi [17].

#### 1..4..2..8 Molybden

Přídavek molybdenu k ocelím s niobem přináší další zlepšení kombinace pevnosti a tažnosti a představuje další možnost snížení obsahu křemíku. Molybden výrazně zpožďuje transformaci austenitu na ferit a perlit. I když z termodynamického pohledu by měl molybden snižovat aktivitu uhlíku v austenitu a podporovat vznik karbidů, v praxi je pozorován opačný efekt. Molybden omezuje precipitaci karbidů a navíc zvyšuje pevnost díky zpevnění tuhého roztoku [20].

### 1.4.3. Zbytkový austenit

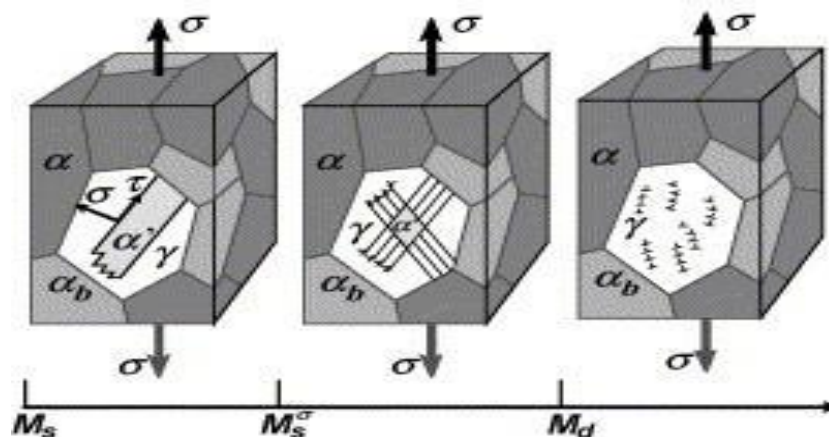
Jedním z klíčových rysů využití TRIP efektu je řízení transformačního chování při přeměně zbytkového austenitu na martenzit během deformace. Obecně to vyžaduje, aby deformace byla provedena nad teplotou  $M_s$ , ale pod teplotou, která charakterizuje mechanickou nestabilitu austenitické fáze. Pod  $M_s$  teplotou je austenitická fáze termodynamicky nestabilní a martenzitická transformace nastane bez potřeby deformace. Nad  $M_s$  může austenit transformovat na martenzit vlivem deformace (Obr.20) [17].



Obrázek 20 Schéma napětí k vyvolání martenzitické přeměny v závislosti na teplotě [17].

Stabilita zbytkového austenitu v nízko legovaných TRIP ocelích je často zmiňována v literatuře, ale nikde není přesně definována. Stabilita austenitu vyjadřuje jeho odpor k napětově nebo deformačně indukované přeměně na martenzit. K popisu této stability jsou často používány dvě teploty  $M_{ss}$  a  $M_d$  (nebo  $M_d^{30}$ ).

V různých teplotních oblastech se uplatňují odlišné mechanismy transformace zbytkového austenitu, jak ukazuje Obr.21 [17].



Obrázek 21 Schéma ilustrující převažující deformační mechanismy zbytkového austenitu při různých teplotách. Zleva doprava: napětově-indukovaná plasticita, deformačně indukovaná plasticita, plasticita kluzem dislokací [27].

M<sub>ss</sub> je teplota, při které se transformace zbytkového austenitu na martenzit mění z napětově na deformačně indukovanou. Při této teplotě je napětí potřebné k iniciaci martenzitické přeměny rovno mezi kluzu mateřského austenitu. V rozmezí teplot M<sub>s</sub>- M<sub>ss</sub> probíhá transformace austenitu na martenzit na již existujících nukleačních centrech. S rostoucí teplotou roste napětí nezbytné pro martenzitickou transformaci, protože klesá chemická hnací síla transformace.

V rozmezí teplot M<sub>ss</sub>-M<sub>d</sub>, je austenit deformován a nukleace martenzitu je podporována právě plastickou deformací. Martenzit nyní nukleuje přednostně na nových nukleačních místech vznikajících během deformace (např. na rozhraní deformačních pásů). V tomto případě nevzniká vysoce uhlíkový martenzit deskového typu, a proto nebude vykazovat ani křehkost, která je s tímto typem martenzitu spojena.

Když teplota dále roste, je dosažena teplota M<sub>d</sub>, nad kterou je austenit stabilní i po aplikaci plastického napětí a nedochází k martenzitické přeměně. Vyšší teplota vede k vyšší energii vrstevné chyby a nižší hnací síle transformace v důsledku namáhání [27].

Pro aplikace v automobilovém průmyslu je důležité, aby teplota M<sub>ss</sub> stabilizovaného zbytkového austenitu byla nižší než je okolní teplota a M<sub>d</sub> teplota byla blízká maximální teplotě dosažené v nárazové zóně automobilu během srážky [27].

Z praktických důvodů se pro hodnocení stability TRIP ocelí používá místo M<sub>d</sub> teplota M<sub>d</sub><sup>30</sup>, která je definována jako teplota, při které 30% deformace v tahu způsobí transformaci 50% austenitu na martenzit. Teplota M<sub>d</sub><sup>30</sup> je široce používána i k popisu stability austenitu nerez ocelí. Může být vypočítána podle několika empirických vzorců, založených na chemickém složení oceli [20]. Jejich použití však nevede vždy ke správné předpovědi chování materiálu a pro nízko legované TRIP oceli nebyl zatím žádný empirický vztah publikován [20].

TRIP ocel by měla být navržena takovým způsobem, že pokojová teplota leží v teplotním intervalu mezi M<sub>ss</sub> a M<sub>d</sub><sup>30</sup>. To zaručuje optimální použití TRIP efektu při teplotě okolí, neboť celkové prodloužení má potom maximum při této teplotě.

Můžeme tedy říci, že pro každou ocel existuje optimální teplota deformace, např. pro nízkolegovanou C-Si-Mn je to teplotní interval 30°C-35°C. Při vyšší teplotě nenastává žádný výraznější TRIP efekt, při nižších teplotách probíhá přeměna příliš spontánně [17].

Z důvodů bezpečnosti pasažérů by teplota M<sub>d</sub><sup>30</sup> měla být u TRIP ocelí lehce pod 100°C, protože teplota v důsledku adiabatického ohřevu doprovázejícího vysoké rychlosti deformace při srážce osobních automobilů dosahuje typicky hodnot od 80 do 100°C.

Teplota M<sub>ss</sub> může být experimentálně zjištěna pomocí zkoušky tahem na jednom vzorku za různých teplot přechodem plynulé meze kluzu k diskontinuálnímu kluzu při nižších teplotách. Teplota M<sub>ss</sub> většiny nízkolegovaných TRIP ocelí je většinou v rozmezí -10°C až +10°C [27].

Zatímco M<sub>ss</sub> se zdá být poměrně necitlivá na chemické složení, teplota M<sub>d</sub><sup>30</sup> je evidentně na chemickém složení závislá. Teplota M<sub>d</sub><sup>30</sup> je vhodným měřítkem stability zbytkového austenitu. Čím nižší je M<sub>d</sub><sup>30</sup>, tím vyšší je stabilita zbytkového austenitu. Většina zbytkového austenitu v nízkolegovaných TRIP ocelích zůstává při pokojové teplotě metastabilní. M<sub>s</sub> teplota těchto ocelí je většinou blízká pokojové teplotě a jako hlavní důvod stability austenitu se v tomto případě uvádí jeho velikost. Stabilizující účinek hydrostatického zbytkového pnutí je zcela ignorován. M<sub>s</sub> teplota také není statická vlastnost. Jak zbytkový austenit transformuje, zmenšuje se postupně velikost zbývajících oblastí austenitu. Zbytkový austenit je stabilizován zvyšujícím se hydrostatickým pnutím od narůstajícího objemu austenitu transformovaného na martenzit. Během nárazu automobilu způsobuje adiabatické teplo uvolněné při srážce postupný růst teploty, který potom omezuje transformaci.

Dynamické transformační chování zbytkového austenitu dosud nebylo detailně analyzováno [27].

K charakteristice mikrostruktury multifázových ocelí v porovnání s jednofázovou mikrostrukturou většiny ocelí tvařitelných za studena je nutné doplnit přídatné informace, jako je objemový podíl, velikost, rozdělení a morfologie různých fází [17].

TRIP efekt je zejména podmíněn vhodnou morfologií ZA, která určuje tzv. statickou stabilitu ZA (schopnost transformace  $ZA \rightarrow M$ , při deformaci za pokojových teplot, podmíněná tvarem, velikostí a distribucí ZA). Rozeznáváme dvě formy ZA:

- 1) ve tvaru malých ostrůvků mezi feritem a bainitem nebo uprostřed feritických zrn
- 2) ve formě tenkých filmů mezi bainitickými deskami

Přičemž není sjednocené stanovisko o vhodnosti daných forem ZA na výsledné mechanické vlastnosti TRIP ocelí. Dále je TRIP efekt podmíněn obsahem uhlíku v ZA, tj. chemickou stabilitou. Stabilita zbytkového austenitu musí být dostatečná, aby se ZA vyskytoval ve struktuře TRIP oceli za pokojových teplot, ale současně nesmí být tak velká, aby zabránila transformaci ZA na martenzit při deformaci.

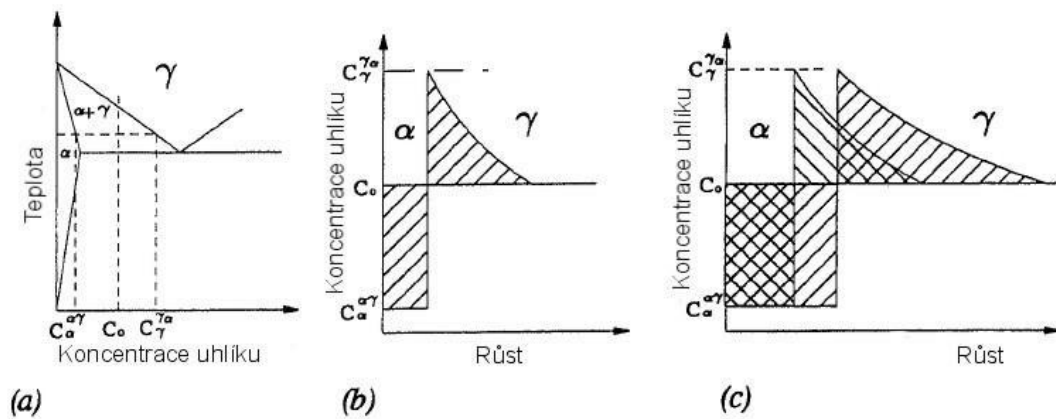
## **Stabilizace zbytkového austenitu**

### *a) Stabilizace velikostí austenitických zrn*

Z pohledu geometrické konfigurace je jediným způsobem stabilizace zbytkového austenitu uzavření austenitu nárazovým působením rostoucích zrn polygonálního feritu. Austenitické útvary jsou potom jemnější, což přispívá k jejich stabilizaci. Dalo by se tedy obecně očekávat, že růst objemu feritu bude provázen růstem objemu zbytkového austenitu a poklesem velikosti původního zrna. Tyto faktory však také ovlivní chemické složení netransformovaného austenitu během feritické přeměny [17].

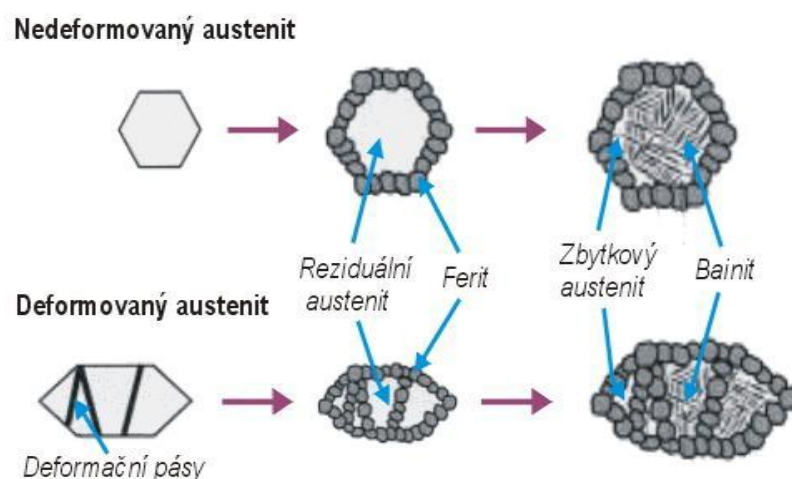
### *b) Chemická stabilizaci austenitu*

Při vzniku feritu difunduje uhlík do austenitu před rozhraním  $\gamma/\alpha$ . Předpokládá se, že rovnovážné složení je dosaženo pouze na rozhraní  $\gamma/\alpha$ . (Obr.22 b), [17] ukazuje průběh koncentrace uhlíku ve směru kolmém na rozhraní  $\gamma/\alpha$ . V tomto případě se předpokládá, že rovnováhy je dosaženo pouze na rozhraní  $\gamma/\alpha$  a koncentrace uhlíku v austenitu a ve feritu (označená jako  $C_a$  a  $C_g$ ) odpovídá rovnovážnému fázovému diagramu. Prodlužování výdrže nebo zvyšování objemového podílu feritu při dané teplotě vede k větší homogenitě rozložení uhlíku v austenitu (Obr.22 c), [17].



**Obrázek 22** a) část diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C, b) koncentrační profil uhlíku ve směru kolmém k hranici austenit/ferit, c) koncentrace uhlíku před rostoucím feritem v různých časových intervalech nebo různých objemových podílech feritu [17].

Deformace v interkritické oblasti zvyšuje podíl feritu. Je to způsobeno především urychlením nukleace a růstu feritu. Pokud transformuje na ferit nedeformovaný austenit, působí jako nukleační místa feritu pouze hranice austenitických zrn. V deformovaném austenitu však dochází k nukleaci nejen na hranicích zrn austenitu, ale i uvnitř zrn (Obr.23) [17]. Během deformace austenitu se tvoří deformační pásy a dvojčata, která pak působí jako nukleační místa feritu. Růst deformace zvětšuje plochu hranic zrn austenitu, stejně jako délku společné hranice austenit / ferit. Navíc se hranice dvojčat stávají méně koherentními a tudíž aktivnějšími nukleačními místy. Růst hustoty deformačních pásů rozdělí austenitická zrna na několik zrn s menší velikostí.



**Obrázek 23** Vznik fází během TMZ [17].



Kromě toho se také zvyšuje hustota pohyblivých dislokací a při této relativně nízké teplotě dochází jen k částečnému zotavení, takže napětí je nahromaděno uvnitř austenitických zrn. Větší množství vad v zrnech zvyšuje volnou energii a míru difúze při přerozdělování atomů. Tím se také zvyšuje rychlost růstu feritu do austenitu, což vede ke vzniku malých kolonií, kratších desek a menšímu objemovému podílu bainitu. Dalším efektem zvýšené difúzní schopnosti uhlíku je obohacení zbytkového austenitu uhlíkem, což vede k jeho chemické stabilizaci [17].

Čím větší objemový podíl feritu vznikne, tím větší je obohacení zbývajících austenitu uhlíkem. Zjemnění zrna zbytkového austenitu můžeme brát jako důsledek růstu hustoty nukleačních míst feritu. Rostoucí objemový podíl zbytkového austenitu, jeho zjemnění a obohacení uhlíkem jsou důsledky deformace zrn v interkritické oblasti.

Deformace v interkritické oblasti je charakterizována vytvrzením. Dynamické zotavení je neúplné a statické zotavení není možné kvůli následnému rychlému ochlazení. Značná část vzniklých dislokací je proto zachována na pokojové teplotě. Tyto nezotavené dislokace vytvářejí napěťové pole uvnitř zrn zbytkového austenitu. Dislokační hustota v austenitu roste s rostoucím množstvím deformace v interkritické oblasti.

Rostoucí hustota dislokací doprovázená rostoucí rychlostí difúze intersticiálních prvků k dislokacím vede ke vzniku atmosfér a zpevňuje zbytkový austenit. To znamená, že bude třeba zvláštní energie k napěťově indukované martenzitické přeměně. Deformace v interkritické oblasti tedy stabilizuje zbytkový austenit chemicky i mechanicky [17].

#### **1.4.4. Zpracování TRIP ocelí**

Současně s legováním je nezbytnou podmínkou pro přítomnost zbytkového austenitu ve struktuře TRIP oceli volba vhodného tepelného resp. termomechanického zpracování. V současné době jsou k dispozici dvě základní technologie výroby plechů, pásů z TRIP oceli. Jedná se o válcování za studena (Obr.24), [27] a za tepla (Obr.25), [20]. Dále probíhá intenzivní výzkum nových výrobních technologií, které by zajistily tvorbu komplexní struktury v objemových výrobcích.

Princip výroby TRIP oceli je následující: po úplné či částečné austenitizaci polotovaru (struktura: cca 100% austenit) následuje fáze zajišťující dostatečné množství feritu ve struktuře (struktura: 40% austenit + 60% ferit). Dalším krokem je ochlazování rychlostí zajišťující potlačení tvorby perlitu (ten by způsobil odčerpání uhlíku z původní austenitické fáze do perlitického cementitu a tím by vznikl nedostatek uhlíku nutného pro chemickou stabilizaci zbytkového austenitu) (struktura: 40% austenit + 60% ferit). Dále následuje výdrž na teplotě transformace austenitu na bainit (struktura: 15% austenit + 60% ferit + 25% bainit = struktura TRIP oceli) a následuje dochlazení na teplotu okolí.

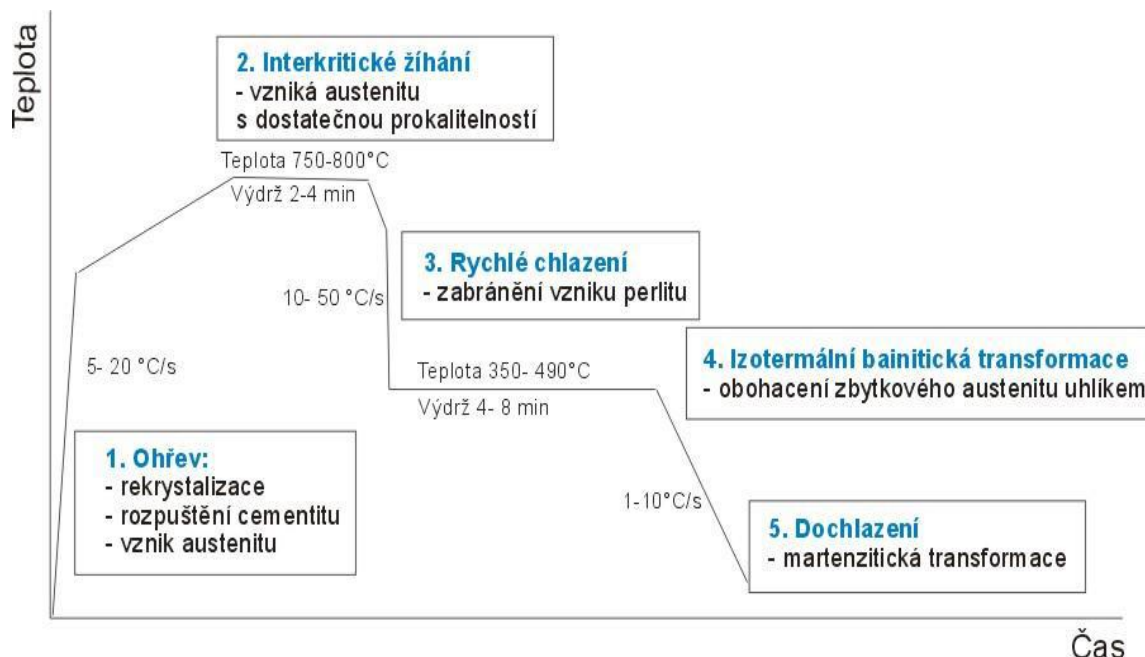
O mechanických vlastnostech takto zpracovaného materiálu pak rozhodují 4 hlavní morfologické faktory: objemový podíl fází, jejich velikost, rozložení a tvar. Díky tomu lze pomocí kvantitativní metalografie zjistit závislosti mezi vzhledem struktury a dosaženými vlastnostmi. Na základě takto získaných poznatků lze pak optimalizovat celý technologický proces.

##### **1.4.4.1 TRIP oceli válcované za tepla**

Tyto oceli mají pomalejší řízené ochlazování než oceli dvoufázové, protože tvorba feritu je zpožděna kvůli rozdílným legujícím koncepcím a obsahu uhlíku. Zároveň je tím potlačena další tvorba bainitu. Navíjecí teplota je v oblasti tvorby bainitu okolo 500 °C.

Konečná struktura je tvořena 25 – 60 % feritu, 25 – 40 % bainitu. Efekt transformačně indukované plasticity u ocelí a 5 – 15 % metastabilního zbytkového austenitu, který není přeměněn v martenzit, protože obohacení uhlíkem ve zbytkovém austenitu během feritické a bainitické transformaci posouvá teplotu  $M_s$  pod pokojovou teplotu [20].

Za studena válcované interkriticky žíhané TRIP oceli jsou obvykle vyráběny termálními cykly znázorněnými na Obr.24 [27], které jsou tvořené pěti různými stádii.



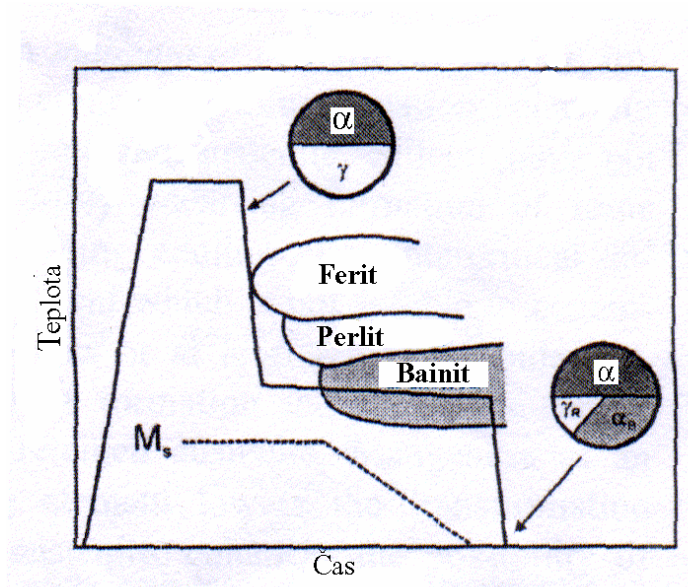
Obrázek 24 Pět stádií TZ C-Si-Mn TRIP oceli válcované za studena [27].

#### 1.4.4.2 TRIP oceli válcované za studena

Za studena válcované vícefázové oceli mají ještě před válcováním za studena dvě rozdílné varianty válcování za tepla. V první, která vede k měkkým materiálům s feriticko-perlitickou strukturou, je navíjecí teplota okolo 700 °C. Materiál je měkký, a proto pro následné válcování za studena není třeba tak vysoká síla.

V druhém případě se navíjecí teplota snižuje do oblasti tvorby bainitu okolo 500 °C. Bainit reprezentuje relativně tvrdou část mikrostruktury, a tak je potřeba nesrovnatelně vyšší válcovací síly v následném válcování za studena. Ale při tomto způsobu zpracování je dosahováno homogennější a jemnější struktury a dobrých vlastností, podobně jako v žíhaném produktu.

Po válcování za studena je nutno plech z tohoto materiálu podrobit tepelnému zpracování, které se skládá ze dvou kroků. Nízkolegované TRIP oceli jsou podrobeny nejprve interkritickému žíhání v rozmezí teplot 780 - 880 °C, pak následuje rychlé ochlazení a další izotermické žíhání při teplotách 350 – 500 °C, s ochlazením na pokojovou teplotu. Mikrostruktura po interkritickém žíhání se skládá z feritu a austenitu, které jsou téměř stejně zastoupeny, což je rozdíl oproti ocelím válcovaným za tepla. Během druhého izotermického žíhání je austenit většinou transformován na bainit. Finální mikrostruktura se pak skládá přibližně z 25 – 60 % feritu, 25 – 40 % bainitu a 5 – 15 % zbytkového austenitu (Obr.25), [20].



Obrázek 25 Schematické znázornění výroby za studena válcovaných TRIP ocelí [20].

Objemové podíly rozdílných fází jsou ve finálním produktu u obou způsobu téměř stejné, i když se jedná o rozdílné výrobní postupy. Ale co se týče detailu jako rozložení fází, precipitace ve fázích a mezi fázemi, dochází pravděpodobně k odlišnostem (Tab.9), [20].

Za tepla válcované vícefázové oceli	Za studena válcované vícefázové oceli
Přínosy a výhody	Přínosy a výhody
Relativně jednoduchý proces austenitizace Kombinace termomechanického zpracování a transformace Jednoduchá kontrola mikrostruktury a vlastností při různých navíjecích teplotách	Relativně nízká válcovací síla u měkkých za tepla válcovaných materiálů Jednoduchá kontrola vývoje mikrostruktury na průběžných žíhacích linkách se dvěma izotermickými výdržemi
<i>Požadavky, předpoklady, nevýhody</i>	<i>Požadavky, předpoklady, nevýhody</i>
Velký vliv odchylky teploty na řízení transformace a tím i na vlastnosti  Nutnost přesného zachování T-t profilu Nutnost rovnoměrného rozložení teploty v celém plechu Problematika zrychlení teploty Potřeba navíjecího boxu	Ztráta pevností aplikací většího množství termomechanického zpracování  V praxi je obtížné dosáhnout optimální stabilizace austenitu.  Mnoho aplikací vyžaduje povrchové povlakování, což omezuje možnosti různého chemického složení

Tabulka 9 Shrnutí výrobních procesu vícefázových ocelí válcovaných za tepla a za studena [20].

## 2. Experimentální část

Práce se zabývá návrhem nového postupu zpracování pro nízkolegované oceli typu TRIP (transformačně indukovaná plasticita) a rozbohem mikrostruktur získaných těmito netradičními režimy termomechanického zpracování. Cílem práce je navrhnout a otestovat novou strategii zpracování, kde je časově náročná prodleva v bainitické oblasti nahrazena kontinuálním ochlazováním.

TRIP oceli jsou nízkolegované, vysokopevné oceli s dobrou tvárností a houževnatostí. Tuto vynikající kombinaci mechanických vlastností zajišťuje vícefázová mikrostruktura s cca 10-20% stabilizovaného zbytkového austenitu, 30-40% bainitu a 40-60% feritu. Při následném tváření oceli by mělo postupně docházet k deformačně indukované transformaci austenitu na martenzit v závislosti na lokálním stupni deformace. Očekává se, že v transformovaných oblastech dojde ke zpevnění materiálu a pokračující plastická deformace se bude soustřeďovat do okolních feritických zrn a ostrůvků zbytkového austenitu. Postupné transformační zpevnění mikrooblastí rozptýlených ve feritické matici povede k rovnoměrnému rozložení plastické deformace v objemu tvářeného tělesa. Pro praktické použití oceli jsou požadovány hodnoty tažnosti kolem 30% a pevnosti 1000 MPa[17]. Zpracování TRIP ocelí se obvykle skládá z deformace aplikované během ochlazování z austenitizační teploty a prodlevy v bainitické oblasti při teplotách kolem 400°C. Prodleva by měla zajistit dostatečný obsah bainitu v konečné mikrostrukturu a také dostatečné obohacení austenitických oblastí uhlíkem.

Cílem této práce je navrhnout a otestovat novou strategii zpracování, kde je časově náročná prodleva v bainitické oblasti nahrazena kontinuálním ochlazováním. Pro tento experiment byly vybrány dvě oceli s chemickým složením typických pro TRIP oceli, 0.2C-1.5-Mn-1.8Si a 0.2C-1.5Mn-1.8Si-0.059Nb.

Experimentální program byl rozdělen na dvě části. V první části bylo odzkoušeno zpracování s typickou prodlevou na teplotě bainitické prodlevy na obou ocelích. V druhé části byly různě variovány jak parametry ochlazování, tak i parametry prodlevy v oblasti bainitické prodlevy tak, aby byla získána vícefázová struktura umožňující TRIP efekt.

Návrh nové strategie vycházel z reálné technologie válcování, která byla postupně upravována pro potřeby experimentálních materiálů.

Výsledné mikrostruktury byly analyzovány pomocí světelné, skenovací konfokální a skenovací elektronové mikroskopie. Množství zbytkového austenitu byla stanovena pomocí RTG difrakční fázové analýzy. Byla sledována souvislost mikrostruktury s mechanickými vlastnostmi. Mechanické vlastnosti byly stanoveny tahovou zkouškou, měřením tvrdosti a vrubové houževnatosti.

### 2.1. Experimentálních materiálů

Výchozí struktura u obou ocelí byla feriticko - perlitická (Obr.26), dále byl zkoumán vliv jednotlivých režimů TMZ na výslednou mikrostrukturu a mechanické vlastnosti. Mechanické vlastnosti pro výchozí stav ukazuje Tab.12.



Obrázek 26 Výchozí mikrostruktura, feriticko-perlitická, SM.

Pro experimentální program byly zvoleny dvě nízkolegované oceli, jejichž chemické složení (Tab.10 a 11) vychází z dosavadních zkušeností a z literární rešerše[17, 20].

První tavba s označením T1-0,2C-1,5Mn-1,8Si nebo také CMnSi, která se běžně používá pro výrobu TRIP ocelí. Tato ocel obsahuje 0,2% uhlíku, s výraznějším množstvím křemíku kolem 1,8%, obsahem manganu přibližně 1,5%. Druhá tavba T2 - 0,2C-1,5Mn-1,8Si-0,06Nb nebo také CMnSiNb, má podobné složení jako T1 a navíc je mikrolegovaná niobem, aby bylo možné zjistit jeho vliv na vývoj mikrostruktury a mechanických vlastností.

Podle [20] niob pozitivně působí na zjemnění zrna a zvýšení obsahu uhlíku ve zbytkovém austenitu, vyšší obsah křemíku přispívá k intenzivní stabilizaci zbytkového austenitu a potlačení tvorby karbidů a mangan přispívá ke stabilizaci austenitu, zpevnění feritu, omezení perlitické přeměny a snižuje obsah uhlíku ve feritu, ale podporuje vznik v tomto případě nežádoucích karbidů. Celkově nízký obsah legujících prvků zaručuje ekonomickou výhodnost těchto ocelí.

Tyto tavby byly odlity do ingotů, které byly následně překovány na tyče, ze kterých byly připraveny vzorky pro zpracování na termomechanickém simulátoru.

C [%]	Mn [%]	Si [%]	Cr [%]	Mo [%]	Al [%]	Nb [%]	W [%]	Ni [%]
0,20	1,48	1,84	0,007	0,02	0,006	0,002	0,02	0,071

Tabulka 10 Chemické složení oceli - tavba T1 - CMnSi.

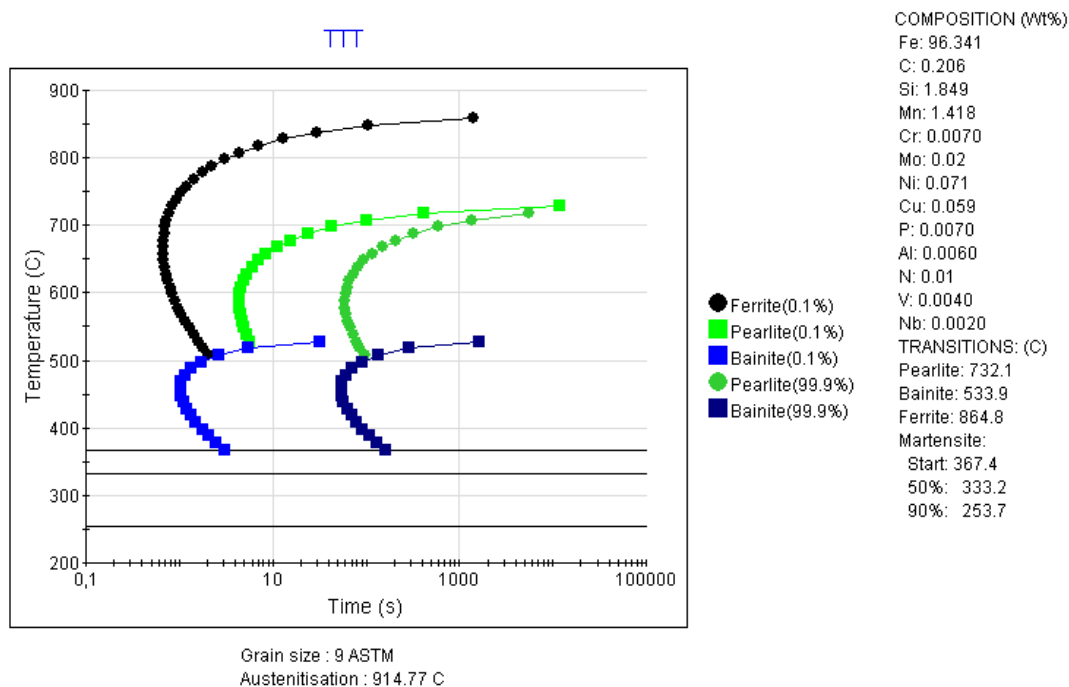
C [%]	Mn [%]	Si [%]	Cr [%]	Mo [%]	Al [%]	Nb [%]	W [%]	Ni [%]
0,21	1,49	1,79	0,008	0,02	0,006	0,059	0,02	0,072

Tabulka 11 Chemické složení oceli - tavba T2 - CMnSiNb.

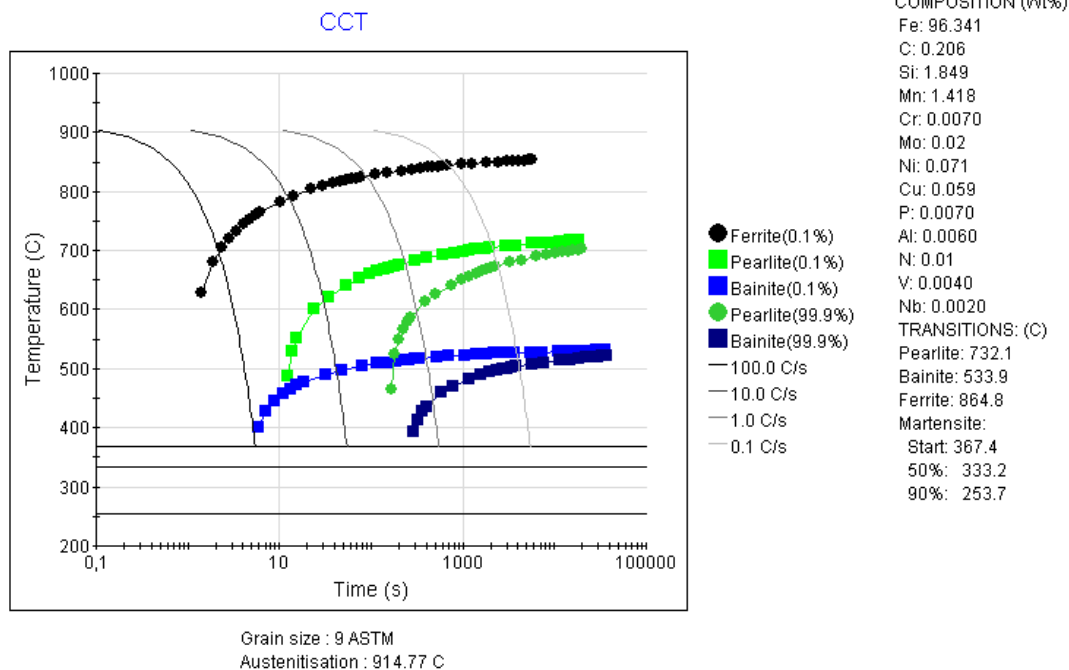
Ocel	Mechanické vlastnosti			
	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5mm</sub> [%]	HV10 [-]
CMnSi	372,0 ± 51,0	622,5 ± 4,5	42	192,0 ± 7,1
CMnSiNb	505,3 ± 1,6	804,1 ± 4,2	26,5 ± 1,2	232,3 ± 1,9

Tabulka 12 Mechanické vlastnosti pro výchozí stav.

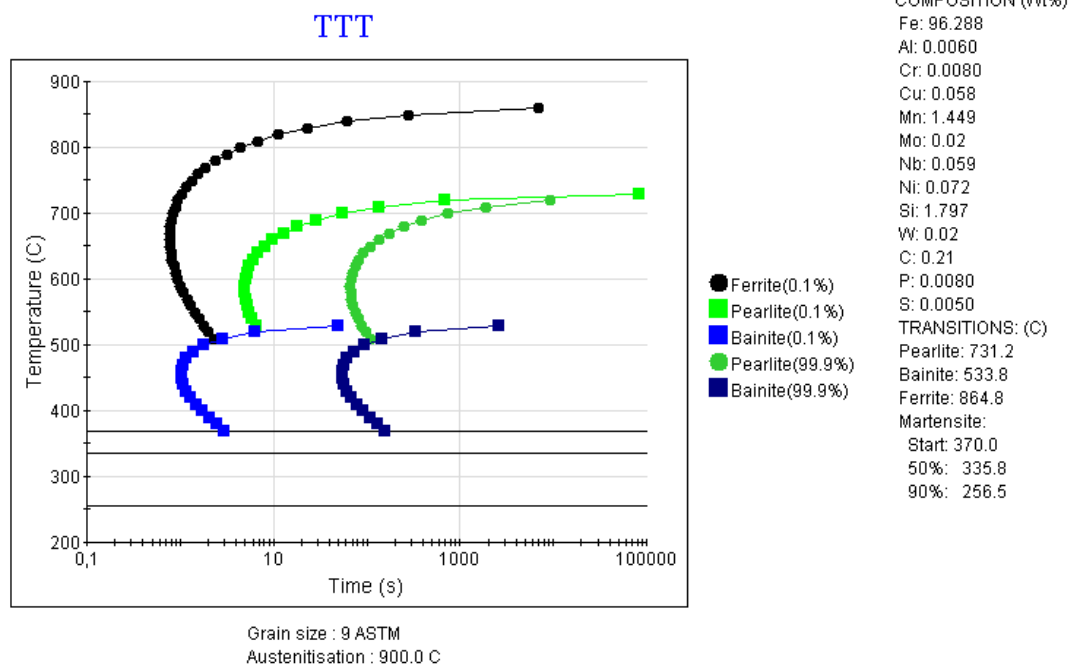
Protože při nových postupech tepelného nebo termomechanického zpracování je pro správné navržení procesních parametrů nutné znát teploty fázových přeměn, byly v programu JMatPro spočteny ARA a IRA diagramy experimentálních ocelí. Tyto diagramy udávají vliv teploty na průběh přeměny v závislosti na čase, který je v podobě rychlosti ochlazování jedním z hlavních parametrů při tepelném zpracování (Obr.27, Obr.28, Obr.29 a Obr.30).



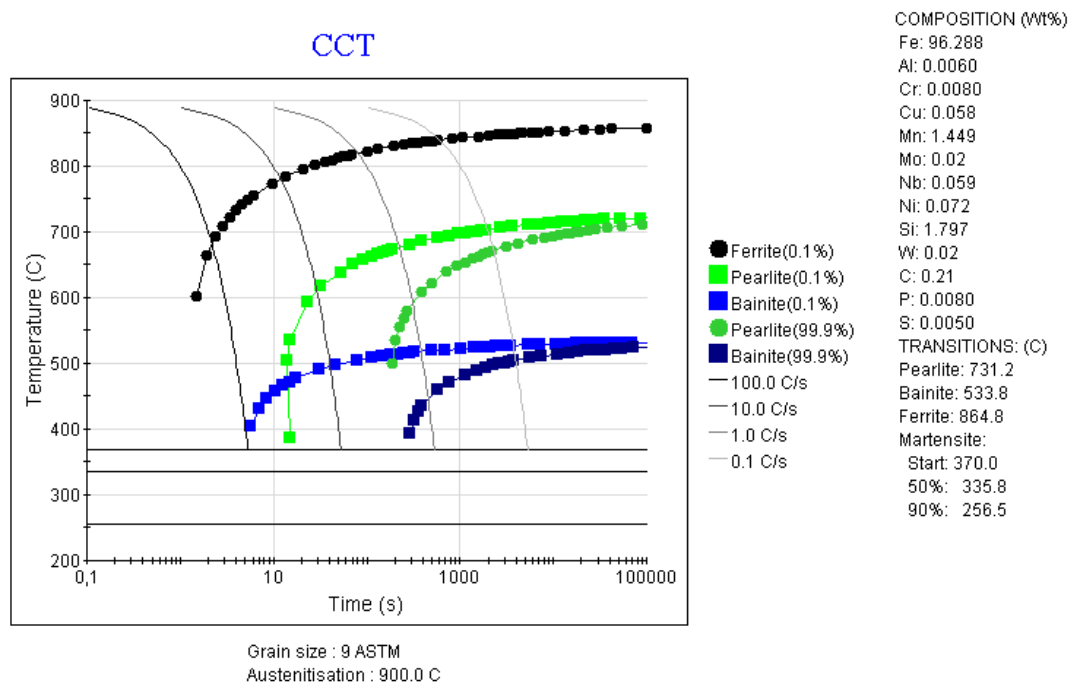
Obrázek 27 Vypočtený IRA diagram pro ocel CMnSi.



Obrázek 28 Vypočtený ARA diagram pro ocel CMnSi.



Obrázek 29 Vypočtený IRA diagram pro ocel CMnSiNb.



Obrázek 30 Vypočtený ARA diagram pro ocel CMnSiNb.

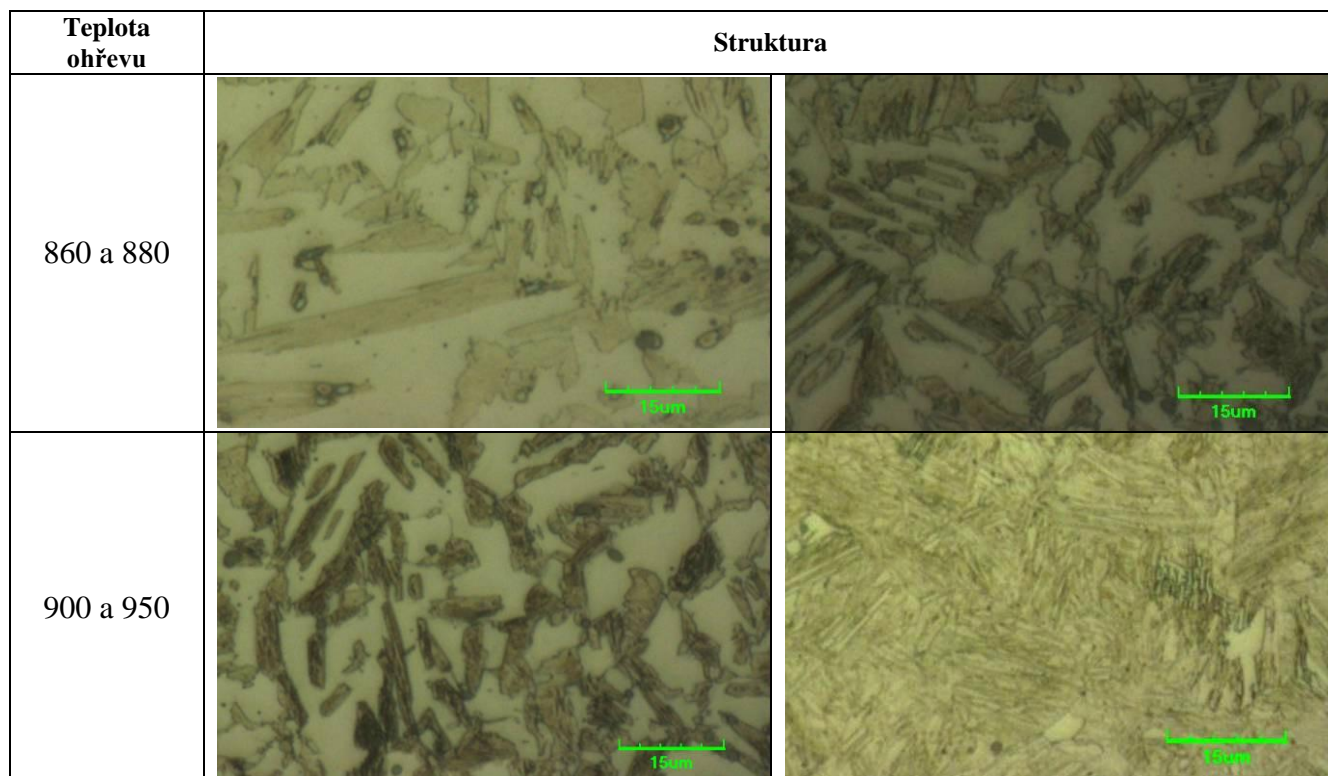
Mikrolegování niobem způsobuje posun feritického a perlitického nosu k delším časům a mírné snížení teploty martenzitické přeměny. Teplota  $M_s$  je 367,4°C resp. 370°C .

### 3. Podpora počítačové simulace (FEM) při stanovení teploty austenitizace

Jedním z úkolů této práce bylo odzkoušení vlivu výše teploty ohřevu na podíl feritu ve struktuře (Tab.13). Tento krok je důležitý při správném návrhu tepelného nebo termomechanického zpracování u TRIP ocelí. Protože klasické zpracování se provádí u tohoto typu ocelí často z dvoufázové oblasti a ve struktuře zůstává tzv. původní ferit. Tento experiment se prováděl na materiálu CMnSi (T1).

Válečky o průměru 18mm a výšce 40mm byly ohřány v peci na požadovanou teplotu, která byla stanovena na základě znalosti transformační teploty. Po ustálení teploty byla provedena výdrž, 20 min s následným zakalením do studené vody. Na získaných strukturách byl obrazovou analýzou vyhodnocen podíl feritu (Obr.31, Tab.15). Dále byla také naměřena tvrdost HV10 (Tab.14). Pomocí softwaru Deform v10.0 byly ověřeny získané výsledky pro vybrané teploty zpracování (Tab.16, Obr.32-34).



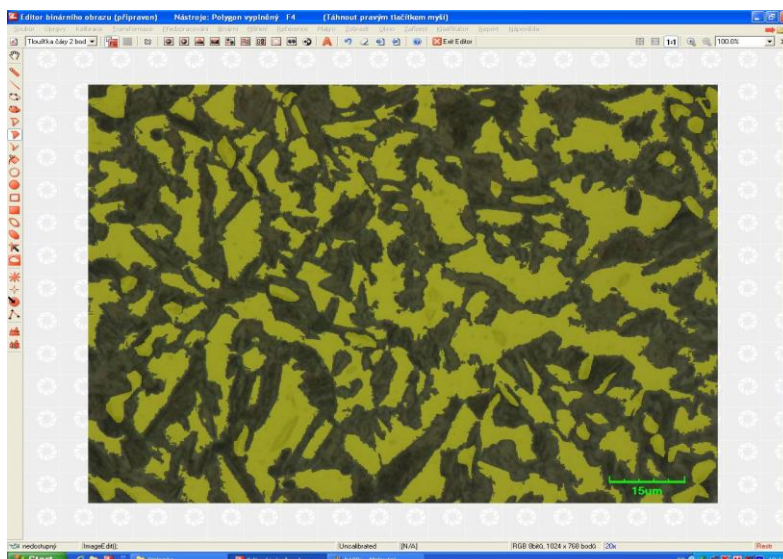


**Tabulka 13** Podíl feritu v závislosti na teplotě ohřevu, SM.

Teplota austenitizace [°C]	Tvrdost HV 10
860	<b>298</b>
880	<b>305</b>
900	<b>308</b>
950	<b>401</b>

**Tabulka 14** Naměřené hodnoty tvrdosti.

Software Lucia slouží mimo jiné pro obrazovou analýzu, která spočívá v počítačovém vyhodnocení digitálního obrazu sledovaného objektu sejmutého digitální kamerou, digitálním fotoaparátem nebo scannerem. Pro výpočet podílu feritu bylo provedeno prahování, které je založeno na automatickém označení všech pixelů obrazu, jejichž barevný odstín odpovídá zadanému intervalu. Výsledkem je výstupní binární obraz (Obr.31), na kterém jsou označeny všechny ostrůvky feritu ve struktuře. Měření bylo provedeno na 5-ti snímcích při zvětšení 500x.



Obrázek 31 Ukázka prahování podílu feritu v programu obrazové analýzy Lucia verze 4.7.

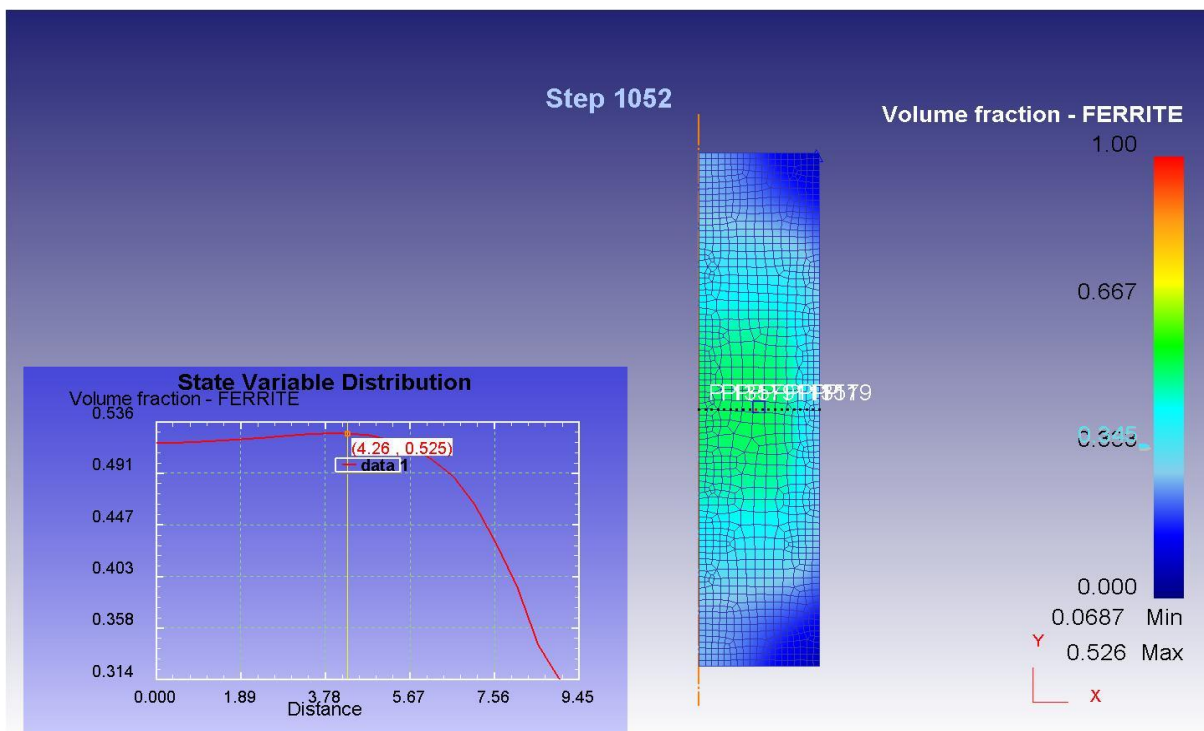
Teplota austenitizace [°C]	Fe $\alpha$ [%]
860	43,2 $\pm$ 0,9
880	40,2 $\pm$ 1,2
900	40,3 $\pm$ 0,6
950	6,2 $\pm$ 0,7

Tabulka 15 Podíly feritu získané pomocí obrazové analýzy.

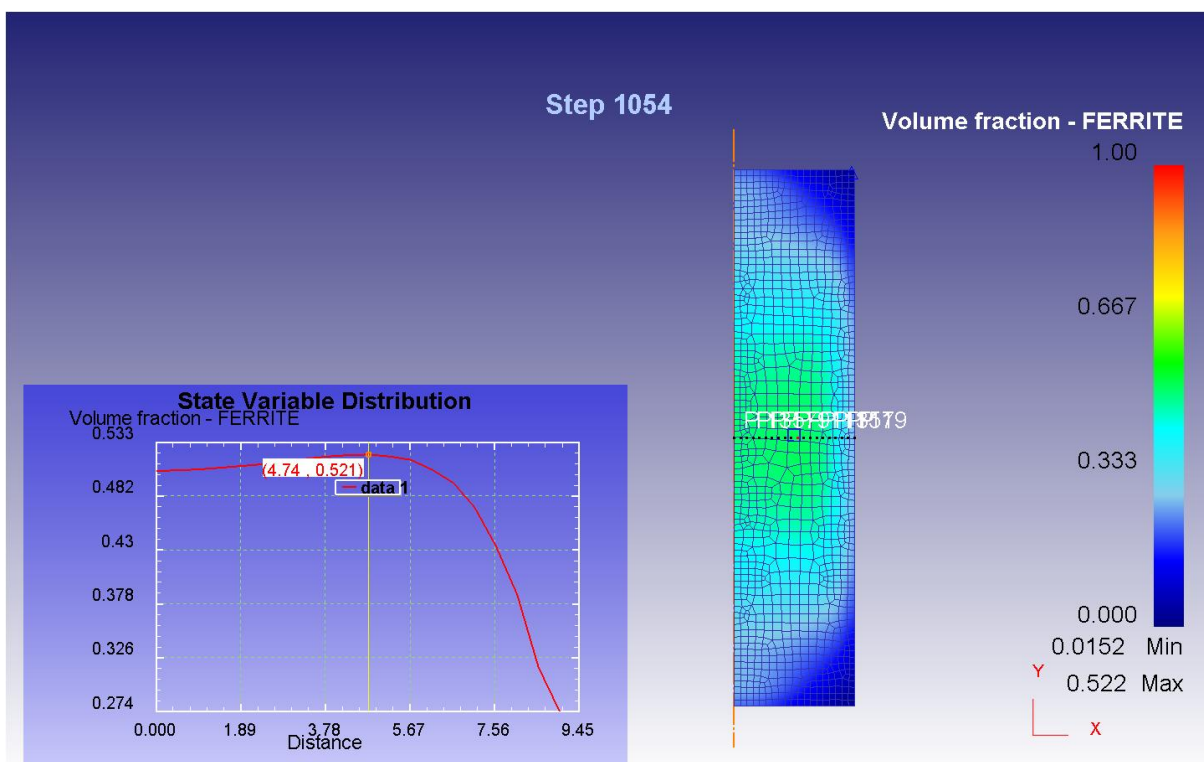
Defrom je program pro numerické modelování technologických procesů tváření a tepelného zpracování. Tento software je běžně používán v praxi. Problém byl řešen jako symetrická úloha ve 2D. Byl vytvořen experimentální materiál, kde data potřebná pro fázové transformace byla vypočtena v programu JMatPro a exportována do Defromu. Generovaná síť měla 1000 prvků (standardně používaná hodnota).

Teplota austenitizace [°C]	Fe $\alpha$ [%]
860	42,0
880	39,8
900	38,6
950	8,0

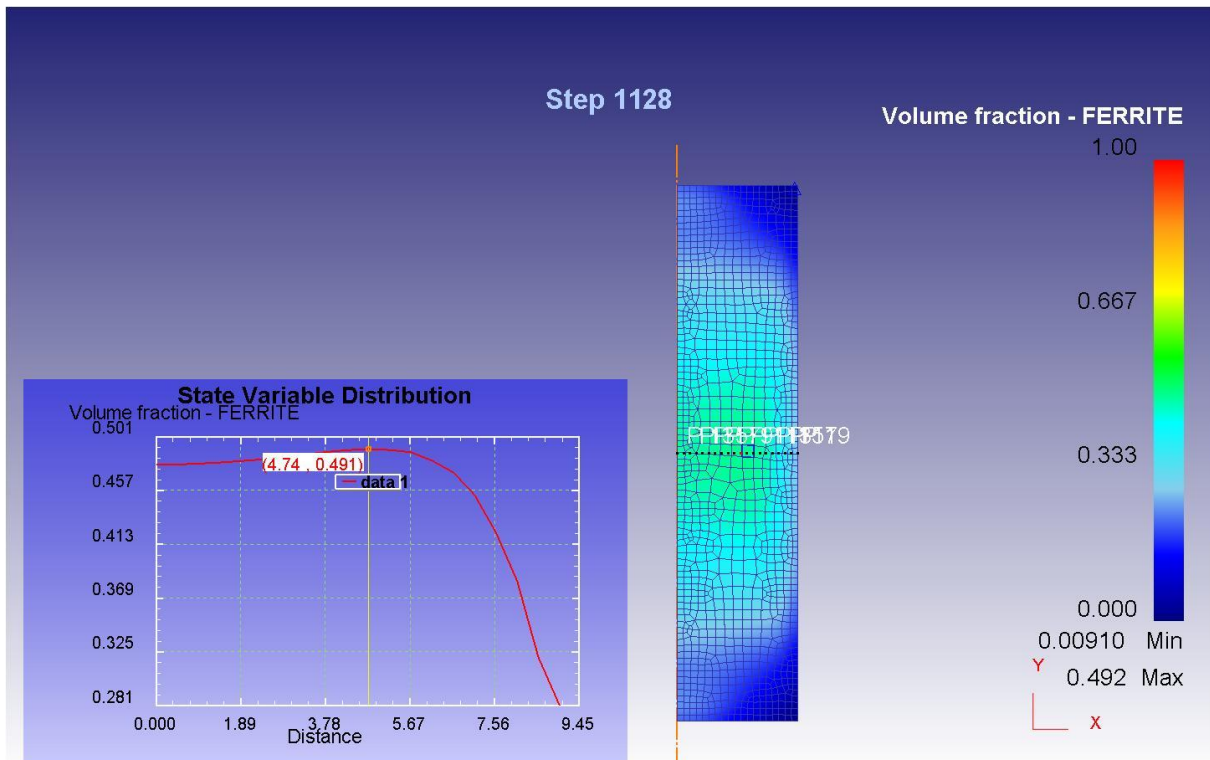
Tabulka 16 Podíly feritu získané pomocí počítačové simulace.



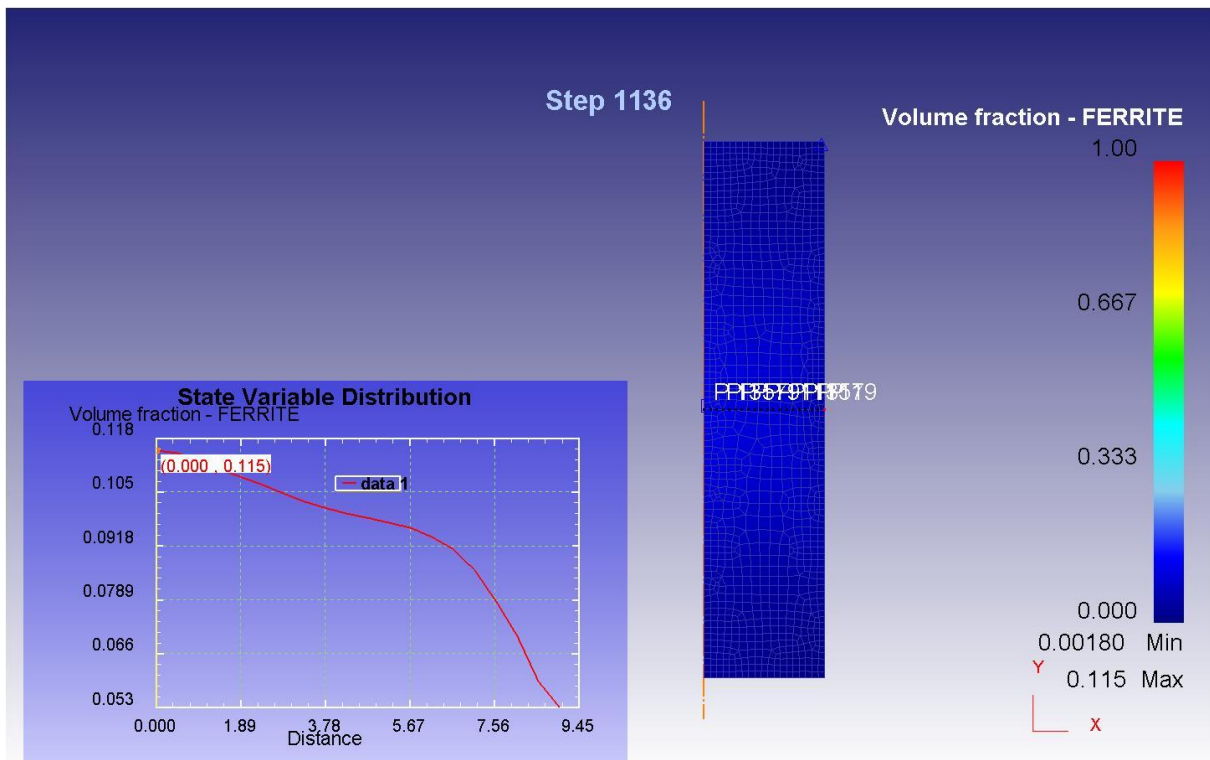
Obrázek 32 Ukázka rozložení feritu od středu vzorku k povrchu, pomocí funkce State Variable Between Two Points - teplota ohřevu 860°C.



Obrázek 33 Ukázka rozložení feritu od středu vzorku k povrchu, funkce State Variable Between Two Points - teplota ohřevu 880°C.



**Obrázek 34** Ukázka rozložení feritu od středu vzorku k povrchu, funkce State Variable Between Two Points - teplota ohřevu 900°C.



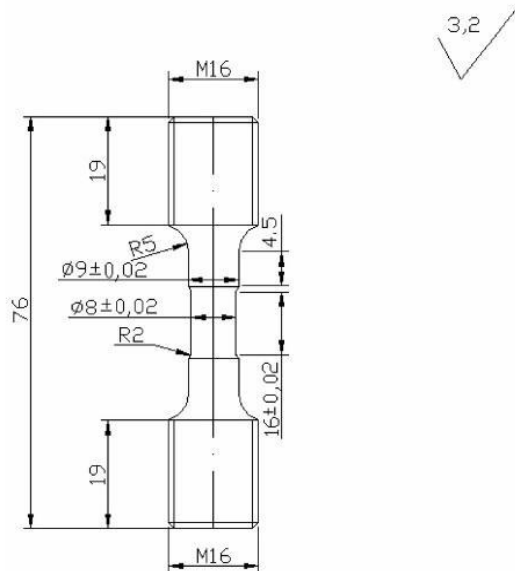
**Obrázek 35** Ukázka rozložení feritu od středu vzorku k povrchu, funkce State Variable Between Two Points - teplota ohřevu 950°C.

Výsledky získané pomocí počítačové simulace byly srovnatelné s výsledky obrazové analýzy resp. ukazovaly trend snižování podílu feritu s rostoucí teplotou ohřevu. Z výsledků obou analýz vyplývá, že pro klasické zpracování TRIP ocelí by se pro ocel CMnSi měla teplota ohřevu pohybovat v rozmezí cca 900-950°C. S ohledem na ekonomickou náročnost vyšších teplot ohřevu, byla pro další experimentální program zvolena pro TRIP zpracování (tzv. referenční režim) teplota ohřevu 900°C.

### 3.1. Termomechanické zpracování

Z odlitých ingotů byly vykovány tyče a z nich vyrobeny vzorky (Obr.36 a Obr.37) pro TMZ na simulátoru (Obr.38).

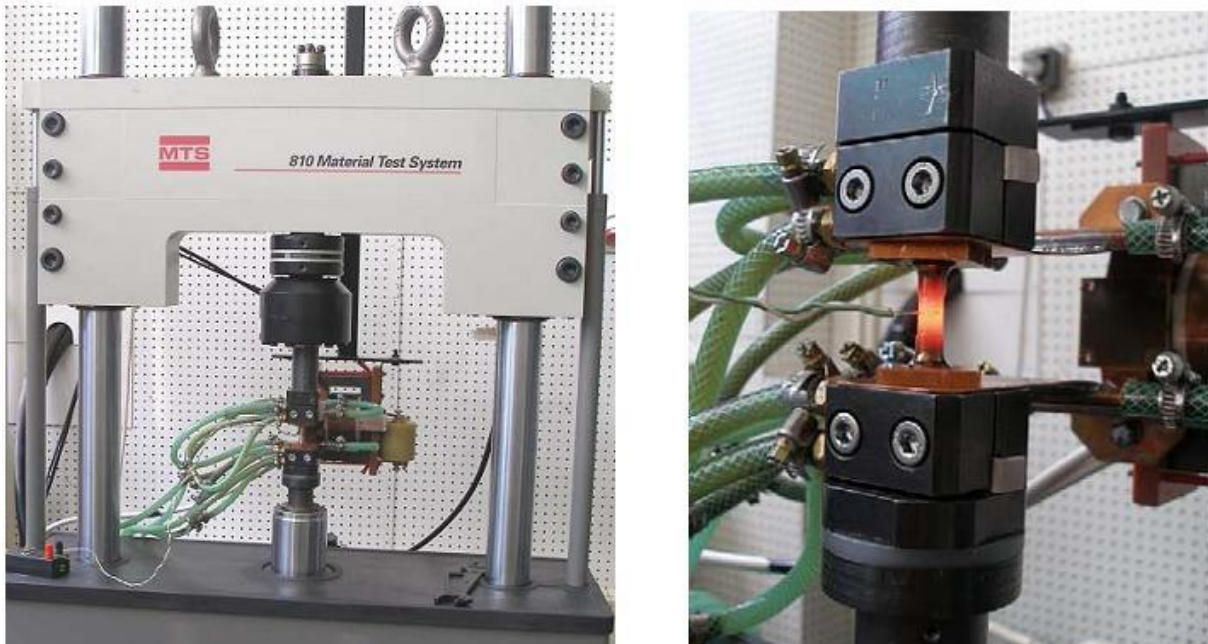
Termomechanický simulátor je zařízení, které umožňuje nastavit přesné řízení teplotních a deformačních průběhů režimu a dovoluje realizovat velmi rychlé změny deformace. Díky přesnému řízení je možné pomocí tohoto simulátoru modelovat reálné tvářecí procesy. Ohřev vzorku probíhá indukčně-odporovým způsobem. Vzorek je upevněn do speciálních čelistí, které jsou chlazeny vodou. Maximální použitelné zatížení je 20 kN, maximální teplota je 1350°C. Ochlazování vzorků může být prováděno vzduchem, vodou nebo mlhou. U ocelí se dosahuje teplotních gradientů přes 100°C/s při ohřevu a 250°C/s při ochlazování. Samozřejmostí je přesné monitorování procesu.



Obrázek 36 Rozměry zkušební tělesa.



Obrázek 37 Zkušební těleso před (vlevo) a po deformaci (vpravo) [29].



**Obrázek 38** Termomechanický simulátor Výzkumného centra tvářecích technologií FORTECH na ZČU v Plzni [29].

Před vlastním zpracováním je nutné vzorek připravit, zbavit ho olejových filmů a do střední části připájet termočlánek na měření teploty. V tomto případě byl použit termočlánek typu K. Vzorek se pak upevní do čelistí stroje a nastaví se teplotní, deformační a silový režim. Časové závislosti teploty, napětí a deformace jsou průběžně měřeny a zaznamenávány. Výhodou je možnost kontrolovat během experimentu okamžitý stav procesu na monitoru počítače[17].

## 3.2. Použité metody vyhodnocování

Mikrostruktury získané pomocí odzkoušených režimů TMZ byly vyhodnoceny pomocí světelné, skenovací konfokální a skenovací elektronové mikroskopie. Podíl zbytkového austenitu byl stanoven pomocí rentgenové difrakční fázové analýzy (XRD). Mechanické vlastnosti byly popsány pomocí zkoušky tahem a tvrdosti.

### 3.2.1. Mikrostrukturní rozbor

Mikrostruktura ocelí po tepelném zpracování má zásadní vliv na jejich výsledné mechanické vlastnosti. Pro pochopení chování materiálu je tedy nezbytné správné a detailní vyhodnocení mikrostruktury. K tomuto účelu bylo vyvinuto množství leptacích technik, díky kterým je možné připravit mikrostrukturu pro různé způsoby pozorování. To umožňuje získat důležité informace pro hodnocení zkoumaného materiálu[30].

Metalografické hodnocení struktur bylo provedeno použitím běžného i barevného leptání na podélných výbrusech v ose vzorků, hodnocení probíhalo ve středové části vzorků, kde je zabezpečen teplotní i deformační průběh režimu dle zadaných parametrů. Pro pozorování struktury světelnou mikroskopií byl použit Nikon Optiphot 100 s digitální kamerou Baster A133. Snímky byly vyhodnocovány a zpracovávány v softwaru Lucia 4.6. Pro získání snímků s detailnějším zobrazením byl použit laserový konfokální mikroskop Olympus LEXT OLS 3000 a dále řádkovací elektronový mikroskop (SEM) ESCAN VEGAS SB Easy probe s energiově disperzním mikroanalyzátozem s wolframovým žhaveným vláknem a urychlovacím napětím až do 30kV.

### 3.2.2. Klasické leptání

Klasické techniky leptání pomocí Nitalu nebo Pikralu (viz. Tab.16) užívané pro výzkum mikrostruktury klasických nízkolegovaných ocelí umožňují současné zviditelnění pouze určitých fází, což představuje problém u vícefázových ocelí, kterými se tato práce zabývá, protože u těchto ocelí je nutné od sebe odlišit ferit, bainit, martenzit i zbytkový austenit.

### 3.2.3. Barevné leptání

Ke zvýraznění specifických mikrostrukturních charakteristik byla vyvinuta řada metod leptání, mezi nimiž je jistě nejrozšířenější chemické leptání, které umožňuje při pozorování světelným mikroskopem barevné odlišení jednotlivých fází. Reakcí barevných leptadel s povrchem metalografického výbrusu totiž dochází buď k barevné oxidaci konkrétních fází nebo k vytvoření transparentního filmu na výbrusu, který má pak funkci interferenčního povlaku. Díky rozdílné rychlosti odleptávání jednotlivých strukturních složek je pak díky interferenci světla možno tyto složky pozorovat v různém zbarvení a tím je od sebe snadněji odlišit.

Leptací činidlo LePera umožňuje mezi sebou barevně odlišit ferit a bainit a od nich martenzit s austenitem. Barevné zbarvení se odvíjí od obsahu uhlíku. Pokud je obsah uhlíku v martenzitu přibližně 0,8%, zobrazí se v naleptané struktuře bílou barvou. Pokud je obsah uhlíku nižší, zbarvuje se do hněda. Ferit je charakterizován modrou barvou, austenit barvou bílou. Tím je při vyšších koncentracích uhlíku nemožné odlišit martenzit od austenitu a na jejich rozlišení je třeba dodatečné teplené zpracování nebo ŘEM, neboť jsou v tomto případě oba zbarveny bíle. Klemm I, barevně zvýrazňuje ferit a martenzit od ostatních fází a je netečný vůči cementitu, který není Klemmem I vůbec naleptáván. Pro pozorování austenitu ve struktuře ocelí bylo použito dvou-krokové leptání na austenit. Prvním krokem je naleptání vzorku Nitalem, po kterém následuje leptání v 10% vodném roztoku  $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ . Po těchto krocích se struktura zbarví do hněda až černa, zatímco austenit zůstane bílý. Přehled nejpoužívanějších metod barevného leptání nízkolegovaných multifázových ocelí je v Tab.17, [31, 32, 33].

Leptadlo	Chemické složení
<i>Selektivní leptadla</i>	
<b>Nital</b>	5% roztok kyseliny dusičné v etanolu
<b>Pikral</b>	4% roztok kyseliny pikrové v etanolu
<i>Barevná leptadla</i>	
<b>LePera</b>	Základní roztok: 1) 1% roztok Na <sub>2</sub> S <sub>2</sub> O <sub>5</sub> v destilované vodě 2) 4% roztok kyseliny pikrové v etanolu Čerstvě připravit roztok smícháním stejných dílů 1) a 2).
<b>Klemm I</b>	Základní roztok: 1000g Na <sub>2</sub> S <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .5H <sub>2</sub> O ve 300ml destilované vody Leptací roztok: 2g K <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> ve 100ml základního roztoku - smíchat těsně před leptáním.
<b>Mo-kyselina</b>	5ml HF v 95ml destilované vody nasycené MoO <sub>3</sub> práškem
<b>SMB</b>	10g Na <sub>2</sub> S <sub>2</sub> O <sub>5</sub> ve 100ml destilované vody
<b>Dvou-krokové leptání</b>	1) 3% roztok HNO <sub>3</sub> v ethanolu (Nital) 2) 10% vodný roztok Na <sub>2</sub> S <sub>2</sub> O <sub>5</sub> Naleptat nejprve Nítalem, následně druhým roztokem.

**Tabulka 17** Přehled a složení leptacích roztoků [31, 32, 33].

Tyto leptací techniky kladou vysoké nároky na správnou přípravu vzorků a na postup samotného leptání. Vzhledem k tomu, že získané struktury byly ve většině případů vícefázové, je nutno pro přesné stanovení vlivu struktury zjistit vedle podílu jednotlivých fází i jejich rozložení. Důležité je to zejména v případě zbytkového austenitu. Díky barevnému leptání pro zvýraznění zbytkového austenitu je možné popsat jeho umístění a odlišit ho od feritu.

V experimentálním programu byly odzkoušeny tři barevné leptací techniky (Klemm I, LePera a dvoukrokové leptání), které napomáhají k odlišení zbytkového austenitu od ostatních fází. Nejlepších výsledků se podařilo dosáhnout pomocí dvoukrokového leptání.

### 3.3. Rentgenová difrakční fázová analýza

Zbytkový austenit je velice důležitou strukturní složkou u TRIP ocelí se vyskytuje v různých morfologiích a je možné ho nalézt v globulární a (nebo) ve fóliovité formě. V experimentálním programu byl objemový podíl zbytkového austenitu stanoven rentgenovou



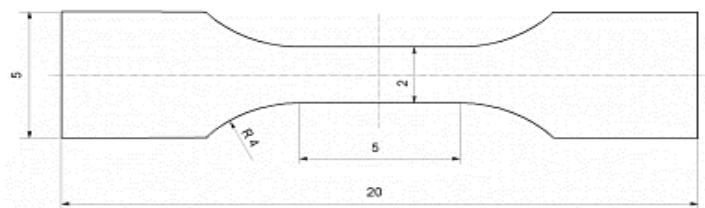
difrakční fázovou analýzou, kterou na všech měřených vzorcích provedli Ing. Jan Říha, Ph.D. a Ing. Michal Kolega, Ph.D. ve Výzkumném centru nových technologií (NTC) v Plzni.

Při použití monochromatického záření roste absorpce s atomovým číslem absorbujícího prvku. Lehké prvky (jako např. hliník) absorbují málo, těžké prvky (olovo) absorbují velmi mnoho. Pro rtg. difrakční fázovou analýzu má největší význam série „K“ (K – elektronový obal nejbližší k atomovému jádru), která je složena ze tří čar:  $K\alpha_1$ ,  $K\beta_2$ ,  $K\beta$ . Současně s linií  $K\alpha$  série vzniká poměrně intenzivní  $K\beta$ , přičemž difrakce obou těchto linií se často překrývají s difrakcí  $K\alpha$  a mohou znesnadňovat interpretaci snímků. Pro snadnější práci je tedy nutno  $K\beta$  záření odfiltrovat. Vzhledem k tomu, že vlnová délka  $K\beta$  linie je u téhož prvku kratší než  $K\alpha$ , použije se pro absorpční filtr takový prvek, jehož absorpční hrana leží mezi vlnovými délkami  $K\alpha$  a  $K\beta$ . Jako filtry se tedy používají prvky, které relativně dobře propouštějí  $K\alpha$  a absorbují  $K\beta$ . Tuto podmínku splňují prvky, které mají atomové číslo o jednotku menší než materiál anody. Pro zjištění obsahu austenitu rtg. difrakční kvantitativní fázovou analýzou byly proměřeny integrální intenzity reflexí (200) alfa - ferit a (200) gama - austenit a pro výpočet byly použity tabelované údaje [34]. Tyto reflexe jsou znázorněny na rentgenogramu, jako tzv. píky. Objemový podíl příslušné fáze se určuje z plochy těchto píků [17].

Difrakční fázová analýza byla provedena na automatickém práškovém difraktometru AXS Bruker D8 Discover s plošným, pozičně citlivým detektorem HI-STAR a kobaltovou RTG lampou ( $\lambda K\alpha = 0,1790307$  nm). Přístroj je dále vybaven polykapilárou, která fokusuje primární RTG svazek na kruhovou stopu o průměru 0,5 mm. Po provedení integrace podél radiálního profilu 2D difrakčního záznamu lze získat stejný difraktogram jako u přístrojů s geometrií Bragg-Brentano. Difraktogramy jsou uvedeny v příloze A.

### 3.4. Mechanické vlastnosti

Mechanické vlastnosti byly stanoveny mini-tahovou zkouškou, měřením tvrdosti a zkouškou rázem v ohybu. Aktivace deformačně indukované martenzitické přeměny při deformaci za studena v průběhu zatěžování by měla vést ke zlepšení mechanických vlastností oproti běžným nízkolegovaným ocelím stejného chemického složení. Z literatury je zřejmé, že ani poměrně velký podíl zbytkového austenitu nemusí mít výrazný vliv na mechanické vlastnosti, pokud dojde k jeho transformaci na martenzit v počátečních stádiích zatěžování nebo z důvodu vysoké stabilizace k jeho přeměně vůbec nedojde (např. z důvodů jeho nevhodné morfologie, velikosti útvarů nebo chemické stability) [17]. Aby bylo možné vyrobit tělesa pro zkoušku tahem přímo ze vzorků ze simulátoru, byly pro zkoušku tahem použity krátké zkušební tyče s délkou aktivní části 5 mm (Obr.39).



Obrázek 39 Rozměry zkušební tyčky pro zkoušku tahem.

## 4. Výsledky termomechanického zpracování

Termomechanické zpracování bylo provedeno na termomechanickém simulátoru. Cílem bylo nahradit izotermickou prodlevu v oblasti bainitické přeměny kontinuálním ochlazováním. Aby byly odzkoušeny reálné podmínky tvářecích procesů byly použity data získaná z procesu válcování. Simulace válcování pomocí dat ze skutečné válcovací stolice spočívala v ohřevu na teplotu 1050°C s výdrží 100s na teplotě a následným ochlazováním, kde na materiál působila deformace od teploty 1030°C do teploty 830°C, tato deformace simulovala jednotlivé průchody válcovací stolicí. Aby bylo možné vložit do materiálu stejnou intenzitu deformace jako v reálném procesu, jednalo se o střídavé namáhání tah-tlak. Po této deformaci následovalo řízené ochlazování rychlostí 1°C/s na pokojovou teplotu, bez prodlevy v bainitické oblasti. Toto ochlazování tedy odpovídá skutečnému chladicímu profilu používanému při průmyslovém zpracování. V dalším kroku se měnily parametry zpracování, aby bylo dosaženo vícefázové mikrostruktury vhodné pro TRIP efekt.

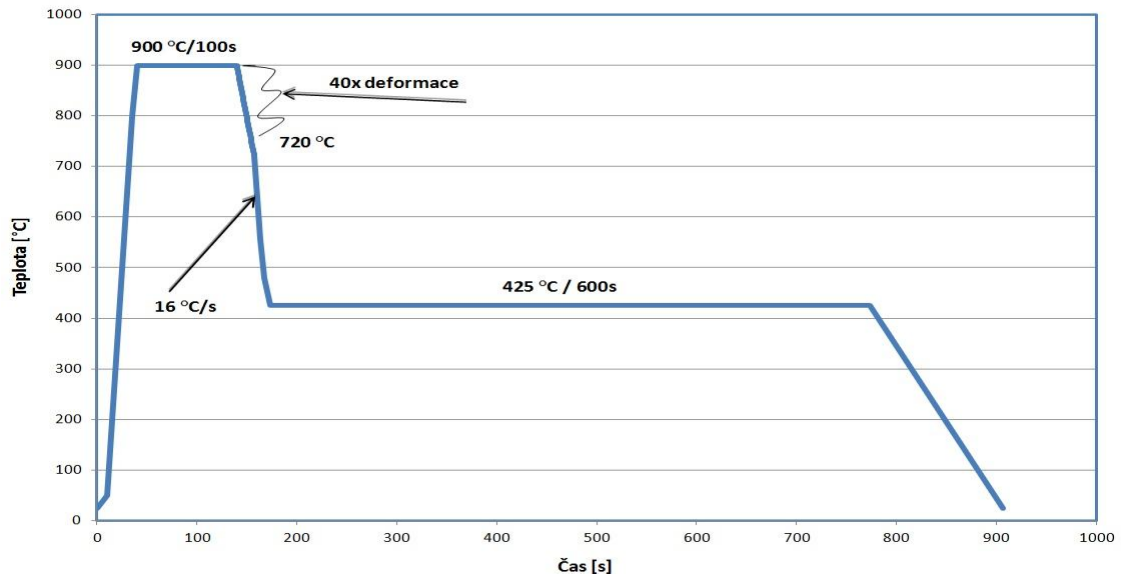
Potom byly testované režimy s izotermickou prodlevou 600s při teplotě 300°C a rychlostí ochlazování buď shodnou s režimem válcovací stolice, tedy 1°C/s či zvýšenou na 16°C/s.

Další režim kombinoval deformační parametry válcovací stolice a rychlost ochlazování po deformaci s prodlevou na teplotě 425°C z referenčního režimu pro TRIP ocel CMnSi. Tento referenční režim byl optimalizován pro TRIP ocel CMnSi [3]. Toto zpracování spočívá v ohřevu na teplotu 900°C s výdrží 100s na této teplotě, následuje čtyřicet deformačních kroků při ochlazování mezi teplotami 900-720°C, následně je ocel ochlazována rychlostí 16°C/s do teploty 425°C, kde je prodleva 600s.

### 4.1. Referenční režim s izotermickou prodlevou

V první části experimentu byl na ocel (bez niobu) CMnSi aplikován režim, který byl optimalizovaný pro TRIP ocel s tímto chemickým složením[35]. Tento režim spočívá v ohřevu na austenitizační teplotu 900°C s prodlevou 100s na této teplotě, dále následuje čtyřicetinásobná deformace při ochlazování z austenitizační teploty až do teploty 720°C, rychlost ochlazování po deformaci je 16°C/s do teploty 425°C, kde následuje výdrž 600s, poté je vzorek ochlazován volně na teplotu okolí (Obr.40). Tento režim byl považován za referenční režim pro ocel CMnSi.

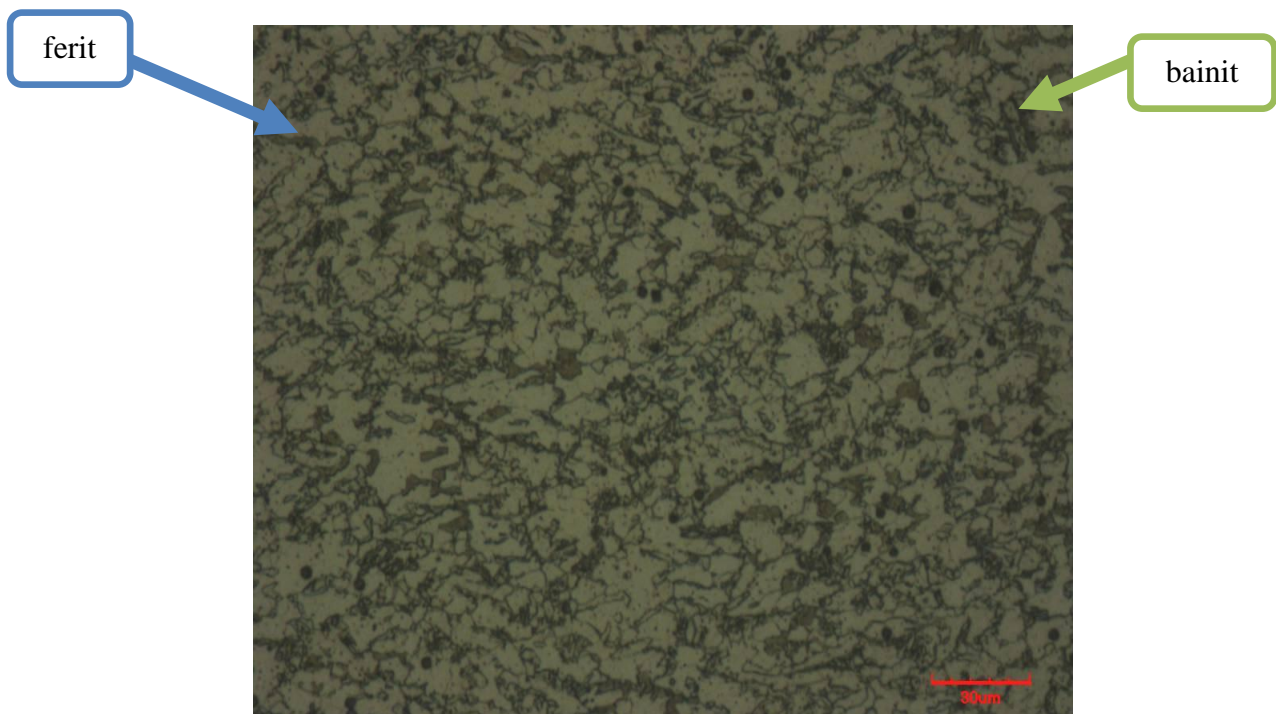
Podobný referenční režim byl odzkoušen i na oceli legované niobem CMnSiNb. Tento režim byl optimalizovaný v rámci jiného experimentálního programu a byl použit pouze pro porovnání získaných výsledků. Režim se od režimu na oceli CMnSi lišil pouze v počtu aplikovaných deformačních kroků, kde je namísto 40x def. kroků vloženo pouze 20 kroků. Po tomto zpracování byly dosaženy následující mechanické vlastnosti:  $R_m = 835\text{MPa}$ ,  $R_{p0,2} = 602\text{MPa}$ , tažnost 36% a 14% ZA. Struktura byla feriticko-bainitická.[36].



Obrázek 40 Schéma TMZ - referenční režim pro ocel CMnSi.

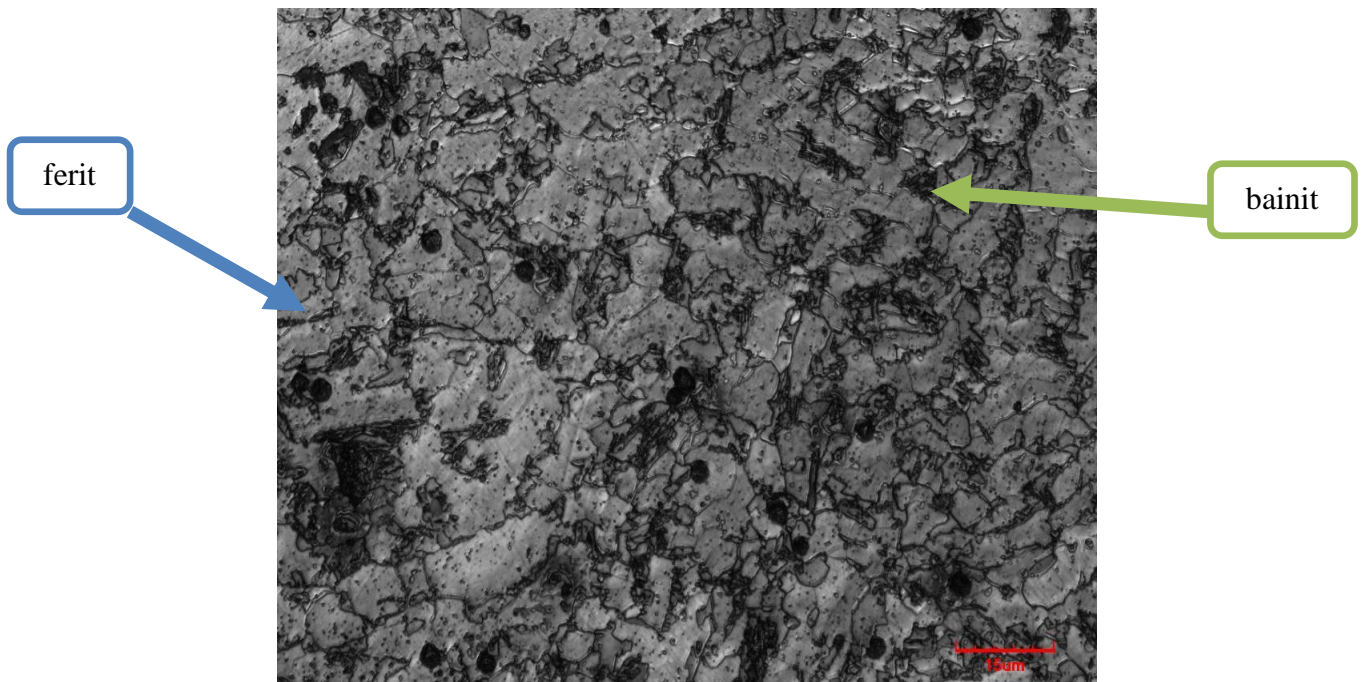
#### 4.1.1. Metalografický rozbor

Získaná mikrostruktura byla typická pro TRIP ocel, tedy feriticko-bainitická s podílem 12% ZA (Obr.41, Obr.42). Detailní analýza na skenovacím elektronovém mikroskopu neprokázala výskyt MA složky v oblastech zbytkového austenitu (Obr.43).



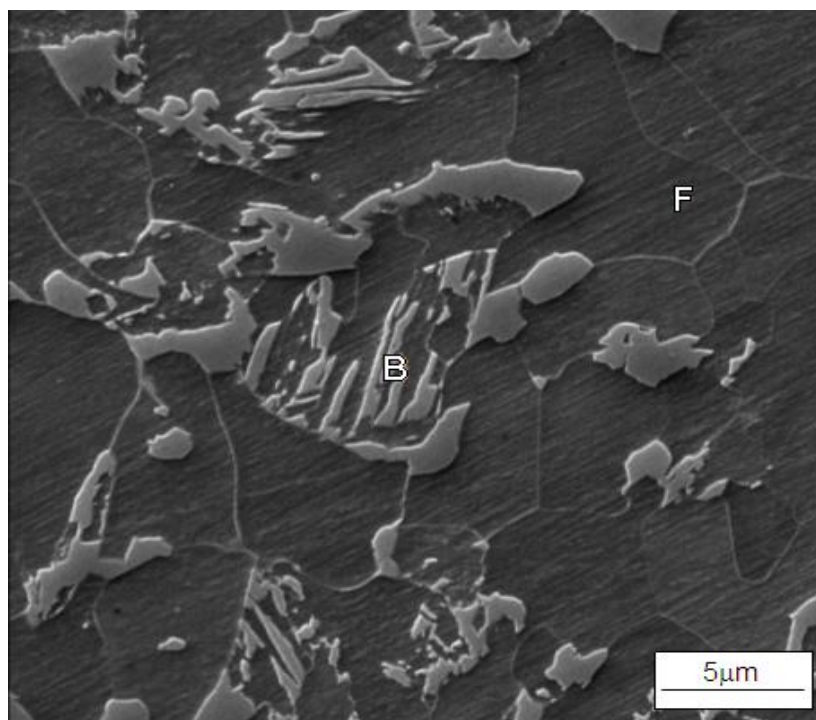
Obrázek 41 CMnSi – 900-720°C 40xdef., 16°C/s, 425°C/600s

feriticko-bainitická struktura, SM.



**Obrázek 42** CMnSi – 900-720°C 40xdef., 16°C/s, 425°C/600s

feriticko-bainitická struktura, LSCM.



**Obrázek 43** CMnSi – 900-720°C 40xdef., 16°C/s, 425°C/600s

feriticko-bainitická struktura, SEM.

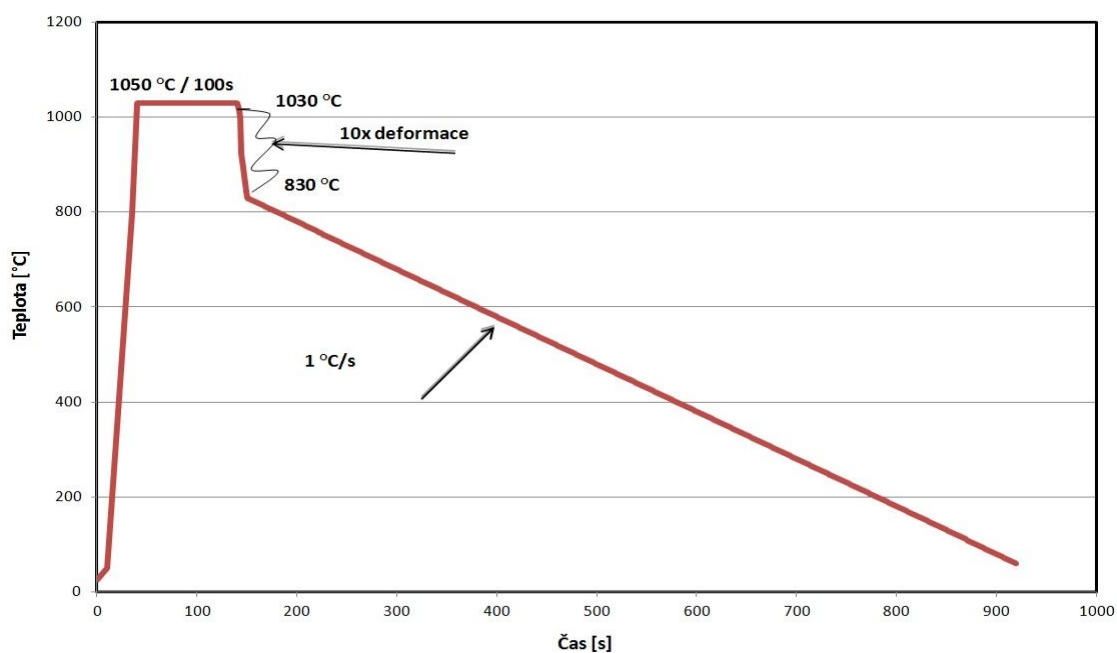
## Podíl RA a mechanické vlastnosti

RA [%]	Mechanické vlastnosti			
	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5mm</sub> [%]	HV10 [-]
12	354,7 ± 1,7	765,4 ± 0,4	35,8 ± 1,0	215,9 ± 7,0

Tabulka 18 Mechanické vlastnosti a podíl zbytkového austenitu u referenčního režimu pro ocel CMnSi.

## 4.2. Termomechanické zpracování bez izotermické prodlevy – reálný režim válcovací stolice

V další části byl na obě oceli aplikován nově navržený režim TMZ, který simuluje zpracování na skutečné válcovací stolici. Tento režim se skládá z ohřevu na austenitizační teplotu 1050 °C s výdrží na této teplotě 100s a následnou desetinasobnou deformací při teplotách 1030-830°C. Tato deformace simuluje jednotlivé průchody válcovací stolicí, po deformaci následovalo řízené ochlazování rychlostí 1 °C/s až na pokojovou teplotu (Obr.44). V tomto režimu byla zejména odstraněna časově náročná prodleva v bainitické oblasti, která byla oproti referenčnímu režimu nahrazena kontinuálním ochlazováním. Odstranění této izotermické prodlevy, by v praxi vedlo k nemalým finančním úsporám. Na druhou stranu bainitická prodleva je stěžejní pro stabilizaci zbytkového austenitu a získání vhodné feriticko-bainitické struktury se zbytkovým austenitem. Všechny dále navržené režimy vycházejí z tohoto režimu a mění se pouze parametry jako je rychlost ochlazování nebo teplota prodlevy.



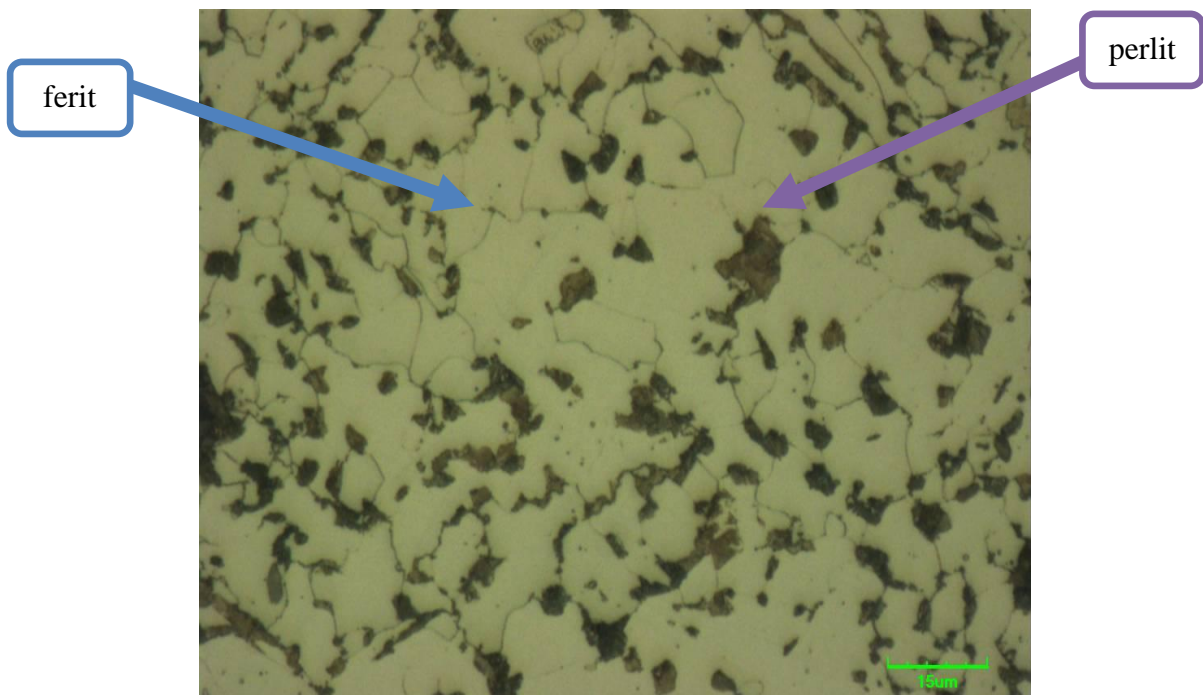
Obrázek 44 Schéma TMZ - 1050 °C, 10x def. kroků při 1030-830°C, 1°C/s bez prodlevy.

#### 4.2.1. Metalografický rozbor

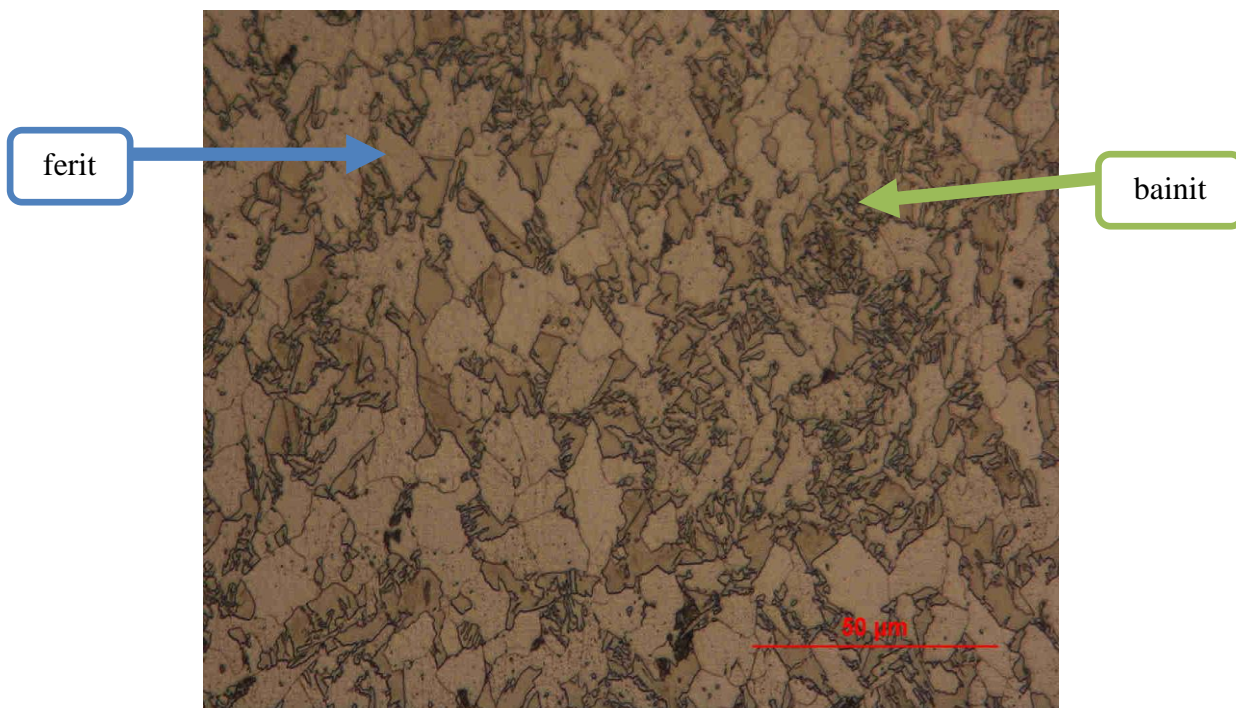
Aplikace režimů modelující zpracování na válcovací trati vedla u oceli CMnSi (T1) k vývoji feriticko-perlitické struktury. Vyloučení perlitu bez výskytu bainitu bylo dáno pomalou rychlostí ochlazování 1 °C/s (Obr.45; Obr.47 a Obr.49).

Struktura také neobsahovala žádný podíl zbytkového austenitu, jak bylo zjištěno pomocí rentgenové fázové difrakční analýzy bylo 0% (nebo pod detekčním limitem).

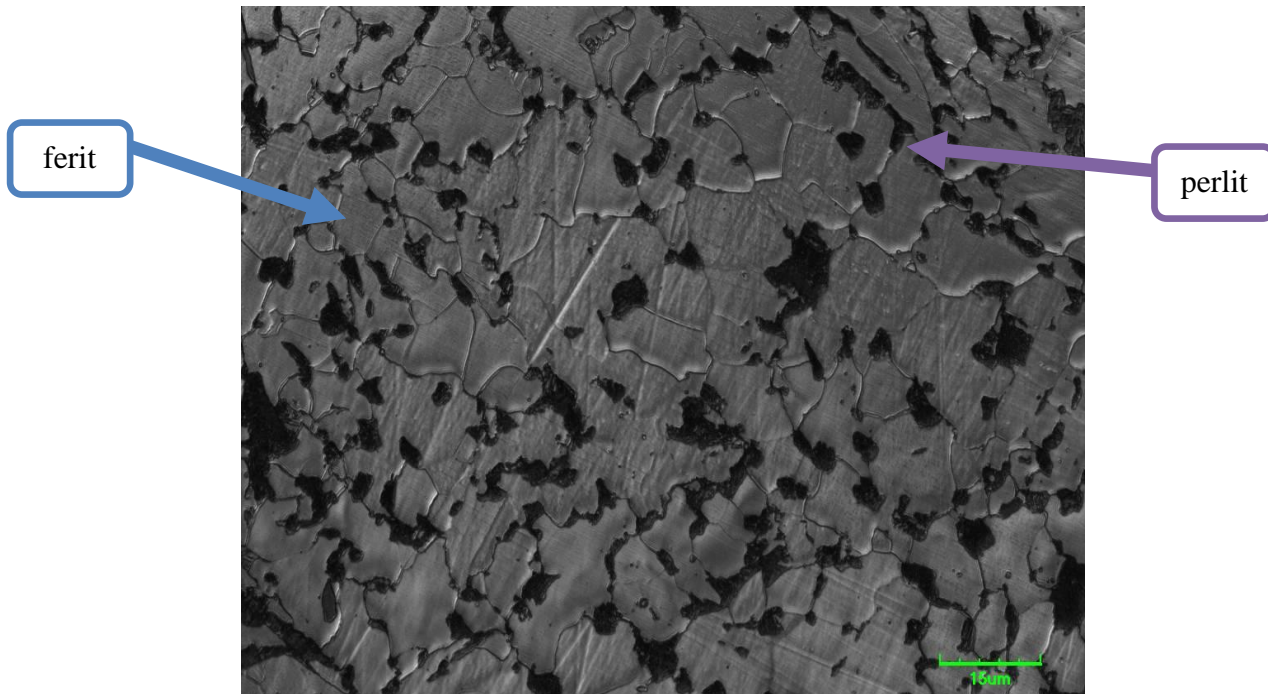
Na druhou stranu i takto pomalá rychlost ochlazování byla dostačující pro ocel CMnSiNb (T2). Získaná struktura byla tvořena směsí feritu, bainitu a zbytkového austenitu, byla tedy dosažena TRIP struktura (Obr.46, Obr.48 a Obr.50 ).



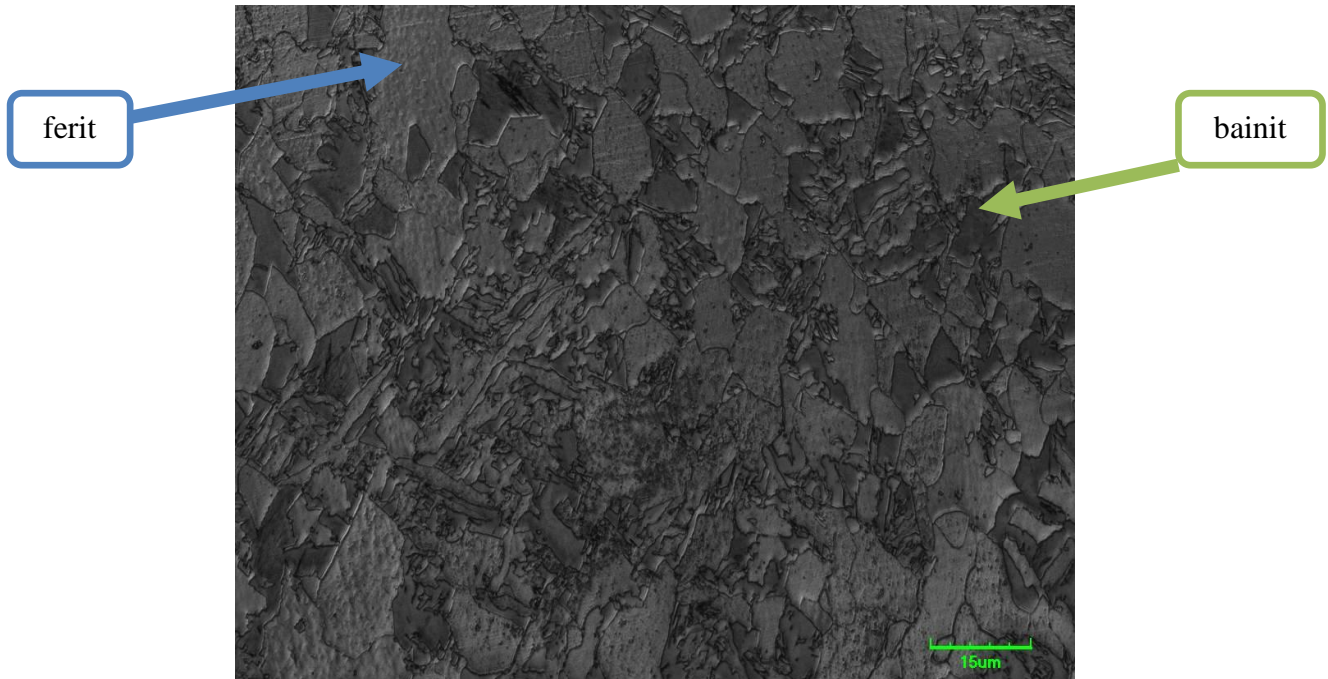
Obrázek 45 CMnSi - bez prodlevy, 1°C/s,  
feriticko-perlitická struktura, SM.



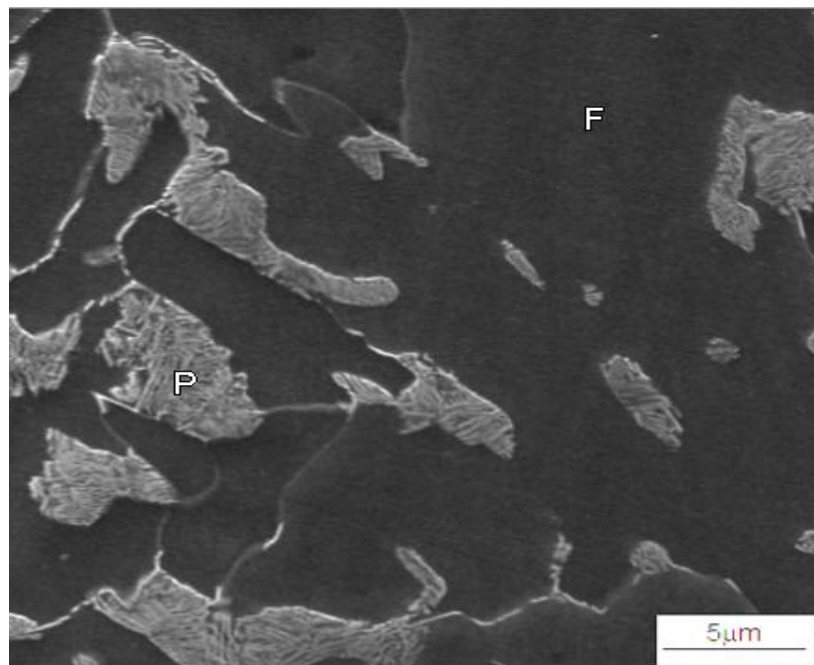
**Obrázek 46** CMnSiNb – bez prodlevy, 1°C/s,  
ferriticko-bainitická struktura, SM.



**Obrázek 47** CMnSi - bez prodlevy, 1°C/s,  
ferriticko-perlitická struktura, LSCM.

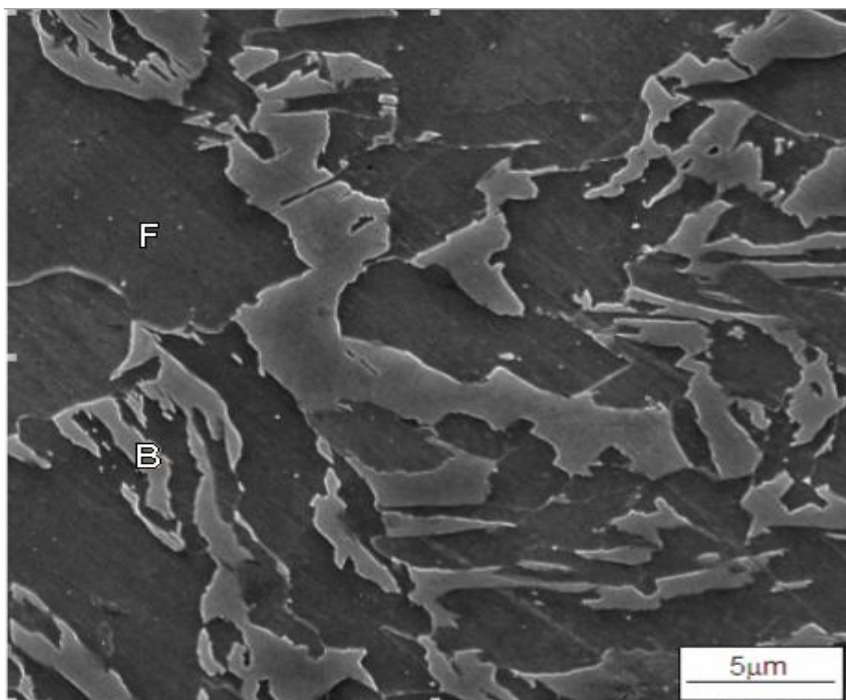


**Obrázek 48** CMnSiNb – bez prodlevy, 1°C/s,  
ferriticko-bainitická struktura, LSCM.



**Obrázek 49** CMnSi - bez prodlevy, 1°C/s,  
ferriticko-perlitická struktura, SEM.





**Obrázek 50** CMnSiNb – bez prodlevy, 1°C/s,  
feriticko-bainitická struktura, SEM.

### Podíl RA a mechanické vlastnosti

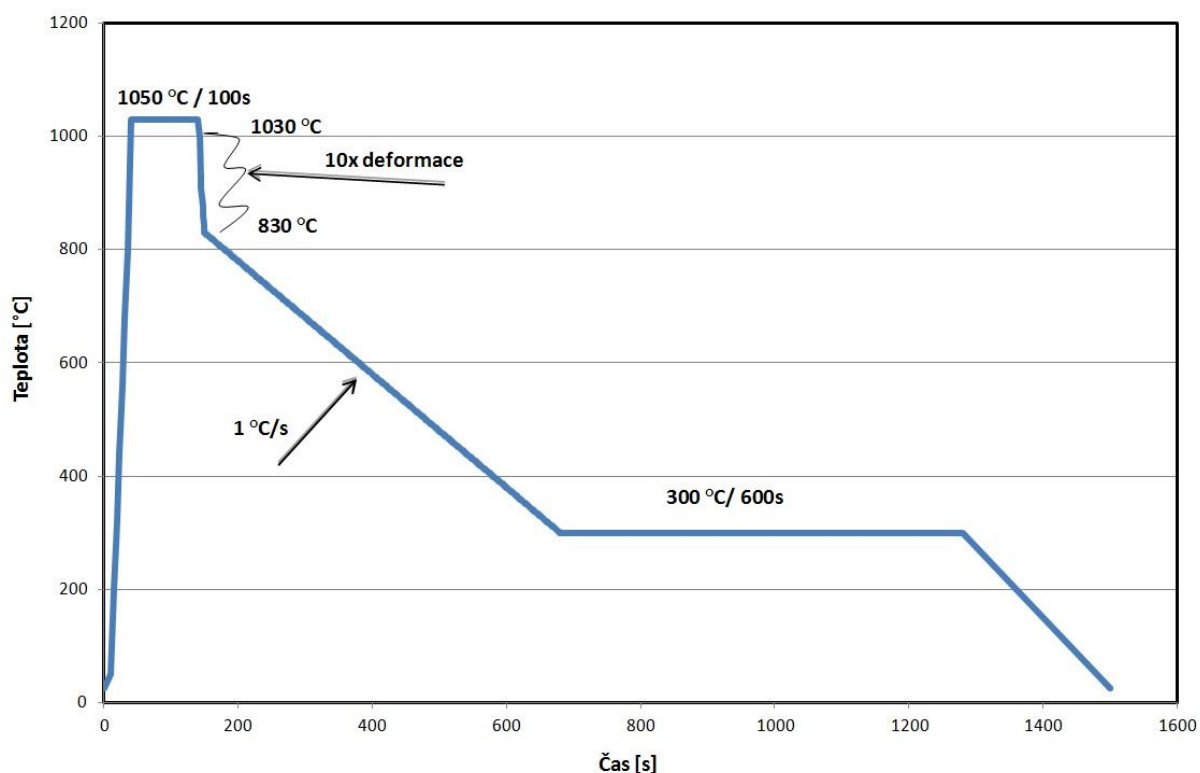
Ve srovnání s referenčním režimem u stejné oceli (CMnSi), zde bylo dosaženo o cca 100MPa vyšší meze kluzu, naopak o cca 100MPa nižší mez pevnosti při téměř shodné tažnosti. Tvrdost klesla pod 200 HV10. U oceli mikrolegované niobem byla dosažena téměř shodná mez kluzu jako u oceli CMnSi, ale bylo dosaženo podstatně vyšší pevnosti při nižší tažnosti. Zde tvrdost naopak vzrostla o cca 40 HV10 (Tab.19).

Ocel	RA [%]	Mechanické vlastnosti			
		$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_{5mm}$ [%]	HV10 [-]
CMnSi	0	461,5 ± 7,1	669,6 ± 5,7	40,5 ± 0,1	193,0 ± 0,7
CMnSiNb	15	487	849,5 ± 20,0	23,1 ± 1,4	257,9 ± 16,6

**Tabulka 19** Mechanické vlastnosti a podíl zbytkového austenitu u reálného režimu válcovací stolice.

### 4.3. Kombinace reálného režimu válcovací stolice s izotermickou prodlevou

Vzhledem k výsledkům získaných na oceli CMnSi byla u dalšího nově navrženého režimu zařazena izotermická prodleva na teplotě 300°C s dobou 600 s (Obr.51). Ostatní parametry tedy byly stejné jako v předchozím případě. Cílem bylo zjistit, jestli alespoň při přerušeném ochlazování dojde ke vzniku zákalných struktur jako je bainit nebo martenzit a zlepšení mechanických vlastností.

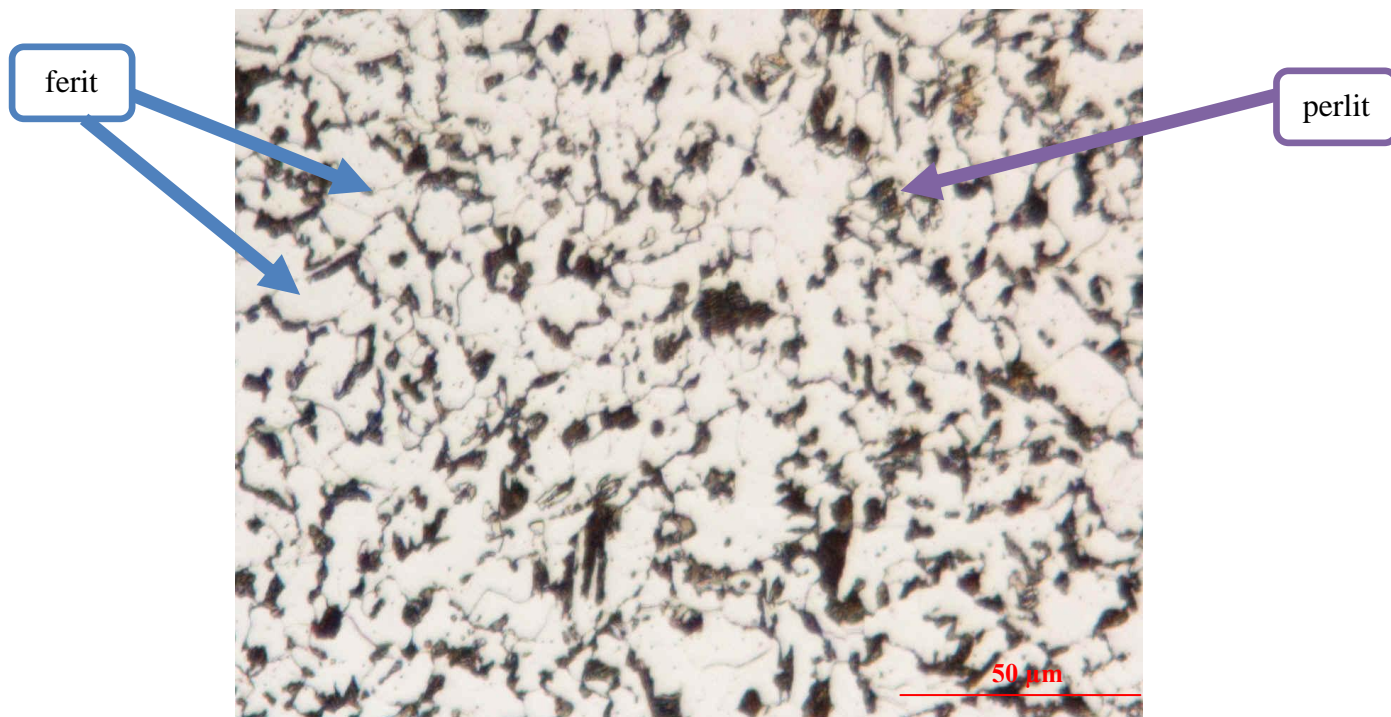


Obrázek 51 Schéma TMZ - 1050 °C, 10x def. kroků při 1030-830°C, 1°C/s do 300°C, prodleva 300°C/600sec.

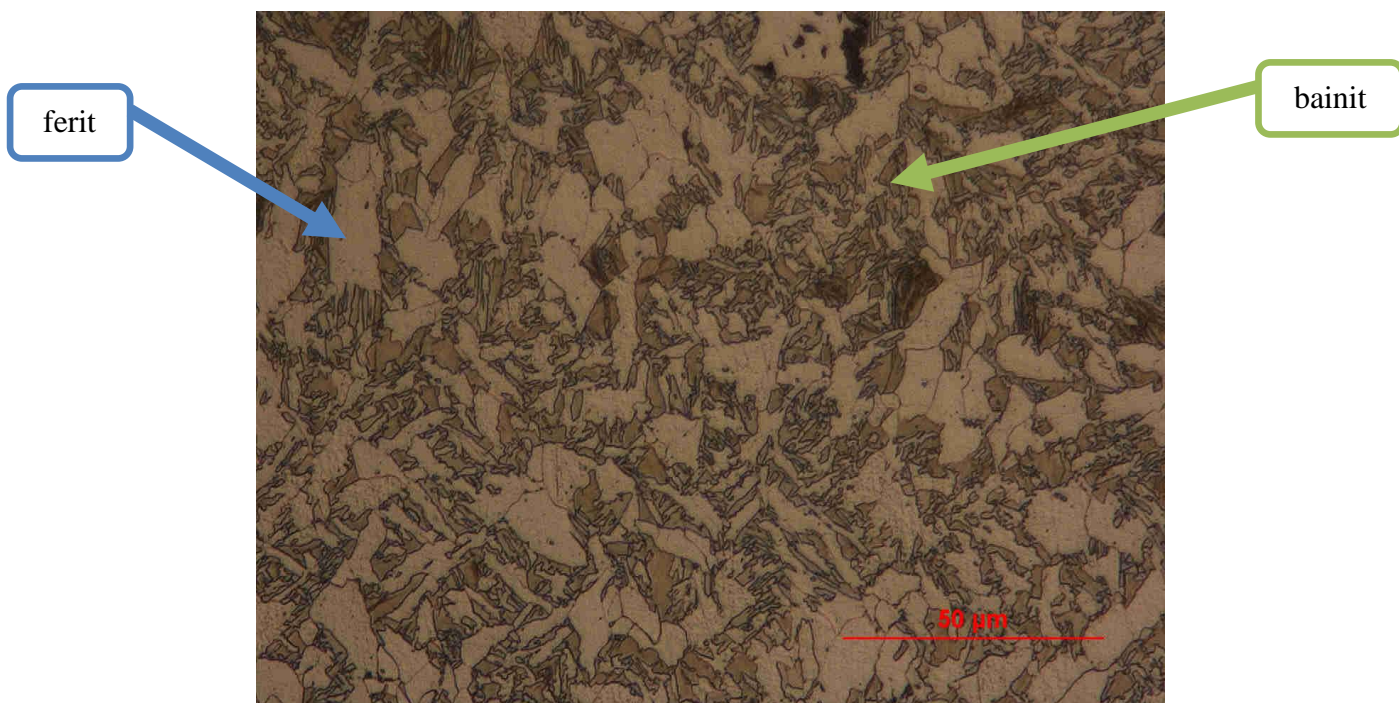
#### 4.3.1. Metalografický rozbor

U oceli CMnSi i při odzkoušení izotermické prodlevy při teplotě 300°C byla opět získána feriticko-perlitická struktura bez zbytkového austenitu (Obr.52, Obr.54 a Obr.56). Na Obr.58 je ukázka dvoukrokového leptání, ve struktuře nebyly zjištěny žádné bílé oblasti, které by ukazovaly na obsah zbytkového austenitu ve struktuře. Což koresponduje s výsledkem z rentgenové difrakční fázové analýzy, kde nebyl zjištěn zbytkový austenit (nebo pod-detekční množství).

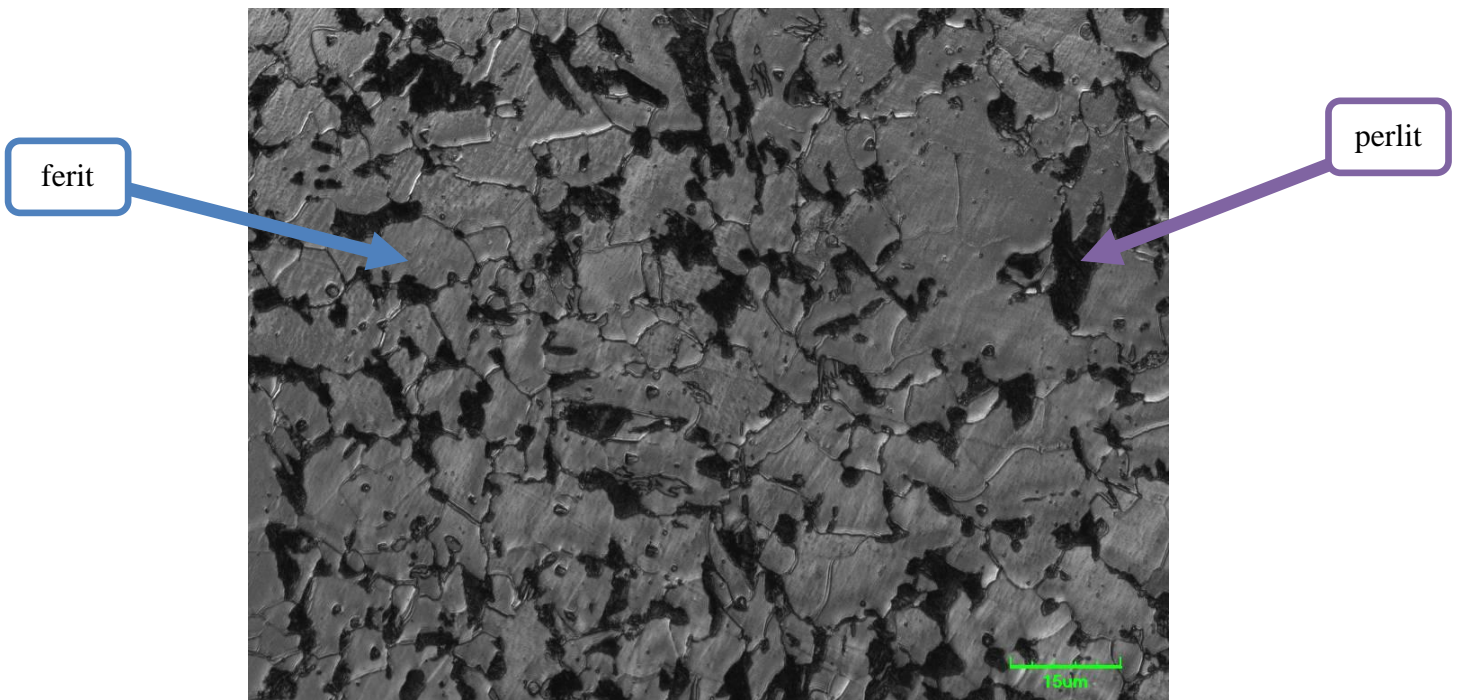
Struktura oceli CMnSiNb byla feriticko-bainitická s podílem zbytkového austenitu 16%, tedy vhodná pro TRIP efekt (Obr.53, Obr.55 a Obr.57). Austenit tvoří samostatné drobné ostrůvky a je také hojně zastoupen v bainitu, kde se jeho laťky střídají s bainitickým feritem (tento typ bainitu bez cementitu nebo s jeho minimálním množstvím) se v TRIP ocelích vyskytuje často (Obr.59). Množství zjištěné z rentgenové fázové difrakční analýzy bylo 16%. Pro porovnání bylo provedeno měření pomocí obrazové analýzy, kde bylo naměřeno 13,8% (Tab.20).



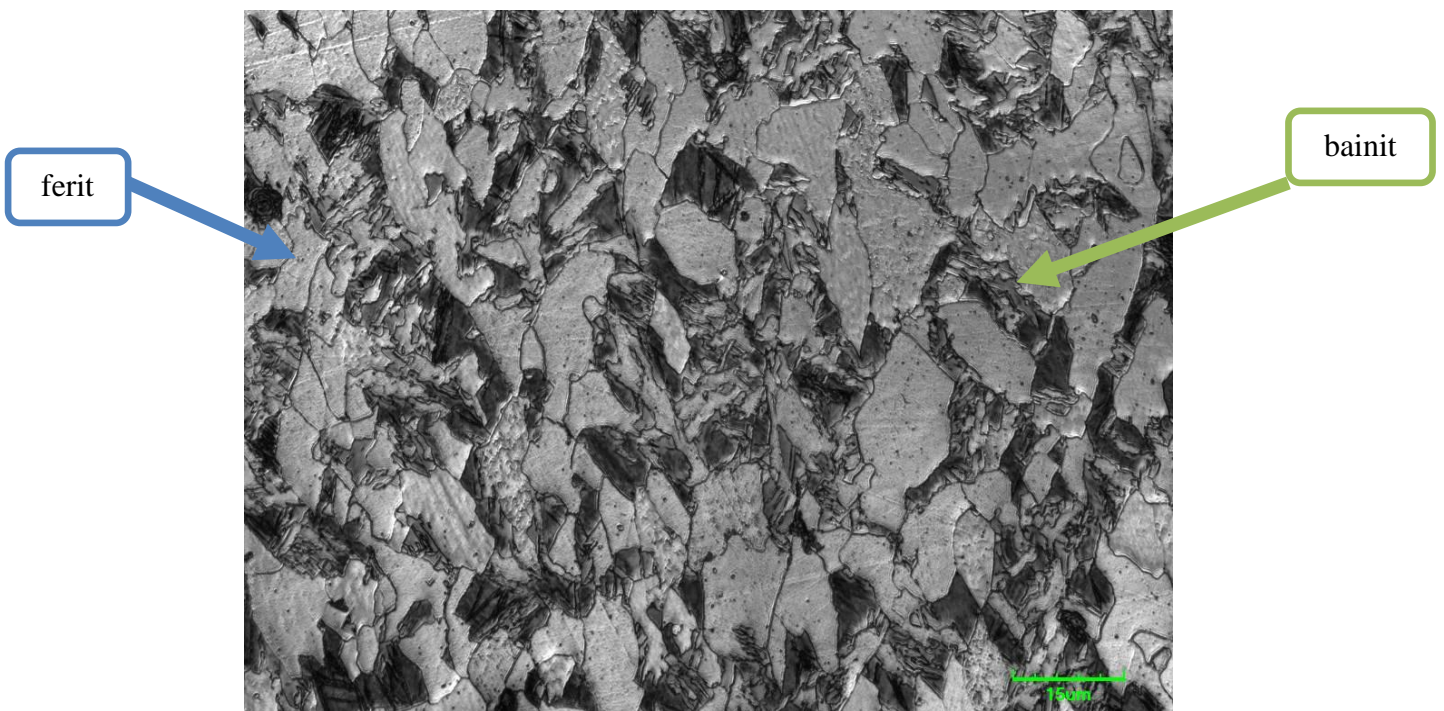
**Obrázek 52** CMnSi - 1°C/s, 300°C/600s,  
feriticko-perlitická struktura, SM.



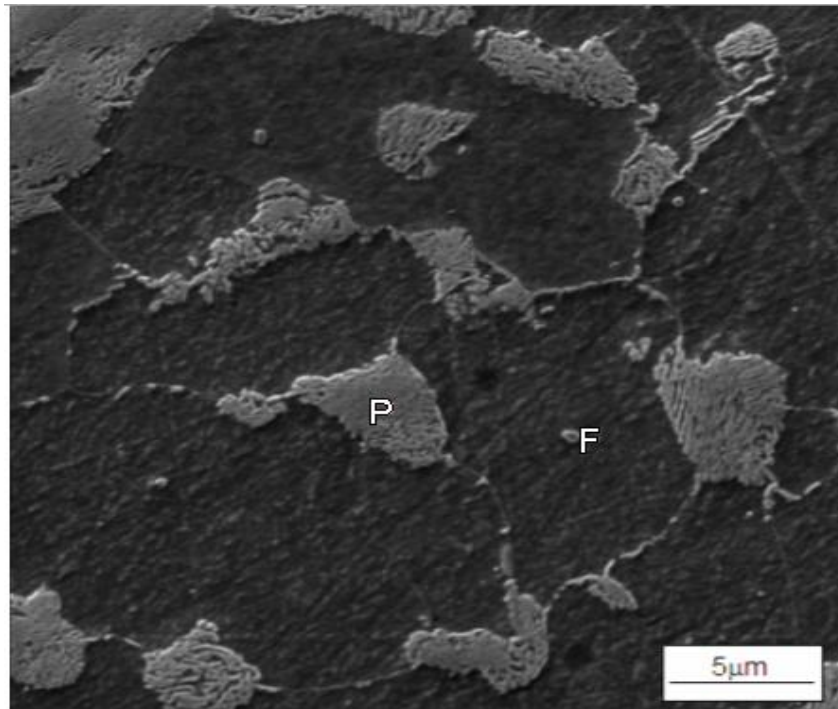
**Obrázek 53** CMnSiNb – 1°C/s, 300°C/600s,  
feriticko-bainitická struktura, SM.



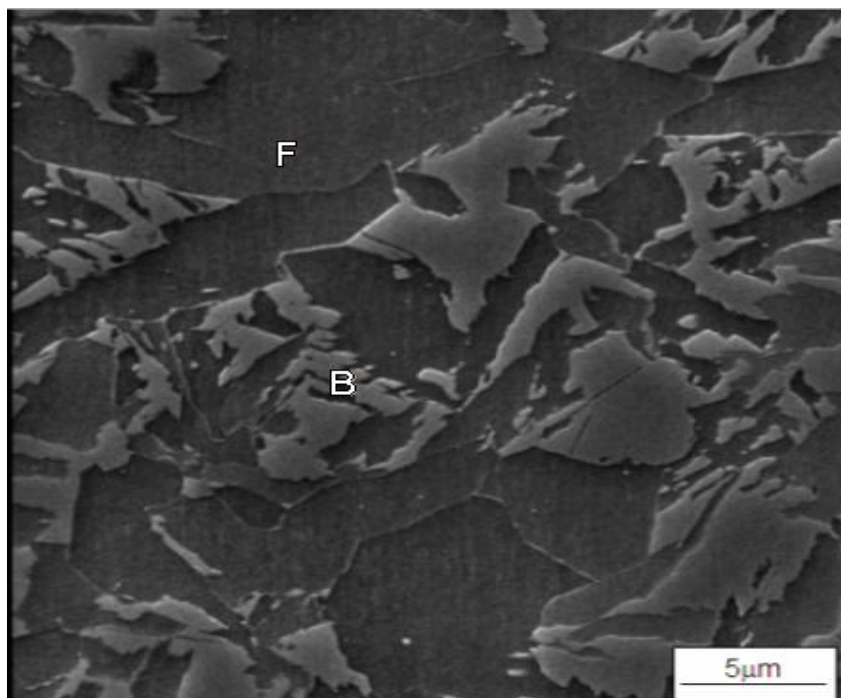
**Obrázek 54** CMnSi - 1°C/s, 300°C/600s,  
ferriticko-perlitická struktura, LSCM.



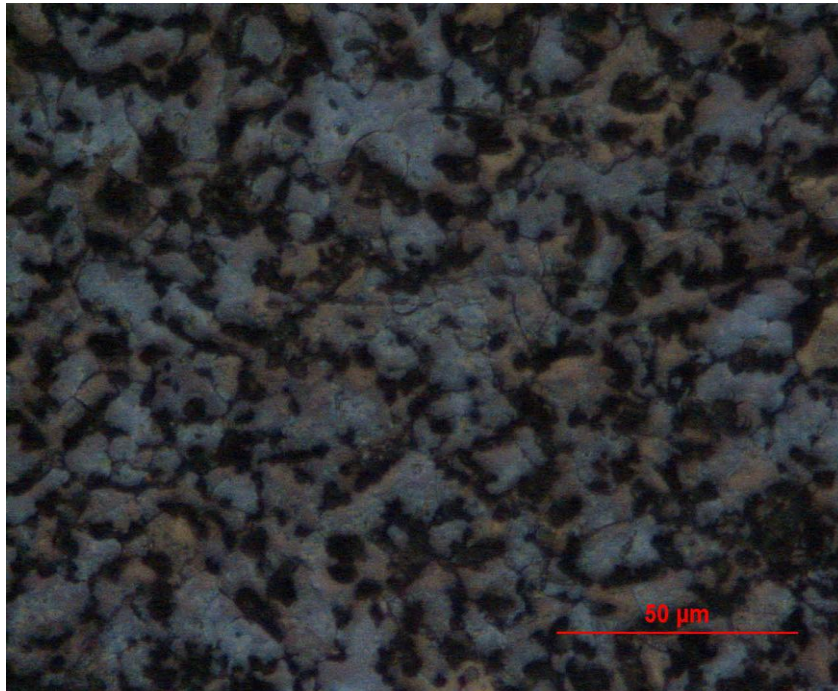
**Obrázek 55** CMnSiNb – 1°C/s, 300°C/600s,  
ferriticko-bainitická struktura, LSCM.



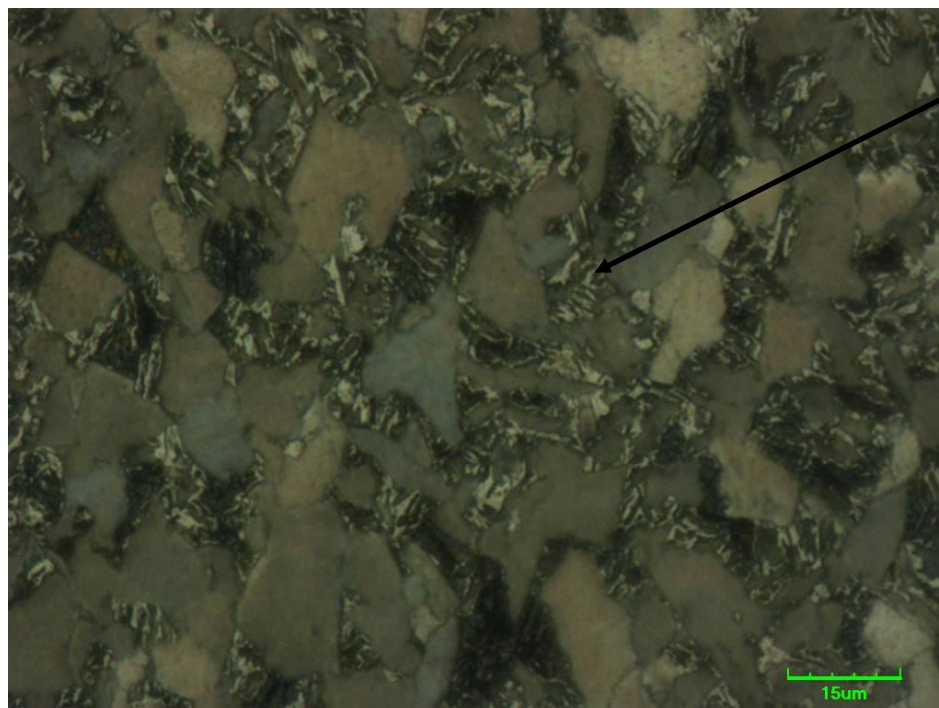
**Obrázek 56** CMnSi - 1°C/s, 300°C/600s,  
feriticko-perlitická struktura, SEM.



**Obrázek 57** CMnSiNb – 1°C/s, 300°C/600s,  
feriticko-bainitická struktura, SEM.



Obrázek 58 Ocel CMnSi, režim 1°C/s s prodlevou na teplotě 300°C, feriticko-perlitická struktura bez RA, SM.



zbytkový  
austenit

Obrázek 59 Ocel CMnSiNb, režim 1°C/s s prodlevou na teplotě 300°C.

podíl Fe $\gamma$ [%]	13,8 $\pm$ 0,8
-----------------------	----------------

Tabulka 20 Podíl zbytkového austenitu.

## Podíl RA a mechanické vlastnosti

Izotermická prodleva na teplotě 300°C (pod Ms) nezpůsobila výraznou změnu mechanických vlastností. U oceli CMnSi byla dosažena mez pevnosti 670MPa a tažnost 40%. U oceli s niobem CMnSiNb byla oproti předchozímu režimu získána také velmi podobná mez pevnosti 835MPa s tažností 27 %.

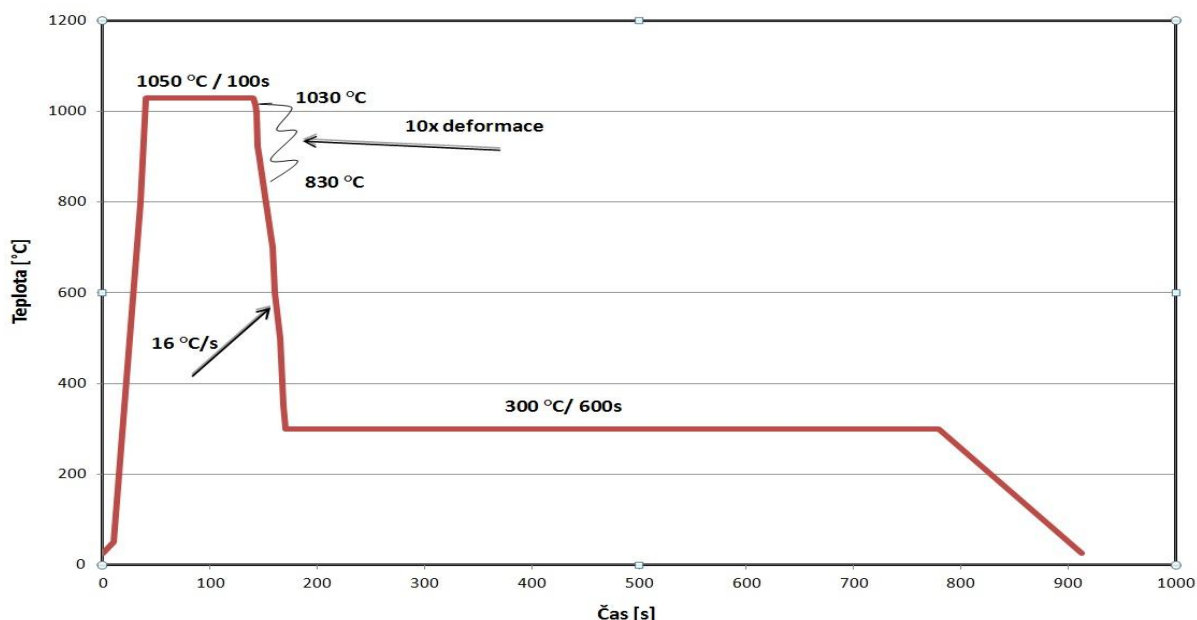
Rozdíl ve struktuře a přísada niobu se ale projeví na rozdílu mechanických vlastností mezi jednotlivými ocelmi. Kdy u oceli s niobem byla mez pevnosti o 165MPa vyšší (Tab.21).

Ocel	RA [%]	Mechanické vlastnosti			
		R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5mm</sub> [%]	HV10 [-]
CMnSi	0	460,7 ± 0,5	669,7 ± 1,1	39,6 ± 1,2	197,1 ± 1,7
CMnSiNb	16	-	835	26,8	256,8 ± 6,9

**Tabulka 21** Mechanické vlastnosti a podíl zbytkového austenitu u kombinovaného reálného režimu válcovací stolice s izotermickou prodlevou.

## 4.4. Zvýšená rychlost ochlazování a izotermická prodleva

Vzhledem k neustálému výskytu perlitu u oceli CMnSi bylo v dalším režimu vyzkoušeno zvýšení rychlosti ochlazování z 1°C/s na 16°C/s v oblasti 830°C – 300°C. Rychlost ochlazování v oblasti deformace, tedy 1030°C – 830°C zůstala zachována (Obr.60).



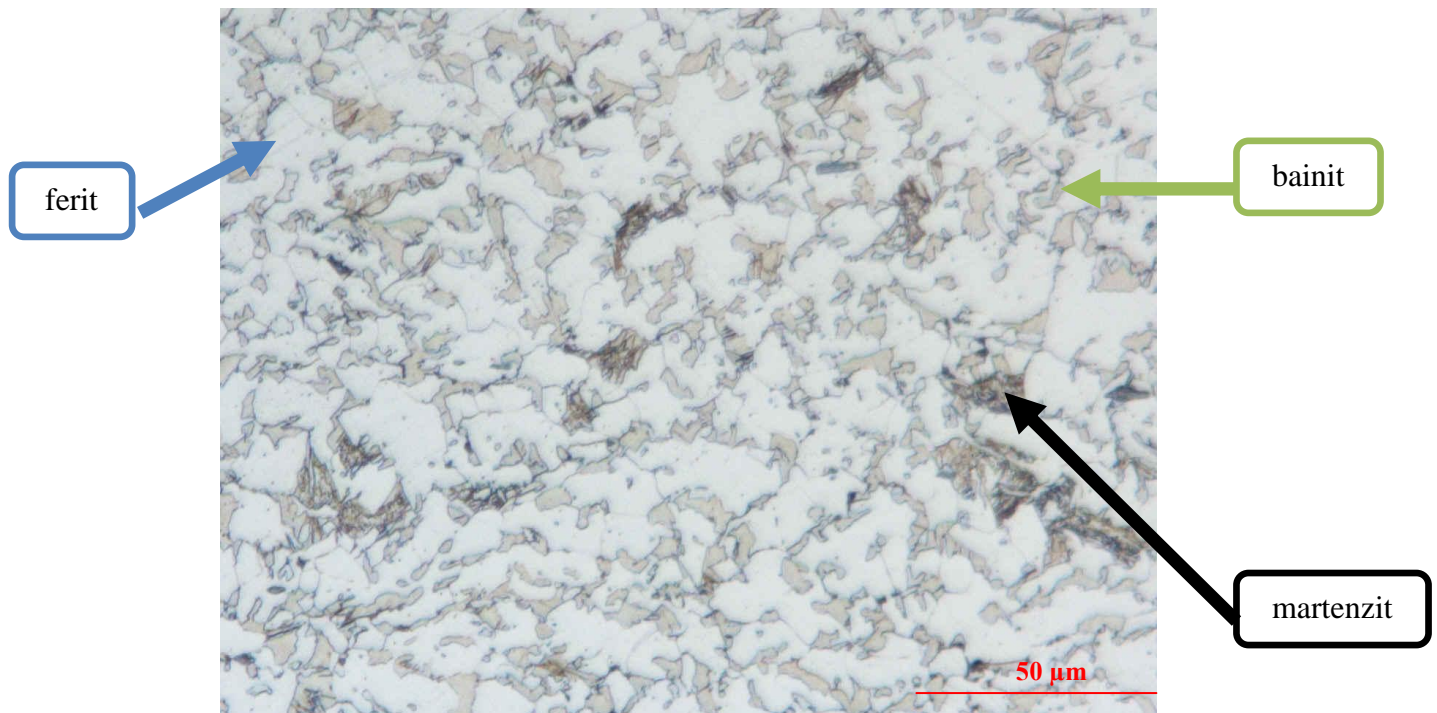
**Obrázek 60** Schéma TMZ - 1050 °C, 10x def. kroků při 1030-830°C, 16°C/s do 300°C, prodleva 300°C/600sec.

#### **4.4.1. Metalografický rozbor**

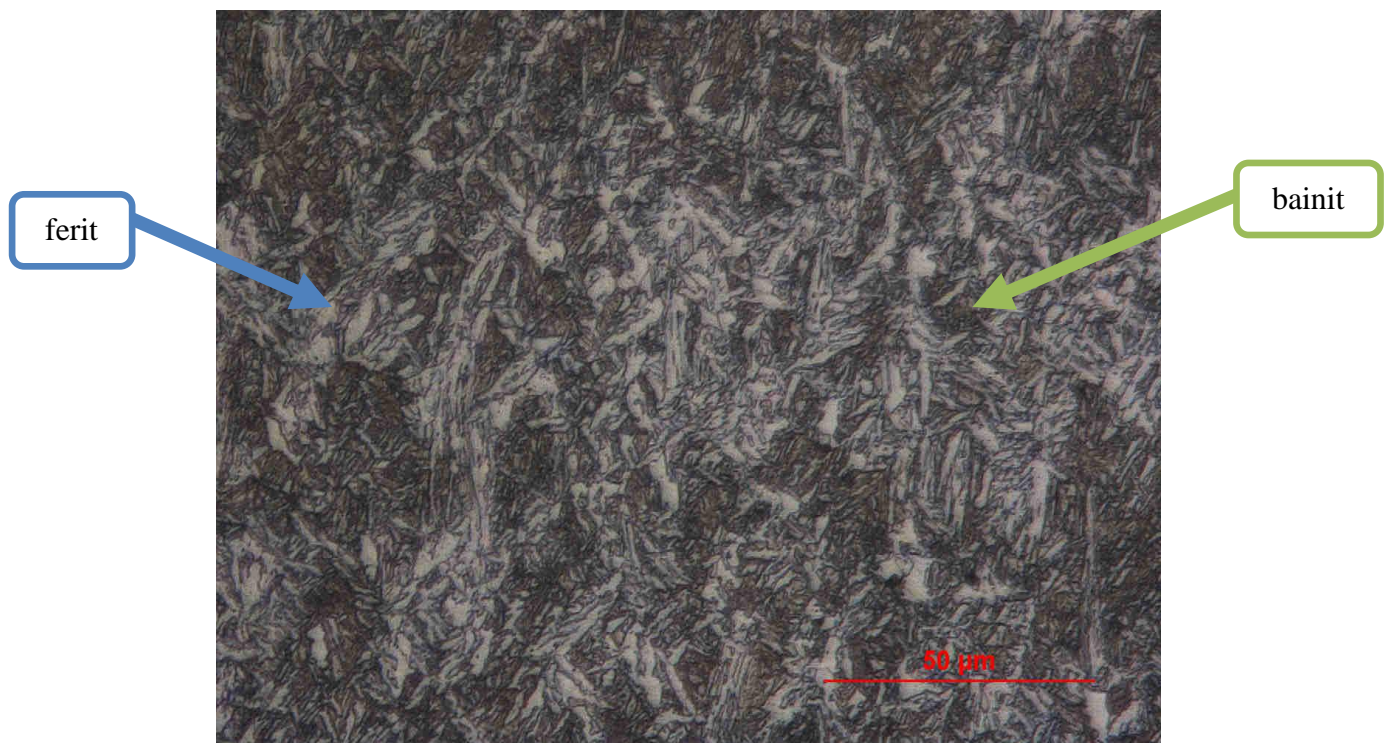
U oceli CMnSi bylo, díky vyšší rychlosti ochlazování dosaženo potlačení tvorby perlitu ve výsledné mikrostruktuře. Mikrostruktura oceli byla feriticko-banitická s větším zastoupením M-A složky (Obr.61, Obr.63 a Obr.65). Množství zbytkového austenitu zjištěné pomocí rentgenové fázové difrakční analýzy bylo 9%.

Zvýšení rychlosti ochlazování se projevilo rovněž na mikrostruktuře oceli CMnSiNb. Ve struktuře byl zjištěn výrazný nárůst podílu bainitu a struktura byla feriticko-bainitická (Obr.62, Obr.64 a Obr.66). Podíl zbytkového austenitu byl stále vysoký 12%.

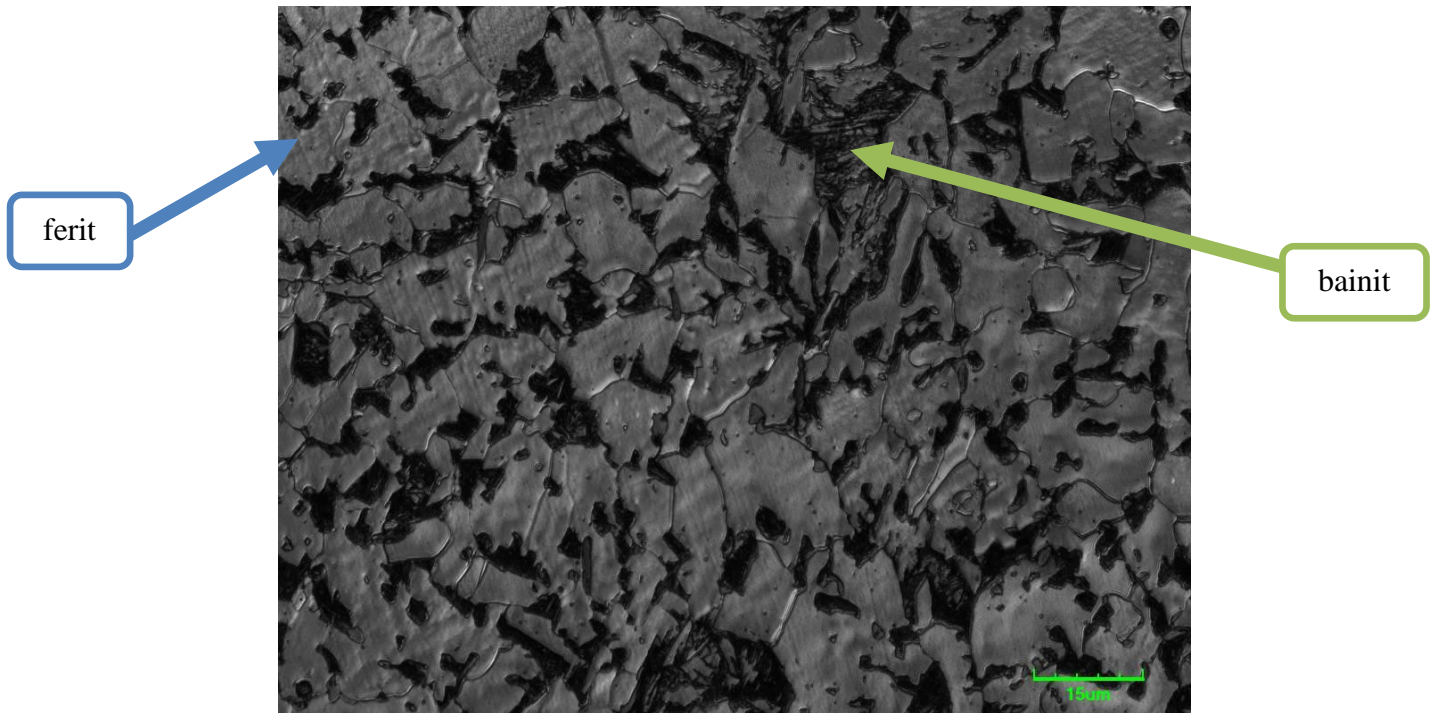




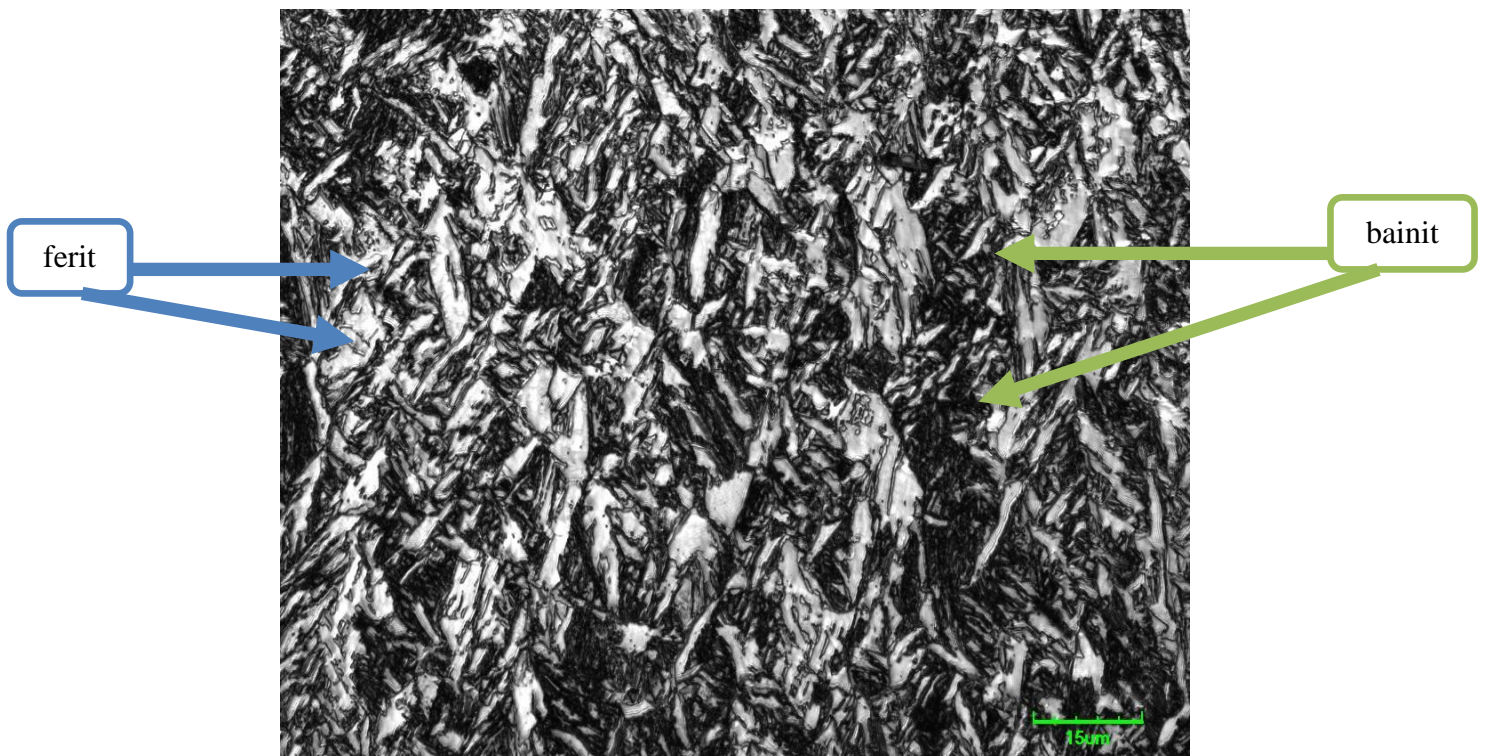
**Obrázek 61** CMnSi - 16°C/s, 300°C/600s,  
ferriticko-bainitická struktura s oblastmi martenzitu, SM.



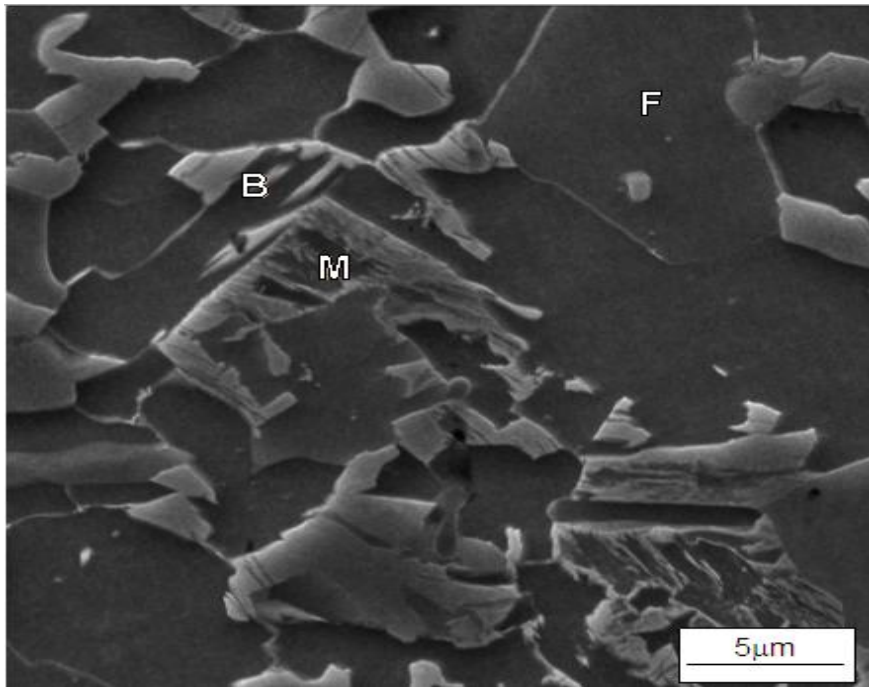
**Obrázek 62** CMnSiNb – 16°C/s, 300°C/600s,  
bainiticko-ferritická struktura, SM.



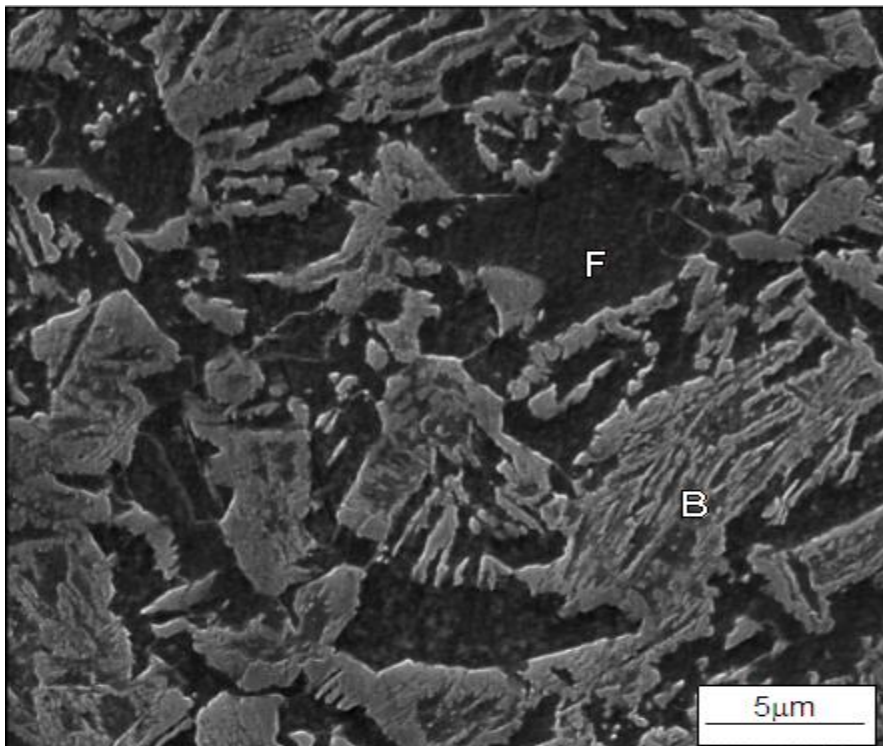
Obrázek 63 CMnSi - 16°C/s, 300°C/600s,  
feriticko-bainitická struktura s oblastmi martenzitu, LSCM.



Obrázek 64 CMnSiNb – 16°C/s, 300°C/600s,  
bainiticko-feritická struktura, LSCM.



**Obrázek 65** CMnSi - 16°C/s, 300°C/600s,  
feriticko-bainitická struktura s oblastmi martenzitu, SEM.



**Obrázek 66** CMnSiNb – 16°C/s, 300°C/600s,  
bainiticko-feritická struktura, SEM.

## Podíl RA a mechanické vlastnosti

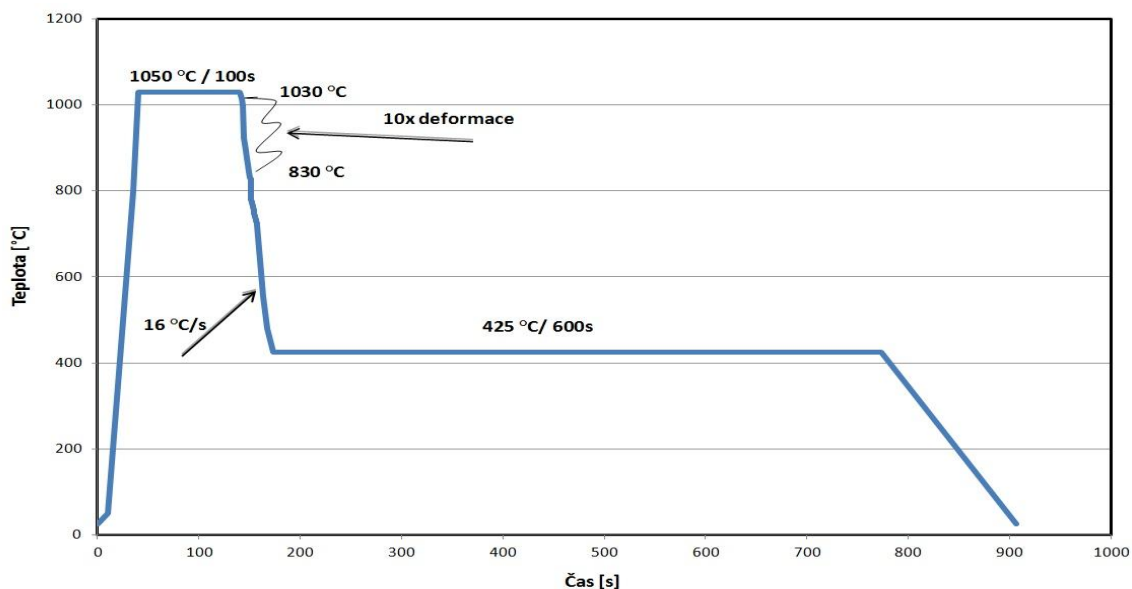
Oproti předchozímu režimu bylo u oceli CMnSi naměřeno 9% zbytkového austenitu, mez kluzu a tažnost se snížily a mez pevnosti vzrostla o cca 70MPa. Tvrdost se zvýšila o cca 40 HV10 na 238 HV10. U oceli CMnSiNb byl výrazný nárůst jak meze kluzu na 819MPa, tak pevnosti o 237MPa na 1072MPa, při malém poklesu tažnosti a obsahu zbytkového austenitu. U této oceli byl také zaznamenán výrazný nárůst tvrdosti na 346 HV10 (Tab.22). Tyto změny mechanických vlastností má za následek především zvýšené množství bainitu ve struktuře.

Ocel	RA [%]	Mechanické vlastnosti			
		R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5mm</sub> [%]	HV10 [-]
CMnSi	9	414,8 ± 1,0	848,3 ± 5,0	30,7 ± 2,2	237,8 ± 1,7
CMnSiNb	12	819,0 ± 11,0	1072,0 ± 26,4	25,6 ± 2,0	346,3 ± 9,0

Tabulka 22 Mechanické vlastnosti a podíl zbytkového austenitu u režimu se zvýšenou rychlostí ochlazování a s izotermickou prodlevou.

## 4.5. Kombinace vyšší rychlosti ochlazování s teplotou izotermické prodlevy 425°C

Poslední nově navržený a odzkoušený režim TMZ byl kombinací skutečného režimu válcovací stolice a referenčního režimu pro TRIP ocel CMnSi, spočívá v ohřevu na austenitizační teplotu 1050°C s prodlevou 100s na této teplotě, dále následuje desetinásobná deformace při ochlazování z teploty 1030°C až do teploty 830°C, rychlost ochlazování po deformaci je 16°C/s do teploty 425°C, kde následuje výdrž 600s, poté je vzorek ochlazován volně na teplotu okolí (Obr.67).

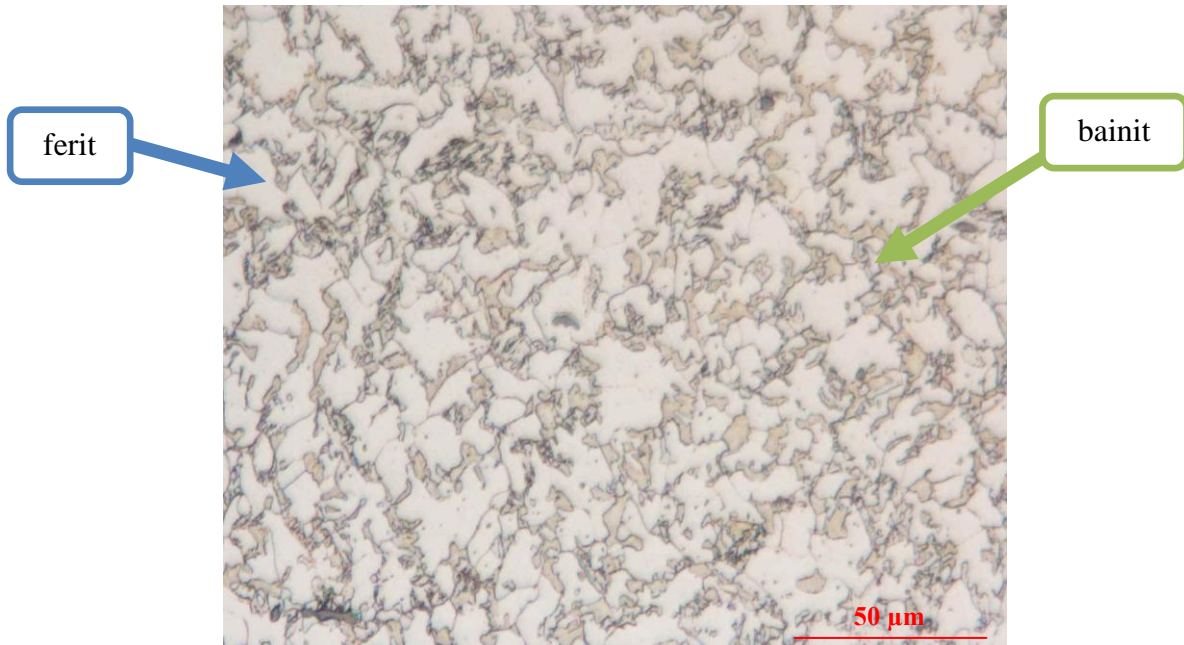


Obrázek 67 Schéma TMZ - 1050 °C, 10x def. kroků při 1030-830°C, 16°C/s do 425°C, prodleva 425°C/600sec.

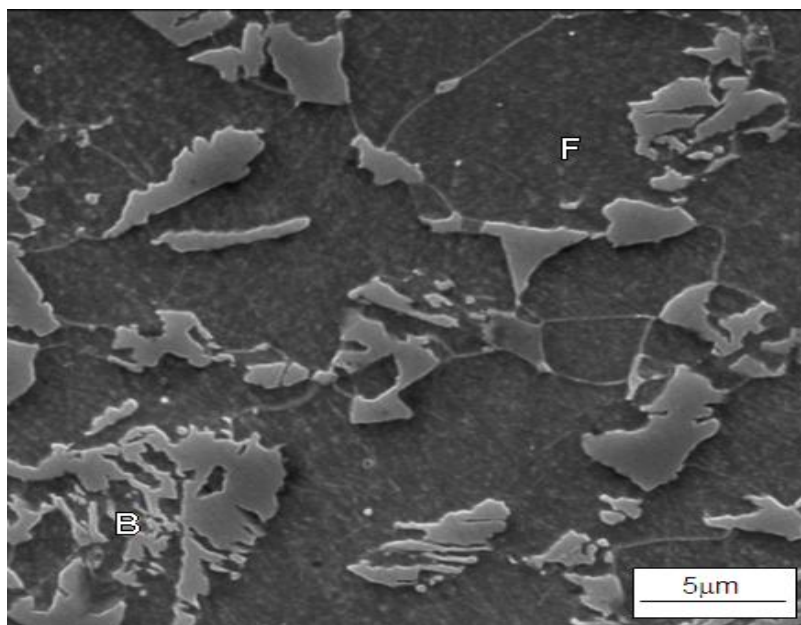
#### 4.5.1. Metalografický rozbor

Tímto režimem byla zpracována pouze ocel CMnSi a dosažená mikrostruktura byla vhodná pro TRIP efekt, tedy byla feriticko-bainitická s podílem 20% ZA (Obr.68. a Obr.69).

Tento režim dokazuje, že pro parametry ohřevu a deformace skutečné válcovací stolice je možné i pro ocel CMnSi dosáhnout struktury vhodné k TRIP efektu, pokud je při ochlazování zařazena prodleva v bainitické oblasti.



**Obrázek 68** CMnSi – 1030-830°C 10xdef., 16°C/s, 425°C/600s,  
feriticko-bainitická struktura, SM.



**Obrázek 69** CMnSi – 1030-830°C 10xdef., 16°C/s, 425°C/600s,  
feriticko-bainitická struktura, SEM.

## Podíl RA a mechanické vlastnosti

Oproti předchozímu režimu poklesla mez kluzu o 40MPa na 375MPa, mez pevnosti o 67MPa na 781MPa. Tažnost zůstala shodná a tvrdost se snížila na 230 HV10 (Tab.23).

Ocel	RA [%]	Mechanické vlastnosti			
		R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5mm</sub> [%]	HV10 [-]
CMnSi	20	375,2 ± 1,0	780,5 ± 14,0	30,7 ± 2,2	229,9 ± 5,1

**Tabulka 23** Mechanické vlastnosti a podíl zbytkového austenitu v režimu se zvýšenou rychlostí ochlazování a s izotermickou prodlevou na teplotě 425°C.

## 5. Diskuze výsledků

Cílem této práce bylo navrhnout a odzkoušet pro TRIP oceli netradiční režimy TMZ, které vycházely z režimu skutečné válcovací stolice. V novém zpracování je časově náročná prodleva v bainitické oblasti, která je typická pro zpracování TRIP ocelí, nahrazena plynulým ochlazováním. Odstranění této prodlevy by mělo zajistit nemalé finanční úspory. V Tab.24 je uveden přehled všech režimů včetně dosažených mechanických vlastností a získaného podílu zbytkového austenitu.

Teplota ohřevu, parametry deformace	Ochlazování po deformaci	Ocel	RA [%]	Mechanické vlastnosti				
				R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5mm</sub> [%]	HV10 [-]	
1050 °C, 10x def. kroků při 1030-830°C	bez prodlevy, 1°C/s	CMnSi	0	461,5 ± 7,1	669,6 ± 5,7	40,5 ± 0,1	193,0 ± 0,7	
		CMnSiNb	15	487	849,5 ± 20,0	23,1 ± 1,4	257,9 ± 16,6	
	1°C/s do 300°C, prodleva 300°C/600sec	CMnSi	0	460,7 ± 0,5	669,7 ± 1,1	39,6 ± 1,2	197,1 ± 1,7	
		CMnSiNb	16	-	835	26,8	256,8 ± 6,9	
	16°C/s do 300°C, prodleva 300°C/600 s	CMnSi	9	414,8 ± 1,0	848,3 ± 5,0	30,7 ± 2,2	237,8 ± 1,7	
		CMnSiNb	12	819,0 ± 11,0	1072,0 ± 26,4	25,6 ± 2,0	346,3 ± 9,0	
	16°C/s do 425°C, prodleva 425°C/600s	CMnSi	20	375,2 ± 1,0	780,5 ± 14,0	30,7 ± 2,2	229,9 ± 5,1	
			12	354,7 ± 1,7	765,4 ± 0,4	35,8 ± 1,0	215,9 ± 7,0	
	900°C, 40x def. kroků při 900-720°C	16°C/s do 425°C, výdrž 425°C/600s	CMnSi	12	354,7 ± 1,7	765,4 ± 0,4	35,8 ± 1,0	215,9 ± 7,0

**Tabulka 24** Souhrnná tabulka.

V prvním kroku bylo provedeno zpracování, které kombinovalo ohřev a deformační parametry skutečné válcovací stolice. Rychlost ochlazování  $16^{\circ}\text{C/s}$  po deformaci s prodlevou 600s na teplotě  $425^{\circ}\text{C}$ , což odpovídá referenčnímu režimu pro TRIP ocel CMnSi. Konečná mikrostruktura se skládala z feritu, bainitu a 19% zbytkového austenitu, což odpovídá typické mikrostruktuře TRIP oceli. Výše zbytkového austenitu je poměrně vysoká - 20%. Proto je méně stabilní, tedy i mechanické vlastnosti jsou mírně nižší.

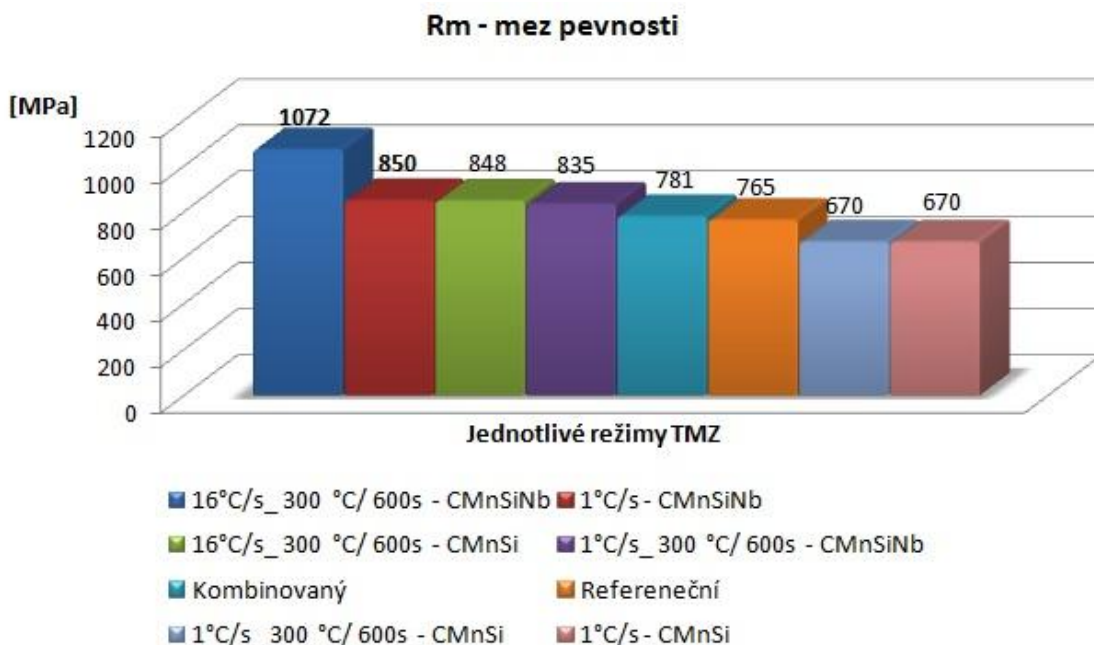
Druhý odzkoušený režim, který svými parametry odpovídal reálnému zpracování na válcovací stolici, se skládal z ohřevu na teplotu  $1050^{\circ}\text{C}$  s prodlevou 600s na této teplotě, následovala 10x def. při teplotách  $1030\text{-}830^{\circ}\text{C}$ , poté následovalo pomalé ochlazování na pokojovou teplotu. Rychlost ochlazování byla  $1^{\circ}\text{C/s}$ , tato pomalá rychlost představuje reálnou rychlost válcovací stolice. U oceli CMnSi byla konečná struktura feritická s velmi jemným perlitem, množství zbytkového austenitu bylo pod detekčním limitem rentgenové analýzy. Přidáním niobu bylo dosaženo výsledné mikrostruktury feriticko-banitické s 15-ti % RA a s velice malým množstvím perlitu a martenzitu, tedy vhodnější pro TRIP efekt. Perlit a martenzit jsou nežádoucí strukturní složkou pro TRIP oceli, protože snižují obsah uhlíku ve zbytkovém austenitu, což snižuje jeho chemickou stabilitu. Nicméně v tomto případě byl objemový podíl zbytkového austenitu zjištěný pomocí RTG analýzy 15% a množství nežádoucích strukturních složek bylo velmi malé. Pevnost u takto zpracované oceli činila  $850\text{MPa}$  a u oceli CMnSi o  $180\text{MPa}$  méně. Nicméně tažnost u oceli CMnSi byla 41%, což je téměř dva krát vyšší než u oceli CMnSiNb. Přesto je více než dvacetiprocentní tažnost poměrně dobrým výsledkem pro TRIP ocel mikrolegovanou niobem [24] a rovněž poukazuje na dostatečnou stabilitu zbytkového austenitu obsaženého v její mikrostruktuře.

V dalším kroku byl odzkoušen režim, kde byly stejné deformační parametry, ale byla přidána izotermická výdrž na teplotě  $300^{\circ}\text{C}$ , která byla 600s. Tato prodleva měla sloužit pro stabilizaci zbytkového austenitu a pro podpoření vývoje bainitu zejména hlavně u oceli bez legování niobem. Rychlost ochlazování mezi teplotami  $830\text{-}300^{\circ}\text{C}$  byla  $1^{\circ}\text{C/s}$ . Takto získaná výsledná mikrostruktura u oceli CMnSi byla opět feriticko-perlitická, jako po prvním režimu. U oceli CMnSiNb byla výsledná mikrostruktura feriticko-banitická s malým množstvím martenzitu a 16ti% zbytkového austenitu. Pevnost oceli legované niobem byla  $835\text{MPa}$ , což bylo o  $65\text{MPa}$  vyšší než u oceli CMnSi. Žádný viditelný rozdíl v konečné mikrostruktuře oceli CMnSi oproti režimu bez prodlevy, jasně ukazuje, že rychlost ochlazování  $1^{\circ}\text{C/s}$  je tak nízká, že všechen zbývající austenit se mění na perlit během ochlazování a nezbyvá žádný pro transformaci v bainitické oblasti.

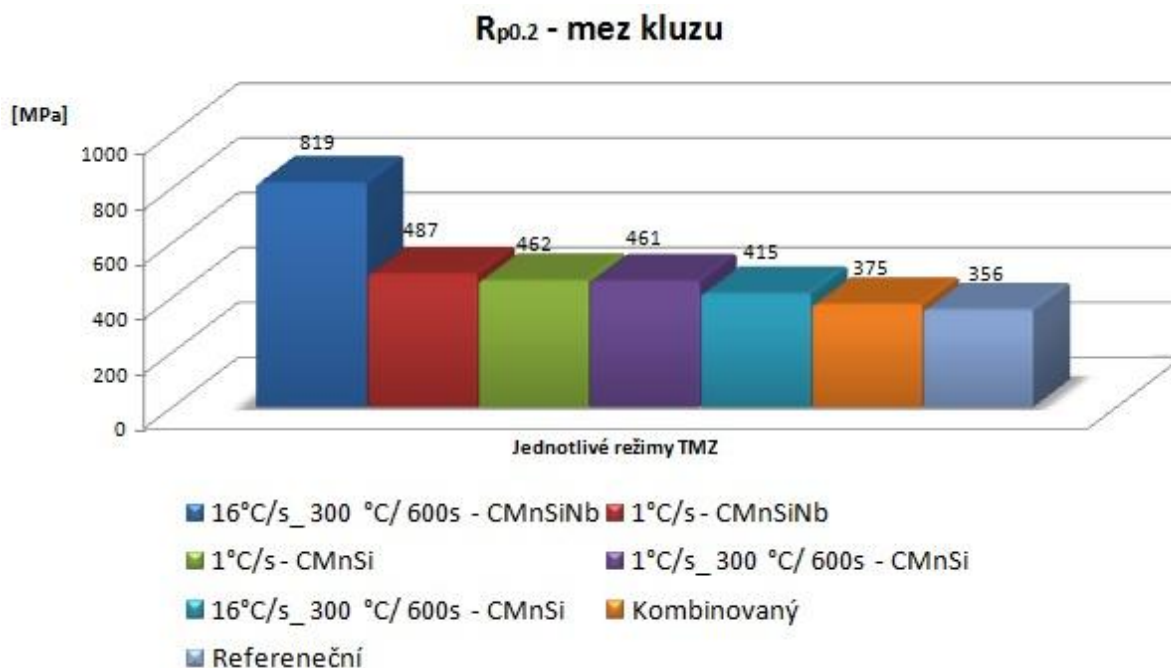
V posledním kroku byla zvýšena rychlost ochlazování na  $16^{\circ}\text{C/s}$ , pro odstranění perlitu ve výsledné mikrostruktuře oceli CMnSi. Rychlejším ochlazováním se podařilo vyhnout perlitickému nosu a proto výsledná mikrostruktura byla vhodnější pro uplatnění TRIP efektu a skládala se z feritu, bainitu a MA složky s 9% zbytkového austenitu. Na druhé straně získaná mikrostruktura u oceli CMnSiNb byla převážně bainitická s 12% zbytkového austenitu. Tímto zpracování bylo dosaženo nejvyšších pevností u obou ocelí a to  $1072\text{MPa}$  u oceli CMnSiNb a  $848\text{MPa}$  u oceli CMnSi. Dosažená tažnost byla relativně nízká v porovnání s ostatními režimy používaných v tomto experimentálním programu, nicméně u oceli CMnSi to bylo ještě 31% a u oceli s niobem 26%.

Referenční vzorek byl připraven s využitím optimalizovaného zpracování pro TRIP ocel CMnSi. Teplota ohřevu je byla  $900^{\circ}\text{C}$  pro udržení vysoké nákladové efektivity tohoto zpracování, následuje čtyřiceti-násobná deformace až do teploty  $720^{\circ}\text{C}$ . Ve srovnání s kombinovaným režimem, který měl teplotu ohřevu a deformační parametry odlišné (vycházející ze skutečného režimu válcovací stolice, nebyla zaznamenána žádná významná změna ani ve výsledné mikrostruktuře ani v mechanických vlastnostech. Pevnost mírně klesla na  $765\text{MPa}$ , zatímco tažnost vzrostla na 36%. To by mohlo být vysvětleno lepší stabilizací zbytkového austenitu. Výsledky ukázaly, že ochlazování je nejdůležitější částí zpracování

TRIP ocelí. Srovnání jednotlivých režimů podle dosažených mechanických vlastností včetně podílu RA ukazují Obr.70-74.

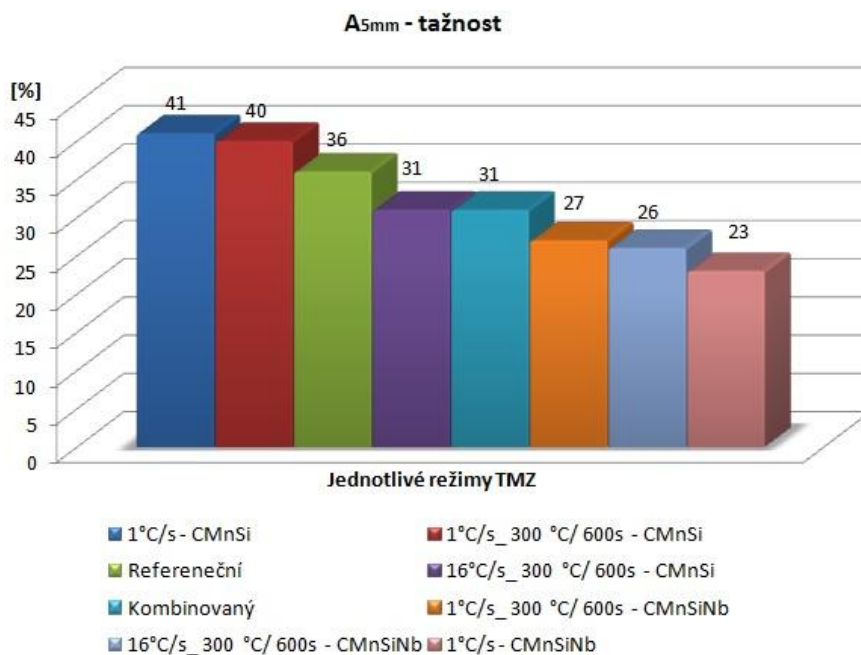


Obrázek 70 Hodnoty pevnosti v tahu dle jednotlivých režimů.

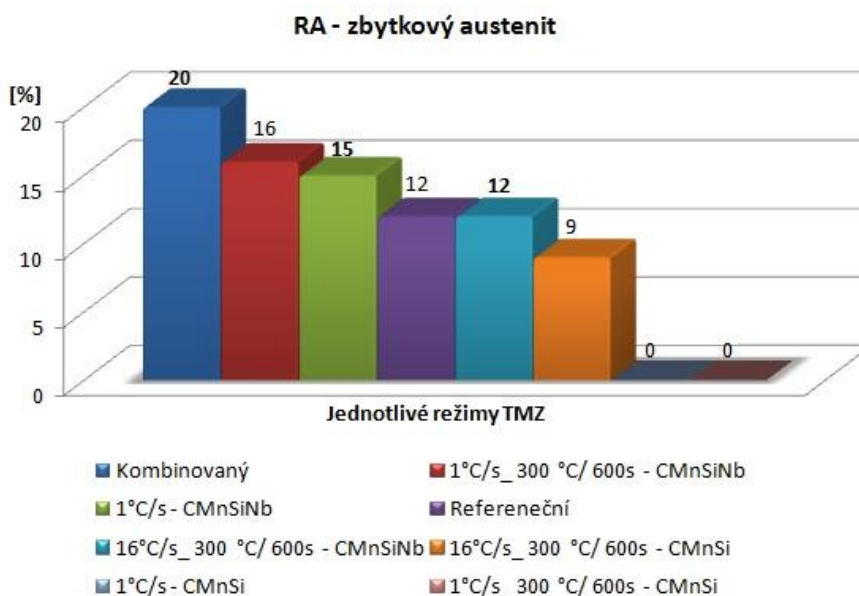


Obrázek 71 Hodnoty meze kluzu dle jednotlivých režimů.





Obrázek 72 Hodnoty tažnosti dle jednotlivých režimů.

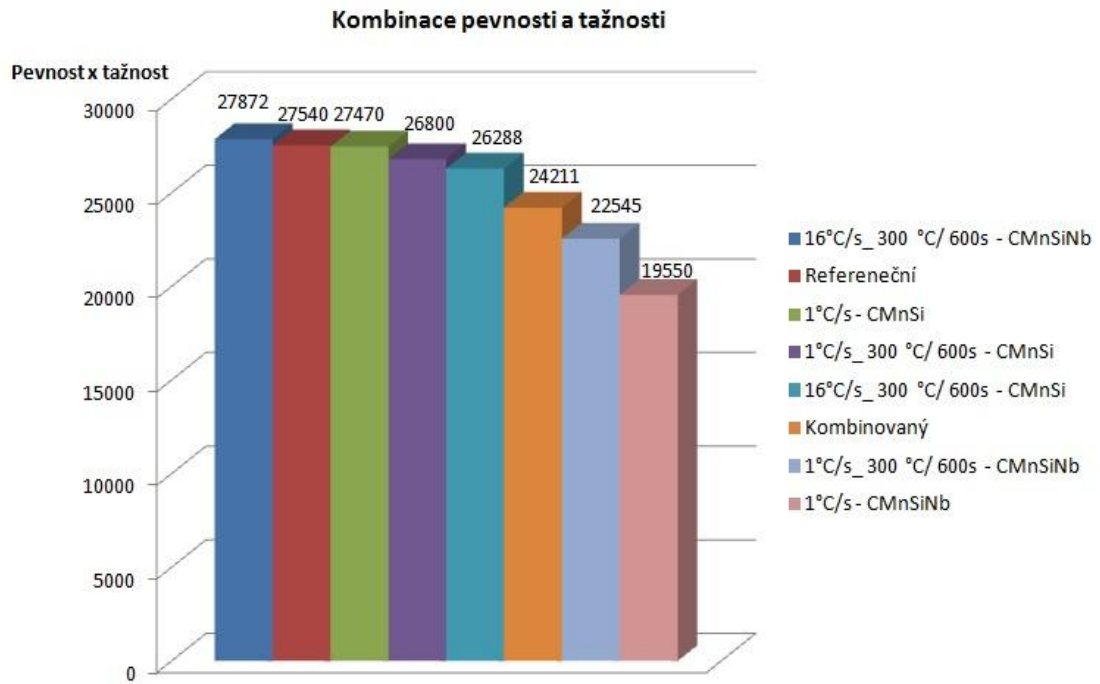


Obrázek 73 Hodnoty RA dle jednotlivých režimů.

Na těchto grafech je vidět, že nejvyšší  $R_m$  a současně  $R_{p0,2}$  bylo dosaženo u režimu se zvýšenou rychlostí ochlazování 16°C/s a prodlevou 600s na teplotě 300°C, u oceli mikrolegované niobem. Režim však vykazoval druhou nejnižší tažnost 26% s dostatečným podílem zbytkového austenitu 12%. Tato ocel měla bainiticko-feritickou strukturu. Ve srovnání s režimem s řízeným ochlazováním (bez prodlevy) bylo dosaženo nejlepších hodnot

opět u oceli mikrolegované niobem a to pevnosti 850MPa, 487MPa mez kluzu, tažnost 23% a 15% RA. Tato ocel měla TRIP strukturu, tedy feriticko-bainitickou s podílem 16% RA.

Při porovnávání kombinace pevnosti a tažnosti vychází nejlépe ocel CMnSi, díky vysoké hodnotě tažnosti a konkrétně režim s rychlostí ochlazování po deformaci 1°C/s a prodlevou 600s na teplotě 300 °C. Výsledná mikrostruktura v tomto případě ovšem nemá žádný potenciál pro následné využití TRIP efektu.



**Obrázek 74** Přehled součinu pevnost X tažnost jednotlivých režimů (součin pevnosti v MPa a tažnosti v %).

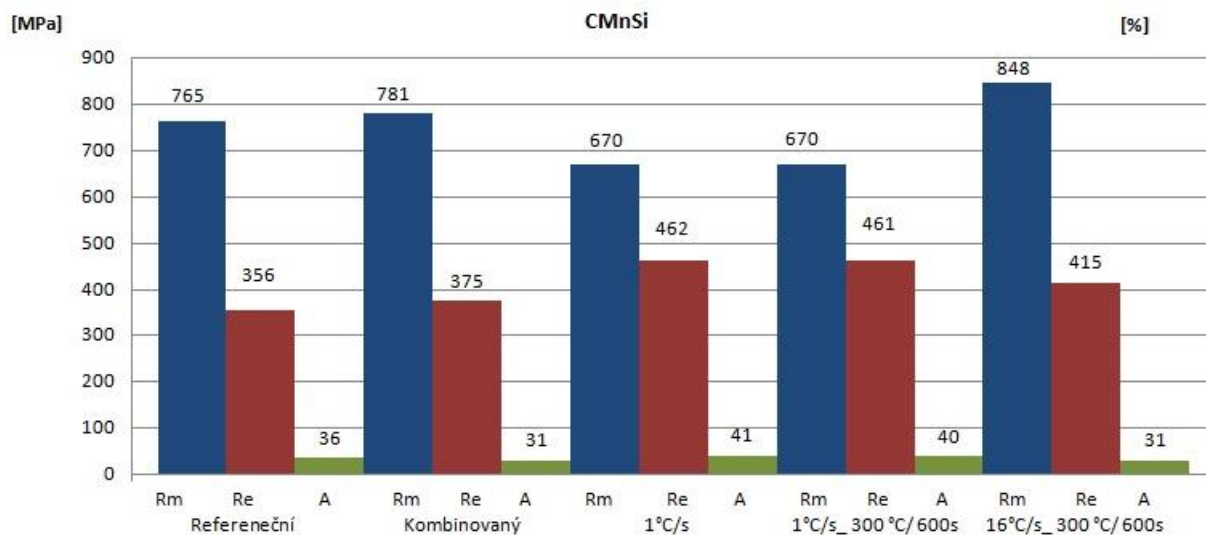
## 6. Závěr

Pomocí simulátoru teplotně - deformačních cyklů bylo odzkoušeno nové, netradiční zpracování TRIP ocelí CMnSi a CMnSiNb. Odzkoušené režimy vycházely ze skutečného režimu válcovací stolice. Byly navrženy různé strategie ochlazování pro optimalizaci výsledné mikrostruktury těchto ocelí s ohledem na vývoj struktury a jejich mechanické vlastnosti. Jedna strategie odpovídala standardně používanému režimu válcovací stolice s pomalým kontinuálním ochlazováním, zatímco tři další strategie obsahovaly prodlevu, která je typická pro zpracování TRIP ocelí. Prodlevy byly provedeny při teplotě 300 °C nebo 425 °C a rychlost ochlazování z teploty deformace na teplotu prodlevy byla buď 1°C/s nebo 16 °C/s.

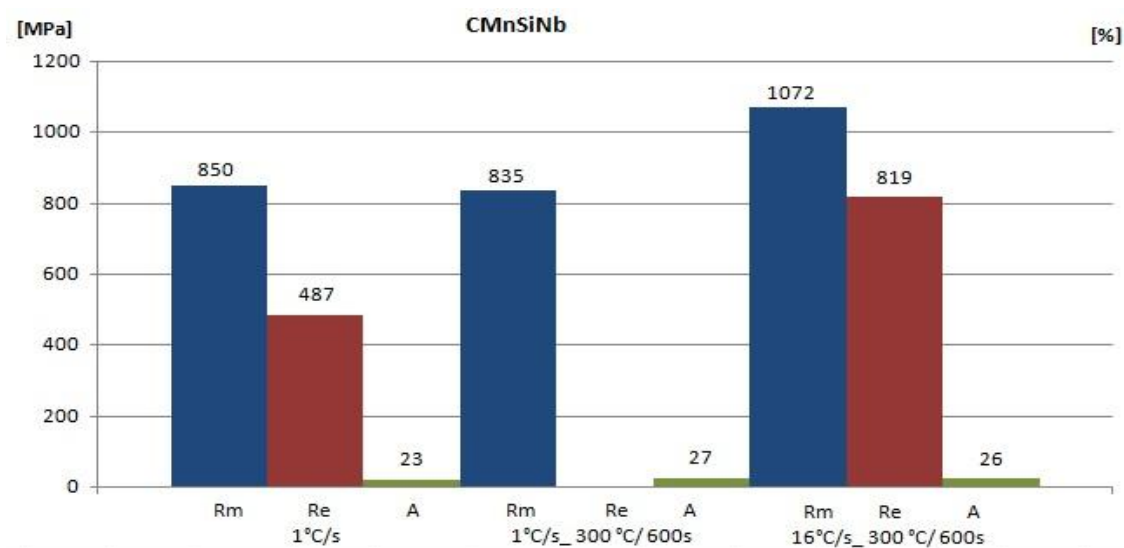
Nízká rychlost ochlazování 1°C/s, způsobila u CMnSi oceli transformaci austenitu na perlit, což je nežádoucí. Na druhé straně tato nízká rychlost ochlazování byla dostačující pro vznik TRIP mikrostruktury u oceli CMnSiNb, aniž by byla nutná prodleva v bainitické oblasti. U oceli CMnSiNb byla po zpracování s prodlevou i bez prodlevy v bainitické oblasti získána mikrostruktura vhodnější pro využití TRIP efektu, než u oceli CMnSi. Ocel CMnSi dosáhla mikrostruktury vhodné pro TRIP efekt při nižší rychlosti ochlazování a následné prodlevě na teplotě 300°C, avšak vyskytovalo se zde malé množství martenzitu. Optimální TRIP struktura byla tak pro ocel CMnSi získána až po zvýšení teploty prodlevy v bainitické oblasti na 425°C.

Ze srovnání mechanických vlastností vyplývá, že u oceli CMnSiNb bylo u všech režimů dosaženo vyšší pevnosti, ale nižší tažnosti než u oceli CMnSi (Obr.75 a Obr.76). Tento výsledek je ve shodě s předchozími zjištěními, že niobem mikrolegované TRIP oceli mají obecně vyšší pevnost než TRIP oceli CMnSi, ale na úkor nižší tažnosti [17]. Nejvyšší pevnosti bylo dosaženo u obou ocelí po zpracování s vyšší rychlostí ochlazování a prodlevou na teplotě 300°C. U oceli CMnSiNb to bylo 1072MPa a u oceli CMnSi 848MPa. Na druhé straně, nižší rychlostí ochlazování 1°C/s bylo dosaženo vyšších tažností, bez ohledu na přítomnost či nepřítomnost prodlevy.

Dosažené výsledky prokázaly pozitivní vliv niobu na fázové přeměny během zpracování a tím i na finální mikrostrukturu CMnSiNb oceli. Niob dále otevírá mnohem širší okno technologických parametrů zpracování. Pro všechny zkoušené režimy zpracování byla struktura CMnSiNb oceli vhodnější pro uplatnění TRIP efektu, než struktura stejné oceli bez niobu. Z toho vyplývá, že CMnSiNb ocel bude vhodnější pro praktickou aplikaci, protože vykazuje mnohem menší citlivost na rychlost ochlazování po deformaci. Lze jí s úspěchem zpracovávat jako TRIP ocel pomocí režimů s velmi pomalým plynulým ochlazováním, ale také pomocí režimů s rychlým ochlazováním následovaným prodlevami na různých teplotách.



**Obrázek 75** Hodnoty pevnosti v tahu, meze kluzu a tažnosti u jednotlivých režimů oceli CMnSi.



**Obrázek 76** Hodnoty pevnosti v tahu, meze kluzu a tažnosti u jednotlivých režimů oceli CMnSiNb

## 7. Seznam použité literatury

- [1] JANOVEC, J.; CEJP, J.; STEIDL, J.; *Perspektivní materiály*, České vysoké učení technické v Praze, 2008.
- [2] ŠIMČÁK F., et al: *Acta Metallurgica Slovaca*, SI-TTF, No.1/2002, p.110
- [3] PLEŠTINOVÁ, G., SOMANI, M., KARJALAINEN, P. a KLIBER, J., *Vliv parametrů termomech. zpracování na výslednou mikrostrukturu TRIP oceli s vysokým obsahem hliníku*, Metal 2006.
- [4] [www.worldautosteel.org](http://www.worldautosteel.org) [online]. 2009 [cit. 2011-03-28]. *Advanced high strength steel (AHSS) application guidelines*. Dostupné z: <<http://www.worldautosteel.org/uploaded/AHSS%20Application%20Guidelines%204-1%20June%202009.pdf>>.
- [5] MALINA, J.: Disertační práce ZČU, *Nekonvenční zpracování nízkolegovaných ocelí technologickými procesy na bázi inkrementálních deformací*, 2010.
- [6] KVACKAJ, T. *Výskum ocel'ových materiálů pre ultral'ahkú karosériu osobných automobilov. Acta Metallurgica Slovaca*, 11, 2005, 4(389-403).
- [7] KVACKAJ, T. *Výskum BH - efektu u ocel'ových plechov pre automobilový priemysel Acta Metallurgica Slovaca*, 2002.
- [8] [www.arcelormittal.com](http://www.arcelormittal.com)[online] [cit. 2009-09-01]. Dostupné z: <<http://www.arcelormittal.com/automotive/sheets/catalogue.pl>>.
- [9] Ústav materiálových věd a inženýrství, Fakulta strojního inženýrství, Vysoké učení technické v Brně, [online] [cit. 2009-09-01] Dostupné z: <<http://www.ipm.cz/group/fracture/vyuka/doc/P02.ppt>>.
- [10] KŘÍŽ, A. : *Kovové materiály*, Studijní materiály, ZČU, 2010.
- [11] American Society for Metals, *ASM Handbook Volume 01: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*, ISBN 13: 978-0-87170-377-4, September 2005.
- [12] KVACKAJ, T. : *AMS-SI-TTF05*, No.2/ 2005, p.394.
- [13] *AHSS Application Guidelines* [online databáze]. WorldAutoSteel, 2009 - [cit. 2010-15-2]. Dostupná z : < <http://www.worldautosteel.org> >.
- [14] *Trendy ve vývoji plechů pro automobilový průmysl* [online databáze]. Technická univerzita v Liberci, Katedra strojírenské technologie, Liberec, 2008 – [cit. 2010-15-2]. Dostupná z [www: <http://www.ksp.tul.cz/cz/kpt/obsah/vyuka/stud\\_materialy/spt/pevnostni%20plechy.pdf>](http://www.ksp.tul.cz/cz/kpt/obsah/vyuka/stud_materialy/spt/pevnostni%20plechy.pdf).
- [15] R. Mehta, *Twinning induced plasticity (TWIP) steel improves car safety*, [online]. [cit. 2007-12-01]. *Materials World Magazine*, Dostupná z: <<http://www.iom3.org/content/materials-world>>.
- [16] Kolnerová, M., *Přehled vývoje vysokopevnostních materiálů*, Studijní materiály, Technická univerzita v Liberci, 2008.
- [17] SKÁLOVÁ, L.: Disertační práce ZČU, *Vliv tepelně-mechanického zpracování na mikrostrukturu a vlastnosti TRIP ocelí*, 2006.
- [18] BLECK, W., FREHN, A., RANZ, S., FANKE, A., WEISS A. *Steel. Res.* 2000, Vol.71, No,8, p. 303-309.

- [19] ŽÁČEK, O., KLIBER, J. a MAN, O., *Hodnocení vlivu parametrů termomechanického zpracování na mechanické a mikrostrukturní vlastnosti TRIP ocelí*, Metal 2005.
- [20] BLECK, W. Using the TRIP effect - the dawn of a promising group of cold formable steels. *Proc. international conference on TRIP-aided high strength ferrous alloys*. Gent. Belgium. 19–21 June 2002.
- [21] LARN, R.H., YANG, J. R. The effect of compressive deformation of austenite on the bainitic ferrite transformation in Fe-Mn-Si-C steels. *Mater. Sci. Eng. A*. 2000, Vol. 278 p.278-291.
- [22] BASUKI, A., AERNOUDT, E. Influence of rolling of TRIP steel in the intercritical region on the stability of retained austenite. *Journal of Materials Processing Technology*.1999, Vol. 90, p. 37-43.
- [23] JACQUES, P.J., LADRIERE, J., DELANNAY, F. On the influence of Interactions between Phases on the Mechanical Stability of Retained Austenite in Transformation- Induced Plasticity Multiphase Steels. *Metall. Mater. Trans. A*. 2001, Vol. 32, p. 2759-2768.
- [24] NĚMEČEK, S., NOVÝ, Z., STAŇKOVÁ, H., MAŠEK, B., *Optimalizace tepelného zpracování TRIP ocelí*, - [cit. 2010-15-10]. Dostupná z: : <<http://home.zcu.cz/~masekb/Prednasky%20na%20konferencich%20pdf/2004/jihlava2004/11%20Jihlava.pdf>>.
- [25] GIRAULT, E., MERTENS, A., JACQUES, P., HOUBAERT, Y., VERLINDEN, B., VAN HUMBEECK, J. Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behavior of multiphase TRIP-assisted steels. *Scr. Mater.* 2001, Vol. 44, Issue 6, p. 885-892 .
- [26] OHLEDY, J., BLECK, W., HULKA, K. Control of microstructure in TRIP steels by Niobium. editor De Cooman DC. *Proc. international conference on TRIP-aided high 123 strength ferrous alloys*. Gent. Belgium. 19–21 June 2002. Aachen. Wissenschaftsverlag Mainz, 2002, p.199-206.
- [27] DE COOMAN, B.C. Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 2004, Vol. 8, p.285-303.
- [28] MAŠEK, B., STAŇKOVÁ, H., RONEŠOVÁ, A., KLAUBEROVÁ, D.: *Modelling structure development with high gradient of the changes in physical parameters*, ICHMM-2008
- [29] MASEK, B., KLAUBEROVÁ, D., STAŇKOVÁ, H., MALINA, J., *Dosahování vynikajících kombinací mech. vlastností u vícefázových ocelí řízeným vývojem mikrostruktury*, 11. konference Přínos metalografie pro řešení výrobních problémů, 17.-19. červen 2008, str.175-178.
- [30] GIRAULT, E., JACQUES, P., HARLET, P., MOLS, K., VAN HUMBEECK, J., AERNOUDT, E., DELENNAY, F.: *Metallographic Methods for Revealing the Multiphase Microstructure of TRIP-Assisted Steels*
- [31] JOHN A., ALBERT C. KNEISSL, ELISABETH F., *Ätztechniken für die Phasencharakterisierung von niedriglegierten, hochfesten Mehrphasen - stählen* [online databáze] - [cit. 2011-15-3]. Dostupná z [www: <http://www.metallographie-ausbildung.de/forum/attachments/686\\_71.pdf>](http://www.metallographie-ausbildung.de/forum/attachments/686_71.pdf).

- [32] DE, A.K., SPEER, J.G., MATLOCK, D.K. Color tint-etching for Multiphase Steels. *Advanced Materials & Processes*. February 2003, p.27.
- [33] GIRAULT, E., JACQUES, P., HAMLET, P., MOLS, K., VAN HUMBEECK, J., AERNOUDT, E., DELANNAY, F. Metallographic Methods for Revealing the Multiphase Microstructure of TRIP-Assisted Steels. *Materials Characterization*. Elsevier Science, 1998, Vol. 40, p. 111-118.
- [34] FIALA, J. *Kovové materiály*. SNTL, Praha, 1967, s. 559.
- [35] JIRKOVA, H, REZEK, M., MEYER L.W., et al. Influence of Austenitization Temperature and Number of Incremental Steps on Structure Development of TRIP-Steel. *Annals of Daaam For 2009 & Proceedings of the 20th International Daaam Symposium*, Vol. 20, 2009, p. 1461-1462.
- [36] PRŮCHA, Vojtěch. *Získávání vícefázových struktur různými strategiemi nových typů zpracování*. Plzeň, 2011. bakalářská práce (Bc.). ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI. Fakulta strojní.

## 8. SEZNAM OBRÁZKŮ

Obrázek 1 Vývoj ocelí pro automobilové části [2].	2
Obrázek 2 Vývoj pevnostních vlastností [3].	3
Obrázek 3 Užití ocelí v automobilovém průmyslu [3].	3
Obrázek 4 Kapota automobilu z IF oceli [5].	6
Obrázek 5 Dveře automobilu z oceli s BH efektem [8].	7
Obrázek 6 Schematické znázornění BH efektu [9].	8
Obrázek 7 Zadní příčník z HSLA oceli [8].	9
Obrázek 8 Mikrostruktura DP oceli [13].	10
Obrázek 9 Příklad využití DP oceli na disk automobilu [8].	10
Obrázek 10 Mikrostruktura CP oceli [14].	11
Obrázek 11 Mikrostruktura MS oceli [14].	11
Obrázek 12 Tvar zkušební vzorku z TWIP oceli po zkoušce krutem zastudena [16].	12
Obrázek 13 Schematické zobrazení změny mikrostruktury během deformace u třech typů oceli s TRIP efektem [19].	13
Obrázek 14 Schéma transformace ZA na M při deformaci za studena [20].	13
Obrázek 15 Části automobilové karoserie vyrobené z TRIP oceli [19].	14
Obrázek 16 Struktura TRIP oceli, SEM [10].	14
Obrázek 17 Struktura TRIP oceli, světelný mikroskop [10].	15
Obrázek 18 Vliv legujících prvků na průběh transformačního chování TRIP ocelí [20].	17
Obrázek 19 Vliv niobu na množství zbytkového austenitu a na tažnost [20].	21
Obrázek 20 Schéma napětí k vyvolání martenzitické přeměny v závislosti na teplotě [17].	22
Obrázek 21 Schéma ilustrující převažující deformační mechanismy zbytkového austenitu při	22
Obrázek 22 a) část diagramu Fe-Fe <sub>3</sub> C, b) koncentrační profil uhlíku ve směru kolmém k hranici austenit/ferit,	25
Obrázek 23 Vznik fází během TMZ [17].	25
Obrázek 24 Pět stádií TZ C-Si-Mn TRIP oceli válcované za studena [27].	27
Obrázek 25 Schematické znázornění výroby za studena válcovaných TRIP ocelí [20].	28
Obrázek 26 Výchozí mikrostruktura, feriticko-perlitická, SM.	30
Obrázek 27 Vypočtený IRA diagram pro ocel CMnSi.	31
Obrázek 28 Vypočtený ARA diagram pro ocel CMnSi.	32
Obrázek 29 Vypočtený IRA diagram pro ocel CMnSiNb.	32
Obrázek 30 Vypočtený ARA diagram pro ocel CMnSiNb.	33
Obrázek 31 Ukázka prahování podílu feritu v programu obrazové analýzy Lucia verze 4.7..	35
Obrázek 32 Ukázka rozložení feritu od středu vzorku k povrchu, pomocí funkce State Variable Between Two Points - teplota ohřevu 860°C.	36
Obrázek 33 Ukázka rozložení feritu od středu vzorku k povrchu, funkce State Variable Between Two Points - teplota ohřevu 880°C.	36
Obrázek 34 Ukázka rozložení feritu od středu vzorku k povrchu, funkce State Variable Between Two Points - teplota ohřevu 900°C.	37
Obrázek 35 Ukázka rozložení feritu od středu vzorku k povrchu, funkce State Variable Between Two Points - teplota ohřevu 950°C.	37
Obrázek 37 Zkušební těleso před (vlevo) a po deformaci (vpravo) [29].	38
Obrázek 36 Rozměry zkušební tělesa.	38
Obrázek 38 Termomechanický simulátor Výzkumného centra tvářecích technologií FORTECH na ZČU v Plzni [29].	39
Obrázek 39 Rozměry zkušební tyčky pro zkoušku tahem.	43
Obrázek 40 Schéma TMZ - referenční režim pro ocel CMnSi.	44



Obrázek 41 CMnSi – 900-720°C 40xdef., 16°C/s, 425°C/600s .....	44
Obrázek 43 CMnSi – 900-720°C 40xdef., 16°C/s, 425°C/600s .....	45
Obrázek 42 CMnSi – 900-720°C 40xdef., 16°C/s, 425°C/600s .....	45
Obrázek 44 Schéma TMZ - 1050 °C, 10x def. kroků při 1030-830°C, 1°C/s bez prodlevy. .	46
Obrázek 45 CMnSi - bez prodlevy, 1°C/s,.....	47
Obrázek 46 CMnSiNb – bez prodlevy, 1°C/s, .....	48
Obrázek 47 CMnSi - bez prodlevy, 1°C/s,.....	48
Obrázek 49 CMnSi - bez prodlevy, 1°C/s,.....	49
Obrázek 48 CMnSiNb – bez prodlevy, 1°C/s, .....	49
Obrázek 50 CMnSiNb – bez prodlevy, 1°C/s, .....	50
Obrázek 51 Schéma TMZ - 1050 °C, 10x def. kroků při 1030-830°C, 1°C/s do 300°C, prodleva 300°C/600sec. ....	51
Obrázek 52 CMnSi - 1°C/s, 300°C/600s,.....	52
Obrázek 53 CMnSiNb – 1°C/s, 300°C/600s,.....	52
Obrázek 54 CMnSi - 1°C/s, 300°C/600s,.....	53
Obrázek 55 CMnSiNb – 1°C/s, 300°C/600s,.....	53
Obrázek 56 CMnSi - 1°C/s, 300°C/600s,.....	54
Obrázek 57 CMnSiNb – 1°C/s, 300°C/600s,.....	54
Obrázek 58 Ocel CMnSi, režim 1°C/s s prodlevou na teplotě 300°C, feriticko-perlitická struktura bez RA, SM. ....	55
Obrázek 59 Ocel CMnSiNb, režim 1°C/s s prodlevou na teplotě 300°C. ....	55
Obrázek 60 Schéma TMZ - 1050 °C, 10x def. kroků při 1030-830°C, 16°C/s do 300°C, prodleva 300°C/600sec. ....	56
Obrázek 61 CMnSi - 16°C/s, 300°C/600s,.....	58
Obrázek 62 CMnSiNb – 16°C/s, 300°C/600s,.....	58
Obrázek 63 CMnSi - 16°C/s, 300°C/600s,.....	59
Obrázek 64 CMnSiNb – 16°C/s, 300°C/600s,.....	59
Obrázek 65 CMnSi - 16°C/s, 300°C/600s,.....	60
Obrázek 66 CMnSiNb – 16°C/s, 300°C/600s,.....	60
Obrázek 67 Schéma TMZ - 1050 °C, 10x def. kroků při 1030-830°C, 16°C/s do 425°C, prodleva 425°C/600sec. ....	61
Obrázek 68 CMnSi – 1030-830°C 10xdef., 16°C/s, 425°C/600s, .....	62
Obrázek 69 CMnSi – 1030-830°C 10xdef., 16°C/s, 425°C/600s, .....	62
Obrázek 70 Hodnoty pevnosti v tahu dle jednotlivých režimů. ....	65
Obrázek 71 Hodnoty meze kluzu dle jednotlivých režimů. ....	65
Obrázek 72 Hodnoty tažnosti dle jednotlivých režimů. ....	66
Obrázek 73 Hodnoty RA dle jednotlivých režimů. ....	66
Obrázek 74 Přehled součinu pevnost X tažnost jednotlivých režimů (součin pevnosti v MPa a tažnosti v %). ....	67
Obrázek 75 Hodnoty pevnosti v tahu, meze kluzu a tažnosti u jednotlivých režimů oceli CMnSi. ....	69
Obrázek 76 Hodnoty pevnosti v tahu, meze kluzu a tažnosti u jednotlivých režimů oceli CMnSiNb .....	69
Obrázek 77 Difraktogram vzorku oceli CMnSi -referenční režim. ....	77
Obrázek 78 Difraktogram vzorku oceli CMnSi -16°C/s, prodleva na teplotě 425°C. ....	77
Obrázek 79 Difraktogram vzorku oceli CMnSi -1°C/s, bez prodlevy. ....	78
Obrázek 80 Difraktogram vzorku oceli CMnSi -16°C/s, prodleva na teplotě 300°C. ....	78
Obrázek 81 Difraktogram vzorku oceli CMnSi -1°C/s, prodleva na teplotě 300°C. ....	79

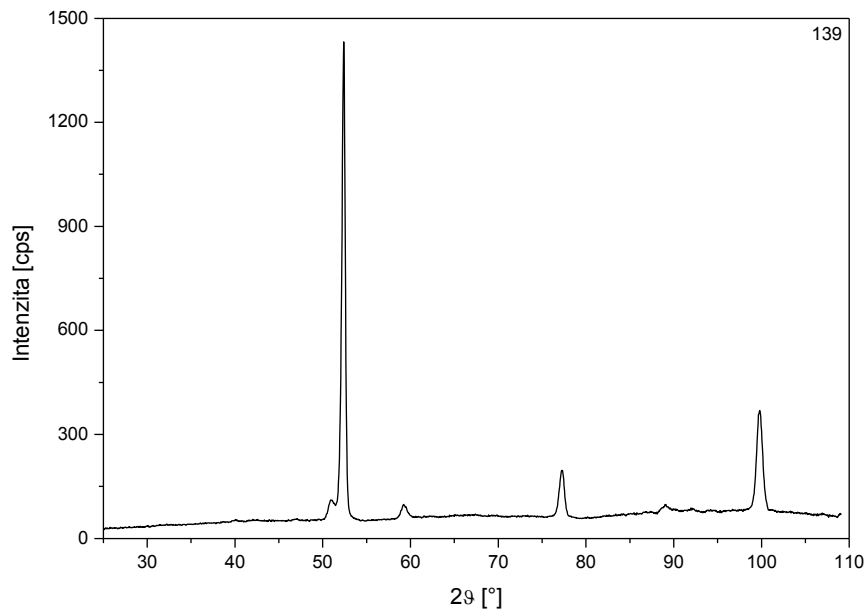
## 9. SEZNAM TABULEK

Tabulka 1 Tloušťky plechů [1].....	1
Tabulka 2 Zpřesněné dělení nízkolegovaných ocelí dle parametru struktury a vlastností [5]... 4	4
Tabulka 3 Charakteristika mikrostruktury nízkolegovaných ocelí [5].....	5
Tabulka 4 Ukázka složení IF oceli [6]. ....	6
Tabulka 5 Chemické složení oceli ZStE 220 BH [7]. ....	7
Tabulka 6 Chemické složení HSLA oceli [12]. ....	9
Tabulka 7 Chemické složení oceli pro TRIP efekt [6].....	16
Tabulka 8 Účinek a typické množství legujících prvků v nízkolegovaných TRIP ocelích [20]. .....	18
Tabulka 9 Shrnutí výrobních procesu vícefázových ocelí válcovaných za tepla a za studena [20]. ....	28
Tabulka 10 Chemické složení oceli - tavba T1 - CMnSi. ....	30
Tabulka 11 Chemické složení oceli - tavba T2 - CMnSiNb. ....	31
Tabulka 12 Mechanické vlastnosti pro výchozí stav. ....	31
Tabulka 13 Podíl feritu v závislosti na teplotě ohřevu, SM. ....	34
Tabulka 14 Naměřené hodnoty tvrdosti. ....	34
Tabulka 15 Podíly feritu získané pomocí obrazové analýzy.....	35
Tabulka 16 Podíly feritu získané pomocí počítačové simulace. ....	35
Tabulka 17 Přehled a složení leptacích roztoků [31, 32, 33]. ....	41
Tabulka 18 Mechanické vlastnosti a podíl zbytkového austenitu u referenčního režimu pro ocel CMnSi.....	46
Tabulka 19 Mechanické vlastnosti a podíl zbytkového austenitu u reálného režimu válcovací stolice. ....	50
Tabulka 20 Podíl zbytkového austenitu. ....	55
Tabulka 21 Mechanické vlastnosti a podíl zbytkového austenitu u kombinovaného reálného režimu válcovací stolice s izotermickou prodlevou. ....	56
Tabulka 22 Mechanické vlastnosti a podíl zbytkového austenitu u režimu se zvýšenou rychlostí ochlazování a s izotermickou prodlevou. ....	61
Tabulka 23 Mechanické vlastnosti a podíl zbytkového austenitu u režimu se zvýšenou rychlostí ochlazování a s izotermickou prodlevou na teplotě 425°C. ....	63
Tabulka 24 Souhrnná tabulka. ....	63

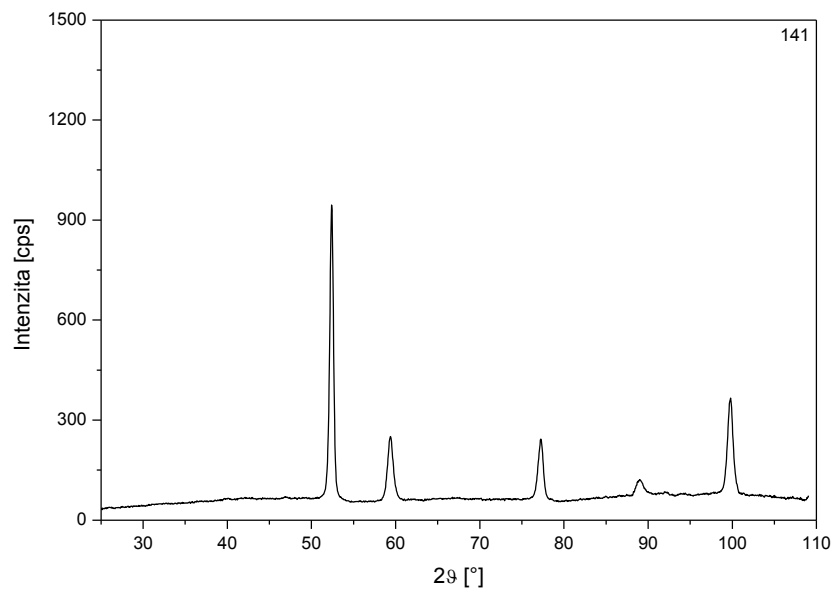
## 10. SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK

A	Austenit.
AHSS	Moderní vysoce pevné oceli s metalurgií a zpracováním odlišnými od konvenčních HSS (Advanced High-Strength Steel).
BH oceli	Oceli vytvrzené vypékáním (bake hardening).
CP oceli	Komplexní fázové oceli, velmi jemně rozložená feritická, bainitická a martenzitická složka.
DP oceli	Duální oceli, 5-30% martenzitu ve feritické matici .
HSLA	Vysoce pevní nízko legované oceli.
HSS	Vysoce pevné oceli- oceli s mezí kluzu 210-550MPa a mezí pevnosti 270-700MPa (High-Strength Steel).
IF oceli	Oceli bez intersticiální prvků (Interstitial free steels).
KMM	Katedra materiálu a strojírenské metalurgie.
LSCM	Laserová skenovací konfokální mikroskopie.
M	Martenzit.
RA	Zbytkový austenit (Retained Austenite).
Re	Mez kluzu.
Rm	Mez pevnosti.
SEM	Skenovací elektronová mikroskopie.
SM	Světelná mikroskopie.
TMZ	Tepelně mechanické zpracování.
TRIP	Transformation Induced Plasticity.
TZ	Teplé zpracování.
ZA	Zbytkový austenit.

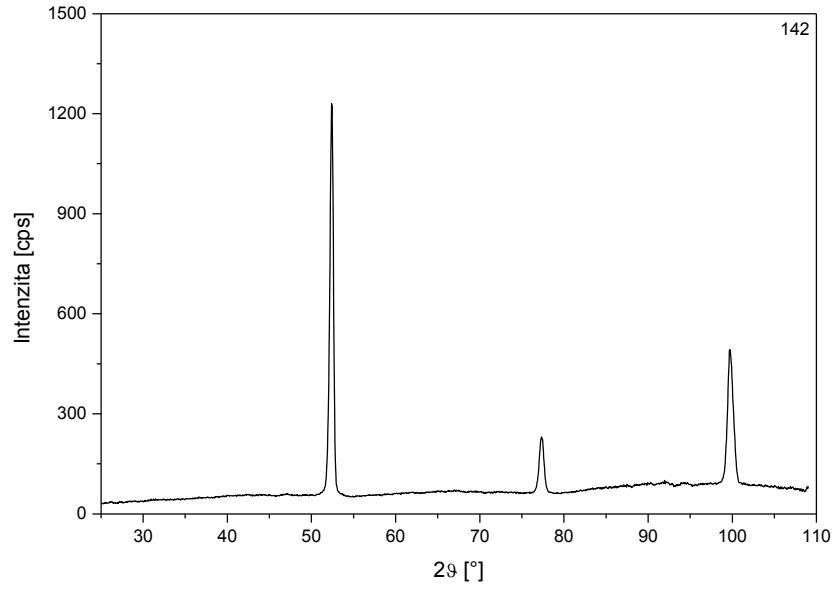
## 11. Příloha A



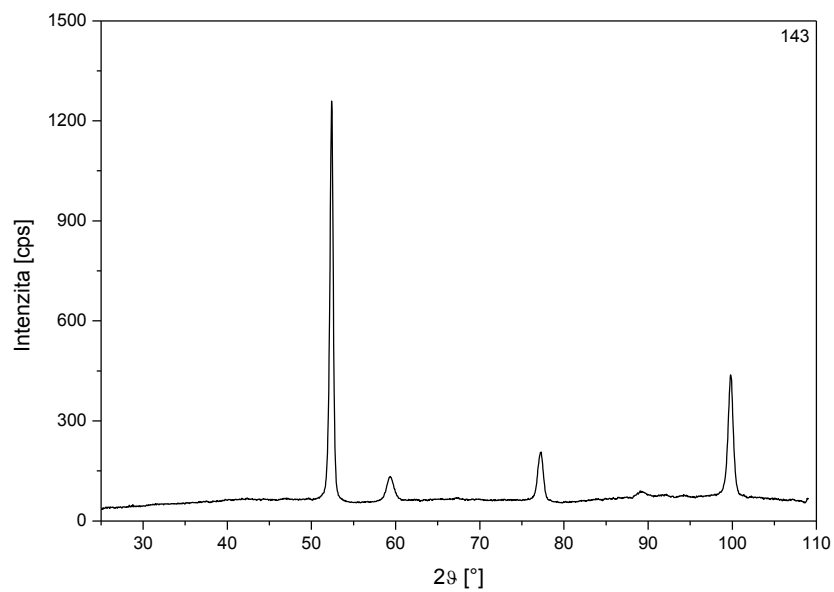
Obrázek 77 Difraktogram vzorku oceli CMnSi -referenční režim.



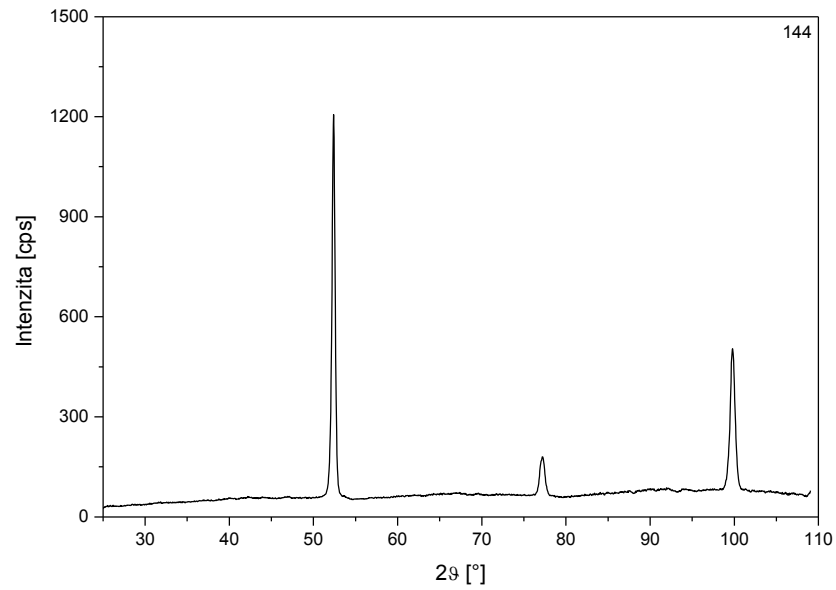
Obrázek 78 Difraktogram vzorku oceli CMnSi -16°C/s, prodleva na teplotě 425°C.



**Obrázek 79** Difraktogram vzorku oceli CMnSi -1°C/s, bez prodlevy.



**Obrázek 80** Difraktogram vzorku oceli CMnSi -16°C/s, prodleva na teplotě 300°C.



**Obrázek 81** Difraktogram vzorku oceli CMnSi -1°C/s, prodleva na teplotě 300°C.