

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI  
**FAKULTA STROJNÍ**

Studijní program: N 2301      Strojní inženýrství  
Studijní obor:      3911T016      Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie

## **DIPLOMOVÁ PRÁCE**

Vliv legování na mechanické vlastnosti vysokopevných nízkolegovaných ocelí  
zpracovaných moderními postupy

Autor:                      **Bc. Vít PILEČEK**  
Vedoucí práce:        **Dr-Ing. Hana Jirková**

Akademický rok 2011/2012

## **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

## **Poděkování**

Tímto chci poděkovat vedoucímu mé diplomové práce Dr-Ing. Haně Jirkové za podporu, vedení i za čas, který mi věnovala. Dále mé poděkování patří Ing. Štěpánu Jeníčkovi a Doc. Ing. Ludmile Kučerové, Ph.D za jejich ochotu a cenné rady.

V neposlední řadě chci poděkovat přátelům a rodině za jejich podporu.

## ANOTAČNÍ LIST DIPLOMOVÉ PRÁCE

<b>AUTOR</b>	Příjmení Pileček	Jméno Vít	
<b>STUDIJNÍ OBOR</b>	Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie		
<b>VEDOUcí PRÁCE</b>	Příjmení (včetně titulů) Dr-Ing. Jirková	Jméno Hana	
<b>PRACOVISŤE</b>	ZČU - FST - KMM		
<b>DRUH PRÁCE</b>	<b>DIPLOMOVÁ</b>	<del><b>BAKALÁŘSKÁ</b></del>	Nehodící se škrtněte
<b>NÁZEV PRÁCE</b>	Vliv legování na mechanické vlastnosti vysokopevných nízkolegovaných ocelí zpracovaných moderními postupy		

<b>FAKULTA</b>	strojní	<b>KATEDRA</b>	KMM	<b>ROK ODEVZD.</b>	2012
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

### POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

<b>CELKEM</b>	80	<b>TEXTOVÁ ČÁST</b>	79	<b>GRAFICKÁ ČÁST</b>	1
---------------	----	---------------------	----	----------------------	---

<b>STRUČNÝ POPIS</b>	Teoretická část diplomové práce je zaměřena na problematiku nízkolegovaných ocelí a nekonvenční způsob jejich tepelného zpracování tzv. Q - P procesem. Experimentální část diplomové práce se zabývá návrhem parametrů Q - P procesu nízkolegovaných ocelí s různým obsahem uhlíku a chromu, který by zajišťoval mez pevnosti přesahující 2000 MPa při min. tažnosti 15%. V experimentální části byl dále hodnocen vliv změny legování na mechanické vlastnosti.
<b>KLÍČOVÁ SLOVA</b>	Vysokopevné nízkolegované oceli, AHSS, Q - P proces, zbytkový austenit.

## SUMMARY OF DIPLOMA SHEET

<b>AUTHOR</b>	Surname Pileček	Name Vít	
<b>FIELD OF STUDY</b>	Materials Engineering and Engineering Metallurgy		
<b>SUPERVISOR</b>	Surname (Inclusive of Degrees) Dr-Ing. Jirková.	Name Hana	
<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>	Effect of alloying on the mechanical properties of high strength low - alloy steels processed by modern processing techniques		

<b>FACULTY</b>	Mechanical Engineering	<b>DEPARTMENT</b>	KMM	<b>SUBMITTED IN</b>	2012
----------------	------------------------	-------------------	-----	---------------------	------

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

<b>TOTALLY</b>	80	<b>TEXT PART</b>	79	<b>GRAPHICAL PART</b>	1
----------------	----	------------------	----	-----------------------	---

<b>BRIEF DESCRIPTION</b>	The theoretical part of this thesis is focused on low-alloy steels and non-conventional method of heat treatment of the Q - P process. The experimental part of the thesis deals with the design parameters of the Q - P process for low-alloy steels with different carbon and chromium, which would provide a tensile strength exceeding 2000 MPa with min. 15% elongation. In the practical part the influence of alloying on changes in mechanical properties was further evaluated.
<b>KEY WORDS</b>	Low - alloy high strength steel, Advance High Strength Steels, Q - P process, retained austenite.

## Obsah

<b>Seznam zkratk a symbolů.....</b>	<b>3</b>
<b>1 Úvod.....</b>	<b>4</b>
<b>2 Vysokopevné oceli.....</b>	<b>5</b>
2.1 Vývoj materiálů pro aplikace v automobilovém průmyslu.....	5
2.2 Rozdělení konstrukčních (nízkoalloyovaných) ocelí.....	6
2.2.1 Konvenční vysokopevné oceli (HSS).....	7
2.2.2 Moderní vysokopevné oceli (AHSS).....	9
2.2.3 Oceli s vysokým podílem manganu (HMS).....	11
Porovnání vybraných typů HSS a AHSS ocelí.....	12
<b>3 Q-P proces.....</b>	<b>15</b>
3.1 Podstata Q-P procesu.....	15
3.2 Termodynamika přerozdělení uhlíku.....	16
3.2.1 Termodynamická podmínka.....	17
3.2.2 Podmínka zachování hmoty.....	19
3.2.3 Potlačení vzniku karbidů v průběhu Q-P procesu.....	20
3.3 Návrh Q-P procesu, kalkulace CPE - teplota kalení, teplota přerozdělení.....	21
3.3.1 Příklad kalkulace CPE.....	22
3.3.2 Vývoj mikrostruktury v průběhu zpracování Q-P proces.....	25
<b>4 Další možnosti zvyšování tažnosti nízkolegovaných vysokopevných ocelí (zpracovaných Q - P procesem).....</b>	<b>26</b>
<b>5 Experimentální část.....</b>	<b>28</b>
5.1 Cíle experimentálního programu.....	28
5.2 Zařízení a použití metody vyhodnocení.....	28
5.3 Experimentální materiál.....	30
<b>6 Návrh teploty austenitizace.....</b>	<b>36</b>
6.1 Výsledky návrhu parametrů austenitizace . <b>Chyba! Záložka není definována.</b>	
6.2 Výsledky mechanických zkoušek – tvrdost HV10.....	39
6.3 Diskuze výsledků – teplota austenitizace.....	40
<b>7 Jednokrokový Q - P proces (QP1).....</b>	<b>41</b>

7.1	Výsledky jednokrokového Q-P procesu.....	42
7.2	RTG difrakční analýza .....	48
7.3	Výsledky mechanických zkoušek .....	48
7.4	Diskuze výsledků - QP1 .....	50
<b>8</b>	<b>Dvoukrokový Q - P proces (QP2).....</b>	<b>51</b>
8.1	Výsledky dvoukrokového Q-P procesu .....	51
8.2	RTG difrakční analýza .....	55
8.3	Výsledky mechanických zkoušek .....	55
8.4	Diskuze výsledků - QP2.....	56
<b>9</b>	<b>Dvoukrokový Q - P proces - termomechanický simulátor (QP2 - TM) .....</b>	<b>57</b>
9.1	Výsledky dvoukrokového Q-P procesu na termomechanickém simulátoru ...	58
9.2	RTG difrakční analýza .....	62
9.3	Výsledky mechanických zkoušek .....	63
9.4	Diskuze výsledků - QP2 - TM .....	64
<b>10</b>	<b>Diskuze výsledků .....</b>	<b>65</b>
<b>11</b>	<b>Závěr .....</b>	<b>71</b>
<b>11</b>	<b>Použitá literatura .....</b>	<b>72</b>
<b>12</b>	<b>Seznam příloh .....</b>	<b>74</b>

## Seznam zkratk a symbolů

A <sub>5mm</sub>	Tažnost zjištěná na ploché tyčce s funkční částí délky 5mm
AHSS	Advence High Strength Steel - Pokročilé vysokopevné oceli
ARA	Diagram anizotermického rozpadu austenitu
BH	Bake Hardening - Oceli vytvrzované vypékáním
CP	Complex Phase - Komplexně fázové oceli
CPE	Constreined Paraequilibrium - Omezená pararovnováha
DP	Dual Phase - Dvoufázové oceli
HMS	High Manganese Steel - Oceli s vysokým podílem manganu
HSLA	High Strength Low Alloy - Vysokopevné nízko legované oceli
HSS	High Strength Steel - Vysokopevné oceli
HV10	Jednotky tvrdosti dle Vikerse stanovené při zatížení 98 N
IF	Interstitial Free - Oceli bez intersticiálních prvků
IF - HS	Interstitial Free High Stenght - Vysokopevné oceli bez intersticiálních prvků
IRA	Diagram izotermického rozpadu austenitu
OE	Orthoequilibrium - Orthorovnováha
PE	Paraequilibrium - Pararovnováha
PT	Partitioning Temperature - Teplota přerozdělení
Q-P proces	Quenching & Partitioning Process - Kalení a difuzní přerozdělení uhlíku
QT	Quench Temperature - Teplota zakalení
RA	Residual Austenite - Zbytkový austenit
R <sub>m</sub>	Mez pevnosti
R <sub>p0.2</sub>	Smluvní mez kluzu
TRIP	Transformation Induced Plasticity - Oceli s transformačně indukovanou plasticitou
TWIP	Twinning Induced Plasticity - Vysokolegované austenitické oceli s uplatněním deformačního mechanismu dvojčatěním
UHSS	Ultra High Strength Steel - Ultra vysokopevné oceli
$\alpha$	Ferit
$\alpha'$	Martenzit
$\gamma$	Austenit
$\gamma_R$	Zbytkový austenit



# 1 Úvod

Současným trendem v oblasti konstrukčních materiálů je snaha o produkci materiálů se stále vyššími požadavky na mechanické vlastnosti, které jsou však s ohledem na současnou ekonomickou situaci také finančně dostupné. Oblast výzkumu a vývoje se proto stále více zaměřuje na tepelné zpracování nízkolegovaných vysokopevných ocelí zpracovanými moderními postupy. Tyto postupy nejenže posouvají možnosti uplatnění těchto materiálů, ale zároveň také zefektivňují samotný proces jejich výroby. Jedním z hlavních problémů současných vysokopevných materiálů je, že vysoké meze pevnosti je často dosaženo na úkor tažnosti. Jednou možností částečné eliminace tohoto problému je využití tzv. Q - P procesu. Jedná se o netradiční způsob tepelného zpracování, jehož aplikací lze získat materiál s vysokou mezí pevnosti v tahu, při současném zachování tažnosti. Těchto vlastností je dosaženo vlivem unikátní mikrostruktury tvořené martenzitem s určitým podílem stabilizovaného zbytkového austenitu.

Teoretická část diplomové práce se zabývala problematikou vysokopevných nízkolegovaných ocelí a možnostmi zlepšování jejich mechanických vlastností, konkrétně procesem tepelného zpracování označovaným jako Quenching & Partitioning (Q - P proces). Cílem praktické části bylo pro zadaný experimentální materiál navrhnout parametry Q - P procesu zajišťující mez pevnosti přesahující 2000 MPa při zachování min. tažnosti 15%. Experimentální program byl podle cílů práce rozdělen na pět etap, v kterých byly postupně optimalizovány jednotlivé parametry zpracování. Získané struktury byly analyzovány různými mikroskopickými metodami, mechanické vlastnosti byly určeny mini-tahovou zkouškou a měřením tvrdosti. Podíl zbytkového austenitu ve struktuře byl stanoven rentgenovou difrakční analýzou.

Diplomová práce byla řešena v rámci projektu 1M06032 -Výzkumné centrum tvářecích technologií FORTECH podporovaného ze zdrojů MŠMT a projektu GA ČR 106/09/1968 - Development of New Grades of High-Strength Low-Alloyed Steels with Improved Elongation Values.

## 2 Vysokopevné oceli

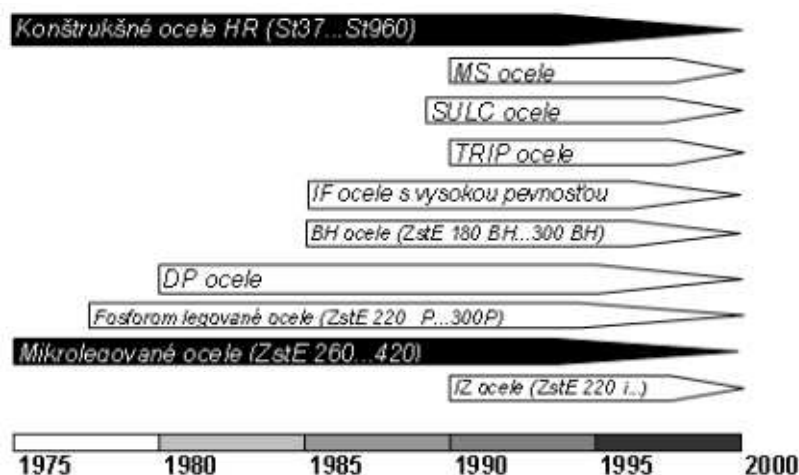
Automobilový průmysl je jedním z hlavních strůjců pokroku ve výzkumu a vývoji nových konstrukčních materiálů. Hnací silou tohoto vývoje je snaha o produkci materiálů zaručujících lepší mechanické vlastnosti (zvýšení pasivní bezpečnosti), umožňující snižování hmotnosti (ekonomika a ekologie provozu dopravních prostředků - snižování spotřeby pohonných hmot). Je však také nutné přihlídnout k ekonomickým aspektům celého výrobního procesu a s tím spojeným vývojem nových technologických postupů zaručujících snížení nákladů na výrobu. Vše tedy směřuje k vývoji materiálů s vysokou pevností, umožňující redukcii průřezu jednotlivých komponent použitých pro stavbu vozu při zachování přijatelné ceny, která je dána chemickým složením a způsobem zpracování. Jednou z cest k dosažení výše uvedených požadavků, je použití nízkolegovaných ocelí zpracovaných moderními postupy.

### 2.1 Vývoj materiálů pro aplikace v automobilovém průmyslu

V současné době je věnována značná pozornost vývoji nízkolegovaných vysokopevných ocelí. Tento vývoj je poháněn snahou o snižování celkových nákladů spojených nejen se samotným výrobním procesem, ale také s provozem výsledného produktu tedy automobilu. Jedná se především o úsporu pohonných hmot, která je spojena s redukcí hmotnosti vozu. Aby bylo umožněno snížení hmotnosti jednotlivých komponent automobilu, je zapotřebí zvyšování mechanické vlastností materiálů z nichž jsou vyráběny.

Hmotnost automobilů střední třídy se v roce 1960 pohybovala okolo 2400 kg. V této souvislosti bylo v minulých desetiletích uskutečněno několik společných projektů ocelářského a automobilového průmyslu zaměřených na inovaci materiálů vyráběných v podobě plechů. Jejich výsledkem je, že do roku 2000 se podařilo dosáhnout snížení hmotnosti o 40%, čemuž odpovídá váha vozu 1450 kg [1]. Přičemž ocel popř. litina tvoří v současné době celých 62% celkové hmotnosti automobilu.

K největšímu rozvoji konstrukčních ocelových plechů došlo v 70. letech minulého století v období energetické krize. Vysokopevné oceli se zvýšenou tvářitelností za studena (ZStE) byly v průběhu 80. let doplněny o oceli legované fosforem (ZStE-P) a o tzv. dvojfázové oceli (DP). Zhruba od poloviny 80. let byly vyvíjeny IF oceli (IF-interstitial free) a BH (BH - bake hardening) oceli. V 90. let došlo k rozvoji CP (complex phase), RA (residual austenite) oceli s TRIP efektem, SULC (super ultra low carbon) oceli a MS (martensite) oceli. [1] [2]



Obr. 1 Vývoj ocelí určených pro aplikace v automobilovém průmyslu [ [1]]

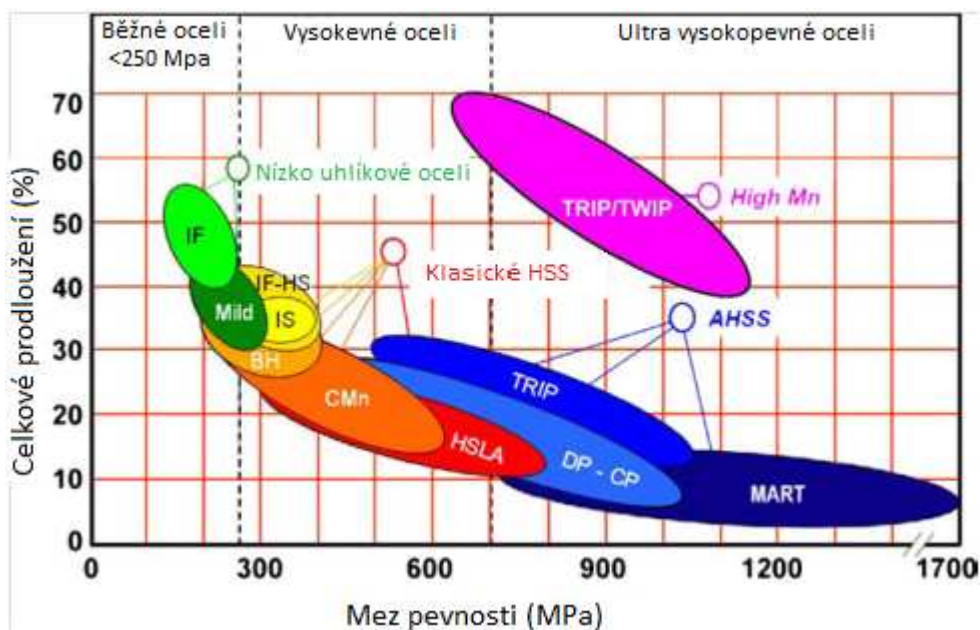
Požadavky kladené na konstrukční materiály pro automobilový průmysl mohou být často protichůdné, nebo obtížně splnitelné. Při snaze o snižování tloušťky jednotlivých dílů, musí být z konstrukčního hlediska zvyšovány jejich mechanické vlastnosti, v porovnání s požadavky technologickými, které kladou důraz na zachování vysoké plasticity. Tyto parametry jsou závislé především na způsobu výroby a legování, které nejvíce ovlivňují možnost uplatnění těchto materiálů. V současné době mohou konstrukční materiály dosahovat meze pevnosti cca 1700 MPa a tažnosti převyšující 60% (Obr. 2). Dalším požadavkem při vývoji nových typů materiálů je jejich cena. Proto dochází k rozvoji zejména nízkolegovaných vysokopevných ocelí, které svojí legující koncepcí splňují i toto kritérium. [1] [3] [4]

## 2.2 Rozdělení konstrukčních (nízkolegovaných) ocelí

Konstrukční (nízkolegované) oceli je možné dělit na základě jejich chemického složení, tepelného zpracování popř. jejich svařitelnosti. Vlivem velkého množství variant chemického složení a tepelného zpracování může docházet k určitému prolínání jednotlivých kategorií. Proto zde bude uvedeno rozdělení používané v automobilovém průmyslu, které dělí oceli dle několika základních hledisek. [5]

### *Metalurgické hledisko*

- **nízko - pevné oceli (Low Strength Steel):** mezi které patří např. IF oceli (Interstitial Free), mild oceli
- **konvenční vysoko - pevné oceli HSS (High Strength Steel):** např. BH oceli (bake hardenable), IF - HS oceli (Interstitial Free High Stenght), HSLA oceli (High Strenght Low Alloy Steels)
- **pokročilé vysoko - pevné AHSS (Advence High Strength Steel):** oceli jako např. DP (Dual Phase), TRIP (Transformation Induced Plasticity), MS (Martensitic Steels), CP (Complex Phase)
- **oceli s vysokým podílem manganu HMS (High Manganese Steel):** především TWIP (Twinning Induced Plasticity) a TRIP



Obr. 2: Mechanické vlastnosti vybraných ocelí, závislost pevnosti v tahu na tažnosti [4]

### Konstrukční hledisko

- **vysokopevné oceli HSS (High Strength Steel)** - oceli s mezí kluzu v rozmezí 210 až 550 MPa, mezí pevnosti v rozmezí 270 až 700 MPa
- **ultra vysokopevné oceli UHSS (Ultra High Strength Steel)** - oceli s mezí kluzu vyšší než 550 MPa a mezí pevností přesahující 700 MPa

Hlavní rozdíl mezi HSS a AHSS spočívá v jejich mikrostruktúře resp. v počtu obsažených fází. HSS jsou nejčastěji jednofázové feritické oceli, zatímco AHSS oceli obsahují kromě feritu a perlitu i další fáze jako martenzite, bainit, austenite popř. také zbytkový austenit, které zajišťují jejich výborné mechanické vlastnosti.

Další část této kapitoly bude, s ohledem na zachování linie této práce, zaměřena především na vybrané oceli ze skupiny HSS, AHSS a HMS.

### 2.2.1 Konvenční vysokopevné oceli (HSS)

#### IF - HS oceli

Zvýšení meze kluzu (200 až 240 MPa) a pevnosti (cca 400 MPa), je u těchto ocelí dosaženo substitučním zpevněním feritu. Přísadou těchto ocelí je fosfor, jehož negativní vliv v podobě segregace na hranicích zrn je kompenzován přidávkem B (0,001 až 0,003). Dalšími možnostmi substitučního zpevnění představuje legování Mn, Si nebo Cu. [6]

Tab. 1: Příklad chemického složení IF-HS oceli [6]

Prvek	C [ppm]	N [ppm]	Mn [%]	P [%]	Al [%]	Nb [%]	Ti [%]	B [%]
Obsah	30	30	0.35	0.05	0.03	0.035	0.02	10

### **BH oceli**

BH oceli mají základní feritickou strukturu, zvýšení jejich pevnosti je dosaženo kombinací plastické deformace a umělého stárnutí během výrobního procesu. Hlavním rysem těchto ocelí je chemický a technologický návrh zaručující:

- udržení uhlíku v tuhém roztoku v průběhu výrobní fáze oceli. V této fázi je dosaženo prvního stupně zpevnění kotvicím účinkem dislokací Cottrellovy atmosféry atomů uhlíku.
- segregaci uhlíku z tuhého roztoku během vypalování laku naneseného na jednotlivé části karoserie, a jeho vzájemná interakce s dislokačním polem vzniklým v předchozí fázi tvářecího procesu. [2]

V dodaném stavu mají BH oceli vysoký stupeň tvažitelnosti a nízkou mez kluzu (180 až 220 MPa) [6]. Jejich vytvrzením lze dosáhnout zvýšení meze kluzu o 60 až 80 MPa. BH efektu lze dosáhnout difúzí atomů intersticiálních prvků uhlíku a dusíku. Vzhledem k vysoké difúzi dusíku ve feritu při teplotě okolí, hrozí možnost neřízeného stárnutí oceli. Tento nežádoucí efekt je možné eliminovat přidávkou Al a/nebo B, kteří vážou dusík na AlN a/nebo stabilní BN. Difúze uhlíku je v porovnání s dusíkem nižší, což umožňuje ovládat proces stárnutí pomocí tepelné aktivace atomů uhlíku v deformované feritické struktuře.

Optimální podmínky umělého stárnutí:

- 0,004% volného uhlíku
- teplota 170°C
- doba 20 min.

Dle [7] se optimálních hodnot BH efektu dosahuje při vyšším stupni deformace zastudena a vyšší žhací teplotě.

BH oceli se především využívají na plechy pro velkoploché výlisky díly karoserie jako např. střecha, kapota, dveře, u nichž se lisováním a následným vypálením laku zvýší odolnost proti promáčknutí [3] [7].

**Tab. 2: Příklad chemického složení BH ocelí [2]**

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

### **HSLA oceli**

HSLA oceli jsou nízkolegované vysokopevné oceli s nízkým obsahem uhlíku (0,05 - 0,25%). Oproti konvečním uhlíkovým ocelím dosahují lepších mechanických vlastností a větší odolnosti proti atmosférické korozi. Mez kluzu HSLA ocelí se pohybuje v rozmezí 345 – 620 MPa a je dosažena kombinací zjemnění zrna při řízeném válcování a precipitačním zpevněním legujících prvků. Tyto oceli obsahují až 2% Mn, dále mohou být legovány kombinací prvků Cr, Ni, Mo, Cu, N, V, Nb, Ti, Zr v množství 0,01 - 0,1%.

Nejčastějšími přísadovými prvky jsou vanad a niob. Jejich účinek spočívá v tom, že při obsahu menším než 0,1% (pro každý prvek) vykazují u běžných uhlíko - manganových ocelí zpevňující účinek bez ohledu na jejich další zpracování. Tím je umožněno snižování obsahu uhlíku, které se projeví zlepšenou svařitelností a houževnatostí těchto ocelí. Dalším krokem ke zvýšení mechanických vlastností (mez kluzu, houževnatost) je zjemnění austenitického zrna řízeným válcováním.

Mezi výhody těchto ocelí patří jejich dobrá svařitelnost (vlivem nízkého obsahu uhlíku a legujících prvků), nízká přechodová teplota, dobrá tvářitelnost za studena a také cena, která je odvozována od cen běžných uhlíkových ocelí. [3]

HSLA oceli lze rozdělit:

Do kategorie HSLA ocelí patří následující skupiny ocelí:

- oceli s odolností proti atmosférické korozi
- mikrolegované feriticko - perlitické oceli
- válcované perlitické oceli
- oceli s jehlicovitým feritem
- dvoufázové oceli
- oceli s kontrolovaným tvarem vměstků

HSLA oceli nacházejí uplatnění jako konstrukční materiál pro výrobu potrubí plynovodů a parovodů, zásobních nádrží, mostních konstrukcí. Díky mechanickým vlastnostem těchto materiálů je významným odvětvím jejich aplikace také automobilový průmysl (šasi automobilů).

Tab. 3: Příklad chemického složení HSLA ocelí [2]

Prvek	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Cu [%]	V [%]	Al [%]	N [%]
Obsah	0,09	1,56	0,23	0,008	0,007	0,06	0,05	0,09	0,07	0,026	0,008

## 2.2.2 Moderní vysokopevné oceli (AHSS)

### DP oceli

Jedná se o skupinu nízkouhlíkových ocelí, kde hlavní legující prvky jsou Si a Mn. Mohou však obsahovat také Mo, Cr, nebo V. DP oceli jsou charakteristické jemnozrnnou feritickou maticí, která obsahuje tvrdou martenzitickou fázi popř. jiné produkty nízkoteplotní transformace a určitý podíl zbytkového austenitu [8]. Pevnost DP ocelí se s vzrůstajícím podílem martenzitu kontinuálně zvyšuje. Podíl martenzitu se pohybuje v rozmezí 10 - 25% ve formě disperzních ostrůvků rozptýlených v polygonálním feritu. V případě že jeho podíl překročí 30%, může docházet ke shlukování martenzitických ostrůvků, což má negativní vliv na pevnostně - plastickou charakteristiku DP ocelí. Vztah závislosti meze pevnosti a objemovým podílem martenzitu ( $V_m$ ) lze dle [8] vyjádřit:

$$R_m = 480 + 9,1V_m [MPa]$$

Mechanické vlastnosti DP ocelí jsou ovlivněny nejen samotnou přítomností martenzitu, ale i objemovými změnami během martenzitické transformace, které mohou v závislosti na chemickém složení austenitu dosáhnout 2 - 4%. Tyto objemové změny způsobují deformaci feritické matrice vyvolávající vnitřní pnutí, aktivaci dislokačních zdrojů a skluzových rovin. To se projeví snížením meze kluzu tedy na plynulém průběhu křivky deformace - napětí.

Dvoufázové struktury těchto ocelí je dosaženo interkritickým žháním, které se provádí z dvoufázové oblasti  $\alpha + \gamma$  pro plechy válcované za tepla i za studena. Princip této metody spočívá v nadkritickém ochlazení materiálu ohřátého na teplotu v rozsahu  $Ac_1 - Ac_3$ . Podíl fází ve výsledné struktuře je dán výší teploty žhání. Vyšší teplota žhání má a následek větší podíl austenitu resp. martenzitu. Technologii interkritického žhání lze rozdělit na žhání kon-

tinuální a stacionární. Stacionární žíhání probíhá v pokloповých pecích s velmi nízkou rychlostí ochlazování z oblasti žíhacích teplot. Z tohoto důvodu je nutné použít vyšší množství legujících prvků za účelem zvýšení prokalitelnosti (min. 2,5% Mn). Při kontinuálním žíhání je výsledné struktury dosaženo rychlým ohřevem materiálu nad teplotu  $A_{c1}$ , krátké výdrži a ochlazením v proudu plynu.

Mezi hlavní přednosti DP ocelí patří především vysoká pevnost, houževnatost a v neposlední řadě také stabilita mechanických vlastností při vysokých rychlostech deformace (deformace při nárazu automobilu). Díky těmto vlastnostem nacházejí díly z DP oceli uplatnění jako konstrukční díly přední a boční části karoserie vozu. [3] [8]

**Tab. 4: Příklad chemického složení DP oceli [8]**

Prvek	C [%]	Mn [%]	Si [%]	Al [%]	Cr [%]	Mo [%]
Obsah	0,04-0,07	0,8-1,00	1,00-1,50	0,045	0,40-0,50	0,33-0,38

### **TRIP oceli**

TRIP oceli nacházejí největší uplatnění v automobilovém průmyslu pro schopnost vysoké absorpce nárazové energie [2]. Jedná se o bezpečnostní komponenty, výtuže dveří, sedadel, B-sloupky atd. Struktura těchto ocelí je tvořena polygonálním feritem (cca 70%), bainitem (cca 15%) a zbytkový austenit (cca 15%). Této struktury je dosaženo tepelným zpracováním, která zahrnuje:

- interkritické žíhání (oblast  $\alpha + \gamma$ ),
- rychlé ochlazení zaručující omezení perlitické přeměny,
- izotermické zpracování v oblasti bainitické přeměny (teplota navíjení plechů) [6].

Vysokých hodnot kombinace pevnosti a tažnosti je u těchto ocelí dosaženo tzv. TRIP efektem. Jedná se o transformaci zbytkového austenitu na martenzit v průběhu plastické deformace za studena [3] [6], čímž roste koeficient deformačního zpevnění, který je v případě TRIP ocelí konstantně vyšší než u HSS [5].

Pro stabilizaci zbytkového austenitu jsou TRIP oceli legovány manganem a křemíkem. Tyto prvky zpochybňují tvorbu perlitu, precipitaci cementitu a zpevňují tuhý roztok [3]. Většího podílu zbytkového austenitu ve struktuře TRIP ocelí, je dosaženo zvýšením (v porovnání s jinými oceli typu AHSS) obsahem uhlíku [5]. Velikost napětí, při kterém začíná zbytkový austenit transformovat na martenzit, je kontrolována řízeným obsahem uhlíku. Při nižším obsahu uhlíku dochází k transformaci austenitu téměř ihned při deformaci, tím dochází ke zvýšení koeficientu deformačního zpevnění a tvařitelnosti. Vyšší obsah uhlíku znamená vyšší stabilitu zbytkového austenitu, který transformuje při napětích přesahující hodnoty dosažené během procesu tváření, jako např. napětí při nárazu vozu. Proto TRIP oceli nacházejí uplatnění jak pro svou výbornou tvařitelnost, tak pro svou vysokou schopnost absorpce nárazové energie. Mezi hlavní přednosti těchto ocelí tedy patří především jejich výborná tvařitelnost a velké deformační zpevnění. [5]

**Tab. 5: Příklad chemického složení TRIP oceli [2]**

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

## CP oceli

CP oceli mají velice jemnou feritickou/bainitickou strukturu s obsahem malého množství martenzitu, zbytkového austenitu a perlitu. Vysokých mechanických hodnot je u těchto ocelí dosahováno extrémním zjemnění zrna brzdnou rekrytalizací nebo precipitací mikrolegujících prvků jako Ti, Nb nebo V [5]. Mez pevnosti se u CP ocelí pohybuje v rozmezí 800 - 1000 MPa. V porovnání s DP oceli vykazují výrazně vyšší hodnoty meze kluzu při stejné pevnosti v tahu. Tyto oceli nacházejí díky vysoké schopnosti absorpce nárazové energie uplatnění v automobilovém průmyslu, jako materiál pro výrobu nárazníků a výztuh sloupků [5] [6].

Tab. 6: Příklad složení CP oceli [2]

Prvek	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	Cr+Mo [%]	S [%]	Nb+Ti [%]	Al [%]	V [%]	B [%]
Obsah	0,12	2,20	0,80	0,04	1,00	0,015	0,15	1,20	0,20	0,005

## MS oceli

Z AHSS dosahují martenzitické oceli nejvyšších hodnot pevnosti v tahu (až 1700 MPa), poměr mezi  $R_e/R_m$  se u těchto ocelí přibližuje jedné. Jedná se o oceli charakteristické svou strukturou tvořenou především lankovým martenzitem, malým množstvím feritu a/nebo bainitu, přičemž obsah martenzitu ve struktuře musí být vyšší než 30%. Martenzitické struktury může být dosaženo několika způsoby:

- tepelným zpracováním následujícím po tváření,
- transformací austenitu během válcování za tepla.

Tato technologie kombinuje tváření za tepla a tepelné zpracování za účelem dosažení martenzitické struktury. Při technologii kalení lisováním se před kalením tvaruje austenitická struktura a teprve tvarováním za tepla se zakalí [9]. K tomuto procesu dochází v studeném uzavřeném lisovacím nástroji, který se dostává do kontaktu s ohřátým povrchem tvarovaného polotovaru. V první části této metody dochází k ohřátí polotovaru za účelem dosažení plně austenitické struktury. Ohřev je prováděn v peci nad teplotou  $A_{c3}$ . V druhém kroku je ohřátý polotovar vkládán do lisovacího nástroje, kde dochází nejprve k jeho tváření a při úplném uzavření také k tepelnému zpracování.

Pro zvýšení tažnosti bývají často MS oceli dále popouštěny, což zajišťuje dobrou tvařitelnost při současném zachování extrémní pevnosti. [2] [5]

Tab. 7: Příklad chemického složení MS oceli (22MnB5) [9]

Prvek	C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Al [%]	N [%]	Cr [%]	B [%]
Obsah	0,25	0,40	1,40	0,025	0,015	0,08	0,01	0,30	0,005

### 2.2.3 Oceli s vysokým podílem manganu (HMS)

#### TWIP oceli

Jedná se vysokolegované austenitické oceli s obsahem manganu v rozmezí 17 - 24%. Díky austenitické struktuře se při jejich deformaci uplatňuje mechanismus zpevnění dvojčatě-



ním [3]. Hranice dvojčat se chovají jako hranice zrn, tím dochází ke zpevnění materiálu (vysoký nárůst koeficientu zpevnění  $n$ ) [10]. TWIP oceli vykazují vysokou pevnost 600 - 1100 MPa a extrémní tažnost, která se pohybuje v rozmezí hodnot 60 - 90%. Mezi hlavní výhody těchto materiálů patří jejich vysoká schopnost absorpce nárazové energie, jejíž hodnoty mohou být v porovnání s HSS až dvojnásobné. Principem funkce TWIP ocelí je, že při zatížení nejprve dojde k prodloužení každé části (zpevnění) s následným předáním zbytku deformační energie na okolní části. Tím dojde k rovnoměrnějšímu rozložení nárazové energie do konstrukce vozu [10].

## Porovnání vybraných typů HSS a AHSS ocelí

V rámci programu ULSAB-AVC (Ultra Light Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concepts) bylo zavedeno orientační značení ocelí (Obr. 3), umožňující rychlé rozřazení a porovnání. První místo v označení oceli definuje strukturu, druhé místo minimální mez kluzu a třetí číslo představuje minimální mez pevnosti:

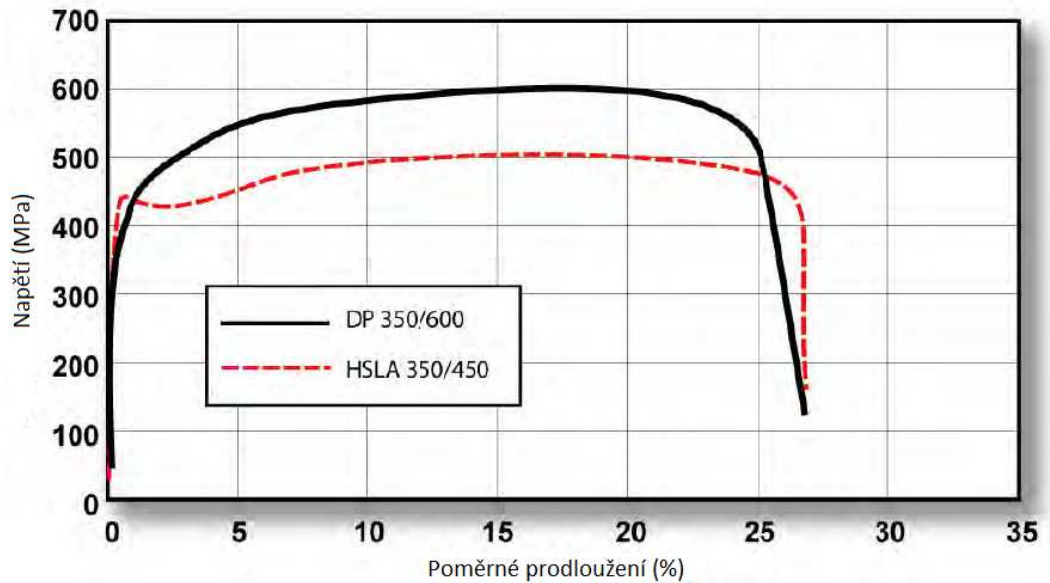
např. BH260/370 je BH ocel s minimální mezí kluzu 260 MPa a minimální pevností v tahu 370 MPa.

Označení	Mez kluzu (MPa)	Mez pevnosti (MPa)	Celkové pr. (%)
Mild 140/270	140	270	38–44
BH 210/340	210	340	34–39
BH 260/370	260	370	29–34
IF 260/410	260	410	34–38
DP 280/600	280	600	30–34
IF 300/420	300	420	29–36
DP 300/500	300	500	30–34
HSLA 350/450	350	450	23–27
DP 350/600	350	600	24–30
DP 400/700	400	700	19–25
TRIP 450/800	450	800	26–32
HSLA 490/600	490	600	21–26
DP 500/800	500	800	14–20
SF 570/640	570	640	20–24
CP 700/800	700	800	10–15
DP 700/1000	700	1000	12–17
Mart 950/1200	950	1200	5–7
MnB	1200	1600	4–5
Mart 1250/1520	1250	1520	4–6

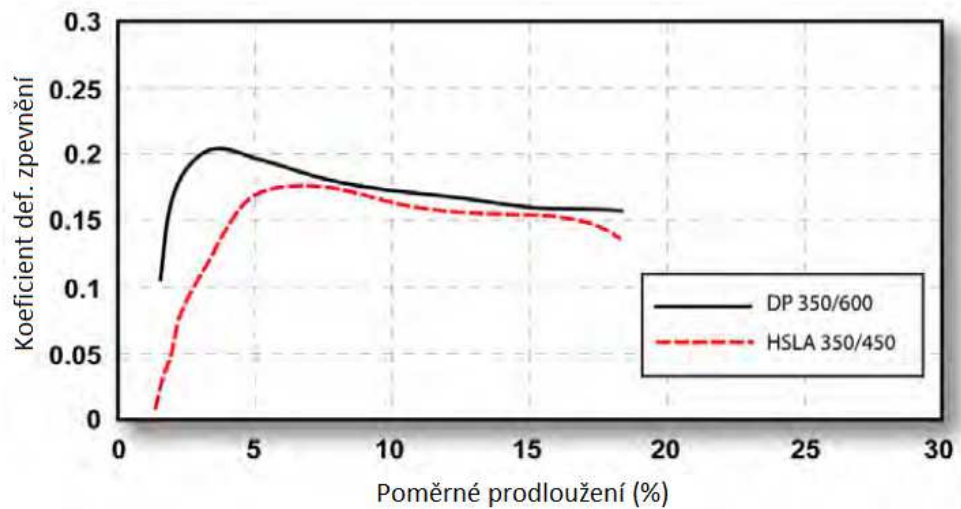
Obr. 3: Porovnání mechanických vlastností u vybraných typů ocelí [5]

Pro hodnotné porovnání HSS a AHSS oceli je nutné zaměřit se na oceli, jejichž rozsah mechanických vlastností (mez kluzu, mez pevnosti) zasahuje jak do oblasti HSS, tak i do oblasti UHSS (Obr. 2). Skupina takových ocelí je prezentována HSLA ocelmi (HSS) - DP, CP a TRIP ocelmi (AHSS).

Při porovnání DP a HSLA ocelí s přibližně stejnou hodnotou meze kluzu, dosahují DP oceli mnohem vyšší meze pevnosti, vyšší koeficient počáteční zpevnění a nižší poměr  $Re/R_m$  (Obr. 4).



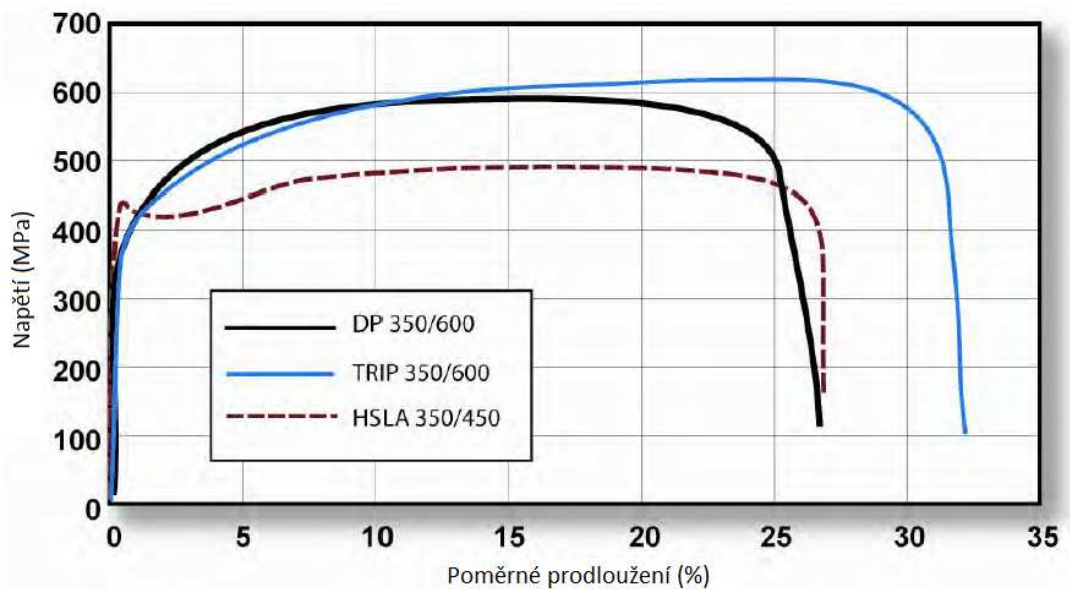
Obr. 4: Porovnání HSLA a DP ocelí s podobnou mezí kluzu [5]



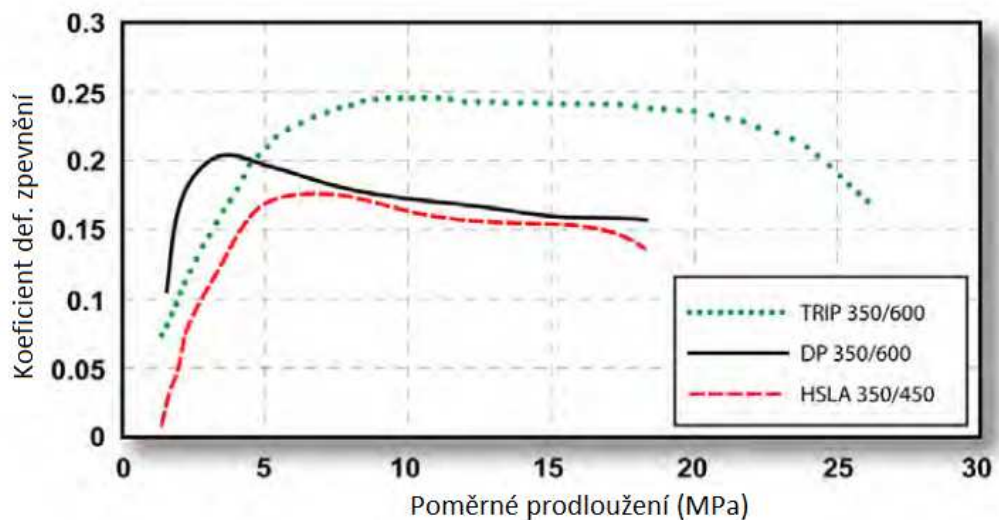
Obr. 5 Porovnání koeficientu deformačního zpevnění pro HSLA a DP ocelí s podobnou mezí kluzu [5]

U TRIP stejně jako u DP ocelí dochází vlivem působení disperzní tvrdé fáze v měkké feritické matici k nárůstu koeficientu deformačního zpevnění. V TRIP ocelích navíc se zvyšujícím napětím dochází k transformaci zbytkového austenitu na martenzit, čím dále vzrůstá koeficient deformačního zpevnění (Obr. 5, 7).

TRIP ocel má v počáteční fázi deformace (zatížení) nižší koeficient deformačního zpevnění než DP, ale tento stupeň zůstává zachován i při vyšších zatíženích, kde se pro DP začíná snižovat. Koeficient deformačního zpevnění je u TRIP oceli podstatně vyšší než HSS.



Obr. 6: Porovnání HSLA, DP a TRIP ocelí s podobnou mezí kluzu [5]



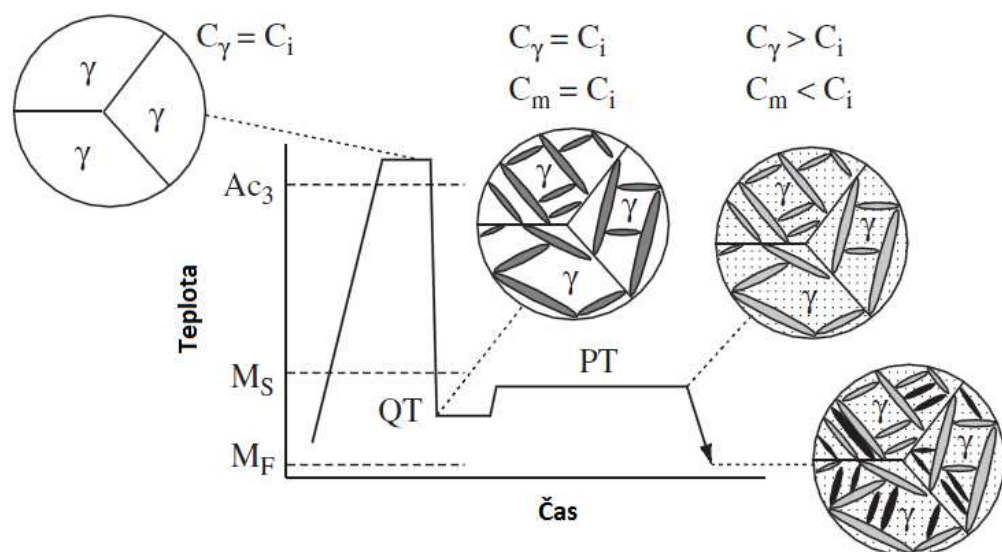
Obr. 7: Porovnání koeficientu deformačního zpevnění pro HSLA, DP a TRIP ocelí s podobnou mezí kluzu [5]

### 3 Q-P proces

Jako reakce na stále se zvyšující požadavky kladené na materiálové vlastnosti, vznikl poměrně netradiční způsob tepelného zpracování nízkolegovaných ocelí označovaný jako Q-P proces. Tento postup byl popsán v roce 2003 [11]. Název Q-P proces vychází z anglického označení Quenching & Partitioning, česky kalení a difuzní přerozdělení uhlíku. Jedná se o způsob tepelného zpracování zejména křemík obsahujících nízkolegovaných ocelí. Pomocí Q-P procesu lze dosáhnout unikátní kombinace vysoké meze pevnosti (až 2000 MPa) při současném zachování tvárnosti. Těchto vlastností je dosaženo pomocí mikrostruktury obsahující martenzit, zaručující vysokou pevnost, a uhlíkem stabilizovaný zbytkovým austenitem, který zvyšuje odolnost materiálu proti lomu. Stabilizovaný austenit se vyskytuje většinou ve formě tenkých filmů podél martenzitických jehlic. K jeho stabilizaci slouží správně zvolené parametry procesu a legování prvky přispívajících k stabilizaci zbytkového austenitu a potlačení dalších reakcí jako je např. precipitace cementitu.

#### 3.1 Podstata Q-P procesu

K zajištění stabilizace zbytkového austenitu dochází během tepelného zpracování, které zahrnuje rychlé zakalení austenitizovaného materiálu (nad teplotou  $A_{c3}$ ) na předem stanovenou teplotu (QT - quench temperature) mezi  $M_s$  a  $M_f$ . Ochlazování z austenitizační teploty musí probíhat tak, aby nedošlo k martenzitické transformaci v celém objemu materiálu, tedy aby ve struktuře zůstal zachován určitý podíl netransformovaného austenitu. Po zakalení následuje zpracování za účelem difúzního přerozdělení uhlíku mezi netransformovaným austenitem a uhlíkem přesyceným martenzitem (Obr. 8). Proces migrace uhlíku mezi martenzitem a zbytkovým austenitem by měl vést k jeho stabilizaci při konečném dochlazení na pokojovou teplotu. Přerozdělení uhlíku může probíhat buď přímo na teplotě kalení tzv. jednokrokový Q-P proces, nebo nad touto teplotou (PT - partitioning temperature) tzv. dvoukrokový Q-P proces. Teplota přerozdělení leží pod teplotou  $M_s$ . Precipitace karbidů je potlačena vhodným legováním.



Obr. 8: Schematické znázornění Q-P procesu [12]

Proces přerozdělení uhlíku mezi martenzitem a zbytkovým austenitem byl u kalených ocelí pozorován již dříve, avšak vzhledem k nízkým teplotám nebylo možné dostatečně nasýtit netransformovaný austenit uhlíkem a tím zajistit jeho stabilitu při ochlazení na pokojovou teplotu. Potřebný uhlík byl nejčastěji spotřebován jiným mechanismem jako např. precipitací karbidů v průběhu popouštění. Pro aplikaci Q-P procesu tedy musí být použito vhodného legování pro potlačení vzájemně soupeřících reakcí, mezi které patří především rozpad austenitu na bainit, perlit a precipitaci karbidů. [11] [12] [13]

### 3.2 Termodynamika přerozdělení uhlíku

Základním předpokladem pro vznik potřebné struktury tvořené martenzitem a metastabilním zbytkovým austenitem je stabilizace zbytkového austenitu uhlíkem z přesyceného martenzitu. Tento děj probíhá přerozdělením uhlíku. Difúzní přerozdělení uhlíku při vysokých teplotách mezi feritem a austenitem je již dobře zdokumentován [11]. Tato transformace je také označována jako rekonstrukční, neboť difúzním pohybem atomů železa na krátkou vzdálenost dojde ke změně krystalové mřížky BCC na FCC.

Přerozdělení uhlíku během nebo po stříhové martenzitické přeměně není zatím přesně popsáno. Při martenzitické přeměně se předpokládá, že probíhá bez výskytu difúze uhlíku nebo ostatních intersticiálních prvků, a proto je možné tuto prostorově centrovanou martenzitickou fázi vydatně přesytit uhlíkem. Následné přerozdělení uhlíku nebylo dosud kvůli nízké teplotě uvažováno vlivem dalších reakcí, jako je např. precipitace karbidů během popouštění. Na druhou stranu k jeho přerozdělení určitě dochází v tenkých mezilaťkových filmech během ochlazování nebo izotermických výdrží u křemíkových ocelí. Přerozdělení uhlíku tedy znamená stabilizaci austenitu oproti ostatním transformacím při nízkých teplotách a je důležité u ocelí se správnou legující koncepcí. Migrace uhlíku byla brána v úvahu hlavně při precipitaci karbidů během popouštění. Termodynamika přerozdělení uhlíku z martenzitu do austenitu nebyla zatím vysvětlena. Proto dochází k vývoji nových modelů, které se tímto jevem zabývají. [11] [12]

Pro popsání děje difúzního sycení netransformovaného austenitu uhlíkem z martenzitu při poměrně nízkých teplotách byl stanoven model, jehož základním předpokladem je potlačení reakcí souvisejících s rozpadem austenitu a precipitací karbidů. Tento model se nezabývá kinetikou procesu a je spíše zaměřen na určení tzv. koncového bodu, kdy je při určité teplotě přerozdělení ukončeno. Vstupem do modelu je počáteční struktura tvořená martenzitem a zbytkovým austenitem. Ukončení procesu přerozdělení uhlíku nastane v případě dosažení metastabilní rovnováhy mezi martenzitickým feritem a zbytkovým austenitem. Vzhledem k tomu, že o rovnovážném stavu se mluví, pokud se zakalený martenzit a zbytkový austenit v binární slitině Fe-C rozpadá na směs feritu a karbidů pro další popis tohoto modelu definovat pararovnovážený a omezeně pararovnovážený stav. [11] [12] [13]

#### **Pararovnováha (PE - paraequilibrium)**

Pararovnováhou je označován stav metastabilní rovnováhy mezi feritem (martenzitickým feritem) a austenitem, při kterém je umožněna difúze uhlíku na dlouhou vzdálenost, avšak difúze substitučních atomů je obtížná. Tento stav tedy popisuje vícesložkový systém Fe-C-X.

#### **Orthorovnováha (OE - orthoequilibrium)**

Orthorovnováhou je označován stav metastabilní rovnováhy mezi feritem (martenzitickým feritem) a austenitem v binárním systému Fe - C.

PE je dobře pochopena pro podkritické teploty při podmínce, že pohyb pomalu se pohybujících substitučních atomů je buď částečně, nebo zcela omezen. PE transformace jako vznik proeutektoidního feritu při velkém podchlazení austenitu, tedy může probíhat při pohybu rozhraní, zahrnujícího difúzi železa a substitučních prvků na krátkou vzdálenost spolu s difúzí uhlíku na dlouhou vzdálenost. Má-li však být pozice  $\alpha/\gamma$  rozhraní účinně brzděna, jak je požadováno pro přerozdělení uhlíku mezi martenzitem a zbytkovým austenitem při poměrně nízkých teplotách, pak není umožněna dokonce ani difúze Fe a substitučních atomů na krátkou vzdálenost. Z toho vyplývá, že Fe-C(X) systém nemůže dosáhnout rovnovážného stavu (resp. PE v případě více složkových systémů). Proto je pro případ metastabilní rovnováhy mezi feritem a zbytkovým austenitem s omezením rozhraním zaveden termín omezené pararovnováhy.

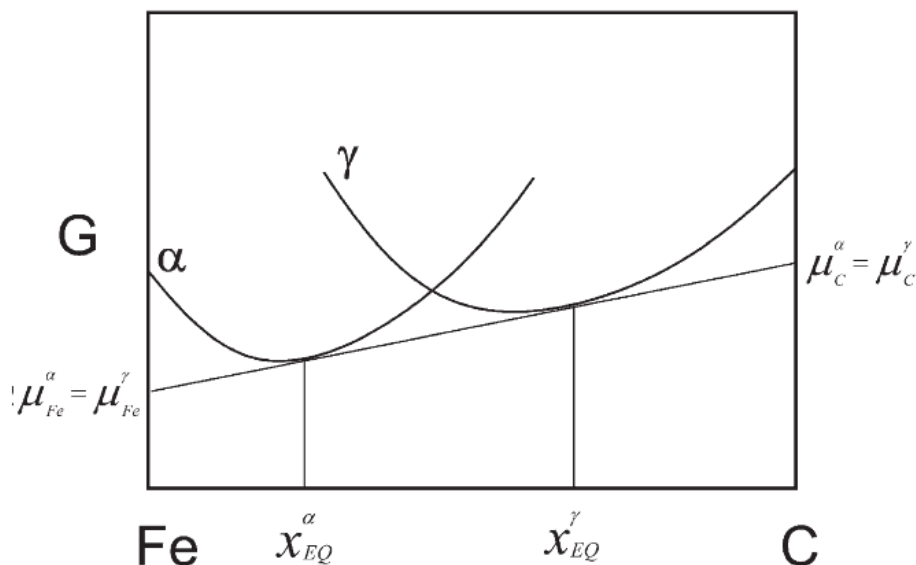
### Omezená pararovnováha (CPE - constrained paraequilibrium)

CPE je označení pro metastabilní podmínky, které představují kompletní přerozdělení uhlíku mezi martenzitem a austenitem. CPE je definována také kompletní absencí pohybu železa a substitučních prvků, přičemž probíhá volný pohyb uhlíku a případných intersticiálních atomů. U omezené pararovnováhy se předpokládá, že pouze atomy uhlíku se pohybují na vzdálenost větší, než je mřížkový parametr. Na rozdíl od pararovnováhy se neuskutečňuje pohyb železa a substitučních prvků na krátkou vzdálenost, a proto se předpokládá, že nedochází k posunu fázové rozhraní. Proto se tedy jedná o omezenou pararovnováhu. Další odlišností od PE je to, že je možné ji použít na dvousložkové i vícesložkové systémy.

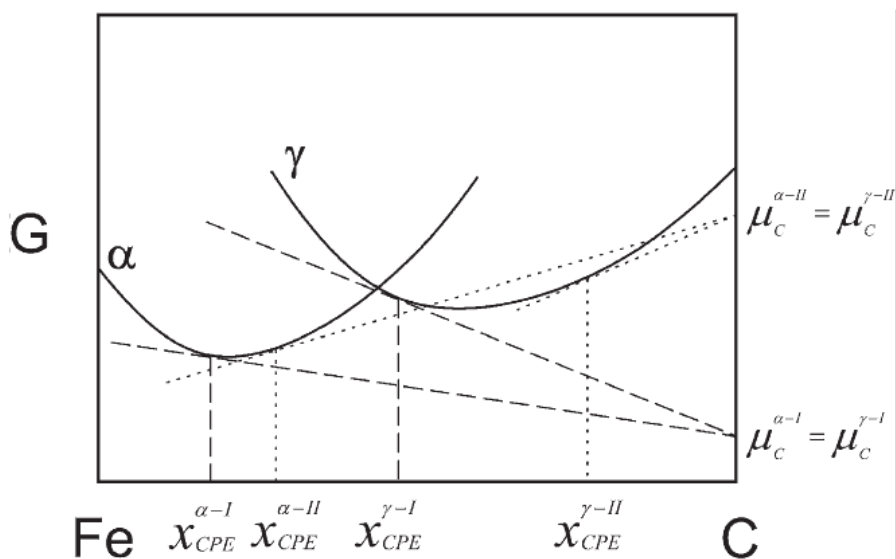
CPE je metastabilní rovnováha mezi austenitem a feritem po ukončení difúze uhlíku, je podmíněna rovnovážným chemickým potenciálem uhlíku v každé fázi. [11]

#### 3.2.1 Termodynamická podmínka

Termodynamická podmínka předpokládá, že difúze uhlíku je kompletní, když je jeho chemický potenciál stejný ve feritu i austenitu. Tento požadavek může být pochopen porovnáním schématu průběhu Gibbsovy volné energie v závislosti na chemickém složení pro PE a CPE systému Fe-C (Obr. 9, 10). V PE (Obr. 9) je jedinečné složení feritu a austenitu ( $x_{EQ}^{\alpha}$ ,  $x_{EQ}^{\gamma}$ ) určeno pomocí společné tečny sestavené ke křivkám Gibbsovy volné energie, kde jsou si chemické potenciály Fe a C rovny jak ve feritu, tak v austenitu ( $\mu_{Fe}^{\alpha} = \mu_{Fe}^{\gamma}$ ,  $\mu_C^{\alpha} = \mu_C^{\gamma}$ ).



Obr. 9 Schematické znázornění Gibbsovy volné energie v závislosti na chemickém složení, diagram znázorňuje PE mezi feritem a austenitem při dané teplotě [11]



Obr. 10: Schematické znázornění Gibbsovy volné energie v závislosti na chemickém složení, diagram znázorňuje CPE mezi feritem a austenitem při dané teplotě [11]

V případě CPE (Obr. 10) vyžaduje termodynamická podmínka rovnost chemických potenciálů uhlíku ve feritu i austenitu, tedy tečny ke křivkám volné energie protínají osu uhlíku v jediném bodě. Je zřejmé, že může existovat nekonečné množství fázových složení. Na Obr. 10 jsou uvedeny dva takové případy s vyšším (II) a nižším (I) obsahem uhlíku, než v případě složení rovnovážné fáze.

Termodynamická podmínka pro CPE může být popsán vztahem pro Fe-C systém (se zanedbáním vlivu legujících prvků pro aktivitu uhlíku):

$$x_C^{\gamma} = x_C^{\alpha} e^{\frac{76,789 - 43,8T - (169,105 - 120,4T)x_C^{\gamma}}{RT}} \quad (1) [11]$$

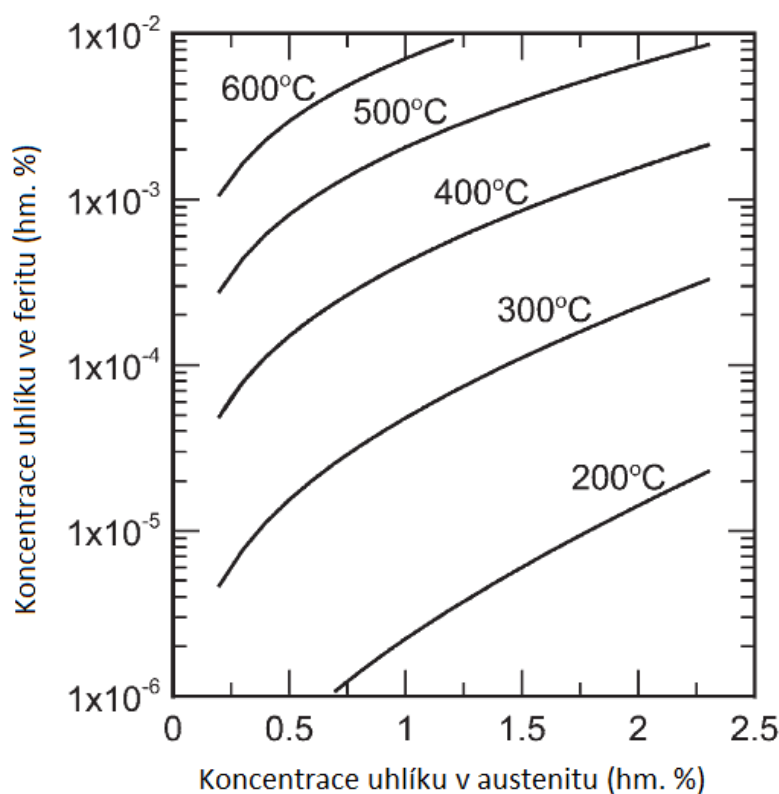
kde:

$x_C^{\alpha}$ ,  $x_C^{\gamma}$  - molární podíl uhlíku ve feritu a austenitu

T - absolutní teplota

R - universální plynová konstanta

Tento vztah (1) popisuje fázová složení při dané teplotě. Na Obr. 11 je znázorněna kalkulace tohoto vztahu pro teplotní rozsah 200 - 600°C. Z obrázku je patrné, že rozpustnost uhlíku ve feritu s klesající teplotou rovněž klesá.



Obr. 11: Kalkulace vztahu 1, složení feritu a austenitu v rozsahu teplot 200-600°C [11]

### 3.2.2 Podmínka zachování hmoty

Podmínka zachování hmoty je spojena s nepohyblivým  $\alpha/\gamma$  rozhraním. Počet atomů železa a substitučních prvků by měl být v průběhu procesu přerozdělení uhlíku v každé fázi zachován. Pro počáteční stav, před procesem přerozdělení uhlíku kdy martenzit a netransformovaný austenit mají stejné složení ( $x_C^{celk.}$ ), lze podmínku zachování hmoty vyjádřit vztahem



pro Fe:

$$f_{CPE}^{\gamma} (1 - x_{CPE}^{\gamma}) = f_i^{\gamma} (1 - x_C^{celk.}) \quad (2) [11]$$

pro uhlík:

$$f_{CPE}^{\alpha} x_{CPE}^{\alpha} + f_{CPE}^{\gamma} x_{CPE}^{\gamma} = x_C^{celk.} \quad (3) [11]$$

kde:

$f_i^{\gamma}, f_{CPE}^{\gamma}$  - molární podíl austenitu před začátkem přerozdělení a po ukončení přerozdělení uhlíku

$f_{CPE}^{\alpha}$  - molární podíl feritu po ukončení přerozdělení uhlíku

$x_C^{celk.}$  - celkové množství uhlíku v oceli

$x_{CPE}^{\alpha}, x_{CPE}^{\gamma}$  - množství uhlíku ve feritu a austenitu po ukončení přerozdělení uhlíku

Zároveň musí platit vztah:

$$f_{CPE}^{\alpha} + f_{CPE}^{\gamma} = 1 \quad (4) [11]$$

Stav omezené pararovnováhy je řešením výše uvedených rovnic (1-4) o čtyřech neznámých ( $x_{CPE}^{\alpha}, x_{CPE}^{\gamma}, f_{CPE}^{\alpha}, f_{CPE}^{\gamma}$ ). Tyto vztahy jsou striktně aplikovatelné na binární systém Fe - C, avšak [11] uvádí, že jejich přesnost zůstává zachována i v případě nízkolegovaných ocelí.

### 3.2.3 Potlačení vzniku karbidů v průběhu Q-P procesu

Základní předpokladem pro platnost CPE modelu, je potlačení vzniku karbidů, neboť v případě možnosti dosažení stabilnější rovnováhy mezi feritem a cementitem, se nebude uplatňovat metastabilní rovnováha mezi feritem a austenitem. Navíc precipitace dochází ke snižování množství uhlíku potřebného k obohacení austenitu v průběhu procesu přerozdělení.

Potlačení popř. úplného zamezení vzniku karbidů, lze dosáhnout vhodným legováním Si, Al a dokonce i P. Účinek Si spočívá v potlačení vzniku cementitu, nebo zpoždění přechodu z první fáze popouštění na vyšší. První fáze popouštění je spojena s přechodovým  $\epsilon$  - karbidem, vyšší fáze popouštění pak s  $Fe_3C$ . Jelikož větším problémem je vznik cementitu, je kladen důraz na pochopení změny přechodového karbidu na cementit, spíše než na počáteční precipitaci přechodového karbidu. Vzhledem k mnohem většímu chemický potenciál uhlíku v martenzitu než ve zbytkovém austenitu, bude pravděpodobně k nukleaci karbidů docházet v mřížce bcc feritu popř. na rozhraní  $\alpha/\gamma$  než ve zbytkovém austenitu.

Míra potlačení precipitace karbidů je klíčovým faktorem, který ovlivňuje výslednou strukturu ocelí zpracovaných Q-P procesem. [11] [12]

### 3.3 Návrh Q-P procesu, kalkulace CPE - teplota kalení, teplota přerozdělení

Při výpočtu CPE pro danou konkrétní ocel, je nutné mít dispozici dva základní údaje. Jedná se o chemické složení oceli a počáteční mikrostrukturu resp. obsah uhlíku a molární podíl martenzitu a zbytkového austenitu [11]. Pro kalkulaci CPE, je tedy nutné nejprve určit podíly jednotlivých fází.

Pro určení podílu martenzitu a zbytkového austenitu je klíčovým parametrem teplota zakalení (QT). Pro návrh této teploty byla vyvinuta jednoduchá metodika, která zanedbává kinetiku přerozdělení a předpokládá úplné přerozdělení uhlíku mezi martenzitem a austenitem bez precipitace karbidů.

Pomocí Koistinen - Marburgerova vztahu se nejprve stanoví podíl jednotlivých fází po počátečním ochlazení z austenitizační teploty pod teplotu  $M_s$ :

$$f_m = 1 - e^{-1,1 \times 10^{-2}(M_s - T)} \quad (5) [12]$$

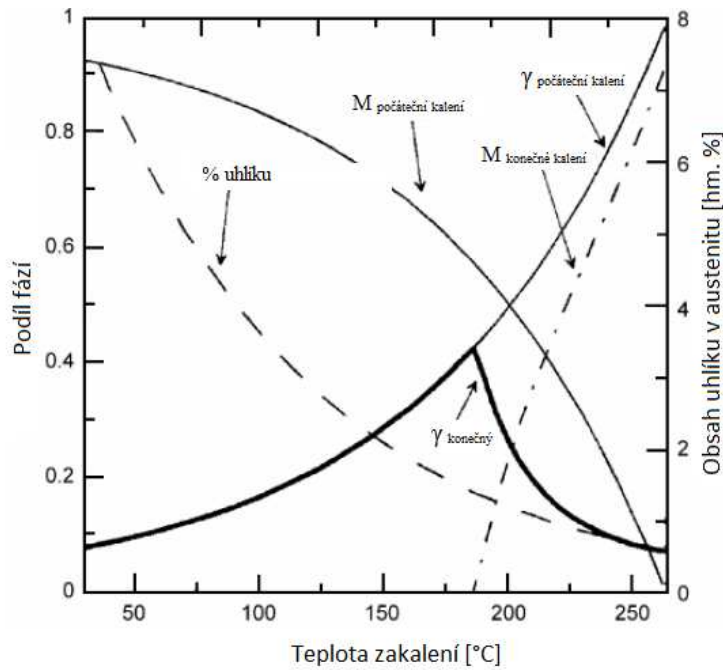
kde:

$f_m$  - podíl austenitu, který při ochlazení na teplotu QT transformuje na martenzit

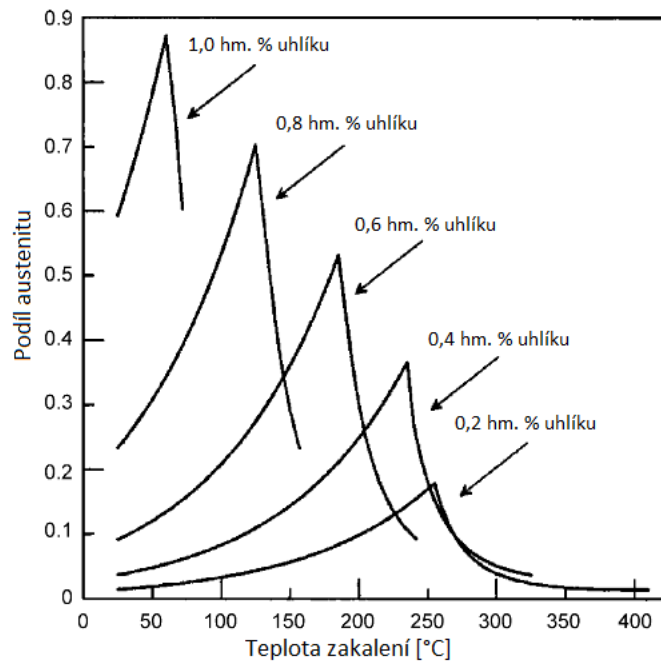
$M_s$  - teplota martenzit start

Opětovnou aplikací tohoto vztahu lze určit zastoupení fází po ukončení procesu přerozdělení uhlíku, které bude probíhat ochlazením z teploty PT na teplotu okolí (20°C).

Výsledky tohoto návrhu ukazují ideální teplotu kalení, zaručují maximální (optimální) podíl netransformovaného austenitu (Obr. 12). Při vyšších teplotách zakalení sice zůstává ve struktuře větší podíl netransformovaného austenitu, ten však není v následné fázi přerozdělení dostatečně stabilizován a po ochlazení na teplotu okolí dojde k jeho částečné transformaci na martenzit ( $M_{\text{final quench}}$ ). V opačném případě, kdy je teplota zakalení pod teplotou ideální, dojde v první fázi k transformaci příliš velkého množství austenitu, takže výsledný zbytkový austenit bude obsahovat větší množství uhlíku, než je potřeba pro jeho stabilizaci. Výsledek použití vztahu (5) pro oceli s různým obsahem uhlíku je znázorněn na Obr. 13. [12]



Obr. 12: Předpokládané složení mikrostruktury po Q-P [12]



Obr. 13: Předpokládané složení mikrostruktury po Q-P procesu, pro oceli s různým obsahem uhlíku [12]

### 3.3.1 Příklad kalkulace CPE

Za předpokladu známého chemického složení a počátečního podílu fází (určené pomocí Koistinen - Marburgerova vztahu), je možné pomocí výše uvedených formulací určit CPE stav. Jedná se ocel se základními vstupními parametry [11].

Počáteční podmínky:

- celkový obsah uhlíku v oceli 0,5%
- struktura materiálu po ochlazení na teplotu QT obsahující 75% martenzitu a 25% zbytkového austenitu
- teplota přerozdělení uhlíku 400°C

Výsledek kalkulace:

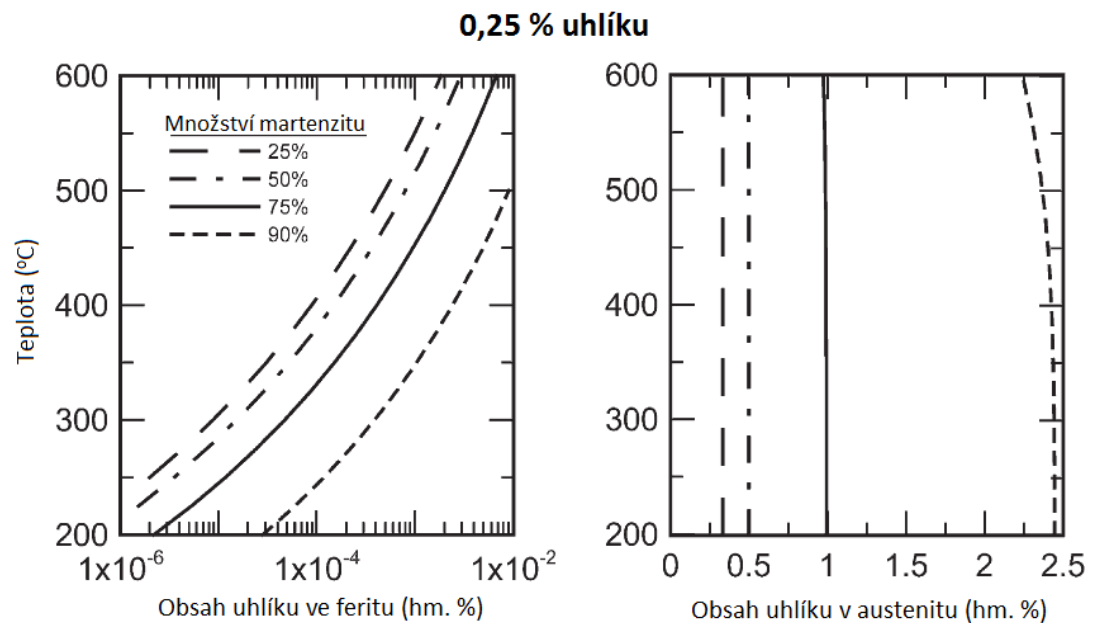
- složení feritu a austenitu po přerozdělení uhlíku (hm. %)

$$W_{CPE}^{\alpha} = 0,0015\%, \quad W_{CPE}^{\gamma} = 1,97\%$$

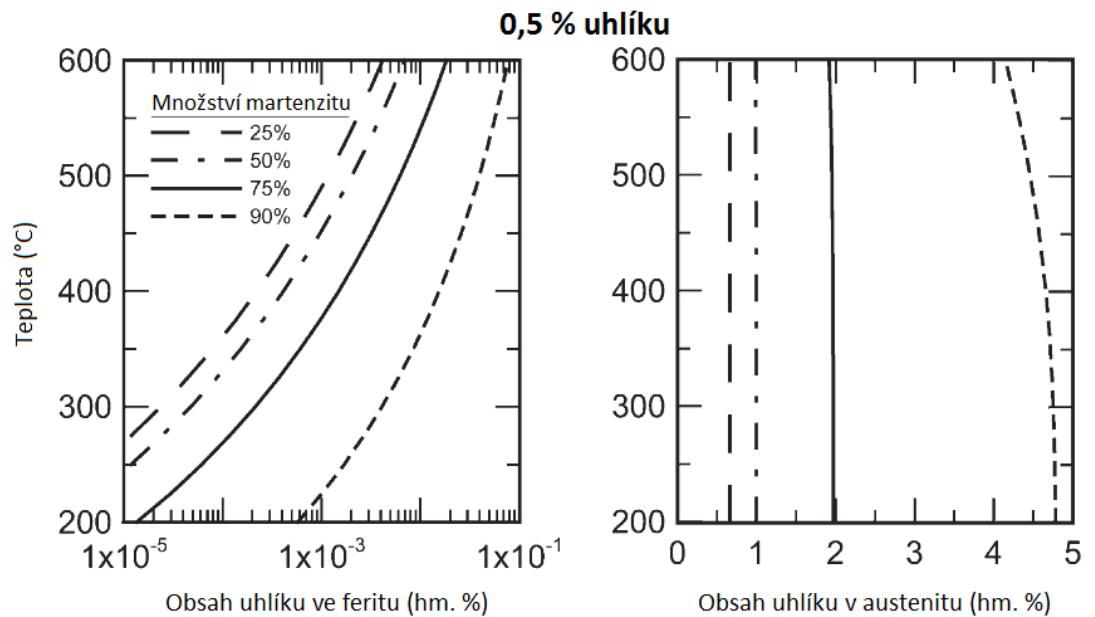
- zastoupení jednotlivých fází po přerozdělení uhlíku

$$f_{CPE}^{\alpha} = 0,267, \quad f_{CPE}^{\gamma} = 0,733$$

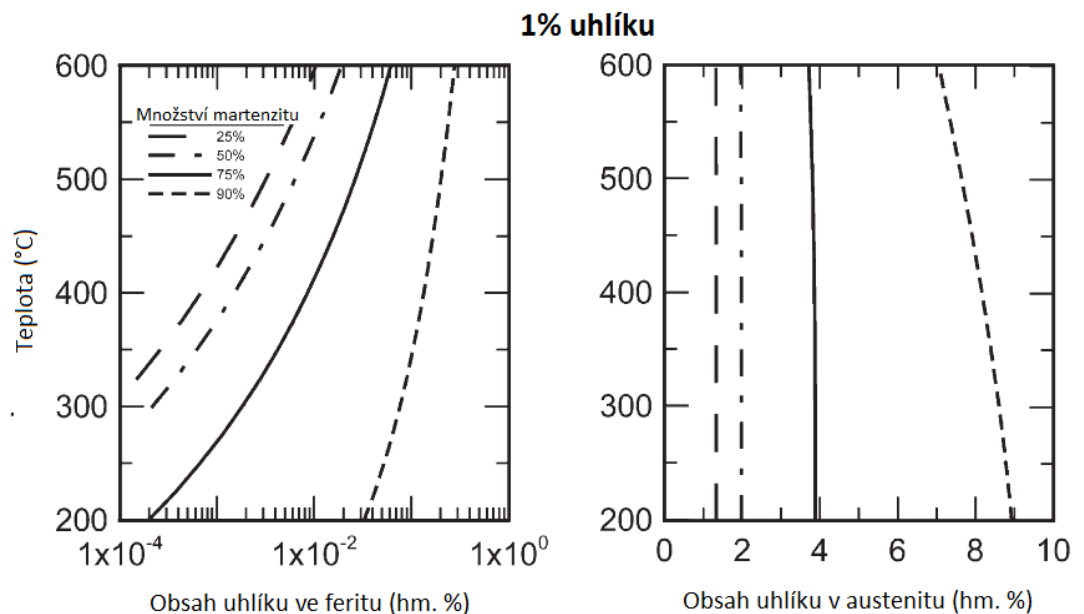
Výsledky ukazují značné přerozdělení uhlíku mezi fázemi, spolu s mírnou změnou fázových podílů, která je způsobena přesunem uhlíku v průběhu přerozdělení (Obr. 14-16). Protože tvorba karbidů je nad teplotou 600°C těžko potlačitelná nebyla teplota vyšší teplota pro výpočet uvažována. Výsledky ukazují, že CPE koncentrace uhlíku ve feritu se s rostoucí teplotou zvyšuje zatímco ve zbytkovém austenitu mírně klesá.



**Obr. 14:** Kalkulace CPE pro ocel s 0,25%C (hm. %) ukazující závislost, závislost CPE složení feritu a austenitu na teplotě a počátečním podílu martenzitu [11]



**Obr. 15: Kalkulace CPE pro ocel s 0,5%C (hm. %) ukazující závislost CPE složení feritu a austenitu na teplotě a počátečním podílu martenzitu [11]**



**Obr. 16: Kalkulace CPE pro ocel s 1%C (hm. %) ukazující závislost CPE složení feritu a austenitu na teplotě a počátečním podílu martenzitu [11]**

CPE stav je spojen s fázovým složením, které může být buď uhlíkem obohacené, nebo o uhlík ochuzené v závislosti na metastabilní rovnováze. Když je podíl austenitu větší, než v případě orthorovnováhy, má CPE fázové složení nižší obsah uhlíku v porovnání s orthorovnováhou a naopak. Obsah uhlíku ve zbytkovém austenitu po CPE přerozdělení, může dosahovat poměrně vysokých hodnot překračujících 2% u nízkouhlíkové oceli s podílem zbytkového austenitu 10% (Obr. 14). Pro ocel s 1%C a 10% podílem zbytkového austenitu, by CPE složení austenitu obsahovalo vyšší než 6,7%C, tedy větší než je obsah uhlíku v cementitu. Je proto velmi nepravděpodobné předpokládat, že při takových podmínkách

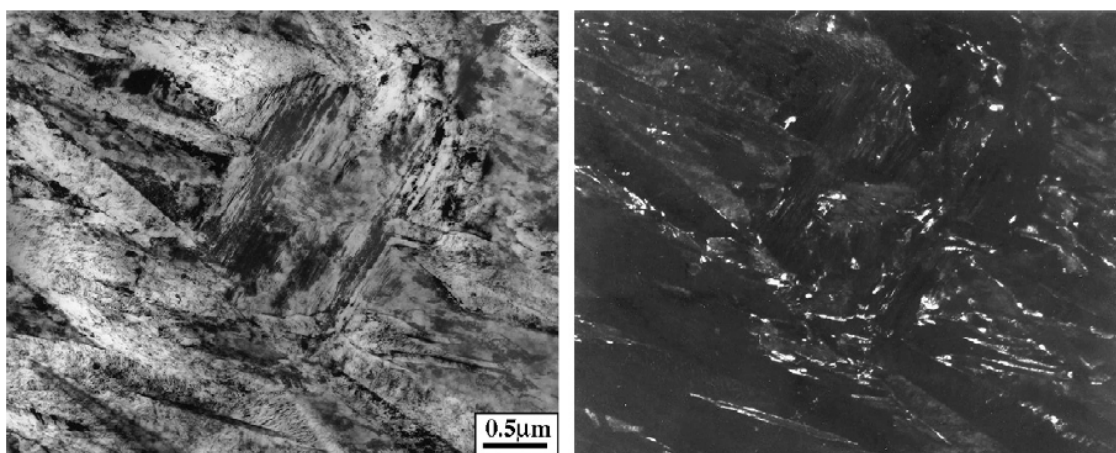
dojde k dostatečnému potlačení soupeřících reakcí (vznik karbidů) umožňující dosažení CPE. Omezením aplikace těchto kalkulací je obsah uhlíku v austenitu, neboť hodnoty aktivity uhlíky použité ve výpočtech byly stanoveny pro obsah podstatně nižším než 1%. Pro vyšší obsahy jsou výsledky pouze orientační.

Z těchto výsledků vyplývá, že ke stabilizaci zbytkového austenitu dochází v průběhu procesu přerozdělení k výrazným obohacením uhlíkem z přesyceného martenzitu. Představuje základní vodítko umožňující návrh tepelného zpracování materiálu Q-P procesem, za účelem dosažení vhodné struktury poskytující požadované mechanické vlastnosti.

### 3.3.2 Vývoj mikrostruktury v průběhu zpracování Q-P proces

Vliv Q&P procesu na strukturu byl zkoumán již dříve jak na experimentálních ocelích, tak i na běžných středně a nízko uhlíkových ocelích se zvýšeným obsahem Si a Al. U středně uhlíkových ocelí byl Q-P proces založen na austenitizaci na 900°C po dobu 300 s, zakalením na teplotu 150 - 210°C, přerozdělením v rozsahu teplot 250 - 500°C po dobu 10 - 3600 s. V případě nízkouhlíkových ocelí byla austenitizační teplota v rozsahu 950 - 820°C po dobu 180 s, zakalení na v rozsahu teplot mezi 260 - 200°C s při drží 3 - 10s, přerozdělení uhlíku probíhá v intervalu teplot mezi 350 - 450°C s dobou výdrže mezi 10 - 1000s. Pro austenitizaci a přerozdělení byla využívána solná lázeň a cín-bizmutová lázeň pro nižší teploty kalení. Finální dochlazení bylo do vody. [12]

Zpracováním experimentální oceli s chemickým složením 0.60%C, 0.95%Mn, 1.96%Si byla po zakalení na teplotu 190°C s výdrží 120 s a následným dochlazením na pokojovou (20°C) teplotu získána martenzitická struktura s podílem zbytkového austenitu cca 6%. Přímým kalením na pokojovou teplotu, bylo naměřeno pouze cca 2%. Lze tedy předpokládat, že během zpracování Q-P procesem došlo k difúzi uhlíku z martenzitu do zbytkového austenitu (Obr. 17). [12]



Obr. 17: Výsledná struktura po aplikaci Q-P procesu ve světlém a tmavém poli z TEM: martenzitická struktura obsahující zbytkový austenit [12]

## 4 Další možnosti zvyšování tažnosti nízkolegovaných vysokopevných ocelí (zpracovaných Q - P procesem) [14]

Zvyšování tažnosti nízkolegovaných vysokopevných ocelí je v současné době ve stadiu výzkumu a vývoje. Jednou z možností dalšího zvyšování tažnosti nízkolegovaných vysokopevných ocelí zpracovaných Q - P procesem je jejich další popouštění, které by vedlo k intenzivnějšímu popouštění martenzitu a tím zvýšení hodnot tažnosti. Problém, který se vyskytuje při aplikaci takového způsobu zpracování, je stabilita zbytkového austenitu, který se při ohřevu na vyšší teploty rozpadá. Tento výzkum byl proveden v [14].

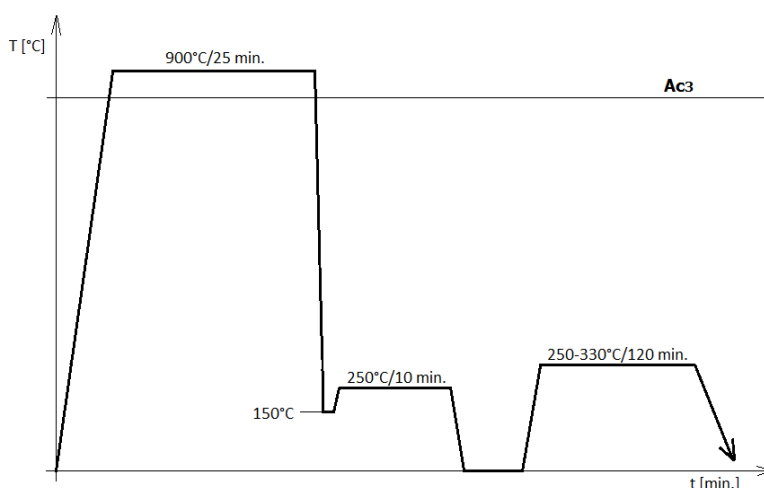
V rámci této výzkumné práce bylo provedeno porovnání struktur získaných standardním Q-P procesem v peci a Q-P procesem s následným popouštěním při teplotě 250°C. Jednotlivé způsoby zpracování byly aplikovány na tři materiály se stejným obsahem C a Cr a různým obsahem Mn a Si (Tab. 8).

Tab. 8: Chemické složení [hm. %]

Označení	C	Si	Mn	Cr
T1	0,43	2,0	0,6	1,3
T2	0,43	2,6	0,6	1,3
T3	0,43	2,6	1,2	1,3

Použité metody tepelného zpracování a jejich parametry:

- **Q - P proces**
  - austenitizace při teplotě 900°C a dobou výdrže 25 min.,
  - kalení do solné lázně s teplotou 150°C,
  - ohřev na teplotu přerozdělení 250°C s 10 min. výdrží
  - konečné ochlazení.
- **Q - P proces doplněný o popouštění**
  - austenitizace při teplotě 900°C a dobou výdrže 25 min.,
  - kalení do solné lázně s teplotou 150°C,
  - ohřev na teplotu přerozdělení 250°C s 10 min. výdrží
  - ochlazení na teplotu okolí
  - nízkoteplotní popouštění při teplotě 250 - 330°C a době výdrže 120 min.



Obr. 18: Schematické znázornění Q-P procesu s následným popouštěním

Q - P procesem byla u všech taveb získána základní struktura tvořená martenzitem, bainitem a zbytkovým austenitem. Tímto způsobem tepelného zpracování bylo dosaženo meze pevnosti v rozsahu 1940-1964MPa při tažnostech 17-20% (Tab. 9).

U Q - P procesu s nízkoteplotním popouštěním se dvouhodinová výdrž na popouštěcí teplotě projevila na struktuře růstem karbidických částic a částečným rozpadem martenzitu. Mez pevnosti se v případě tohoto způsobu zpracování nacházela v rozmezí 1987-2047MPa při tažnosti v rozmezí 11 - 16 % (Tab. 9). V porovnání s „klasickým“ Q - P procesem došlo k poklesu tažnosti 2 - 9%. Tento pokles tažnosti je vysvětlován vyloučením většího počtu karbidických částic ve struktuře zpracovaných vzorků.

*Tab. 9: Výsledky tepelného zpracování*

Ocel	Způsob tepelného zpracování	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5mm</sub> [%]	RA [%]
T1	Q - P proces	1964	20	12
T2		1949	18	9
T3		2040	17	13
T1	Kalení + Popouštění	2047	16	-
T2		1960	17	-
T3		1994	16	-

Rozšíření tepelného zpracování Q - P procesem o nízkoteplotní popouštění nepřineslo očekávané zvýšení hodnot tažnosti (Tab. 9). V porovnání s klasickým Q - P procesem došlo naopak k poklesu tažnosti až o 9 % při srovnatelných hodnotách meze pevnosti. V tomto případě také odpadá ekonomická výhodnost Q -P procesu, která spočívá ve výrazném zkrácení časů tepelného zpracování, při dosažení srovnatelných hodnot mechanických vlastností jako v případě zpracování kalením a popouštěním.



## 5 Experimentální část

### 5.1 Cíle experimentálního programu

Cílem experimentálního programu bylo pro vybrané experimentální materiály navrhnout vhodné režimy tepelného zpracování tak, aby byly získány vysoké hodnoty meze pevnosti s dostatečnou hodnotou tažnosti. Jako tepelné zpracování byl zvolen nový typ zpracování používaný pro nízkolegované vysokopevné oceli tzv. Q - P proces.

#### *Hlavní cíle experimentálního programu:*

- návrh vhodné teploty austenitizace,
- návrh režimu tepelného zpracování jednokrokovým a dvoukrokovým Q - P procesem,
- popsání vlivu různých parametrů tepelného zpracování na vývoj mikrostruktury a mechanické vlastnosti (světelná a elektronová mikroskopie, rentgenová difrakční analýza, zkouška tahem, měření tvrdosti),
- posouzení vlivu chemického složení na vývoje struktury a mechanické vlastnosti

Na základě stanovených cílů byl experimentální program rozdělen do pěti částí. V první části byla provedena analýza výchozího stavu experimentálního materiálu a zjištěny teploty jednotlivých fázových přeměn, dále byla zjištěna vhodná teplota austenitizace. Na základě zjištěných výsledků byl navržen jednokrokový Q-P proces, kde bylo cílem zjistit vhodnou teplotu zakalení, aby ve struktuře zůstal dostatečný podíl netransformovaného austenitu a došlo ke vzniku martenzitické struktury bez přítomnosti feritické fáze. V dalším kroku byl proveden dvoukrokový Q-P proces s různými teplotami zakalení a přerozdělení. V posledním kroku bylo provedeno i odzkoušení postupně optimalizovaného procesu na termomechanickém simulátoru.

### 5.2 Zařízení a použití metody vyhodnocení

Pro provedení experimentálního programu diplomové práce byly využity následující metody a zařízení:

#### *Tepelné zpracování vzorků*

- Pro ohřev vzorků na austenitizační teplotu byla využita elektrická pec Nabertherm L08/14 v halové laboratoři ZČU.
- Jako médium pro popouštění vzorků byla použita solná lázeň AS 140 s obsahem dusičnanů (hodnota 140 ve značení soli udává přibližnou teplotu tavení). Výrobce doporučený rozsah teplot použití je 160 - 550°C. [15]
- Kontrola teploty vzorku, solné lázně a pece byla provedena pomocí termočlánku - typ K. Frekvence záznamu teploty byla nastavena na 0,1 s.
- Pro přesně řízený proces tepelného zpracování byl použit termomechanický simulátor. Jedná se o zařízení umožňující přesné nastavení a řízení teplotního a deformačního průběhu procesu. Ohřev vzorku, upnutého do speciálních vodou chlazených čelistí, je zde uskutečněn indukčně-odporovým způsobem, a to až do maximální dosažitelné teploty 1350°C. Pro ocel lze při ohřevu dosáhnout teplotních spádů přes 100°C/s a 250°C/s při ochlazení (vzduchem, vodou nebo vodní mlhou). Celý proces je možné přesně řídit a monitorovat.

- Určení diagramů izotermického a anizotermického rozpadu austenitu a transformačních teplot:
  - Pomocí softwaru pro výpočet materiálových vlastností byly pro jednotlivé tavby určeny IRA a ARA diagramy. JMatPro je software pro výpočet vlastností a chování více-složkových slitin, založený na podložených fyzikálních principech. Umožňuje výpočet vlastností pro různé typy ocelí (korozivzdorné, nástrojové, vysokopevné) na základě zadání chemického složení zkoumaného materiálu. Volitelnými parametry jsou teplota austenitizace, velikost zrna a nejnižší procento detekované fáze. [16]
  - Transformační teploty byly dále určeny dilatometrickým měřením ve společnosti COMTES FHT, a.s. pomocí dilatometru LINSEIS.
  - Teplota martenzitické přeměny  $M_s$  byla u jednotlivých taveb určena také pomocí fenologického modelu. Fenologické modely vývoje struktury jsou založeny na bázi parametrických rovnic, v nichž se odečítají nebo přičítají násobky hmotnostních podílů jednotlivých legujících prvků na základě intenzity jejich vlivu na daný typ přeměny. Tyto modely mohou být stanoveny buď na základě měření na velkém množství vzorků o podobném složení, nebo sestavovány na základě statistického zpracování informací z různých materiálových listů. Omezení jejich platnosti může být dáno řadou parametrů, např. chemickým složením, rychlostí ochlazování, tloušťkou materiálu atd. [17]  
Výpočet teploty  $M_s$  dle Andrewse pro ocel s obsahem uhlíku do 0,6%:

$$M_s = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 11Si - 7Mo \text{ [}^\circ\text{C]} \text{ [17]}$$

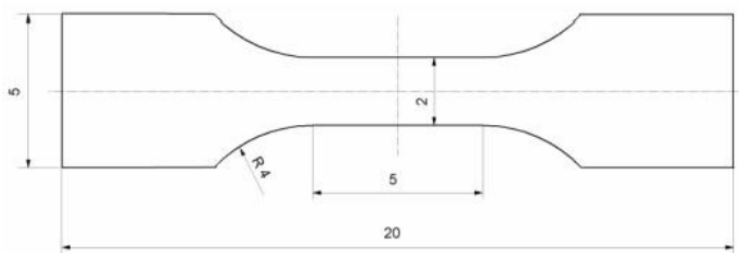
Z uvedeného vztahu je patrný vliv jednotlivých prvků na teplotu martenzit start, největší důraz je kladen na obsah uhlíku a manganu.

### *Metalografická analýza*

- Rozřezání vzorků pro metalografické analýzy byl proveden na přesné řezačce BUEHLER IsoMet 4000. Broušení a leštění bylo provedeno na BUEHLER Grinder-Polisher. Ke zvýraznění struktury bylo provedeno leptání v 3% Nitalu. Doba leptání byla dle potřeby volena v rozmezí 2 - 5 s.
- Dokumentace struktury byla provedena na světelném mikroskopu Nikon Optiphot 100 s digitální monochromatickou kamerou Baster A133 propojenou se softwarem Lucia 4.6.
- Detailnější analýzy byly provedeny na laserovém konfokálním mikroskopu Olympus Lext OLS3000XL s maximální zvětšením ve světelném módu 2400x a konfokálním módu 14400x a řádkovacím elektronovým mikroskopem TESCAN EASY PROBE.

### *Mechanické zkoušky*

- Z tepelně zpracovaných vzorků byly vyřezány vzorky pro mini-tahovou zkoušku. Zkušební tělesa pro mechanické zkoušky byly získány pomocí elektroerozivního drátového řezání EW - 30 NT. Poté byly vzorky přebroušeny na finální rozměr.
- Zkouška tahem byla provedena na trhačím stroji PM5 Zwick 250 kN ve VÚZ Plzeň s.r.o. Tento trhačí stroj má speciálně upravené čelisti pro upnutí mini-vzorků (Obr. 19). Vyhodnocení zkoušky tahem bylo provedeno na základě výsledků z dvou měření.



Obr. 19: Rozměry vzorku pro zkoušku tahem

- Měření tvrdosti bylo provedeno na tvrdoměru Wolpert Wilson 432 SVD. Výsledná hodnota tvrdosti HV10 byla stanovena ze tří měření provedených ve středové části vybroušeného vzorku.

#### Určení podílu zbytkového austenitu

- Stanovení podílu zbytkového austenitu bylo provedeno pomocí RTG difrakční analýza na automatickém práškovém difraktometru AXS Bruker D8 Discover s plošným, pozičně citlivým detektorem HI-STAR a kobaltovou RTG lampou.

### 5.3 Experimentální materiál

Jako experimentální materiál byly vybrány tři taveniny s označením H3, H4, H5 s různým podílem uhlíku a chromu. Chemické složení bylo určeno pomocí spektrální analýzy (Tab. 8). Jako legující prvky jsou zde především uhlík, křemík, chrom a mangan. Přídavek křemíku brání nebo alespoň omezuje precipitaci karbidů. Mangan stabilizuje austenit, omezuje perlitickou přeměnu. Chrom zvyšuje pevnost, tvrdost a prokalitelnost oceli. Hlavní rozdíl mezi složením jednotlivých taveb je v obsahu uhlíku mezi taveninou H3 (0,19% C) a H4 (0,47% C) a obsahu chromu mezi taveninou H4 (0,47% C; 0,75% Cr) a H5 (0,56% C; 1,36% Cr).

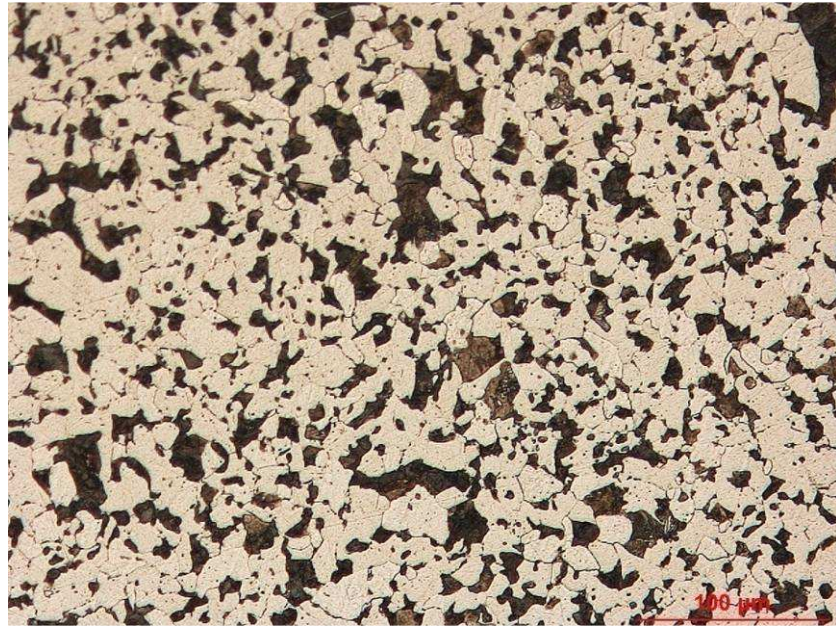
Experimentální materiál byl odlit do ingotů o hmotnosti 60 kg. Po odříznutí hlavy a paty ingotů byl po rozřezání překován za tepla na tyčovinu o průměru cca 18 mm. Poté bylo provedeno vyžhání těchto tyčí v peci. Z tohoto materiálu byly použity vzorky pro provedení experimentu. [18]

Tab. 10: Chemické složení experimentálních materiálů [hm. %]

Tavba	C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	Nb	Ti	N	P	S
H3	0,19	1,92	0,58	0,79	0,03	0,001	0,04	0,002	max. 0,001	max. 0,01	max. 0,01
H4	0,47	1,95	0,62	0,75	0,03	0,001	0,04	0,002	max. 0,002	max. 0,01	max. 0,01
H5	0,47	1,88	0,60	1,36	0,03	0,001	0,04	0,002	max. 0,001	max. 0,01	max. 0,01

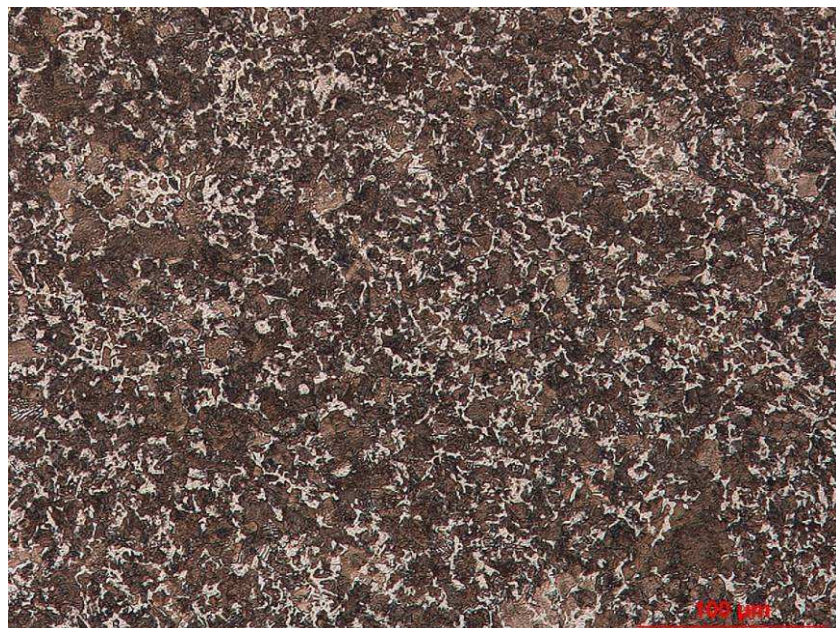
#### Struktura a mechanické vlastnosti výchozích stavů

Výchozí struktura taveniny H3 byla tvořena feritem a perlitem (Obr. 20). Tvrdost byla určena na 190 HV10.

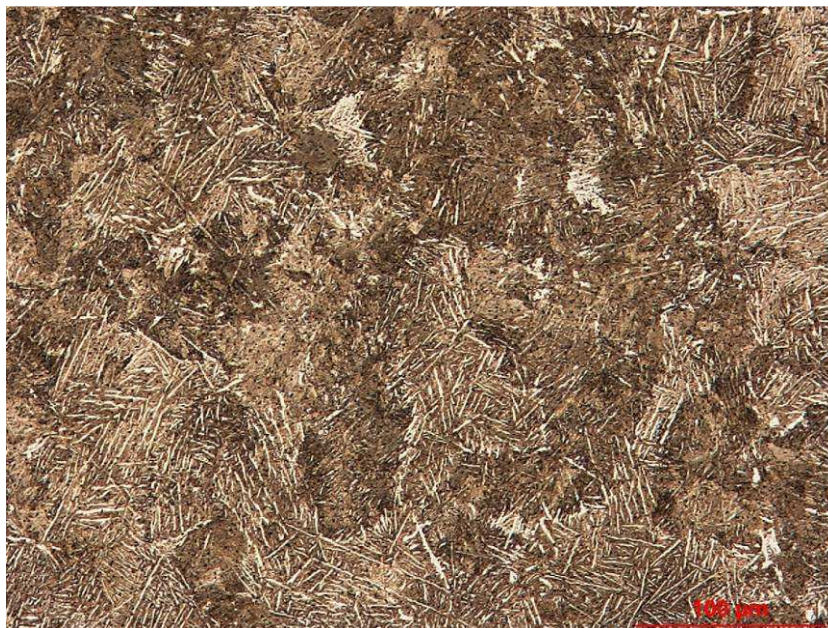


*Obr. 20: Výchozí stav H3 - ferit + perlit, světelný mikroskop*

U tavby H4 s vyšším obsahem uhlíku oproti tavbě H3 byla výchozí struktura převážně perlitická s malým podílem feritu (Obr. 21). U tavby H5, kde byl zvýšen i podíl chromu byla získána struktura s výrazně jinou morfologií (Obr. 22). Změna podílu jednotlivých fází se projevila i na hodnotách tvrdosti, kdy u materiálu H4 a H5 byla zjištěna tvrdost 267 resp. 279 HV10 (Tab. 11).



*Obr. 21: Výchozí stav H4 - ferit + perlit, světelný mikroskop*



Obr. 22: Výchozí stav H5 - ferit (acykulární ferit)+ perlit, světelný mikroskop

Získané hodnoty mechanických vlastností odpovídající zjištěným hodnotám tvrdosti (Tab. 11). Mez pevnosti u mat. H3 dosahovala 658 MPa s tažností 46%. Zvýšení podílu uhlíku z 0,19% na 0,47% způsobilo zvýšení hodnoty pevnosti na 914 MPa s tažností 29 %. Navýšení podílu chromu vedlo ke zvýšení meze pevnosti na 954 MPa při zachování podobné hodnoty tažnosti 32%.

Tab. 11: Mechanické vlastnosti výchozího materiálu

Tavba	Smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]	Mez pevnosti [MPa]	Tažnost $A_{5mm}$ [%]	HV10 [-]
H3	410	658	45,5	190
H4	523	914	29	267
H5	627	954	32	279

### Diagramy izotermického a anizotermického rozpadu austenitu

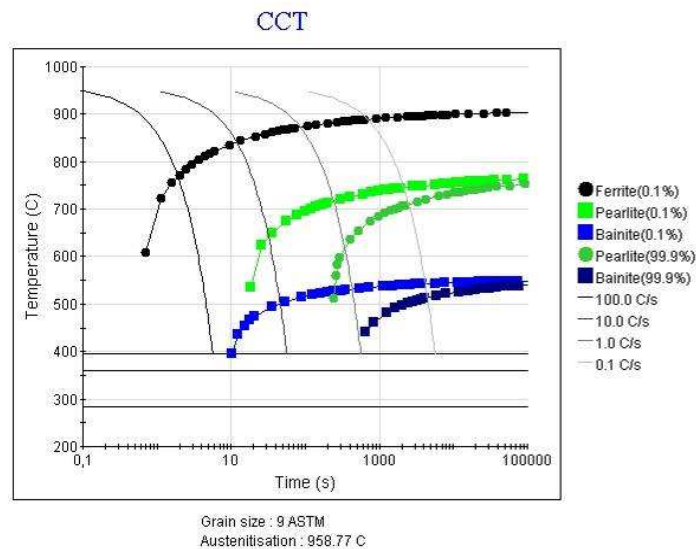
Obecně je předpokladem prvního kroku Q-P procesu, získání nerovnovážné struktury martenzitu s jistým podílem zbytkového austenitu (v závislosti na požadovaných mechanických hodnotách konečného produktu). Je tedy nutné navrhnout takový postup tepelného zpracování, který by dosažení této struktury zajistil. Martenzit je základnou strukturou vznikající přeměnou austenitu rychlostí vyšší, než je horní kritická rychlost. Hodnota této rychlosti je, stejně jako teploty martenzitické přeměny  $M_s$  a  $M_f$ , ovlivněna jedinečně chemickým složením. Při návrhu tepelného zpracování je tedy potřebná znalost diagramů izotermického a především anizotermického rozpadu austenitu. Pro jejich získání byl použit software JMatPro (Obr. 23 - 28). [19] [20]

Tab. 12: Hodnoty transformační teploty  $M_s$  a  $M_f$ 

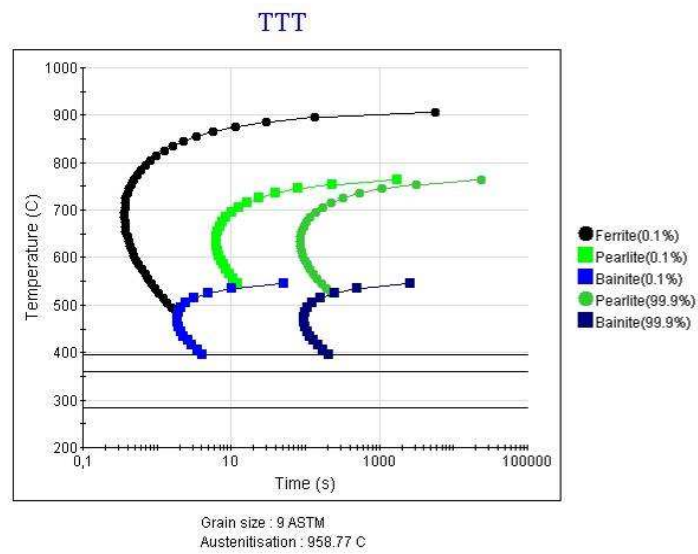
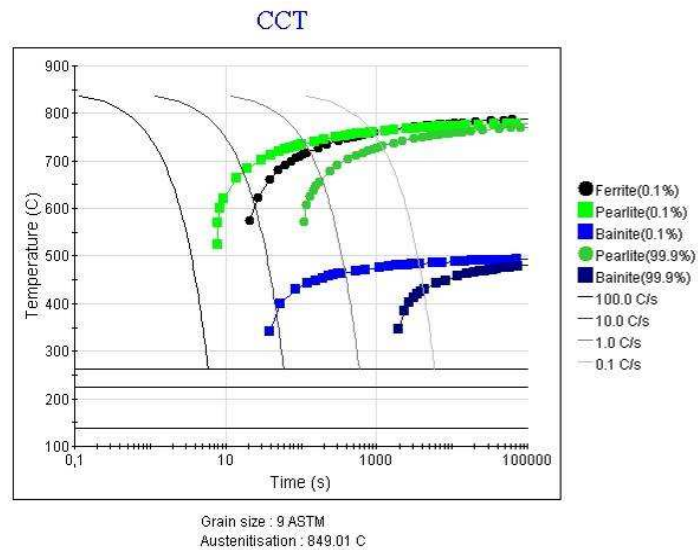
Tavba	Způsob určení				
	JMatPro		Dilatometrické měření		Výpočet dle Andrewse Ocel s obsahem uhlíku nižším než 0,6%
			200°C/s	20°C/s	
	$M_s$ [°C]	$M_f$ [°C]	$M_s$ [°C]	$M_s$ [°C]	$M_s$ [°C]
H3	395	283	373	376	407
H4	263	138	253	257	290
H5	252	126	246	258	284

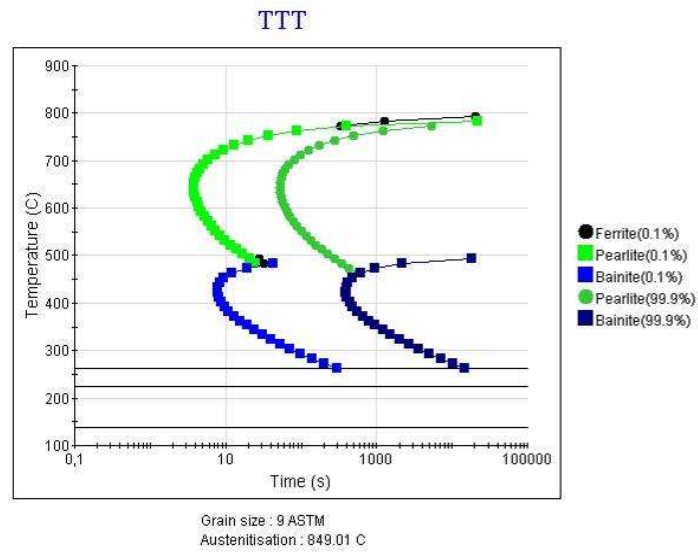
Získané výsledky jasně ukazují vliv uhlíku na polohu teplot  $M_s$  a  $M_f$  (Tab. 12). Při porovnání tavby H3, s nejnižším obsahem uhlíku (0,19% C), s tavbou H4 (0,47% C), jsou teploty  $M_s$  a  $M_f$  posunuty k vyšším teplotám ( $M_s$  - 395°C,  $M_f$  - 283°C). Podobný trend je patrný i z křivek fázové přeměny feritu a perlitu, které jsou navíc v porovnání s tavbou H4 (Obr. 18 a 20), posunuty více doleva tedy k nižším časům ochlazování (vyšším rychlostem ochlazování). Při srovnání ARA diagramů taveb H4 a H5 (Obr. 25 a 25) se stejným obsahem uhlíku (0,56% C), je možné u tavby H5 pozorovat vliv chromu, který snižuje aktivitu uhlíku, na posun křivek fázových přeměn doprava, k vyšším časům ochlazování (nižší rychlosti ochlazování).

Porovnáním transformačních teplot  $M_s$  získaných dilatometrickým měřením s výsledky fenologického modelu byly zjištěny výrazné rozdíly teplot, u tavby H3 byl rozdíl mezi vypočtenou a naměřenou teplotou 34°C, u tavby H4 37°C, u tavby H5 38°C. Srovnáním teplot  $M_s$  vypočtených softwarem JMatPro s dilatometrickým měřením byl největší rozdíl zjištěn u tavby H3 a to 22°C. Pro tavbu H4 činí hodnota rozdílu 10°C, u tavby H5 pak 6°C.

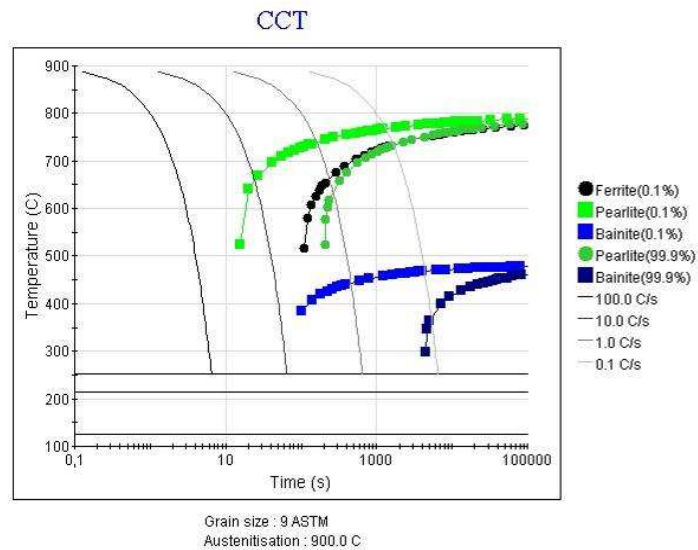


Obr. 23: ARA diagram pro tavbu H3

*Obr. 24: IRA diagram pro tavbu H3**Obr. 25: ARA diagram pro tavbu H4*

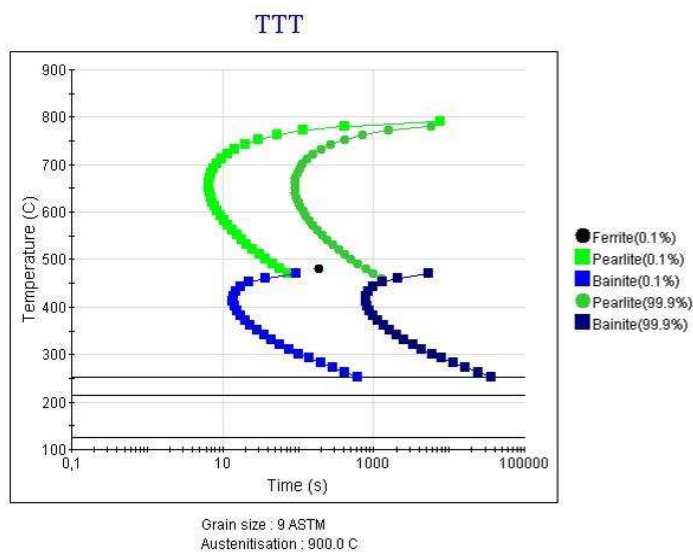


Obr. 26: IRA diagram pro tavbu H4



Obr. 27: ARA diagram pro tavbu H5





Obr. 28: IRA diagram pro tavbu H5

## 6 Návrh teploty austenitizace

Optimalizace celého Q-P procesu byla provedena v několika krocích. Prvním krokem byl návrh vhodné teploty a doby austenitizace. S ohledem na znalost transformačních teplot  $A_{c3}$ , získaných dilatometrickým měřením (Tab. 11), byly pro každou z taveb navrženy čtyři režimy tepelného zpracování. Po ohřevu v peci na teplotu austenitizace byly vzorky kaleny přímo do vody. Cílem této části experimentálního programu bylo určení teploty a doby austenitizace, zaručující vhodnou výchozí strukturu (v ideálním případě čistě martenzitickou) pro následné zpracování a zároveň zjistit co nejnižší možnou teplotu ohřevu, která by přispěla k ekonomické výhodnosti celého procesu.

S ohledem na teplotu  $A_{c3}$ , která byla pro tavbu H3 určena na  $917^{\circ}\text{C}$ , byly pro tavbu H3 navrženy dvě různé teploty austenitizace  $950^{\circ}\text{C}$  a  $1000^{\circ}\text{C}$  při výdrži 20 a 40 min (Tab. 13). Protože u taveb H4 a H5 byla teplota  $A_{c3}$  nižší a to  $818^{\circ}\text{C}$  respektive  $841^{\circ}\text{C}$ , byly i teploty austenitizace voleny nižší a to  $860^{\circ}\text{C}$  a  $900^{\circ}\text{C}$  se stejnými dobami výdrže.

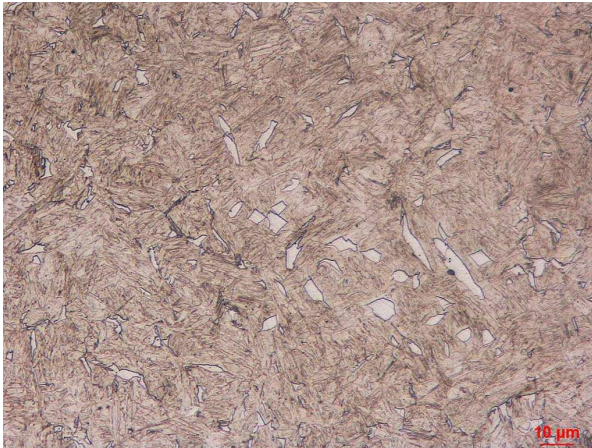
Tab. 13: Režimy tepelného zpracování při návrhu teploty a doby austenitizace

Tavba	H3				H4				H5			
Teplota $A_{c3}$ [ $^{\circ}\text{C}$ ]	917				818				841			
Označení režimu	A	B	C	D	E	F	G	H	CH	I	J	K
Teplota austenitizace [ $^{\circ}\text{C}$ ]	950	950	1000	1000	860	860	900	900	860	860	900	900
Výdrž na teplotě [min.]	20	40	20	40	20	40	20	40	20	40	20	40

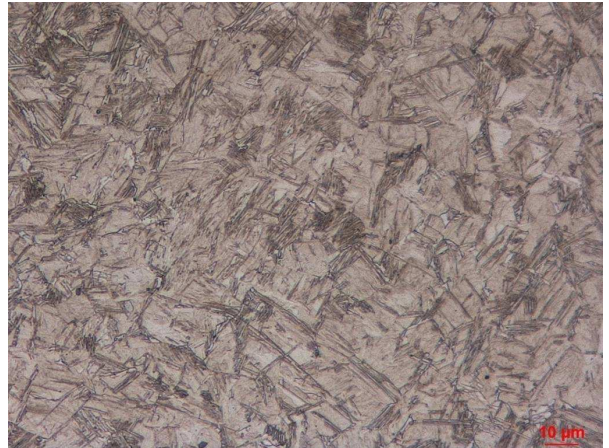
## 6.1 Výsledky návrhu parametrů austenitizace

### Tavba H3

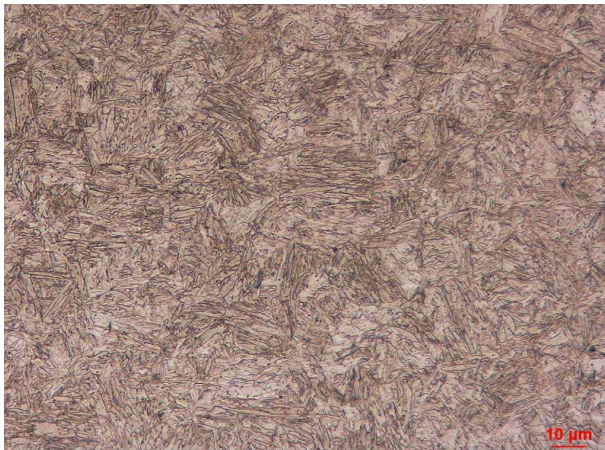
Metalografické hodnocení bylo provedeno na světelném mikroskopu. Bylo zjištěno, že u tavby H3 je pro dostatečnou austenitizaci a odstranění volného feritu ze struktury, nutno použít vyšší teplotu ohřevu 1000°C. Prodloužení doby výdrže z 20 na 40 minut nezpůsobilo výrazné zhrubnutí struktury. Při nižší teplotě 950°C a ani delší době výdrže 40 min. nebyla získána čistě martenzitická struktura. (Obr. 29 - 32)



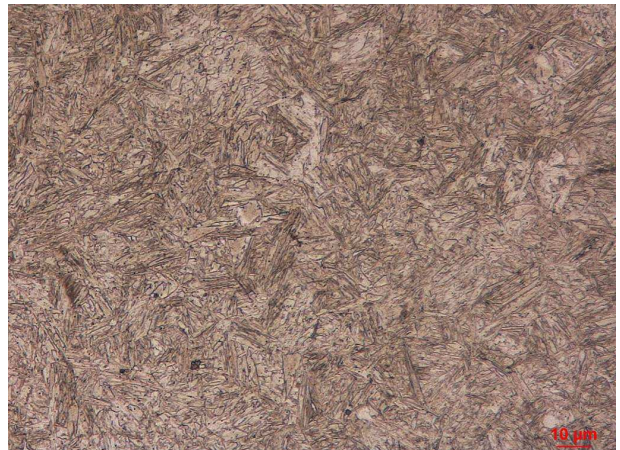
Obr. 29: A - H3 - teplota austenitizace 950°C/20min.: martenzit + bainit + ferit, světelný mikroskop



Obr. 30: B - H3 - teplota austenitizace 950°C/40min.: martenzit + bainit + ferit, světelný mikroskop



Obr. 31: C - H3 - teplota austenitizace 1000°C/20min.: martenzit, světelný mikroskop



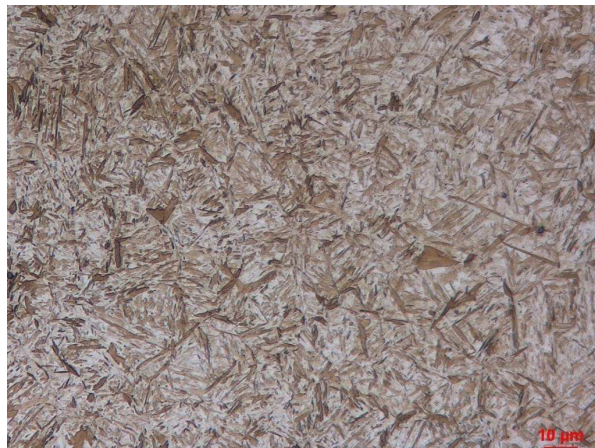
Obr. 32: D - H3 - teplota austenitizace 1000°C/40min.: martenzit, světelný mikroskop

## Tavba H4

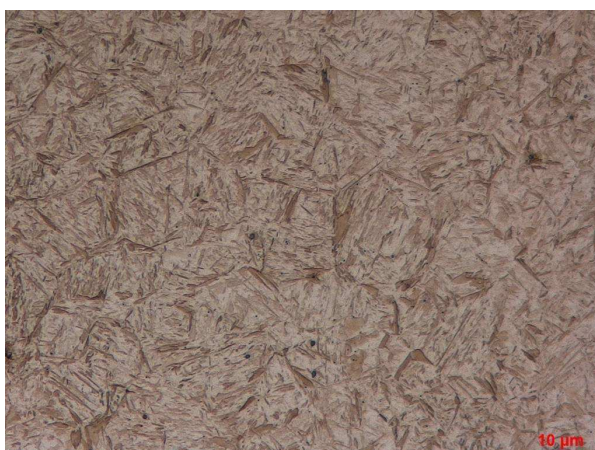
U tavby H4 bylo v případě všech režimů tepelného zpracování dosaženo čistě martenzické struktury. Výrazněji se neprojevilo jak zvýšení teploty austenitizace z 860 na 900°C, tak ani změna doby austenitizace z 20 na 40 min. (Obr. 33 - 36)



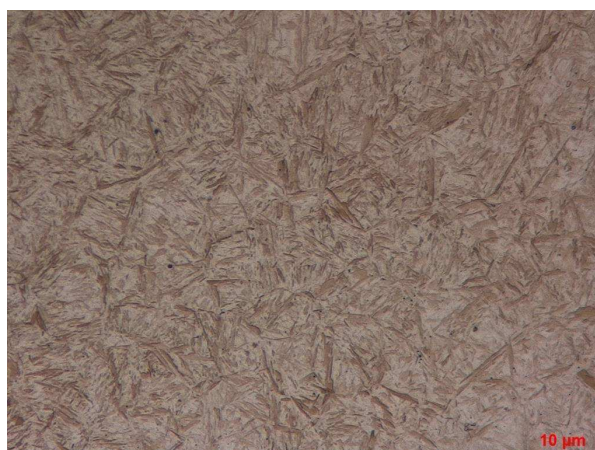
*Obr. 33: E - H4 - teplota austenitizace 860°C/20min.: martenzít, světelný mikroskop*



*Obr. 34: F- teplota austenitizace 860°C/40min.: martenzít, světelný mikroskop*



*Obr. 35: G - H4 - teplota austenitizace 900°C/20min.: martenzít, světelný mikroskop*



*Obr. 36: H - H4 - teplota austenitizace 900°C/40min.: martenzít, světelný mikroskop*

## Tavba H5

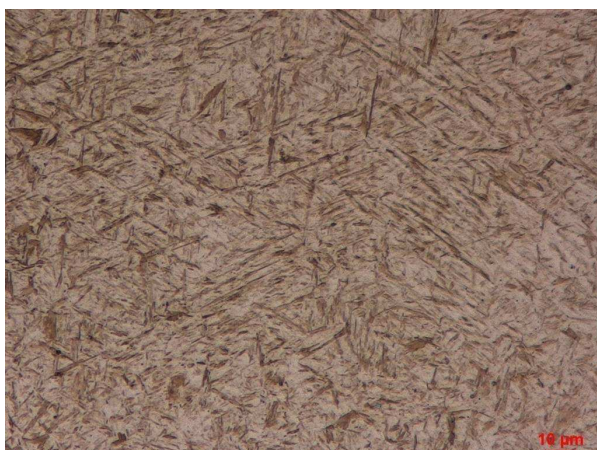
U režimů tavby H5 s teplotou austenitizace 860°C byla při 20 min. době výdrže získána struktura tvořená bainitem a martenzitem. Při 40 min. výdrži byla struktura čistě martenzitická. Zvýšením teploty austenitizace na 900°C byly v případě obou výdrží získány struktury tvořené martenzitem (Obr. 37 - 40).



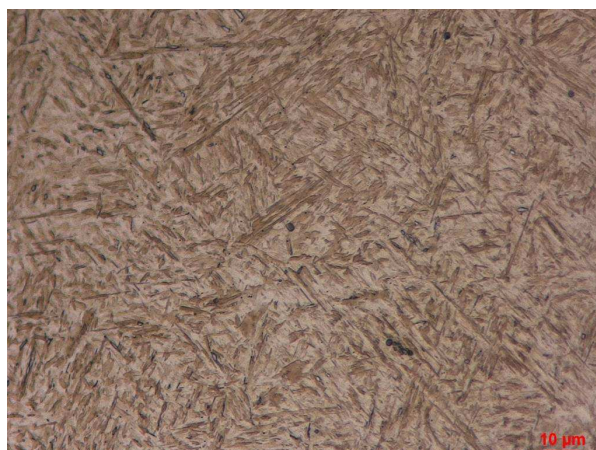
Obr. 37: CH - H5 - teplota austenitizace 860°C/20min.:  
martenzit + bainit, světelný mikroskop



Obr. 38: I - H5 - teplota austenitizace 860°C/40min.:  
martenzit, světelný mikroskop



Obr. 39: J - H5 - teplota austenitizace 900°C/20min.:  
martenzit, světelný mikroskop



Obr. 40: K - H5 - teplota austenitizace 900°C/40min.:  
martenzit, světelný mikroskop

## 6.2 Výsledky mechanických zkoušek – tvrdost HV10

Po první části optimalizace procesu tepelného zpracování byla u jednotlivých vzorků naměřena tvrdost HV10 (Tab. 14). U tavby H3 se odstranění volného feritu a bainitu z martenzitické struktury výrazně neprojevovalo na zvýšení hodnot tvrdosti. Tvrdost byla stanovena pro všechny zkoušené režimy v intervalu 462-488 HV10. Martenzitická struktura a vyšší obsah uhlíku způsobily výrazné zvýšení hodnot tvrdosti u tavby H4. Nejvyšších hodnot tvrdosti bylo dosaženo u tavby H5 se zvýšeným obsahem uhlíku a chromu, kdy byla získána hodnota až 816 HV10 (Tab. 14).

*Tab. 14: Výsledky měření tvrdosti po provedené austenitizaci*

Tavba	H3				H4				H5			
Označení vzorku	A	B	C	D	E	F	G	H	CH	I	J	K
Teplota austenitizace [°C]	950	950	1000	1000	860	860	900	900	860	860	900	900
Výdrž na teplotě [min.]	20	40	20	40	20	40	20	40	20	40	20	40
HV10	475	462	488	475	790	747	760	763	782	799	798	816

### 6.3 Diskuze výsledků – teplota austenitizace

Cílem této části experimentu bylo určení vhodné teploty a doby austenitizace, zaručující vhodnou výchozí strukturu pro následný QP proces. Za tímto účelem byly pro každou tavbu navrženy čtyři tepelné režimy.

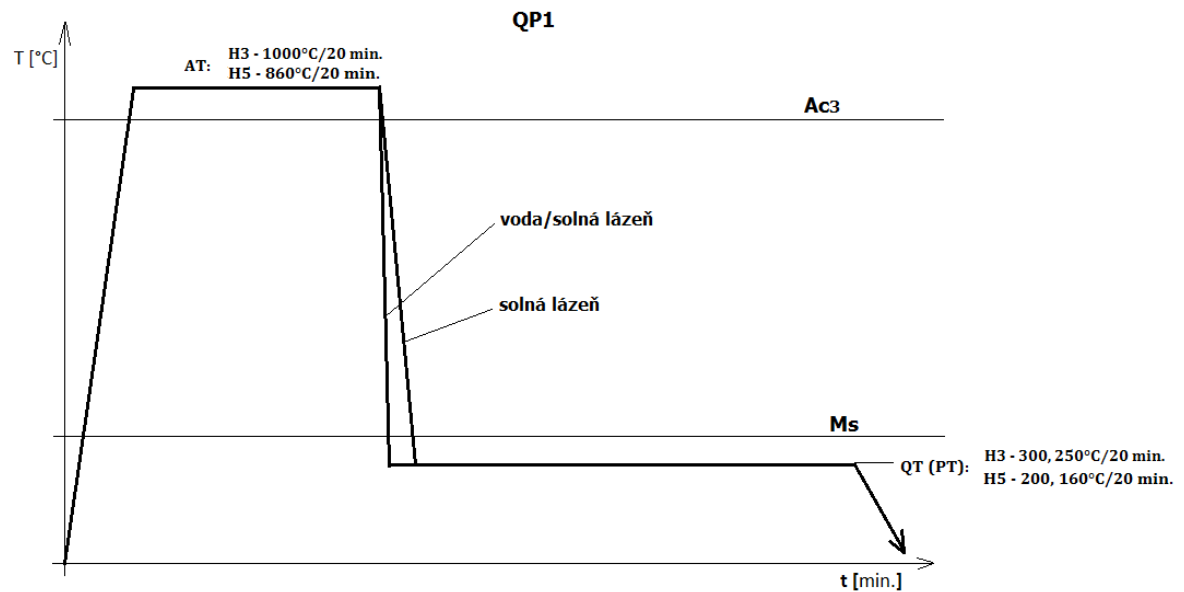
Pro tavbu H3 byla vybrána teplota austenitizace 1000°C s dobou výdrže 20 min, (vzorek C). U takto zpracovaného vzorku byly naměřeny nejvyšší hodnoty tvrdosti 488 HV10. Struktura byla tvořená feritem a martenzitem. Doba výdrže 20 min. byla zvolena s ohledem na nebezpečí hrubnutí austenitického zrna a snížení energetické náročnosti celého zpracování.

Pro tavbu H4 a H5 byla zvolena jako nejvhodnější teplota ohřevu teplota 860°C s dobou výdrže 20 minut. U obou ocelí byla i při takto nízké teplotě získána martenzitická struktura bez přítomnosti volného feritu s vysokou hodnotou tvrdosti.

## 7 Jednokrokový Q - P proces (QP1)

Dalším krokem experimentu byla po návrhu parametrů austenitizace volba teploty zakalení (QT). Rovněž byl zjišťován vliv rychlosti ochlazování. Proto byl navržen jednokrokový QP proces pro tavby H3 a H5.

Jednokrokovým QP procesem se rozumí tepelné zpracování spočívající v ohřevu vzorku na teplotu austenitizace (AT), výdrži na této teplotě a následným ochlazením na teplotu QT. Po zakalení následuje fáze přerozdělení uhlíku mezi martenzitem a zbytkovým austenitem, která v případě jednokrokového Q-P procesu probíhá během prodlevy na teplotě zakalení (Obr. 41).



Obr. 41: Schematické znázornění QP1

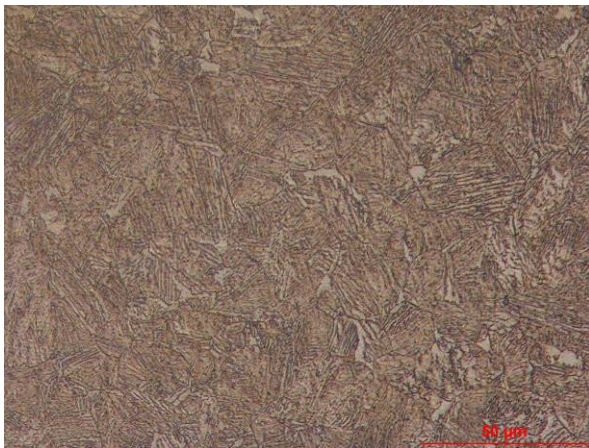
Tepelné zpracování se skládalo z austenitizace na teplotě stanovené v předchozím kroku. Poté následovalo ochlazení na teplotu zakalení do solné lázně o definované teplotě. U tavby H3 se jednalo o teplotu 300°C a 250°C a u tavby H5 o teplotu 200°C a 160°C. Tyto teploty byly voleny na základě znalosti teplot  $M_s$  a  $M_f$ . Na této teplotě byla provedena výdrž pro přerozdělení uhlíku z přesyceného martenzitu do zbytkového austenitu. Při vyšších teplotách zakalení byly odzkoušeny i dvě různé rychlosti ochlazování. V jednom případě byl vzorek před zakalením do solné lázně ještě chlazen vodou, v druhém případě bylo provedeno zakalení rovnou do solné lázně (Tab. 15). Aby bylo zaručeno nepodkročení stanovené teploty zakalení, byl teplotní průběh měřen termočlánkem.

## 7.1 Výsledky jednokrokového Q-P procesu

### Tavba H3

#### *Režim A1 - 1000°C/20 min. - voda - 300°C/20 min. - voda*

U režimu A1 byla provedena austenitizace při teplotě 1000°C s délkou prodlevy 20 min. po ustálení teploty. Po ukončení austenitizace následovalo ochlazení ve vodě až do teploty cca 360°C, kdy byl vzorek přemístěn do solné lázně vyhřáté na teplotu zakalení 300°C. Délka výdrže v solné lázni byla 20 minut. Během této prodlevy by mělo dojít k tzv. přerozdělení uhlíku, pouštění martenzitu a stabilizaci zbytkového austenitu. Současně díky legující strategii je potlačena tvorba karbidů. Po prodlevě následovalo ochlazení ve vodě (Obr. 40). Získaná struktura byla tvořena směsí martenzitu a bainitu s velmi malým podílem volného feritu (Obr. 42 - 44). Rychlost ochlazování z teploty austenitizace na teplotu 1000 °C na teplotu zakalení 300 °C byla v případě prostředí kombinace voda/ solná lázeň 70 °C/s.



Obr. 42: A1- H3 - 1000°C/20 min. - voda - 300°C/20 min. - voda: martenzit + bainit+ ferit, světelný mikroskop



Obr. 43: A1 - H3 - 1000°C/20 min. - voda - 300°C/20 min. - voda: martenzit + bainit+ ferit, konfokální mikroskop

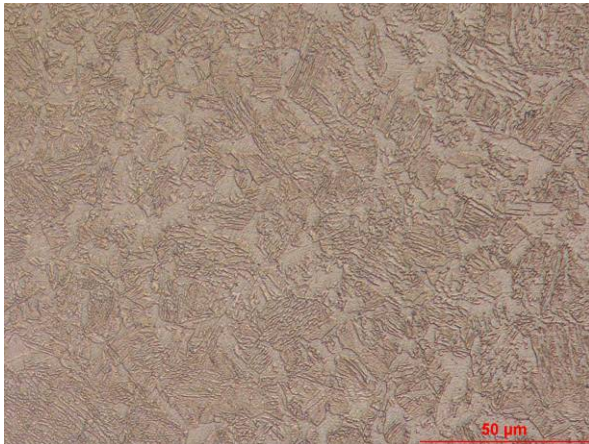


Obr. 44: A1- H3 - 1000°C/20 min. - voda - 300°C/20 min. - voda: martenzit - hranice původního austenického zrna, REM

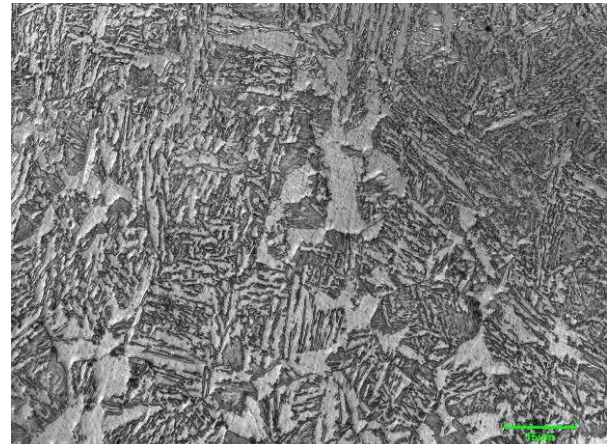
**Režim B1 - 1000°C/20 min. - 300°C/20 min. - voda**

U režimu B1 byly zvoleny stejné parametry austenitizace jako u režimu A1. Po výdrži na teplotě ohřevu bylo provedeno ochlazení přímo do solné lázně ohřáté na teplotu 300°C s prodlevou 20 minu (Obr. 41).

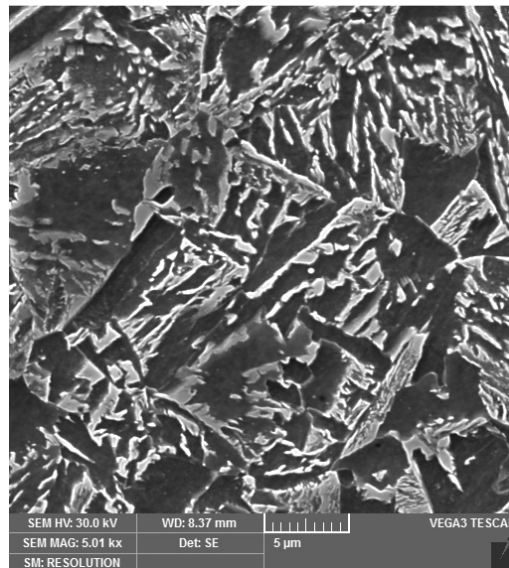
Struktura vzorku zpracovaného režimem B1 byla tvořena směsí martenzitu, bainitu a feritu. Oproti režimu A1 s vyšší rychlostí ochlazování bylo ve struktuře detekováno větší množství feritické fáze (Obr. 45 - 47). Přímým ochlazováním do solné lázně došlo k výraznému snížení rychlosti ochlazování na hodnotu cca 23 °C/s.



Obr. 45: B1 - H3 - 1000°C/20 min. - 300°C/20 min. - voda: martenzit + bainit + ferit, světelný mikroskop



Obr. 46: B1 - H3 - 1000°C/20 min. - 300°C/20 min. - voda: martenzit + bainit + ferit, konfokální mikroskop

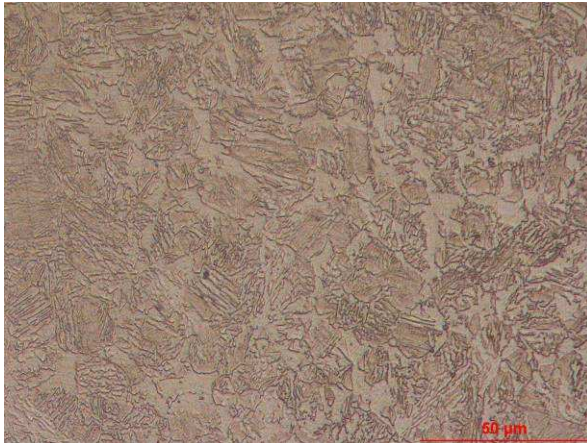


Obr. 47: B1 - H3 - 1000°C/20 min. - 300°C/20 min. - voda: martenzit + bainit + ferit, ŘEM

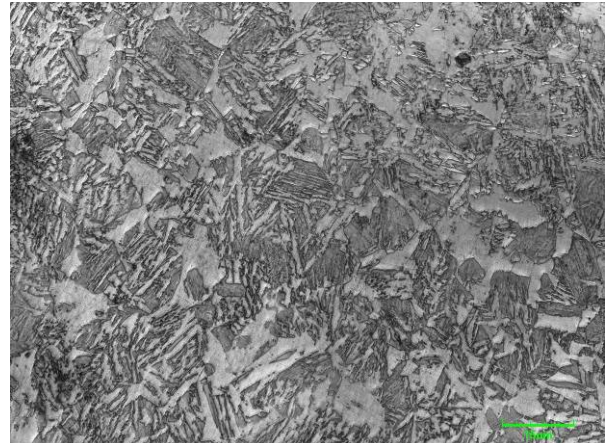


**Režim C1 - 1000°C/20 min. - 250°C/20 min. - voda**

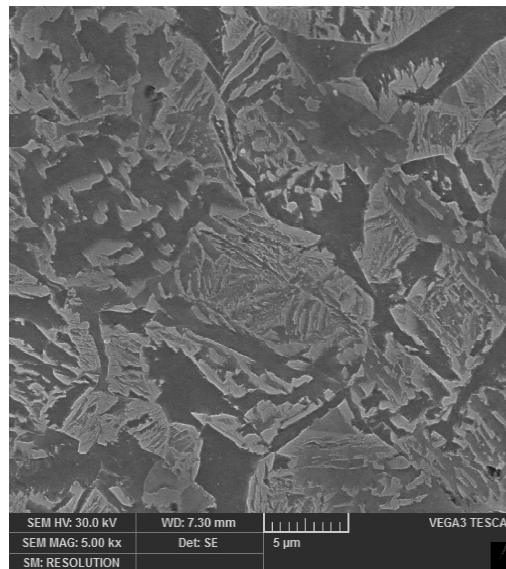
Pro režim C1 bylo po austenitizaci provedeno zchlazení přímo do solné lázně na teplotu 250°C s výdrží 20 minut a poté následovalo vychlazení ve vodě na teplotu okolí. Snížení teploty zakalení na 250°C se na vývoji struktury výrazně neprojevovalo. Struktura byla tvořena opět směsí obsahující martenzit, bainit a ferit (Obr. 48 - 50).



Obr. 48: C1 - H3 - 1000°C/20 min. - 250°C/20 min. - voda:  
martenzit + bainit + ferit, světelný mikroskop



Obr. 49: C1 - H3 - 1000°C/20 min. - 250°C/20 min. - voda:  
martenzit + bainit + ferit, konfokální mikroskop



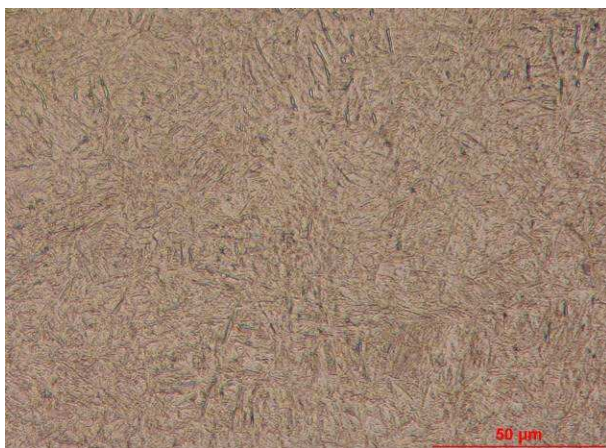
Obr. 50: C1 - H3 - 1000°C/20 min. - 250°C/20 min. - voda:  
martenzit + bainit + ferit, ŘEM

## Tavba H5

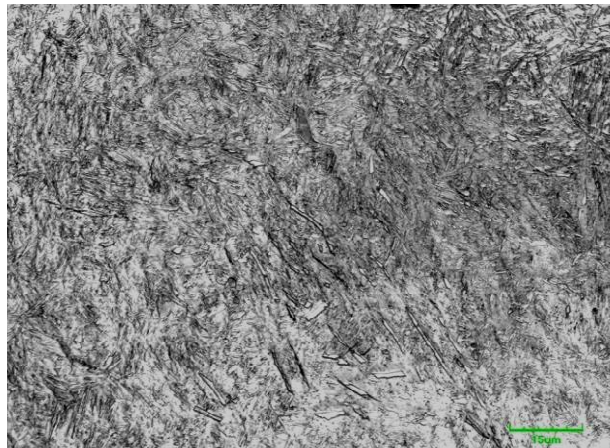
Pro tavbu H5 byly z důvodu vyššího obsahu uhlíku a chromu ve struktuře navrženy nižší teploty zakalení než u tavby H3. Celkem byly opět odzkoušeny tři režimy tepelného zpracování.

### *Režim G1 - 860°C/20 min. - voda - 200°C/20 min. - voda*

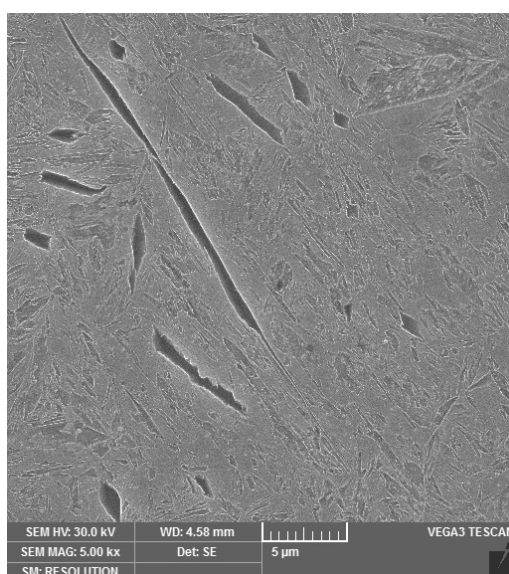
Pro režim G1 byly použity parametry austenitizace získané v předchozí části experimentálního programu: teplota austenitizace 860°C, výdrž na teplotě 20 min.. Po austenitizaci následovalo ochlazení ve vodě na teplotu cca 230°C, při které byly vzorky přemístěny do solné lázně ohřáté na teplotu zakalení, v tomto případě i přerozdělení 200°C s výdrží 20 minut s následným ochlazením do vody při chlazení na teplotu okolí. Struktura získaná tímto režimem byla zákalného charakteru a byla tvořena převážně martenzitem (Obr. 51, 52). Na snímku pořízeném pomocí ŘEM je patrný také podíl bainitického feritu ve formě jehlic (Obr. 53).



*Obr. 51: G1 - H5 - 860°C/20 min. - voda - 200°C/20 min. - voda: martenzit + bainit, světelný mikroskop*



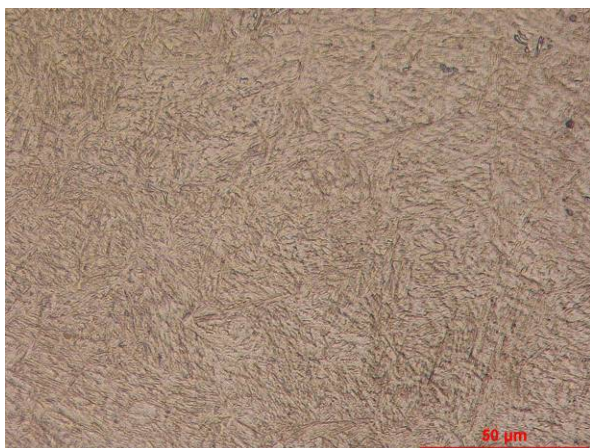
*Obr. 52: G1 - H5 - 860°C/20 min. - voda - 200°C/20 min. - voda: martenzit + bainit, konfokální mikroskop*



*Obr. 53: G1 - H5 - 860°C/20 min. - voda - 200°C/20 min. - voda: martenzit + bainitický ferit, ŘEM*

**Režim H1- 860°C/20 min. - 200°C/20 min. - voda**

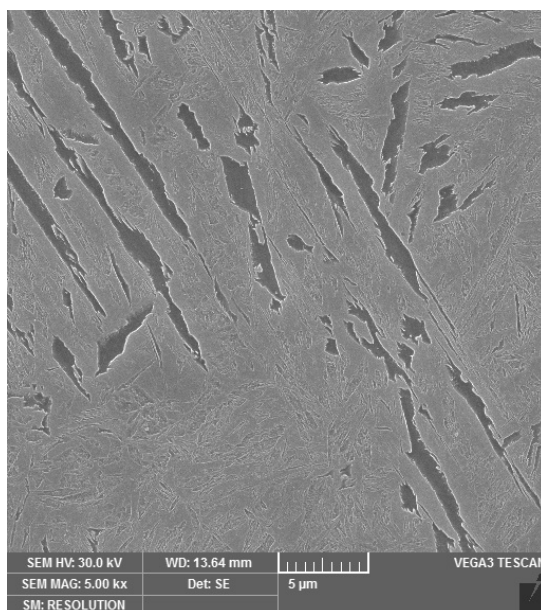
U režimu H1 byla teplota austenitizace i zakalení shodná s předchozím režimem. V tomto případě byl však vynechán krok ochlazování z austenitizační teploty do vody a vzorky byly ochlazovány přímo do solné lázně. Snížení rychlosti ochlazování se výrazně neprojevílo na vývoji struktury. Ve struktuře byl zjištěn nepatrně vyšší podíl bainitu. (Obr. 54 - 56).



**Obr. 54: H1 - H5 - 860°C/20 min. - 200°C/20 min. - voda: martenzit + bainit, světelný mikroskop**



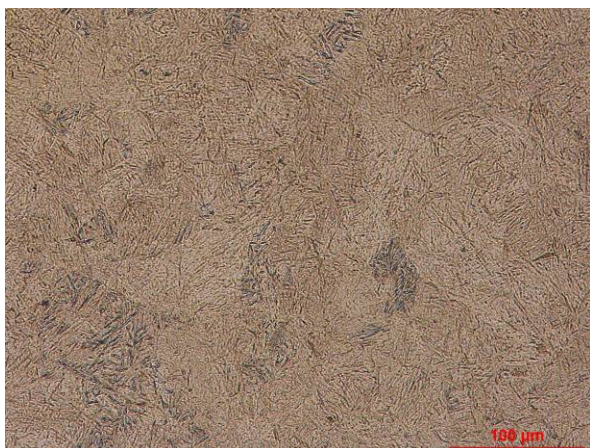
**Obr. 55: H1 - H5 - 860°C/20 min. - 200°C/20 min. - voda: martenzit + bainit, konfokální mikroskop**



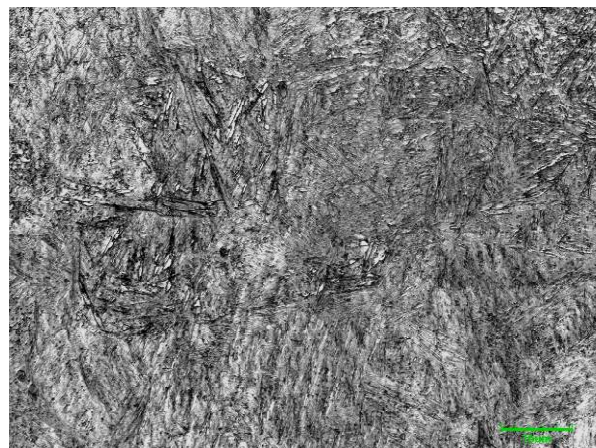
**Obr. 56: H1 - H5 - 860°C/20 min. - 200°C/20 min. - voda: martenzit + bainit, REM**

**Režim, II - 860°C/20 min. - 160°C/20 min. - voda**

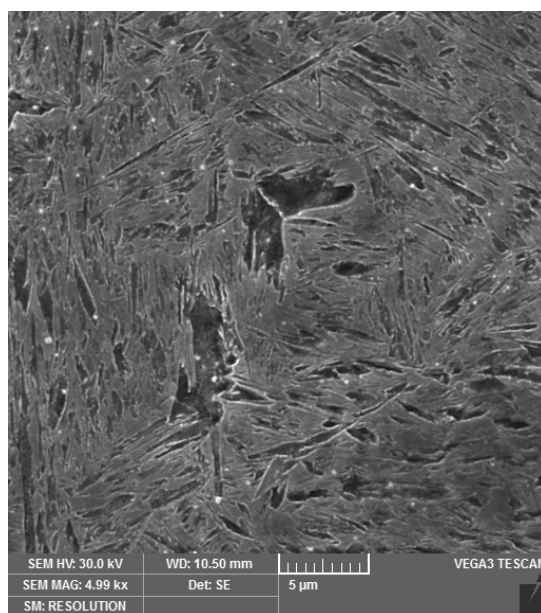
U posledního zkoumaného režimu jednokrokového Q-P byla snížena teplota zakalení na 160°C při stejné době prodlevy 20 min. zakončené ochlazením do vody. Aplikací režimu II byla získána zákalná struktura tvořená martenzitem a bainitem (Obr. 57 - 59). Snížení teploty zakalení na teplotu blízkou teplotě  $M_s$  se výrazně neprojevilo na vývoji struktury.



**Obr. 57: II - HS - 860°C/20 min. - 160°C/20 min. - voda: martenzit + bainit, světelný mikroskop**



**Obr. 58: II - HS - 860°C/20 min. - 160°C/20 min. - voda: martenzit + bainit, konfokální mikroskop**



**Obr. 59: II - HS - 860°C/20 min. - 160°C/20 min. - voda: martenzit + bainit, ŘEM**

## 7.2 RTG difrakční analýza

Jednou z důležitých fází u Q-P procesu je podíl zbytkového austenitu, který výrazně ovlivňuje mechanické vlastnosti a zlepšuje kombinaci pevnosti a tažnosti těchto ocelí. Proto jeho stanovení je velmi důležitou charakteristikou při popisu výsledných struktur. Podíl zbytkového austenitu byl stanoven rentgenovou difrakční fázovou analýzou.

Vzhledem k tomu, že u jednotlivých režimů tepelného zpracování QP1 byly zvoleny stejné výdrže na teplotě zakalení, je podíl zbytkového austenitu ovlivněn zejména způsobem resp. intenzitou ochlazování (voda/solná lázeň, solná lázeň) a teplotou přerozdělení (zakalení). U tavby H3 byl naměřen nejvyšší podíl zbytkového austenitu 13% u režimu B1, u kterého bylo provedeno kalení přímo do solné lázně o teplotě 300 °C. (Tab. 15). Naopak nejnižší podíl zbytkového austenitu 7% byl naměřen u režimu C1 s nejnižší teplotou přerozdělení (250°C) a ochlazováním přímo do solné lázně.

U tavby H5 nebyl mezi jednotlivými režimy zjištěn výrazný vliv na stabilizaci zbytkového austenitu. Ve všech případech bylo získáno přes 10% zbytkového austenitu (Tab. 15).

Tab. 15: Podíl zbytkového austenitu

Parametry TZ		H3			H5		
		A1	B1	C1	G1	H1	I1
Austenitizace	teplota [°C]	1000	1000	1000	860	860	860
	výdrž [min.]	20	20	20	20	20	20
Ochlazování	prostředí	V/SL	SL	SL	V/SL	SL	SL
	teplota [°C]	300	300	250	200	200	160
	výdrž [min.]	20	20	20	20	20	20
Dochlazení	prostředí	V	V	V	V	V	V
	teplota	20	20	20	20	20	20
Podíl zbytkového austenitu [%]		8	13	7	10	12	11

\* V - voda, SL - solná lázeň

## 7.3 Výsledky mechanických zkoušek

U všech tepelně zpracovaných vzorků byla provedena zkouška tahem a měření tvrdosti HV10 (Tab. 16). Hodnoty získané při zkoušce tahem jsou průměrnou hodnotou ze dvou měření.

Ze získaných výsledků je patrné, že nejvyšších hodnot tvrdosti je dosaženo u vzorků, které byly nejprve kaleny do vody a následně přemístěny do solné lázně (A1, G1). Při porovnání režimů, kde bylo zvoleno ochlazení přímo do solné lázně, byla vyšší hodnota tvrdosti naměřena u vzorků s nižší teplotou zakalení (C1, I1). S rostoucím podílem zbytkového austenitu tvrdost jednotlivých vzorků klesá.

Tab. 16: Výsledky mechanických zkoušek QP1

Režim	HV10	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5 mm</sub> [%]	ZA [%]	R <sub>m</sub> /R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub> *A
<b>A1</b>	<b>362</b>	<b>1040</b>	<b>1097</b>	29	8	1,05	31 813
<b>B1</b>	293	758	909	<b>39</b>	<b>13</b>	1,20	<b>35 451</b>
<b>C1</b>	310	718	941	34	7	<b>1,31</b>	31 994
<b>G1</b>	<b>685</b>	<b>1802</b>	<b>2362</b>	<b>20</b>	10	<b>1,31</b>	<b>47 240</b>
<b>H1</b>	668	1678	2194	14	<b>12</b>	1,31	30 716
<b>I1</b>	679	1896	2312	13	11	1,22	30 056

Vliv rychlosti ochlazování byl zjištěn i v případě výsledků zkoušky tahem. Nejvyšší hodnoty meze pevnosti byly získány u režimů ochlazovaných nejprve vodě a poté přemístěných do solné lázně - A1, G1.

U tavby H3 bylo dosaženo nejvyšší hodnoty meze pevnosti aplikací režimu A1 s teplotou zakalení 300°C s vyšší rychlostí ochlazování (1097 MPa). Tato hodnota převyšuje o téměř 200 MPa mez pevnosti získanou u režimu B1 s přímých ochlazením do solné lázně a tedy nižší rychlostí ochlazování. Na druhou stranu byla v tomto případě získána tažnost téměř 39%, což je dáno jednak zvýšením podílu feritu, tak i zbytkového austenitu, kterého bylo naměřeno 13%. Snížením teploty zakalení na 250°C u režimu C1 způsobilo v porovnání s režimem B1 se stejnou rychlostí ochlazování zvýšení meze pevnosti na 941 MPa při tažnosti A<sub>5mm</sub> = 34%.

Nejlépších výsledků mechanických vlastností bylo dosaženo u tavby H5 s vyšším obsahem uhlíku i chrómu. U režimu G1 s vloženým chlazením do vody před zachlazením do solné lázně o teplotě 200°C byla získána mez pevnosti 2362 MPa při tažnosti 20%. Přímé zachlazení do solné lázně, tedy pomalejší ochlazování, u režimu H1 způsobilo pokles meze pevnosti na 2194 MPa. Snížení teploty zakalení na 160°C u režimu I1 vykompenzovalo nižší rychlost ochlazování a byla opět získána mez pevnosti přesahující 2300 MPa s tažností A<sub>5mm</sub> = 13 % (Tab. 16).

## 7.4 Diskuze výsledků - QP1

V této části experimentu byly vyzkoušeny tři různé průběhy jednokrokového Q-P zpracování na experimentálních materiálech H3 a H5. Navržené režimy vycházely z výsledků získaných v předchozím kroku experimentu, kde byla určena teplota a doba austenitizace. Rozdíl mezi jednotlivými režimy byl v teplotě zakalení, která je v případě jednokrokového QP procesu zároveň teplotou přerozdělení, a způsobu ochlazení. U každé z taveb byl jeden režim navržen s ochlazením ve vodě a následným přemístěním do solné lázně. Další dva režimy byly voleny s přímým ochlazením v solné lázni o různé teplotě. Cílem této části experimentu byl návrh vhodné teploty zakalení, která povede ke stabilizaci dostatečného podílu zbytkového austenitu.

Nejlepších hodnot meze pevnosti v tahu bylo u všech taveb dosaženo aplikací režimů tepelného zpracování se zařazením ochlazení ve vodě (A1, D1, G1).

Tavba H3 obsahuje ze všech taveb nejmenší množství uhlíku (0,19% C). Struktura jednotlivých vzorků byla tvořena kromě martenzitu také různým podílem feritu, který má sice příznivý vliv na tažnost materiálu, ale vede ke snížení hodnot pevnosti. Nejlepších výsledků, tedy martenzitické struktury s malým podílem feritu s tvrdostí 362 HV10 a hodnot pevnosti 1097 MPa s tažností 29% bylo dosaženo u režimu A1 s mezi chlazením do vody a teplotou zakalení 300°C (Tab. 16). Získané hodnoty tažnosti jsou dle očekávání nepřímo úměrné hodnotám pevnosti. Nejvyšší podíl zbytkového austenitu byl naměřen u režimu B1 s přímým ochlazením do solné lázně na teplotu 300°C. Při porovnání režimů B1 a C1, došlo v případě režimu C1 snížením teploty zakalení na 250°C, ke zvýšení meze pevnosti i tvrdosti, při podobných hodnotách tažnosti. Struktura vzorku zpracovaného režimem B1 však obsahuje téměř dvojnásobné množství zbytkového austenitu (13%).

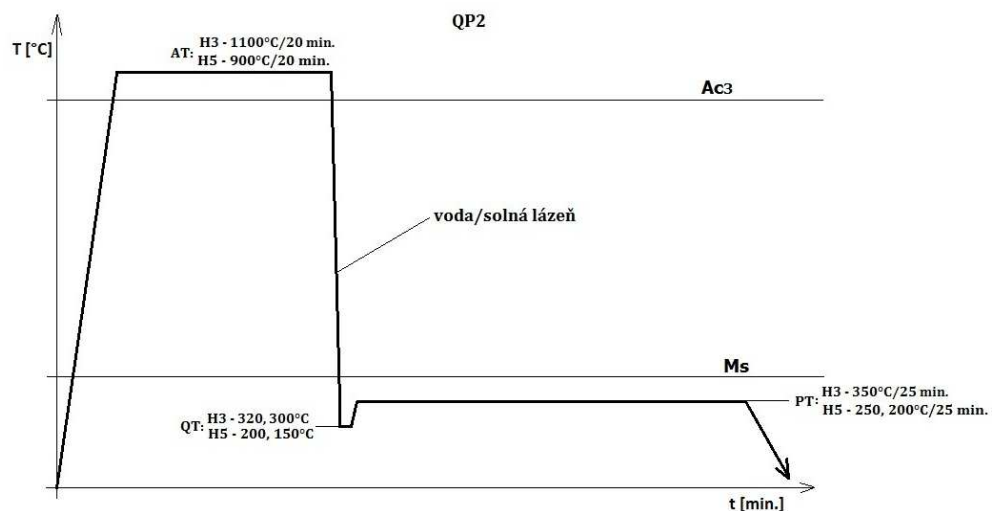
U tavby H5 se zvýšeným obsahem uhlíku (0,47 % C) a chromu (1,36% Cr) bylo dosaženo vyšších výsledků mechanických vlastností. Mez pevnosti v tahu přesahovala u všech režimů hodnoty 2000 MPa. Struktura jednotlivých režimů byla ve všech případech tvořena martenzitem a zbytkovým austenitem. Nejvyšší podíl RA 12% byl naměřen u režimu H1 s ochlazením přímo do solné lázně o teplotě 200°C. Nejvyšší hodnoty pevnosti v tahu 2362 MPa bylo dosaženo u režimu G1 ochlazeného nejprve ve vodě s následnou výdrží v solné lázni. Snížení rychlosti ochlazování u režimu H1 vedlo ke snížení hodnoty pevnosti na 2194 MPa. U režimu K1, kde byla oproti režimu H1 snížena teplota zakalení (přerozdělení) na 160°C, došlo ke zvýšení meze pevnosti z 2194 na 2312 MPa při nepatrném snížení tažnosti.

Ze získaných výsledků je zřejmé, že nejlepší kombinace pevnosti a tažnosti byla získána u režimů s rychlejším ochlazováním a vyšší teplotou zakalení.

## 8 Dvukrokový Q - P proces (QP2)

Po získání vhodné teploty austenitizace, rychlosti ochlazování a teploty zakalení byl v dalším kroku experimentu navržen dvoukrokový Q-P proces.

Dvukrokový Q-P spočívá v ohřevu vzorku na teplotu austenitizace (AT), výdrži na této teplotě a následným zakalením na teplotu QT. Po zakalení následuje fáze přerozdělení uhlíku mezi martenzitem a zbytkovým austenitem, která však v porovnání s QP1 probíhá za zvýšené teploty přerozdělení (PT). Tento krok by měl vést k lepší stabilizaci zbytkového austenitu, neboť zvýšením teploty přerozdělení by měla být podpořena difúze uhlíku z přesyceného martenzitu do austenitu (Obr. 60).



Obr. 60: Schematické znázornění QP2

Cílem této části experimentu bylo posouzení vlivu teploty zakalení (QT) a návrh teploty přerozdělení (PT). Při návrhu tepelného zpracování QP2 bylo využito výsledků získaných v předchozích krocích experimentu. Jako prostředí pro zakalení z teploty austenitizace byla zvolena kombinace voda - solná lázeň, u níž bylo v případě QP1 dosaženo nejlepších výsledků mechanických vlastností. Teplota zakalení jednotlivých režimů rovněž vycházela z výsledků z předchozího kroku tepelného zpracování, popř. došlo k jejich mírné úpravě. Teplota austenitizace byla v porovnání s QP1 zvýšena. K tomuto kroku bylo přistoupeno za účelem ověření, zda přítomnost feritu obsaženého ve struktuře vzorků H3 zpracovaných v předchozí části experimentu není způsobena nedostatečnou austenitizací. Teplotní průběh byl opět monitorován.

### 8.1 Výsledky dvoukrokového Q-P procesu

#### Tavba H3

Pro tavbu H3 byly navrženy dva režimy tepelného zpracování QP2 (Tab. 17). Austenitizace probíhala v obou případech při teplotě 1100°C po dobu 20 min. Po austenitizaci mělo být provedeno zakalení v prostředí kombinace voda - solná lázeň. Teplota zakalení byla u režimu A2 navržena na 320°C a režimu A3 300°C. Po zakalení mělo u obou režimů následovat ohřátí na teplotu přerozdělení 350°C s výdrží 25 min., při které by mělo dojít ke stabilizaci



zbytkového austenitu uhlíkem. Po uplynutí prodlevy na teplotě přerozdělení mělo dojít k rychlému ochlazení na pokojovou teplotu.

Vzhledem ke složitosti celého procesu, se ani u jednoho z režimů nepodařilo dodržet výše uvedené parametry tepelného zpracování. Při ochlazování z teploty austenitizace byly vzorky nejprve ochlazovány ve vodě a následně přemístěny do solné lázně. Tato fáze ochlazování je kritickým místem celého procesu. Hlavní příčiny nedodržení stanovených parametrů tepelného zpracování jsou následující:

- Při ochlazování z teploty austenitizace dochází vlivem vysokého teplotního spádu k podchlazení vzorků často až hluboko pod teplotu  $M_f$ , což je z hlediska dalšího postupu tepelného zpracování nepřijatelné. Pozdní přemístění vzorků do solné lázně.
- Není dosaženo úplnému dochlazení vzorků na teplotu zakalení popř. ani na teplotu  $M_s$ . Brzké přemístění vzorků do solné lázně.
- Nestabilita solné lázně ohřívané na teplotu přerozdělení, odlišná teplota solné lázně v závislosti na umístění termočlánku.

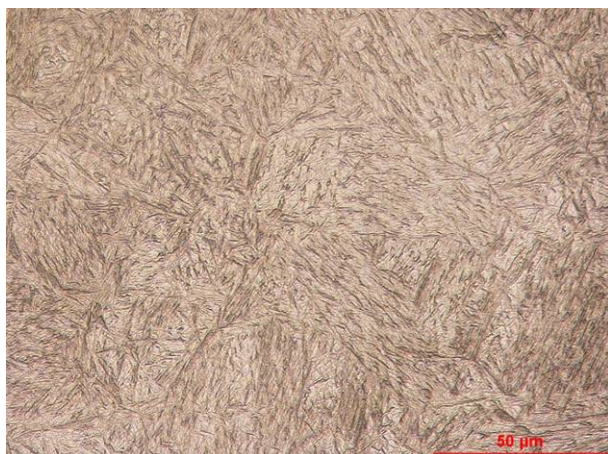
S ohledem na časovou náročnost přípravy vzorků nebyly režimy tavby H3 dále vyhodnocovány. Pro přesné dodržení navržených parametrů byl následně celý proces tepelného zpracování proveden pomocí termomechanického simulátoru (viz kapitola 8).

## Tavba H5

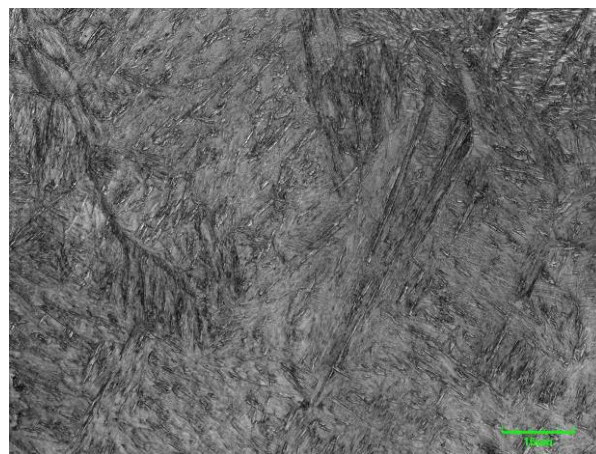
Pro tavbu H5 byly navrženy dva různé režimy tepelného zpracování s různou teplotou zakalení a přerozdělení (Tab. 16)

### *Režim G2 - 900°C/20 min. - 200°C - 250°C/25 min. - voda*

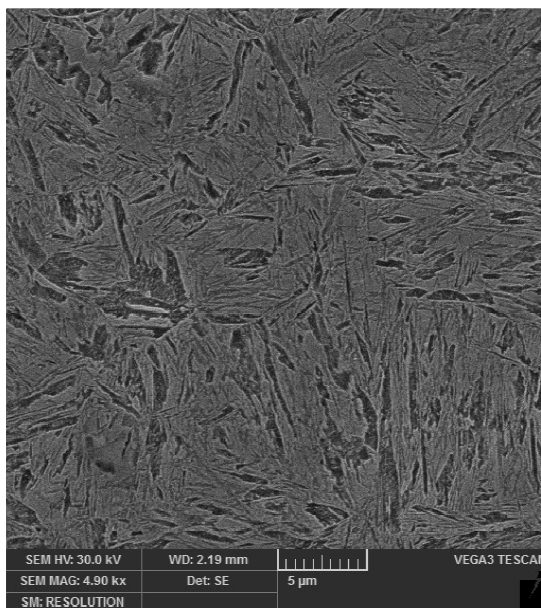
Pro režim G2 byla použita teplota austenitizace 900°C s výdrží na teplotě 20 min. Po austenitizaci následovalo ochlazení ve vodě na teplotu cca 200°C s následným přemístěním vzorků do solné lázně o teplotě 250°C. Rychlost ochlazování z teploty austenitizace na teplotu zakalení byla 60 °C/s. Po ustálení teploty následovala 25 min. výdrž zakončená ochlazením vzorků do vody (Tab. 16). Struktura vzorku byla tvořena martenzitem s malým podílem bainitu (Obr. 61 - 63).



*Obr. 61: G2 - H5 - 900°C/20 min. - 200°C - 250°C/25 min. - voda: martenzit + bainit, světelný mikroskop*



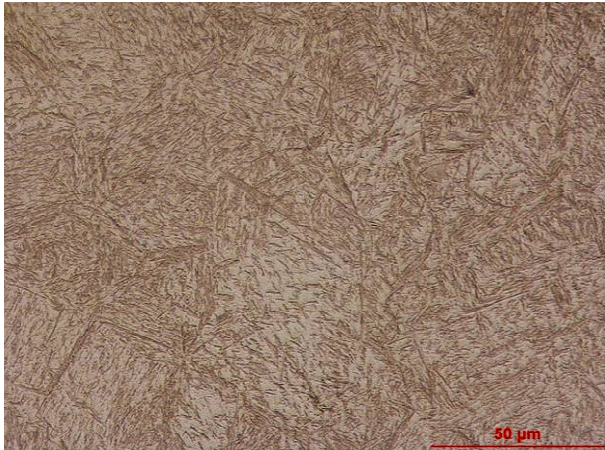
*Obr. 62: G2 - H5 - 900°C/20 min. - 200°C - 250°C/25 min. - voda: martenzit + bainit, konfokální mikroskop*



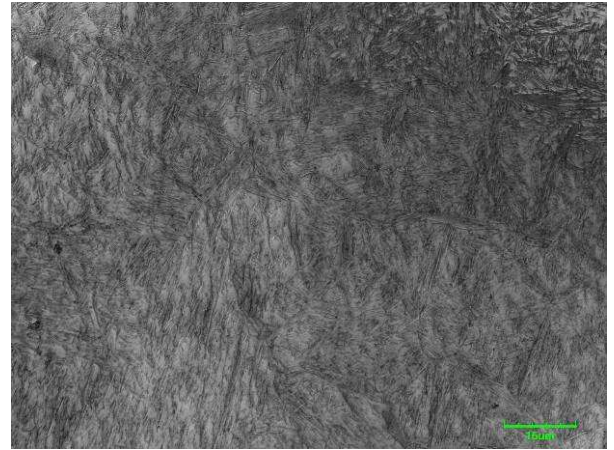
*Obr. 63: G2 - H5 - 900°C/20 min. - 200°C - 250°C/25 min. - voda: martenzit + bainit, ŘEM*

**Režim G3 - 900°C/20 min. - 150°C - 200°C/25 min. - voda**

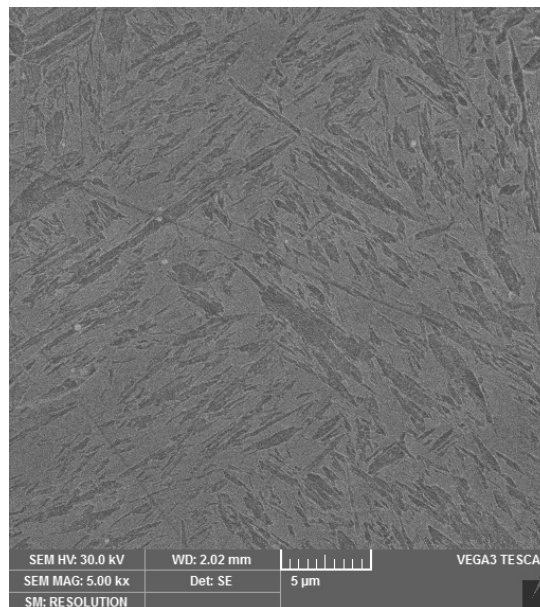
U režimu G3 byla snížena jak teplota zakalení na 150°C, tak i teplota přerozdělení na 200°C. Rychlost ochlazování byla jako v případě G2 60 °C/s. Doba výdrže na teplotě přerozdělení byla stejná jako v předchozích režimech (25 min.) (Tab. 17). Nižší teplota zakalení vedla ke vzniku převážně martenzitické struktury (Obr. 64 - 66).



Obr. 64: G3 - H5 - 900°C/20 min. - 150°C - 200°C/25 min. - voda: martenzit, světelný mikroskop



Obr. 65: G3 - H5 - 900°C/20 min. - 150°C - 200°C/25 min. - voda: martenzit, konfokální mikroskop



Obr. 66: G3 - H5 - 900°C/20 min. - 150°C - 200°C/25 min. - voda: martenzit, REM

## 8.2 RTG difrakční analýza

Podíl zbytkového austenitu byl stanoven rentgenovou difrakční fázovou analýzou (Tab. 17). Vzhledem k tomu, že obou režimů tepelného zpracování byl zvolen stejný způsob ochlazování, hlavní vliv na podíl zbytkového austenitu by měla mít teplota zakalení a teplota přerozdělení.

Vyšší podíl zbytkového austenitu byl naměřen u režimu G2 a to 11% s vyššími teplotami zakalení i přerozdělení (200°C, 250°C). U režimu G3 s nižšími teplotami zakalení i přerozdělení (150°C, 200°C) byl zjištěn téměř stejný podíl zbytkového austenitu, jehož hodnota byla 9%.

Tab. 17: Podíl zbytkového austenitu

Parametry TZ		H3		H5	
		A2	A3	G2	G3
austenitizace	teplota [°C]	1100	1100	900	900
	výdrž [min.]	20	20	20	20
zakalení	prostředí	V/SL	V/SL	V/SL	V/SL
	teplota [°C]	320	300	200	150
přerozdělení	prostředí	SL	SL	SL	SL
	teplota [°C]	350	350	250	200
	výdrž [min.]	25	25	25	25
dochlazení	prostředí	V	V	V	V
Podíl zbytkového austenitu [%]		-	-	11	9

\* V - voda, SL - solná lázeň

## 8.3 Výsledky mechanických zkoušek

Mechanické vlastnosti vzorků z tavby H5 zpracovaných dvoukrokovým QP procesem byly hodnoceny na základě výsledků získaných při zkoušce tahem a měřením tvrdosti HV10 (Tab. 18). Hodnoty naměřené tvrdosti jsou průměrem ze tří měření, v případě zkoušky tahem je výsledná hodnota průměrem ze dvou měření.

Vyšší hodnoty tvrdosti byly naměřeny u režimu G3 – 649 HV10, se sníženými teplotami zakalení i přerozdělení (QT - 150°C, PT - 200°C), u kterého byla zjištěna struktura s převážně martenzitickou strukturou.

Tab. 18: Výsledky mechanických zkoušek QP2

Režim	HV10	Rp <sub>0,2</sub> [MPa]	Rm [MPa]	A <sub>5mm</sub> [%]	ZA [%]	Rm/Rp <sub>0,2</sub>	Rm*A
G2	598	1809	2203	14	11	0,82	30842
G3	649	1936	2371	8	9	0,82	18968

U režimem G2 byla získána mez pevnosti 2203 MPa při zachování tažnosti A<sub>5mm</sub> = 14 %. Snížením teplot zakalení z 200°C na 150°C a teploty přerozdělení z 250°C na 150°C způsobilo u režimu G3 zvýšení hodnoty meze pevnosti na 2371 MPa při nižší hodnotě tažnosti A<sub>5mm</sub> = 8 % a podílu zbytkového austenitu 9%.

## 8.4 Diskuze výsledků - QP2

Tato část experimentu se zabývala posouzením vlivu teploty zakalení (QT) a teploty přerozdělení (PT) dvoukrokového QP procesu na mechanické vlastnosti. Za tímto účelem byly pro každou z taveb (H3, H5) navrženy dva režimy tepelného zpracování, které vycházely z poznatků získaných v předchozí části experimentu, kde byla hodnocena teplota zakalení a vliv rychlosti ochlazování. Jako prostředí pro ochlazení byla v případě všech provedených režimů zvolena kombinace voda/solná lázeň. Pro každou tavbu byly navrženy dva režimy tepelného zpracování s různou teplotou zakalení i přerozdělení.

U tavby H3 se ani po opakovaných pokusech u žádného z režimů nepodařilo dodržet navržené parametry tepelného zpracování a to jak v případě teploty zakalení, tak i u teploty přerozdělení. S ohledem na omezené množství experimentálního materiálu, bylo od zpracování tavby H3 dvoukrokovým QP procesem upuštěno a celý proces byl následně proveden na termomechanickém simulátoru (kapitola 9).

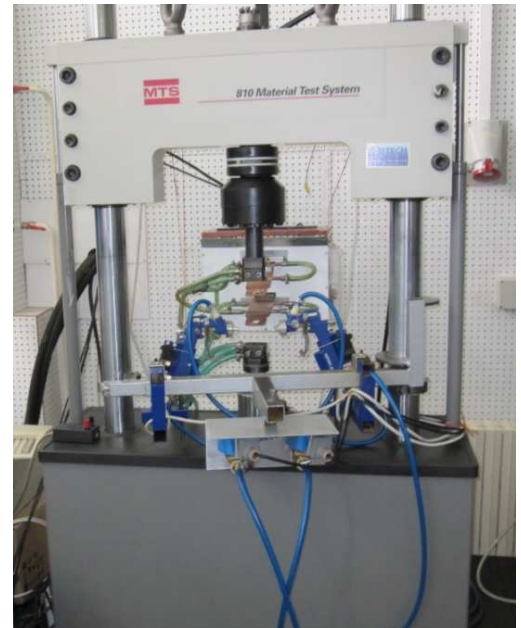
U tavby H5 byla aplikací navržených režimů získána martenzitická struktura s podílem zbytkového austenitu. U režimu G2 s vyšší teplotou zakalení 200°C i teplotou přerozdělení 250°C byla naměřen podíl zbytkového austenitu 11%. Z režimu G3 se sníženou teplotou zakalení i přerozdělení byl získán téměř stejný podíl zbytkového austenitu (9%). Mez pevnosti v tahu přesahovala v obou případech 2200 MPa. Snížením teploty zakalení na 150°C a teploty přerozdělení na 200°C bylo u režimu G3 dosaženo hodnoty meze pevnosti v tahu 2371 MPa při tvrdosti 649 HV10. Zvýšení těchto hodnot koresponduje se sníženou hodnotou tažnosti  $A_{5mm} = 8\%$  i podílem zbytkového austenitu 9%. Z výsledků dvoukrokového QP procesu vyplývá, že vyšších hodnot meze pevnosti v tahu a tvrdosti HV10 je dosaženo u režimu G3 s nižší teplotou zakalení i přerozdělení. Tyto hodnoty jsou nepřímo úměrné naměřenému podílu RA a tažnosti, jejíž hodnota však v tomto případě nepřiblížila min. požadavkům na tažnost 15%.

## 9 Dvoukrokový Q - P proces - termomechanický simulátor (QP2 - TM)

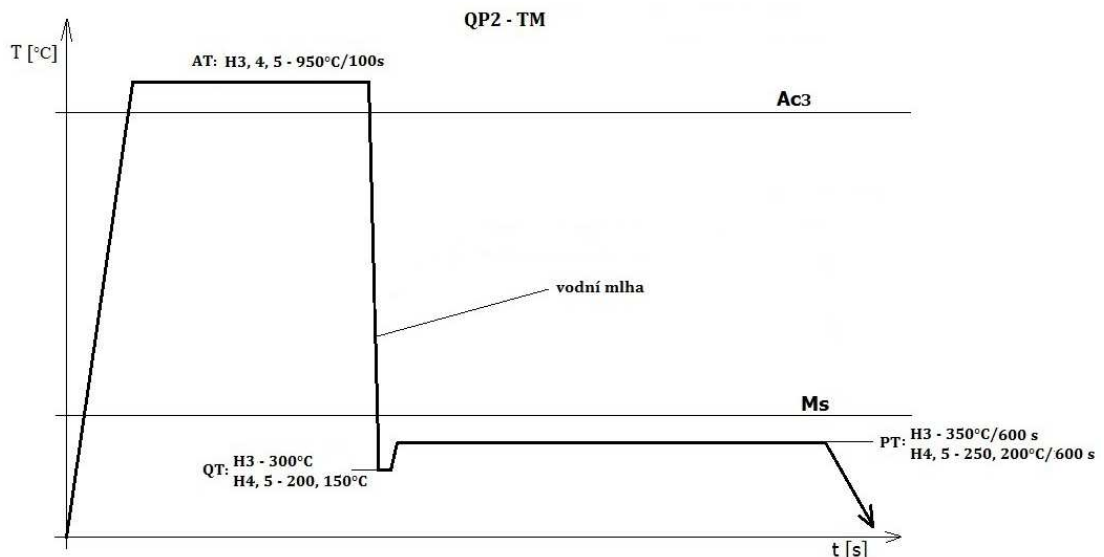
Zpracování pomocí termomechanického simulátoru bylo do experimentu zařazeno z důvodu přesného dodržení předepsaných parametrů Q-P zpracování a bylo provedeno na všech třech experimentálních ocelích, aby bylo možné posoudit nejenom vliv parametrů zpracování na vývoj struktury, ale i vliv chemického složení.

Termomechanický simulátor je zařízení umožňující přesné nastavení a řízení teplotně - deformačního procesu. Ohřev vzorku je uskutečněn indukčně-odporovým způsobem. Ochlazování je prováděno vzduchem a/nebo vodní mlhou. Celkově je možno nastavit 256 různých rychlostí ochlazování. Teplota je měřena a řízena pomocí termočlánku, který je přivařen k tělu vzorku. Během zpracování je celý proces zaznamenáván.

S ohledem na použitou metodu resp. použité zařízení a velikosti zpracovávaných vzorků byl průběh tepelného zpracování v porovnání s „klasickým“ QP2 v peci pozměněn: teplota austenitizace byla pro všechny tavby zvolena 950°C při době výdrže 100 s, výdrž na teplotě přerozdělení byla 600 s (Obr. 68).



Obr. 67: Termomechanický simulátor



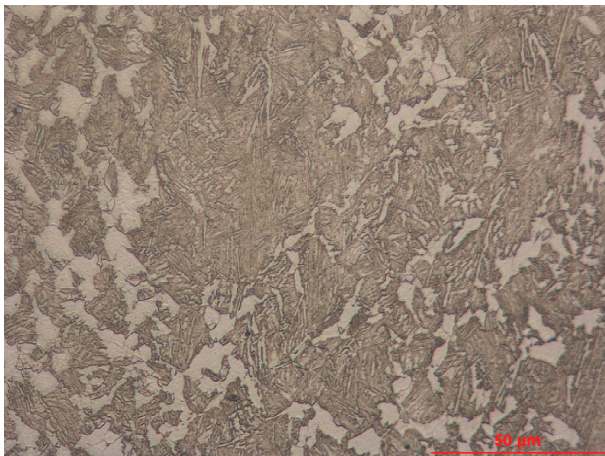
Obr. 68: Schematické znázornění QP2 - TM

## 9.1 Výsledky dvoukrokového Q-P procesu na termomechanickém simulátoru

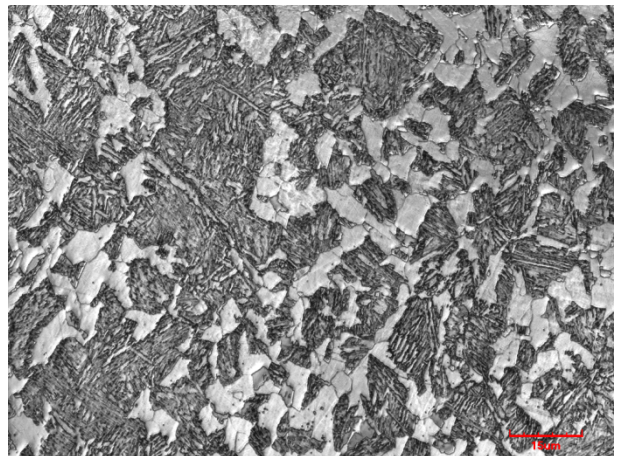
### Tavba H3

#### Režim AS1 - 950°C/100 s - 300°C - 350°C/600 s - vodní mlha

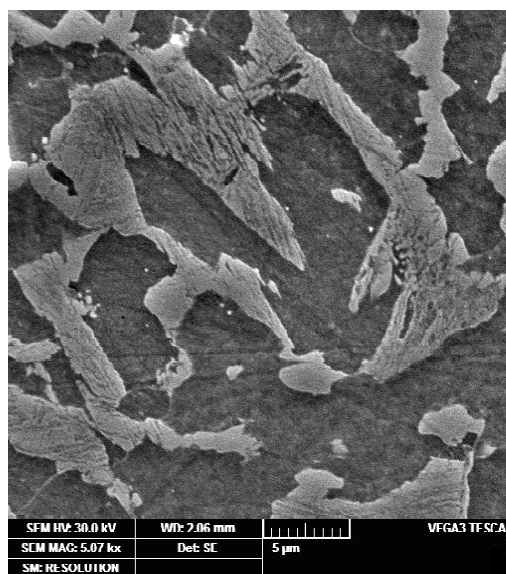
U režimu AS1 po austenitizaci na teplotě 950°C a výdrži 100 s následovalo ochlazení pomocí vodní mlhy na teplotu 300°C, poté byl proveden ohřev materiálu na teplotu 350°C při výdrži 600 s zakončené pomalým ochlazováním na teplotu okolí (cca 2,5°C/s). Rychlost ochlazování z teploty austenitizace na teplotu zakalení byla 30 °C/s. Tímto režimem tepelného zpracování byla získána struktura tvořená martenzitem s poměrně rozsáhlými oblastmi feritu (Obr. 69 - 71). Ferit se přednostně vyskytoval na hranicích původních austenitických zrn.



Obr. 69: AS1 - H3 - 950°C/100 s - 300°C - 350°C/600 s - vodní mlha: martenzit + ferit, světelný mikroskop



Obr. 70: AS1 - H3 - 950°C/100 s - 300°C - 350°C/600 s - vodní mlha: martenzit + ferit, konfokální mikroskop



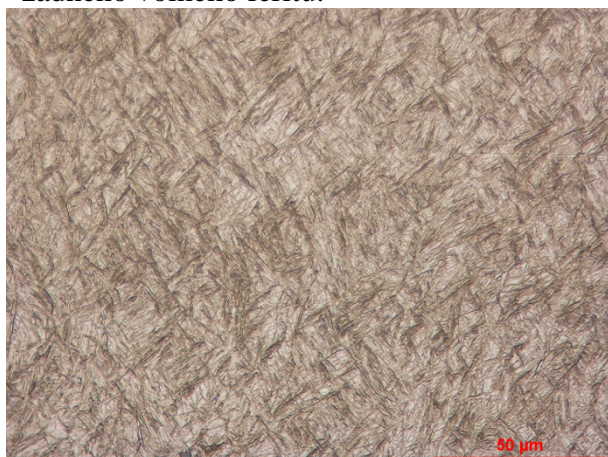
Obr. 71: AS1 - H3 - 950°C/100 s - 300°C - 350°C/600 s - vodní mlha: martenzit + ferit, ŘEM

## Tavba H4, H5

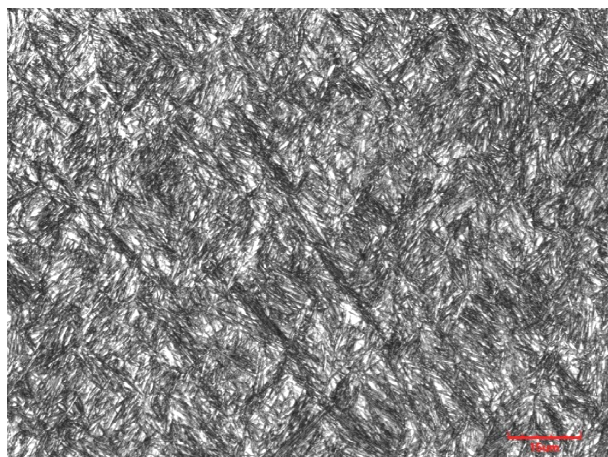
Pro tavbu H4 a H5 byly zvoleny stejné režimy tepelného zpracování. Byly odzkoušeny celkem dva režimy pro každou tavbu, které se lišily teplotou zakalení a teplotou přerozdělení (Tab. 19). Tato strategie byla zvolena z důvodu posouzení vlivu legování na základě výsledků provedených mechanických zkoušek.

### Režim DS1, GS1 - 950°C/100 s - 200°C - 250°C/600 s - vodní mlha

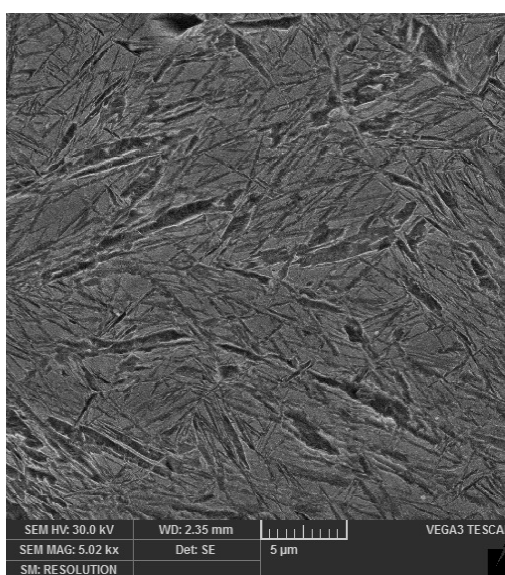
Pro režimy DS1, GS1 bylo po austenitizaci na teplotě 950°C navrženo zakalení na teplotu 200°C s rychlostí ochlazování cca 47 °C/s, po kterém následoval ohřev na teplotu přerozdělení 250°C s výdrží 600 s. Vzorky byly následně dochlazeny na teplotu okolí rychlostí cca 1,6 °C/s. U obou ocelí byla aplikací výše uvedeného postupu tepelného zpracování získána základní struktura tvořená martenzitem (Obr. 72 - 77). Z výsledků je patrné, že struktura vzorku oceli H5 s vyšším podílem uhlíku i chrómu (režim GS1) je v porovnání s ocelí H4 pouze s vyšším podílem uhlíku (režim DS1) jemnější. Ve strukturách obou ocelí nebyl zjištěn výskyt žádného volného feritu.



Obr. 72: DS1 - H4 - 950°C/100 s - 200°C - 250°C/600 s - vodní mlha: martenzit, světelný mikroskop

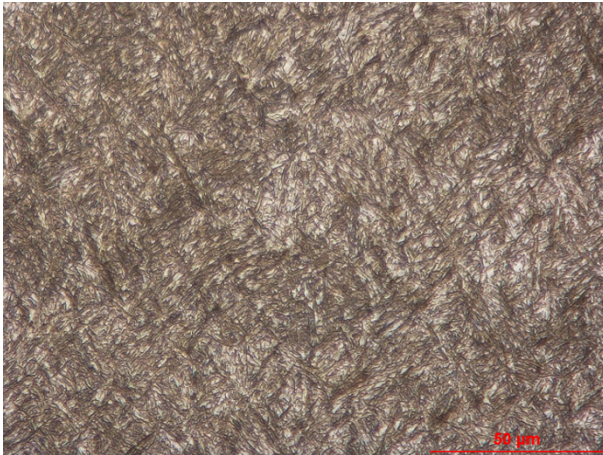


Obr. 73: DS1 - H4 - 950°C/100 s - 200°C - 250°C/600 s - vodní mlha: martenzit, konfokální mikroskop

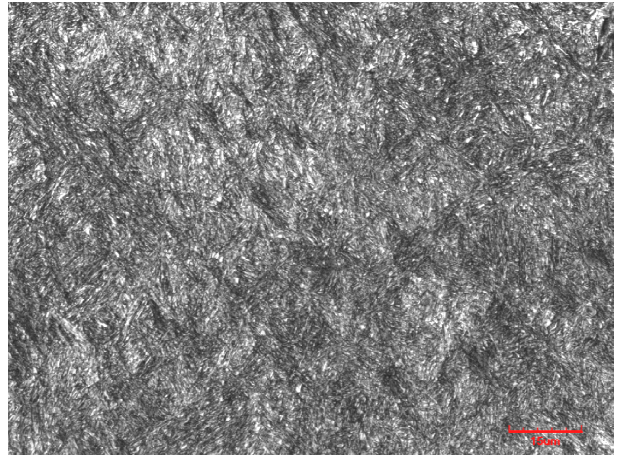


Obr. 74: DS1 - H4 - 950°C/100 s - 200°C - 250°C/600 s - vodní mlha: martenzit, ŘEM

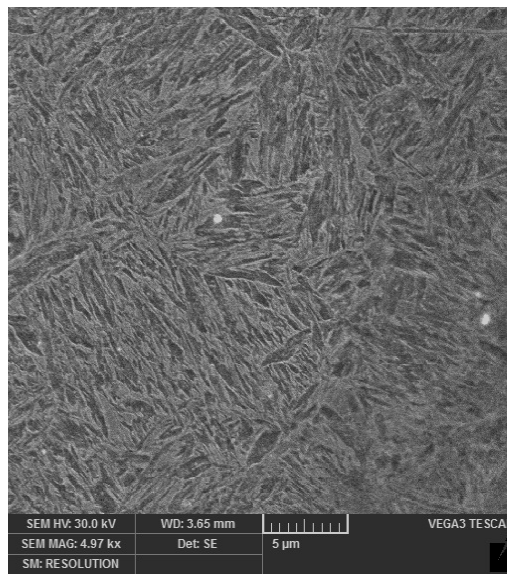




*Obr. 75: GSI - H5 - 950°C/100 s - 200°C - 250°C/600 s - vodní mlha: martenzit, světelný mikroskop*



*Obr. 76: GSI - H5 - 950°C/100 s - 200°C - 250°C/600 s - vodní mlha: martenzit, konfokální mikroskop*



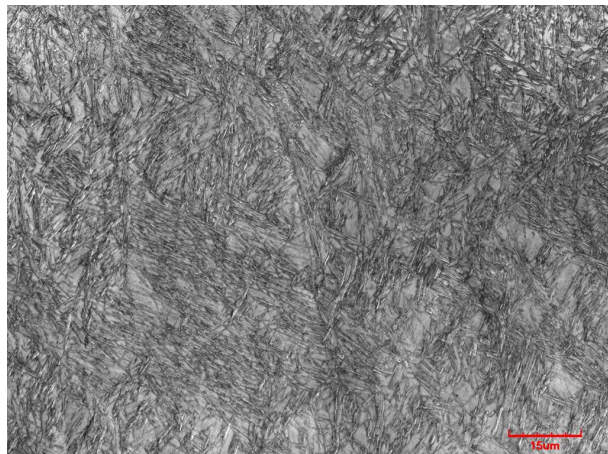
*Obr. 77: GSI - H5 - 950°C/100 s - 200°C - 250°C/600 s - vodní mlha: martenzit, ŘEM*

**Režim DS2, GS2 - 950°C/100 s - 150°C - 200°C/10 min. - vodní mlha**

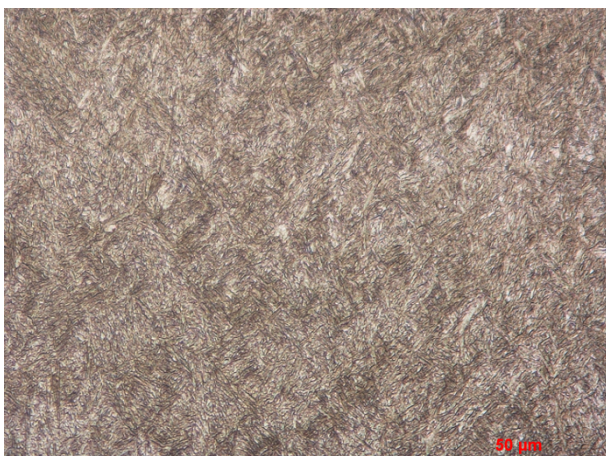
U režimů DS2 a GS2 došlo v porovnání s režimem DS1, GS1 ke snížení teploty zakažení na 150°C i teploty přerozdělení na 200°C. Rychlost ochlazování z teploty austenitizace na teplotu zakažení byla 50 °C/s. Ostatní parametry tepelného zpracování byly zachovány. Výsledná struktura je u obou režimů tvořena martenzitem (Obr. 78 - 82). Struktura vzorku zpracovaného režimem GS2 (tavba H5) je opět v porovnání s režimem DS2 (tavba H4) jemnější.



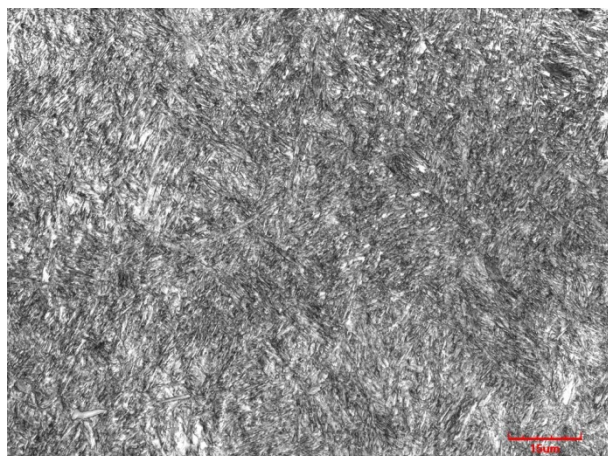
**Obr. 78: DS2 - H4 - 950°C/100 s - 150°C - 200°C/10 min. - vodní mlha: martenzit, světelný mikroskop**



**Obr. 79: DS2 - H4 - 950°C/100 s - 150°C - 200°C/10 min. - vodní mlha: martenzit, konfokální mikroskop**



**Obr. 80: Režim GS2 - H5 - 950°C/100 s - 150°C - 200°C/10 min. - vodní mlha: martenzit, světelný mikroskop**



**Obr. 81: Režim GS2 - H5 - 950°C/100 s - 150°C - 200°C/10 min. - vodní mlha: martenzit, konfokální mikroskop**

## 9.2 RTG difrakční analýza

Podíl zbytkového austenitu byl stanoven rentgenovou difrakční fázovou analýzou (Tab. 19). U všech navržených režimů byl zvolen stejný způsob ochlazování z austenitizační teploty pomocí vodní mlhy. Úkolem by mělo být posouzení vlivu teploty zakalení a teploty přerozdělení na podíl zbytkového austenitu.

U tavby H3 režimu AS1 byl naměřen ze všech taveb nejnižší podíl zbytkového austenitu 9%.

U tavby H4 u režimu DS1 se zvýšenou teplotou zakalení a přerozdělení (200°C, 250°C) byl podíl zbytkového austenitu 19%. Snížením teploty zakalení na 150°C a teploty přerozdělení na 200°C u režimu DS2 došlo k výraznému zvýšení podílu zbytkového austenitu až na 26%.

V případě tavby H5 byl vyšší podíl zbytkového austenitu naměřen u režimu GS1 20%. Snížení teploty zakalení a přerozdělení se u režimu GS2 projevilo mírným poklesem podílu zbytkového austenitu na 17%.

Tab. 19: Podíl zbytkového austenitu QP2 – TM

Parametry TZ		H3	H4		H5	
		AS1	DS1	DS2	GS1	GS2
austenitizace	teplota [°C]	950	950	950	950	950
	výdrž [s]	100	100	100	100	100
zakalení	prostředí	VM	VM	VM	VM	VM
	teplota [°C]	300	200	150	200	150
přerozdělení	teplota [°C]	350	250	200	250	200
	výdrž [min.]	10	10	10	10	10
dochlazení	prostředí	VZ	VZ	VZ	VZ	VZ
Podíl zbytkového austenitu [%]		<b>9</b>	<b>19</b>	<b>26</b>	<b>20</b>	<b>17</b>

\* VM -vodní mlha, V - vzduch

### 9.3 Výsledky mechanických zkoušek

Výsledky tepelného zpracování pomocí termomechanického simulátoru byly jako v předchozích případech vyhodnoceny na základě měření tvrdosti HV10 a zkoušky tahem (Tab. 20).

Nejvyšší hodnoty tvrdosti byly naměřeny u vzorků tavby H5 se zvýšeným obsahem uhlíku a chromu (0,47% C, 1,36% Cr) zpracovaného režimem GS1 – 624 HV10 a GS2 – 641 HV10 (Tab. 20). Z výsledků je patrné, že snížení teploty zakalení i teploty přerozdělení z 200°C na 150°C resp. z 250°C na 200°C má na hodnoty tvrdosti nepatrný vliv. Vyšší hodnota tvrdosti byla naměřena u režimu GS2 s nižším podílem zbytkového austenitu 17%. Podobný trend byl pozorován také u tavby H4 s nižším obsahem chromu (0,47% C, 0,75% Cr), kde byla u obou režimů DS1 a DS2 naměřena téměř totožná tvrdost 596 HV10 resp. 595 HV10 při výrazném rozdílu podílu zbytkového austenitu (Tab. 20).

U tavby H3 s nejnižším obsahem uhlíku (0,19% C) byla hodnota tvrdosti 312 HV10. Tato hodnota tvrdosti odpovídala struktuře vzorku tvořené martenzitem a feritů.

Tab. 20: Výsledky mechanických zkoušek QP2 - TM

Režim	HV10	Rp <sub>0,2</sub> [MPa]	Rm [MPa]	A <sub>5 mm</sub> [%]	ZA [%]	Rm/Rp <sub>0,2</sub>	Rm*A
AS1	312	925	952	32	9	1,00	30464
DS1	596	1541	2026	23	19	0,76	46598
DS2	595	1500	1924	14	26	0,78	26936
GS1	624	1686	2108	14	20	0,80	29512
GS2	641	1554	1928	10	17	0,81	19280

U tavby H3 režimu AS1 bylo dosaženo meze pevnosti 952MPa s vysokou hodnotou tažnosti A<sub>5mm</sub> = 32%.

Nejvyšších hodnot meze pevnosti u taveb H4, H5 bylo dosaženo u režimů DS1, GS1 s vyššími teplotami zakalení (200°C) a přerozdělení (250°C).

Aplikací režimu DS1 byla získána hodnota meze pevnosti 2026 MPa při zachování vysoké tažnosti A<sub>5mm</sub> = 23%. Mez pevnosti u režimu DS2 byla v porovnání s DS1 nižší o cca 100 MPa při tažnosti A<sub>5mm</sub> = 14%. Hodnota tažnosti v tomto případě nekoresponduje s trendem patrným v předchozích částech experimentu a to, že tažnost je nepřímo úměrná mezi pevností (čím vyšší pevnost, tím nižší tažnost).

Vůbec nejvyšší hodnota meze pevnosti u QP2 - TM byla získána u tavby H5 aplikací režimu GS1, R<sub>m</sub> = 2108 MPa při tažnosti A<sub>5mm</sub> = 14%. Hodnota meze pevnosti byla v tomto případě o téměř 200 MPa vyšší, než tomu bylo u režimu GS2 (1928 MPa) s nižší teplotou QT a PT, kde byla navíc naměřena i nižší tažnost A<sub>5mm</sub> = 10%.

## 9.4 Diskuze výsledků - QP2 - TM

Tepelné zpracování na termomechanickém simulátoru bylo do experimentální části zařazeno s ohledem na možnost přesného řízení celého procesu zpracování. Tato část experimentu se zabývala posouzením vlivu teploty kalení a teploty přerozdělení dvoukrokového QP procesu na mechanické vlastnosti taveb H4 a H5 a zároveň také umožnila porovnání všech taveb (H3, H4, H5). Pro tavbu H3 byl navržen jeden režim tepelného zpracování. U taveb H4 a H5 byly navrženy dva různé režimy dvoukrokového QP procesu se změnou teploty zakalení a teploty přerozdělení.

Struktura vzorku tavby H3 s nejnižším obsahem uhlíku (0,19% C) byla tvořena martenzitem, feritem a zbytkovým austenitem. Tomu také odpovídaly nízké hodnoty mechanických vlastností: 312 HV10 a  $R_m = 952$  MPa. Vliv feritu ve struktuře se projevil na vysoké hodnotě tažnosti  $A_{5mm} = 32\%$  (Tab. 20).

Nejlepších hodnot meze pevnosti v tahu bylo dosaženo u taveb H4 a H5 aplikací režimů tepelného zpracování DS1, GS1 s vyšší teplotou zakalení i přerozdělení. U těchto režimů byly také zároveň naměřeny vyšší hodnoty tažnosti.

U tavby H4 s vyšším obsahem uhlíku (0,47 % C) bylo v porovnání s tavbou H3 dosaženo výrazného zlepšení mechanických vlastností (Tab. 20). Struktura jednotlivých vzorků byla tvořena martenzitem a zbytkovým austenitem. Výrazně vyšší podíl zbytkového austenitu 26% byl naměřen u režimu DS2 s nižší teplotou zakalení a přerozdělení, kde však byla v porovnání s režimem DS1 ( $RA = 19\%$ ,  $A_{5mm} = 23\%$ ) naměřena nižší hodnota tažnosti  $A_{5mm} = 14\%$ . Z tohoto výsledku vyplývá, že takto vysoký podíl zbytkového austenitu již výrazně nepřispívá ke zlepšení plastických vlastností ocelí. Zbytkový austenit pravděpodobně není dostatečně stabilní a transformuje na martenzit v první fázi zatěžování. Vyšší hodnoty pevnosti v tahu 2026 MPa i tažnosti  $A_{5mm} = 23\%$  bylo dosaženo aplikací režimu DS1.

Struktura režimů tavby H5 se zvýšeným obsahem uhlík (0,47%) a chromu (1,36% Cr) byla jako v případě tavby H4 tvořena martenzitem a zbytkovým austenitem. Vyšší podíl zbytkového austenitu 20% byl naměřen u režimu GS1 se zvýšenou teplotou zakalení a přerozdělení (Tab. 20), čemuž také odpovídala vyšší hodnota tažnosti  $A_{5mm} = 14\%$ . U tohoto režimu bylo dosaženo nejlepších hodnot mechanických vlastností s mezí pevnosti v tahu 2108 MPa, která o téměř 200 MPa přesahovala mez pevnosti u režimu GS2, kde byla naměřena mez pevnosti 1928 MPa při tažnosti  $A_{5mm} = 10\%$ .

Porovnáním taveb H4 a H5 dochází k výrazným rozdílům vlivu snížení teploty zakalení a teploty přerozdělení na podíl zbytkového austenitu. Zatímco u tavby H4 přineslo snížení obou teplot výrazné zvýšení podílu zbytkového austenitu z 19% (DS1) na 26% (DS2), u tavby H5 byl vyšší podíl zbytkového austenitu 20% naměřen u režimu GS1, tedy u režimu s vyššími teplotami zakalení i přerozdělení.

## 10 Diskuze výsledků

Cílem této diplomové práce byl návrh tepelného zpracování nízkolegovaných ocelí tzv. Q - P procesem za účelem dosažení co možná nejvyšších hodnot meze pevnosti v tahu při zachování vysoké tažnosti. Jako experimentální materiál byly dodány tři tavby s různým chemickým složením (Tab. 10), aby bylo možné popsat vliv zvyšujícího se podílu uhlíku a chromu na vývoj struktury a mechanické vlastnosti.

Všechny tři tavby obsahovaly různý podíl křemíku a manganu, které působí na stabilizaci zbytkového austenitu, zpožďují precipitaci karbidů a zpomalují perlitickou přeměnu.

U tavby H3 byl obsah uhlíku 0,19 % a obsah chromu 0,79 %. Jednalo se o tavbu s nejnižším obsahem legujících prvků. V tavbě H4 byl zvýšen podíl uhlíku na 0,47 %, který ovlivňuje chování jednotlivých fázových přeměn, obohacování austenitu uhlíku a nukleaci martenzitu. Pro tavbu H5 bylo navrženo i zvýšení podílu chromu na 1,36 %, který vede ke zlepšení prokalitelnosti oceli a zpevnění tuhého roztoku.

Aby bylo možné postupně optimalizovat jednotlivé parametry Q-P procesu, byl experimentální program rozdělen do čtyř částí. První tři kroky optimalizace byly provedeny zpracováním v peci, poslední krok byl odzkoušen na termomechanickém simulátoru, který umožnil přesné řízení teplotního průběhu režimu.<sup>1</sup>

Tab. 21: Výsledky tepelného zpracování Q-P procesem

Režim	Průběh tepelného zpracování	HV10	Rp <sub>0,2</sub> [MPa]	Rm [MPa]	A <sub>5 mm</sub> [%]	ZA [%]	
QP1	A1	H3 - 1000°C/20min. - 300°C/20min. V/SL - V	362	1040	1097	29	8
	B1	H3 - 1000°C/20min. - 300°C/20min. SL - V	293	758	909	39	13
	C1	H3 - 1000°C/20min. - 250°C/20min. SL - V	310	718	941	34	7
	G1	H5 - 860°C/20min. - 200°C/20min. V/SL - V	685	1802	2362	20	10
	H1	H5 - 860°C/20min. - 200°C/20min. SL - V	668	1678	2194	14	12
	I1	H5 - 860°C/20min. - 160°C/20min. SL - V	679	1896	2312	13	11
QP2	G2	H5 - 900°C/20min. - 200°C V/SL - 250°C/20min. SL - V	598	1809	2203	14	11
	G3	H5 - 900°C/20min. - 150°C V/SL - 200°C/20min. SL - V	649	1936	2371	8	9
QP2 - TM	AS1	H3 - 950°C/100 s - 300°C VM - 350°C/600 s - VZ	312	925	952	32	9
	DS1	H4 - 950°C/100 s - 200°C VM - 250°C/600 s - VZ	596	1541	2026	23	19
	DS2	H4 - 950°C/100 s - 150°C VM - 200°C/600 s - VZ	595	1500	1924	14	26
	GS1	H5 - 950°C/100 s - 200°C VM - 250°C/600 s - VZ	624	1686	2108	14	20
	GS2	H5 - 950°C/100 s - 150°C VM - 200°C/600 s - VZ	641	1554	1928	10	17

\* V - voda, SL - solná lázeň, VM - vodní mlha, VZ - vzduch

<sup>1</sup> Pro usnadnění orientace v textu - Příloha 1

## Návrh parametrů austenitizace

V první části experimentu bylo nejprve nutné pro jednotlivé tavby navrhnout vhodnou teplotu a dobu austenitizace. Pro tavbu H3 bylo nejlepších výsledků dosaženo při teplotě austenitizace 1000°C a době výdrže 20 min. U taveb H4 a H5 byla optimální teplota austenitizace 860°C při výdrži 20 min. Ve všech případech byla struktura vzorků tvořena martenzitem. Tvrdost vzorků byla závislá na chemickém složení a pohybovala se od 462 HV10 u tavby H3 až po 816 HV10 u tavby H5 s vyšším podílem uhlíku i chromu.

## Jednokrokový Q-P proces

Dalším krokem po volbě parametrů austenitizace byl návrh jednokrokového Q-P procesu, tedy optimalizace správné teploty zakalení QT (přerozdělení PT) a zjištění vlivu rychlosti ochlazování z austenitizační teploty na teplotu zakalení, která je v případě jednokrokového Q - P procesu současně teplotou přerozdělení uhlíku. Jako médium pro ochlazování byla použita solná lázeň a kombinace ochlazování ve vodě a solné lázni. Navržené teploty zakalení byly v případě tavby H3 300 a 250°C, v případě taveb H5 pak 200 a 160°C (Tab. 21). Po ochlazení následovala 20 min. výdrž v solné lázni zakončená ochlazením ve vodě. Pro možnost posouzení vlivu rychlosti ochlazování byl jeden vzorek kalen v prostředí voda/solná lázeň a jeden přímo do solné lázně, v případě tavby H3 při teplotě 300°C u tavby H5 při teplotě 200°C. U tavby H3 byla u všech režimů získána struktura tvořená martenzitem s určitým podílem feritu. Nižší podíl feritu byl pozorován u režimu A1 s kalením v prostředí kombinace voda/solná lázeň. Snížením teploty kalení 200°C na 160°C nebyl v případě režimů s přímým ochlazováním do solné lázně (B1, C1) pozorován výraznější rozdíl v podílu feritu. Struktura po aplikaci režimů navržených pro tavbu H5 byla u všech vzorků čistě martenzitická. Nejlepších hodnot mechanických vlastností bylo dosaženo u režimů A1s teplotou zakalení 300°C a G1 s teplotou zakalení 200°C při vyšších rychlostech ochlazování - prostředí kombinace voda/solná lázeň (Tab. 21). Hodnota meze pevnosti v tahu byla u režimu A1 provedeném na tavně H3 1097MPa, což je o téměř 200 MPa více než v případě přímého ochlazování do solné lázně. Nejvyšší tažnost  $A_{5mm} = 39\%$  byla získána u režimů B1 s přímým ochlazováním do solné lázně o teplotě 300°C. V případě tavby H3 jsou získané hodnoty tažností ovlivněny spíše než podílem zbytkového austenitu, podílem feritu obsaženým ve struktuře všech vzorků. U režimu G1 na tavně H5 byla hodnota meze pevnosti v tahu 2362 MPa při dobré tažnosti  $A_{5mm} = 20\%$ .

Na základě výsledků po jednokrokovém Q-P procesu bylo zjištěno, že nejlepších výsledků mechanických vlastností bylo dosaženo při vyšších rychlostech ochlazování při kombinaci kalení ve vodě a solné lázni a vyšších hodnot teplot zakalení, tedy pro tavbu H3 300°C a pro tavbu H5 200°C.

## Dvoukrokový Q-P proces

Po volbě teploty zakalení následoval návrh dvoukrokového Q - P procesu. Cílem bylo posouzení vlivu ohřevu z teploty zakalení na teplotu přerozdělení na vývoj struktury a stabilizaci zbytkového austenitu. Návrh dvoukrokového Q - P procesu vycházel z poznatků získaných v předchozích částech experimentu. Jako prostředí pro zakalení z teploty austenitizace byla zvolena kombinace voda/solná lázeň. Teplota zakalení byla v případě tavby H3 zvolena 320 a 300°C, u tavby H5 byla teplota zakalení 200 a 150°C. Teplota přerozdělení byla u tavby

H3 350°C, u tavby H5 250 a 200°C. Výdrž na teplotě přerozdělení v solné lázni byla zvýšena na 25 min (Tab. 21). U tavby H3 se ani po opakovaných pokusech nepodařilo dodržet stanovené parametry tepelného zpracování, proto tato tavba nebyla dále hodnocena. U tavby H5 byla aplikací navržených režimů získána martenzitická struktura s podílem 11 % resp. 9 % zbytkového austenitu, tomu také odpovídala hodnota meze pevnosti přesahující v obou případech 2200 MPa (Tab. 21). Vyšší mechanické hodnoty byly získány režimem G3 s nižší teplotou zakalení 150°C a teplotou přerozdělení 200°C, kde byla naměřena tvrdost 649 HV10 a mez pevnosti v tahu 2371 MPa při tažnosti  $A_{5mm} = 8\%$ . U režimu G2 s teplotou zakalení 200°C a teplotou přerozdělení 250°C byla získána hodnota tažnosti 14 % s mezí pevností 2203 MPa. Z těchto výsledků je možné odvodit, že při vyšší teplotě přerozdělení došlo k vyššímu stupni popuštění martenzitu, které vedlo ke zvýšení tažnosti snížení pevnosti a tvrdosti. Změna teploty QT a PT neměla výrazný vliv na stabilizaci zbytkového austenitu a v obou režimech byl získán téměř stejný podíl. S ohledem na snahu o získání vysoké meze pevnosti v kombinaci s dobrou tažností bylo lepších výsledků dosaženo u režimu G2 s teplotou zakalení 200°C a přerozdělení 250°C (Tab. 21).

### Dvoukrokový Q-P - termomechanický simulátor

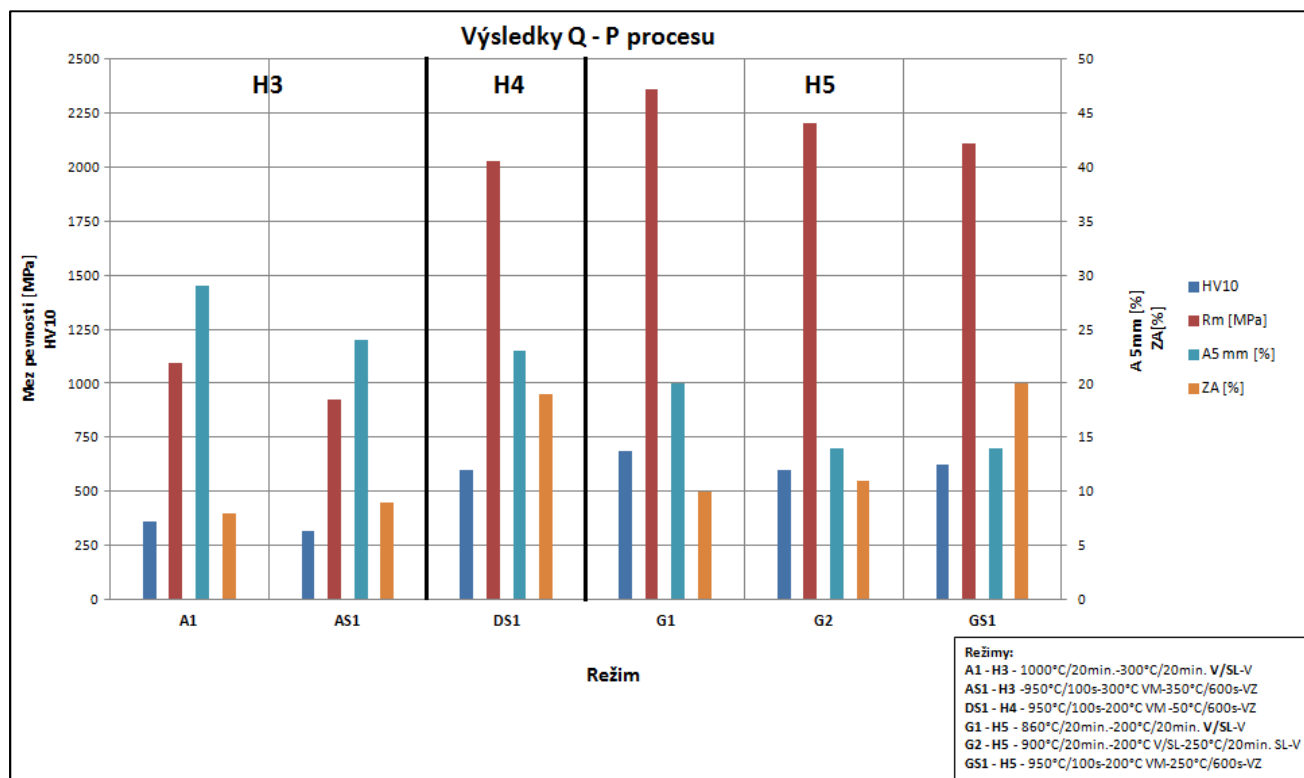
Experimentální program byl v poslední části doplněn o tepelné zpracování, které bylo provedeno na termomechanickém simulátoru. Tato varianta byla do experimentu zařazena z důvodu možnosti přesného dodržení předepsaných parametrů u všech vybraných taveb, a tedy bylo možné následně provést jejich vzájemné porovnání. Oproti „klasickému“ dvoukrokovému Q - P procesu bylo provedeno několik změn v parametrech tepelného zpracování. Teplota austenitizace byla pro všechny tavby zvolena 950°C při době výdrže 100 s. Teplota zakalení byla v případě tavby H3 zvolena 320 a 300°C a teplota přerozdělení 350°C. U taveb H4 a H5 byla teplota zakalení 200 a 150°C při teplotách přerozdělení 250 a 250°C. Výdrž na teplotě přerozdělení byla 600 s (Tab. 21).

U tavby H3, s nejnižším obsahem uhlíku i legujících prvků, se ani tímto postupem tepelného zpracování nepodařilo získat čistě martenzitickou strukturu a zamezit tak tvorbě proeutektoidního feritu. Režimem AS1 s teplotou zakalení 300 °C a teplotou přerozdělení 350 °C byla získána mez pevnosti v tahu 952 MPa při vysoké hodnotě tažnosti  $A_{5mm} = 32\%$ , která je v tomto případě ovlivněna spíše obsahem feritické fáze než podílem zbytkového austenitu (9%). Tomu odpovídá také nízká hodnota naměřené tvrdosti 312 HV10. Nejvyšších hodnot meze pevnosti bylo dosaženo u taveb H4 a H5 u režimů DS1, GS1 s teplotou zakalení 200°C a teplotou přerozdělení 250°C. U těchto režimů byly oproti režimům DS2 a GS2 s teplotou zakalení 150°C a teplotou přerozdělení 200°C naměřeny také vyšší hodnoty tažností. Struktura u režimů tavby H4 byla tvořena martenzitem a zbytkovým austenitem. Zvýšený obsah uhlíku (0,47 % C) se oproti tavně H3 projevil na mezi pevnosti, která byla u tavby H4 více než dvojnásobná. Vyšší obsah uhlíku může být také příčinou výrazného zvýšení podílů zbytkového austenitu u tavby H4. U režimu DS1 (QT-200°C, PT-250°C) byl podíl zbytkového austenitu 20 %, u režimu DS2 (QT-150°C, PT-200°C) dokonce 26 %. Vyšší hodnota meze pevnosti 2026 MPa byla získána režimem DS1 (QT-200°C, PT-250°C) při současně vysoké hodnotě tažnosti  $A_{5mm} = 23\%$ . Snížením teploty zakalení z 200°C na 150°C a teploty přerozdělení z 250°C na 200°C se u režimu DS2 projevilo snížením meze pevnosti v tahu na 1924 MPa při současném poklesu tažnosti na 14%. K poklesu tažnosti došlo i přesto, že u režimu DS2 bylo detekován výrazně vyšší podíl zbytkového austenitu (26%), než je tomu u režimu DS1 (19 %). To vede k závěru, že austenit nebyl dostatečně stabilní pro ovlivnění mechanických vlastností a transformoval na martenzit již v první fázi deformace za studena. U režimů tavby H5



se zvýšeným obsahem uhlík (0,47 %) a chromu (1,36 % Cr) byla struktura tvořena martenzitem s podílem zbytkového austenitu. Vyšší hodnota meze pevnosti v tahu 2108 MPa byla stejně jako v případě tavby H4 naměřena u režimu GS1 (QT-200°C, PT-250°C) s vyšší teplotou zakalení i přerozdělení (Tab. 21). U tohoto režimu byla zároveň naměřena vyšší hodnota tažnosti  $A_{5mm} = 14$  % odpovídající zvýšenému podílu zbytkového austenitu 20%. Režimem GS2 bylo dosaženo meze pevnosti v tahu 1928 MPa při tažnosti  $A_{5mm} = 10$  % s podílem zbytkového austenitu 17%. U taveb H4 a H5 byl zjištěn podstatný rozdíl ve vlivu snížení teploty zakalení a teploty přerozdělení na výsledný podíl zbytkového austenitu. U tavby H4 přineslo snížení obou teplot výrazné zvýšení podílu zbytkového austenitu z 20 % u režimu DS1 až na 26 % u režimu DS2, u tavby H5 byl naopak vyšší podíl zbytkového austenitu 20 % naměřen u režimu GS1, tedy u režimu s vyššími teplotami zakalení i přerozdělení.

Při vzájemném porovnání „klasického“ dvoukrokového Q-P procesu provedeného v peci a zpracování pomocí termomechanického simulátoru na tavně H5 byl zjištěn rozdíl vlivu teploty zakalení a teploty přerozdělení na výsledné mechanické vlastnosti. Zatímco snížením teploty zakalení z 200°C na 150°C a teploty přerozdělení z 250°C na 200°C došlo v případě QP2 (Tab. 21) ke zvýšení meze pevnosti v tahu z 2203 MPa na hodnotu 2371 MPa při současném poklesu tažnosti z 14% na 10%. U režimů zpracovaných na termomechanickém simulátoru byl pozorován opačný jev. Snížením teploty zakalení a teploty přerozdělení došlo jak k poklesu meze pevnosti v tahu z 2108 MPa na 1928 MPa, tak i ke snížení tažnosti z 14% na 10%. Oběma způsoby tepelného zpracování byly také získány výrazné rozdíly v podílu zbytkového austenitu. U režimu G2 provedeného v peci s teplotou zakalení 200°C a teplotou přerozdělení 250°C byl naměřen téměř poloviční podíl zbytkového austenitu (RA = 11%) než u režimu GS1 se stejnými parametry provedeným na simulátoru, kde byl naměřen podíl zbytkového austenitu 20%. Stejný trend je patrný při srovnání režimu G3 (QT-150°C, PT-200°C) s podílem zbytkového austenitu 9% a režimu GS2 se 17% zbytkového austenitu. Možné vysvětlení těchto výsledků lze hledat v rychlostech ochlazování na teplotu okolí, která byla v případě zpracování na termomechanickém simulátoru pouze cca 1,6 °C/s. U režimů dvoukrokového Q-P procesu provedených v peci byla rychlost ochlazování na teplotu okolí cca 10 °C/s. V případě zpracování na termomechanickém simulátoru mohl být podíl zbytkového austenitu vyšší, než by bylo možné při daném chemickém složení stabilizovat. Současně však při malých rychlostech ochlazování na teplotu okolí nemuselo dojít k transformaci tohoto austenitu a k jeho přeměně na martenzit by došlo až v průběhu zatížení při zkoušce tahem. Tím by došlo ke snížení plastických vlastností materiálu.



Obr. 82: Porovnání nejlepších výsledků získaných u jednotlivých taveb

Z výsledků získaných zpracováním na termomechanickém simulátoru je možné posoudit vliv legování na výsledné mechanické vlastnosti vybraných materiálů. Zvýšením obsahu uhlíku z 0,19% u tavby H3 na 0,47% u tavby H4 bylo dosaženo více než dvojnásobného zvýšení hodnoty meze pevnosti v tahu z 952 MPa u režimu AS1 s teplotou zakalení 300°C a teplotou přerozdělení 350°C až na 2026 MPa u režimu DS1 s teplotou zakalení 200°C a teplotou přerozdělení 250°C (Obr. 82). Zvýšení pevnosti bylo způsobené změnou struktury, které byla v případě tavby H3 tvořena martenzitem a podílem feritu, zatímco u tavby H4 byla struktura martenzitická s určitým podílem zbytkového austenitu. Tento nárůst pevnosti se projevil na snížení tažnosti z 32 % (AS1) na 23 % (DS1) (Obr. 82). Porovnáním tavby H4 s tavbou H5, u které byl zvýšen obsah chromu z 0,75% na 1,39%, došlo u režimu GS1 s teplotou zakalení 200°C a teplotou přerozdělení 250°C k mírnému zvýšení mez pevnosti v tahu o hodnotu 82 MPa (Tab. 21) oproti režimu DS1 se stejnými parametry zpracování. K odchylce však došlo v hodnotách tažnosti, která byla v případě režimu DS1 provedeného na tavně H4 více než 1,6 - krát vyšší než v případě režimu GS1 tavby H5. V tomto případě se tedy mohl projevit vliv chromu na zvýšenou prokalitelnost a substituční zpevnění materiálu. V případě porovnání režimů DS2 s režimem GS2 byl rozdíl v mezích pevností zanedbatelný.

Zvýšení obsah uhlíku u 0,19% na 0,47% se výrazněji projevilo také na množství zbytkového austenitu u tavby H3 a H4 (viz také Obr. 13). Zatímco u tavby H3 s 0,19% C byl max. podíl zbytkového austenitu 9 %, u tavby H4 s 0,47 % C dosahoval podíl zbytkového austenitu hodnoty 26 %. Vysoký podíl zbytkového austenitu se však výrazně neprojevilo na hodnotě tažnosti. V průběhu tepelného zpracování režimu DS2 pravděpodobně nedošlo k dostatečné stabilizaci zbytkového austenitu, který mohl v průběhu zkoušky tahem dále transformovat na martenzit.

Nejlepší kombinace vysoké meze pevnosti v tahu při zachování dobré tažnosti bylo dosaženo v jedнокrokovém procesu u tavby H5 režimem G1 s teplotou zakalení 200°C (Tab. 21, Obr. 82). Tímto způsobem zpracování byla získána tvrdost 685 HV10, mez pevnosti v tahu 2362 MPa při tažnosti  $A_{5mm} = 20\%$ . Podíl zbytkového austenitu byl 10%. U dvoukrokového Q - P procesu opět vykazovala nejlepší výsledky tavba H5 se zvýšeným obsahem uhlíku a chromu. Nejlepší kombinace meze pevnosti a tažnosti bylo dosaženo u režimů G2 s teplotou zakalení 200°C a teplotou přerozdělení 250°C jehož aplikací byla získána tvrdost 598 HV10, mez pevnosti v tahu 2203 MPa při tažnosti  $A_{5mm} = 14\%$  (Tab. 21). V případě dvoukrokového Q - P procesu provedeného pomocí termomechanického simulátoru bylo dobrých výsledků dosaženo u režimů DS1 a GS1 s teplotami zakalení 200°C a teplotami přerozdělení 250°C (Tab. 21, Obr. 82). U tavby H3 se žádným ze zvolených režimů tepelného zpracování nepodařilo dosáhnout požadované martenzitické struktury ani při vysokých rychlostech ochlazování 70 °C/s (A1). Vždy byla získána martenzitická struktura s podílem feritu nebo bainitu, což je dáno zvoleným chemickým složením. I přes nízký obsah uhlíku i ostatních legujících prvků byla po optimalizaci parametrů získána režimem A1s teplotou zakalení 300°C mez pevnosti 1097 MPa s tažností 29 % (Tab. 21, Obr. 82).

### Porovnání získaných výsledků s výchozím stavem experimentálního materiálu

Porovnáním nejlepších výsledků získaných u jednotlivých způsobů tepelného zpracování a výchozím stavem tavby H3 bylo u režimu A1 (QP: QT - 300°C), kterým byla získána martenzitická struktura s určitým podílem feritu, dosaženo nárůstu meze pevnosti o 66 % z původních 658 MPa na hodnotu 1097 MPa při současném poklesu tažnosti 37 % (Tab. 22). U tavby H4 bylo režimem GS1 (QP2 - TM: QT - 200°C, PT - 250°C) dosaženo změny výchozí feriticko - perlitické struktury na martenzitickou strukturu s podílem zbytkového austenitu. Tím došlo ke zvýšení meze pevnosti z původních 914 MPa až na 2026 MPa. Nárůst meze pevnosti je v tomto případě 120 %. Zvýšením meze pevnosti se však projevilo na poklesu tažnosti o 21% z původních 29 % na 23% (Tab. 22). Největšího zvýšení mechanických vlastností u tavby H5 bylo dosaženo režimem G1 (QP1: QT - 200°C) jehož aplikací byla získána martenzitická struktura s podílem zbytkového austenitu. Tímto režimem byla zvýšena výchozí mez pevnosti z 954 MPa až na hodnotu 2362 MPa, tedy nárůstem o téměř 150 %. U režimu G1 zároveň došlo k nejmenšímu poklesu tažnosti o 38%.

Tab. 22: Porovnání získaných výsledků vzhledem k výchozímu stavu

Tavba	Režim	HV10	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_{5mm}$ [%]	Změna mechanických vlastností	
H3	Výchozí stav	190	410	658	45,5	Nárůst $R_m$	Pokles $A_{5mm}$
	QP1 - A1	362	1040	1097	29	66 %	37 %
	QP2-TM - AS1	312	925	952	32	44 %	30 %
H4	Výchozí stav	267	523	914	29	Nárůst $R_m$	Pokles $A_{5mm}$
	QP2-TM - DS1	596	1541	2026	23	120 %	21 %
H5	Výchozí stav	279	627	954	32	Nárůst $R_m$	Pokles $A_{5mm}$
	QP1 - G1	685	1802	2362	20	150 %	38 %
	QP2 - G2	598	1809	2203	14	130 %	60 %
	QP2-TM - GS1	624	1686	2108	14	120 %	60 %

## 11 Závěr

Diplomová práce se zabývala problematikou tepelného zpracování nízkolegovaných vysokopevných ocelí a možnostmi dalšího zlepšování jejich mechanických vlastností pomocí nového postupu tepelného zpracování tzv. Q - P procesu. Účelem experimentálního programu bylo pro navržené experimentální materiály optimalizovat jednotlivé parametry Q-P procesu tak, aby byly získány vysoké hodnoty meze pevnosti bez výrazného snížení hodnot tažnosti (min. 15%). Tato kombinace vlastností je ovlivněna výslednou strukturou, která by měla být tvořena martenzitem zaručujícím vysokou pevnost a určitým podílem stabilizovaného zbytkového austenitu zajišťujícího tažnost materiálu.

Pro návrh tepelného zpracování byly zvoleny tři tavby legované především C, Mn, Si a Cr. Pro posouzení vlivu legování na mechanické vlastnosti se u jednotlivých taveb lišil obsah C a Cr. Tavba o označení H3 s 0,19% C s 0,79% Cr, tavba H4 s 0,47% C s 0,75% Cr a tavba H5 s 0,47% C a 1,39% Cr. Tavby H3 a H5 byly zpracovány „klasickým“ jednokrokovým a dvoukrokovým Q - P procesem v peci, k porovnání všech tří taveb došlo při dvoukrokovém Q - P procesu provedeném na termomechanickém simulátoru.

V případě jednokrokového Q - P procesu bylo nejlepších výsledků dosaženo u tavby H5. U tohoto materiálu byla získána mez pevnosti v tahu 2362 MPa při tažnosti 20%. V této části experimentu byl také posuzován vliv intenzity ochlazování na mechanické vlastnosti. Jako nejvhodnější způsob ochlazování byla určena kombinace prostředí voda/solná lázeň.

U dvoukrokového Q - P procesu bylo u tavby H5 dosaženo meze pevnosti v tahu 2203 MPa při tažnosti 14%. V případě dvoukrokového Q - P procesu provedeného pomocí termomechanického simulátoru byly získány vysoké hodnoty mechanických vlastností jak u tavby H5, kde hodnota meze pevnosti dosahovala 2108 MPa při tažnosti 14%, tak i u tavby H4 s mezí pevnosti v tahu 2026 MPa při tažnosti 23%. Ani přesně řízeným procesem zpracování se u tavby H3 nepodařilo dosáhnout požadované martenzitické struktury s podílem zbytkového austenitu. Ale díky získání směsné základní struktury s podílem feritu a zbytkového austenitu byla získána max. mez pevnosti 1097 MPa a tažnosti 29 %, tedy zvýšení meze pevnosti o 439 MPa oproti výchozímu stavu s feriticko-perlitickou strukturou.

Ze získaných výsledků vyplývá, že nejvýraznější změny ve vývoji struktury a tím i mechanických vlastností způsobilo zvýšení podílu uhlíku o 0,28 % mezi tavnami H3 a H4. Díky jeho navýšení bylo možné získat požadovanou martenzitickou strukturu se zbytkovým austenitem. Další zlepšení mechanických vlastností zvýšením podílu chromu o 0,61 % mezi tavnami H4 a H5 nevedlo k výraznému zvýšení meze pevnosti a tvrdosti, i když struktury z mat. H5 vykazovaly nejvyšší hodnoty tvrdosti. Nejvýrazněji jsou tedy mechanické vlastnosti hodnocených materiálů ovlivněny obsahem uhlíku, který je v případě tavby H3 méně než poloviční ve srovnání s tavnami H4 a H5.

## 11 Použitá literatura

1. **Herditzky, A., Kicková, M., Olexová, M.** *Moderne koncipované ocele použité při výrobě automobilové karosérie.* Technická univerzita v Košiciach : Strojní fakulta, 2008.
2. **Kvačkaj, T.** *Výskum ocelových materiálů pro ultralákú karosériu osobných automobilov.* 2005. stránky 389-403.
3. **Malina, J.** *Nekonvenční zpracování nízkolegovaných ocelí technologickými procesy na bázi inkrementálních deformací.* ZČU v Plzni : Katedra materiálu a strojírenské metalurgie, 2010. Disertační práce.
4. **Bleck, W., Phiu-on, K.** *Effects of Microalloying in Multi Phase Steels for Car Body Manufacture.* RWTH Aachen University : Department of Ferrous Metallurgy.
5. **Institute, International Iron and Steel.** *Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines.* místo neznámé : Committee on Automotive Applications, 2005.
6. **Janovec, J., Cejp, J., Steidl, J.** *Perspektivní materiály.* místo neznámé : České vysoké učení technické v Praze, 2008.
7. **Kvačkaj, T.** *Výskum BH-efektu ocelových plechov pre automobilový priemysel.* Košice : Katedra tvárnosti kovov HF-TU v Košiciach.
8. **Pacholková, Š., Peša, J.** *Možnosti výroby dvoufázových feriticko-martenzitických ocelí v NH, a.s.* Ostrava : VZÚ Hová Huť, a.s.
9. **Lichorobiec, V.** *Vliv vodíku na pevnost a svařitelnost vysokopevných martenzitických ocelí pro automobilové aplikace.* Univerzita Pardubice : Katedra dopravních prostředků a diagnostiky, 2010.
10. **Kliber, J., Drozd, K., Mamuzić, I.** *Plastometrické výsledky napěťovo-deformačního chování a supně změkčení feromanganové TWIP oceli.* Hradec nad Mohelnicí : METAL 2009, 2009.
11. **Speer, J., Matlock, D. K. et al.** Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia* 51. 2003, stránky 2611-2622.
12. **Speer, J. et al.** The "Quenching and Partitioning" Process: Background and Recent Progress. *Material Research.* 2005, stránky 417-423.
13. **Aišman, D.** *Vliv parametrů tepelného zpracování na vývoj struktury nízkolegovaných vysoce pevných ocelí.* ZČU v Plzni : Katedra materiálu a strojírenské metalurgie, 2008. Diplomová práce.
14. **Kučerová, L., Jirková, H., Hauserová, D., Mašek, B.** *Comparison of the Results Obtained by Q-P Process and Conventional Quenching and Tempering.* Lázne Libverda : Česká technika-ČVUT Praha, 14-16. červen 2011.

15. **Pragochema.** Přípravky pro tepelné zpracování kovů. *PRAGOCHEMA*. [Online] [Citace: 10. Květen 2012.] <http://www.pragochema.cz/?start=2&lan=cz&vyr=Pripravky-pro-tepelne-zpracovani-kovu>.
16. JMatPro practical software for materials properties: JMatPro. *JMatPro practical software for materials properties*. [Online] [Citace: 15. Březen 2012.]
17. **Staňková, H., Motyčka, P., Mašek, B., Meyer, L. W.** *Ověření platnosti ocebných fenomenologických modelů pro nízkolegovanou ocel typu TRIP*. Barcelona : 10th International Research/Expert Conference: Trends in the Development of Machinery and Associated Technology, 2006.
18. **Skálová, J., Koutský, J., Motyčka, V.** *Nauka o materiálech*. Plzeň : Západočeská univerzita v Plzni, 2003.
19. **Čáp, A.** *Základy nauky o kovech*. Plzeň : Ediční středisko VŠSE, 1982.
20. **Kraus, V.** *Tepelné zpracování a slinování*. Plzeň : Západočeská univerzita v Plzni, 2000.

## 12 Seznam příloh

### **Příloha 1 (volná)**

*Přehled provedených režimů tepelného zpracování Q-P procesem*

### **Příloha 2 (volná)**

*CD s elektronickou formou dat*

### Příloha 1: Přehled provedených režimů tepelného zpracování Q-P procesem

Režim			Parametry tepelného zpracování				HV10	Rp <sub>0,2</sub> [MPa]	Rm [MPa]	A <sub>5 mm</sub> [%]	ZA [%]
			Austenitizace	Zakalení	Přerozdělení	Dochlazení					
QP1	H3	A1	1000°C/20 min.	300°C V/SL	300°C/20min. SL	V	362	1040	1097	29	8
		B1		300°C SL	300°C/20min. SL	V	293	758	909	39	13
		C1		250°C SL	250°C/20min. SL	V	310	718	941	34	7
	H5	G1	860°C/20 min.	200°C V/SL	200°C/20min. SL	V	685	1802	2362	20	10
		H1		200°C SL	200°C/20min. SL	V	668	1678	2194	14	12
		I1		160°C SL	160°C/20min. SL	V	679	1896	2312	13	11
QP2	H5	G2	900°C/20 min.	200°C V/SL	250°C/20min. SL	V	598	1809	2203	14	11
		G3		150°C V/SL	200°C/20min. SL	V	649	1936	2371	8	9
QP2 - TM	H3	AS1	950°C/100 s	300°C VM	350°C/600 s IO	VZ	312	925	952	32	9
		H4		DS1	200°C VM	250°C/600 s IO	VZ	596	1541	2026	23
	DS2			150°C VM	200°C/600 s IO	VZ	595	1500	1924	14	26
	H5			GS1	200°C VM	250°C/600 s IO	VZ	624	1686	2108	14
		GS2		150°C VM	200°C/600 s IO	VZ	641	1554	1928	10	17

\* V - voda, SL - solná lázeň, VM - vodní mlha, IO - indukčně-odporový ohřev