

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI  
**FAKULTA STROJNÍ**

Studijní program: B 2301 Strojní inženýrství  
Studijní zaměření: Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie

**BAKALÁŘSKÁ PRÁCE**

Vývoj mikrostruktury a mechanických vlastností AHS ocelí v závislosti  
na chemickém složení a parametrech tepelného zpracování

Autor: **Michal Pekovič**

Vedoucí práce: **Ing. Ivan Vorel**

Akademický rok 2017/2018





## **Prohlášení o autorství**

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

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

V Plzni dne: .....

.....  
podpis autora

## ANOTAČNÍ LIST BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

<b>AUTOR</b>	Příjmení Pekovič	Jméno Michal	
<b>STUDIJNÍ OBOR</b>	2301R016 – Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie		
<b>VEDOUcí PRÁCE</b>	Příjmení (včetně titulů) Ing. Vorel	Jméno Ivan	
<b>PRACOVÍŠTĚ</b>	ZČU - FST - KMM		
<b>DRUH PRÁCE</b>	<b>DIPLOMOVÁ</b>	<b>BAKALÁŘSKÁ</b>	<b>Nehodící se škrtněte</b>
<b>NÁZEV PRÁCE</b>	Vývoj mikrostruktury a mechanických vlastností AHS ocelí v závislosti na chemickém složení a parametrech tepelného zpracování.		

<b>FAKULTA</b>	Strojní	<b>KATEDRA</b>	KMM	<b>ROK ODEVZD.</b>	2018
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

### POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

<b>CELKEM</b>	55	<b>TEXTOVÁ ČÁST</b>	55	<b>GRAFICKÁ ČÁST</b>	0
---------------	----	---------------------	----	----------------------	---

<b>STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK)</b>  <b>ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY</b>	<p>Bakalářská práce se zabývá možnostmi izotermického tepelného zpracování AHS ocelí. Experimentální program byl zacílen na vytvoření bainitických struktur pomocí termomechanického simulátoru. Experiment byl prováděn na dvou nízkolegovaných, středně uhlíkových ocelích se stejným chemickým složením s výjimkou obsahu křemíku. Následně byl porovnán vliv obsahu křemíku a různých režimů zpracování na vývoj mikrostruktury a mechanických vlastností experimentálních ocelí.</p>
<b>KLÍČOVÁ SLOVA ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE</b>	<p>AHS oceli, izotermické zpracování, bainitická transformace, vliv křemíku, horní bainit, dolní bainit</p>

## SUMMARY OF BACHELOR SHEET

<b>AUTHOR</b>	Surname Peković	Name Michal		
<b>FIELD OF STUDY</b>	2301R016 – Materials Engineering and Engineering Metallurgy			
<b>SUPERVISOR</b>	Surname (Inclusive of Degrees) Ing. Vorel	Name Ivan		
<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 WORK</b>	Evolution of microstructure and mechanical properties of AHS steels depending on the chemical composition and the parameters of the heat treatment.			

<b>FACULTY</b>	Mechanical Engineering	<b>DEPARTMENT</b>	Material Science and Technology	<b>SUBMITTED IN.</b>	2018
----------------	------------------------	-------------------	---------------------------------	----------------------	------

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

<b>TOTALLY</b>	55	<b>TEXT PART</b>	55	<b>GRAPHICAL PART</b>	0
----------------	----	------------------	----	-----------------------	---

<b>BRIEF DESCRIPTION</b>  <b>TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS</b>	The bachelor thesis deals with possibilities of isothermal heat treatment of AHS steels. The experimental program was aimed at creating bainitic structures using a thermo-mechanical simulator. The experiment was performed on two low-alloy, medium-carbon steels with the same chemical composition, except silicon. Subsequently, the influence of silicon content and different processing modes on the development of microstructure and mechanical properties of experimental steels was compared.
<b>KEY WORDS</b>	AHS steels, isothermal treatment, bainitic transformation, influence of silicon, upper bainite, lower bainite

## **Poděkování**

Autor děkuje Ing. Ivanu Vorlovi, za odborné vedení a cenné rady při zpracování bakalářské práce, Ing. Štěpánu Jeníčkovi za rady a konzultace v oblasti možností termomechanického simulátoru. Dále pak Regionálnímu technologickému institutu za poskytnutí zařízení, výrobu vzorků a pomoc při provádění tepelného zpracování a mechanických zkoušek.

## Obsah

1	Úvod .....	11
2	Historie a vývoj ocelí.....	12
2.1	Historie vzniku AHS ocelí .....	12
2.2	Využití AHS ocelí .....	13
3	HS a AHS oceli.....	14
3.1	Konvenční oceli.....	14
3.2	Nízko až vysokopevnostní oceli.....	15
3.2.1	IF - ocel s volnými intersticiemi .....	15
3.2.2	IF-HS - ocel s volnými intersticiemi a vysokou pevností.....	15
3.2.3	BH - vytvrditelná ocel.....	15
3.2.4	cMn - karbon manganová ocel.....	15
3.2.5	HSLA - vysokopevnostní s nízkým legováním .....	15
3.3	Pokročilé vysokopevnostní oceli.....	16
3.3.1	DP - Dvofázová ocel .....	16
3.3.2	TRIP – ocel s efektem transformačně indukované plasticity.....	18
3.3.3	CP – ocel s komplexními fázemi .....	20
3.3.4	MS - martenzitická ocel .....	20
3.3.5	FB - feriticko-bainitická ocel .....	21
3.3.6	TWIP - ocel s efektem plasticity indukované dvojčatením .....	22
3.3.7	HF - za tepla tvářená ocel .....	23
3.3.8	Q&P - ocel kalená a přerozdělená .....	24
3.3.9	TRIPLEX - Slitina .....	25
3.3.10	PFHT - tepelné zpracování po tváření .....	25
3.3.11	BS - bainitická ocel .....	26
4	Bainitické oceli .....	26
4.1	Bainitické oceli s nízkým obsahem křemíku.....	27
4.2	Bainitické oceli s vysokým obsahem křemíku .....	30
5	Úvod do experimentální části .....	31
5.1	Materiály v experimentu .....	32
5.1.1	Ocel 42CrMoS4 .....	32
5.1.2	Ocel 42SiCr.....	33
6	Tepelné zpracování.....	34
6.1	Návrh režimů pro termo-mechanický simulátor .....	34



7	Příprava vzorků pro zkoumání mikrostruktury a mechanických vlastností .....	37
7.1	Příprava pro metalografickou analýzu a měření tvrdosti .....	37
7.2	Příprava vzorků pro statickou zkoušku tahem .....	38
8	Zkoumané vlastnosti vzorků po tepelném zpracování .....	38
8.1	Mikrostrukturní analýza .....	38
8.1.1	Režim izotermického zpracování IZ 480°C/600s .....	39
8.1.2	Režim izotermického zpracování IZ 470°C/600s .....	39
8.1.3	Režim izotermického zpracování IZ 450°C/600s .....	40
8.1.4	Režim izotermického zpracování IZ 420°C/600s .....	40
8.1.5	Režim izotermického zpracování IZ 380°C/800s .....	41
8.1.6	Režim izotermického zpracování IZ 340°C/1200s .....	42
8.1.7	Porovnání podílu bainitu v experimentálních ocelích .....	42
8.1.8	Porovnání podílu zbytkového austenitu v experimentálních ocelích .....	43
8.2	Hodnocení mechanických vlastností .....	44
8.2.1	Statická zkouška tahem .....	45
8.2.2	Tvrdost dle Vickerse .....	48
9	Diskuse výsledků .....	49
10	Závěr .....	51

## Použité symboly a zkratky

- AHS oceli
  - HS oceli
  - TTA diagram
  - TTT diagram
  - $R_{p0,2}$
  - $R_m$
  - $A_{5mm}$
- Pokročilé vysokopevnostní oceli  
vysokopenostní oceli  
Time Temperature Austenitization  
Time Temperature Transformation  
Smluvní mez kluzu v tahu  
Mez pevnosti v tahu  
Tažnost na úseku 5 mm

## 1 Úvod

Stále se zvyšující požadavky na zlepšování všech materiálových vlastností vedou k vývoji nových technologií zpracování. Na konci 20. století začali výrobci automobilů přemýšlet nad tím, jak snížit hmotnost automobilů kvůli úspoře paliv, snížení emisí. Dalším důvodem bylo zvýšení bezpečnosti cestujících a i chodců v případě havárie. Bylo třeba nahradit konvenční oceli použité na součásti automobilů. S touto myšlenkou započal vývoj nových materiálů pro použití v automobilovém průmyslu. Vznikly takzvané vysokopevnostní oceli (HS steels), které dosahovaly lepších mechanických vlastností než oceli konvenční a zároveň byly lehčí. Vlastnosti těchto ocelí byly dány především jejich chemickým složením. HS oceli byly jednofázové feritické oceli.

Když se vývoj posunul dále dopředu, začaly se oceli pro automobilový průmysl tepelně a deformačně zpracovávat. Díky tomuto vznikly pokročilé vysokopevnostní oceli (AHS steels). Jejich základním odlišením od HS ocelí je vícefázová struktura, vzniklá tepelným zpracováním, vnesenou deformací, nebo kombinací obojího. Těchto ocelí bylo vytvořeno velké množství a mají rozdílné mechanické a fyzikální. Některé oceli ze skupiny AHS ocelí jsou pouze tepelně zpracovány, některé jsou při tepelném zpracování tvářeny a některé jsou tvářeny za studena po tepelném zpracování. Dalším rozlišujícím prvkem je počet fází ve výsledné struktuře oceli. AHS oceli jsou dvoufázové, třífázové, nebo i vícefázové. Tyto oceli mají ve většině případů lepší mechanické vlastnosti než HS oceli. Těmito vlastnostmi jsou například pevnost, tažnost, tvrdost a tvařitelnost.

Tato práce se věnuje základnímu rozboru HS a AHS ocelí s tím, že stěžejní jsou bainitické oceli patřící do skupiny pokročilých vysokopevnostní ocelí. Vlastnosti bainitických ocelí se co se týče tvrdosti a pevnosti blíží martenzitickým ocelím, ale oproti nim si zachovávají poměrně vysokou houževnatost. Tento typ AHS ocelí se vyrábí tepelným zpracováním materiálu. Toto tepelné zpracování se nazývá interkritické žíhání. V závislosti na chemickém složení materiálu při tomto procesu tepelného zpracování vznikají rozdílné struktury, které jsou dále popsány v textu této práce.

## 2 Historie a vývoj ocelí

Když byli výrobci automobilů vyzváni k tomu, aby zlepšili bezpečnost a zvýšili úsporu paliva, začali hledat materiály vhodné k dosažení těchto požadavků. Pokročilé vysokopevnostní oceli dokáží splnit požadavky na bezpečnost, emise, trvanlivost a to vše při nízkých nákladech na výrobu. AHS oceli poskytují extrémně vysokou pevnost a další výhodné vlastnosti při zachování vysoké tvářitelnosti, která je nutná pro výrobu součástí automobilů. [1]

AHS oceli dosahují velmi dobrých kombinací materiálových a mechanických vlastností. Většina z nich má pečlivě vybrané chemické složení a vícefázovou mikrostrukturu vycházející z přesně řízeného procesu tepelného zpracování. Je využíváno různých posilovacích mechanismů k dosažení určité pevnosti, tažnosti, houževnatosti a únavových vlastností. [1]

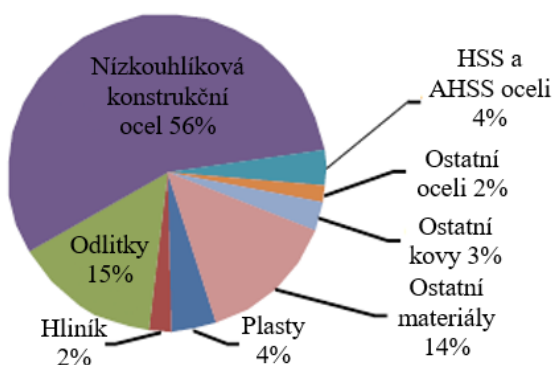
### 2.1 Historie vzniku AHS ocelí

Koncem 20. století automobilky pochopily, že tajemství úspěchu tkví v použití správné oceli pro tu správnou součást. V době moderního hutnictví bylo možné vyrobit různé typy ocelí za různé ceny. Tvařitelnost byla pro výrobce nejdůležitější vlastností, na pevnost nebylo tolik hleděno, případně mohla být zvýšena zvětšením tloušťky dané součásti. Následně se objevily nové priority, jako například bezpečnost, snížení nákladů na výrobu a snížení hmotnosti z důvodu účinnosti a snížení emisí. Vznikla poptávka po nových materiálech a to hlavně po ocelích. [1]

V roce 1975 bylo průměrné vozidlo složeno pouze z 4% středně a vysokopevnostní oceli a z 61% uhlíkové oceli (obr. 1). V roce 1980 byly hojně využívány pozinkované oceli z důvodu snížení koroze. Dále byly, pro jejich pevnost, houževnatost, svařitelnost a nízké náklady, využívány takzvané HSLA oceli (High-strength low-alloy), které byly původně vyvinuty pro výstavbu ropovodů na Aljašce. V roce 1994 konsorcium 35 výrobců kovových plechů začalo s projektem, který měl za úkol vytvořit lehké ocelové auto, které by vyhovělo bezpečnostním předpisům. Po roce 2000 vzniká nová generace AHS ocelí včetně Hot formed (HF) a dvoufázových (DP). Následovali další projekty zaměřené na zvýšení bezpečnosti a účinnosti paliva díky snížení hmotnosti. [1] [2]

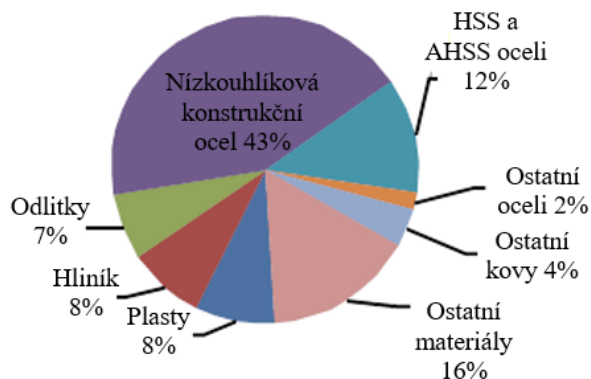
#### Průměrné vozidlo 1975

1750 Kg



#### Průměrné vozidlo 2007

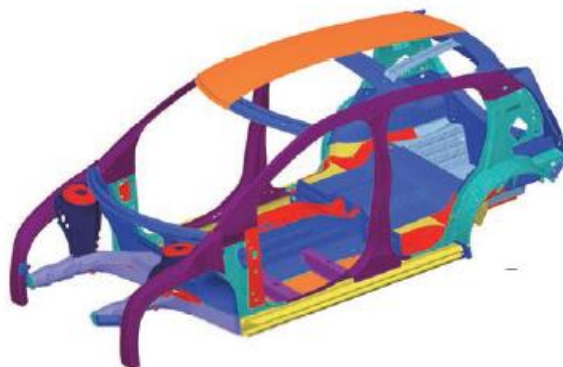
1850 Kg



obr. 1 Procentuální složení konstrukce automobilu v letech 1975 a 2007 [1]

V roce 2007 průměrné vozidlo obsahovalo 12% středně a vysokopevnostní oceli. Zásadním pro rostoucí využití AHS ocelí byl vývoj nových procesů a zařízení k výrobě a tváření materiálu. Například oceli dvoufázové a oceli s efektem transformačně indukované plasticity (TRIP) našly využití u nárazových prvků automobilů, protože dokáží vstřebat velké

množství energie. V prostoru pro cestující se využívali oceli martenzitické (MS) a oceli na bázi boru, které mají vysokou pevnost a tuhost, čímž zajišťují bezpečí pro cestující. [1]

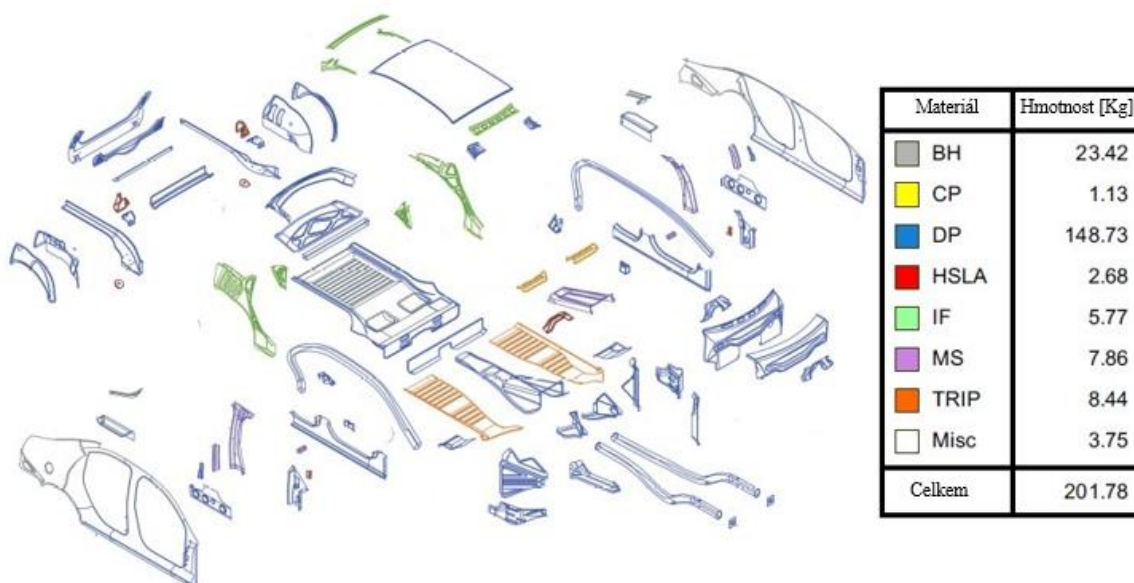


obr. 2 Rozložení materiálů v automobilu s využitím AHSS ocelí [1]

Výzkum v oblasti využití AHS ocelí v automobilovém průmyslu se rychle rozrůstá. Studie prokázali, že s použitím 97% HS a AHS ocelí lze ušetřit 35% hmotnosti vozidla, které splňuje, a v některých případech dokonce překračuje všechny aktuální bezpečnostní normy a konstrukční požadavky. Dále studie uvádějí, že spojení takto zkonstruovaného automobilu s elektrickou pohonnou jednotkou ušetří za životní cyklus až 56% emisí. [1]

## 2.2 Využití AHS ocelí

Pokročilé vysokopevnostní oceli jsou převážně využívány v automobilovém průmyslu. V dnešní době je z nich tvořena převážná většina vozidla. Další odvětví průmyslu, kde se využívají AHS oceli je průmysl letecký. Jak v leteckém tak v automobilovém průmyslu jsou AHS oceli využívány hlavně pro svoji vysokou pevnost v kombinaci s dobrou tažností a tvrdostí. Dále se tento typ ocelí využívá pro konstrukci výrobních strojů a zařízení. V poslední řadě jsou využívány v železniční dopravě.



obr. 3 Rozstřel karoserie automobilu s barevným označením použitých typů ocelí [2]

Na obr. 3 jsou barevně zobrazeny díly karoserií. Barvy udávají typ použitého materiálu a hmotnost tohoto materiálu v karoserii vozidla.

### 3 HS a AHS oceli

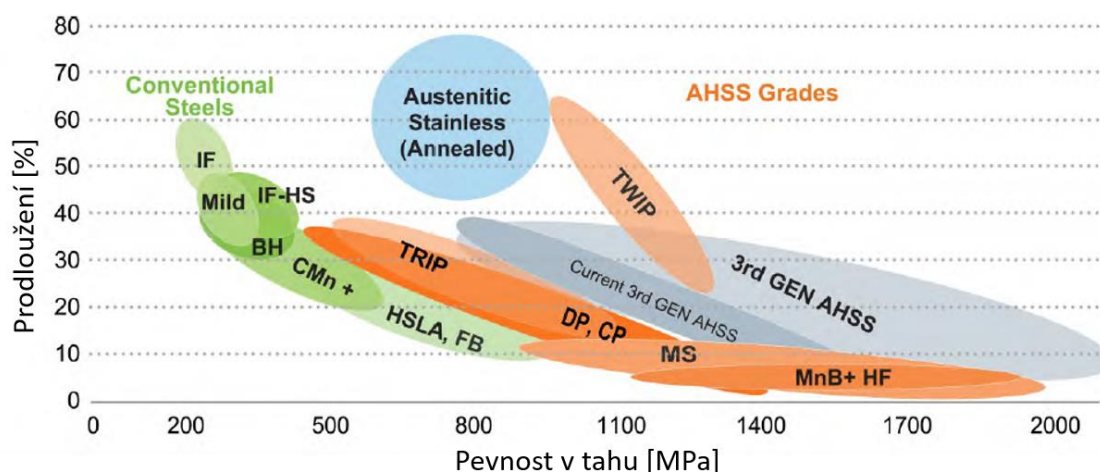
Vysokopevnostní a pokročilé vysokopevnostní oceli jsou dnes základními materiály v automobilovém průmyslu. Lze je dělit několika různými způsoby. Jedním z nich je například hutní označení, které poskytuje určité informace o procesu. Druhá metoda dělení je podle pevnosti oceli, ta je důležitá především pro konstruktéry. Třetím způsobem je rozdělení podle rozdílných mechanických vlastností nebo deformačních parametrů, jako je prodloužení nebo zpevňovací koeficient. [2]

**Oceli se dají řadit do těchto skupin:** Konvenční oceli

Vysokopevnostní oceli (HSS)

Pokročilé vysokopevnostní oceli (AHSS)

Hlavním rozdílem mezi konvenčními, HS a AHS oceli je jejich mikrostruktura. Konvenční a vysokopevnostní jsou převážně jednofázové feritické oceli. Pokročilé vysokopevnostní jsou oceli s mikrostrukturou obsahující jiné fáze než ferit, perlit nebo cementit. Těmito fázemi jsou například martenzit, bainit a zbytkový austenit v množstvích dostačujících k vytvoření unikátních mechanických vlastností. Obr. 4 zobrazuje rozložení ocelí podle jejich pevnosti v tahu a prodloužení. [2]



obr. 4 Závislost prodloužení ocelí v závislosti na mezi kluzu [2]

#### 3.1 Konvenční oceli

Konvenční konstrukční ocel má poměrně jednoduchou feritickou nebo feriticko-perlitickou mikrostrukturu obsahující malé množství uhlíku a málo legujících prvků, takže je poměrně měkká a dobře tvarovatelná. Je levná a častou slouží jako základ pro porovnání s jinými materiály. Má nízkou pevnost a výbornou tvařitelnost. Konvenční oceli se dlouhodobě používají v automobilovém průmyslu na díly karoserií, a různé pomocné prvky. [2]

## 3.2 Nízko až vysokopevnostní oceli

Nízko až vysokopevnostní oceli jsou široce využívaným materiálem v automobilovém průmyslu. Dělí se na několik druhů podle chemického složení a struktury. [1]

<b>Druhy HSS ocelí:</b>	Ocel s volnými intersticiemi (IF)
	Ocel s volnými intersticiemi a vysokou pevností (IF-HS)
	Vytvrditelná ocel (BH)
	Karbon manganová ocel (cMn)
	Vysokopevnostní s nízkým legováním (HSLA)

### 3.2.1 IF - ocel s volnými intersticiemi

Tyto oceli mají velmi nízký obsah uhlíku. Toho bylo dosaženo odstraněním oxidu uhelnatého, vodíku, dusíku a dalších plynů v průběhu výroby oceli prostřednictvím vakuovacího procesu. Intersticiální prvky, jako je dusík nebo uhlík, tvoří nitridy a karbidy s legujícími prvky, jako je niob nebo titan, a tím stabilizují zbytkové intersticie. Proto jsou tyto oceli typicky nestárnoucí. (jsou základem pro žárové pozinkování) [1] [2]

Nedostatek intersticiálních atomů ve struktuře má příznivý vliv na tažnost. Tato ocel se označuje jako vysoketažná. Dosahuje nízké pevnosti, ale má vysokou míru zpevnění a vynikající tvárnost. Hlavní využití této oceli je na karoseriích a opláštění automobilů. [1] [2]

### 3.2.2 IF-HS - ocel s volnými intersticiemi a vysokou pevností

Jedná se o stejný typ oceli jako je ocel IF, rozdíl je pouze v přísadě fosforu, díky kterému dochází k většímu zpevnění [3]

### 3.2.3 BH - vytvrditelná ocel

Tento typ oceli má základní feritickou mikrostrukturu a solidní posilovací schopnosti. Tato ocel je chemicky a procesně navržena tak, aby udržela uhlík v roztoku během výroby. Uhlík se dostává z roztoku až během pečení. Materiál má zvýšenou pevnost na mezi kluzu, vrubovou houževnatost, ale nedojde k snížení jeho tvařitelnosti. [2]

Tato ocel je především používána pro vnější panely karoserie, kde je potřeba odolnost proti promáčknutí. [2]

### 3.2.4 cMn - karbon manganová ocel

Tyto oceli využívají zpevňovacích procesů pro vyšší pevnost. Hlavním legujícím prvkem těchto ocelí je mangan. V případě následného tepelného zpracování tohoto typu oceli vzniká takzvaná hadfieldova ocel. [2]

### 3.2.5 HSLA - vysokopevnostní s nízkým legováním

Tento typ vysokopevnostních ocelí byl jedním z prvních, který byl ve velké míře využíván v automobilovém průmyslu. Struktura se skládá z feritické matrice, která obsahuje jemné karbidy legujících prvků a feriticko-perlitické útvary. Ve složení oceli je minimální množství legujících prvků. Tato složitá struktura v kombinaci s jemnozrnnou strukturou a substitučními a intersticiálními posilovacími procesy dává oceli vysokou pevnost. Tato ocel byla navržena

proto, aby splňovala specifické mechanické vlastnosti, jako například tvrdost, odolnost proti korozi, dobrou tvaritelnost a svařitelnost. [2]

Z HSLA oceli se v automobilovém průmyslu vyrábí části karoserií, odpružení, podvozky, kola a další různé součásti.

### 3.3 Pokročilé vysokopevnostní oceli

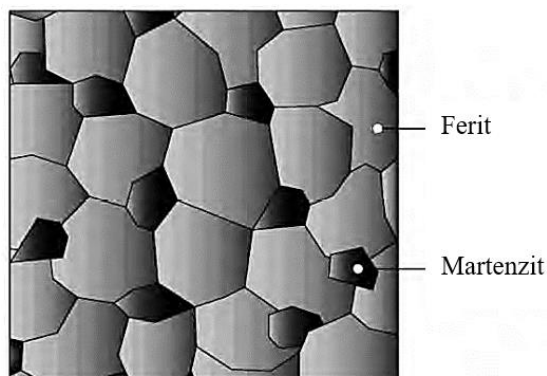
Oproti konvenčním nebo vysokopevnostním ocelím je výroba a zpracování pokročilých vysokopevnostních ocelí mnohem složitější. Pozoruhodné vlastnosti AHS ocelí vycházejí z jejich unikátního zpracování a tím vytvořených struktur. Tyto oceli se zpracovávají pomocí řízeného ochlazování z teploty austenitizace materiálu, nebo z teplot kdy struktura obsahuje podíl austenitu a dosud netransformovaných feritických zrn. Zároveň je třeba zvolit správné chemické složení před tímto zpracováním. Pomocí výzkumu bylo vytvořeno mnoho kombinací chemického složení a následného tepelného zpracování, díky kterému vzniklo mnoho typů pokročilých vysokopevnostních ocelí. [2]

<b>Druhy AHS ocelí:</b>	DP – dvoufázová ocel
	TRIP – ocel s efektem transformačně indukované plasticity
	CP – ocel s komplexními fázemi
	MS – martenzitická ocel
	FB – feriticko-bainitická ocel
	TWIP - ocel s efektem plasticity indukované dvojčatěním
	HF - za tepla tvářená ocel
	Q&P – ocel kalená a přerozdělená
	TRIPLEX – slitina
	PFHT - tepelné zpracování po tváření
	BS – bainitická ocel

#### 3.3.1 DP - Dvoufázová ocel

Jedná se o ocel se základní feritickou maticí, která zajišťuje oceli plasticitu a vyžadovaná pevnost je dosažena transformací zbytkového austenitu na martenzit ve formě ostrůvků (obr. 5). Zvýšením objemu martenzitické fáze roste pevnost, ale zároveň klesá houževnatost materiálu. Tyto oceli jsou vyráběny řízeným ochlazováním z teploty austenitizace tak, aby část austenitu transformovala na ferit a následně prudkým ochlazením materiálu a dojde k transformaci zbytku austenitu na martenzit. Během výrobního procesu může v materiálu vzniknout i velmi zanedbatelné množství jiných fází (bainit zbytkový austenit). [2] [3]

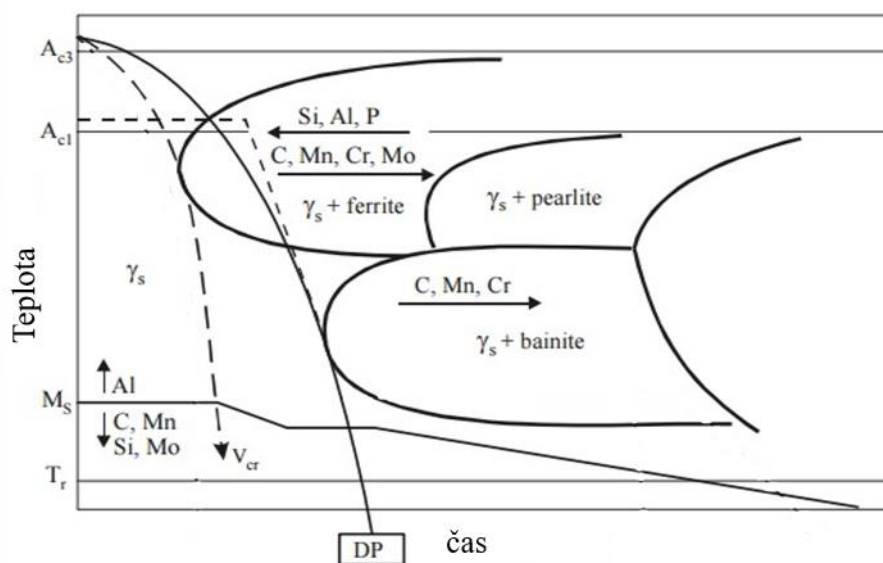




obr. 5 Schématické zobrazení mikrostruktury dvoufázové oceli [2]

Měkká feritická fáze dává materiálu vysokou tvárnost. Když jsou tyto oceli tvářeny napětí je soustředěné v nízkopevnostním feritu, který obklopují ostrůvky martenzitu. Díky zpevňovacím procesům, které v dvoufázových ocelích probíhají, a vysokému prodloužení dosahuje tento typ oceli vysoké pevnosti v tahu. Tato pevnost v tahu je vyšší než u konvenčních ocelí se stejnou mezí kluzu. [2]

Dvoufázové oceli mohou být za tepla nebo za studena tvářené a mají velkou vytvrzovací schopnost. Pokud je ocel válcovaná za tepla je nutné pečlivě kontrolovat ochlazování, aby vznikla feriticko-martenzitická struktura z austenitu (obr. 6). [1]

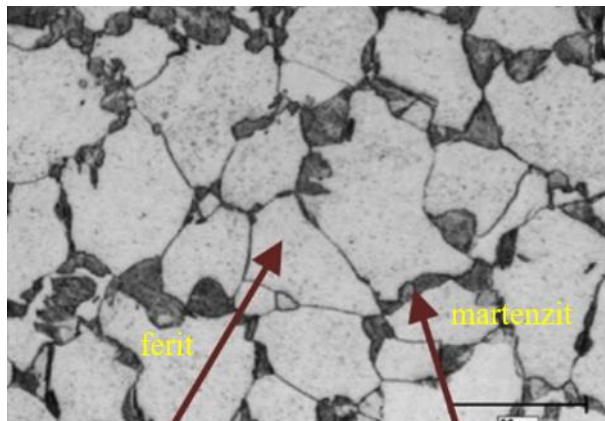


obr. 6 Ochlazovací křivky pro výrobu Dvoufázové oceli [2]

Legujícími prvky těchto ocelí zvyšujícími kalitelnost jsou mangan, chrom, molybden, vanad a nikl. Tyto legující prvky jsou přidávány buďto jednotlivě, nebo v kombinacích. [2]

Dvoufázová ocel je v současnosti jednou z průmyslově nejrozšířenějších AHS ocelí. Automobilky stále častěji využívají dvoufázovou ocel namísto HSLA ocelí. Tato ocel může být vyrobena s různými hodnotami meze kluzu od nízkých až po vysoké podle přání zákazníka. Díky tomu může být použita pro výrobu různých komponent automobilu. [1]

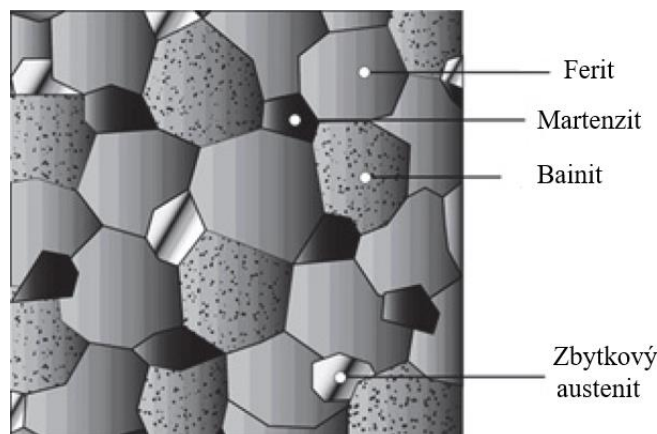
Je využívána pro bezpečnostní prvky karoserie, vnější části dveří, střechy, kapoty, podlahy prostoru pro cestující i nákladového prostoru.



obr. 7 Mikrostruktura dvoufázové oceli

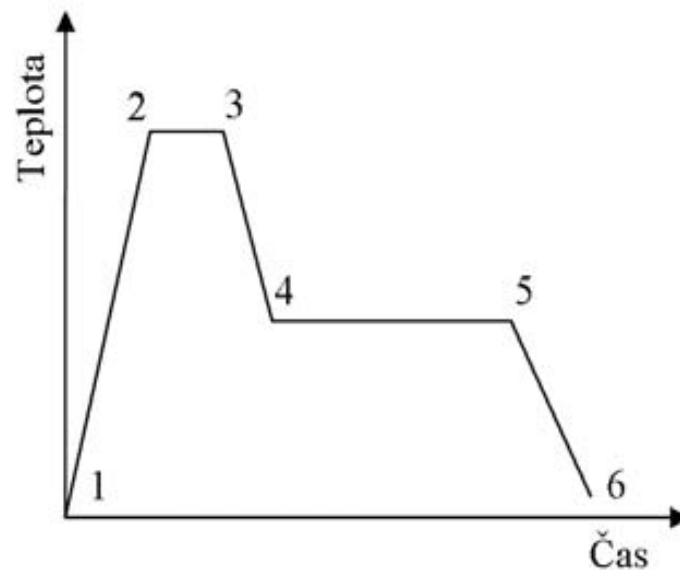
### 3.3.2 TRIP – ocel s efektem transformačně indukované plasticity

Mikrostruktura TRIP ocelí je tvořena zbytkovým austenitem, který se nachází v primární feritické matrici. Dále se ve struktuře nacházejí základní struktury martenzit a bainit. Při výrobě ocelí typu TRIP je nutné zastavit ochlazování v oblasti bainitické přeměny. Čím více uhlíku a křemíku je ve složení oceli, tím více zbytkového austenitu je možno zachovat ve finální struktuře. [2]



obr. 8 Schematické zobrazení mikrostruktury TRIP oceli [1]

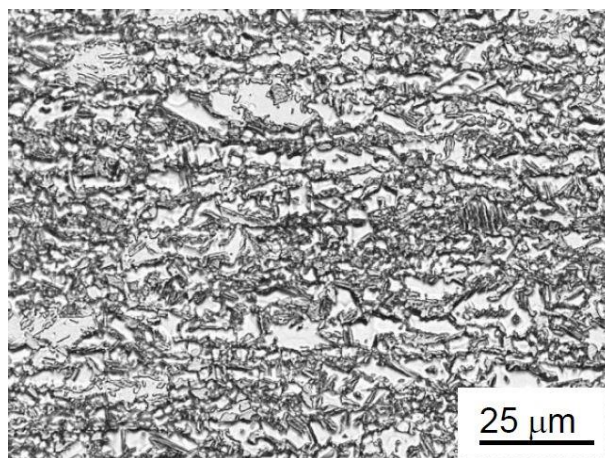
TRIP oceli dostaly svoje jméno díky svému specifickému chování během plastické deformace, během které transformuje zbytkový austenit na martenzit za studena. Tato transformace umožňuje velké vytvrzování i při vysokých napětích. Množství napětí potřebného pro počátek transformace je řízeno stabilitou austenitu, která je závislá na koncentraci uhlíku, morfologii a legujících prvcích. Když je stabilita austenitu nízká, tak transformace začíná prakticky hned, jak dojde k deformaci materiálu. Pokud je stabilita austenitu vysoká, pak je proces transformace pozdržen, dokud napětí nedosáhne určité úrovně, která je většinou vyšší, než jaké je dosaženo běžným tvářením. V automobilových součástech, jako jsou například deformační zóny, je stabilita austenitu vysoká. Austenit je stabilizovaný až do chvíle, kdy dojde k havárii, během které se transformuje na martenzit a vstřebává velké množství energie nárazu. [1] [4] [5]



obr. 9 Schéma tepelného zpracování oceli TRIP

Tepelné zpracování TRIP ocelí se dělí na 5 kroků:

1. Ohřev na teplotu austenitizace – rekrystalizace, rozpouštění cementitu
2. Prodleva na teplotě – transformace feritu a perlitu na austenit, růst zrn
3. Ochlazení na teplotu interkritického žhání – transformace austenitu na ferit
4. Prodleva v oblasti bainitické přeměny – transformace austenitu na bainit
5. Ochlazení – transformace části zbytkového austenitu na martenzit



obr. 10 Mikrostruktura TRIP oceli [3]

TRIP ocel má díky vysoké míře zpevnění vynikající tvárnost a velkou tažnost. Při pokojové teplotě dosahuje tažnosti až 82% při pevnosti v tahu 820 MPa. Je možné vyrábět složité tvary díky velmi dobré ohebnosti. Materiál má taky skvělou schopnost pro vytvrzování. Ocel je ale hůře svařitelná. Svařování musí probíhat pulzně. [1] [4] [5]

TRIP oceli jsou legovány křemíkem a hliníkem. Díky těmto prvkům se ve zbytkovém austenitu udrží více uhlíku, který ho stabilizuje, a současně potlačují tvorbu karbidů během bainitické transformace. [2]

TRIP oceli jsou ve výzkumu a vývoji teprve krátkou dobu, ale přesto již mají mnoho variant s různými vlastnostmi. Největší využití nacházejí v automobilovém průmyslu. Díky jejich dobré tvařitelnosti a ohebnosti se používají na složité díly. Hlavní výhodou těchto ocelí je jejich schopnost absorbovat energii, a proto se využívají převážně v deformačních zónách karoserií,

které musí odolat nárazům při autonehodě. (příčky, podélné nosníky, sloupky, nárazníky, prahy) [1] [2]

### 3.3.3 CP – ocel s komplexními fázemi

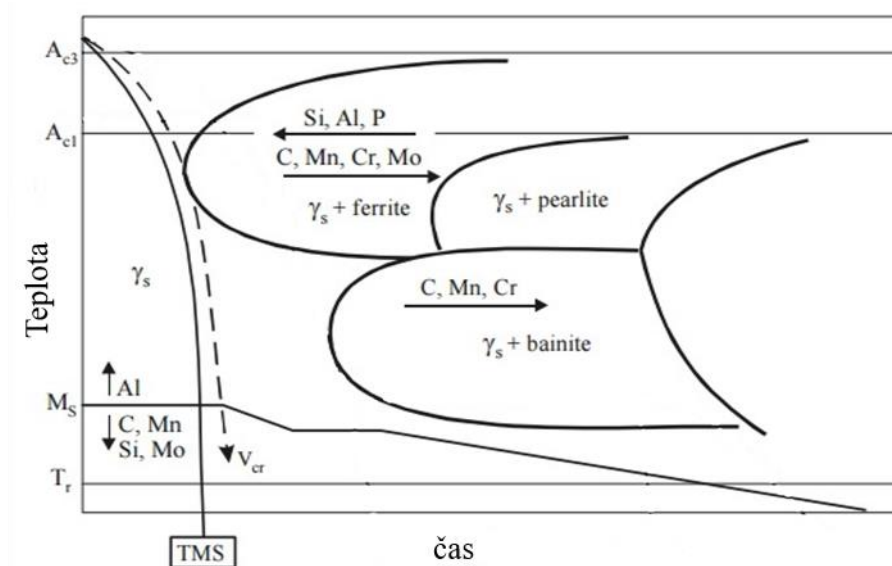
Oceli s komplexními fázemi jsou oceli s velmi vysokou mezí pevnosti v tahu. Mikrostruktura těchto ocelí se skládá z malého množství martenzitu, zbytkového austenitu a perlitu uvnitř feriticko-bainitické matrice. Extrémně jemná struktura se vytváří díky zpomalené rekrytalizaci, nebo precipitací mikrolegujících prvků titanu nebo niobu. Oceli tohoto typu mají velmi vysokou mez kluzu při mezi pevnosti 800MPa a více. Tyto oceli mají vysokou hodnotu absorpce energie a vysokou deformační kapacitu. V automobilovém průmyslu se používají pro komponenty podvozků, příčné nosníky, výztuhy sloupků a zadní závěsy. [2]



obr. 11 Mikrostruktura oceli s komplexními fázemi [2]

### 3.3.4 MS - martenzitická ocel

V martenzitických ocelích se téměř všechny austenit transformuje na martenzit. Výsledná matrice je martenzitická a obsahuje malé množství velmi jemného feritu, nebo bainitu. Tato struktura se obvykle vytváří v průběhu rychlého kalení po válcování za tepla, žíhání, nebo tepelného zpracování po tváření. Zvýšená koncentrace uhlíku zvyšuje výslednou pevnost a tvrdost materiálu. Martenzit se ve struktuře vyskytuje ve formě latěk (desek). Pečlivou kombinací křemíku, chromu, manganu, boru, niklu, molybdenu a vanadu jako legujících prvků lze zvýšit kalitelnost oceli. [1] [2] [6]



obr. 12 Ochlazovací křivka pro výrobu martenzitické oceli [2]

Výsledná martenzitická struktura je především známá pro její extrémně vysokou pevnost. Lze dosáhnout pevnosti v tahu od 900 do 1700 MPa. Tento typ oceli dosahuje relativně nízké tažnosti, kterou lze ovšem zvýšit popouštěním oceli po kalení. Díky popouštění lze získat určitou kombinaci pevnosti v tahu a tažnosti. Tento typ oceli se používá převážně tam, kde je potřeba vysoká pevnost. Materiál se většinou válcuje, vytvrzuje a galvanicky upravuje pro aplikace vyžadující korozní odolnost. Tepelným zpracováním se ale snižuje pevnost martenzitické oceli. [1] [6]



obr. 13 Mikrostruktura martenzitické oceli [2]

Martenzitická ocel má vysokou pevnost při nízké hmotnosti. Díky tomu je často používána v automobilovém průmyslu na části karoserií. Je doporučeno ji využívat pro nárazníky, výztuže a prahy. [1]

### 3.3.5 FB - feriticko-bainitická ocel

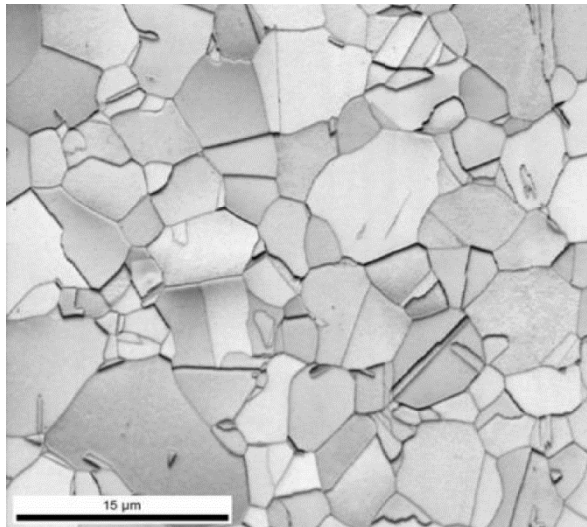
Tato ocel je stejně jako DP ocel dvoufázová. Obsahuje měkkou feritickou fázi a tvrdou bainitickou fázi. Její struktura je jemnější než u klasické dvoufázové oceli. Tvrdá bainitická fáze a jemná feritická dávají oceli vysokou pevnost, při zachování dobré tvárnosti. [1] [7]

Tato ocel velmi dobře funguje při dynamickém zatížení. Díky tomu je vhodná pro přenos vibrací. Materiál má velkou tvařitelnost. Tato ocel se využívá na mechanické části, profily, příčníky, výztuhy a kola. Dále je doporučeno ji využívat pro zavěšení kol a podvozek vozidla.

Vzhledem k tomu, že má feritickou-bainitická ocel dobré únavové vlastnosti při dynamickém zatížení, je velmi výhodné je používat na řídicí ramena. [1] [7]

### 3.3.6 TWIP - ocel s efektem plasticity indukované dvojčatěním

Oceli s efektem plasticity indukované dvojčatěním neboli TWIP. Jsou součástí druhé generace AHSS ocelí. Ocel je založena na austenitické fázi. Vysoký obsah manganu (22-25%) umožňuje austenitické fázi zůstat stabilní i při pokojové teplotě. Obsah manganu je natolik vysoký, že někteří tuto ocel nepovažují za ocel ale za moderní slitinu. Tyto oceli dostaly svoje označení podle specifického způsobu deformace. Nazývá se deformace dvojčatěním. [1] [3] [4]

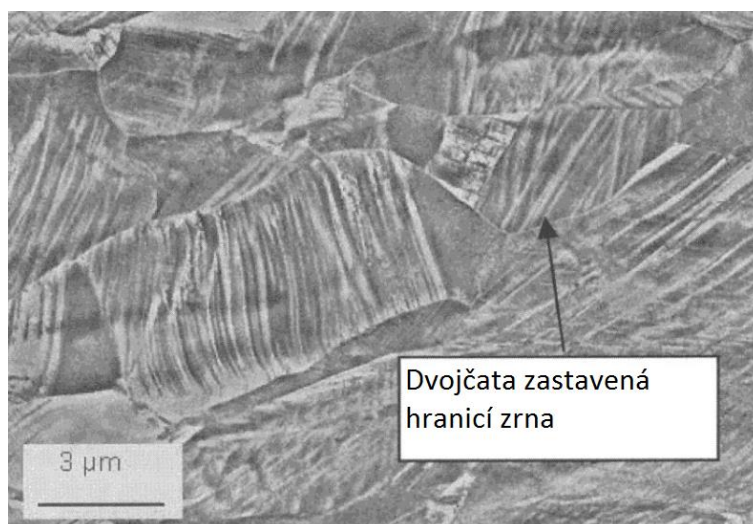


obr. 14 Mikrostruktura TWIP oceli po žhání [2]

Během deformace dvojčatěním dochází vlivem skluzu k tvorbě hranic dvojčat. Tyto hranice jsou ve funkčnosti podobné hranicím zrn. Omezují pohyb dislokací materiálem a tím posilují a zpevňují ocel. Tento typ ocelí dosahuje pevnosti v tahu přes 1000 MPa a zároveň má velmi vysokou tažnost. Při pokojové teplotě byla naměřena tažnost tohoto materiálu až 92% při pevnosti v tahu 650 MPa [1] [3] [5]

Slitina typu Fe-Mn-C má vysokou energii vrstevné chyby. To vede k tomu, že se mohou uskutečňovat mnohonásobné deformační procesy. Vedle toho může dojít k realizaci martenzitické transformace neboli k napětově indukované fázové přeměně. Tato přeměna konkuruje mechanismu dvojčatění. Žádoucí u tohoto typu materiálu je, aby během deformace probíhal přednostně proces dvojčatění. [3]

Oceli typu TWIP jsou tvárné při teplotách -196 až 200°C. Tato excelentní tvárnost společně s vysokou pevností a nízkou hmotností je vhodná pro zlepšení nárazových částí automobilů. [5]



obr. 15 Mikrostruktura TWIP oceli s dvojčaty [3]

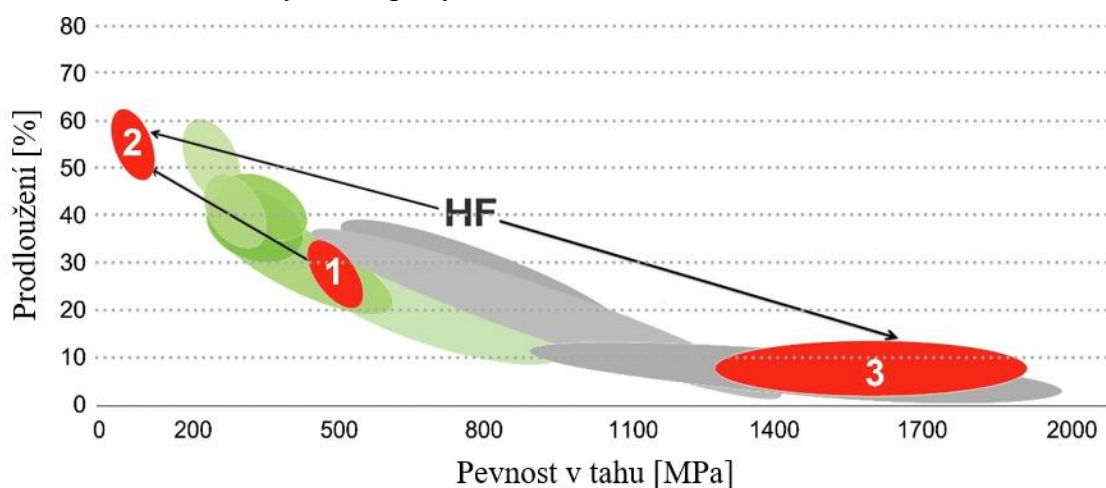
Pro svoje mechanické vlastnosti se tyto oceli využívají na přední i zadní nárazníky, ovládací ramena, podlažní příčnický a dveřní nárazové prvky. [2]

### 3.3.7 HF - za tepla tvářená ocel

Tyto za tepla tvářené oceli jsou obvykle oceli na bázi bóru. Obsahují 0,002 až 0,005% bóru. Někdy se tyto oceli také nazývají bórové. K výrobě za tepla tvářených ocelí se využívají procesy, které jim dávají jedinečné kombinace vlastností. Přímé tvářením za tepla je používáno pro tvářením v austenitickém stavu při vysokých teplotách. Nepřímé tvářením za tepla je tvářením za tepla a následného dokončení tvářeného dílu za pokojové teploty. V obou těchto případech projde ocel řadou změn, co se týče její pevnosti a tažnosti. Výrobní proces se končí rychlým ochlazením pro dosažení požadovaných vlastností. [1] [2] [8]

Ocel se během výroby nachází v několika stavech:

1. Počáteční stav - pokojová teplota
2. Stav po tvářením - zvýšená teplota
3. Konečný stav – po rychlém ochlazením



obr. 16 Stav za tepla tvářené oceli [1]

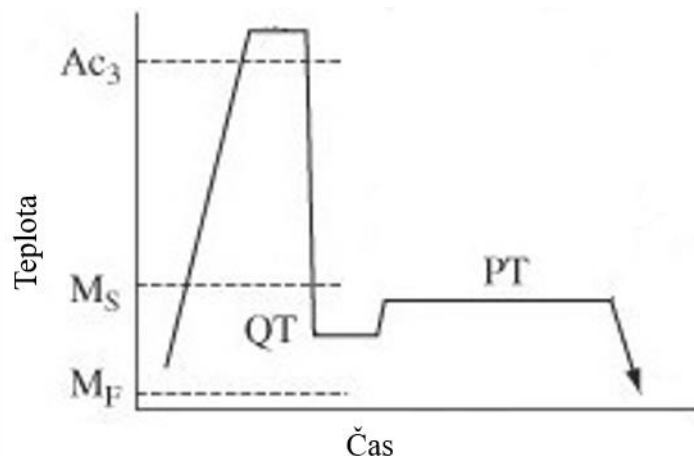
Díly, které jsou vyrobené ze za tepla tvářené oceli, mají několik významných výhod. Jejich výhody jsou vysoká pevnost a snížená pružnost materiálu. Prakticky žádné odpružení v této oceli neexistuje. Opravitelnost součástí z tohoto materiálu je složitá, protože ocel se

stává křehkou během pracovního tvrdnutí při nárazu. Teplo které je potřebné pro uvedení dílu do původního tvaru degraduje pevnost součásti. [1] [8]

Ocel tohoto typu je využívána především pro vyztužení sloupků a deformačních zón automobilů.

### 3.3.8 Q&P - ocel kalená a přerozdělená

Patří mezi nejmodernější metody zpracování vysokopevnostních ocelí. Principem této metody je vytvoření struktury, která by měla obsahovat jehlice martenzitu obklopené tenkými filmy zbytkového austenitu. [9] [10]



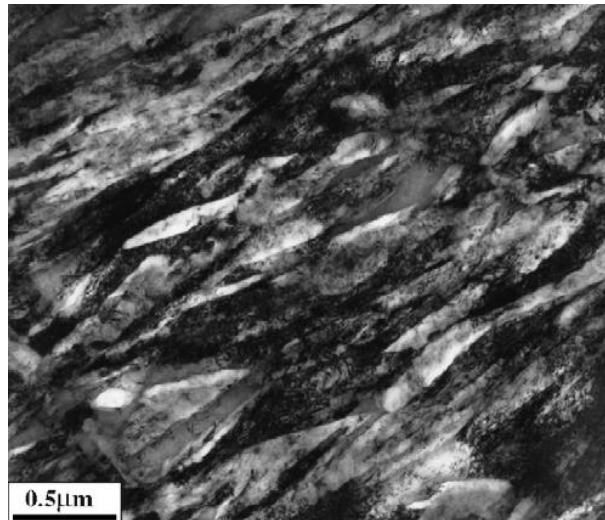
obr. 17 Postup tepelného zpracování Q&P oceli [9]

Tento proces se skládá z několika kroků:

1. Ohřev na austenitizační teplotu
2. Prodleva na teplotě – Transformace feritu na austenit
3. Zakalení na teplotu  $Q_T$
4. Žihání na teplotě přerozdělení
5. Zakalení na pokojovou teplotu

Podstatou tohoto procesu je zakalení na teplotu mezi teplotami martenzit start ( $M_s$ ) a martenzit finiš ( $M_f$ ). Po tomto následuje proces přerozdělení. Díky tomuto procesu dochází k obohacení zbytkového austenitu uhlíkem, který difunduje z přesycené martenzitické fáze. Tímto obohacením dochází k chemické stabilizaci austenitické fáze při pokojové teplotě. [9] [10]





obr. 18 Mikrostruktura oceli po Q&P procesu [9]

Na obr. 18 lze vidět mikrostrukturu po Q&P procesu. Ve struktuře jsou patrné martenzitické jehlice obklopené tenkými filmy zbytkového austenitu. Čím vyšší je teplota přerozdělení u tohoto procesu tím tlustší by tyto filmy austenitu měli být. Nižší teplota přerozdělení je důvodem pro snížení schopnosti udržení zbytkového austenitu, kvůli precipitaci karbidů, ke kterému dochází za těchto nízkých teplot. K plnému využití potenciálu tohoto procesu je nutné ocel legovat křemíkem, který dokáže zabránit precipitaci cementitu ve fázi přerozdělení uhlíku mezi přesyceným martenzitem a zbytkovým austenitem. [9]

Ocel vytvořená tímto procesem dosahuje excelentní kombinace pevnosti v závislosti na tažnosti materiálu. Hodnoty pevnosti v tahu až 1500 MPa při tažnosti až 17%. [10]

Oceli zpracované tímto procesem lze opět využít v automobilovém průmyslu díky jejich velmi vysoké pevnosti.

### 3.3.9 TRIPLEX - Slitina

Jedná se o soustavu charakterizovanou vysokým obsahem manganu (26-30%), vysokým obsahem hliníku (8-12%) obsah uhlíku u těchto slitin bývá v průměru 1%. Patří mezi vysokopevnostní slitiny. Díky vysokému obsahu hliníku je tento materiál lehký. [3]

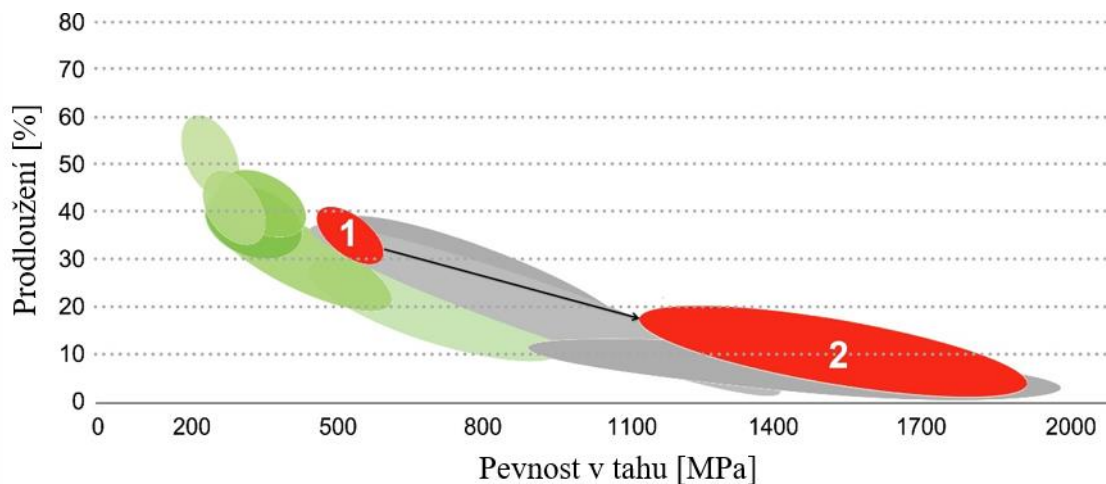
Mikrostruktura slitin Triplex je tvořena maticí s krystalickou mřížkou FCC, která obsahuje žihací dvojčata a okolo 10% feritické fáze. Dále se ve struktuře vyskytují karbidy legujících prvků. [11]

Pevnost v tahu, které dosahuje tento materiál, se pohybuje mezi hodnotami 1100 až 1200 MPa. Tažnost materiálu za normální teploty je i více než 50 %. Tato vysokopevnostní slitina dosahuje velmi příznivých kombinací mechanických vlastností, jako je velmi dobrá tvařitelnost, pevnost, tažnost a deformační zpevnění. Její snížená hmotnost umožňuje zlepšení hmotnostních i bezpečnostních parametrů automobilu. Další zvažované využití tohoto materiál je v kryogenní technice. [3] [11]

### 3.3.10 PFHT - tepelné zpracování po tváření

Některé z vysokopevnostních ocelí jsou poměrně těžce tvařitelné v porovnání s konvenčními oceli. Je to z důvodu nižší tažnosti a větší míry odpružení. Jsou to problémy, které může vyřešit tepelné zpracování dané součásti až po jejím vytvarování. Ohřev vytvarovaného materiálu lze provést indukčně, nebo v peci. Výhodou indukčního ohřevu je to,

že dokáže ohřát jen určité místo. Toto určité místo může být tím, kde je vyžadováno následné tepelné zpracování z důvodu zlepšení mechanických vlastností. [12]



obr. 19 Posun mechanických vlastností materiálu tepelně zpracovaného po tváření [2]

Obnovená struktura má vyšší hodnoty meze pevnosti než materiál před zpracováním. Tepelné zpracování po tváření taky zlepšuje tažnost materiálu, který byl již v napětí během předchozího zpracování. Ve srovnání s konvenčními za studena vytvářenými komponenty je tažnost materiálu větší, pokud se po tváření tepelně zpracuje. [12]

### 3.3.11 BS - bainitická ocel

Struktura známá jakou bainit byla objevena koncem roku 1920 během studie izotermické transformace austenitu mezi teplotami martenzit start a perlit finiš. Původním označením této struktury bylo martenzit-troostit. V roce 1934 dostala tato struktura název bainit, podle vědce E. C. Baina, který zhotovil první fotografii bainitické mikrostruktury. [13]

Během středně velkého ochlazování se austenit rozpadá na nerovnovážnou heterogenní strukturu. Bainit je směsí přesyceného feritu a nelamelárních karbidů. Tato přeměna je smíšeného charakteru. Atomy železa a substitučních legur nemohou při teplotě této transformace prakticky vůbec difundovat, ale difuze uhlíku probíhá. Základním prvkem bainitické transformace je přeměna austenitu na ferit pomocí smykových mechanismů. Díky probíhající difuzi uhlíku se mění jeho rozložení ve strukturu, ale ostatní přísadové prvky nemohou téměř difundovat. Morfologie této struktury závisí na teplotě, při níž transformace probíhá a také na rychlosti ochlazování v oblasti bainitické přeměny. [3] [13]

Tvorba bainitu i jeho morfologie se dále výrazně mění i v závislosti na chemickém složení oceli. S klesající teplotou přeměny roste tvrdost a pevnostní vlastnosti materiálu. Tato pevnost je způsobena několika druhy zpevnění. Zvýšenou hustotou dislokací, pomocí uhlíku v tuhém roztoku a v poslední řadě zpevnění precipitací karbidů. [3]

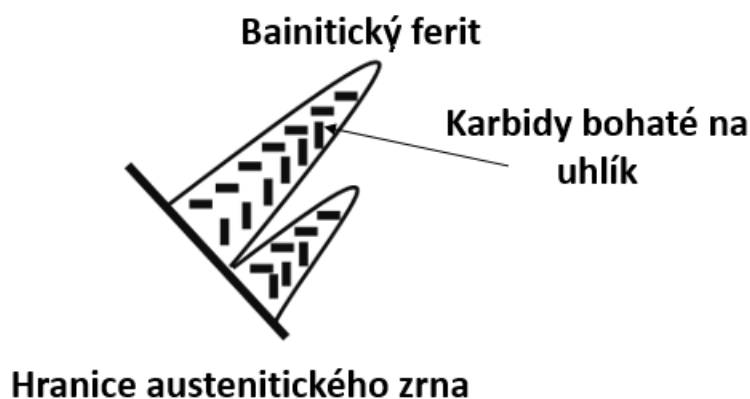
Toto jsou základní informace k bainitu a vzhledem k tomu, že tato práce je směřována k bainitickým ocelím, bude jim nyní věnována samostatná kapitola.

## 4 Bainitické oceli

Z důvodu následného experimentu na tomto typu ocelí je zde podrobněji popsána tvorba bainitické struktury, podmínky pro její vznik a další.

Bainitická struktura vzniká při ochlazování austenitu v oblasti bainitické přeměny, která se nachází mezi teplotami perlit finiš ( $P_F$ ) a martenzit start ( $M_S$ ). Tyto teploty jsou ovlivněny množstvím uhlíku a dalších legujících prvků v materiálu. Bainit se ve struktuře tvoří vždy na hranicích austenitických zrn. Uvnitř zrn vzniká takzvaný acikulární ferit. Podle teploty, při které vznikl a struktury lze bainit rozdělit na dva druhy. Horní a dolní bainit. [3]

Horní bainit vzniká při teplotách přibližně 350 – 500°C. Vzniká intergranulárně, tedy na hranicích austenitických zrn. Struktura horního bainitu je tvořena svazky hrubších desek bainitického feritu s podélně uspořádanými částicemi cementitu. Tyto částice cementitu se vylučují převážně na rozhraní bainitický ferit austenit. Desky bainitického feritu vznikají smykem. Tvoří se velkou rychlostí ale jen do určité vzdálenosti. Tyto desky narůstají do šířky jen málo, přednostně rostou do délky. Uhlík se v materiálu přesouvá pomocí difuze, dostává se na fázová rozhraní, kde vznikají hrubé karbidy. Pokud dojde k iniciaci štěpné trhliny, tak karbidy během svého šíření poruší a může se tak šířit dál. Horní bainit má vysokou pevnost. [3] [13] [14]



obr. 20 Schéma nukleace bainitu – nízký obsah křemíku [15]

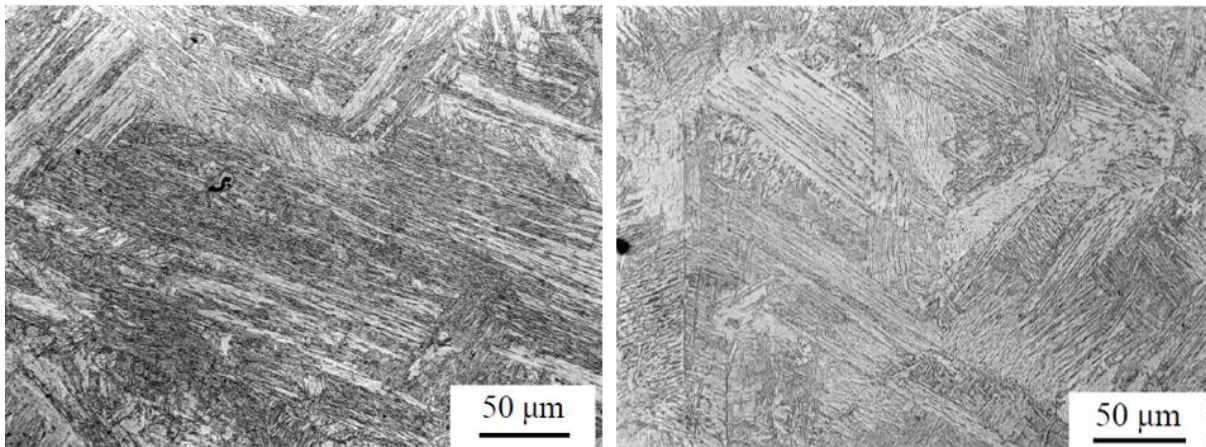
Dolní bainit vzniká při dolních teplotách bainitické transformace. Vzniká taktéž intergranulárně, tedy na hranicích austenitických zrn. Jeho struktura je tvořena tenkými deskami bainitického feritu přesyceného uhlíkem a karbidy, které precipitují převážně uvnitř desek bainitického feritu. Desky opět vznikají smykem. Teplota vzniku dolního bainitu skoro neumožňuje difuzi uhlíku, proto ho část zůstává v deskách bainitického feritu a tvoří karbidy i uvnitř. Bainitický ferit narůstá velmi pomalu a jeho desky jsou tenčí než v případě horního bainitu. Mikrostruktura dolního bainitu je jemnější a více se podobá martenzitu než v případě horního bainitu. Při šíření štěpné trhliny a jejím nárazu do karbidu se tento karbid neporuší. Trhlina se o karbid vychýlí ze svého směru a při tom ztratí část svojí kinetické energie. Tento způsob šíření probíhá, dokud se trhlina nezastaví. Dolní bainit má vysokou tvrdost a zároveň i dobrou houževnatost. [3] [13] [14]

Protože křemík, jako jeden z možných legujících prvků, velmi výrazně ovlivňuje bainitickou transformaci, bude tato kapitola rozdělena na dvě. Jedna kapitola bude věnována ocelím s nízkým obsahem křemíku a druhá ocelím s vyšším obsahem křemíku ve složení.

#### 4.1 Bainitické oceli s nízkým obsahem křemíku

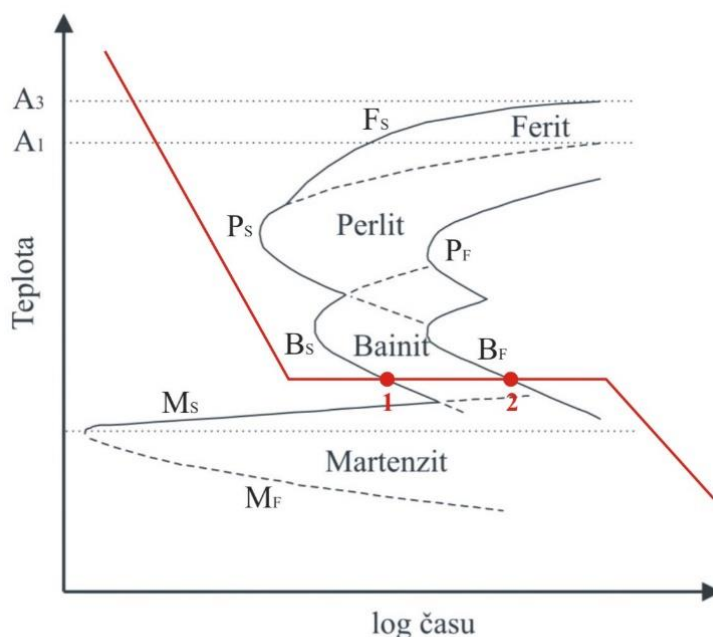
Křemík velmi výrazně ovlivňuje tvorbu karbidů během bainitické transformace. Pokud je křemíku v oceli málo, karbidy se tvoří velmi snadno. Bainitická transformace je polodifuzní. Feritické desky vznikají displacivně (smykem). Karbidy jsou tvořeny uhlíkem, který difunduje z feritických desek a tvoří karbidy legujících prvků v případě horního bainitu na

fázovém rozhraní bainitický ferit austenit. V případě dolního bainitu se tyto karbidy tvoří i uvnitř desek bainitického feritu, protože difuze je při nižší teplotě zpomalena. Protože nic nezabraňuje tvorbě karbidů, tak uhlík difundující při transformaci z bainitického feritu tvoří karbidy ve velké míře. [3] [14]



obr. 21 Mikrostruktura horního bainitu (vlevo) a dolního bainitu (vpravo) [3]

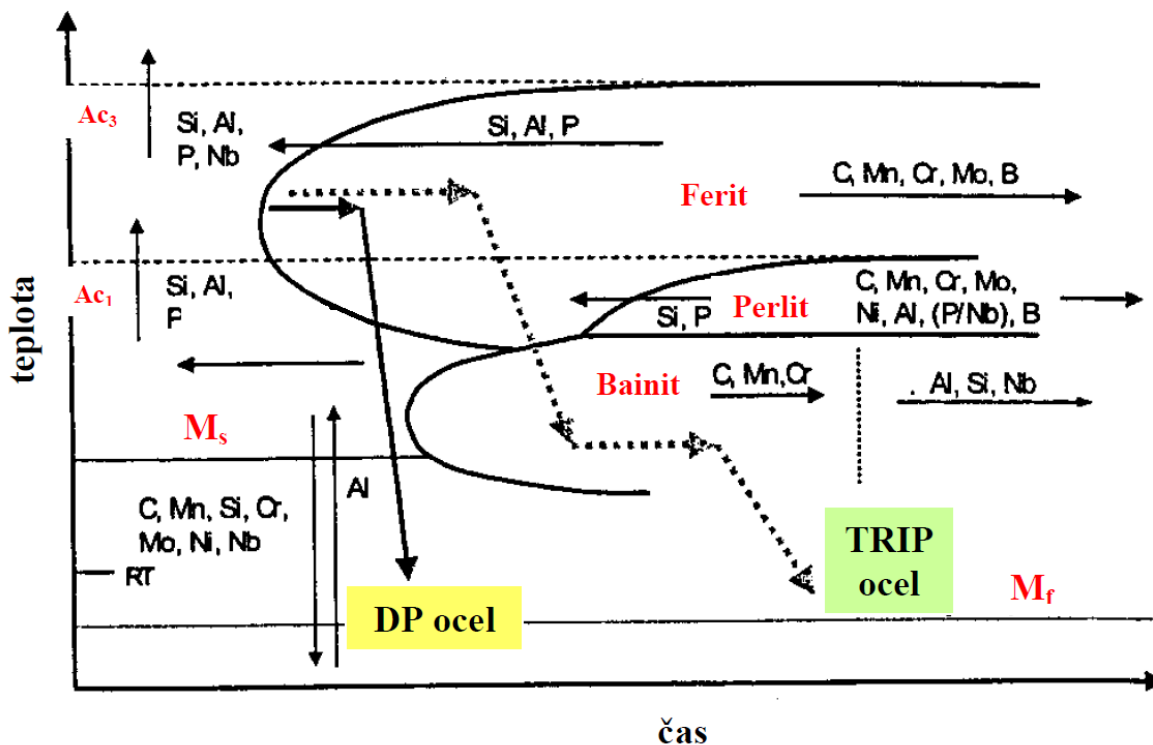
K bainitické transformaci může dojít jak při izotermických podmínkách, tak i při nepřetržitém ochlazování. V transformačním IRA diagramu dávají počátky přeměny pro různé teploty charakteristickou C-křivku. [14]



obr. 22 Diagram izotermického rozpadu austenitu [3]

Křivka  $B_S$  označuje místo před kterým není možná bainitická transformace a naopak křivka  $B_F$  označuje místo za kterým už bainitická transformace neprobíhá. Většina přísadových prvků kromě kobaltu snižuje teplotu  $B_S$ . Na teplotu  $B_F$  mají legující prvky vliv pouze malý. Pokud během izotermického ochlazování ochlazovací křivka protne křivku  $B_F$ , tak se skoro veškerý austenit přemění na bainit. Kdyby byl materiál zakalen před protnutím křivky  $B_F$ , tak austenit, který nepřetransformoval na bainit, transformuje na martenzit. [14]

K rozpadu austenitu na bainit může docházet i při kontinuálním ochlazování z austenitizační teploty. Množství bainitu ve struktuře závisí především na tvaru a vzájemné poloze transformačních křivek. Toto ovlivňují ve velké míře legující prvky, které dokáží posouvat křivky různými směry.

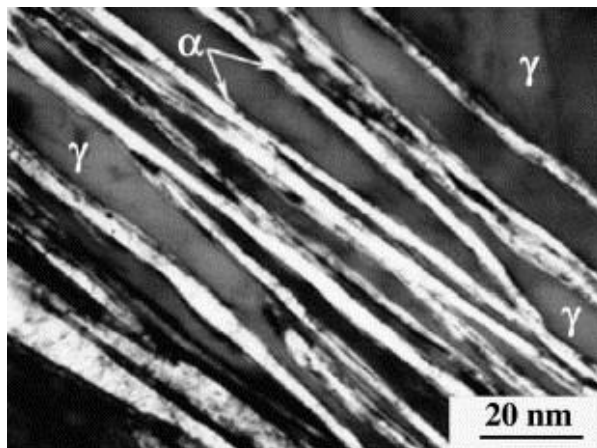


obr. 23 Vliv legujících prvků na ochlazovací křivky [3]

Jak je možné pozorovat na obr. 23, tak legující prvky ovlivňují posuny ochlazovacích křivek. Z tohoto plyne, že při kontinuálním ochlazování oceli z austenitizační teploty mohou vzniknout různé fáze, nebo jejich kombinace, podle toho jakými oblastmi transformace ochlazovací křivka prochází. Aby bylo například možné vyrobit čistě bainitickou strukturu v materiálu, bylo by nutné, aby ochlazovací křivka protнула křivky  $B_S$  i  $B_F$ . Podle tohoto obrázku by kontinuálním ochlazováním nebylo možné vyrobit čistě bainitickou ocel. Ochlazovací křivka by v tomto případě musela projít i oblastí feritické přeměny a ve struktuře oceli by se nacházelo po dochlazení nějaké množství feritu. Po přidání určitého množství molybdenu nebo bóru by bylo možné odsunout oblast feritické přeměny více vpravo a tím pádem umožnit výrobu bainitické oceli kontinuálním ochlazením. Toto přidávání legujících prvků ale samozřejmě má nějaké hranice. [13]

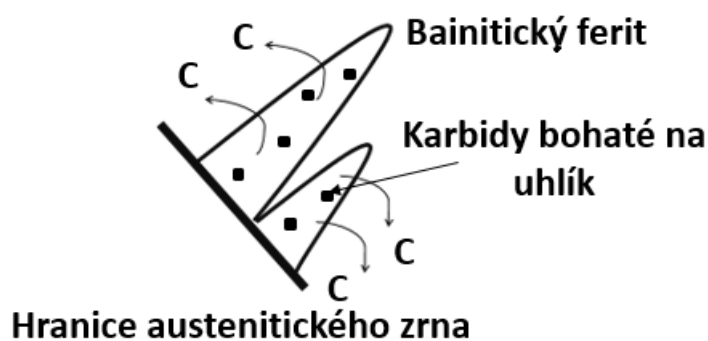
## 4.2 Baitické oceli s vysokým obsahem křemíku

Pro tento typ ocelí platí podobné základní principy jako pro všechny baintické oceli. Liší se však ve způsobu transformace austenitu na bainit v důsledku vyššího obsahu křemíku. Již dlouhou dobu je známo, že oceli legované křemíkem mohou vytvořit strukturu s malým množstvím karbidů, která se skládá z jehlic baintického feritu a uhlíkem obohaceného zbytkového austenitu. [16]



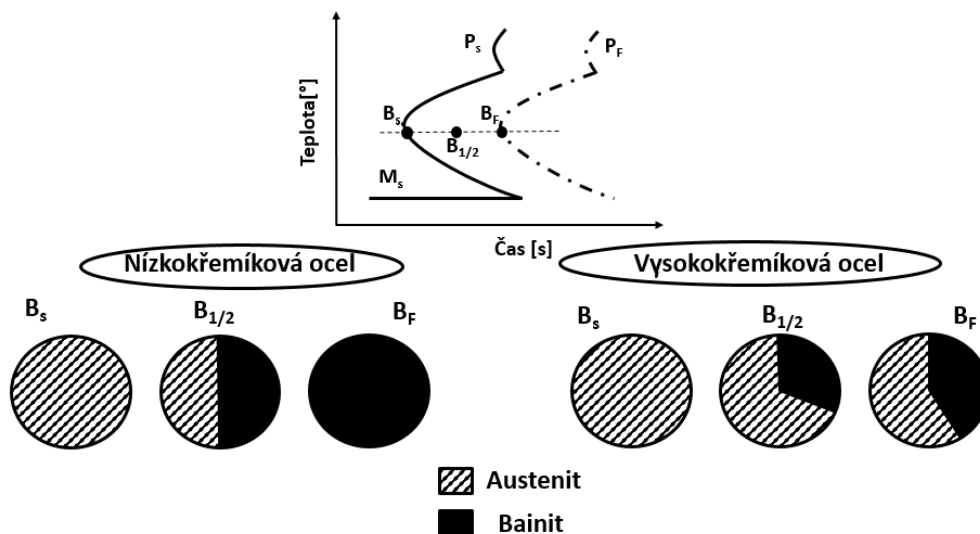
obr. 24 Mikrostruktura baintické oceli legované křemíkem [16]

Během tvorby baintického feritu smykem v takto legované oceli difunduje uhlík pryč z feritu, ale namísto toho, aby tvořil karbidy v takové míře jako bez legování křemíkem, obohacuje austenitickou fázi. V jehlicích feritického bainitu vznikají taktéž karbidy jako u ocelí s nízkým obsahem křemíku, ale jejich podílové zastoupení je nižší. Toto je dáno tím, že se křemík nerozpouští v cementitu, tudíž dochází k potlačování precipitace karbidů z austenitu. Austenit se díky zvýšenému obsahu uhlíku stabilizuje. Se zbytkovým austenitem se dá dále pracovat tak, že se vytvoří martenzit, nebo se zbytkový austenit ponechá a následně dokáže pohltit energii nárazu, tím že se transformuje na martenzit za studena. [16]



obr. 25 Schéma nukleace bainitu – vysoký obsah křemíku [15]

Jak je vidět na obr. 26, tak křemík zásadně ovlivňuje i množství bainitu vzniklého ve výsledné struktuře. Křemíková ocel není schopna při stejném průběhu ochlazování vytvořit stejné množství baintické fáze ve struktuře jako je tomu u oceli s nízkým obsahem křemíku. To je dáno tím, že uhlík, který difunduje pryč z jehlic feritického bainitu, obohacuje austenit, který tím stabilizuje. Tento uhlíkem obohacený austenit již dále na bainit netransformuje. [16]



obr. 26 Porovnání transformace austenitu na bainit [15]

Bainitická struktura se může tvořit při různých teplotách, které jsou závislé na poloze křivek  $B_S$  a  $B_F$  v IRA digramu. Snahou je vytvoření co nejlepší struktury při co nejkratším čase výroby, aby bylo možné tuto ocel využít v komerční výrobě. Nejvýznamnějšími legujícími prvky bainitických ocelí jsou uhlík, mangan, nikl, chrom, hliník a kobalt. Každý z těchto prvků určuje svým množstvím v chemickém složení vlastnosti materiálu. C, Mn, Ni a Cr posouvají křivky  $B_S$  a  $B_F$  směrem k nižším teplotám. Tento posun umožňuje vytvořit jemnější strukturu, která dává materiálu vyšší pevnost, ale při nižších teplotách je doba potřebná pro tvorbu bainitické struktury vyšší. Dále je nutné zohlednit i ostatní vlastnosti, které tyto legující prvky materiálu dávají. S vyšším obsahem uhlíku ve složení dosahuje ocel vyšší pevnosti, ale je méně houževnatá. Dalším vlastností způsobenou vyšším obsahem uhlíku je špatná svařitelnost. Zvýšeným obsahem manganu a niklu ve složení se dosahuje struktur, které obsahují velké množství austenitické fáze, protože oba zmíněné prvky austenit stabilizují. Poslední z prvků, který snižuje teplotu transformace, je nikl, jehož cena je vysoká a proto se používá jen v malém množství. Například při koncentraci uhlíku okolo 0,9% je možné vytvořit bainitickou strukturu při nízkých teplotách za procesní čas 22 dní. Pro zkrácení této procesní doby lze doplnit složení oceli o hliník nebo kobalt. Hliník zkracuje čas pro transformaci, ale s vyšším obsahem způsobuje křehnutí materiálu. Kobalt je stejně jako nikl velmi drahý. Při výrobě bainitické oceli je nutné vědět, k čemu bude následně použita, aby bylo možné zvolit vhodnou kombinaci legujících prvků, pro vytvoření optimálních jak mechanických tak jiných vlastností. [13] [16]

Bainitickou strukturu lze vytvořit při nízké teplotě, jejímž důsledkem jsou velmi tenké jehlice bainitického feritu (20 - 40 nm), takže je materiál velmi pevný. Pevnost v tahu se pohybuje okolo 2000MPa při tažnosti 5-30%. Tento typ oceli také dosahuje velmi vysoké tvrdosti dle vickerse až 700 HV [16]

## 5 Úvod do experimentální části

Cílem experimentální části práce bylo porovnání vlivu austemperingu na vývoj bainitické struktury u nízkolegovaných středně uhlíkových ocelí s rozdílným obsahem křemíku. Tyto experimenty byly prováděny z důvodu porovnání vlastností vzniklých po izotermickém žhání na bainit v závislosti na legování materiálu křemíkem. Pro účely experimentu byly použity oceli 42CrMoS4 a 42SiCr. Obě tyto oceli jsou nízkolegované a mají přibližně stejné chemické složení, kromě obsahu křemíku. Ocel 42CrMoS4 obsahuje maximálně 0,4% křemíku a ocel 42SiCr obsahuje 2,03% křemíku.

Stěžejním krokem experimentálních procesů byla determinace vlivu definovaných podmínek izotermického zpracování na vývoj bainitických mikrostruktur s přihlédnutím k různému obsahu křemíku v experimentálních ocelích. Vyhodnocované mechanické vlastnosti byly pevnost v tahu, tažnost a tvrdost dle Vickerse. Následně byly tyto výsledky vzájemně porovnány vzhledem k teplotám izotermické výdrže a vzhledem k obsahu křemíku v jednotlivých experimentálních ocelích.

## 5.1 Materiály v experimentu

V experimentu byly použity dvě různé oceli. První z nich byla ocel 42CrMoS4 a druhou byla ocel 42SiCr. Tyto materiály jsou vhodné pro zušlechťování a používají se pro výrobu zápusťkových výkovků. Jedná se o oceli s vyšší prokalitelností využívané pro vysoce namáhané strojní díly.

Obě tyto nízkolegované oceli obsahovaly 0,42 % uhlíku, 0,56 – 0,6 % manganu a porovnatelný obsah chrómu. (tab. 1)

	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Nb</b>	<b>P</b>
<b>42CrMoS4</b>	0.42	0.4	0.6	1.2	0.15	-	0.03
<b>42SiCr</b>	0.42	2.03	0.56	1.33	0.16	0.03	0.005

tab. 1 Chemické složení experimentálních materiálů

### 5.1.1 Ocel 42CrMoS4

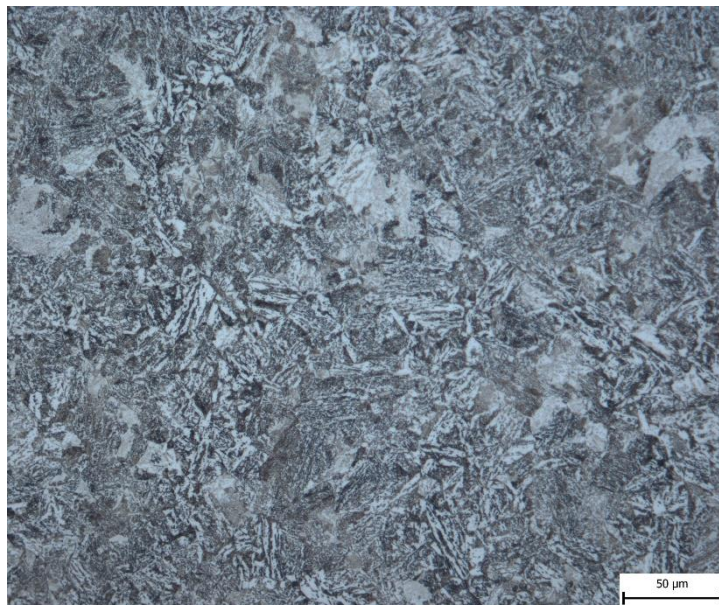
#### Popis oceli

Jedná se o konstrukční ocel třídy 15 určenou pro vysoce namáhané strojní díly. Tato ocel dosahuje vyšší prokalitelnosti a může po zakalení dosahovat tvrdosti přibližně 58HRC. V kaleném stavu dobře odolává opotřebení. Patří mezi nejčastější oceli používané k zušlechťování. Podle materiálového listu byla ocel dodána ve formě tyčí, které byly normalizačně žíhané.

#### Mikrostruktura oceli

Struktura materiálu 42CrMoS4 byla před tepelným zpracováním tvořena bainitem, popřípadě martenzite. Tato struktura byla zřejmě vytvořena při ochlazování z teploty normalizačního žíhání během výroby tyčí, které byly v tomto stavu dodány. Struktura tohoto materiálu je zobrazena na obr. 27.





obr. 27 Výchozí mikrostruktura oceli 42CrMoS4

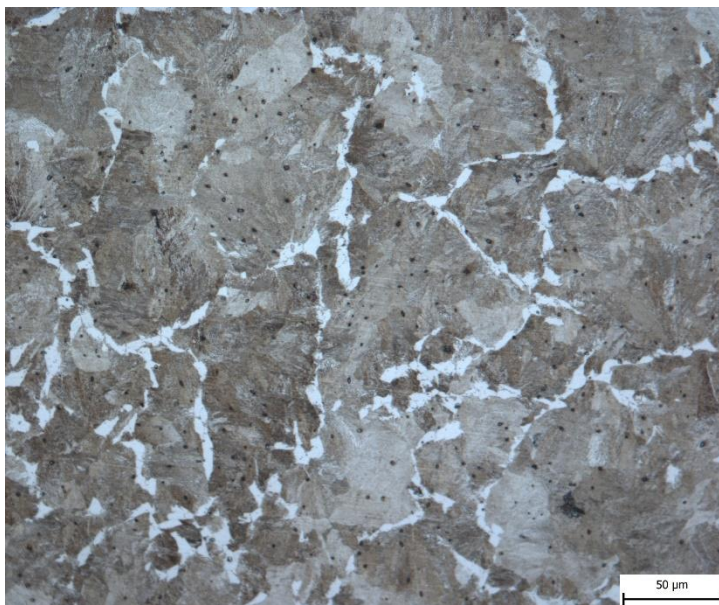
### 5.1.2 Ocel 42SiCr

#### Popis oceli

Jedná se o experimentální ocel, která byla odlita společností COMTES FHT a.s. Poté byla překována při teplotě 1100°C v laboratořích ZČU do podoby tyčí. Po překování byly tyto tyče normalizačně žíhané v peci při teplotě 800°C a následně vychlazené v peci po jejím vypnutí.

#### Mikrostruktura oceli

Pro porovnání změn, které nastanou vlivem tepelného zpracování, byl proveden rozbor mikrostruktury materiálu ve výchozím stavu.



obr. 28 Výchozí mikrostruktura oceli 42SiCr

Na obr. 28 je zobrazena výchozí mikrostruktura oceli 42SiCr. Tato struktura je feriticko-perlitická a byla vytvořena pozvolným ochlazováním po normalizaci ve vypnuté peci.

## 6 Tepelné zpracování

Tepelné zpracování experimentálních ocelí bylo provedeno na termo-mechanickém simulátoru v laboratořích ZČU. Tento přístroj funguje na principu vysokofrekvenčního ohřevu, kde je zpětná vazba zajišťována termočlánkem. Přístroj využívá vodního chlazení, jehož zpětná vazba je opět zajišťována termočlánkem. Chod přístroje je řízen počítačem, který řídí ohřev a chlazení, tak aby dodržel předem navržený režim tepelného zpracování.

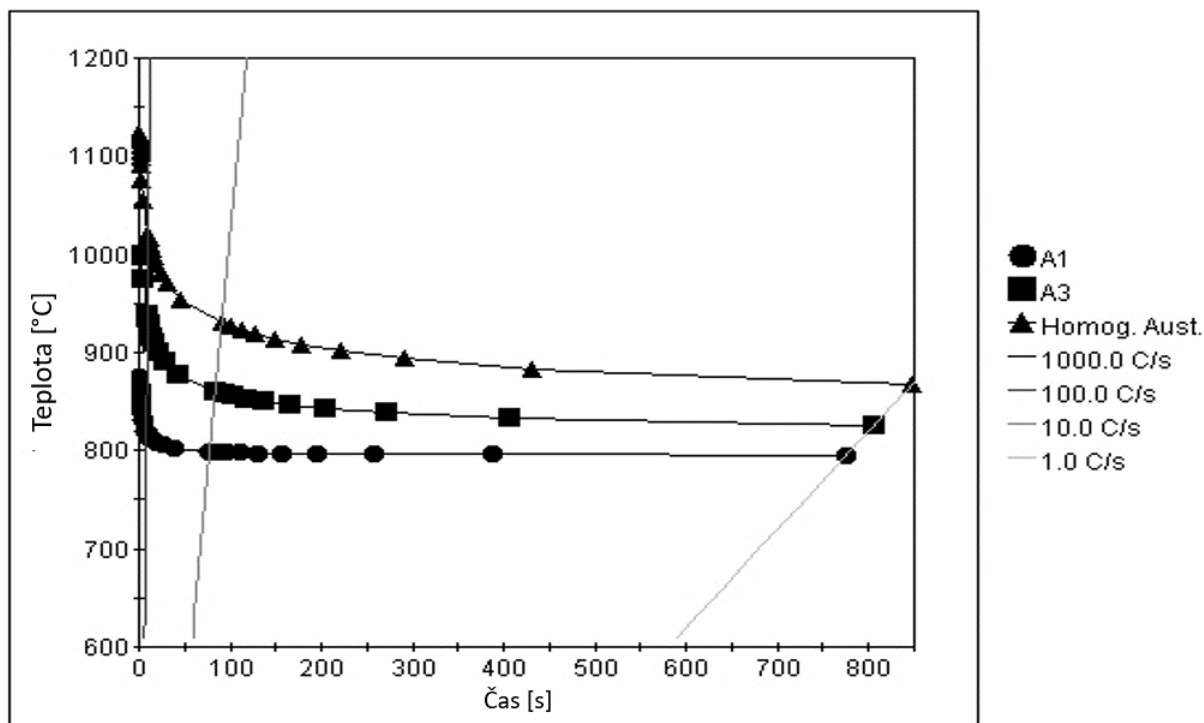
Vzorky, které se upínají do čelistí simulátoru, byly ve tvaru závitových tyčí, jejichž aktivní délka je 16 mm a průměr 8 mm (obr. 29). Výchozí polotovary pro závitové vzorky byly v případě materiálu 42CrMoS4 tyče dodané od prodejce a v případě materiálu 42SiCr tyče vykované v laboratořích ZČU.



obr. 29 Závitová tyč pro termo-mechanický simulátor

### 6.1 Návrh režimů pro termo-mechanický simulátor

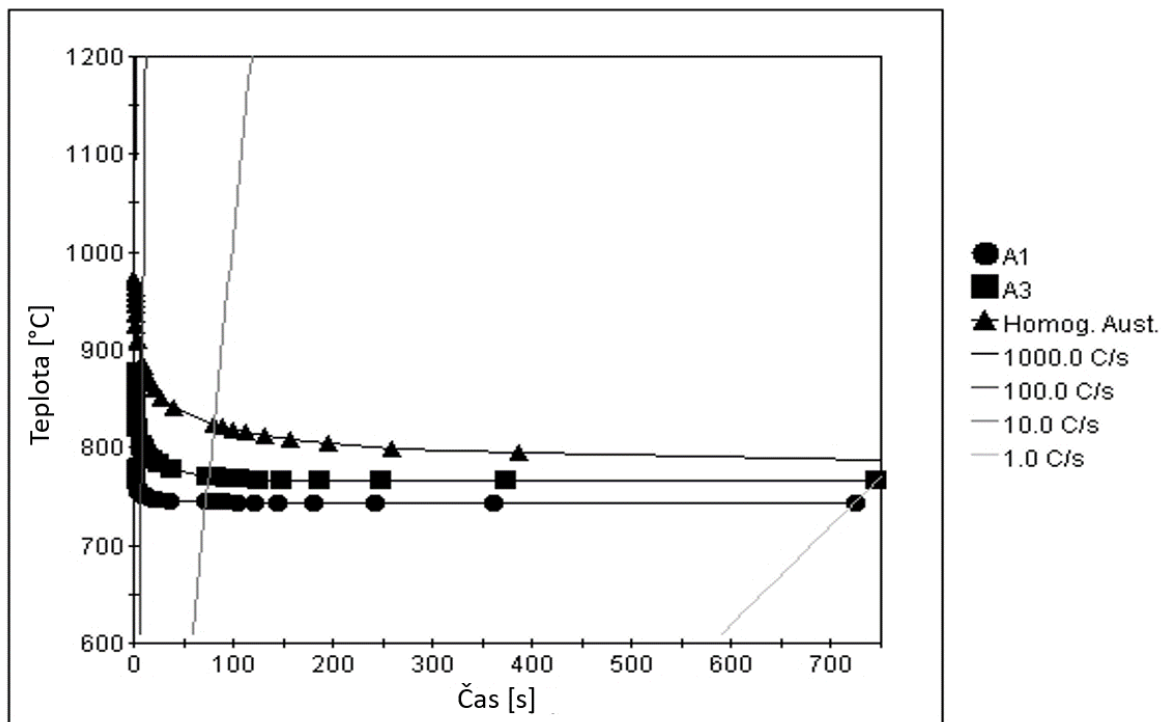
Před samotným tepelným zpracováním bylo nutné navrhnout teploty austenitizace a izotermických výdrží. Teploty a časy výdrží byly následně určeny pomocí TTA a TTT diagramů.



obr. 30 TTA diagram oceli 42SiCr

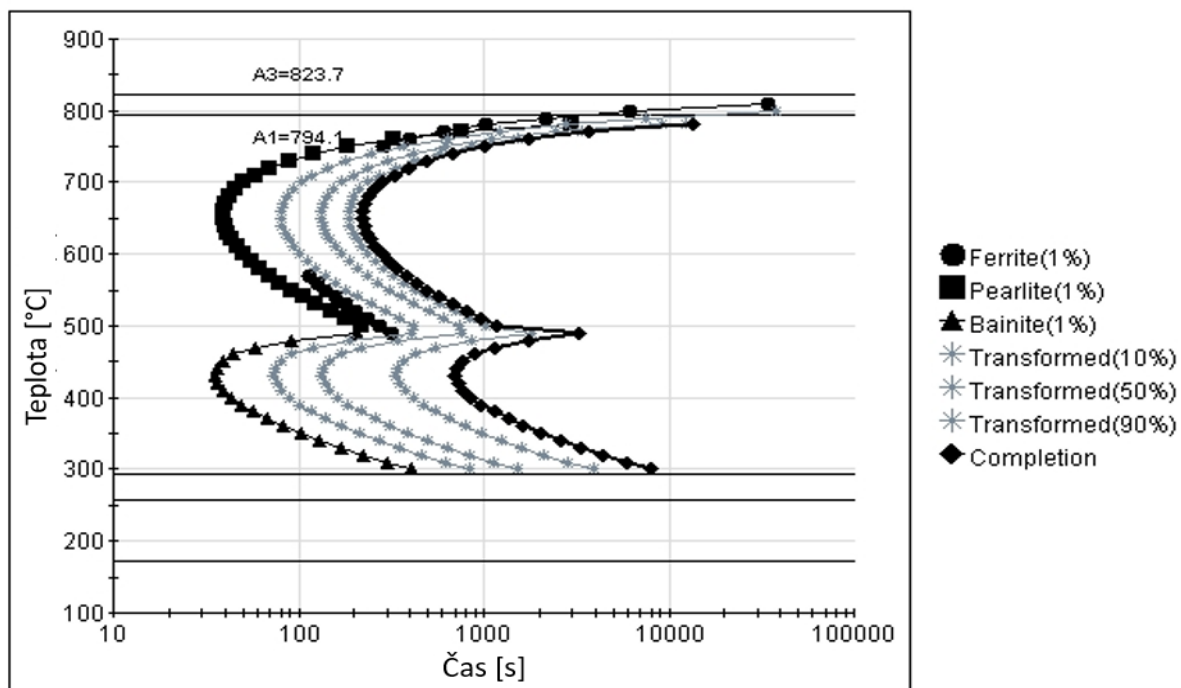
Na obr. 30 je uveden TTA diagram pro ocel 42SiCr, který byl vytvořen programem JMatPro. Z tohoto diagramu lze vyčíst, jakou je nutné zvolit austenitizační teplotu v závislosti na rychlosti ohřívání materiálu, aby bylo dosaženo homogenní austenitické struktury. Rychlost

ohřevu termo-mechanického simulátoru byla zvolena 10°C/s. Na základě toho lze říci, že nejvhodnější austenitizační teplota pro toto chemické složení je přibližně 935°C. Z důvodu předchozích experimentů na těchto materiálech byla jako austenitizační teplota, využitá při tepelném zpracování, zvolena teplota 900°C. I přesto, že tato teplota nesplňuje podmínku pro homogenizovaný austenit dle výše uvedeného diagramu, je experimenty ověřeno, že je pro tento materiál dostačující. Následná výdrž na této teplotě byla stanovena na 300 s.



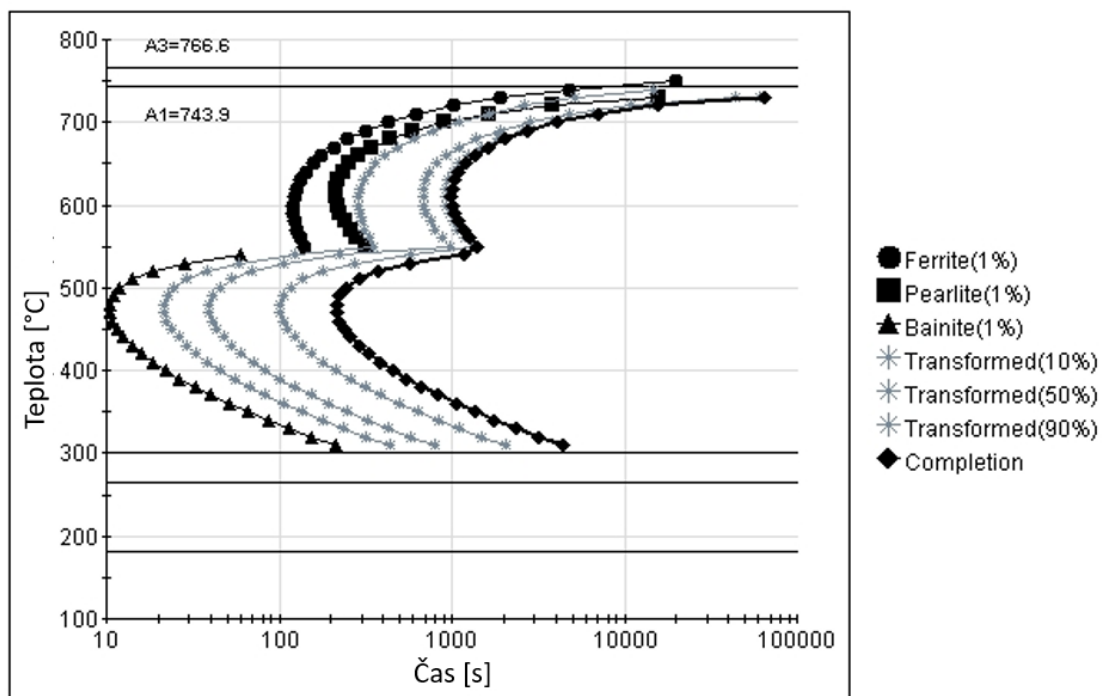
obr. 31 TTA diagram oceli 42CrMoS4

V případě oceli 42CrMoS4 TTA diagram vypočtený softwarem JMatPro udává teplotu homogenizovaného austenitu při rychlosti ohřevu 10°C/s při přibližně 850°C (obr. 31). Z důvodu zachování stejných podmínek tepelného zpracování materiálu byla tedy zvolena teplota austenitizace 900°C stejně jako v případě druhé experimentální oceli.



obr. 32 TTT diagram oceli 42SiCr

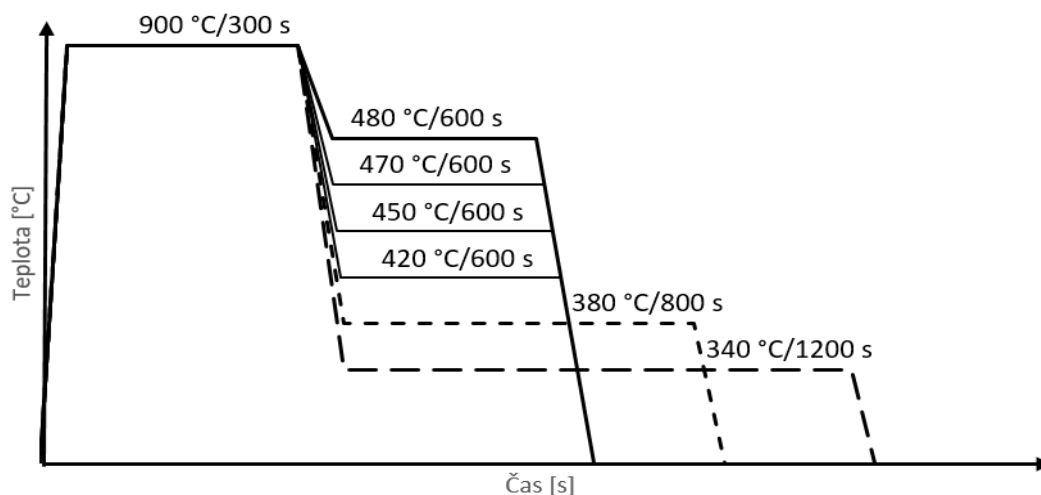
Dalším krokem tepelného zpracování bylo ochlazení z austenitizační teploty na různé teploty izotermické výdrže v oblasti bainitické transformace a následná výdrž na těchto teplotách. Pro účely experimentu bylo v intervalu teplot, při nichž probíhá bainitická transformace, vybráno šest různých teplot. Tyto teploty a časy výdrží byly určeny pomocí TTT diagramů, které byly opět vytvořeny programem JMatPro pro dané chemické složení oceli 42SiCr, a 42CrMoS4 (obr. 33, 34).



obr. 33 TTT diagram oceli 42CrMoS4

Na obr. 34 je schematické zobrazení režimů tepelného zpracování obou v experimentu použitých ocelí na termo-mechanickém simulátoru. Teploty v oblasti bainitické transformace

použité při tepelném zpracování se pohybovaly od 340 do 480°C. Při čtyřech nejvyšších teplotách tepelného zpracování byla použita výdrž 600s. V případě dvou nejnižších teplot zpracování byla výdrž na teplotě prodloužena na 800 a 1200s. Výdrž na nižších teplotách byla prodloužena z důvodu potřeby delších časů pro průběh bainitické transformace při těchto teplotách.



obr. 34 Schéma tepelného zpracování experimentálních materiálů

## 7 Příprava vzorků pro zkoumání mikrostruktury a mechanických vlastností

Po tepelném zpracování na termo-mechanickém simulátoru byly vzorky ve formě závitových tyčí rozřezány na část pro metalografii a na část pro zkoušku tahem. K rozříznutí tyčí bylo využito metod řezání vodním paprskem a elektroerozivního drátového řezání.

### 7.1 Příprava pro metalografickou analýzu a měření tvrdosti

Vzorky byly připravovány pomocí standardních postupů:

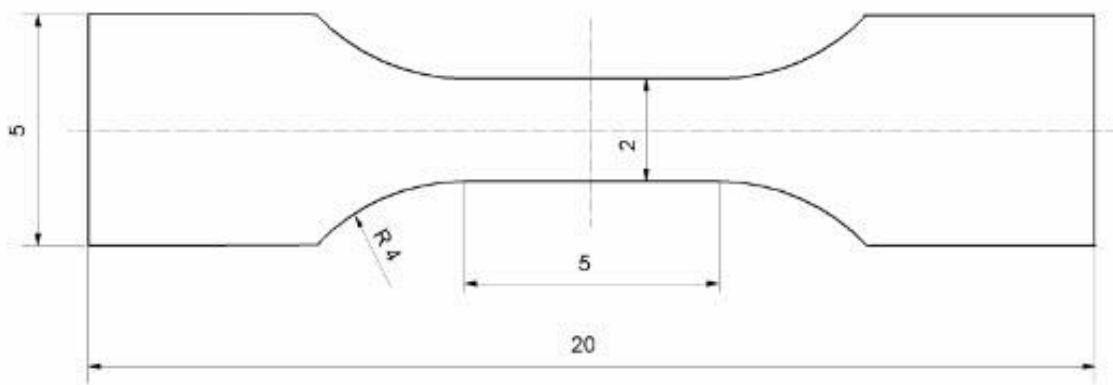
- Rozřezání na metalografické pile Isomet 4000 od firmy Buehler
- Zalítí na lisu CitoPress-10 od firmy struers
- Broušení vzorků na automatické brusce Vector Beta od firmy Buehler až na drsnost brusných kotoučů 1200
- Leštění vzorků na automatické leštičce Vector Beta od firmy Buehler na plátnech s brusnou pastou 3  $\mu\text{m}$  a 1  $\mu\text{m}$
- Leptání pomocí 3 % roztoku nitalu

Leptadlo Nital 3% je roztok 3% kyseliny dusičné ( $\text{HNO}_3$ ) a 97% etyl alkoholu nebo denaturovaného alkoholu. Na obr. 35 je fotografie zalitého vzorku použitého pro metalografickou analýzu a pro měření tvrdosti.



obr. 35 Vzorek pro metalografii

## 7.2 Příprava vzorků pro statickou zkoušku tahem



obr. 36 Výkres vzorku pro statickou tahovou zkoušku

- Vyříznutí mini-tahových vzorků pomocí elektroerozivního drátového řezání z tyčí použitých v termomechanickém simulátoru
- Zbroušení pomocí magnetické brusky do požadovaných rozměrů viz obr. 36

## 8 Zkoumané vlastnosti vzorků po tepelném zpracování

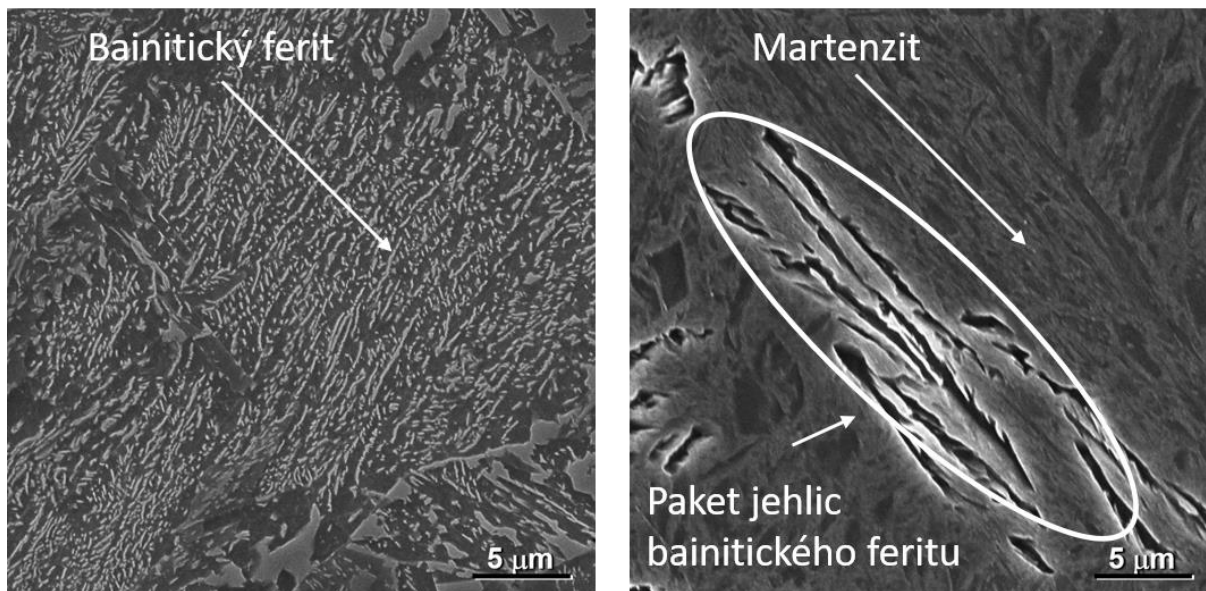
Po tepelném zpracování byl na obou materiálech proveden mikrostrukturní rozbor, následně byly na materiálech provedeny mechanické zkoušky. Hodnoceny byly pevnost, tažnost a tvrdost dle Vickerse

### 8.1 Mikrostrukturní analýza

Mikrostrukturní analýza vzorků po tepelném zpracování byla provedena na vzorcích leptaných 3 % roztokem nitalu za pomoci světelného mikroskopu GX51 od firmy Olympus s digitální kamerou ProgRes C10 plus a následně pomocí skenovacího elektronového mikroskopu Vega 3 Sem od firmy Tescan. V případě vzorků z oceli 42SiCr, u kterých byla pozorována značná závislost bainitické složky mikrostruktury na teplotě izotermického zpracování, byla provedena obrazová analýza k určení podílu bainitické fáze ve struktuře. Toto určování podílu bainitické fáze nebylo prováděno dle normy ASTM E1245 vzhledem k jemnosti mikrostruktury. Z tohoto důvodu jsou hodnoty pouze informativní. Dále byla na několika vybraných vzorcích provedena rentgenová difrakce k zjištění podílu zbytkového austenitu. Bainitické struktury byly z důvodu přesnosti popisu porovnány i se snímky, které byly publikovány v odborné literatuře. [7] [13] [16] [17]

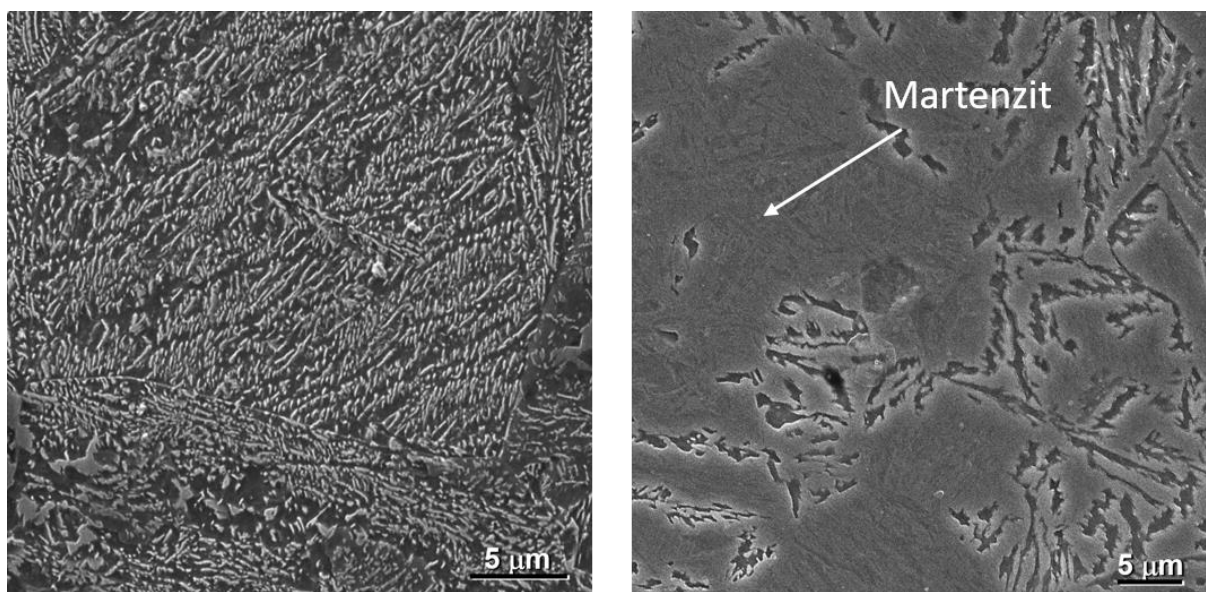
### 8.1.1 Režim izotermického zpracování IZ 480°C/600s

U oceli 42CrMoS4 izotermicky zpracované při teplotě 480°C s dobou výdrže 600s byla pozorována mikrostruktura, která byla tvořena jehlicemi bainitického feritu s precipitáty karbidů (obr. 37 vlevo). Během tepelného zpracování došlo k úplnému vyčerpání austenitické fáze. V případě stejných parametrů tepelného zpracování byla u oceli 42SiCr struktura materiálu tvořena jehlicemi bainitického feritu a martenzitu. Podíl bainitické fáze ve struktuře činil 28 % (obr. 37 vpravo).



obr. 37 Mikrostruktury oceli 42CrMoS4 (vlevo) a 42SiCr (vpravo) zpracovaných dle procesu 480/600 – SEM

### 8.1.2 Režim izotermického zpracování IZ 470°C/600s

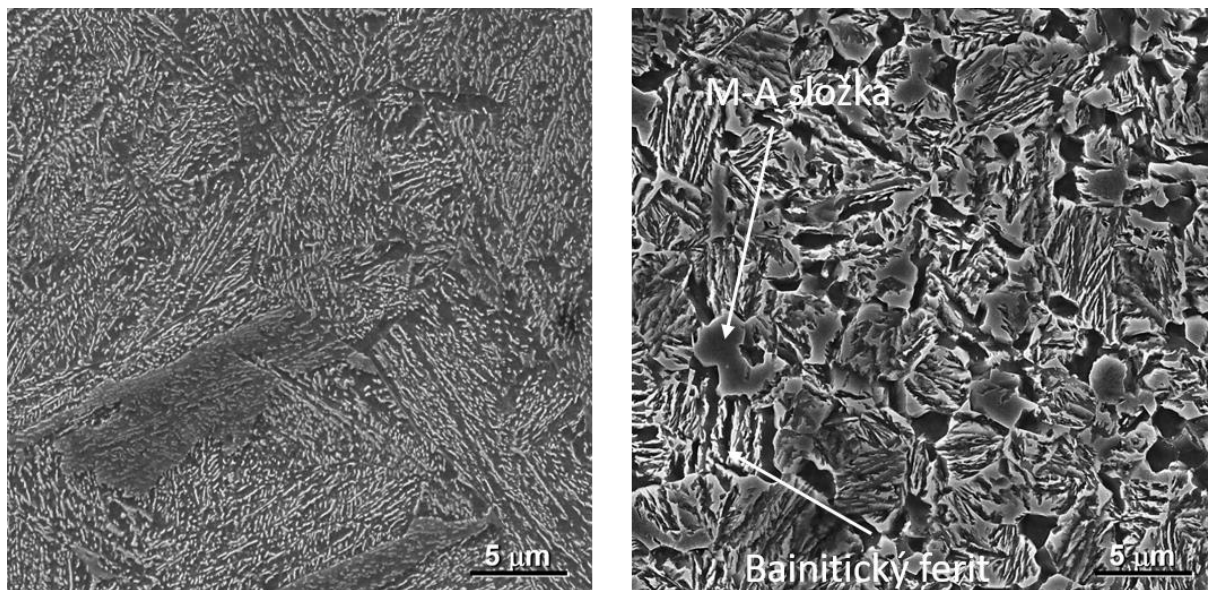


obr. 38 Mikrostruktury oceli 42CrMoS4 (vlevo) a 42SiCr (vpravo) zpracovaných dle procesu 470/600 – SEM

V případě režimu tepelného zpracování 470°C/600s byla pozorovaná mikrostruktura oceli 42CrMoS4 tvořena jehlicemi bainitického feritu s precipitáty karbidů (obr. 38 vlevo). I nyní došlo k úplnému rozpadu austenitické fáze. Odlišná situace vývoje mikrostruktury byla zjištěna u oceli 42SiCr tepelně zpracované dle tohoto procesu. Mikrostruktura byla tvořena jehlicemi

bainitického feritu a martenzitu. Podíl bainitické fáze v této struktuře vzrostl na 34 % (obr. 38 vpravo).

### 8.1.3 Režim izotermického zpracování IZ 450°C/600s



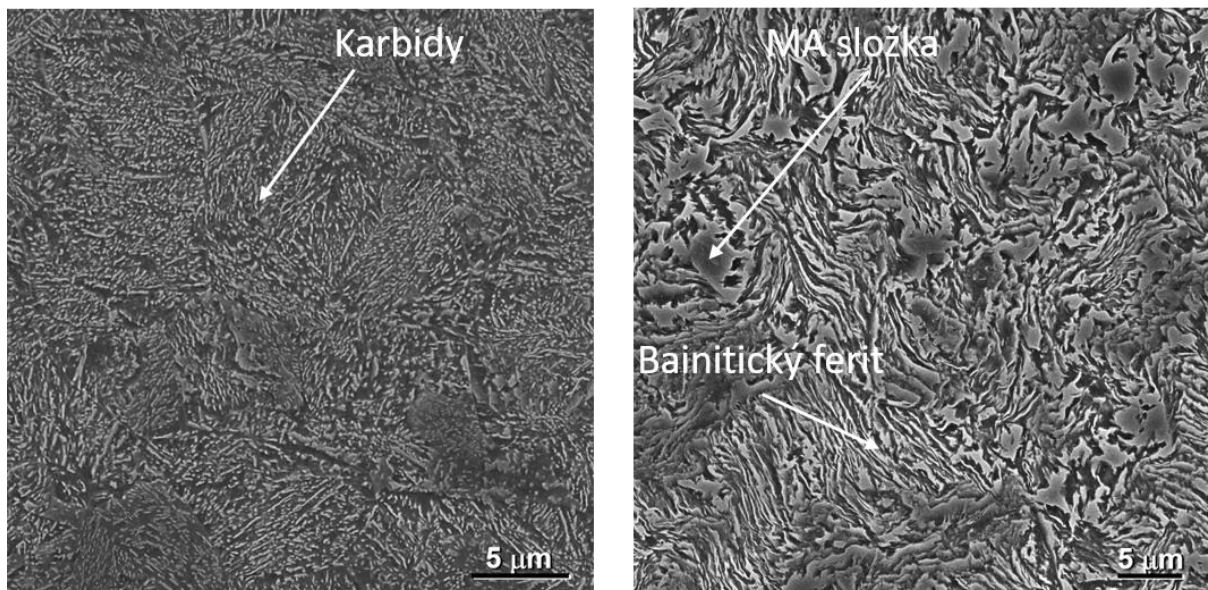
obr. 39 Mikrostruktury ocelí 42CrMoS4 (vlevo) a 42SiCr (vpravo) zpracovaných dle procesu 450/600 – SEM

Zpracování oceli 42CrMoS4 dle režimu IZ 450°C/600s vedlo k vytvoření mikrostruktury tvořené obdobně jako u předchozích procesů jehlicemi bainitického feritu s precipitáty karbidů. Obdobně jako u předchozích případů došlo k úplnému vyčerpání austenitické fáze (obr. 39 vlevo). U oceli 42SiCr zpracované tímto procesem byla struktura tvořena jehlicemi bainitického feritu a následně M-A složkou. Podíl bainitu ve struktuře se zvýšil na 51 % (obr. 39 vpravo).

### 8.1.4 Režim izotermického zpracování IZ 420°C/600s

Vývoj struktury oceli 42CrMoS4 zpracované při teplotě 420°C s výdrží 600s byl obdobný jako v předchozích případech. Mikrostruktura byla tvořena jehlicemi bainitického feritu s precipitáty karbidů. I v tomto případě došlo k úplnému vyčerpání austenitické fáze (obr. 40 vlevo). Struktura oceli 42SiCr zpracované tímto procesem byla tvořena jehlicemi bainitického feritu a M-A složkou. Se snižující se teplotou procesu množství bainitu ve struktuře vzrostlo na 63 % (obr. 40 vpravo).

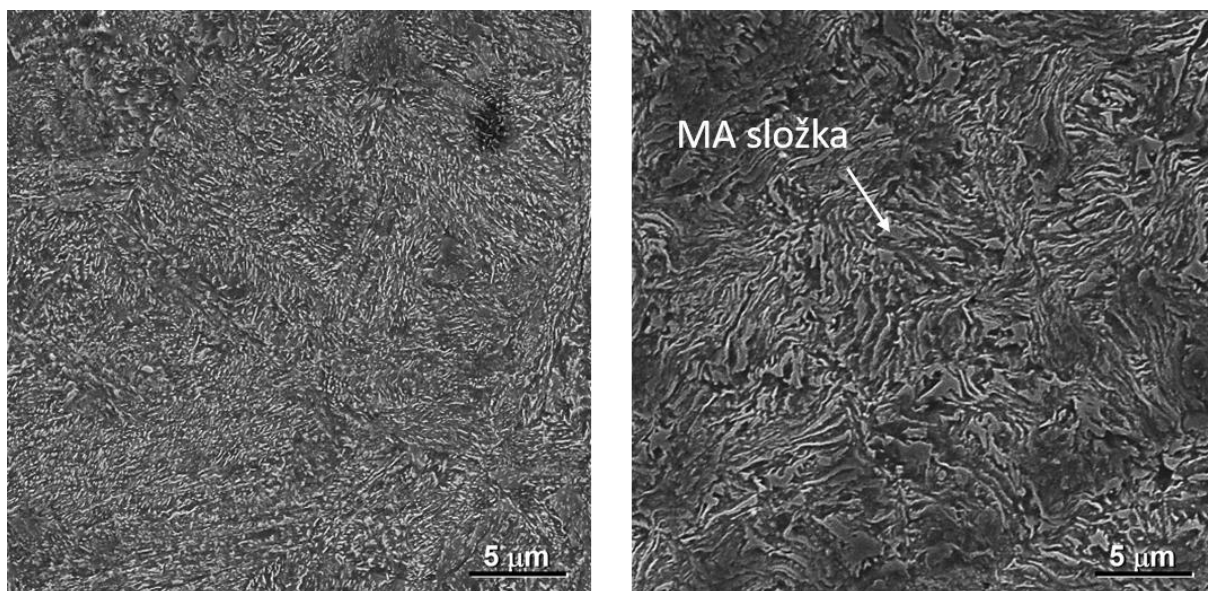




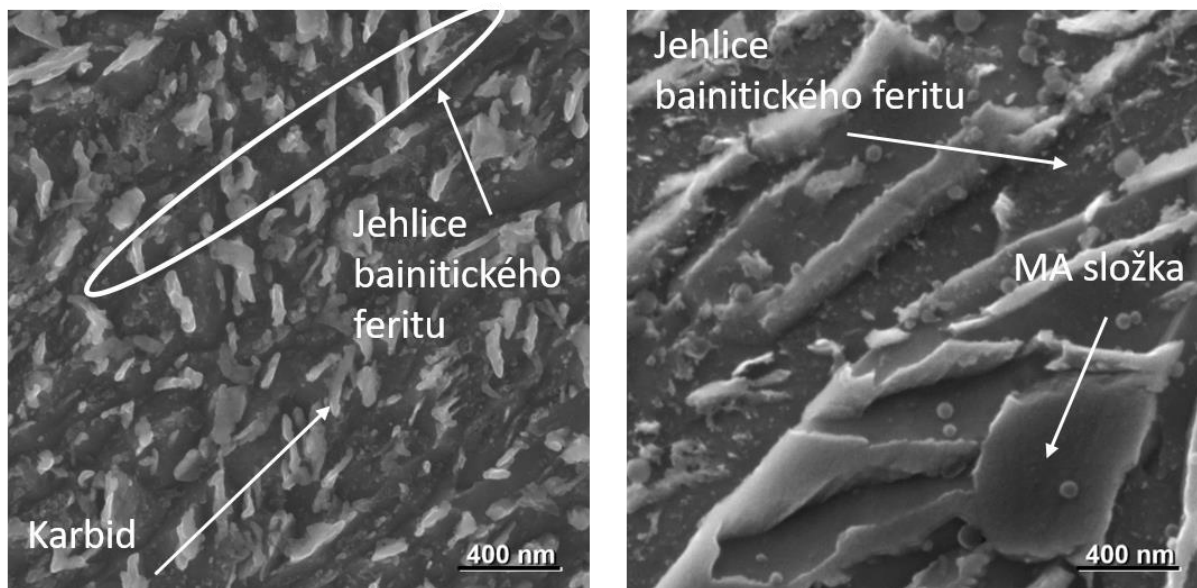
obr. 40 Mikrostruktury ocelí 42CrMoS4 (vlevo) a 42SiCr (vpravo) zpracovaných dle procesu 420/600 – SEM

### 8.1.5 Režim izotermického zpracování IZ 380°C/800s

Snížení teploty izotermického zpracování na 380°C a prodloužení výdrže na 800s vedlo k vytvoření mikrostruktury tvořené jehlicemi bainitického feritu s četnými precipitáty karbidů. (obr. 41 vlevo). Opět došlo k úplnému vyčerpání austenitické fáze. V detailu (obr. 42 vlevo) je zřejmé, že velikost těchto karbidických precipitátů se pohybovala okolo 300nm. Struktura oceli 42SiCr zpracované tímto procesem byla tvořena jehlicemi bainitického feritu a M-A složkou. Podíl bainitu ve struktuře se stejně jako v předchozích případech zvýšil se snižující se teplotou izotermického zpracování. V tomto případě činil 74 % (obr 41, 42 vpravo).



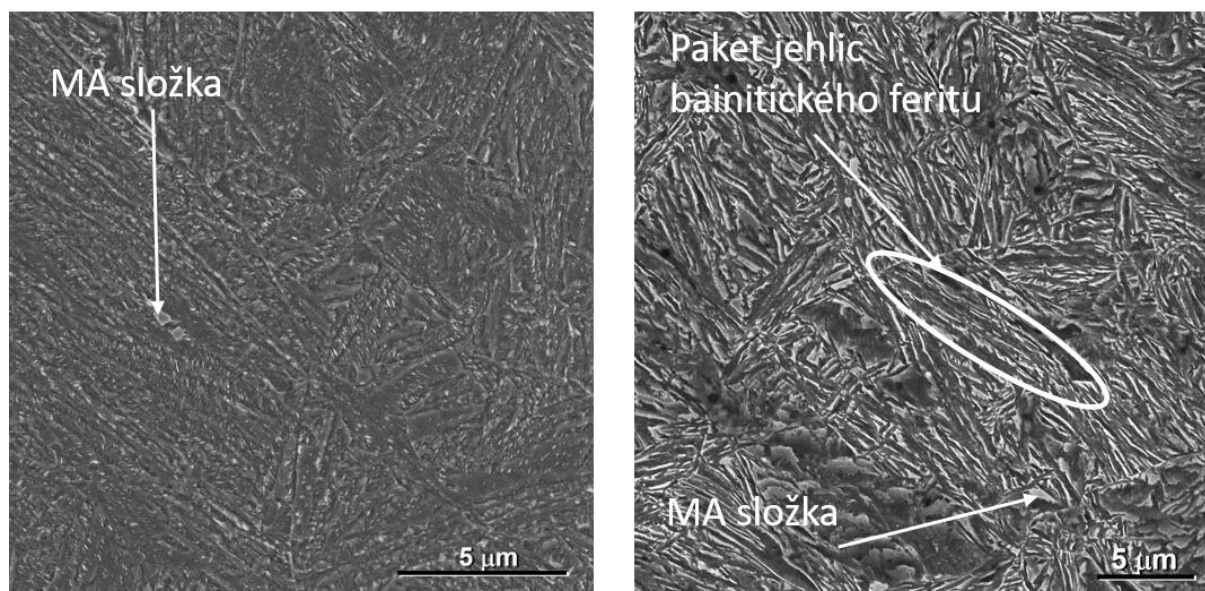
obr. 41 Mikrostruktury ocelí 42CrMoS4 (vlevo) a 42SiCr (vpravo) zpracovaných dle procesu 380/800 – SEM



obr. 42 Mikrostruktury ocelí 42CrMoS4 (vlevo) a 42SiCr (vpravo) zpracovaných dle procesu 380/800 – SEM

### 8.1.6 Režim izotermického zpracování IZ 340°C/1200s

V případě zpracování experimentálních ocelí při teplotě 340°C s dvojnásobnou výdrží 1200s byla struktura vzniklá u oceli 42CrMoS4 tvořena jehlicemi bainitického feritu s precipitáty karbidů, které se převážně vyskytovaly uvnitř jehlic bainitického feritu, předpokládaným důvodem byla pravděpodobně snížená difuzní schopnost (obr. 43 vlevo). I v tomto případě došlo k úplnému vyčerpání austenitické fáze. Struktura vzniklá u oceli 42SiCr byla tvořena jehlicemi bainitického feritu a M-A složkou. Obrazová analýza odhalila, že i v tomto případě byl podíl bainitu ve struktuře vyšší než při vyšších teplotách zpracování. Hodnota tohoto podílu byla 84% (obr. 43 vpravo).



obr. 43 Mikrostruktury ocelí 42CrMoS4 (vlevo) a 42SiCr (vpravo) zpracovaných dle procesu 340/1200 – SEM

### 8.1.7 Porovnání podílu bainitu v experimentálních ocelích

U oceli 42CrMoS4 byla struktura po tepelném zpracování tvořena pouze bainitem. Na tomto materiálu nebylo nutné provádět analýzu podílu bainitického. V případě oceli 42SiCr byla provedena obrazová analýza k zjištění podílu bainitické fáze ve struktuře (tab. 2). Z výsledků

mikrostrukturních analýz je zřejmé, že křemík výrazně ovlivnil vývoj mikrostruktury oceli 42SiCr. Díky jeho nerozpustnosti v cementitu zpomalil, nebo úplně zamezil tvorbě karbidů. Uhlík, který difundoval z přesycených jehlic bainitického feritu, obohacoval okolní austenit. Tím jak se měnil obsah uhlíku v austenitu, probíhal jeho rozpad v oblastech bainitické transformace jinak než u konvenčních ocelí.

režim	480°C / 600s	470°C / 600s	450°C / 600s	420°C / 600s	380°C / 800s	340°C / 1200s
Podíl bainitu [%]	28	34	51	63	74	84

tab. 2 Podíl bainitické fáze ve struktuře oceli 42SiCr

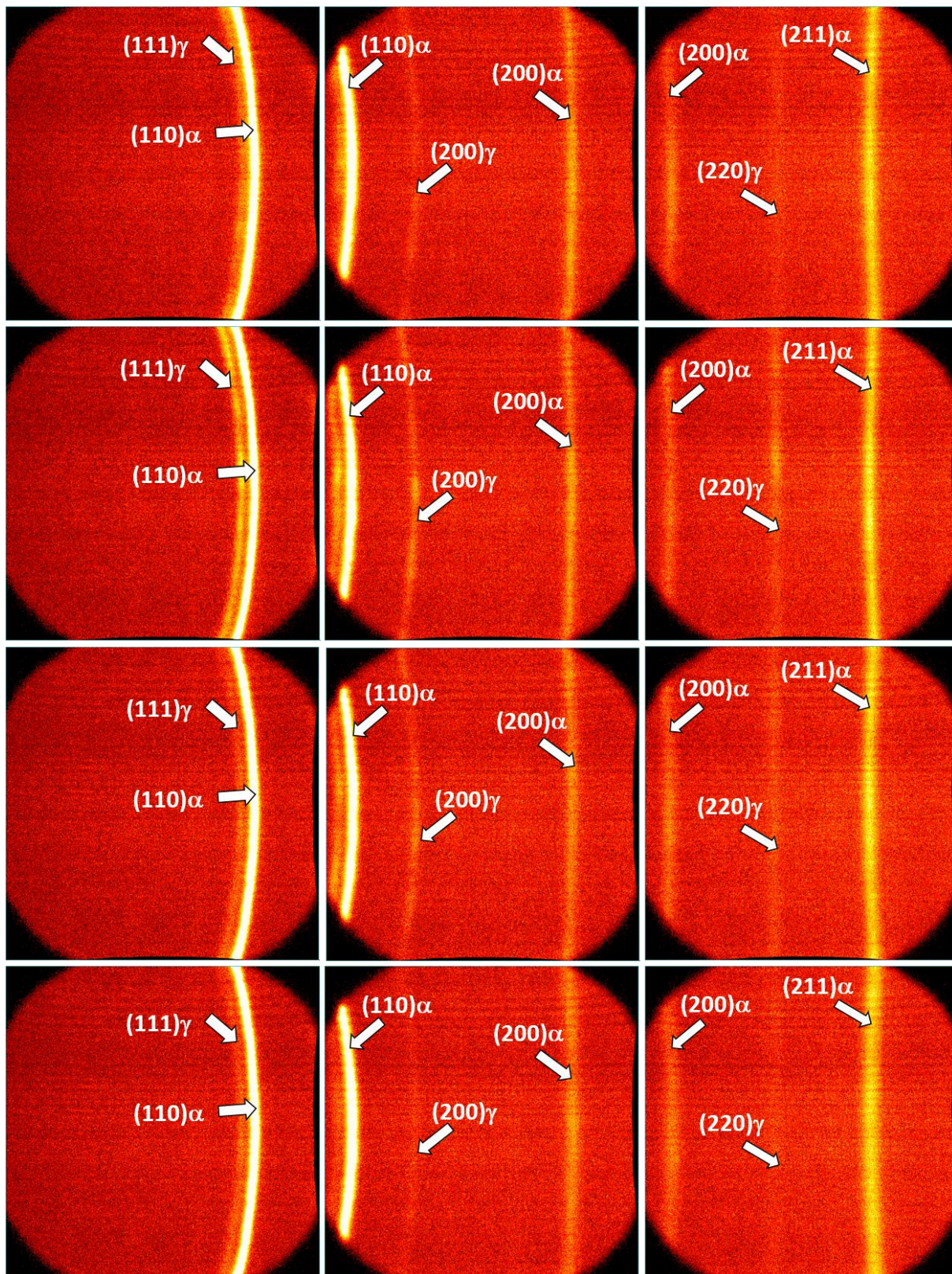
### 8.1.8 Porovnání podílu zbytkového austenitu v experimentálních ocelích

Z výsledků uvedených výše je patrné, že výsledná mikrostruktura oceli 42CrMoS4 byla čistě bainitická. Z tohoto důvodu nebylo na tomto materiálu prováděno měření podílu zbytkového austenitu rentgenovou. Oproti tomu u oceli 42SiCr bylo během mikrostrukturní analýzy zjištěno, že struktura není tvořená pouze bainitem ale i martenzitem resp. M-A složkou resp. Zbytkovým austenitem. Na základě těchto informací bylo provedeno měření zbytkového austenitu metodou rentgenová difrakce. Měření bylo prováděno na čtyřech vzorcích zpracovaných při teplotách 450°C, 420°C, 380°C a 340°C (tab. 3). Důvodem použití těchto vzorků byla cena analýzy.

režim	450°C / 600s	420°C / 600s	380°C / 800s	340°C / 1200s
Podíl zbytkového austenitu [%]	12	21	18	19

tab. 3 Podíl zbytkového austenitu ve struktuře oceli 42SiCr

Měření bylo provedeno na automatickém práškovém difraktometru AXS Bruker D8 Discover s plošným, pozičně citlivým detektorem HI-STAR a kobaltovou RTG lampou. Měření byla provedena ve středu metalografického výbrusu v intervalu difrakčních úhlů  $2\theta \div 110^\circ$ . Fázovou analýzou bylo ve všech zkoumaných vzorcích identifikováno většinové množství  $\alpha$ -Fe a menšinové zastoupení  $\gamma$ -Fe. 2D difraktogramy ukazují ve všech analyzovaných vzorcích poměrně jemnozrnnou strukturu s hladkými a spojitými difrakčními liniemi (obr. 44). Nejnižší podíl zbytkového austenitu byl naměřen po izotermickém zpracování IZ 450°C/600s. V tomto případě dosahoval podíl zbytkového austenitu 12%. Dále hodnoty podílu zbytkového austenitu dosahovali u ostatních vzorků hodnot pohybujících se okolo 20%. Toto zvýšení podílu zbytkového austenitu bylo pravděpodobně způsobeno jemnější strukturou s menším podílem martenzitu. Maximální hodnoty podílu zbytkového austenitu bylo dosaženo po izotermickém zpracování IZ 420°C/600s. V tomto případě byla naměřená hodnota 21%. Při dvou nejnižších teplotách hodnoty podílu zbytkového austenitu opět klesly a to bylo pravděpodobně z důvodu zvýšení podílu bainitu ve struktuře.



obr. 44 Difraktogramy vzorků oceli 42SiCr

## 8.2 Hodnocení mechanických vlastností

Zkoumanými mechanickými vlastnostmi na experimentálních materiálech po tepelném zpracování byly tvrdost dle Vickerse a dále byla provedena tahová zkouška.

### 8.2.1 Statická zkouška tahem

Na mini-tahových vzorcích připravených ze vzorků zpracovaných dle výše uvedených režimů austemperingu byla provedena statická zkouška tahem. Tato zkouška byla provedena dle normy ČSN EN ISO 6892-1 pomocí termo-mechanického simulátoru, který byl dovybaven čelistmi vhodnými pro uchycení vzorků.

Proces	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_{5mm}$ [%]
480 °C/600 s	645 ± 20	1046 ± 25	4 ± 0,8
470 °C/600 s	668 ± 17	1095 ± 31	2 ± 0,6
450 °C/600 s	840 ± 22	1135 ± 28	12 ± 1,1
420 °C/600 s	991 ± 15	1201 ± 23	18 ± 0,9
380 °C/800 s	1174 ± 23	1385 ± 22	19 ± 0,6
340 °C/1200 s	1359 ± 19	1608 ± 26	15 ± 0,9

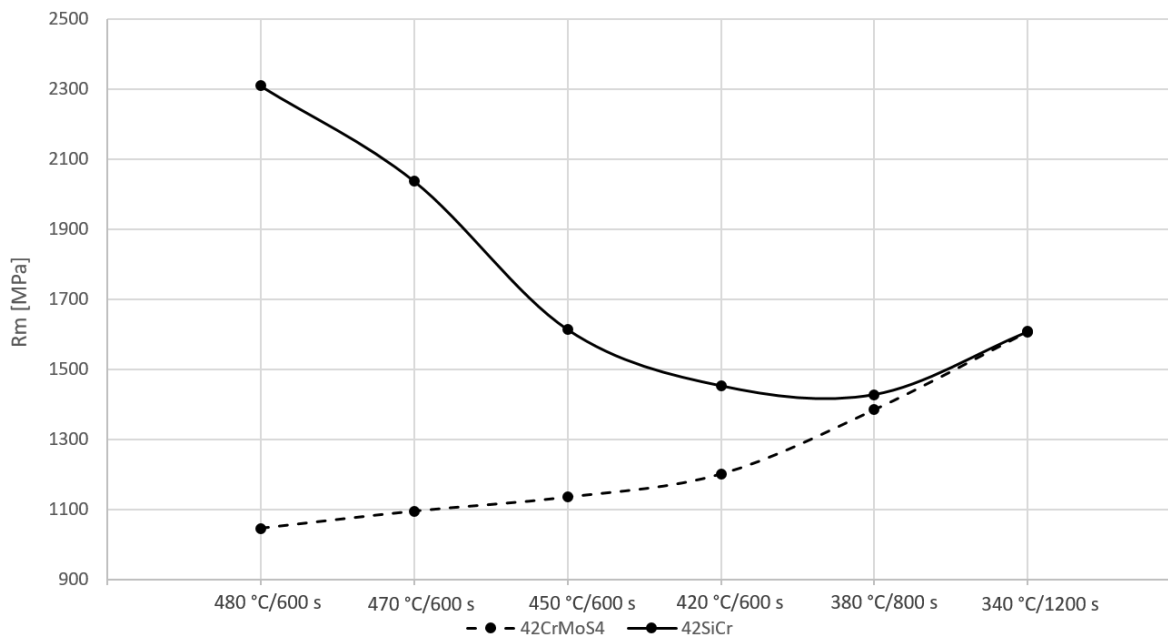
tab. 4 Výsledky statické tahové zkoušky pro oceli 42CrMoS4

V tab. 3 jsou uvedeny hodnoty napětí na mezi kluzu, napětí na mezi pevnosti a tažnosti materiálu 42CrMoS4. Z výsledků vyplynulo, že hodnoty meze pevnosti vzrůstaly s klesající teplotou izotermického zpracování. Maximální hodnoty bylo dosaženo v případě zpracování při teplotě 340 °C s výdrží na teplotě 1200s. Mez pevnosti dosahovala hodnoty 1608MPa při celkové tažnosti  $A_{5mm}$  15%.

Proces	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$A_{5mm}$ [%]
480 °C/600 s	1415 ± 17	2309 ± 27	3 ± 0,5
470 °C/600 s	1188 ± 20	2037 ± 26	5 ± 1,0
450 °C/600 s	861 ± 17	1613 ± 23	5 ± 1,1
420 °C/600 s	786 ± 22	1452 ± 26	19 ± 0,8
380 °C/800 s	955 ± 18	1427 ± 25	26 ± 0,7
340 °C/1200 s	1236 ± 21	1607 ± 20	21 ± 0,5

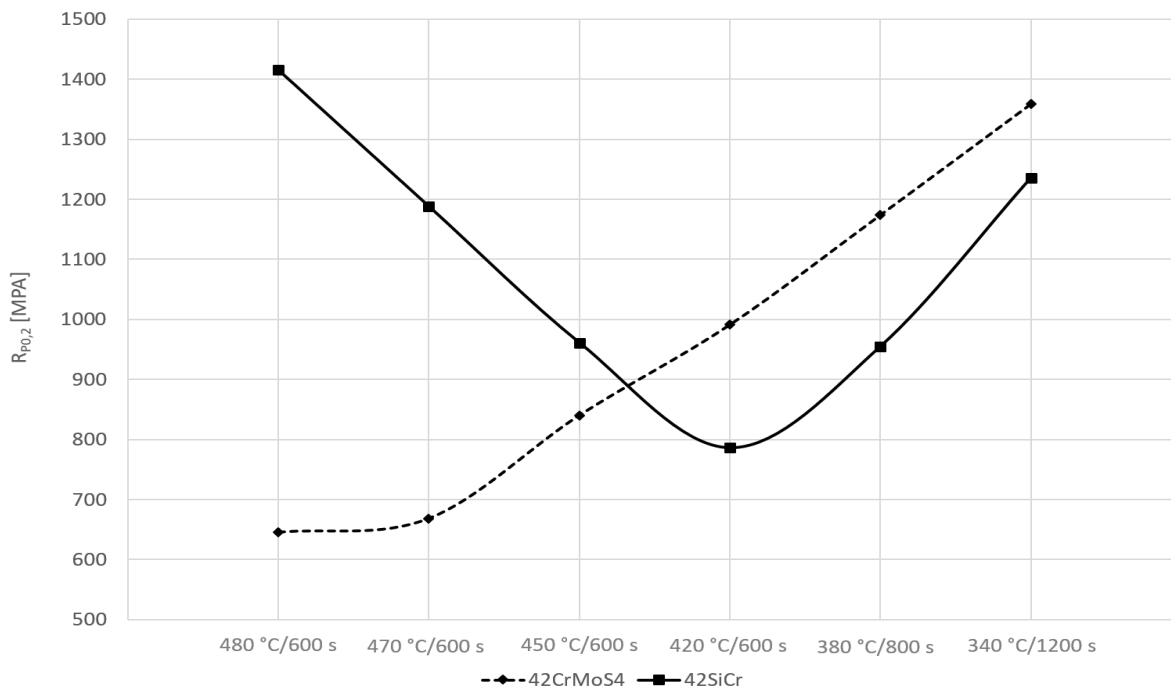
tab. 5 Výsledky statické tahové zkoušky pro oceli 42SiCr

Výsledky tahových zkoušek materiálu 42SiCr jsou uvedeny v tab. 4. Nejvyšší hodnoty meze pevnosti 2309 MPa při celkové tažnosti  $A_{5mm}$  3% bylo naměřeno u režimu izotermického zpracování IZ 480 °C/600s. Při teplotě zpracování 340 °C s výdrží 1200s byla naměřena téměř stejná hodnota napětí na mezi pevnosti jako v případě oceli 42CrMoS4, ale tažnost zde byla naměřena o 6% vyšší. Tyto vyšší hodnoty pevnosti byly způsobeny jemnější strukturou tvořenou při nižších teplotách izotermické výdrže. Vyšší hodnoty tažnosti u tohoto materiálu způsobovala nižší přítomnost karbidů ve struktuře a dále přítomnost zbytkového austenitu.



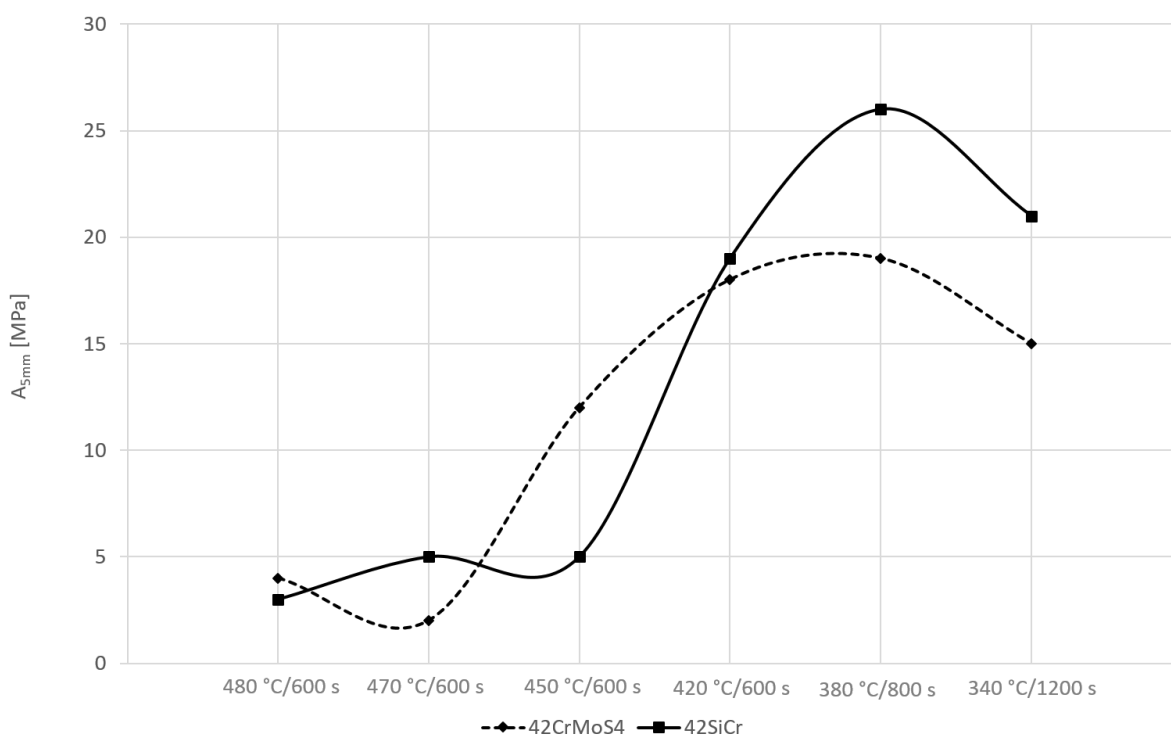
obr. 45 Napětí na mezi pevnosti v závislosti na režimu tepelného zpracování

Na obr. 45 lze pozorovat změnu meze pevnosti experimentálních ocelí 42CrMoS4 a 42SiCr v závislosti na použitém režimu izotermického zpracování. Z uvedeného grafu bylo možno odvodit několik informací. Mez pevnosti oceli 42CrMoS4 vzrůstala se snižující se teplotou izotermického zpracování. To bylo způsobeno pravděpodobně tím, že čím nižší teplota izotermického zpracování, tím jemnější struktura byla vytvořena. V případě oceli 42SiCr toto napětí nejprve klesalo z hodnot vyšších než 2000 MPa a poté opět rostlo až k hodnotě 1607 MPa. Vysoké hodnoty při vyšších teplotách zpracování byly pravděpodobně způsobeny nízkým podílem bainitu a vysokým podílem martenzitu. Tento vysoký podíl martenzitu měl vliv na vysokou hodnotu pevnosti v tahu, ale výrazně snižoval hodnoty tažnosti. Následný opětovný nárůst hodnot při nižších teplotách byl způsoben stejně jako v předchozím případě celkovým zjemněním struktury a zároveň zvýšením podílu bainitu vůči M-A složce.



obr. 46 Napětí na mezi kluzu v tahu v závislosti na režimu tepelného zpracování

Vývoj hodnot napětí na mezi kluzu byl velmi podobný jako u hodnot napětí na mezi pevnosti (obr. 46).



obr. 47 Tažnost v závislosti na režimu tepelného zpracování

Na obr. 47 lze pozorovat křivky závislosti tažnosti na použitém procesu. V případě oceli 42CrMoS4 hodnoty tažnosti postupně rostly až k nejvyšší hodnotě 19%, které bylo dosaženo při teplotě zpracování 380°C. Při stejném procesu zpracování bylo dosaženo i nejvyšší hodnoty a tažnosti druhého experimentálního materiálu a to hodnoty 26%. I pro ocel 42SiCr hodnoty tažnosti se snižující se teplotou zpracování rostly a maxima bylo dosaženo při režimu

izotermického zpracování IZ 380°C/800s. Při nejnižší teplotě izotermického zpracování hodnoty tažnosti obou materiálů mírně klesly.

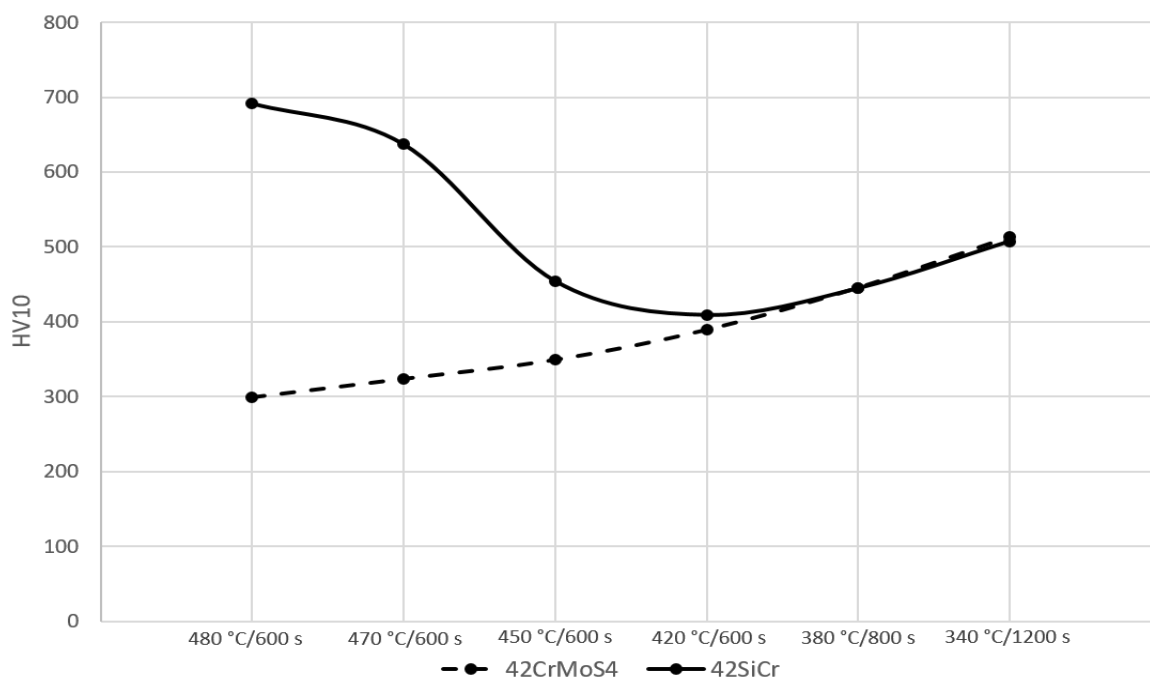
### 8.2.2 Tvrdość dle Vickerse

Měření tvrdosti bylo prováděno metodou Vickers se zatížením 10 kp (kilopond) a byla měřena na zalitých vzorcích použitých pro metalografii.

Proces	HV10	
	42CrMoS4	42SiCr
480 °C/600 s	299 ± 7	691 ± 8
470 °C/600 s	324 ± 9	637 ± 11
450 °C/600 s	349 ± 9	455 ± 7
420 °C/600 s	389 ± 8	409 ± 8
380 °C/800 s	445 ± 10	445 ± 9
340 °C/1200 s	513 ± 7	508 ± 10

tab. 6 Výsledky měření tvrdosti pro oba experimentální materiály

Z provedených měření vyplynulo, že tvrdost v případě oceli 42CrMoS4 rostla se snižující se teplotou zpracování až na hodnotu 513 HV10. Odlišný průběh závislosti tvrdosti na teplotě izotermického zpracování byl zjištěn u oceli 42SiCr (tab. 5). Hodnoty tvrdosti při nejvyšších teplotách zpracování byly vysoké a pohybovali se v hodnotách nad 600 HV10. Se snižující se teplotou zpracování tyto hodnoty klesaly a následně opět rostly. Nejnižší tvrdost byla naměřena po izotermickém zpracování při teplotě 420°C s výdrží 600s. Tato tvrdost dosahovala hodnoty 409 HV10 Od tohoto režimu izotermického zpracování tvrdost opět rostla se snižující se teplotou zpracování až na hodnotu 508 HV10.

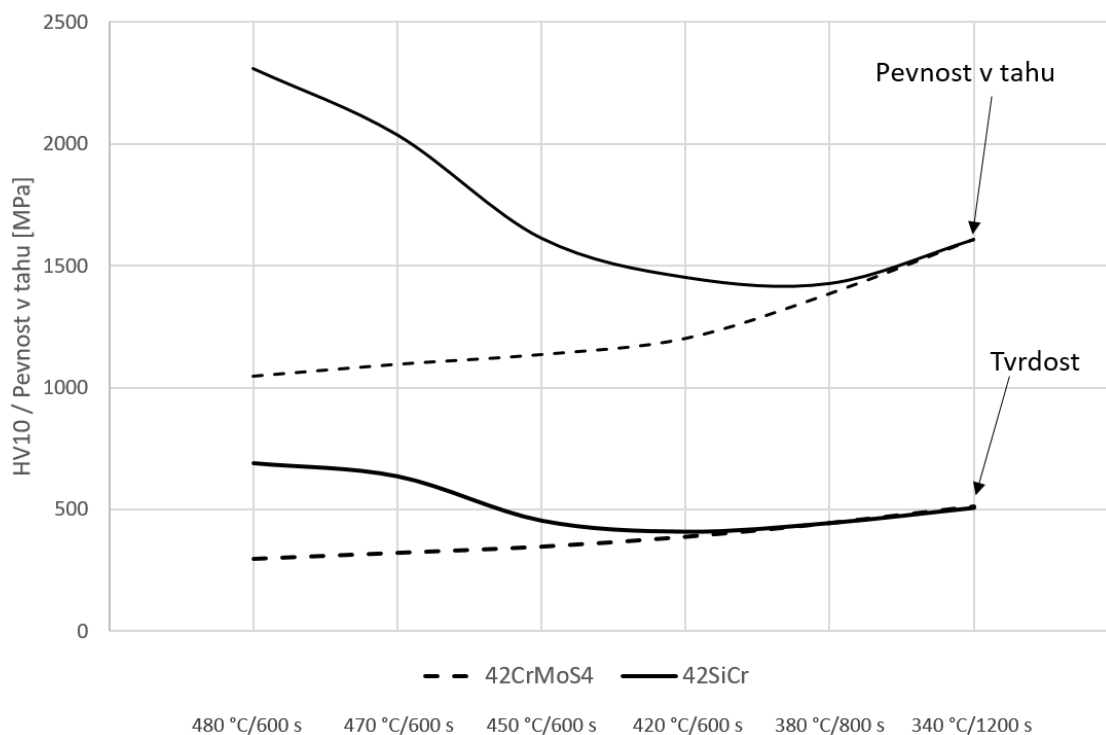


obr. 48 Tvrdość v závislosti na režimu tepelného zpracování



Na obr. 48 lze pozorovat průběh tvrdosti v závislosti na režimu tepelného zpracování. Lze říci, že tvrdost materiálu 42CrMoS4 rostla z nejnižší hodnoty až po nejvyšší se snižující se teplotou tepelného zpracování. Toto zvyšování tvrdosti bylo zřejmě způsobeno jemnější strukturou, která byla tvořena s nižší teplotou zpracování. Naproti tomu u oceli 42SiCr byly hodnoty tvrdosti při nejvyšších teplotách izotermického zpracování vysoké a následně klesaly. Tato skutečnost byla pravděpodobně způsobena velkým podílem martenzitu ve struktuře. Následně s ubývajícím podílem martenzitu ve struktuře a zvyšujícím se podílem bainitu hodnoty tvrdosti klesaly. Dále s nižší teplotou izotermického zpracování a jemnější strukturou, která byla tvořena, rostla i výsledná tvrdost oceli.

Z výsledků mechanických zkoušek lze říci, že trend vývoje tvrdosti a pevnosti v tahu se pro daný materiál velmi podobal (obr. 49). Na základě naměřených výsledků lze říci, že ocel 42SiCr po izotermickém zpracování dosahovala lepších mechanických vlastností než ocel 42CrMoS4. Legování materiálu křemíkem, dopomohlo dosáhnout stejných hodnot pevnosti a tvrdosti při zachování vyšší tažnosti, nebo materiál 42SiCr dosahoval velmi vysokých hodnot pevnosti při velmi podobných hodnotách tažnosti.



obr. 49 Pevnost v tahu v porovnání s tvrdostí materiálů

## 9 Diskuse výsledků

Z hlediska vývoje mikrostruktury lze říci, že byl při různých teplotách pro ocel 42CrMoS4 velmi obdobný. Ve všech případech došlo k úplnému vyčerpání austenitické fáze. Mikrostruktura oceli byla tvořena jehlicemi bainitického feritu s precipitáty karbidů. Se snižující se teplotou transformace se vytvářela struktura jemnější a současně i karbidy dosahovaly menších velikostí než při teplotách vyšších. V případě oceli 42SiCr byl průběh bainitické transformace odlišný. Struktura vytvořená po tepelném zpracování tohoto materiálu byla tvořena bezkarbidickými jehlicemi bainitického feritu a martenzitu v případě zpracování při teplotách 480 a 470 °C s výdrží 600s. V případě zpracování při ostatních teplotách použitých v experimentu byla struktura tvořena opět jehlicemi bainitického feritu a pravděpodobně M-A složkou. Dále se ve struktuře vyskytoval zbytkový austenit, který byl měřen rentgenovou

difrakcí. U tohoto materiálu byl podíl bainitu ve struktuře vždy odlišný. Lze říci, že podíl bainitu ve struktuře oceli 42SiCr rostl se snižující se teplotou izotermické výdrže v oblastech bainitické transformace od 28% při procesu 480°C/600s až do 84% při procesu 340°C/1200s. Bainitické transformaci v případě oceli 42SiCr nebylo z důvodu jejího nestandardního průběhu umožněno, aby proběhla až do konce a veškerý austenit transformoval, jako v případě oceli 42CrMoS4. To bylo pravděpodobně dáno přítomností křemíku, který jakožto prvek nerozpustný v cementitu zpomaluje, nebo úplně zamezuje tvorbě karbidů v oceli. Na základě této vlastnosti potom uhlík difundující z přesycených jehlic bainitického feritu difundoval do austenitu a zvyšoval v něm svoji koncentraci. Tato zvýšená koncentrace uhlíku v austenitu měla za následek jeho stabilizaci. Stabilizovaný austenit dále netransformoval a zůstal zachován ve struktuře i po konci tepelného zpracování oceli. Množství zbytkového austenitu zachovaného ve struktuře bylo zjišťováno pomocí rentgenové difrakce. Jeho hodnoty se na měřených vzorcích se pohybovalo mezi 9% a 21%.

V případě obou experimentálních ocelí byly měřeny mechanické vlastnosti po izotermickém zpracování. Byla provedena statická zkouška tahem a měření tvrdosti dle Vickerse. Trendy vývoje tvrdostí a pevností v tahu v závislosti na režimu tepelného zpracování byly pro daný materiál velmi podobné. Tvrdost i napětí na mezi pevnosti oceli 42CrMoS4 rostlo se snižující se teplotou zpracování. Tento nárůst hodnot byl způsoben zjemněním struktury, která byla tvořena při nižších teplotách izotermického zpracování. Oproti tomu u oceli 42SiCr bylo nejvyšších hodnot dosaženo při teplotě zpracování 480°C s výdrží 600s. To bylo pravděpodobně způsobeno velkým množstvím martenzitu ve struktuře. Následně hodnoty tvrdosti i napětí na mezi pevnosti klesaly k hodnotám vytvořeným při zpracování na teplotě 420°C s výdrží 600s. Následně se hodnoty tvrdosti i pevnosti zvyšovaly s rostoucí teplotou zpracování. To bylo způsobeno zvyšujícím se podílem bainitu a jeho vyšší jemností. Při teplotě izotermického zpracování 380°C s výdrží 800 s a 340°C s výdrží 1200 s bylo dosaženo jak u pevnosti, tak u tvrdosti velmi podobných hodnot u obou zkoumaných materiálů. Naproti tomu ale ocel 42SiCr při těchto hodnotách pevnosti a tvrdosti dosahovala vyšších hodnot tažnosti. Za zvýšení tažnosti u oceli 42SiCr může pravděpodobně minimální, nebo dokonce nulový výskyt karbidů v jehlicích bainitického feritu. Dále tuto vlastnost ovlivňuje výskyt M-A složky a zbytkového austenitu ve struktuře. Tažnosti materiálu 42SiCr prudce vzrostla se zvýšením podílu zbytkového austenitu ve struktuře. V případě izotermického zpracování při teplotách 420°C a 380°C byl podíl zbytkového austenitu okolo 20% a tažnost při těchto režimech vzrostla na hodnoty  $A_{5mm}$  19% respektive  $A_{5mm}$  26%. Tažnost  $A_{5mm}$  21% naměřená po režimu izotermického zpracování IZ 340°C/1200s byla taktéž způsobena přítomností zbytkového austenitu, ale zároveň bylo při tomto zpracování dosaženo nejjemnější mikrostruktury.

## 10 Závěr

V experimentální části bakalářské práce byl zkoumán vliv izotermického zpracování v oblasti bainitické transformace na vývoj mikrostruktury a mechanických vlastností ocelí. V experimentu byly použity dvě oceli, které měly velmi podobné chemické složení a lišily se především v obsahu křemíku. Ocel 42CrMoS4 obsahovala 0,4% křemíku a ocel 42SiCr obsahovala okolo 2% křemíku. Experimentální oceli byly tepelně zpracovány pomocí termo-mechanického simulátoru s použitím šesti režimů izotermického tepelného zpracování v oblastech bainitické transformace. Následně byl na těchto materiálech proveden rozbor mikrostruktury a mechanických vlastností.

Z předložených výsledků bakalářské práce je zřejmé, že křemík může mít velmi významný vliv na vývoj mikrostruktury, se kterou jsou spjaty i výsledné mechanické vlastnosti materiálu. V případě oceli 42CrMoS4 byla mikrostruktura tvořena jehlicemi bainitického feritu s precipitáty karbidů. Pevnosti v tahu a tvrdost dle Vickerse v případě tohoto materiálu rostly se snižující se teplotou zpracování.

U materiálu 42SiCr s vyšším legováním křemíkem byla mikrostruktura tvořena při teplotách zpracování 480°C a 470°C jehlicemi bainitického feritu a martenzitu. Při nižších teplotách zpracování byla struktura tohoto materiálu tvořena opět jehlicemi bainitického feritu, M-A složkou a zbytkovým austenitem. Podíl bainitu ve struktuře rostl se snižující se teplotou zpracování. Pevnost v tahu a tvrdost dle Vickerse při teplotách zpracování 380°C a 340°C se velmi podobala hodnotám druhého experimentálního materiálu, ale materiál 42SiCr dosahoval mnohem vyšších hodnot tažnosti při stejné pevnosti. V případě zpracování tato ocel dosahovala velmi vysokých hodnot pevnosti v tahu a tvrdosti a přitom hodnoty tažnosti byly velmi podobné hodnotám u materiálu 42CrMoS4

Z výsledků této práce je patrné, že je možné dosáhnout lepších mechanických vlastností materiálu na základě použití křemíku jako legujícího prvku. I 2% křemíku jako legujícího prvku mají schopnost zpomalit, nebo úplně zastavit precipitaci karbidů v materiálu, a tím stabilizovat austenit i po tepelném zpracování. Tento stabilizovaný austenit může následně za studena vstřebat část energie nárazu tím, že transformuje na martenzit. Z výsledků této práce je patrné, že chemické složení oceli výrazně ovlivňuje její chování během izotermického žíhání na bainit. Díky tomu existují i jiné průběhy fázových transformací, které by mohly být použité pro výrobu součástí.

## Citovaná literatura

1. **Tamarelli, Carrie M.** Autosteel | Resources On Steel's Role In Automotive Design & Engineering. *Autosteel*. [Online] 2011. [Citace: 14. Listopad 2016.] <http://www.autosteel.org/~media/Files/Autosteel/Research/AHSS/AHSS%20101%20-%20The%20Evolving%20Use%20of%20Advanced%20High-Strength%20Steels%20for%20Automotive%20Applications%20-%20r.pdf>.
2. **Keller, Stuart a Kimchi, Menachem.** WorldAutoSteel — Strong. Safe. Sustainable. *WorldAutoSteel*. [Online] Květen 2014. [Citace: 14. Listopad 2016.] [http://309fbf2c62e8221fbaf0-b80c17cbaf20104b072d586b316c6210.r88.cf1.rackcdn.com/AHSS\\_Guidelines\\_V5.0\\_20140514.pdf](http://309fbf2c62e8221fbaf0-b80c17cbaf20104b072d586b316c6210.r88.cf1.rackcdn.com/AHSS_Guidelines_V5.0_20140514.pdf).
3. **Mazancová, Eva.** *Technické materiály I*. Ostrava : VŠB – Technická univerzita Ostrava, 2012. ISBN 978-80-248-2577-9.
4. **Ding, H., a další.** Microstructures and Mechanical Properties of Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP Steels. *Journal of Iron and Steel Research*. November, 2006, Sv. 6, 13.
5. **Grässel, O., a další.** High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development — properties — application. *International Journal of Plasticity*. 2000, Sv. 10-11, 16.
6. **Chufang, W., a další.** Effect of microstructural refinement on the toughness of low. *Scripta Materialia*. March, 2008, Sv. 6, 58.
7. **Sudo, M., Hashimoto, S. a Kambe, S.** Niobium Bearing Ferrite-Bainite High Strength Hot-rolled Sheet Steel with Improved Formability. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*. 1983, 23.
8. **Bardelcik, A., a další.** Effect of cooling rate on the high strain rate properties of boron steel. *International Journal of Impact Engineering*. June, 2010, Sv. 6, 37.
9. **Edmonds, D., a další.** Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*. November, 2006, 438-440.
10. **Wang, C., a další.** Characterization of microstructure obtained by quenching and partitioning process in low alloy martensitic steel. *Materials Science and Engineering: A*. June, 2010, Sv. 15, 527.
11. *PROPERTIES OF HIGH MANGANESE Fe-Mn-Al-C ALLOYS*. **Mazancová, E., Jonšta, Z. a Mazanec, K.** Istanbul : International Research/Expert Conference, 2008.
12. **Hilditch, T., Toman, S. a Fabijanic, D.** POST-FORMING HEAT TREATMENT OF DUAL PHASE STEEL COMPONENTS FOR AUTOMOTIVE APPLICATIONS USING A FLUID BED FURNACE. *MATERIALS FORUM*. 2007, 27.
13. **Bhadeshia, H. a Christian, J.** Bainite in Steels. *METALLURGICAL TRANSACTIONS A*. April, 1990, 21.
14. **Pluhař, J., a další.** *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu*. Praha : Nakladatelství technické literatury, 1987.
15. *Impact of quenching temperature and isothermal holding time during austempering on bainite content in high silicon steel*. **Kotěšovec, Vratislav**. Pilsen : 4. International conference recent trends in structural materials, 2016.

16. **Caballero, F. a Bhadeshia, H.** Very strong bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. June, 2004, Sv. 3-4, 8.

17. **Vander Voort, G. F.** *ASM Handbook : Metallurgy and Microstructures*. místo neznámé : ASM International, 2004.

## Seznam obrázků:

obr. 1	Procentuální složení konstrukce automobilu v letech 1975 a 2007 [1] .....	12
obr. 2	Rozložení materiálů v automobilu s využitím AHSS ocelí [1].....	13
obr. 3	Rozstřel karoserie automobilu s barevným označením použitých typů ocelí [2] .....	13
obr. 4	Závislost prodloužení ocelí v závislosti na mezi kluzu [2].....	14
obr. 5	Schématické zobrazení mikrostruktury dvoufázové oceli [2] .....	17
obr. 6	Ochlazovací křivky pro výrobu Dvoufázové oceli [2] .....	17
obr. 7	Mikrostruktura dvoufázové oceli .....	18
obr. 8	Schematické zobrazení mikrostruktury TRIP oceli [1] .....	18
obr. 9	Schéma tepelného zpracování oceli TRIP .....	19
obr. 10	Mikrostruktura TRIP oceli [3] .....	19
obr. 11	Mikrostruktura oceli s komplexními fázemi [2] .....	20
obr. 12	Ochlazovací křivka pro výrobu martenzitické oceli [2] .....	21
obr. 13	Mikrostruktura martenzitické oceli [2] .....	21
obr. 14	Mikrostruktura TWIP oceli po žíhání [2] .....	22
obr. 15	Mikrostruktura TWIP oceli s dvojčaty [3].....	23
obr. 16	Stavy za tepla tvářené oceli [1] .....	23
obr. 17	Postup tepelného zpracování Q&P oceli [9].....	24
obr. 18	Mikrostruktura oceli po Q&P procesu [9] .....	25
obr. 19	Posun mechanických vlastností materiálu tepelně zpracovaného po tvářeni [2].....	26
obr. 20	Schéma nukleace bainitu – nízký obsah křemíku [15] .....	27
obr. 21	Mikrostruktura horního bainitu (vlevo) a dolního bainitu (vpravo) [3].....	28
obr. 22	Diagram izotermického rozpadu austenitu [3].....	28
obr. 23	Vliv legujících prvků na ochlazovací křivky [3] .....	29
obr. 24	Mikrostruktura bainitické oceli legované křemíkem [16] .....	30
obr. 25	Schéma nukleace bainitu – vysoký obsah křemíku [15].....	30
obr. 26	Porovnání transformace austenitu na bainit [15] .....	31
obr. 27	Výchozí mikrostruktura oceli 42CrMoS4.....	33
obr. 28	Výchozí mikrostruktura oceli 42SiCr .....	33
obr. 29	Závitová tyč pro termo-mechanický simulátor .....	34
obr. 30	TTA diagram oceli 42SiCr.....	34
obr. 31	TTA diagram oceli 42CrMoS4 .....	35
obr. 32	TTT diagram oceli 42SiCr .....	36
obr. 33	TTT diagram oceli 42CrMoS4.....	36

obr. 34 Schéma tepelného zpracování experimentálních materiálů .....	37
obr. 35 Vzorek pro metalografii .....	38
obr. 36 Výkres vzorku pro statickou tahovou zkoušku .....	38
obr. 37 Mikrostruktury ocelí 42CrMoS4 (vlevo) a 42SiCr (vpravo) zpracovaných dle procesu 480/600 – SEM.....	39
obr. 38 Mikrostruktury ocelí 42CrMoS4 (vlevo) a 42SiCr (vpravo) zpracovaných dle procesu 470/600 – SEM.....	39
obr. 39 Mikrostruktury ocelí 42CrMoS4 (vlevo) a 42SiCr (vpravo) zpracovaných dle procesu 450/600 – SEM.....	40
obr. 40 Mikrostruktury ocelí 42CrMoS4 (vlevo) a 42SiCr (vpravo) zpracovaných dle procesu 420/600 – SEM.....	41
obr. 41 Mikrostruktury ocelí 42CrMoS4 (vlevo) a 42SiCr (vpravo) zpracovaných dle procesu 380/800 – SEM.....	41
obr. 42 Mikrostruktury ocelí 42CrMoS4 (vlevo) a 42SiCr (vpravo) zpracovaných dle procesu 380/800 – SEM.....	42
obr. 43 Mikrostruktury ocelí 42CrMoS4 (vlevo) a 42SiCr (vpravo) zpracovaných dle procesu 340/1200 – SEM.....	42
obr. 44 Difraktogramy vzorků oceli 42SiCr.....	44
obr. 45 Napětí na mezi pevnosti v závislosti na režimu tepelného zpracování.....	46
obr. 46 Napětí na mezi kluzu v tahu v závislosti na režimu tepelného zpracování .....	47
obr. 47 Tažnost v závislosti na režimu tepelného zpracování .....	47
obr. 48 Tvrdost v závislosti na režimu tepelného zpracování .....	48
obr. 49 Pevnost v tahu v porovnání s tvrdostí materiálů .....	49

### **Seznam tabulek:**

tab. 1 Chemické složení experimentálních materiálů.....	32
tab. 2 Podíl bainitické fáze ve struktuře oceli 42SiCr .....	43
tab. 3 Podíl zbytkového austenitu ve struktuře oceli 42SiCr .....	43
tab. 4 Výsledky statické tahové zkoušky pro oceli 42CrMoS4.....	45
tab. 5 Výsledky statické tahové zkoušky pro oceli 42SiCr .....	45
tab. 6 Výsledky měření tvrdosti pro oba experimentální materiály .....	48