



ZÁPADOČESKÁ
UNIVERZITA
V PLZNI



ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: P2301 Strojní inženýrství

Studijní obor: 3911V016 Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie

DISERTAČNÍ PRÁCE

Vývoj nových materiálových konceptů pro automobilový průmysl

Autor: **Mgr. Dagmar Bublíková**

Školitel: **prof. Dr. Ing. Bohuslav Mašek Ph.D.**

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

Akademický rok 2020/2021

PROHLÁŠENÍ O AUTORSTVÍ

Předkládám tímto k posouzení disertační práci zpracovanou na téma:
Vývoj nových materiálových konceptů pro automobilový průmysl

Prohlašuji, že jsem předloženou práci vypracoval samostatně, dle Studijního a zkušebního řádu Západočeské univerzity v Plzni, pod odborným dohledem školitele a s použitím odborné literatury a pramenů uvedených v seznamu, který je součástí této práce.

V Plzni dne:.....

.....

Podpis autora

PODĚKOVÁNÍ

Touto cestou bych ráda poděkovala vedoucímu disertační práce prof. Dr. Ing. Bohuslavu Maškovi Ph.D. a konzultantce Dr. Ing. Haně Jirkové Ph.D. za cenné rady, které mi poskytli během realizace této práce. Mé poděkování patří také všem kolegům z laboratoře experimentálního tváření a metalografické laboratoře. Dále bych ráda poděkovala pracovníkům katedry materiálu a strojírenské metalurgie, zaměstnancům výzkumného centra Nové technologie, Západočeské univerzity v Plzni, doc. RNDr. Márii Behúlové, CSc. z MTF Trnava, pracovníkům ÚJV Řež, a všem dalším, kteří se přímo či nepřímo podíleli na vzniku této práce.

ANOTACE

Moderní vysokopevné nízkolegované oceli představují v současné době důležitou složku pro automobilový průmysl. Zejména v automobilovém průmyslu je při výrobě stavebních a bezpečnostních komponentů tvářením kladen důraz na kombinaci vysoké pevnosti a tažnosti a snižování hmotnosti jednotlivých komponentů. Důležitým faktorem je také snížení výrobních a provozních nákladů.

Teoretická část práce vycházela z lineární rešerše, která byla zaměřena na problematiku vysokopevných nízkolegovaných ocelí a jejich tepelným zpracováním. V první kapitole je popsáno rozdělení nízkolegovaných ocelí, jejich mechanické vlastnosti a způsoby průmyslového využití. V následující kapitole jsou stručně popsány způsoby tvářením vysokopevných ocelí. Jelikož je experiment zaměřený na tepelné zpracování vysokopevných ocelí pomocí Q-P procesu (Quenching and Partitioning Process), je zde podrobněji popsána technologie Q-P procesu, fázové přeměny během Q-P procesu, vliv parametrů tepelného zpracování a legujících prvků na výsledné mechanické vlastnosti a mikrostrukturu vysokopevných ocelí.

V první části výzkumu byly navrženy čtyři experimentální martenzitické oceli se speciálním legováním snižujícím teploty M_s a M_f s 0,4 % C legované především manganem, křemíkem, chromem, molybdenem a niklem. Technologie Q-P procesu byla nejprve vyvíjena v laboratorních podmínkách pomocí materiálově technologického modelování na termomechanickém simulátoru. Na termomechanickém simulátoru je možné na malém množství materiálu napodobit podmínky reálného procesu a přesně řídit teplotní profil. Postupně byly optimalizovány jednotlivé parametry procesu a byl zjištěn jejich vliv na výslednou mikrostrukturu a mechanické vlastnosti.

V další části výzkumu bylo přistoupeno k aplikaci poznatků do reálného procesu. Z experimentální oceli, s nejlepšími vlastnostmi po modelovém zpracování, byl vykován reálný zápusťkový výkovek. Tento výkovek byl tepelně zpracován a byl použit jako model pro získání dat pro tvorbu materiálově-technologického modelu. Tento model byl následně odzkoušen na termomechanickém simulátoru a byly porovnány mechanické vlastnosti modelu a reálného výkovku. S cílem získání lepší stability zbytkového austenitu uvnitř i na povrchu výkovku byla optimalizována teplota zakalení. Stabilita zbytkového austenitu byla hodnocena při různých teplotních expozicích a při deformaci zastudena.

Výsledná struktura po Q-P procesu byla tvořena martenzitickou maticí s určitým podílem bainitu a zbytkového austenitu. Postupnou optimalizací parametrů tepelného zpracování bylo na experimentální oceli s navýšeným obsahem niklu dosaženo vysoké meze pevnosti 2308 MPa při tažnosti 10 % a 12 % zbytkového austenitu. Na základě poznatků z materiálově technologického modelování byly z experimentální oceli s nejlepšími mechanickými vlastnostmi vykovány zápusťkové výkovky, které byly zpracovány Q-P procesem. Ze získaných dat byly vytvořeny modely tepelného zpracování, které se lišily v průběhu ochlazování. Bylo zjištěno, že rychlost ochlazování má výrazný vliv na množství, a především stabilitu zbytkového austenitu v martenzitické matici. Při nejvyšší rychlosti ochlazování, která odpovídala ochlazování na povrchu výkovku v horké vodě, zbytkový austenit netransformoval na martenzit a jeho značná část zůstala díky vhodnému legování stabilní v martenzitické matici. Při této rychlosti bylo dosaženo vysoké meze pevnosti kolem 2100 MPa při tažnosti 15 % a 17 % podílu zbytkového austenitu.

Po optimalizaci teploty zakalení u modelu, který odpovídal ochlazování vnitřku výkovku, byla opět získána martenzitická struktura s určitým podílem bainitu a zbytkového austenitu. Snížení teploty zakalení mělo příznivý vliv na stabilitu zbytkového austenitu,

který se nacházel více po hranicích martenzitických jehlic a tím přispíval ke zvýšení tažnosti, která se u tohoto modelu zvýšila z 8 na 15 %.

Teplotní stabilita zbytkového austenitu byla odzkoušena v rozmezí teplot -196-400 °C. Zbytkový austenit zůstal u obou režimů zachován ve větším množství i po vystavení teplotním expozicím. Ke změně směsné martenzitické struktury došlo až od 300 °C, kdy vlivem popuštění transformoval martenzit na směs feritu a cementitu (sorbit), a došlo k poklesu tvrdosti až na 560 HV10. V případě tlakové deformace měla zvyšující se rychlost deformace vliv na přeměnu zbytkového austenitu na martenzit. Při nejvyšší deformační rychlosti 1 s⁻¹ pokleslo vlivem transformace množství zbytkového austenitu u obou režimů na 11 a 7 %. Vlivem vyššího množství martenzitu a deformačního zpevnění došlo k navýšení tvrdosti až na 670 HV10.

Klíčová slova: Q-P proces, termomechanický simulátor, materiálově-technologické modelování, zbytkový austenit, zápuskový výkovek

ANNOTATION

Advanced high-strength low-alloy steels (HSLA) are currently known as important materials for the automotive industry. Especially in the automotive industry, the combination of high strength and ductility and moreover a decrease of weight of individual components is emphasized in the production of building and safety components by forming. A decrease of production and operating costs is also an important factor.

The theoretical part of the work is based on a linear search, which was focused on the HSLA steels and their heat treatment. The first chapter describes the types of low-alloy steels, their mechanical properties and methods of the industrial usage. The following chapter briefly describes the methods for forming of high-strength steels. The experimental part is focused on heat treatment of high-strength steels using Q-P process (Quenching and Partitioning Process), thereby the Q-P process technology, phase transformations during Q-P process, an influence of heat treatment parameters and alloying elements on resulting mechanical properties and microstructure of high-strength steels are described more in detail.

Four experimental martensitic steels with special alloying decreasing the temperature M_s and M_f with 0.4 % C alloyed mainly with manganese, silicon, chromium, molybdenum and nickel were designed in the first part of the research. The technology of the Q-P process was firstly optimized in the laboratory conditions using material-technological modeling on the thermomechanical simulator. There is possible to simulate the real process conditions on small material volume and precisely control the temperature in the thermomechanical simulator. The individual process parameters were optimized and an influence on the final microstructure and mechanical properties was determined.

In the following research part, the current knowledge was used in the real process. A real die forging was manufactured from the experimental steel with the best properties after modelling. This die forging was heat treated and used as a model to obtain data for the material-technological model. This model was tested on the thermomechanical simulator and the mechanical properties of the model and the real forging were compared. To obtain a higher stability of the retained austenite inside the bulk material and in the surface layer, the quenching temperature was optimized. The stability of retained austenite was evaluated at different temperature and cold deformation.

The final structure after the Q-P process was formed by a martensitic matrix with a certain proportion of bainite and retained austenite. The optimization of heat treatment parameters led to a high strength limit of 2308 MPa at the elongation of 10 % and 12 % retained austenite on experimental steel with the increased nickel content. Based on

knowledge from the material-technological modeling, die forgings were manufactured from the experimental steel with the best mechanical properties after the Q-P process. The heat treatment models, which differ in the cooling process, were designed from the obtained data. It has been found that the cooling rate has a significant effect on the amount, and in particular the stability of the retained austenite in the martensitic matrix. At the highest cooling rate, which corresponds to the cooling on the forging surface in hot water, the retained austenite did not transform into the martensite and a large volume remained stable in the martensitic matrix based on the suitable alloying. At this rate, a high yield strength of about 2100 MPa was achieved at an elongation of 15 % and 17 % of retained austenite.

After optimizing the cooling temperature in the model, which corresponded to the cooling inside the die forging, a martensitic structure with a certain amount of bainite and retained austenite was obtained. A decrease of the quenching temperature had a favorable effect on the retained austenite stability. The austenitic phase was located more along the boundaries of the martensitic needles and it contributes to the increase of ductility from 8 to 15 % in this model.

The temperature stability of the retained austenite was tested in the temperature range of -196 to 400 ° C. The retained austenite in both regimes was remained in the larger amount even after temperature exposures. The change of the mixed martensitic structure occurred above temperature 300°C. Martensite transformed into a mixture of ferrite and cementite (sorbite) during tempering, the hardness then decreased to the 560 HV10. The increasing deformation rate had an effect on the retained austenite transformation into the martensite during the compressive deformation. At the highest deformation rate of 1 s⁻¹, the amount of retained austenite decreased to 11 and 7 % after transformation process in both models. By the influence of the higher amount of martensite and strain hardening, the hardness increased to the 670 HV10.

Keywords: Q-P process, thermomechanical simulator, material-technological modeling, retained austenite, closed-die forgings

Obsah

1	Úvod	8
2	Rozdělení nízkolegovaných ocelí	9
2.1	Nízkopevné oceli LS	10
2.1.1	Oceli bez intersticií (Interstitial – Free Steels)	10
2.1.2	Běžná uhlíková ocel (Mild Steel).....	10
2.2	Konvenční vysokopevné oceli.....	10
2.2.1	BH oceli (Bake Hardening Steels)	10
2.2.2	Vysokopevné oceli bez intersticií (Interstitial – Free Steels)	10
2.2.3	Vysokopevné mikrolegované oceli (High-Strength Low-Alloy).....	10
2.3	Moderní vysokopevné oceli AHSS	11
2.3.1	DP oceli (Dual Phase)	11
2.3.2	TRIP oceli (Transformation-Induced Plasticity).....	12
2.3.3	MS oceli (Martensitic steel)	12
2.3.4	CP oceli (Complex Phase).....	13
2.4	Oceli s vysokým podílem manganu	13
2.4.1	TWIP oceli (Twinning Induced Plasticity)	13
2.4.2	Hadfieldova ocel.....	13
3	Tváření vysokopevných ocelí	14
3.1	Kování	16
3.1.1	Volné kování	17
3.1.2	Zápustkové kování	18
4	Moderní tepelné zpracování vysokopevných ocelí	20
4.1	Termomechanický simulátor.....	20
4.2	Zpracování Q-P procesem	21
4.3	Vliv legujících prvků na mechanické vlastnosti a mikrostrukturu AHSS ocelí...21	
4.4	Fázové přeměny a děje během Q-P procesu	23
4.4.1	Austenitizace	23
4.4.2	Martenzitická přeměna	23
4.4.3	Termodynamika a kinetika přerozdělení uhlíku.....	25
4.4.4	Nežádoucí reakce během Q-P procesu	26
5	Motivace a cíle práce	28
6	Experimentální část	28
6.1	Použitý software, přístroje a metody.....	29
6.2	Volba materiálu	30
6.2.1	Stanovení transformačních teplot u experimentálních ocelí	31
6.3	Návrh Q-P procesu s pomocí modelování.....	34
6.3.1	Optimalizace rychlosti ochlazování	34
6.3.2	Optimalizace teploty přerozdělení.....	42
6.4	Experimentální zpracování zápustkových výkovků.....	47
6.4.1	Získání dat pro tvorbu materiálově-technologického modelu.....	48
	49
	49
6.4.2	Odkoušení materiálově technologického modelu na TMZ simulátoru	49
6.4.3	Stabilita zbytkového austenitu.....	54
6.4.4	Optimalizace teploty ochlazování uvnitř výkovku.....	59
7	Diskuze výsledků	61
8	Závěr	61
9	Seznam použité literatury	64

10	Seznam obrázků a tabulek.....	67
11	Seznam publikací.....	71

SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ

LS	nízkopevné oceli
IF	oceli bez interstecií (interstitial free)
HSS	konvenční vysokopevné oceli
BH	oceli zpevněné speciálním výrobním procesem (bake hardenig)
HSLA	vysokopevné nízkolegované oceli (high strenght low alloy steels)
AHSS	moderní vysokopevné oceli (advanced high strenght steels)
DP	dvoufázové oceli (dual phase)
TRIP	vícefázové oceli (transformation-induced plasticity)
MS	martenzitické oceli (martensitic steels)
CP	komplexní fázové oceli (complex phase)
HMS	oceli s vysokým podílem manganu (high manganese steels)
TWIP	oceli s principem tvorby dvojčat (twinning induced plasticity)
ARA	diagram anizotermického rozpadu austenitu
A _{c1}	teplota počátku tvorby austenitu [°C]
A _{c3}	teplota konce tvorby austenitu [°C]
M _s	teplota počátku tvorby martenzitu [°C]
M _f	teplota konce tvorby martenzitu [°C]
B _s	teplota počátku tvorby bainitu [°C]
B _f	teplota konce tvorby bainitu [°C]
CPE	omezená pararovnováha (constrained paraequilibrium)
CCE	omezená rovnováha uhlíku (contrained carbon equilibrium)
T _A	teplota austenitizace [°C]
t _A	doba austenitizace [s]
PT	teplota přerozdělení (partitioning temperature) [°C]
t _{PT}	doba přerozdělení [s]
QT	teplota kalení (cooling temperature) [°C]
Q-P	proces kalení s přerozdělením (quenching and partitioning)
EDX	energieově disperzní rentgenový analyzátor (energy-dispersive X-ray analysis)
EBS	difrakce zpětně odražených elektronů (electron backscatter diffraction)
SEM	řádkovací elektronový mikroskop (scanning electron microscope)
TEM	transmisní elektronový mikroskop (transmission electron microscopy)
A	austenit
B	bainit
F	ferit
P	perlit
M	martenzit
RA	zbytkový austenit (retained austenite)
α	tuhý roztok uhlíku v železe α
γ	tuhý roztok uhlíku v železe γ
bcc	kubická prostorově centrovaná mřížka
fcc	kubická plošně středěná mřížka
A _{5mm}	hodnota tažnosti určená na mini-tahových vzorcích s aktivní částí 5 mm
HV	tvrdost podle Vickerse [-]

R_m	mez pevnosti [MPa]
R_e	mez kluzu [MPa]
T	teplota [°C]
TMZ	termomechanické zpracování

1 ÚVOD

Technický pokrok klade stále větší nároky na mechanické vlastnosti moderních vysokopevných ocelí. Zejména v automobilovém průmyslu je při výrobě stavebních a bezpečnostních komponentů tvářením kladen důraz na kombinaci vysoké pevnosti a tažnosti a snižování hmotnosti jednotlivých komponentů. To souvisí také se snižováním celkových nákladů spojených nejen se samotným výrobním procesem, ale také s provozem výsledného produktu. V současné době je proto věnována značná pozornost vývoji nízkolegovaných vysokopevných ocelí. Při snaze snižovat hmotnost jednotlivých dílů, musí být z konstrukčního hlediska zvyšovány jejich mechanické vlastnosti. Vysoká pevnost bývá často na úkor nízké tažnosti. Vliv na výslednou mikrostrukturu a mechanické vlastnosti má zejména vhodná legovací strategie a způsob tepelného zpracování. V současné době je známých několik nekonvenčních způsobů tepelného zpracování vysokopevných ocelí. Jedná se například o dlouhodobé nízkoteplotní žíhání na bainit, interkritické žíhání na bainit s využitím TRIP efektu a Q-P proces (Quenching and Partitioning Process). Experimentální program této práce je zaměřen na tepelné zpracování pomocí Q-P procesu. Tento proces využívá pozitivního vlivu zbytkového austenitu na mechanické vlastnosti ocelí a umožňuje dosažení kombinace vysoké pevnosti a tažnosti.

V první fázi výzkumu byly navrženy vhodné nízkolegované experimentální oceli, které jsou vhodné pro zpracování Q-P procesem. Jednalo se o čtyři vysokopevné martenzitické oceli typu AHSS (Advanced High Strength Steels) s obsahem uhlíku cca 0,4 %. Transformační teploty těchto ocelí byly stanoveny na základě výpočtů v programu J-MatPro nebo z dilatometrického měření.

Jelikož je Q-P proces komplikovaná technologie kterou nelze vyvíjet v reálných podmínkách, bylo v následujícím kroku provedeno materiálově technologické modelování na termomechanickém simulátoru. Na termomechanickém simulátoru je možné na malém množství materiálu napodobit podmínky reálného procesu a přesně řídit teplotní profil. Postupně byly optimalizovány jednotlivé parametry procesu a byl zjištěn jejich vliv na výslednou mikrostrukturu a mechanické vlastnosti.

V další části výzkumu bylo přistoupeno k aplikaci poznatků do reálného procesu. Z experimentální oceli, s nejlepšími vlastnostmi po modelovém zpracování, byl vykovan reálný zápusťkový výkovek. Tento výkovek byl tepelně zpracován a byl použit jako model pro získání dat pro tvorbu materiálově-technologického modelu. Tento model byl následně odzkoušen na termomechanickém simulátoru a byly porovnány mechanické vlastnosti modelu a reálného výkovku. V modelu pro termomechanický simulátor, který odpovídal ochlazování vnitřku výkovku, byla optimalizována teplota ochlazování za účelem stabilizace zbytkového austenitu v martenzitické matici. Jelikož výkovky z navržené experimentální oceli budou vystaveny odlišným provozním podmínkám, jako je teplota a deformace, byla odzkoušena stabilita zbytkového austenitu při různých teplotních expozicích a při deformaci zastudena.

Vyhodnocení získaných mikrostruktur bylo provedeno pomocí světelné, i řádkovací elektronové mikroskopie. Mechanické vlastnosti byly zjišťovány měřením tvrdosti, mini-tahovou zkouškou, rentgenovou difrakcí, EBSD analýzou.

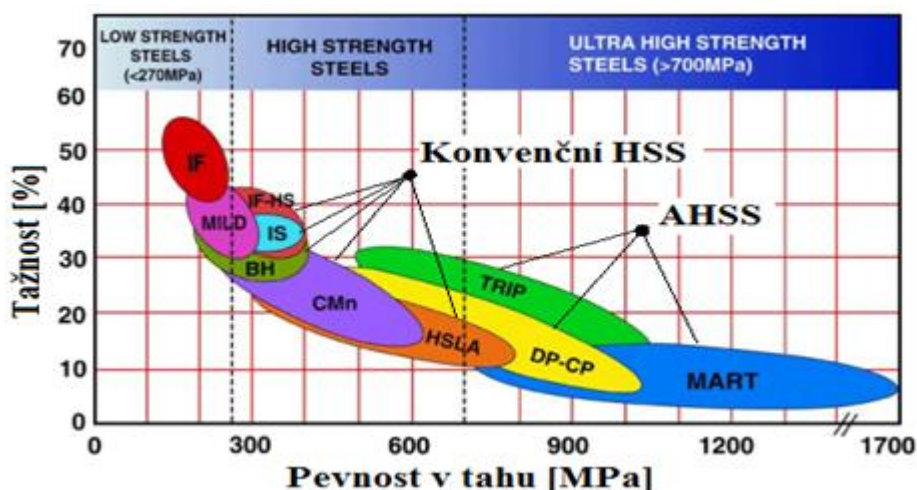
Hlavním cílem práce bylo ověřit možnost využití materiálůvě-technologického modelování pro optimalizaci podmínek zpracování experimentálních vysokopevných ocelí a následně tyto znalosti aplikovat v reálném tepelném zpracování záпустkového výkovku. V případě aplikace nekonvenčního tepelného zpracování (Q-P procesu) v kovárnách, by došlo ke zkrácení výrobních časů, případně i zlepšení mechanických vlastností, a tím i k výraznému ušetření energie, času, a tedy ke snížení výrobních nákladů.

2 ROZDĚLENÍ NÍZKOLEGOVANÝCH OCELÍ

V současné době jsou kladeny vysoké nároky na vývoj nových typů vysokopevných ocelí. Především v automobilovém průmyslu, kde je požadována vysoká pevnost za současného snížení hmotnosti a nákladů, je kladen důraz na vývoj vysokopevných nízkolegovaných ocelí. Nízký obsah legujících prvků spolu s vhodným tepelným zpracováním vede u těchto ocelí ke kombinaci vysoké pevnosti a tažnosti. Aplikace nízkolegovaných ocelí do karosérií automobilů pak vede ke snižování výrobních nákladů snížením množství použitého materiálu při lepších mechanických a bezpečnostních vlastnostech. Nízkolegované oceli můžeme dělit z několika hledisek. Může to být na základě jejich chemického složení, tepelného zpracování, popř. svařitelnosti. Z hlediska automobilového průmyslu se nízkolegované oceli dělí podle několika hledisek (Obr. 1), [1].

Metalurgické hledisko

- Nízkopevné oceli LS (Low Strength Steel): IF oceli (Interstitial Free), mild oceli
- Konvenční vysokopevné oceli HSS (High Strength Steel): např. BH oceli (Bake Hardening Steels), IF-HSS oceli (Interstitial Free High Strength), HSLA oceli (High Strength Low Alloy Steels)
- Moderní vysokopevné AHSS oceli (Advance 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), HADFIELDDOVA OCEL, TRIP



Obr. 1 Rozdělení nízkolegovaných ocelí [1]

Konstrukční hledisko

- Vysokopevné oceli HSS (High Strength Steels) – oceli s mezí kluzu v rozmezí 210–250 MPa, mezí pevnosti v rozmezí 270–770 MPa
- Ultra vysokopevné oceli UHSS (Ultra High Strength Steels) – oceli s mezí kluzu vyšší než 550 MPa a mezí pevnosti přesahující 770 MPa

2.1 Nízkopevné oceli LS

2.1.1 Oceli bez intersticií (Interstitial – Free Steels)

Oceli bez intersticií obsahují jen malé množství uhlíku maximálně 0,01 %, Mn 0,7–1 %, Si 0,2–50 %. Nízký obsah uhlíku má za následek nižší hodnoty meze kluzu, a naopak vyšší hodnoty plasticity. Z tohoto důvodu se používají pro hluboké tažení. Mez kluzu se u těchto ocelí pohybuje v rozsahu 180–260 MPa, tažnost 35–45 % [2], [3].

2.1.2 Běžná uhlíková ocel (Mild Steel)

Běžné uhlíkové oceli, které mají feritickou strukturu. Dříve se používaly při konstrukci automobilů, dnes již nehrají významnou roli. Obsah uhlíku je u těchto ocelí (0,07–0,9 %), mez kluzu maximálně 200 MPa a tažnost 40–50 % [2], [3].

2.2 Konvenční vysokopevné oceli

2.2.1 BH oceli (Bake Hardening Steels)

Jedná se o ocel zpevněnou speciálním výrobním procesem. Obsah uhlíku u této oceli je 0,04–0,1 %, Mn do 0,7 %, Si do 0,5 %. Struktura oceli je tvořena feritem. Před lisováním mají nízkou mez kluzu a vysoké parametry plasticity. U těchto ocelí je velmi důležitá povrchová úprava, mimo jiné lakování. Během vypalování laku dochází ke zvýšení meze kluzu o 30–70 MPa. Díly karoserie vyrobené z těchto ocelí mají dovolené maximální zatížení a vyšší odolnost vůči škrábancům, rýhám, otlacení. Proto se využívají na vnější díly karoserie, jako jsou kapoty, dveře, střechy [2], [3].

2.2.2 Vysokopevné oceli bez intersticií (Interstitial – Free Steels)

Stejně jako nízkopevné oceli se vyznačují nízkým obsahem uhlíku do 0,01 %. Tyto oceli se od nízkopevných liší mikrolegováním titanem a niobem, které tvoří s uhlíkem stabilní precipitáty. Struktura oceli je tvořené čistým feritem a mechanické vlastnosti oceli závisí na velikosti feritického zrna. Tyto oceli mají vlivem stabilních precipitátů ve struktuře vyšší mez kluzu a vysokou tažnost. Mez kluzu se u těchto ocelí pohybuje v intervalu 260–340 MPa, tažnost 30–40 %. Oceli jsou odolné proti stárnutí. Používají se pro hluboké tažení a na výrobu velkých, tvarově složitých karosářských výlisků [2], [3].

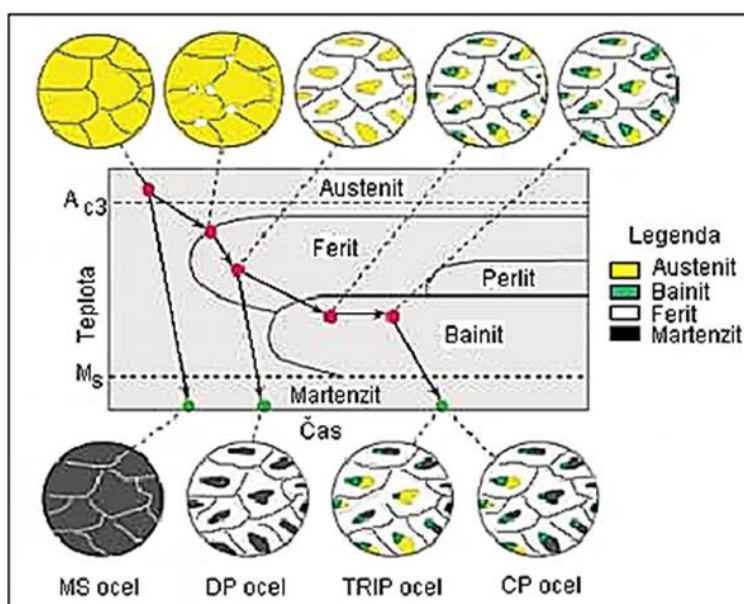
2.2.3 Vysokopevné mikrolegované oceli (High-Strength Low-Alloy)

Mikrolegované oceli jsou zpevněny v důsledku precipitace. Obsah uhlíku se pohybuje v intervalu 0,08–0,14 %, Mn 0,5–1,75 %, Si 0,03–0,4 %. Obsah legur se pohybuje v rozmezí 0,01–0,1 % a nejčastěji jsou legovány manganem. Další legující prvky jsou Cr, Ni, Mo, V, Ti, Nb. Tažnost se u těchto ocelí pohybuje v intervalu 20–30 %, mez kluzu 350–550 MPa. Z důvodu dobré tažnosti se používají na tvarově složité součásti, a to především na dynamicky namáhané součásti podvozku vozidel [2], [3].

2.3 Moderní vysokopevné oceli AHSS

Hlavní rozdíl mezi konvenčními HSS a moderními AHSS oceli je především v jejich mikrostruktúře. HSS oceli jsou jednofázové feritické oceli a jsou zpevněné tuhým roztokem, precipitací nebo zjemněním zrna. AHSS oceli jsou vícefázové oceli, které obsahují minimálně dvě rozdílné strukturní složky, např. měkkou fázi, která tvoří matici a umožňuje dosažení nízké meze kluzu a dobré tvařitelnosti a tvrdou fázi pro získání vysoké meze pevnosti. Mikrostruktura je tvořena martenzitem, bainitem nebo zbytkovým austenitem v takovém množství a poměru, které vede k získání výborných mechanických vlastností [4].

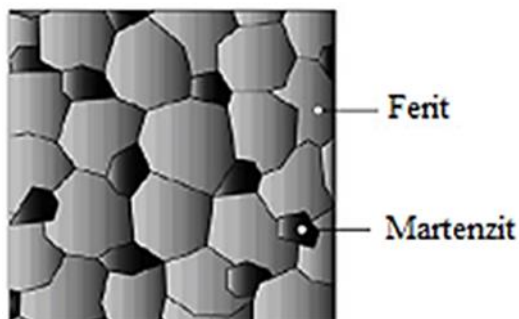
U této skupiny ocelí je mikrostruktura tvořena fázovou transformací, která proběhne při daném tepelném zpracování (**Chyba! Nenalezen zdroj odkazů.**).



Obr. 2 Rozdělení moderních nízkolegovaných ocelí [4]

2.3.1 DP oceli (Dual Phase)

DP oceli jsou dvoufázové oceli, které se vyznačují malými ostrůvky martenzitu s objemovým podílem cca 5-30 % rozptýlené ve feritické matici (Obr. 3). Tato kombinace zajišťuje materiálu především vysokou tvrdost, odolnost proti únavě a houževnatost při zachování dobré tvařitelnosti a svařitelnosti. DP oceli jsou vyráběny řízeným ochlazováním z austenitické fáze nebo z dvoufázové feritické a austenitické fáze, kdy se část austenitu přeměňuje na ferit a při náhlém zchlazení se zbytkový austenit přeměňuje na martenzit.



Obr. 3 Struktura DP oceli [2]

U těchto ocelí se dosahuje meze pevnosti v tahu přibližně 470-1200 MPa. Mezi základní legující prvky v DP ocelí se řadí uhlík, který je u těchto ocelí v nízkém obsahu do 0,18 %. Dalším legujícím prvkem je mangan o obsahu 1–2,8 %.

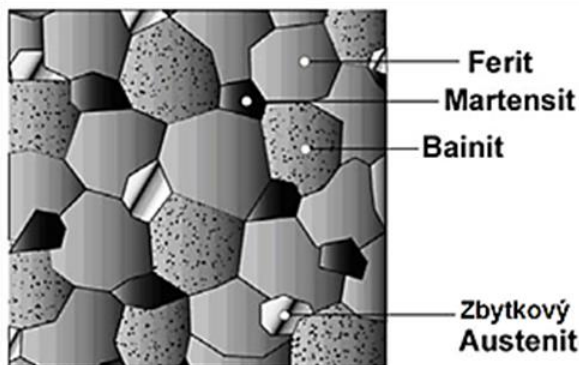
Uhlík a mangan zvyšují prokalitelnost oceli. Mangan zvyšuje rozpustnost uhlíku v austenitu a zpožďuje tvorbu nežádoucího perlitu. Pro zvýšení prokalitelnosti se dále přidává chrom, molybden, vanad a nikl, a to buď zvlášť anebo v kombinaci [5], [6].

Dalšími vlastnostmi DP ocelí jsou dobrá tvařitelnost za studena, vysoký koeficient deformačního zpevnění a vysoká kapacita pohlcení nárazové energie. Proto jsou tyto oceli široce použitelné v automobilovém průmyslu [1].

2.3.2 TRIP oceli (Transformation-Induced Plasticity)

TRIP oceli jsou vícefázové oceli, které byly díky svým specifickým vlastnostem, jako je vysoká pevnost a dobrá tvařitelnost, vyvinuty právě pro automobilový průmysl (Obr. 4). Tyto oceli jsou především vhodné pro absorbování vysoké energie rázu při deformaci. Pro tyto vlastnosti se používají především do nárazníkových zón, resp. do výztuží aplikovaných v různých částech automobilu [7].

Struktura TRIP ocelí je také založená na měkkém feritu podobně jako u DP ocelí, ale s tím rozdílem, že DP oceli obsahují kromě feritu jen jednu další fázi – martenzit, zatímco TRIP oceli mají strukturu složenou z kombinace feritu, martenzitu, bainitu a alespoň 5-15 % metastabilního zbytkového austenitu.



Obr. 4 Struktura TRIP oceli [2]

je v některých případech nahrazován hliníkem. Křemík a hliník se používají pro potlačení tvorby karbidů v oblasti bainitu a zároveň urychlují změnu feritu na bainit. Mangan přispívá k stabilizaci austenitu, zvyšuje rozpustnost uhlíku v austenitu a rozšiřuje oblast chlazení, protože zpožďuje tvorbu perlitu. Mangan je obsažen u TRIP ocelí do 2 % [8], [9]. Nové TRIP oceli jsou v některých případech legovány i Cr, který zvyšuje jejich korozní odolnost a stálost proti povětrnostním vlivům.

Zpracováním ocelí s využitím efektu transformačně indukované plasticity (TRIP) lze dosáhnout výborné kombinace mechanických vlastností, vysoké pevnosti až 1200 MPa a mimořádné plasticity, při tažnostech až 35 %.

Podstatou tohoto jevu je stabilizace podstatného množství zbytkového austenitu při termomechanickém zpracování až do nízkých teplot. Zbytkový austenit vlivem napěťově indukované transformace přechází na martenzit. Při výrobě této oceli se prolíná několik typů zpevňovacích mechanismů, jedná se o transformačně indukované zpevnění, precipitační zpevnění a zpevnění tuhého roztoku vlivem intersticiálních a substitučních prvků [10].

2.3.3 MS oceli (Martensitic steel)

MS oceli jsou produktem rychlého zakalení z austenitické teploty. Obsah uhlíku je u klasických martenzitických ocelí kolem 0,2 %. U martenzitických ocelí speciálně legovaných, pro zpracování tzv. Q-P procesem (Quenching and partitioning process), je obsah uhlíku vyšší až do 0,5 %. Dalšími hlavními legujícími prvky je mangan, chrom a křemík. Mikrostruktura MS oceli je tvořena martenzitickou maticí s malým množstvím feritu nebo bainitu. V rámci skupiny vícefázových ocelí vykazují MS oceli nejvyšší hodnoty pevnosti v tahu až 1700 MPa i více. Martenzitické oceli jsou často vystavovány temperování pro zvýšení tvařitelnosti, a proto mohou poskytnout odpovídající tvárnost při zachování vysoké pevnosti. Pro zvýšení prokalitelnosti se do MS ocelí kromě manganu, křemíku a chromu přidává bór, molybden, vanad a nikl [11], [12].

2.3.4 CP oceli (Complex Phase)

CP oceli mají velmi jemnozrnnou strukturu složenou z feritu a většího podílu tvrdých fází jako je martenzit a bainit. Výrazné zjemnění struktury je dosaženo potlačením rekrytalizace a precipitací mikrolegujících prvků titanu, niobu nebo vanadu. Jemné precipitáty jsou potom rovnoměrně distribuované v celé struktuře [11].

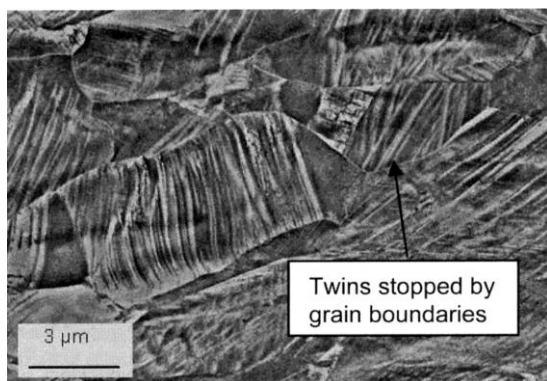
CP oceli mají obsah uhlíku v rozmezí 0,1–0,25 % a dosahují meze pevnosti od 800–1000 MPa a tažnosti 8–14 %. Dalšími legujícími prvky jsou mangan a křemík. Vyznačují se vysokým deformačním zpevněním a výbornou absorpcí energie. Ve srovnání s DP ocelí mají výrazně vyšší mez kluzu 500–1000 MPa při zachování stejné meze pevnosti v tahu [2]. CP oceli se využívají na výrobu např. nárazníků a částí podvozků [1].

2.4 Oceli s vysokým podílem manganu

2.4.1 TWIP oceli (Twinning Induced Plasticity)

Mikrostruktura TWIP ocelí je při pokojové teplotě plně austenitická, a to díky vysokému obsahu manganu (17–24 %). Obsah uhlíku je u těchto ocelí do 1,5 %. U tohoto typu oceli se uplatňuje princip deformace tzv. dvojčatěním (Obr. 5). Oproti TRIP ocelím nedochází při zátěži k deformaci austenitu, ale ke změně jeho krystalografické orientace v důsledku tvorby dvojčat [12].

Feromanganové TWIP oceli kombinují extrémně vysokou pevnost s velmi vysokou tažností. Mez pevnosti v tahu je vyšší než 1000 MPa a celkové prodloužení dosahuje až 50



Obr. 5 Struktura TWIP oceli [13]

% . TWIP oceli jsou atraktivní zejména díky vysoké schopnosti absorpce nárazové energie, která je více než dvojnásobná v porovnání s konvenčními vysokopevnými ocelmi. V případě nárazu automobilu se TWIP oceli deformují v postupných krocích. Každá oblast se nejprve deformuje, zpevní a pak předá zbytek deformační energie k deformaci okolní oblastem. Tím, že se energie rozloží po celém objemu, je nárazová energie absorbována mnohem efektivněji, což dává posádce vozidla větší šance na přežití [13].

2.4.2 Hadfieldova ocel

Tento typ oceli obsahuje až 12 % manganu a uhlíku cca 1 %. Základem je austenitická matrice, která má velmi dobrou plasticitu, tvrdost a odolnost proti korozi. Tato ocel nevykazuje po odlití a tepelném zpracování vysokou pevnost, resp. tvrdost, a proto je potřeba v oblasti nejintenzivnějšího namáhání deformačně, resp. transformačně zpevnit austenitickou matici. Toto se realizuje pouze v povrchové a těsně podpovrchové oblasti, a to buď pomocí „výbuchu“ (detonace) anebo klasickým tepelným zpracováním (kalením) povrchové, resp. podpovrchové oblasti daného výrobku.



Obr. 6 Výskyt deformačních pásů uvnitř transformovaných austenitických zrn [14]

Při namáhání materiálu (např. manipulace, pojezdy, nárazy), je matrice schopna pohltit velké množství energie, kde je částečně rozptýlena. Daný stav však není trvalý a postupným namáháním dochází postupně ke křehnutí povrchové a podpovrchové zóny, tj. míst nejvíce namáhaných. Toto má za následek vznik trhlin v těchto oblastech, ve kterých byl austenit již přetransformován na martenzit a postupně se tento tvrdý, ale křehký martenzit začíná vydrolovat (Obr. 6), [14].

Mez kluzu se u této oceli pohybuje kolem 390 MPa, pevnost okolo 900 MPa, tažnost cca 40 %. Aplikuje se často ve strojírenství, ale také v hornictví, těžebním průmyslu, v ocelářství, nachází uplatnění v kolejové dopravě (železniční a tramvajové výhybky). S dalším nasazením této oceli je možné se setkat např. u lisů pro vraky aut nebo u čelistí drtičů a zubů lžic bagrů [15].

3 TVÁŘENÍ VYSOKOPEVNÝCH OCELÍ

Tváření kovů je technologický proces, při kterém dochází k požadované změně tvaru výrobku nebo polotovaru v důsledku působení vnějších sil bez odběru třísek a zároveň i k změnám ve struktuře. Podstatou tváření je vznik plastických deformací, ke kterým dojde po překročení napětí na mezi kluzu pro daný materiál. Velikost deformace závisí na napětí, teplotě, chemickém složení, zpevnění a tření. Tyto všechny vlivy se navenek projevují odporem kovu proti změně tvaru – deformačním odporem. Tento děj je provázen fyzikálními změnami struktury materiálu, což ovlivňuje mechanické vlastnosti materiálu [16]. Tváření dělíme podle různých hledisek:

1. Podle směru působících sil

• Objemové tváření

Při objemovém tváření nastává deformace ve směru všech tří os souřadného systému. Mezi objemové tváření patří válcování, kování, protlačování, tažení drátů atd.

• Plošné tváření

Při plošném tváření převládají deformace ve dvou směrech. Patří sem hluboké tažení, ohýbání, stříhání [17].

2. Podle použité teploty

• Zastudena

Tváření zastudena probíhá pod rekrystalizační teplotou (400–700 °C). Dochází k zpevňování materiálu a k nárůstu odporu proti dalšímu tváření (nakonec dojde k vyčerpání plasticity materiálu). Zrna se deformují ve směru tváření, zpevněním se zvyšují mechanické hodnoty (mez kluzu) a klesá tažnost. Vytváří se textura, dochází k anizotropii mechanických vlastností. Zahřátím kovu nad teplotu rekrystalizace lze obnovit deformační schopnost, kov získává opět schopnost být plasticky tvářen. Výhodou je vysoká přesnost rozměrů, kvalitní povrch, zlepšování vlastností zpevněním materiálu. Nevýhodou je použití velkých tvářecích sil, nerovnoměrné zpevňování [18].

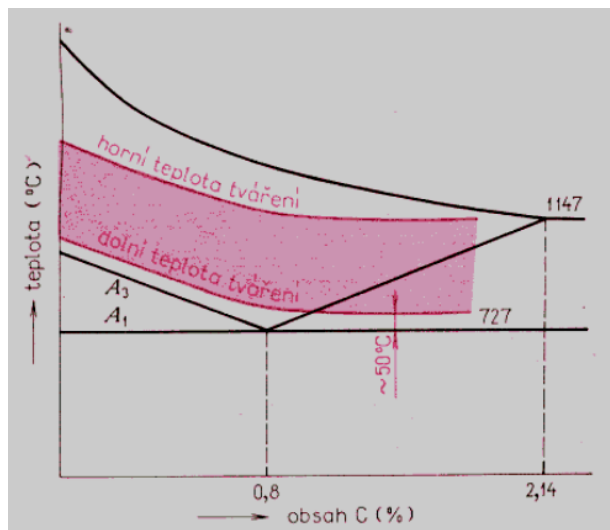
• Zatepla

Tváření zatepla probíhá nad rekrystalizační teplotou, kdy rychlost rekrystalizace je tak vysoká, že zpevnění způsobené tvářením mizí. Materiál se nezpevňuje a k tváření stačí síly o jeden až dva řády menší než u tváření zastudena. Musí dojít k rekrystalizaci celého materiálu, aby nevznikaly dvě různé struktury s deformovanými a rekrystalizovanými zrny. Nevýhodou je nekvalitní povrch vlivem okujení. V některých případech může docházet k hrubnutí zrna, což je problematické u dalších technologických operací ale i z hlediska snížení houževnatosti a zvýšení křehkosti oceli. Proces je poměrně zdlouhavý a nákladný, na druhé straně však dochází k odstranění vad v materiálu. Dalším vlivem tváření zatepla je

vznik vláknité struktury, není možné ji změnit tepelným zpracováním, ani tvářením. Vlákniatá struktura ovlivňuje mechanické vlastnosti. Při tvářením zatepla je třeba dosáhnout usměrnění vláken, aby vlákna nebyla přerušena a nesnižovaly se pevnostní hodnoty součásti [19].

Ohřev materiálu při tvářením zatepla

Rozhodující pro vlastnosti tvářené oceli je konečná teplota, při které tvářením skončilo. Je to přibližně 50 °C nad A_{c3} nebo A_{c1} (Obr. 7). Tvářením bezprostředně pod těmito čarami je vlastně tvářením za polotepla. Při ohřevu se nesmí překročit horní teplota tvářením. Není-li práce při dolní teplotě tvářením ještě skončena, je nutné materiál znovu přiměřeně prohřát. Ocel je nejlépe tvárná v oblasti austenitu. Při vyšších teplotách ohřevu jsou menší odpory proti deformaci, na druhé straně může hrubnout struktura, klesá houževnatost, roste tvorba okují a oduhličení. Vznik okují během oxidace povrchu nepříznivě působí na tvářecí nástroje, jakost povrchu a rozměrovou přesnost, navíc vede ke ztrátě materiálu. Oxidace (okujení, tvorba oxidů železa) nastává při teplotách vyšších než 600 °C a při teplotách nad 900 °C je rychlost tvorby okují již vysoká. Stupeň oxidace závisí na době ohřevu, teplotě ohřevu, složení pecní atmosféry, druhu materiálu. Pro bezokujový ohřev je nutno materiál ohřívát v ochranné atmosféře. Oduhličení vede k ochuzování povrchu materiálu o uhlík a závisí na složení pecní atmosféry, na době a teplotě ohřevu a na obsahu uhlíku v oceli.



Obr. 7 Vyznačení tvářecích teplot ocelí v diagramu Fe-Fe₃C [20]

Ohřev musí být proveden tak, aby bylo zajištěno rovnoměrné prohřátí v celém průřezu co nejrychleji, aby ztráty byly co nejmenší. Oceli s vyšším obsahem uhlíku a legované oceli se zpočátku musí ohřívát velmi pomalu, aby nedocházelo k praskání. Doba ohřevu t na teplotu tvářením závisí na tepelné bilanci pece, tepelné vodivosti materiálu a jeho rozložení v peci [20], [21].

$$t = \alpha \cdot k \cdot D \cdot \sqrt{D} \quad [20]$$

t – čas potřebný k ohřevu z 0 °C na 1200 °C [h]

α – součinitel závisící na průřezu materiálu a na jeho rozložení v peci

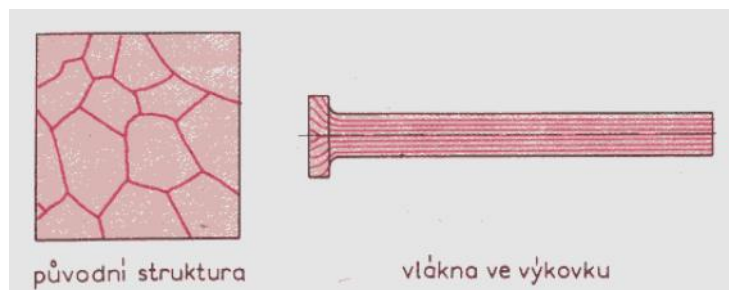
k – součinitel vlivu chemického složení materiálu (u uhlíkových ocelí je roven 10, u legovaných 10 až 20)

D – průměr nebo délka strany průřezu ohříváného materiálu [m]

Vznik vláken

Při tvářením zatepla dochází k rekrytalizaci a vznikají zrna nová. V některých oblastech ingotu se usazují vměstky, například sulfidy. Sulfidy mají nižší teplotu tuhnutí než železo, proto tuhnou v tavenině jako poslední. Vměstky mají nízkou difuzní rychlost, proto při rekrytalizaci zůstávají v deformovaném stavu přerozděleny ve směru toku materiálu. Spojením těchto vrstev vzniká u neodsířených materiálů vláknitá struktura, kterou nelze žádným tvářením nebo jiným tepelným zpracováním odstranit. Vzniká tzv. vláknitá struktura, nebo jinak rovněž anizotropie (Obr. 8). Vlákniatost mění i mechanické vlastnosti materiálu –

pevnost, tažnost, vrubovou houževnatost. Tyto hodnoty jsou ve směru vláken jiné než napříč a mění se se stupněm deformace ε a stupněm prokování. Při tváření zatepla se proto musí vždy pamatovat na správný směr vláken. Směr největšího normálového napětí součásti má souhlasit se směrem průběhu vláken. Tečné napětí má být k němu kolmé [20].



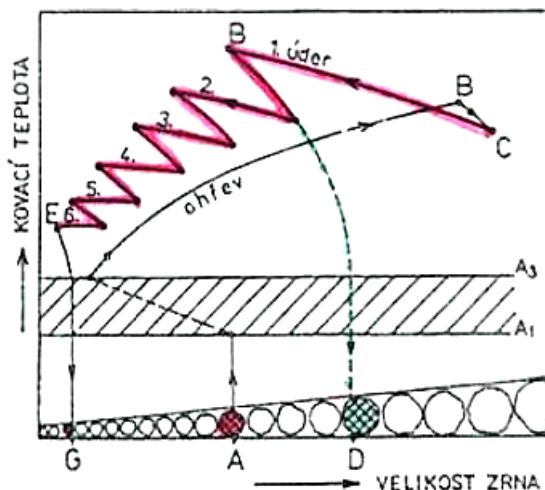
Obr. 8 Původní textura ingotu a struktura po tváření zatepla [20]

Vzhledem k tomu, že jsou v experimentální části použity zápustkové výkovky z vysokopevných ocelí, je teoretická část práce věnována objemovému tváření zatepla, zejména zápustkovému kování.

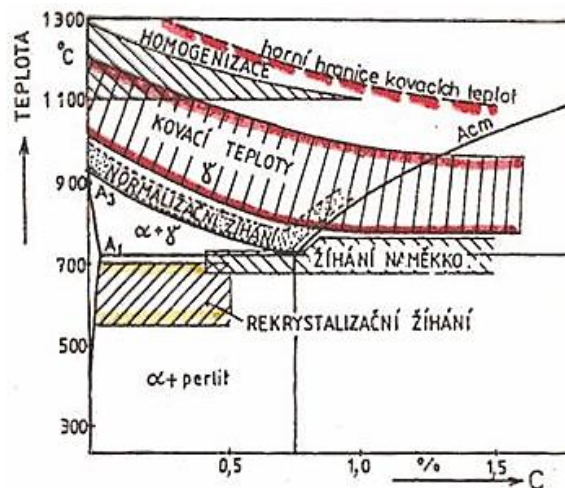
3.1 Kování

Kováním rozumíme objemové tváření zatepla, prováděné dynamickou nebo klidnou silou tvářecího stroje, pomocí nástrojů nebo v dutině zápustkové formy. Podle toho dělíme kování na volné a zápustkové, tj. ve tvarových dutinách (zápustkách). Při volném kování může materiál tvářený údery nebo tlakem téct volně přednostně ve směru kolmém k působení síly. Při zápustkovém kování je materiál vtláčován údery nebo tlakem do kovové, většinou dvoudílné zápustky. Kování umožňuje dodávat polotovary nebo hotové výrobky požadovaného tvaru a rozměrů. Účelem prokování je také odstranění nestejnorodé hrubé lící struktury a vad u ingotů [20]. Kovací diagram (Obr. 10) ukazuje velikost zrna v závislosti na počtu úderů bucharu. Oceli vhodné pro kování jsou s obsahem uhlíku 0,3-0,5 %.

Pro dodržení technologických podmínek zpracování je velmi důležitá správná volba kovací teploty. Kování probíhá zpravidla při nejvyšších přípustných kovacích teplotách, a to z důvodu nejsnadnějšího tváření materiálu za kratší časový úsek. Zkrácení kovacích časů má velký vliv u zápustkového kování, a to především na menší opotřebení zápustek. Čím vyšší je teplota, tím nižší je deformační odpor. Je nutné si však uvědomit, že sice při vyšších



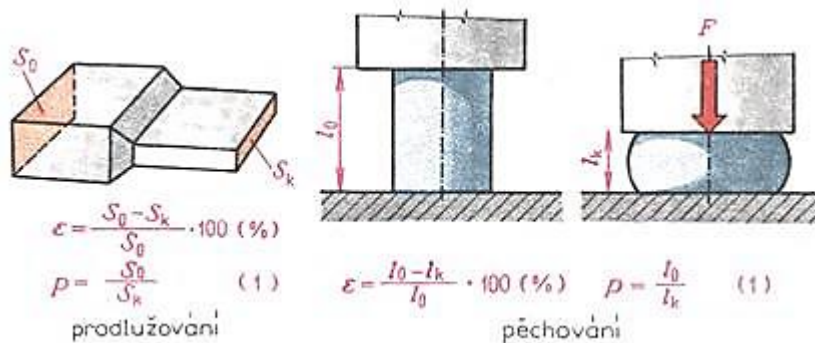
Obr. 10 Kovací diagram [20]



16 Obr. 9 Kovací teploty v diagramu Fe-Fe₃C [20]

teplotách jsou menší odpory proti deformaci, na druhé straně hrubne struktura, klesá houževnatost, roste tvorba okujů a dochází k oduhlíčení [20], [22]. Horní kovací teplota ocelí je omezena teplotou tavení ležící zhruba 200 °C až 300 °C pod solidem. Spodní kovací teplota pro uhlíkové ocele je přeměna fáze γ ve fázi α (Obr. 9). Velmi důležitý je i následný způsob chlazení výkovku po kování.

Kovací stroje pro strojí kování jsou buchary nebo lisy. Buchary působí na tváření materiál úderem beranu. Na bucharech se kovou středně velké výkovky nebo předkovky. Lisy pracují pozvolna narůstajícím tlakem a prokovou materiál v celém průřezu. Mají přesně vymezenou polohu horního nástroje. Kovou se na nich nejtěžší výkovky [21].

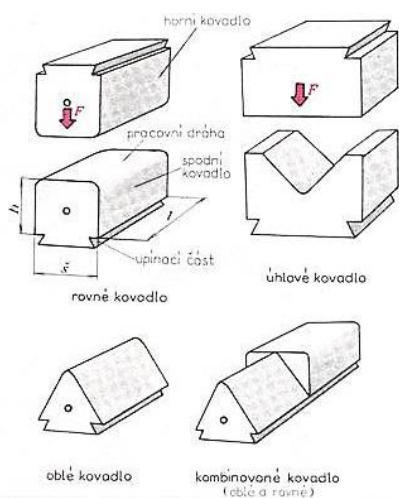


Obr. 11 Stupeň deformace a prokování pro základní operace kování [20]

Vláknitá struktura (Obr. 8), která vzniká při tváření zatepla, má vliv na anizotropii mechanických vlastností ve směru vláken a ve směru příčném a mění se stupněm prokování p a stupněm deformace ϵ (Obr. 11). Praktická hodnota prokování je stupeň 3 až 4. Čím vyšší je stupeň prokování, tím se dá předpokládat homogennější struktura. Při tváření za tepla se musí vždy pamatovat na správný směr vláken. Směr největšího normálového napětí má souhlasit se směrem vláken a tečné napětí má být k němu kolmé. Vlákna nemají být přerušena a mají se shodovat s obrysem součásti [20], [22].

U konvenčních vysokopevných mikrolegovaných ocelí (HSLA) se po kování používá řízené ochlazování. Tento způsob zpracování zajistí požadované vlastnosti výkovku bez odděleného kalení a žhání. Snížením dokovací teploty dojde ke zjemnění zrna a zlepšení mechanických vlastností.

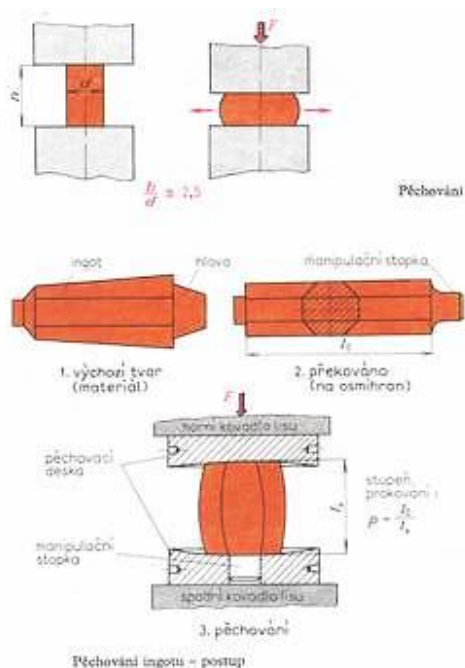
3.1.1 Volné kování



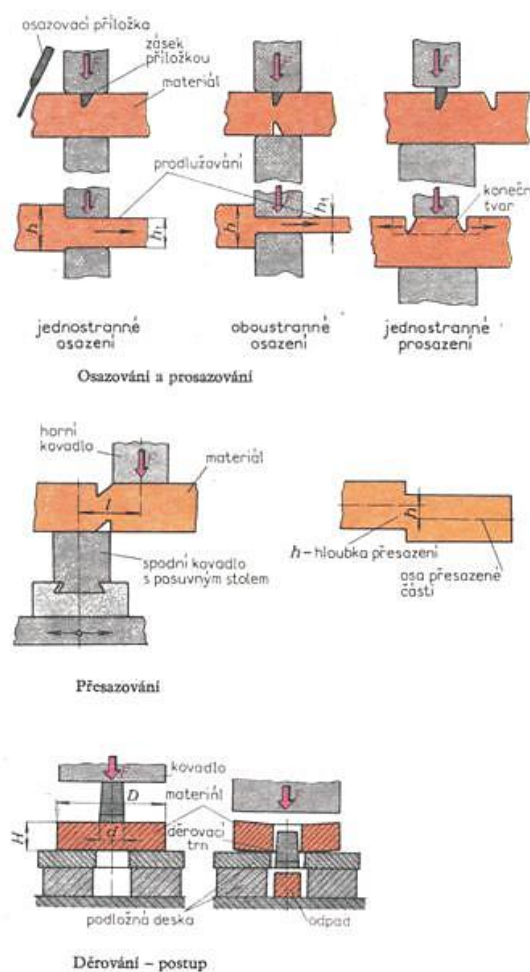
Obr. 12 Tvary kovadel [20]

Stroje k volnému kování jsou buchary nebo lisy. Problematika tohoto kování je vázána na vliv tření mezi tvářecími částmi nástroje a materiálem, které způsobuje soudečkovitost výkovku nebo vyboulení a dále rozdílné stupně prokování v jednotlivých oblastech výkovku (je nutné otáčení). Vzniká tzv. kovárenský kříž. Volně kované výkovky se navrhuje vždy v jednodušším tvaru, než jaký má mít výkovek. Tvarovanému zjednodušení se říká technologický přídavek. Vedle technologických přídavků má výkovek ještě přídavky na obrábění. Pro správné stanovení technologického postupu je potřeba znát výkres obrobenej součásti, hmotnost součásti (pro stanovení kovacíh časů), druh a velikost stroje a chemické složení materiálu (pro stanovení kovacíh teplot).

U volného kování se používá jednoduchých kovářských nástrojů a přípravků. Při volném kování docílíme žádaného tvaru výkovku pomocí univerzálních kovádel a speciálním polohováním výkovku. Nevýhodou tohoto způsobu kování jsou velké úchylnosti rozměrů nerovný a hrubý povrch. Výchozím materiálem jsou buď předvalky, nebo ingoty. Nejpoužívanější nástroje jsou kovádla (horní a spodní). Kovadla jsou jednoduchých geometrických tvarů, jako např. kovádla rovinná, válcová, klínová (Obr. 12). Rybinovité části kovádel slouží k upevnění na bucharu nebo lisu. Díry v čelní stěně slouží pro manipulaci s nástrojem [20]. Mezi základní kovářské operace patří pěchování (Obr. 13), prodlužování, osazování, prosazování, přesazování, děrování (Obr. 14) [17], [20].



Obr. 13 Pěchování [20]



Obr. 14 Osazování, prosazování, přesazování, prodlužování, děrování [20]

3.1.2 Zápustkové kování

Zápustkové kování slouží k výrobě velkého počtu tvarově stejných součástí z oceli nebo jiných tvárných slitin. Zápustka je většinou dvoudílný nástroj. Hlavní předností zápustkového kování je vysoká výkonnost a snadná obsluha. Výkovky mají však omezené rozměry a hmotnost.

Ohřátý materiál se tváří v dutině zápustky, jejíž tvar je shodný s tvarem výkovku. Rozměry jsou však zvětšeny o hodnotu smrštění vychladlého výkovku. Proti volnému kování se dosahuje přesnějšího tvaru výkovku. Přesnost a jakost povrchu se dá výrazně zlepšit

následným kalibrováním tak, že se nemusí již dále používat obrábění. Zápustkovým kovááním se dosahuje vysokého stupně prokování a průběh vláken sleduje obrys výkovku. Při zápustkovém kováání se postupuje tak, že se výchozí polotovár, ohřátý na potřebnou kovací teplotu, vloží do dutiny zápustky a působí se na něj tlakem nebo úderem tvářecího stroje [17], [20], [21].

- Otevřené

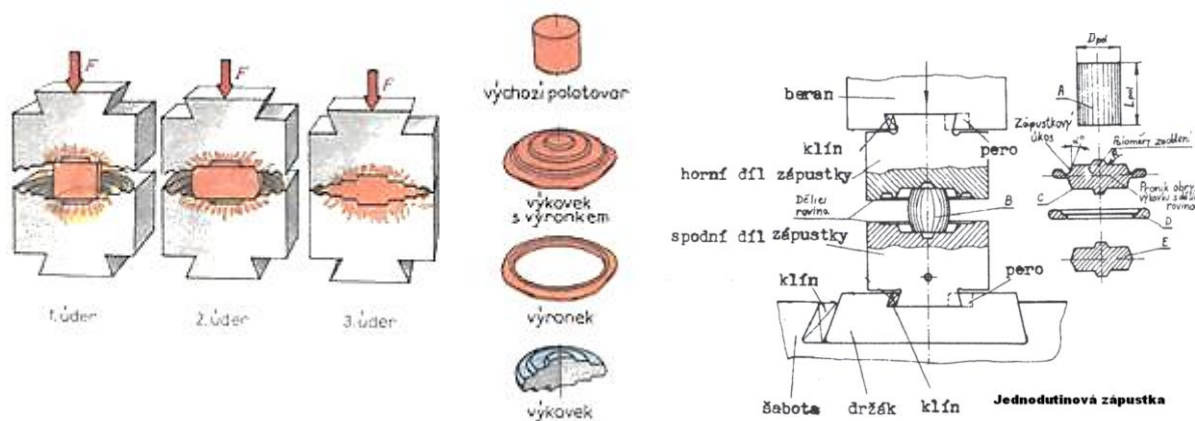
Přebytečný materiál je vtlačen do výronkové drážky a vytvoří výronek. Výronková drážka je umístěna po obvodě dutiny v dělicí rovině zápustky a slouží i k regulaci tlaku v dutině zápustky. Objem a tvar polotovaru nemusí být přesně spočítáný, přebytečný kov vytváří výronek. (Obr. 15).

- Uzavřené

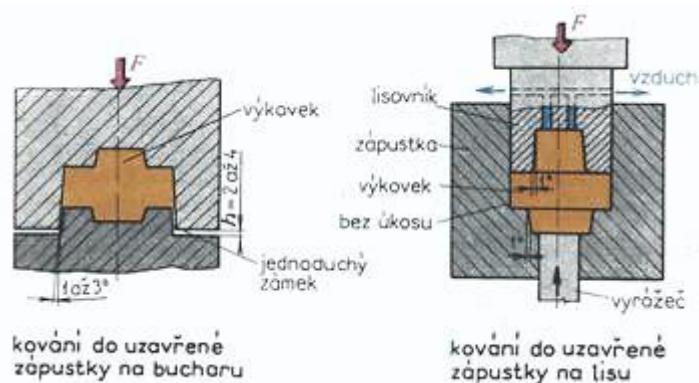
Uzavřené zápustkové formy jsou bez výronkové drážky. Objem a tvar polotovaru musí být přesně spočítáný tak, aby vyplnil dutinu formy (Obr. 16).

- Postupové

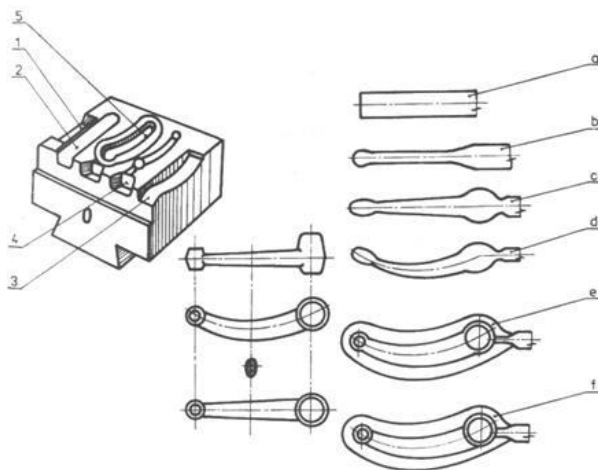
Používá se v případě výkovků složitějších tvarů, kdy je nutné kovat ve více dutinách (Obr. 17).



Obr. 15 Postup při kováání v jednodutinové otevřené zápustce na bucharu [20]



Obr. 16 Postup při kováání v uzavřené zápustce [20]



Obr. 17 Postupová zápusťka pro buchar (1 - prodlužování, 2 - rozdělování, 3 - předkovací, 4 - kovací, 5 - dokončovací dutina, a - polotovár [20]

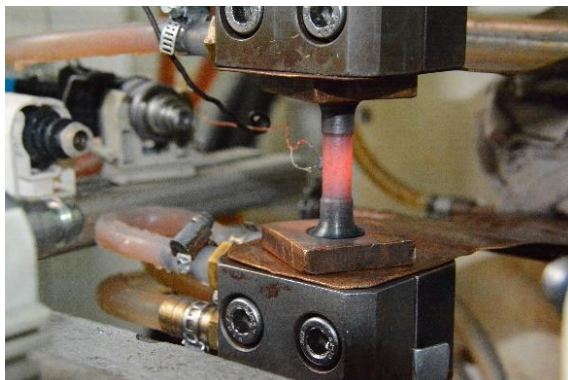
4 MODERNÍ TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ VYSOKOPEVNÝCH OCELÍ

Mezi moderní způsoby tepelného zpracování vysokopevných AHSS ocelí patří interkritické žhání pro získání vícefázové struktury (vhodné zejména pro TRIP oceli) a Q-P proces (Quenching and Partitioning proces). V případě interkritického zpracování TRIP oceli (oceli s tzv. transformačně indukovanou plasticitou) je využívána směsná struktura bainitu, feritu a zbytkového austenitu. Toto zpracování je charakteristické izotermickou prodlevou na teplotě bainitické transformace při řízeném ochlazování [23]. Tímto tepelným zpracováním lze dosáhnout meze pevnosti 1500 MPa a tažnosti kolem 25 % [24]. Další metodou tepelného zpracování je Quenching and Partitioning proces (Q-P proces), umožňující dosažení meze pevnosti přesahující 2000 MPa při tažnostech okolo 10 %. Tento druh tepelného zpracování kombinuje kalení s následným přerozdělením a je vhodný zejména pro martenzitické oceli [25]. Oba tyto způsoby tepelného zpracování nelze vyvíjet přímo v reálných podmínkách výroby. Jedná se o komplikované, přesně řízené technologie, u kterých je potřeba optimalizovat celou řadu procesních parametrů. Proto je výhodné k těmto účelům použít materiálově technologické modelování

4.1 Termomechanický simulátor

Cílem materiálově technologického modelování je odladit parametry tepelného zpracování v laboratorních podmínkách a následně je využít v reálném procesu. Materiálově-technologické modelování se provádí pomocí termomechanického simulátoru (TMZ simulátor), (Obr. 18), [26]. Materiálově-technologické modelování je metoda, která umožňuje na malém množství materiálu (Obr. 19) provádět tepelné zpracování v laboratorních podmínkách, které se blíží parametrům reálných procesů [27], [28]. Termomechanický simulátor je speciální zařízení pro modelování složitých procesů v laboratorních podmínkách. Parametry pro modelování se získávají z reálného procesu. S pomocí TMZ lze řídit ohřev, deformaci i ochlazovací profil na malých zkušebních vzorcích. Ohřev je vysokofrekvenční odporový a teplota je snímána pomocí termočlánků, které jsou přivařeny na těle vzorku (Obr. 18). Maximální teplota ohřevu je podle použitého termočlánku cca. 1380 °C, rychlost ohřevu dosahuje gradientů přes 100 °C/s. Chlazení je

prováděno vodou nebo vzduchem rychlostí až 250 °C/s. Během modelování se kontroluje skutečná a předepsaná teplota vzorku.



Obr. 18 Modelové zpracování vzorků na TMZ simulátoru

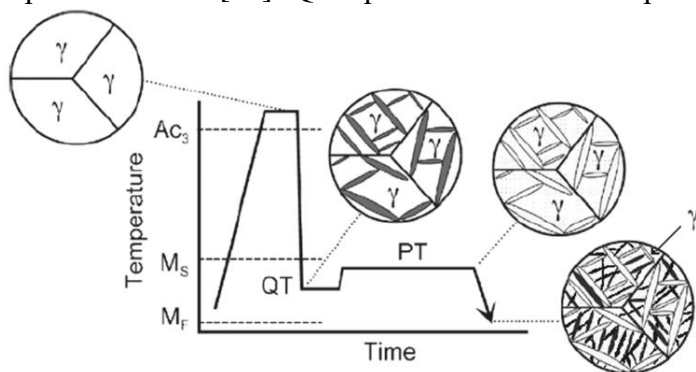


Obr. 19 Zkušební vzorek navržený pro TMZ simulátor před a po tepelném zpracování

4.2 Zpracování Q-P procesem

Experimentální část této práce se zabývá nově navrženými vysokopevnými martenzickými oceli. Pro získání dobré kombinace pevnosti a tažnosti pro tento typ ocelí je vhodné použít tzv. Q-P proces.

Quenching and Partitioning proces (Q-P proces) kombinuje kalení s následným



Obr. 20 Schéma Q-P procesu [29]

zbytkového austenitu při následném ochlazení na pokojovou teplotu [30], [31]. Nežádoucí reakce, hlavně precipitace karbidů, jsou potlačeny vhodným legováním.

4.3 Vliv legujících prvků na mechanické vlastnosti a mikrostrukturu AHSS ocelí

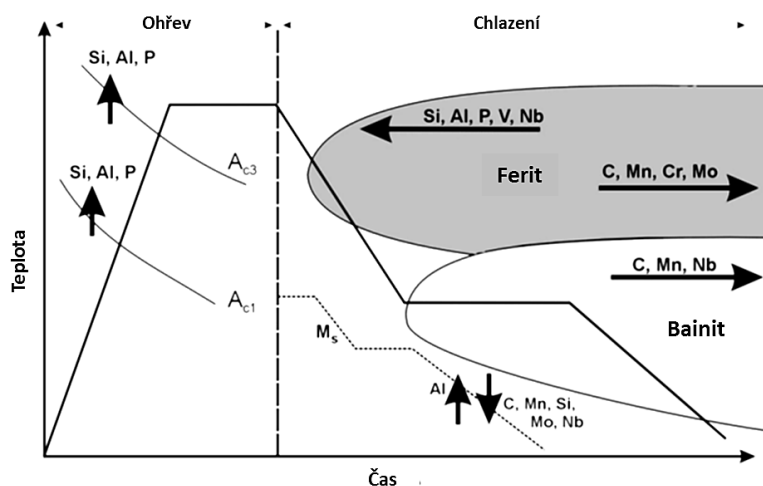
Při zpracování Q-P procesem je velmi důležitá vhodná legovací strategie. Podíl legujících prvků ovlivňuje transformační teploty a má vliv na výslednou mikrostrukturu a mechanické vlastnosti.

Nejdůležitějším legujícím prvkem v AHSS ocelích je uhlík. Uhlík ovlivňuje všechny transformace, finální mikrostrukturu i mechanické vlastnosti zejména mez pevnosti, tažnost a tvrdost.

Mezi další důležité legující prvky ve vysokopevných martenzitických ocelích patří především mangan a křemík.

Mangan patří mezi austenitotvorné prvky. Zvyšuje rozpustnost uhlíku v austenitu a rozšiřuje oblast chlazení, zpomaluje tvorbu feritu a perlitu, posouvá feritickou a perlitickou oblast doprava a k nižším rychlostem ochlazování. Mangan zvyšuje prokalitelnost tuhého roztoku. Obsah manganu by neměl být příliš vysoký, při vysokém obsahu manganu dochází k tvorbě nežádoucích karbidů. Uhlík se spotřebovává na jejich vznik a nezbyvá dostatečné množství na stabilizaci zbytkového austenitu ve výsledné mikrostruktúře. U vysokopevných ocelí má mangan velký význam především v řízení transformačních teplot a tím ovlivňuje tepelné zpracování ocelí (Obr. 21). Snižuje teploty M_s a M_f , což ovlivňuje teploty zakalení při použití Q-P procesu. Díky snížení teplot M_s a M_f je možné v reálném procesu použít jiná kalicí média než oleje a solné lázně [32].

Křemík patří mezi silně feritotvorné prvky. Do obsahu 0,5 % se nepovažuje za legující prvek, ale za dezoxidační přísadu. Zužuje oblast austenitu a posouvá eutektoidní bod doleva k vyšším teplotám. Při tepelném zpracování je proto nutné počítat se zvyšováním transformačních teplot (Obr. 21). Křemík je nerozpustný v cementitu, proto výrazně zabraňuje tvorbě nežádoucích karbidů. Prokalitelnost zvyšuje méně než mangan. Umožňuje difúzi uhlíku v martenzitu a tím stabilizuje zbytkový austenit ve výsledné mikrostruktúře



Obr. 21 Vliv legujících prvků na transformační teploty [43]

karbidů při austenitizaci. Nerozpuštěné karbidy působí jako krystalizační zárodky a prokalitelnost naopak snižují. Molybden je feritotvorný prvek, který zpožďuje precipitaci a rekrystalizaci. Zvyšuje rozpustnost uhlíku v austenitu a tím snižuje řídicí sílu precipitace. Patří do skupiny středně karbidotvorných prvků. Snižuje transformační teploty M_s a M_f a po zakalení zvyšuje stabilitu martenzitu [33], [34].

Nikl patří mezi austenitotvorné prvky. Již v nízkých koncentracích slouží ke stabilizaci zbytkového austenitu a zvyšuje prokalitelnost tuhého roztoku. Zvyšuje pevnost více než chrom, ale méně než mangan nebo křemík. Nikl netvoří karbidy a tím je využíván jako prvek, který snižuje teplotu austenitizace. Niob je jednou s nejčastěji používaných mikrolegur. Již v malém množství výrazně ovlivňuje mechanické vlastnosti. Niob má velkou afinitu k uhlíku a dusíku, tím vznikají karbonitridy, které mají zásadní vliv na mechanické vlastnosti. Příklad niobu ve struktuře podporuje tvorbu většího množství jehlicovitého feritu ve struktuře, tím vzniká větší množství zbytkového austenitu ve finální mikrostruktúře, protože niob působí

[33], [34].

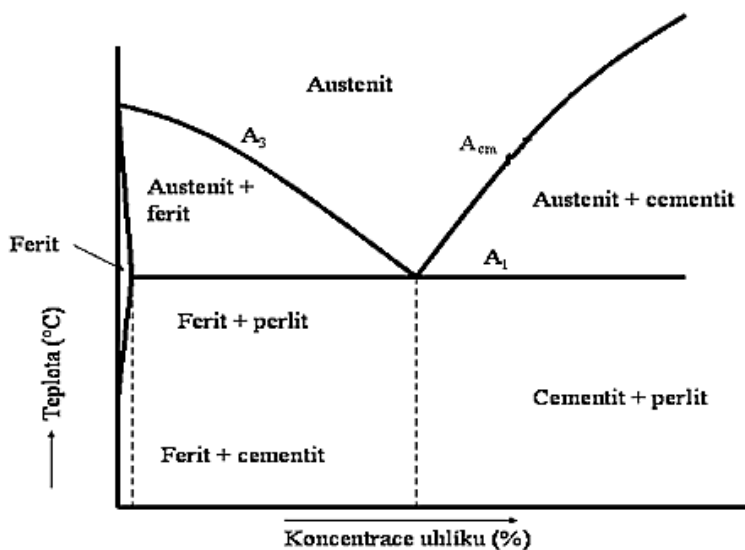
Mezi další legující prvky, které mají také vliv na transformační teploty a mechanické vlastnosti patří chrom, molybden, nikl a niob. Chrom patří mezi feritotvorné prvky. Vytváří karbidy, které zvyšují odolnost proti opotřebení. Je relativně levný a do nízkolegovaných ocelí se přidává z důvodů zvýšení prokalitelnosti a pevnosti.

Zvýšení prokalitelnosti je však podmíněno rozpuštěním

nepřímo na změnu stability zbytkového austenitu po feritické přeměně. Niob ovlivňuje i typ zbytkového austenitu. Zatímco u oceli bez přísady niobu je většinou objemový granulární typ, u oceli s niobem existuje buď objemový laťkovitý [35].

4.4 Fázové přeměny a děje během Q-P procesu

Během tepelného zpracování oceli Q-P procesem dochází postupně k fázovým transformacím (austenitizace, martenzická přeměna) a dějům probíhajícím na teplotě průrozdělení (difuze uhlíku). Teploty fázových přeměn závisí na vhodném legování oceli.



Obr. 22 Diagram Fe-Fe₃C s vyznačenými kritickými teplotami [35]

4.4.1 Austenitizace

U oceli dochází při ohřevu nad kritické teploty k fázové přeměně, tzv. austenitizaci. Austenitizace je proces přeměny výchozí struktury podle druhu oceli za rovnovážných podmínek na homogenní jemnozrnnou austenitickou strukturu. Spočívá v ohřevu oceli nad kritické teploty A_{c1} nebo A_{cm}, u nadeutektoidní oceli v závislosti na chemickém složení oceli nad teplotu A_{c3} (Obr. 22). V průběhu austenitizace jsou z praktického hlediska důležité zejména dva pochody, a to tvorba

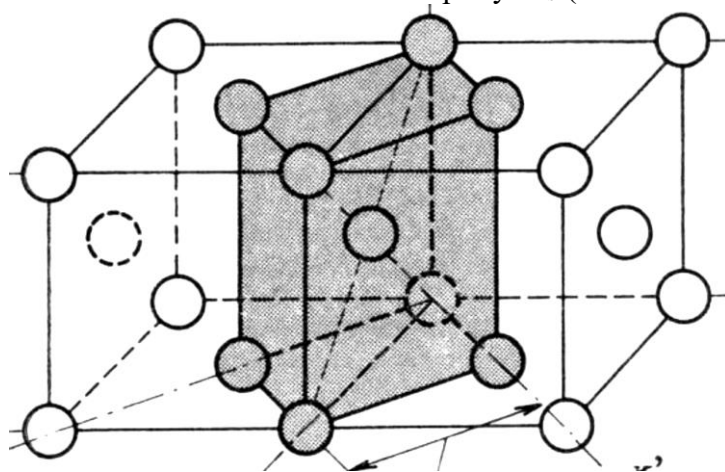
a homogenizace austenitu a následný růst austenitického zrna. Při vysokých teplotách a dlouhých časech výdrže na teplotě austenitizace vzniká homogenní strukturu, ale dochází ke zhrubnutí zrna. Naopak při nízkých teplotách a krátkých časech austenitizace vzniká struktura jemnozrnná, ale heterogenní s rozdílnou koncentrací uhlíku, který zapříčiní (např. po kalení) heterogenní rozložení mechanických vlastností např. tvrdosti. Austenitizace začíná přeměnou perlitu na austenit a je následována postupnou přeměnou feritu (sekundárního cementitu) v austenit při zvyšování teploty nad A_{c1}. Z hlediska polymorfie dochází k přeměně krychlové prostorově středěné mřížky feritu na krychlovou plošně středěnou mřížku austenitu, počínající na fázovém rozhraní feritu a cementitu. Při přeměně perlitu na austenit zůstávají zbytky karbidů, které se postupně rozpouštějí. Přeměna má difuzní charakter a probíhá tvorbou zárodků austenitu a jejich dalším růstem [35].

4.4.2 Martenzitická přeměna

Po dosažení homogenní austenitické struktury je materiál zakalen mezi teploty M_s a M_f. Zakalení nad teplotu M_f probíhá vysokou rychlostí a v materiálu jsou brzděny difuzní pochody, protože teploty martenzické přeměny jsou tak nízké, že je při nich prakticky nemožná difuze substitučních i intersticiálních atomů. Proto je chemické složení vznikajícího martenzitu totožné se složením původního austenitu. Přeměna austenitu může proběhnout pouze smykovým mechanismem. Atomy železa se vůči sobě posunou o vzdálenost menší, než je meziatomová vzdálenost a přeuspořádají se z kubické plošně středěné mřížky železa γ na kubickou prostorově středěnou mřížku železa α . Tato transformace spočívá

v homogenním smyku sousedících rovin proti sobě, případně ve změně vzdáleností mezi nimi. Kubická plošně středěná mřížka austenitu se mění na kubickou prostorově středěnou mřížku feritu. Díky omezené difuzi uhlíku v prostorově středěné mřížce zůstává uhlík na svém místě a mřížka se deformuje. Výška elementární buňky roste a hovoříme o tzv. tetragonalitě mřížky, vyjádřené poměrem výšky buňky ke straně základny. Tetragonalita se zvyšuje s rostoucím obsahem uhlíku v martenzitu (Obr. 23). V reálu nastávají při smykové změně mřížky vnitřní pnutí, která se uvolňují deformací. Podle chemického složení se tato deformace uskutečňuje skluzem, pomocí dislokací, nebo tvorbou dvojčat. Rozlišujeme tak dislokační substrukturu martenzitu, která dominuje do zhruba 0,25 hmot. % C a dvojčatovou substrukturu, která je typická pro slitiny s vyšším hmotnostním podílem uhlíku. Útvary martenzitu mají podobu desek (dvojčatový martenzit), nebo jehlic, či latěk (dislokační martenzit) [36], [37].

Při martenzitické transformaci je austenit ochlazen tak rychle, že je přeskočena perlitická a bainitická oblast. Austenit transformuje přímo na martenzit (přesycený tuhý roztok uhlíku v železe α). Materiál se nachází v nerovnovážném stavu. Martenzitická transformace začíná dosažením teploty M_s (martenzit start) a končí na teplotě M_f (martenzit finish), (Obr. 25). Teplota M_s je funkcí stavu austenitu, především jeho chemického složení.



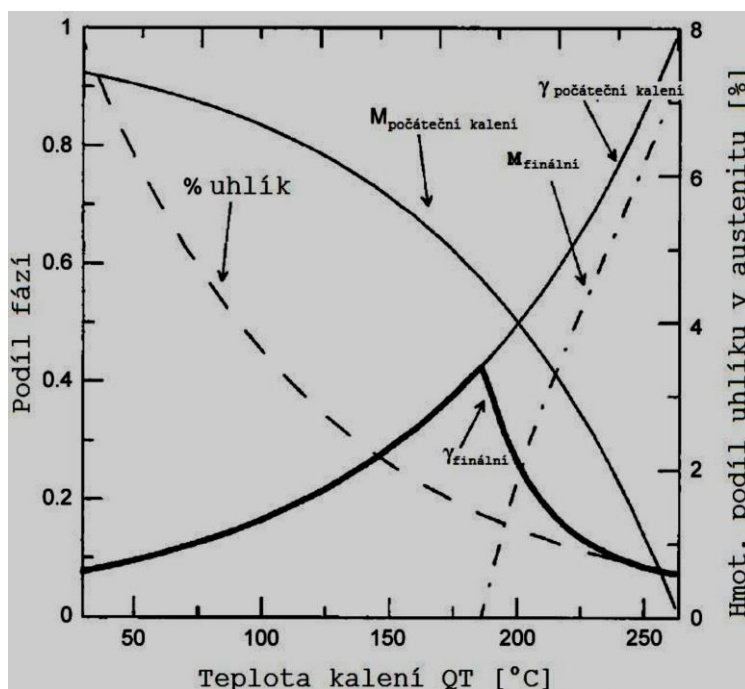
Obr. 23 Bainův model smykového mechanismu přeměny austenitu na martenzit [36]

Martenzitická transformace se uskutečňuje vznikem zárodků na poruchách krystalické struktury austenitu a jejich růstem. Čím větší množství překážek ve struktuře, tím bude výsledná martenzitická struktura jemnější [37]. Během Q-P procesu je důležité určit optimální kalicí teplotu. Tento krok je důležitý pro získání maximálního podílu a stabilizace zbytkového austenitu v martenzitické matici. Kinetika martenzitické reakce je nejčastěji

popisována Koistinen-Marburgerovou rovnicí [40]:

$x = 1 - e^{-a(M_s - T)}$, kde x je objemový podíl fáze, a je materiálová konstanta, M_s teplota počátku martenzitické reakce a T je konečná teplota

Pro tuto rovnici se předpokládá potlačení soupeřících reakcí jako je například precipitace karbidů, bainitická nebo feritická transformace. Uhlík se přesouvá pouze z přesyceného martenzitu do austenitu. Předpokládaný vývoj struktury znázorňuje diagram na (Obr. 24). Tento diagram ukazuje optimální teplotu kalení pro získání maximálního podílu netransformovaného austenitu. Při teplotách nad touto optimální teplotou kalení, zůstane ve výsledné mikrostruktuře velké množství austenitu, ale nedostatečné množství uhlíku difundujícího z menšího množství martenzitu. Martenzit vzniká až při finálním chlazení na pokojovou teplotu. Při teplotách pod optimální teplotou kalení je přeměněno velké množství austenitu na martenzit, což se projeví v jeho malém podílu ve výsledné mikrostruktuře [40], [41].



Obr. 24 Předpokládané složení mikrostruktury po QP procesu. Výsledný podíl austenitu při pokojové teplotě je znázorněn plnou tučnou čarou. Ostatní křivky představují austenit (γ) a martenzit (M) přítomné na počáteční teplotě kalení a martenzit vznikající při finálním dochlazení [40]

4.4.3 Termodynamika a kinetika přerozdělení uhlíku

Dalším bodem při Q-P procesu je ohřev a výdrž na teplotu přerozdělení. Při ohřevu na teplotu přerozdělení, která leží mezi teplotami M_s a M_f , dochází k difúzi uhlíku z přesyceného martenzitu do austenitu. Tato teplota ovlivňuje množství zbytkového austenitu v oceli. Zbytkový austenit po zpracování Q-P procesem je netransformovaný austenit v metastabilním stavu, který v oceli zůstává po částečné martenzitické přeměně a izotermické výdrži na teplotě přerozdělení.



Obr. 25 Průběh martenzitické přeměny [37]

Vyšší obsah zbytkového austenitu a jeho morfologie příznivě ovlivňuje tvárnost oceli, houževnatost. Na množství zbytkového austenitu má vliv stabilita austenitu a velikost austenitického zrna. Nezanedbatelný vliv má obsah uhlíku, který je nejdůležitější prvek přispívající k stabilizaci austenitu a také legující prvky jako např. Si, Cr a Mn (kap. 4.3).

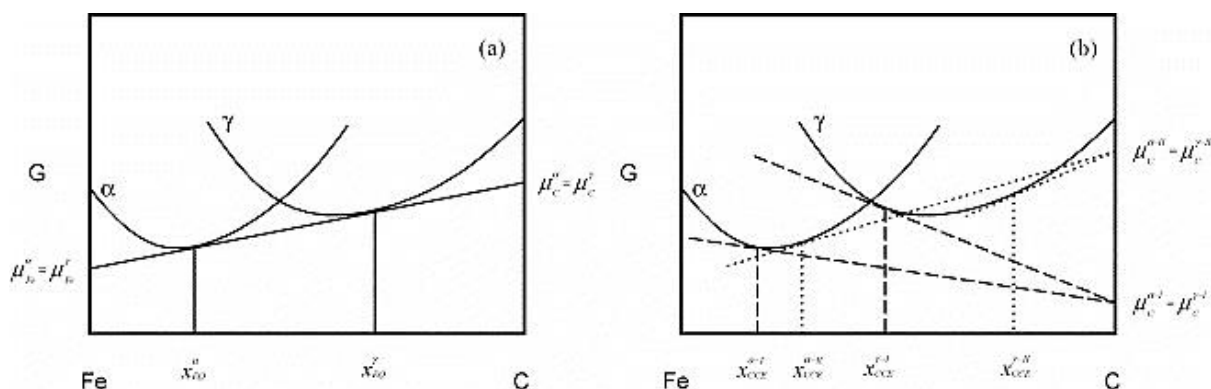
Mechanismus difúze uhlíku nebyl ještě v rámci Q-P procesu zcela prozkoumán. Z tohoto důvodu je nutné sestavit model, který popisuje difúzi uhlíku z martenzitu do netransformovaného austenitu. Tento model předpokládá, že jsou potlačeny konkurenční reakce jako bainitická přeměna nebo precipitace karbidů. Potlačení těchto reakcí lze odhadnout konec přerozdělení uhlíku tzv. „koncový bod“ přerozdělení. Tento bod nastane v okamžiku, kdy jsou martenzitický ferit a austenit v metastabilní rovnováze [38].

Pro lepší objasnění tohoto modelu se definuje tzv. pararovnovážný stav. Jako pararovnováha je označovaná metastabilní rovnováha mezi austenitem a feritem za

podmínek, kdy je umožněna difúze uhlíku na dlouhou vzdálenost, zatímco difúze pomalu se pohybujících substitučních prvků je obtížná. Tento koncept se běžně využívá pro popis transformací, tj. pro pohybující se fázové rozhraní, kdy se podíly feritu a austenitu mohou měnit tak, aby se zajistil stejný chemický potenciál všech složek (Fe, substitučních atomů, C) jak ve feritu, tak v austenitu. V tomto případě se předpokládá, že fázové rozhraní mezi martenzitem a RA je nepohyblivé [39], [40]. Omezená pararovnováha neboli CPE („constrained paraequilibrium“) je označována metastabilní rovnováha mezi feritem a austenitem dosažená po ukončení difúze uhlíku v případě nepohyblivého, nebo omezeně pohyblivého rozhraní mezi dvěma fázemi. Omezená pararovnováha je popsána dvěma podmínkami:

- a) rovnost chemického potenciálu uhlíku v každé fázi
- b) zachování původního množství atomů železa a substitučních prvků v každé fázi.

Metastabilní rovnováha mezi feritem a austenitem je dána Gibbsovou volnou energií, která je závislá na chemickém složení (Obr. 26 a). Z termodynamické podmínky, že chemický potenciál uhlíku je stejný v obou fázích, vyplývá pro omezenou rovnováhu pouze to, že tangenty ke křivkám volné energie feritu a austenitu se musí protínat v jednom bodě na ose uhlíku. Bod protnutí představuje stejný potenciál uhlíku ve feritu a v austenitu, ale chemický potenciál železa je v každé fázi různý. Tato podmínka může být splněna nekonečným počtem koncentrací fází a příklady dvou takových podmínek lze schematicky znázornit na zobrazení Gibbsovy volné energie v závislosti na chemickém složení (Obr. 26 b). Tento diagram popisuje termodynamické podmínky CPE pro dva libovolné případy, kdy tečny feritu a austenitu ke křivkám Gibbsovy volné energie protínají osu uhlíku v jednom bodě. Bod protnutí představuje stejný potenciál uhlíku ve feritu a v austenitu, ale chemický potenciál železa je v každé fázi různý. Z toho vyplývá, že existuje nekonečný počet různých variant chemického složení feritu a austenitu, ale podmínka zachování rovnováhy hmoty určuje jednoznačně fázové složení [39], [40].

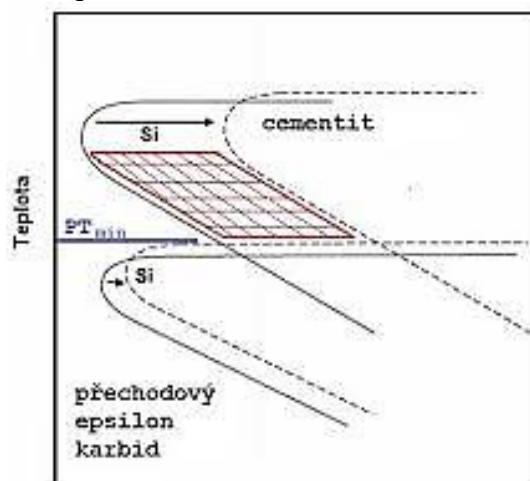


Obr. 26 Schématické zobrazení Gibbsovy volné energie v závislosti na chemickém složení [40]. Diagram metastabilní rovnováhy mezi feritem a austenitem v binární soustavě při určité teplotě Fe-C: a) rovnovážný stav, b) dvě podmínky CPE rovnováhy (I a II)

4.4.4 Nežádoucí reakce během Q-P procesu

Požadovaná mikrostruktura a mechanické vlastnosti mohou být při Q-P procesu ovlivněny nežádoucími reakcemi, které probíhají souběžně s přerozdělováním uhlíku. V závislosti na chemickém složení oceli a parametrech tepelného zpracování (rychlost ochlazování, teplota a doba přerozdělení) může být přerozdělování uhlíku částečně zastíněno vznikem bainitu, feritu nebo precipitací karbidů nebo zachycení uhlíku v mřížkových poruchách [41].

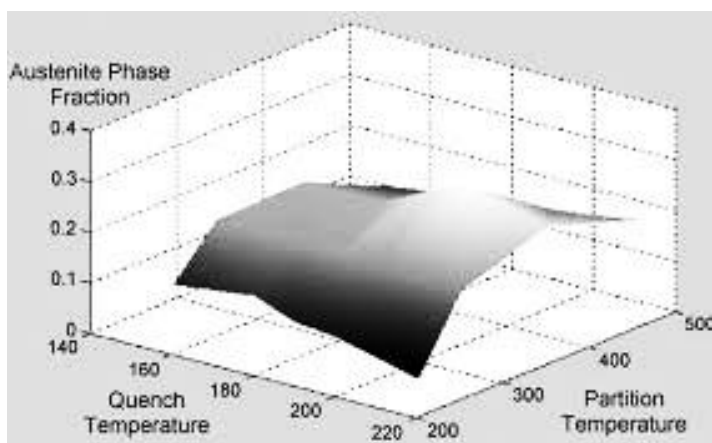
Hlavní nežádoucí reakcí je precipitace karbidů. Na (Obr. 27) jsou schematicky znázorněny C-křivky přechodového karbidu epsilon a cementitu. Z obrázku je patrný vliv křemíku, který tyto křivky posouvá do vyšších teplot a delších časů. Tím vzniká teplotně časové okno pro fázi přerozdělování. Díky tomuto teplotně časovému oknu je možné prodloužit dobu výdrže na teplotě PT, aniž by hrozila precipitace karbidů. Nejnižší teplota PT pro efektivní dosažení maximálního podílu zbytkového austenitu musí tedy ležet nad oblastí výskytu přechodového epsilon karbidu [40], [42].



Obr. 27 Schematické znázornění C-křivek ukazující vliv křemíku na kinetiku precipitace karbidů. Teplotně časové okno, které vzniká díky vlivu křemíku, je znázorněno červeně. Toto okno umožňuje delší dobu výdrže na teplotě PT [42]

Množství zbytkového austenitu změřené u jednoho druhu oceli zpracované QP procesem s různými teplotami QT a PT a krátkými výdržemi na PT (méně než 120 s) je znázorněno na (Obr. 28) jako funkce zmiňovaných teplot QT a PT. To ukazuje, jak precipitace přechodového karbidu v nižších teplotách přerozdělování dramaticky snižuje konečné maximální množství austenitu dosažitelné QP procesem ve finální mikrostrukturu [40].

Další nežádoucí reakcí, která také negativně ovlivňuje množství požadovaného austenitu, může být zachytávání uhlíku na mřížkových poruchách (carbon trapping). Pokud by zachytávání uhlíku na dislokacích bylo značné, mohlo by v určitých případech snižovat dostupné množství uhlíku pro stabilizaci austenitu. Z analýzy pomocí elektronové mikroskopie je těžké vyslovit ohledně zachytávání uhlíku na dislokacích závěry, kromě toho, že substruktura dislokací v martenzitickém feritu byla snížena při vyšších teplotách přerozdělování [40].



Obr. 28 Závislost konečného podílu zbytkového austenitu na teplotě kalení QT a teplotě přerozdělování PT s dobou výdrže na PT kratší než 120 s [40]

5 MOTIVACE A CÍLE PRÁCE

Martenzitické oceli patří mezi moderní vysokopevné oceli, u kterých bývá problémem vysoká pevnost na úkor nižší tažnosti. Nejvhodnějším způsobem tepelného zpracování u těchto ocelí je právě Q-P proces, který umožňuje stabilizovat určité množství zbytkového austenitu v martenzitické matici a tím zvýšit tažnost. Při návrhu těchto ocelí je důležitá vhodná volba legovací strategie.

Hlavním cílem této práce bylo navržení experimentálních ocelí se speciálním legováním snižujícím transformační teploty M_s a M_f včetně parametrů tepelného zpracování. Snížením těchto teplot lze využít i jiná kalící média než oleje a solné lázně. Tím dochází k ušetření nákladů a ke snížení nepříznivého dopadu kalících médií na ekologii. Tyto oceli byly zpracovány Q-P procesem. Jelikož je Q-P proces komplikovaná technologie, u které je třeba optimalizovat celou řadu parametrů, byla v laboratorních podmínkách pomocí materiálově-technologického modelování na TMZ simulátoru optimalizována zejména rychlost ochlazování a teplota přerozdělení.

Dalším cílem byla aplikace poznatků do reálného procesu. Z experimentální vysokopevné oceli s nejlepšími vlastnostmi po modelovém zpracování na TMZ simulátoru byl vykován reálný zápuskový výkovek. Tento výkovek byl tepelně zpracován a byl použit jako model pro získání dat pro tvorbu materiálově-technologického modelu. Tento model byl následně odzkoušen na termomechanickém simulátoru a byly porovnány mechanické vlastnosti modelu a reálného výkovku. Na základě porovnání modelu s reálným výkovkem bylo možno posoudit platnost navrženého modelu zpracování a dále ho použít pro optimalizaci parametrů tepelného zpracování výkovků v reálném procesu. Tím by došlo v kovárnách ke zkrácení výrobních časů a k výraznému ušetření nákladů.

6 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

V experimentální části práce byly navrženy čtyři oceli se speciálním legováním vhodným pro Q-P s cílem dosáhnout vysoké pevnosti při zachování tažnosti. U těchto ocelí byly stanoveny transformační teploty v programu JMatPro a dilatometrickým měřením. Experimentální program byl rozdělen do dvou částí.

V první části experimentu byl proveden návrh Q-P procesu a postupně byly optimalizovány parametry tepelného zpracování. Navržené režimy tepelného zpracování byly

odzkoušeny na termomechanickém simulátoru pomocí materiálově-technologického modelování. Byl zjišťován vliv parametrů tepelného zpracování a legujících prvků na vývoj mikrostruktury a mechanických vlastností.

V druhé části experimentu byl z vybrané experimentální oceli vykován zápusťkový výkovek, který byl reálně tepelně zpracován Q-P procesem. Pomocí dat získaných z reálného procesu byly vytvořeny modely tepelného zpracování, které byly odzkoušeny na TM simulátoru. Následně bylo provedeno porovnání modelu a reálného výkovku z hlediska výsledné mikrostruktury a mechanických vlastností.

6.1 Použitý software, přístroje a metody

V průběhu experimentálního programu byly použity různé vyhodnocovací a měřící techniky.

Výpočet transformačních teplot byl proveden v programu JMatPro 9.0. Tento program je zaměřen na komplexní stanovování fyzikálních a termofyzikálních vlastností za rovnovážných i nerovnovážných podmínek, vlastnosti a chování materiálu během tuhnutí, fázové transformace a mechanické a chemické vlastnosti [43].

Další metodou použitou pro zjištění transformačních teplot byla dilatometrie. Dilatometrické měření bylo provedeno na dilatometru Netzsch DIL 402C. Dilatometrie je metoda, díky níž lze studovat délkové změny zkoumaného materiálu v důsledku fyzikálních nebo chemických procesů. Během definovaného teplotního programu jsou senzorem snímány délkové změny vzorku. Z naměřené dilatometrické křivky lze analyzovat teploty fázových transformací. Při ohřevu jsou to například teploty počátku a konce austenitizace A_{c1} , A_{c3} . Při ochlazování je dle použité rychlosti ochlazování a chemického složení materiálu možno detekovat teplotu rozpadu austenitu na ferit A_{r3} , teploty počátku a konce vzniku perlitu: P_s , P_f , teploty počátku a konce vzniku bainitu: B_s , B_f a teploty počátku a konce tvorby martenzitu: M_s a M_f . Oblast fázové přeměny začíná odchýlením dilatometrické křivky od přímky. Od inflexního bodu začíná převažovat tvorba další fáze [44].

Pro vyhodnocení množství podílu zbytkového austenitu ve struktuře byla provedena rentgenová difrakční analýza (RTG analýza). Měření probíhala na difraktometru AXS Bruker D8 Discover s plošným, pozičně citlivým detektorem HI-STAR a kobaltovou RTG lampou ($\lambda_{K\alpha} = 0,1790307$ nm). Tento plošný detektor je schopný podat základní informace o velikosti krystalů a přednostní orientaci zkoumané struktury. Hladké a spojité difrakční linie v plošném difraktometru vypovídají o spojitě jemnozrnné struktuře. Pokud jsou krystaly větší než 10 mikronů, difrakční linie přestávají být spojité a skládají se z jednotlivých bodů, které lze od sebe jasně odlišit. Nespojité difrakční linie odpovídají hrubozrnné struktuře. Měření bylo provedeno ze 4 píků u austenitu a 5 píků feritu. Pro vyhodnocení byla použita kvalitativní a kvantitativní fázová analýza. Z kvalitativní fázové analýzy lze na základě srovnání polohy a intenzity naměřených záznamů s intenzitami referenčních záznamů z databáze určit, jaká konkrétní linie odpovídá dané fázi. Kvantitativní fázová analýza stanovuje množství dané fáze ve struktuře na základě součtu integrálních intenzit všech linií dané fáze [45].

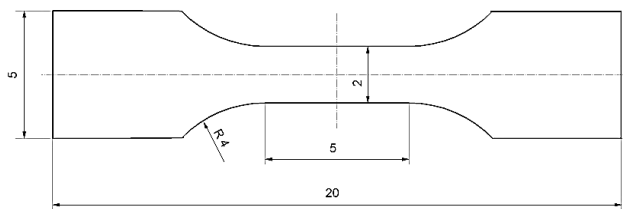
Pro zjištění morfologie zbytkového austenitu byla provedena transmisní elektronová mikroskopie. Analýza byla provedena na transmisním elektronovém mikroskopu (TEM) typu JEOL JEM-2010 s wolframovou katodou a urychlovacím napětím 200 kV s rozlišením 1,5 nm. Struktura martenzitické matrice oceli byla zobrazena ve světlém poli (BF) a potvrzena pomocí selekční elektronové difrakce s aperturní clonou (SAED). Rozložení zbytkového austenitu ve struktuře bylo zobrazeno v tmavém poli (DF) ve vybraných difrakčních stopách austenitu. Pořízené snímky ve světlém poli, tmavém poli a difrakce s využitím aperturní

clony byly zpracovány v analytickém softwaru Image analySIS iTEM. Příprava vzorků z dodaného materiálu ve formě tenkých plátek zahrnovala vyražení fólie o průměru 3 mm, mechanické broušení na výslednou tloušťku cca 60 μm a finální elektrolytické leštění v elektrolytu (5 % roztoku HClO_4 v metanolu) pomocí zařízení Fishione, Model 140. Teplota elektrolytu byla udržována na $T \approx -40^\circ\text{C}$ a napětí $U \approx 30\text{ V}$.

Leptání vzorků na metalografické hodnocení bylo provedeno 3 % Nitalem (roztok HNO_3 v $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$). Pro důkaz přítomnosti zbytkového austenitu ve výsledné mikrostruktuře bylo použito speciální barevné dvoukrokové leptání (1. krok Nital, 2. krok 10 % vodní roztok $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$).

Metalografické hodnocení probíhalo na světelném mikroskopu Olympus GX 51 s digitální kamerou ProgRes C10 plus se softwarem A4i Analysis a A4i Docu. Pro detailnější analýzy byl použit i řádkovací elektronový mikroskop Tescan Vega 3 a řádkovací elektronový mikroskop CrossBeam 340 s integrovaným iontovým svazkem (FIB), který obsahuje BSE, EBSD, EDX a STEM detektory. Zdrojem elektronů je autoemisní katoda-FEG (Field Emission Gun).

Mechanické vlastnosti byly měřeny pomocí mini-tahové zkoušky s průřezem aktivní části 1,2 aktivní částí 5 mm (Obr. 29). Měření tvrdosti probíhalo na Vickersově tvrdoměru kalibrovaném pro měření HV10 a HV30.



Obr. 29 Zkušební vzorek pro zkoušku tahem

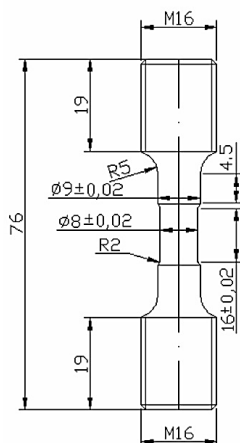
6.2 Volba materiálu

Pro experimentální program byly navrženy čtyři nízkolegované vysokopevné oceli legované především manganem a křemíkem s označením AHSS-1, AHSS-2, AHSS-3, AHSS-4 (Tab. 1). Snížení teploty M_s a M_f (Tab. 1) bylo docíleno hlavně zvýšením podílu manganu na 2,5. Jako další legující prvky byly použity křemík, chrom a molybden. Křemík byl přidán pro zabránění tvorby karbidů a tím k dostatečnému přesycení martenzitu uhlíkem a dále z důvodu zpevnění tuhého roztoku. Chrom působí na zvýšení prokalitelnosti a také na zpevnění tuhého roztoku. Molybden, který byl navýšen u oceli s označením AHSS-2, byl použit pro snížení transformačních teplot M_s a M_f a zvýšení stability austenitu. Jako další legující prvek byl zvolen nikl a niob. Nikl byl navýšen u oceli s označením AHSS-3 a AHSS-4. Nikl v nízkých koncentracích slouží ke zvýšení stability austenitu při následném ochlazování i pro zvýšení prokalitelnosti a zpevnění tuhého roztoku. Niob je jednou z nejčastěji používaných mikrolegur. Již v malém množství výrazně ovlivňuje mechanické vlastnosti, ať už jako precipitát nebo rozpuštěný v roztoku. Niob má velkou afinitu k uhlíku a dusíku, tím vznikají karbonitridy, které mají zásadní vliv na mechanické vlastnosti (kap. 4.3).

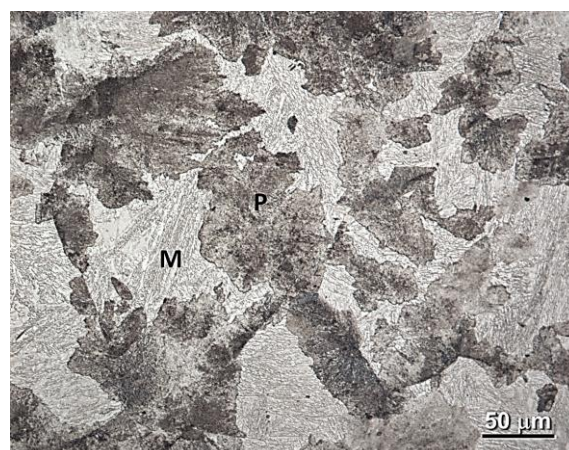
	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Ni	Al	Mo	Nb	M _s [°C]	M _r [°C]
AHSS1	0,43	2,5	2,03	0,005	0,003	0,07	1,33	0,07	0,008	0,03	0,03	218	88
AHSS2	0,428	2,48	2,03	0,005	0,003	0,07	1,46	0,08	0,004	0,16	0,03	214	83
AHSS3	0,419	2,45	2,09	0,005	0,002	0,06	1,34	0,56	0,005	0,04	0,03	209	78
AHSS4	0,426	2,46	1,99	0,005	0,002	0,06	1,33	0,56	0,005	0,15	0,03	204	73

Tab. 1 Chemické složení experimentálních ocelí (hm. %)

Výchozím polotovarem u všech materiálů byl ingot, který byl homogenizačně vyžehán při teplotě 1100 °C a postupně překován zatepla na tyče o průměru cca 15 mm. Překované tyče byly následně volně vychlazeny v peci. Z tohoto polotovaru byly obrobena vzorky o průměru aktivní části 8 mm určené pro materiálově-technologické modelování na TMZ simulátoru (Obr. 30). Výchozí struktura byla u všech ocelí martenziticko-perlitická s mezí pevnosti kolem 1030 MPa, tažnosti A_{5mm} 18 % a tvrdosti kolem 400 HV10 (Obr. 31).



Obr. 30 Rozměry vzorku pro simulátor



Obr. 31 Výchozí martenziticko-perlitická struktura experimentálního materiálu, SM

6.2.1 Stanovení transformačních teplot u experimentálních ocelí

Pro návrh Q-P procesu je důležité stanovení transformačních teplot pro jednotlivé experimentální materiály. Na základě chemického složení byly nejprve transformační teploty pro jednotlivé tavby vypočteny v programu JMatPro 9.0. Z jednotlivých diagramů anizotermického rozpadu austenitu (ARA diagramů) byly stanoveny transformační teploty A_{c1} a A_{c3} a také vhodná rychlost ochlazování pro dosažení požadované základní struktury s vhodnými mechanickými vlastnostmi (Obr. 32 – Obr. 35).

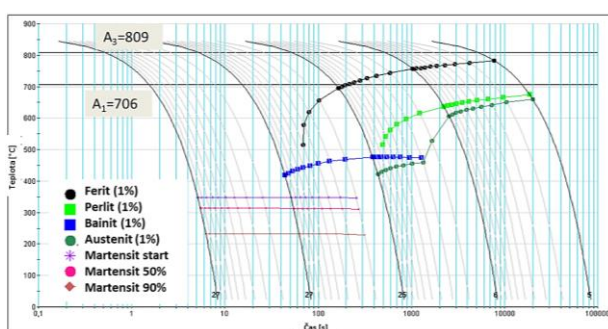
Výpočty těchto teplot byly porovnány s teplotami fázových přeměn zjištěnými z dilatometrických křivek pro ohřev na zvolenou teplotu (Obr. 36 - Obr. 39). Dilatometrické měření bylo provedeno na dilatometru Netzsch DIL 402C. Rozměry použitých vzorků čtvercového průřezu byly 2x2x20 mm. Rychlost ohřevu na teplotu 1100 °C byla 30 °C/min.

Dle výpočtu v softwaru JMatPro byly teploty počátku a konce vzniku austenitu A_{c1} a A_{c3} pro tavby AHSS1 a AHSS2 téměř stejné cca 710 °C, respektive 810 °C (Obr. 32, Obr.

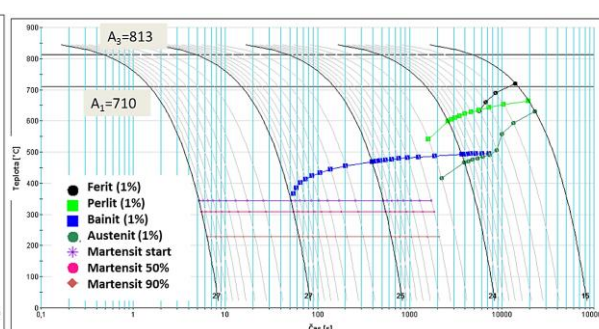
33, Tab. 2). Při srovnání s dilatometrickým měřením teplota A_{c1} korespondovala u obou taveb s výpočtem v programu JMatPro a byla cca. 710 °C. Teplota A_{c3} stanovená dilatometrickým měření byla u obou ocelí vyšší než teplota vypočtená v programu JMatPro a to cca 860 °C (Obr. 36, Obr. 37, Tab. 2). U ocelí AHSS3 a AHSS4 byly vlivem vyššího podílu niklu, který snižuje teplotu austenitizace, teploty A_{c1} a A_{c3} vypočtené v programu JMatPro o něco nižší, cca 690 °C a 790 °C (Obr. 34, Obr. 35, Tab. 2). Z dilatometrického měření byla teplota A_{c1} odečtena vyšší, a to 751 °C, resp. 740 °C (Obr. 38, Obr. 39, Tab. 2). Stejný trend byl zjištěn i u teploty A_{c3} , která byla pro ocel AHSS3 stanovena na 836 °C a pro ocel AHSS4 na 840 °C. Z těchto výsledků byla stanovena teplota ohřevu pro všechny experimentální oceli na 850 °C s dobou výdrže 100 s.

Na dilatometrických křivkách je i patrná teplota počátku a konce rozpadu martenzitu jako výchozího stavu oceli na rovnovážnou směs feritu a cementitu. Pro všechny tavby byla v rozmezí cca 440 °C a 490 °C (Obr. 36 - Obr. 39).

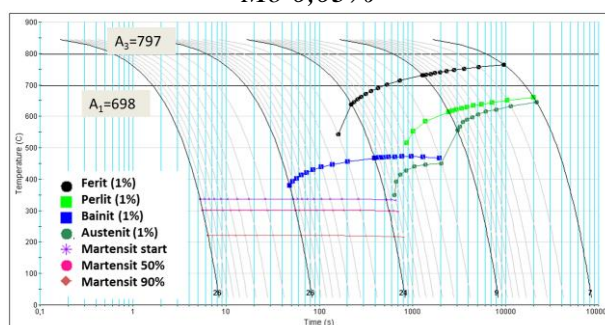
Teploty počátku a konce tvorby martenzitu, M_s a M_f byly určeny pouze v programu JMatPro, jelikož u dilatometrické křivky použité pro stanovení teplot A_{c1} a A_{c3} nebylo provedeno ochlazování dostatečnou rychlostí (Tab. 2). Nejnižší teploty počátku a konce martenzické přeměny byly zjištěny u oceli AHSS4 s navýšeným obsahem niklu a molybdenu 204 °C a 73 °C. Na základě toho byla teplota zakalení stanovena pro všechny oceli 150 °C.



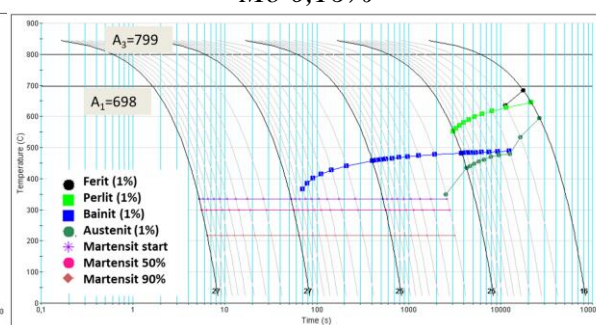
Obr. 32 AHSS1–ARA diagram – Ni 0,07 %, Mo 0,03%



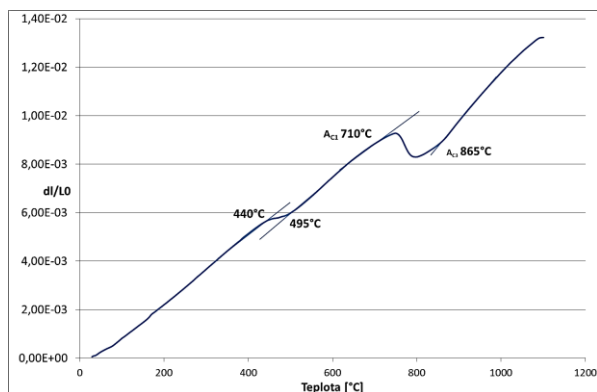
Obr. 33 AHSS2–ARA diagram – Ni 0,08 %, Mo 0,16%



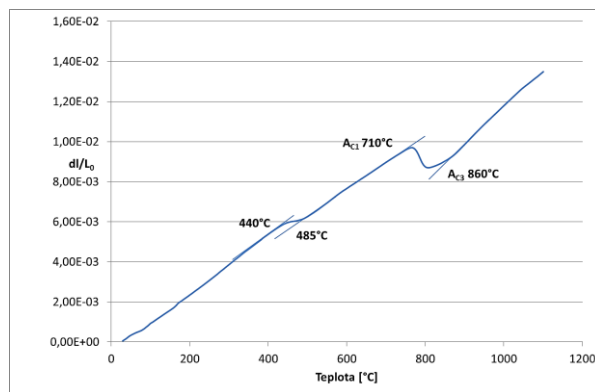
Obr. 34 AHSS3–ARA diagram – Ni 0,56 %, Mo 0,03 %



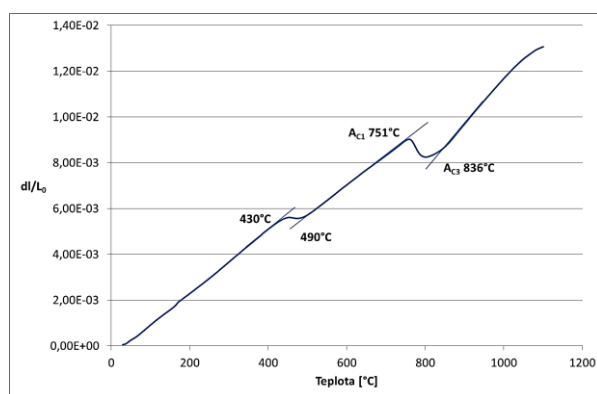
Obr. 35 AHSS4–ARA diagram Ni 0,56 %, Mo 0,16 %



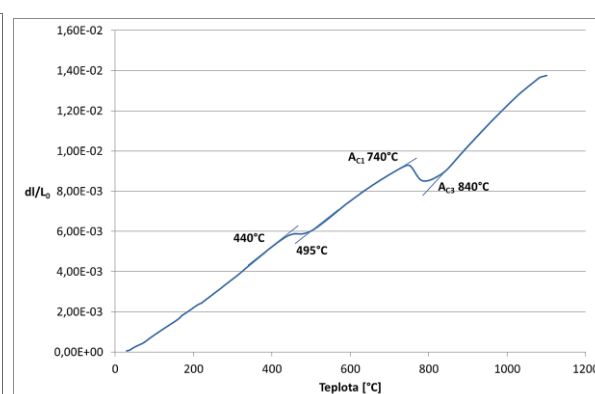
Obr. 36 AHSS1-záznam z dilatometrického měření, ohřev, rychlost ohřevu 30 °C/min



Obr. 37 AHSS2-záznam z dilatometrického měření, ohřev, rychlost ohřevu 30 °C/min



Obr. 38 AHSS3-záznam z dilatometrického měření, ohřev, rychlost ohřevu 30 °C/min



Obr. 39 AHSS4-záznam z dilatometrického měření, ohřev, rychlost ohřevu 30 °C/min

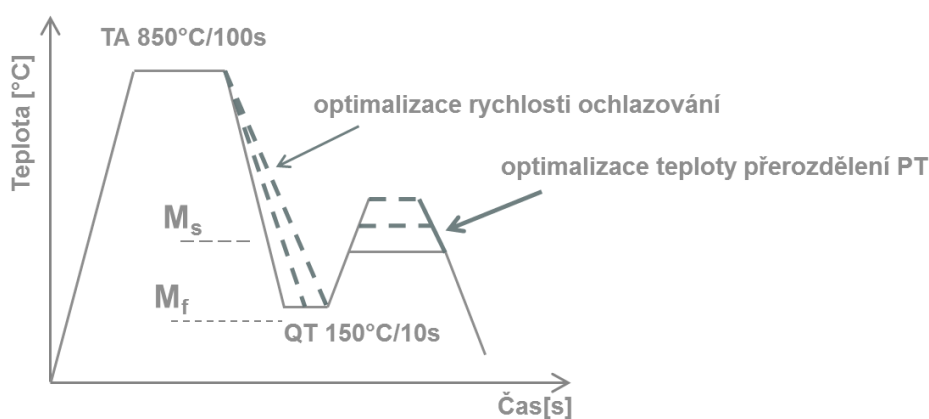
	A _{c1} [°C]	A _{c3} [°C]	M _s [°C]	M _f [°C]
AHSS1				
JMatPro	706	809	218	88
Dilatometrie	710	865	-	-
AHSS2				
JMatPro	710	813	214	83
Dilatometrie	710	860	-	-
AHSS3				
JMatPro	698	797	209	78
Dilatometrie	751	836	-	-
AHSS4				
JMatPro	698	799	204	73
Dilatometrie	740	840	-	-

Tab. 2 Porovnání transformačních teplot zjištěných výpočtem v programu a experimentem

6.3 Návrh Q-P procesu s pomocí modelování

První část experimentu byla zaměřena na materiálově-technologické modelování tepelného zpracování vysokopevných martenzitických ocelí Q-P procesem. Porovnáním výpočtů v programu JMatPro a výsledků u dilatometrického měření byla teplota austenitizace (TA) pro všechny režimy tepelného zpracování stanovena 850 °C s výdrží 100 s. Teplota zakalení mezi teploty M_s a M_f byla stanovena na základě výpočtů v programu JMatPro na 150 °C.

V průběhu experimentu byl popisován vliv parametrů tepelného zpracování na mechanické vlastnosti a výslednou mikrostrukturu. Z tohoto důvodu byly postupně optimalizovány jednotlivé parametry tepelného zpracování zejména rychlost ochlazení a teplota přerozdělení (PT), (Obr. 40).



Obr. 40 Schéma Q-P procesu s optimalizací jednotlivých parametrů TZ

6.3.1 Optimalizace rychlosti ochlazení

Rychlost ochlazení má vedle legovací strategie významný vliv na výslednou mikrostrukturu a mechanické vlastnosti vysokopevných ocelí. Při návrhu Q-P procesu byly rychlosti ochlazení voleny s ohledem na diagramy anizotermického rozpadu (ARA) vypočtené v programu JMatPro (Obr. 32 - Obr. 35). Při tepelném zpracování Q-P procesem bylo důležité vyhnout se perlitickému a feritickému nosu a dosáhnout martenziticko-bainitické struktury s určitým podílem zbytkového austenitu s požadovanými mechanickými vlastnostmi. Proto bylo cílem zjistit, při jaké rychlosti ochlazení se ve výsledné mikrostruktuře navržených experimentálních ocelí vyskytuje perlit.

Byly navrženy čtyři režimy tepelného zpracování (Q-P proces) s rozdílnou rychlostí ochlazení. Tyto režimy byly odzkoušeny na simulátoru (Obr. 18) na všech experimentálních ocelích. Parametry tepelného zpracování s dosaženými mechanickými vlastnostmi jsou uvedeny v tabulce (Tab. 3). Grafický přehled vlivu rychlosti ochlazení na tažnost jednotlivých ocelí znázorňuje (Obr. 41).

Po odzkoušení všech režimů tepelného zpracování byla provedena metalografie, mechanické zkoušky a pro zjištění podílu zbytkového austenitu (RA) byla provedena rentgenová difrakční fázová analýza. U všech ocelí výsledná mikrostruktura martenziticko-bainitická s určitým obsahem zbytkového austenitu. U oceli AHSS-1 bylo dosaženo struktury na bázi martenzitu, bainitu a zbytkového austenitu. Při odzkoušení všech rychlostí ochlazení (0,2; 0,5; 0,8 a 1 °C/s) nebyl ve struktuře objeven perlit (Obr. 42 - Obr. 45). Bylo

dosaženo velmi dobrých mechanických vlastností. Při snižování rychlosti ochlazování docházelo k navýšení meze pevnosti. Mez pevnosti dosahovala až 2308 MPa při tažnosti 11 % (Tab. 3, Obr. 41).

Perlit se začal objevovat až u oceli AHSS-2 s navýšeným obsahem molybdenu a to již od rychlosti ochlazování 0,8 °C/s (Obr. 46, Obr. 47). Jeho množství rostlo s klesající rychlostí ochlazování (Obr. 48 - Obr. 51). Z důvodu velkého podílu perlitu klesla při rychlosti ochlazování 0,2 °C/s mez pevnosti u této oceli na 1192 MPa a zvýšila se tažnost na 18 %, RTG difrakce neprokázala žádný podíl zbytkového austenitu v martenzitické matici (Tab. 3, Obr. 41). Na difraktogramu u vzorku s nejnižší rychlostí ochlazování (0,2 °C/s) je patrné hrubnutí struktury. Difrakční linie nejsou zcela hladké a spojitě (Obr. 56). Kvalitativní fázovou analýzou nebyl ve struktuře identifikován zbytkový austenit.

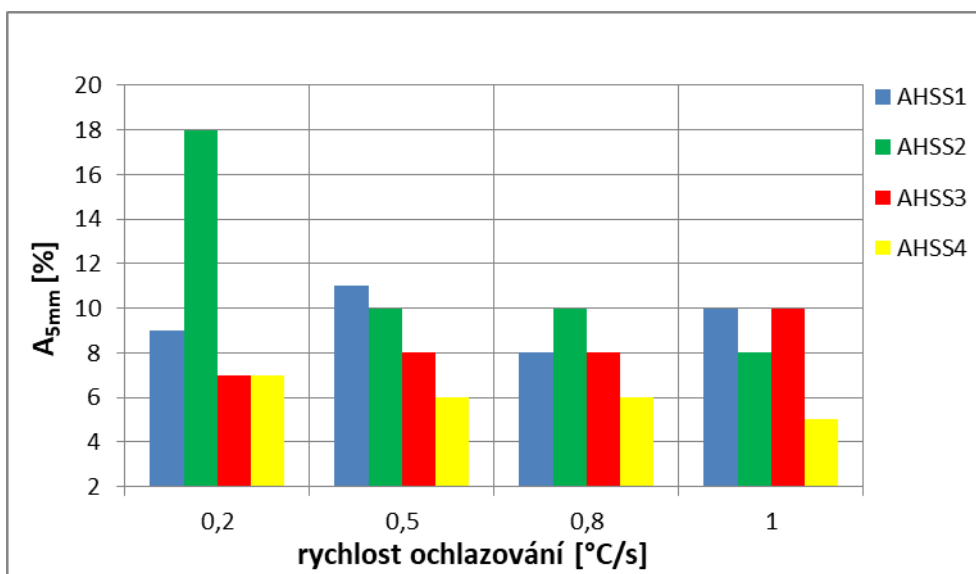
Nejlepších výsledků bylo dosaženo u oceli AHSS-3 s navýšeným obsahem niklu. Při rychlosti ochlazování 1 °C/s bylo dosaženo meze pevnosti 2308 MPa při tažnosti 10 % a 12 % zbytkového austenitu (Tab. 3, Obr. 41). Množství zbytkového austenitu bylo identifikováno rentgenovou difrakční kvalitativní fázovou analýzou. Na difraktogramu u vzorku s teplotou přerozdělení 200 °C je patrná jemnozrná struktura bez přednostní orientace a větších krystalitů. Difrakční linie jsou zcela hladké a spojitě (Obr. 57).

Pro zjištění morfologie zbytkového austenitu byla u oceli AHSS3 s rychlostí ochlazování 1 °C/s a s teplotou přerozdělení 200 °C, kde byly dosažena nejlepší kombinace pevnosti a tažnosti, provedena transmisní elektronová mikroskopie. Transmisní elektronovou mikroskopií bylo nejprve provedeno pozorování ve světlém poli, kde byly patrné jednotlivé latky martenzitu a jejich růst z původních austenitických zrn (Obr. 58, Obr. 59). Martenzitická matrice byla potvrzena pomocí selekční elektronové difrakce s aperturní clonou. Zbytkový austenit v martenzitické matici byl identifikován měřením v tmavém poli ve vybrané difrakční stopě a pozorován po hranicích původních austenitických zrn, subzrn a po hranicích martenzitických látek (Obr. 60 - Obr. 64).

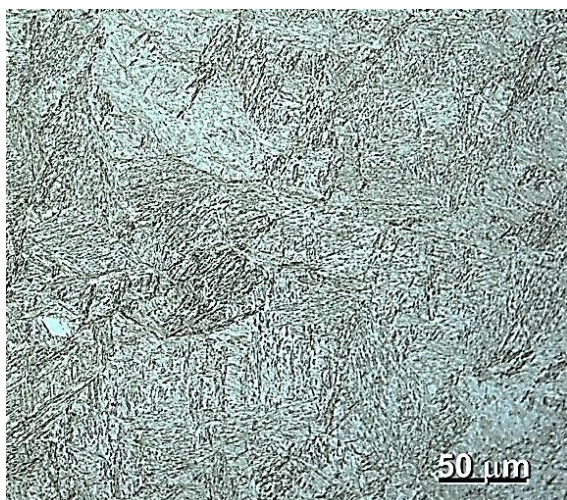
U ocelí AHSS-3 a AHSS-4 se nežádoucí perlit vyskytoval v menším množství než u oceli AHSS-2 po hranicích původních austenitických zrn (Obr. 52 – Obr. 55). Vzhledem k výskytu perlitu již od rychlosti ochlazování 0,8 °C/s není pro oceli AHSS-2, AHSS-3 a AHSS-4 vhodná nižší rychlost ochlazování než 1 °C/s.

Číslo režimu/ocel	TA[°C]/t _A [s]	Rychlost ochlazování z TA na QT [°C/s]	QT [°C]	PT [°C/s] /t _{PT} [s]	HV10 [-]	R _m [MPa]	A _{5mm} [%]	RA [%]
1/AHSS1	850/100	1	150	200/600	676	2258	10	-
1/AHSS2					631	2329	8	-
1/AHSS3					679	2308	10	12
1/AHSS4					647	2289	5	-
2/AHSS1		0,8			638	2269	8	10
2/AHSS2					664	2287	10	9
2/AHSS3					596	2151	8	7
2/AHSS4					634	2264	6	-
3/AHSS1		0,5			592	2308	11	8
3/AHSS2					521	2025	10	8
3/AHSS3					507	1864	8	12
3/AHSS4					645	2323	6	-
4/AHSS1		0,2			634	2303	9	9
4/AHSS2					345	1192	18	0
4/AHSS3					613	2108	7	8
4/AHSS4					561	2027	7	-

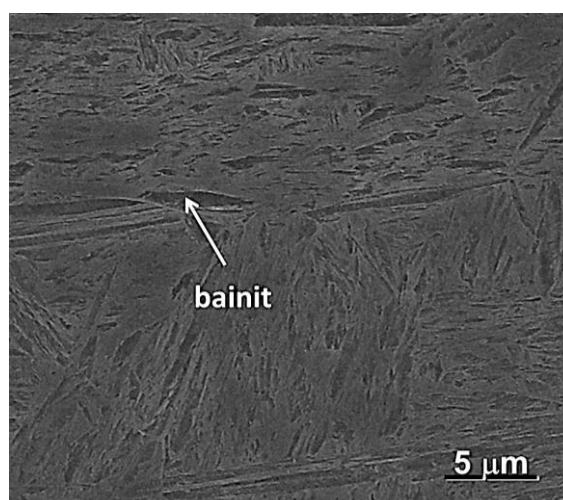
Tab. 3 Parametry pro modelové zpracování na TMZ simulátoru s dosaženými mechanickými vlastnostmi



Obr. 41 Vliv rychlosti ochlazování na tažnost jednotlivých ocelí



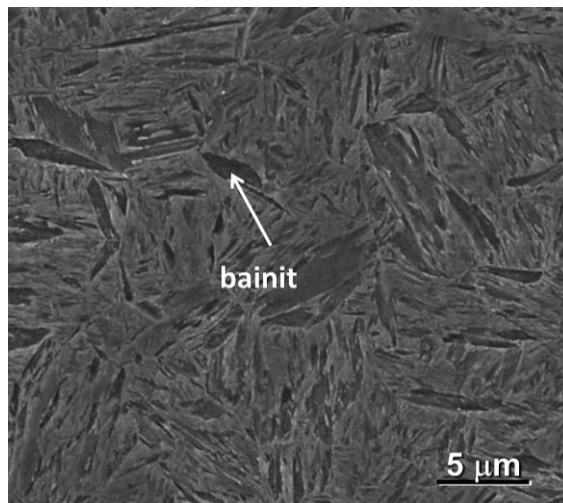
Obr. 42 AHSS-1, režim č. 3, martenziticko-bainitická struktura, rychlost ochlazování 0,5 °C/s, SM



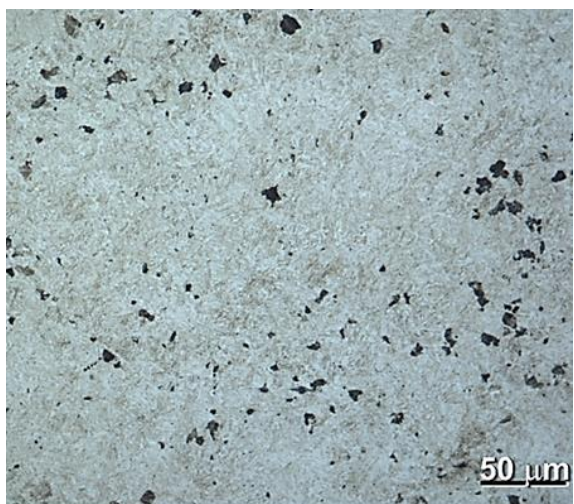
Obr. 43 AHSS-1, režim č. 3, martenziticko-bainitická struktura, rychlost ochlazování 0,5 °C/s, detail SEM



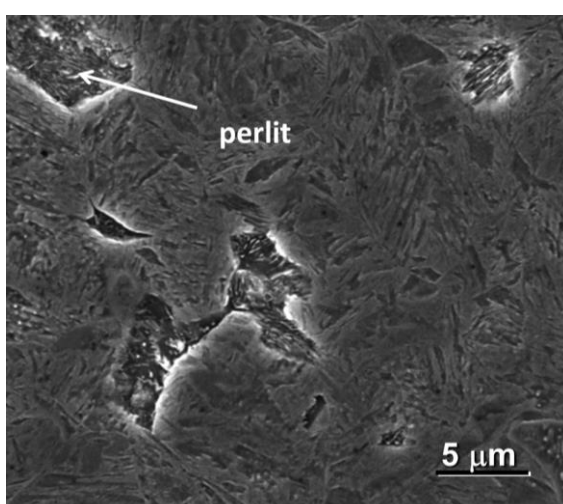
Obr. 44 AHSS-1, režim č. 4, rychlost ochlazování 0,2 °C/s, martenziticko-bainitická struktura, SM



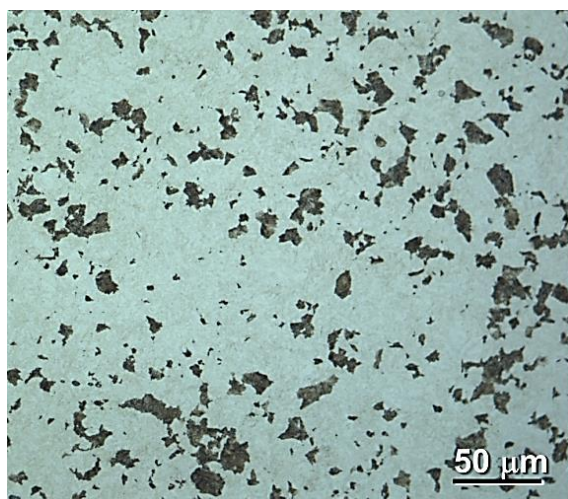
Obr. 45 AHSS-1, režim č. 4, rychlost ochlazování 0,2 °C/s, martenziticko-bainitická struktura, detail SEM



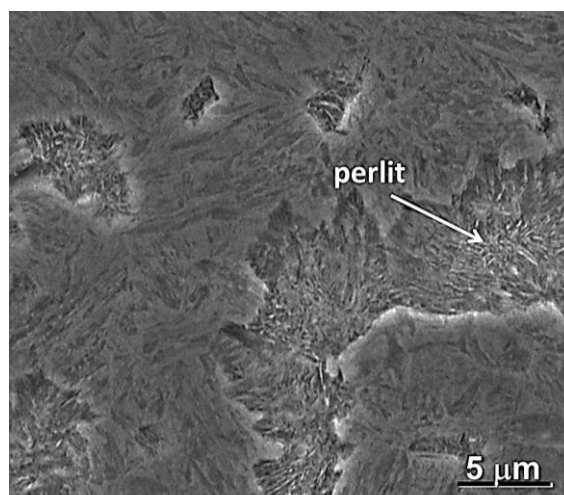
Obr. 46 AHSS-2, režim č. 2, rychlost ochlazování 0,8 °C/s, martenzitická struktura s podílem perlitu, SM



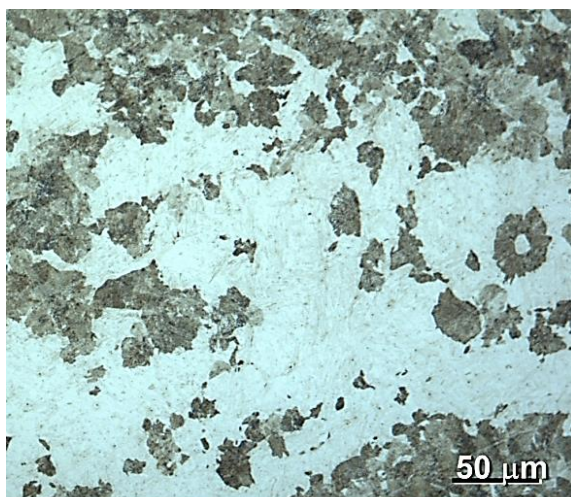
Obr. 47 AHSS-2, režim č. 2, rychlost ochlazování 0,8 °C/s, martenzitická struktura s malým podílem perlitu, detail SEM



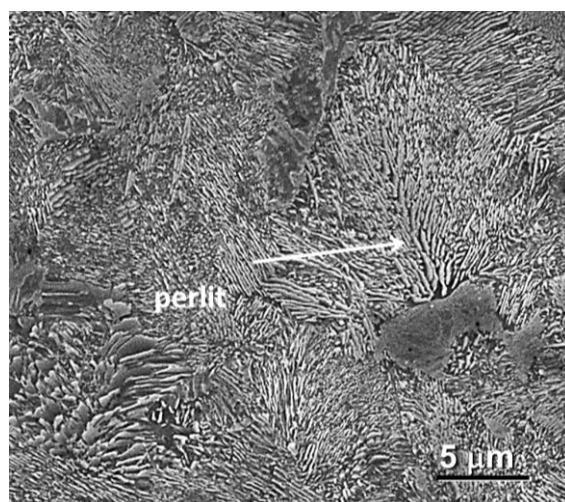
Obr. 48 : AHSS-2, režim. č. 3, rychlost ochlazování 0,5 °C/s martenzitická struktura s podílem perlitu, SM



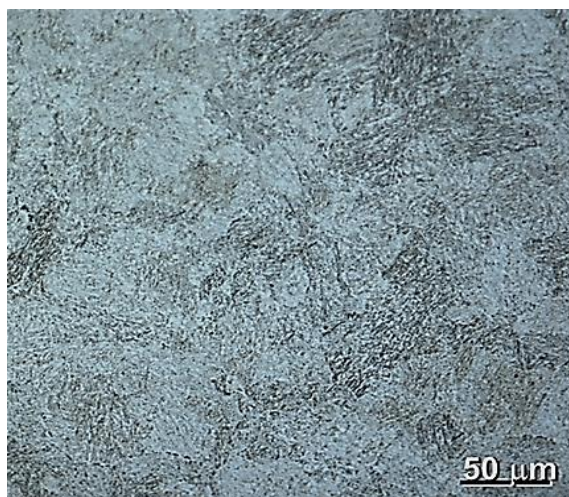
Obr. 49 AHSS-2, režim č. 3, rychlost ochlazování 0,5 °C/s martenzitická struktura s určitým podílem perlitu, detail SEM



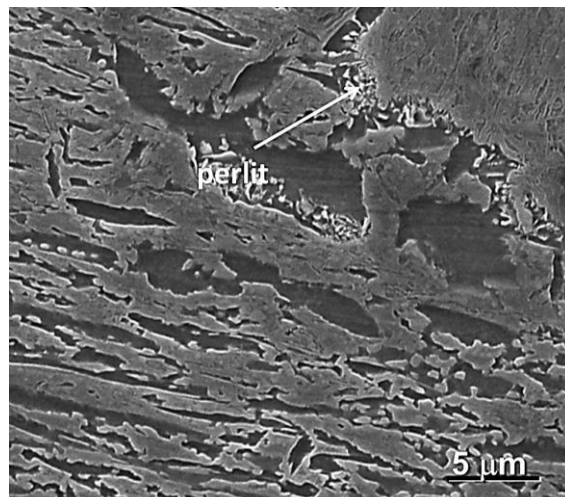
Obr. 50 AHSS-2, režim č. 4, rychlost ochlazování 0,2 °C/s, martenzitická struktura s vyšším podílem perlitu, SM



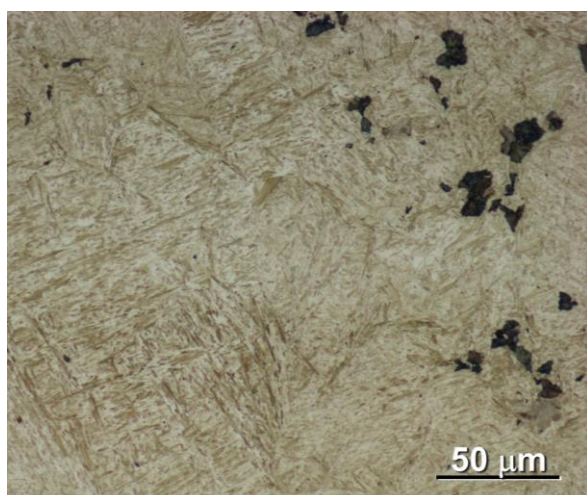
Obr. 51 AHSS-2 režim č. 4, rychlost ochlazování 0,2 °C/s, martenzitická struktura s vyšším podílem perlitu, detail SEM



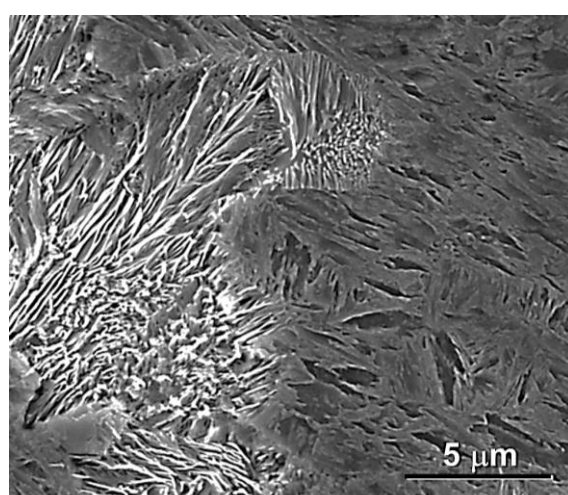
Obr. 52 AHSS-3, režim č. 2, rychlost ochlazování 0,8 °C/s, martenziticko-bainitická struktura s malým množstvím jemného perlitu po hranicích původních zrn, SM



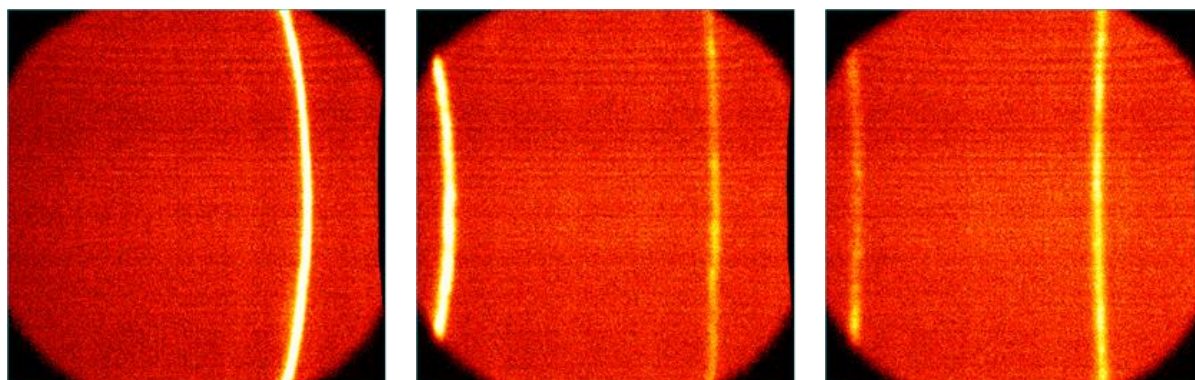
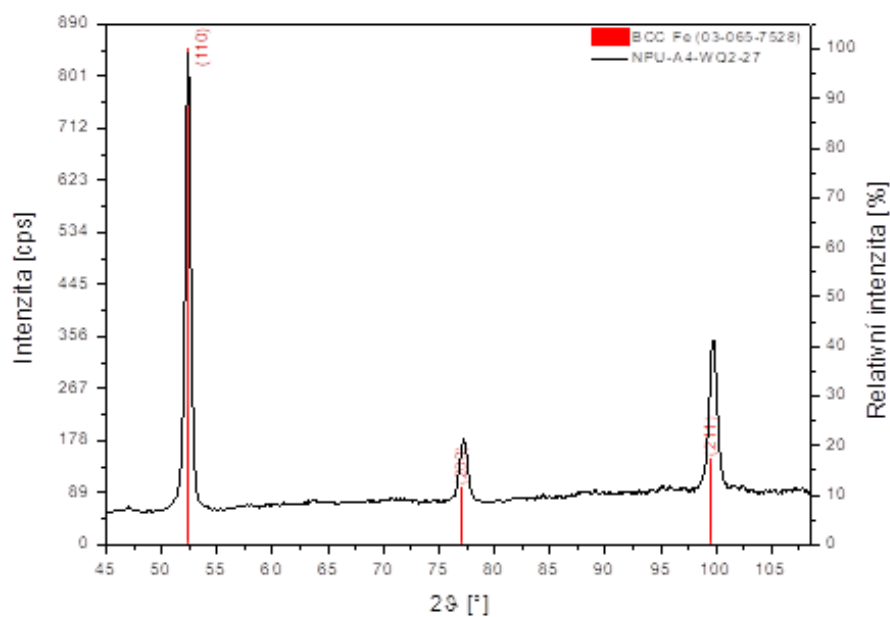
Obr. 53 AHSS-3, režim č. 2, rychlost ochlazování 0,8 °C/s, martenziticko-bainitická struktura s malým množstvím jemného perlitu po hranicích původních zrn, detail SEM



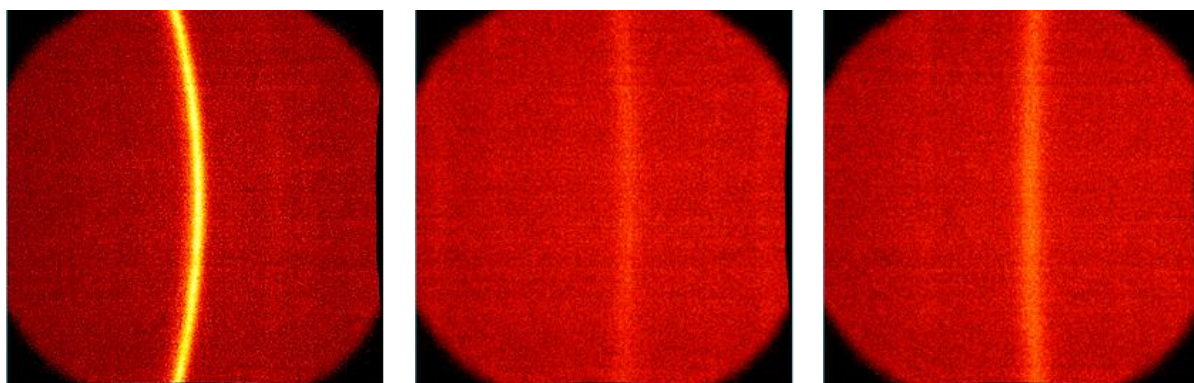
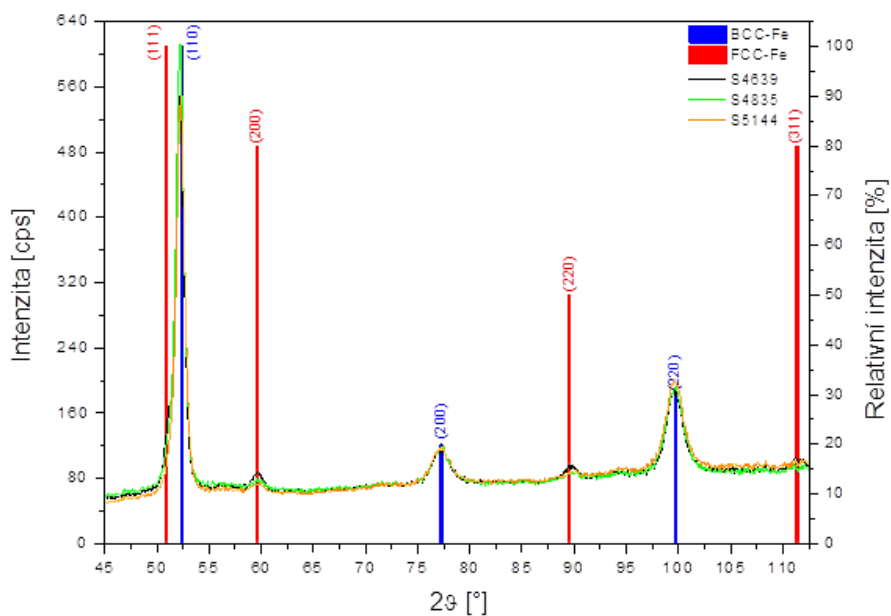
Obr. 54 AHSS-4, režim č. 4, rychlost ochlazování 0,2 °C/s, martenzitická struktura s podílem perlitu, SM



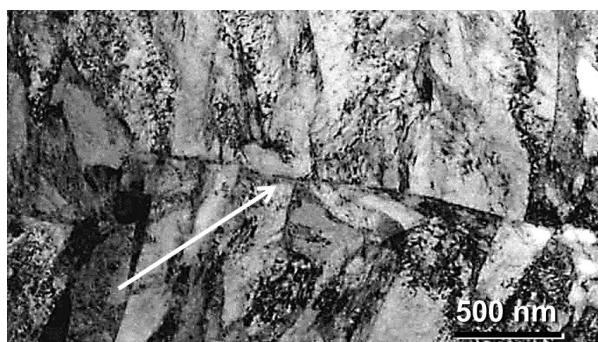
Obr. 55 AHSS-4, režim č. 4, rychlost ochlazování 0,2 °C/s, martenzitická struktura s podílem perlitu, detail SEM



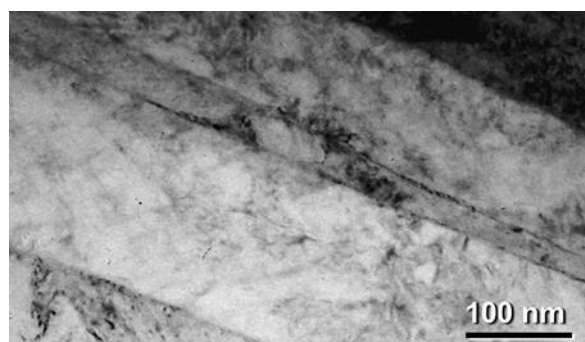
Obr. 56 Radiální profil a difraktogram oceli AHSS2 s rychlostí ochlazování 0,2 °C/s s identifikovaným feritem



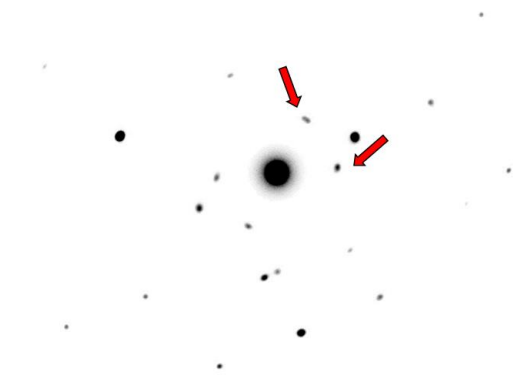
Obr. 57 Radiální profil a difraktogram oceli AHSS3 s rychlostí ochlazování 1 °C/s s identifikovanými fázemi



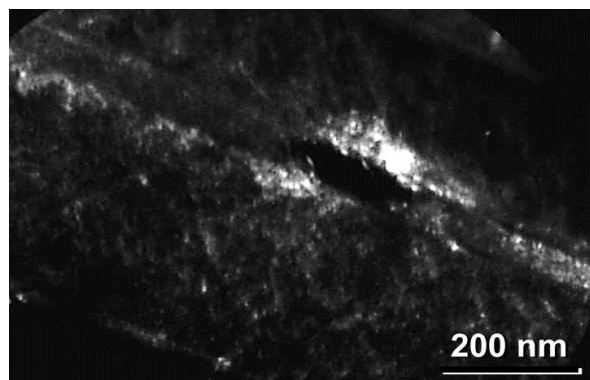
Obr. 58 AHSS-3, zobrazení původního austenitického zrna v martenzitické matici



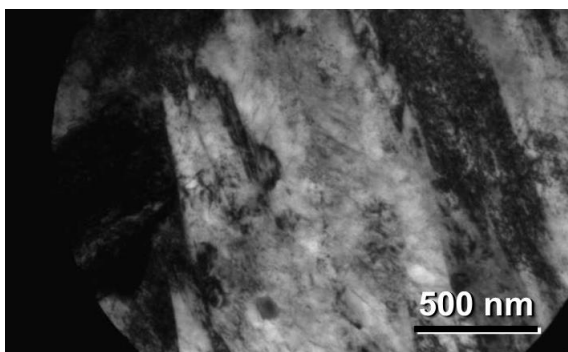
Obr. 59 AHSS-3, zobrazení martenzitické matrice ve světlém poli



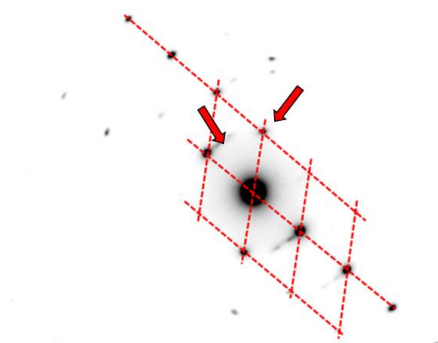
Obr. 60 AHSS-3, difraktogram martenzitické matrice s vybranými stopami austenitu v tmavém poli. Zonální osa difrakce je $z = [1\ 1\ 1]$



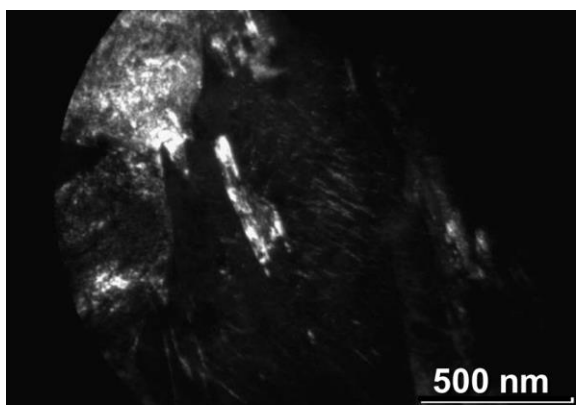
Obr. 61 AHSS-3, mikrofotografie rozložení zbytkového austenitu ve tmavém poli



Obr. 62 AHSS-3, martenzitická matrice ve světlém poli



Obr. 63 AHSS-3, difraktogram martenzitické matrice s vyznačenými stopami pro ověření přítomnosti austenitu. Zonální osa difrakce je $z = [3\ 5\ 6]$



Obr. 64 AHSS-3, mikrofotografie rozložení zbytkového austenitu v tmavém poli

6.3.2 Optimalizace teploty přerozdělení

Dále byla optimalizována teplota přerozdělení. Na této teplotě dochází při výdrži k difuzi uhlíku z přesyceného martenzitu do austenitu, a tím dochází k jeho následné stabilizaci. Cílem bylo stanovit vhodnou teplotu přerozdělení a získat vhodnou martenzitickou strukturu s určitým množstvím stabilizovaného zbytkového austenitu.

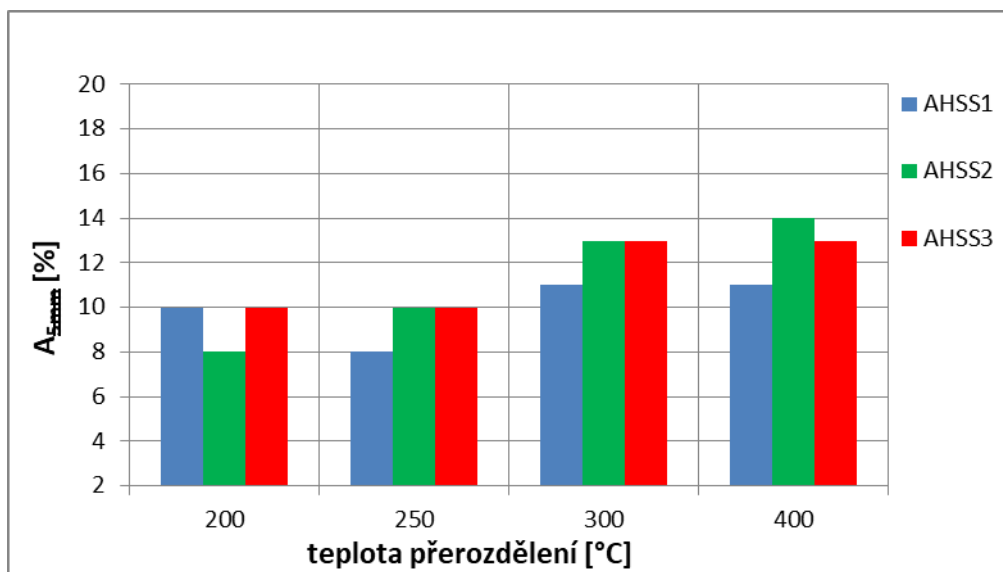
Byly navrženy čtyři režimy tepelného zpracování s teplotou austenitizace 850 °C a s rozdílnou teplotou přerozdělení (200, 250, 300 a 400 °C). Tyto režimy byly odzkoušeny na TMZ simulátoru (Obr. 18) na třech vybraných ocelích. Rychlost ochlazování byla volena na základě předchozího experimentu s cílem vyhnout se perlitickému nosu 1 °C/s. Parametry tepelného zpracování s dosaženými mechanickými vlastnostmi jsou uvedeny v (Tab. 4). Grafický přehled vlivu teploty přerozdělení na tažnost jednotlivých ocelí znázorňuje (Obr. 65).

Po odzkoušení všech režimů byla získána martenziticko-bainitická struktura s určitým množstvím zbytkového austenitu. Nejlepších výsledků bylo dosaženo při teplotě přerozdělení 200 °C (Tab. 4 - režim č. 1, Obr. 66, Obr. 67) u oceli AHSS-3 s navýšeným podílem niklu. U této oceli bylo dosaženo meze pevnosti až 2308 MPa při tažnosti 10 %. Podíl zbytkového austenitu byl stanoven RTG difrakcí na 12 % (Tab. 4, Obr. 65). Tento austenit je pravděpodobně stabilní a má příznivý vliv na mechanické vlastnosti oceli.

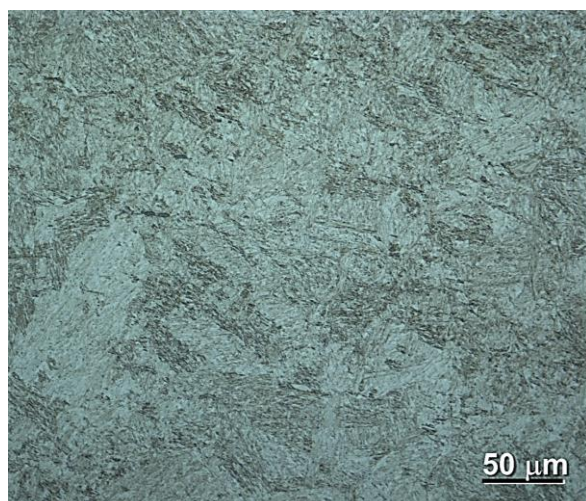
Vyšší teplota přerozdělení (250 °C, 300 °C) měla příznivý vliv na difúzi uhlíku z přesyceného martenzitu a tím i na množství zbytkového austenitu ve struktuře (Obr. 68 – Obr. 71). Nejvyšší hodnoty bylo dosaženo při teplotě přerozdělení 400 °C u oceli AHSS-2 až 36 obj. %. Došlo však k poklesu meze pevnosti na 1842 MPa (Tab. 4, Obr. 65). Zbytkový austenit při této teplotě přerozdělení však není pravděpodobně stabilní a část se rozpadá na martenzit (M-A složka ve výsledné mikrostruktuře), (Obr. 72, Obr. 73). Množství zbytkového austenitu bylo identifikováno kvalitativní fázovou analýzou. Na difraktogramu u vzorku s teplotou přerozdělení 400 °C je patrná jemnozrná struktura bez přednostní orientace a větších krystalitů. Difrakční linie jsou zcela hladké a spojité (Obr. 74).

Číslo režimu/ocel	T _A [°C]/t _A [s]	Rychlost ochlazování [°C/s]	QT [°C]	PT [°C/s] /t _{PT} [s]	HV10 [-]	R _m [MPa]	A _{5mm} [%]	RA [%]
1/AHSS1	850/100	1	150	200/600	676	2258	10	-
1/AHSS2				200/600	631	2329	8	-
1/AHSS3				200/600	679	2308	10	12
2/AHSS1				250/600	587	2135	8	-
2/AHSS2				250/600	594	2137	10	-
2/AHSS3				250/600	587	2167	10	13
3/AHSS1				300/600	487	1799	11	-
3/AHSS2				300/600	518	1943	13	18
3/AHSS3				300/600	453	1660	13	-
4/AHSS1				400/600	488	1727	11	-
4/AHSS2				400/600	478	1842	14	36
4/AHSS3				400/600	490	1750	13	-

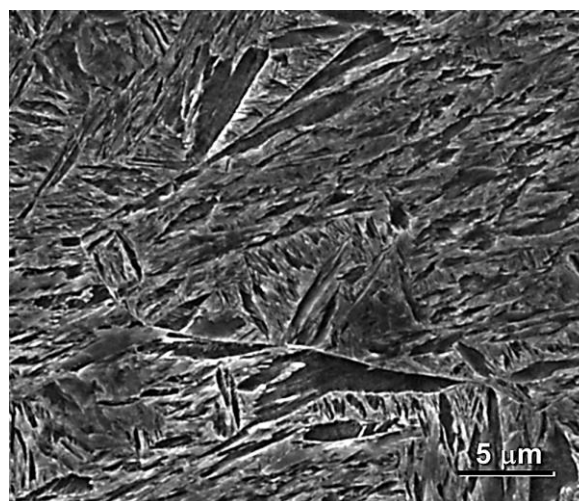
Tab. 4 Parametry pro modelové zpracování na TMZ simulátoru s dosaženými mechanickými vlastnostmi



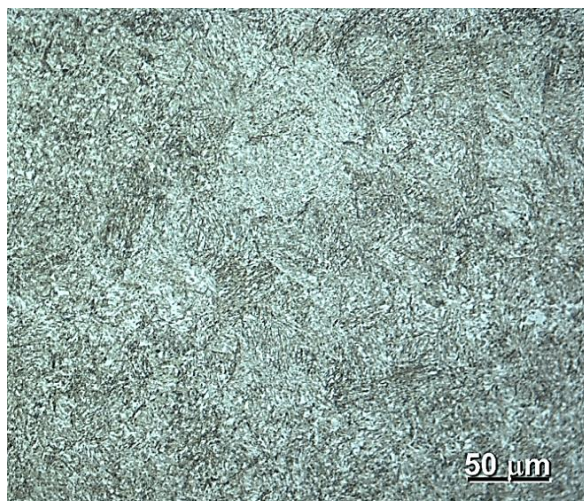
Obr. 65 Vliv teploty přerozdělení na tažnost jednotlivých ocelí



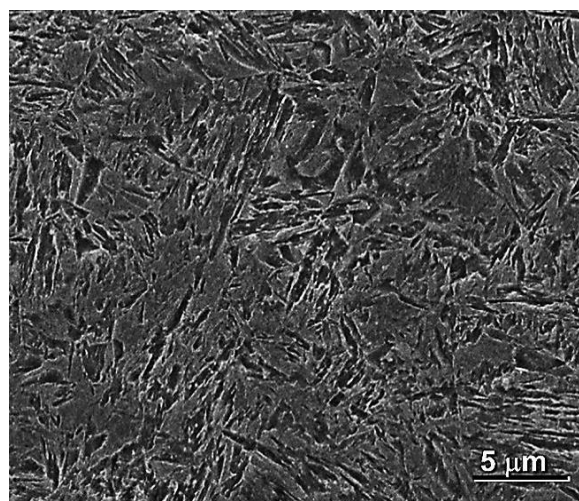
Obr. 66 AHSS-1, režim č. 1, teplota přerozdělení 200 °C, martenziticko-bainitická struktura s podílem zbytkového austenitu, SM



Obr. 67 AHSS-1, režim č. 1, teplota přerozdělení 200 °C, martenziticko-bainitická struktura s podílem zbytkového austenitu, detail SE



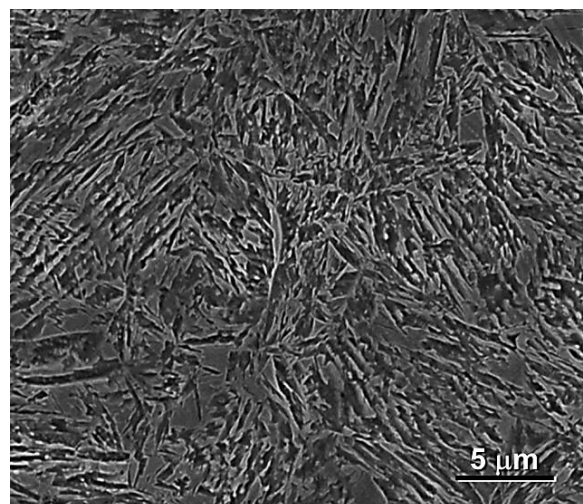
Obr. 68 AHSS-3, režim č. 2, teplota přerozdělení 250 °C, popuštěná směsná martenziticko-bainitická struktura s určitým podílem M-A složky, SM



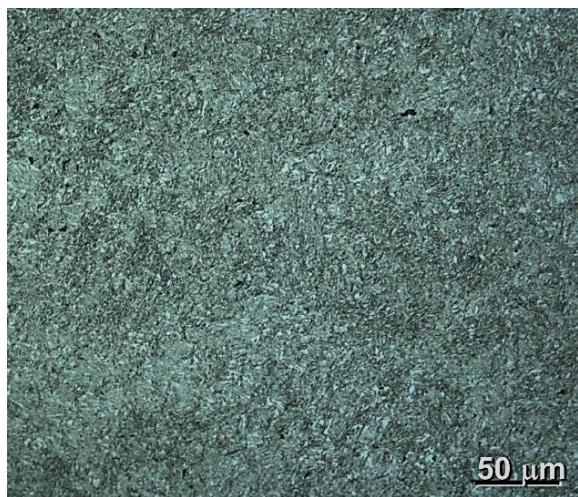
Obr. 69 AHSS-3, režim č. 2, teplota přerozdělení 250 °C, popuštěná směsná martenziticko-bainitická struktura, detail SEM



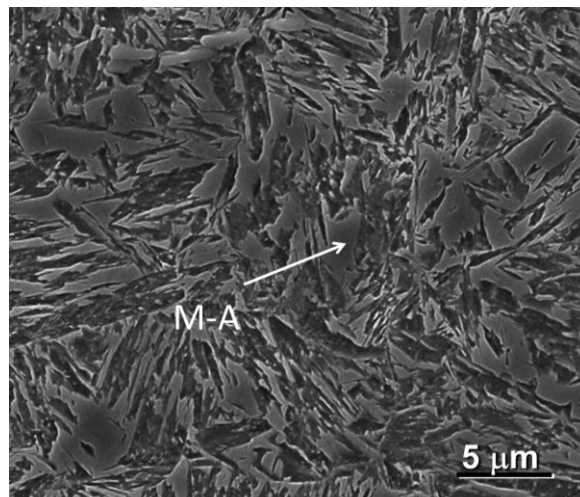
Obr. 70 AHSS-2, režim č. 3, teplota přerozdělení 300 °C, popuštěná směsná martenziticko-bainitická struktura s vyšším podílem M-A složky, SM



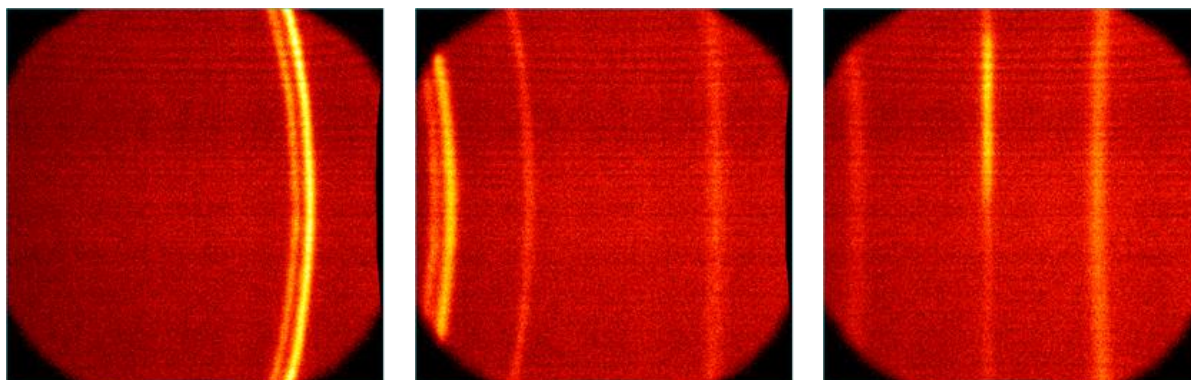
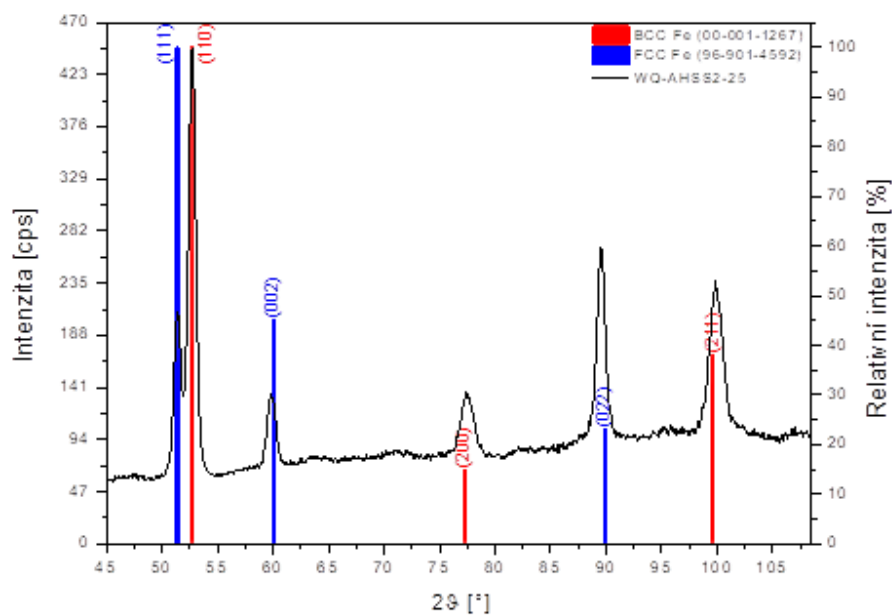
Obr. 71 AHSS-2, režim č. 3, teplota přerozdělení 300 °C, popuštěná směsná martenziticko-bainitická struktura s vyšším podílem M-A složky, detail SEM



Obr. 72 AHSS-2, režim č. 4, teplota přerozdělení 400 °C, popuštěná směsná martenziticko-bainitická struktura s vysokým podílem zbytkového austenitu 36 %, SM



Obr. 73 AHSS-2, režim č. 4, teplota přerozdělení 400 °C, popuštěná směsná martenziticko-bainitická struktura s vysokým podílem zbytkového austenitu 36 %, detail SEM



Obr. 74 Radiální profil a difraktogram oceli AHSS2 s teplotou přerozdělení 400 °C s identifikovanými fázemi

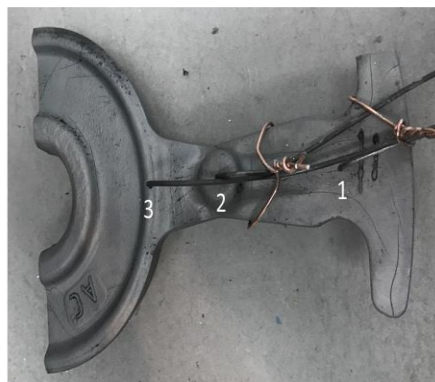
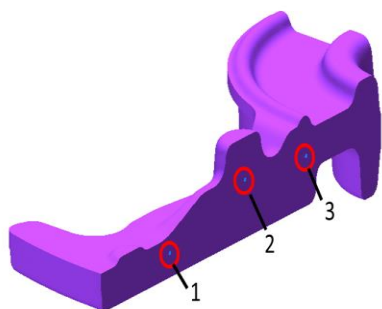
6.4 Experimentální zpracování zápustkových výkovků

V současné době u moderních zápustkových výkovků stoupají požadavky jak v oblasti konstrukčního řešení, tak požadavky na mechanické vlastnosti. Současné postupy klasických kovárenských ocelí jsou za léta optimalizovány tak, že již nemají prostor pro další podstatné zdokonalování a zlepšování mechanických vlastností. Zejména se jedná o zvyšování pevnosti se současným zabezpečením provozní životnosti a bezpečnosti. Pro dosažení pokroku v této oblasti je nutno v budoucnu vyvinout a zavést nové technologie tepelného nebo termomechanického zpracování, které si ovšem vyžádají i další vývoj v oblasti legování a celého metalurgického procesu výroby polotovaru. Moderní způsob tepelného zpracování výkovků Q-P procesem má však zásadní nevýhodu v tom, že musí být při kalení řízena teplota tak, aby nebyla podkročena kalící teplota, která leží nad teplotou M_f . Q-P zpracování lze technicky jednoduchým způsobem zavést u ocelových polotovarů s konstantním průřezem, kde je řízení a vývoj teplotního pole podstatně jednodušší než u tvarově složitých součástí.

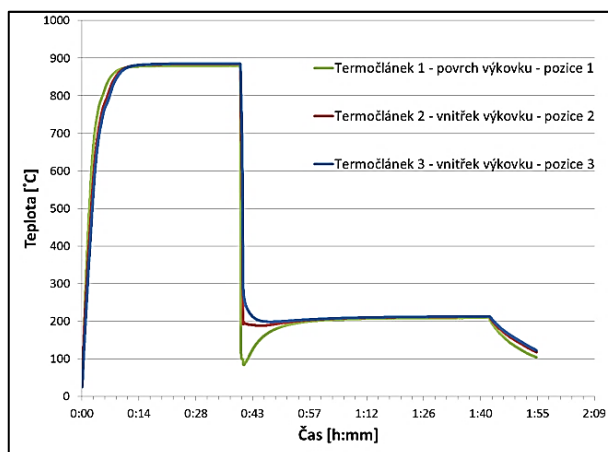
Tepelné zpracování výkovků, které nemají konstantní průřez, je technicky komplikovanější, proto byla druhá část experimentu zaměřena na porovnání reálného výkovku s modelem na základě mikrostruktury a mechanických vlastností. Z experimentální oceli s označením AHSS-3 s navýšeným obsahem niklu, na které byly po materiálově-technologickém modelování získány nejlepší mechanické vlastnosti, byl vykován reálný zápustkový výkovek délky cca 276 mm, šířky 98 mm, nehomogenní tloušťky 6-8 mm. Tento výkovek byl navržen jako unášec pro součást spojky pro přenos kroutícího momentu hybridního pohonu (Obr. 75, Obr. 76).



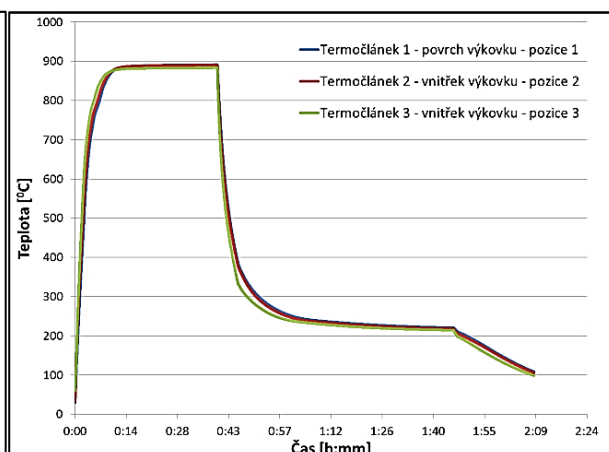
Obr. 75 Zápustkový výkovek z vysokopevné AHSS oceli



Obr. 77 Zápustkový výkovek z AHSS oceli opatřený termočláanky



Obr. 78 Průběh tepelného zpracování
zápustkového výkovku s kalením do vroucí
vody



Obr. 79 Průběh tepelného zpracování
zápustkového výkovku s pozvolným kalením
na vzduchu

6.4.2 Odzkoušení materiálův technologického modelu na TMZ simulátoru

Cílem materiálův-technologického modelování bylo zjistit, zda lze v laboratorních podmínkách odzkoušet širokou škálu parametrů tepelného zpracování a využít tento způsob pro optimalizaci reálného procesu tepelného zpracování zápustkových výkovek.

Ze získaných dat z reálného tepelného zpracování byly sestaveny čtyři modely tepelného zpracování s rozdílnou rychlostí ochlazování. První dva modely odpovídaly ochlazování povrchu a vnitřku výkovku ve vroucí vodě rychlostmi 64 °C/s a 5,7 °C/s. Další dva modely odpovídaly volnému ochlazování povrchu a vnitřku výkovku na vzduchu rychlostmi 3,5 °C/s a 2,9 °C/s (Tab. 5, Obr. 80). Jednotlivé modely byly odzkoušeny na TMZ simulátoru na závitových vzorcích z experimentální oceli (Obr. 18).

Po zpracování na termomechanickém simulátoru byla po všech modelech získána převážně martenzitická struktura s malým podílem bainitu a s rozdílným podílem zbytkového austenitu (Obr. 81 - Obr. 86). Podíl zbytkového austenitu (RA) v martenzitické matici se lišil v závislosti na rychlosti ochlazování. Při vysoké rychlosti ochlazování (64 °C/s), která odpovídala ochlazování ve vroucí vodě na povrchu výkovku (režim č. 1), bylo dosaženo pevnosti kolem 2100 MPa při tažnosti až 15 % (Tab. 5). Vysoký podíl (17 %) zbytkového austenitu v martenzitické matici byl prokázán vedle RTG difrakce také na světelném mikroskopu při speciálním barevném dvou-krokovém leptání (1. krok Nital, 2. krok 10 % vodní roztok Na₂S₂O₅, (Obr. 82). Zbytkový austenit byl identifikován nejen v globulární formě ale i po hranicích martenzitických jehlic. Difraktogram pro model, který odpovídal

rychlosti ochlazování povrchu výkovku (64 °C/s), prokázal počátek hrubnutí struktury. Difrakční linie nebyly zcela hladké a spojité. (Obr. 89). Zbytkový austenit byl u tohoto režimu potvrzen RTG difrakcí a transmisí elektronovou mikroskopií ve velkém množství. Transmisí elektronová mikroskopie prokázala jeho přítomnost po hranicích martenzitických jehlic.

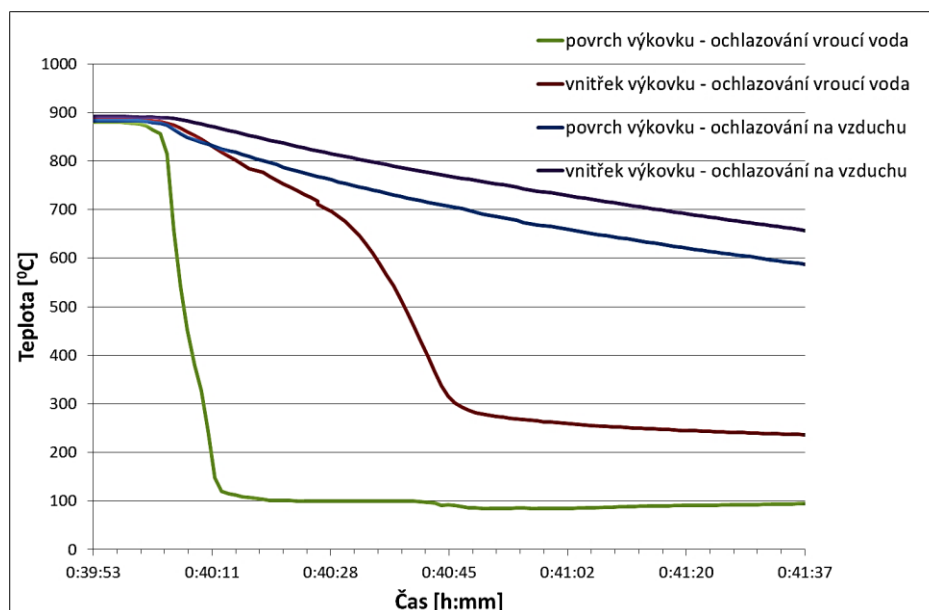
Při snížení rychlosti ochlazování na 5,7 °C/s, což odpovídalo ochlazování vnitřku výkovku ve vroucí vodě (Tab. 5, režim č. 2), nedošlo při ochlazování k dosažení teploty M_s (209 °C). Martenzit se tvořil až při ochlazování z teploty izotermické prodlevy. Ve struktuře byl identifikován tzv. „fresh martenzit“ a tomu odpovídala i vyšší tvrdost 669 HV10 (Tab. 5). Zbytkový austenit se nacházel stále ve vyšším množství (13 %), ale většinou ve formě M-A složky (byl nestabilní a docházelo k jeho rozpadu na martenzit). Z toho důvodu se tento austenitu nepodílel se na zvýšení tažnosti, která byla 8 %, i když byl obsažen v martenzitické matici ještě v poměrně velkém množství 10 %. Podíl zbytkového austenitu ve struktuře byl prokázán opět metalografií při speciálním leptání, kde se při srovnání s režimem č. 1, zbytkový austenit vyskytoval především ve formě M-A složky a již ne tak výrazně po hranicích martenzitických jehlic. Je zde i patrný jeho rozpad na martenzit (Obr. 84).

Další dva režimy se vlivem pomalé rychlosti ochlazování na vzduchu, která odpovídala ochlazování povrchu a vnitřku výkovku, příliš nelišily. Při rychlostech ochlazování 3,5 °C/s a 2,9 °C/s, nedošlo opět k dosažení teploty M_s (209 °C). Zbytkový austenit byl obsažen v množství 8 % a nepodílel na zvýšení tažnosti, která byla snížena na 3 %. Nárůst množství martenzitu způsobil opět další zvýšení tvrdosti cca 690 HV 10 (Tab. 5). Zbytkový austenit byl opět potvrzen barevným leptáním a nacházel hlavně v oblastech M-A složky (Obr. 86).

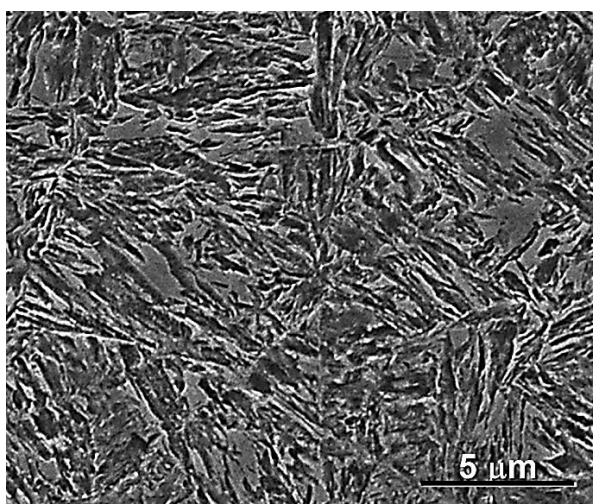
Mikrostruktura i mechanické vlastnosti přibližně odpovídaly i po srovnání s reálným výkovkem (Obr. 87). Při vysoké rychlosti ochlazování (64 °C/s), která odpovídala ochlazování povrchu výkovku, vyšel u reálného výkovku podíl zbytkového austenitu 10 %. Zbytkový austenit se nevyskytoval jen v globulární formě, ale i po hranicích martenzitických jehlic (Obr. 88). Mez pevnosti 2131 MPa a tažnost 12 % odpovídala při srovnání s modelem. Při nízké rychlosti ochlazování, která odpovídala volnému ochlazování povrchu výkovku na vzduchu, byl podíl zbytkového austenitu u reálného výkovku 9 %. Mez pevnosti 1950 MPa a tažnost 2 % také přibližně odpovídala při srovnání s modelem (Tab. 5). Difraktogram vzorku, který odpovídal vysoké rychlosti ochlazování povrchu reálného výkovku, prokázal vysoký podíl zbytkového austenitu, spojité spektrum a jemnozrnnou strukturu (Obr. 90)

Číslo režimu	T_A [°C]/ t_A [s]	rychlost ochlazování [°C/s]	QT [°C]	PT [°C/s] / t_{PT} [s]	Simulace				Reálný výkovek			
					HV10 [-]	R_m [MPa]	A_{5mm} [%]	RA [%]	HV10 [-]	R_m [MPa]	A_5 [%]	RA [%]
1	880/2400	64	100	200/3600	637	2114	15	17	603	2131	12	10
2		5,7	244	200/3600	669	2250	8	13	643	-	-	9
3		3,5	240	200/3600	692	2009	3	8	666	1949	2	9
4		2,9	240	200/3600	690	2141	4	7	656	2000	1	8

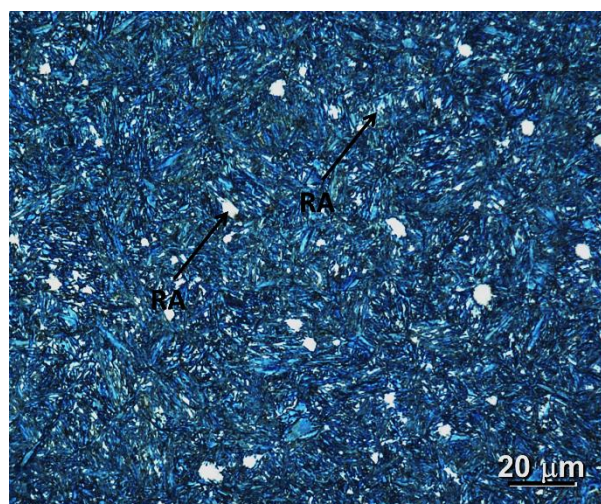
Tab. 5 Režimy pro modelové zpracování na TMZ simulátoru s dosaženými mechanickými vlastnostmi



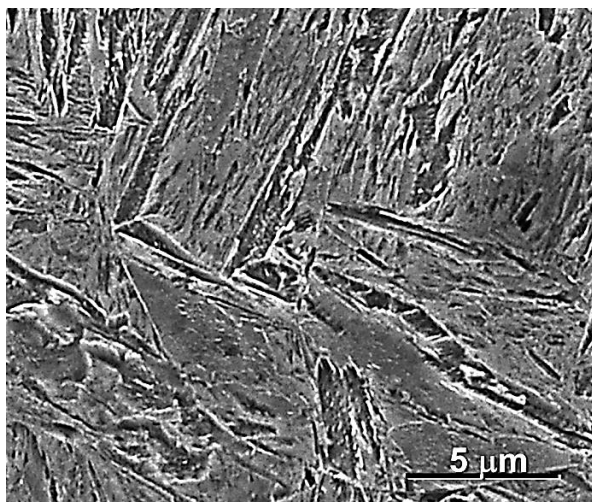
Obr. 80 Detaily křivek chladnutí na povrchu a uvnitř výkovku v okamžiku kalení ve vroucí vodě a s pozvolným kalením na vzduchu



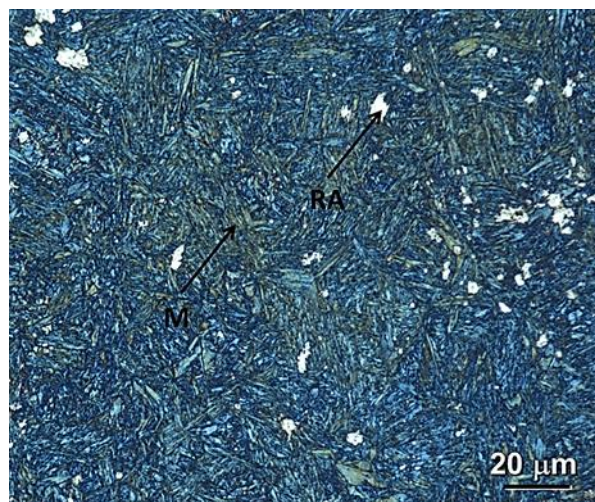
Obr. 81 Simulace průběhu ochlazování povrchu výkovku, vroucí voda, rychlost ochlazování 64 °C/s, martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, detail SEM



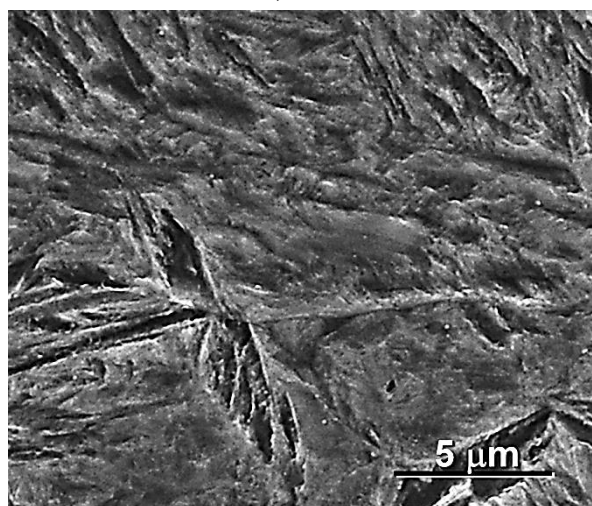
Obr. 82 Simulace průběhu ochlazování povrchu výkovku, rychlost ochlazování 64 °C/s, barevné leptání na zbytkový austenit, SM



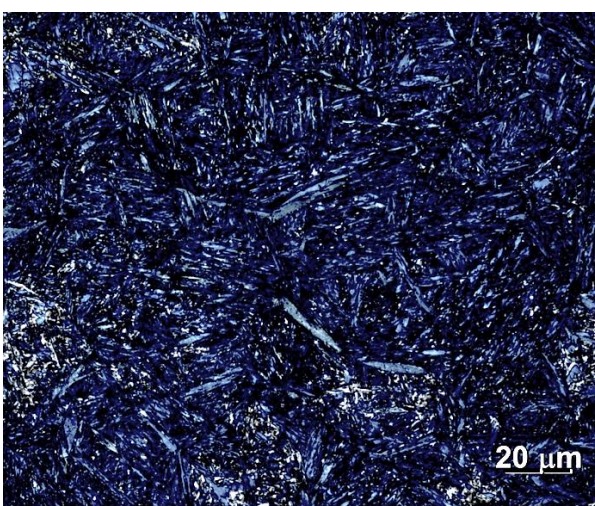
Obr. 83 Simulace průběhu ochlazování vnitřku výkovku, vroucí voda, rychlost ochlazování 5,7 °C/s, martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, detail SEM



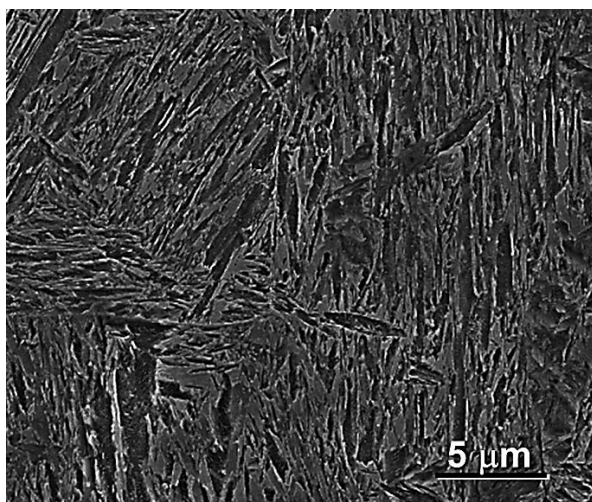
Obr. 84 Simulace průběhu ochlazování vnitřku výkovku, rychlost ochlazování 5,7 °C/s, barevné leptání na zbytkový austenit, SM, nečitelné popisky v obrázku



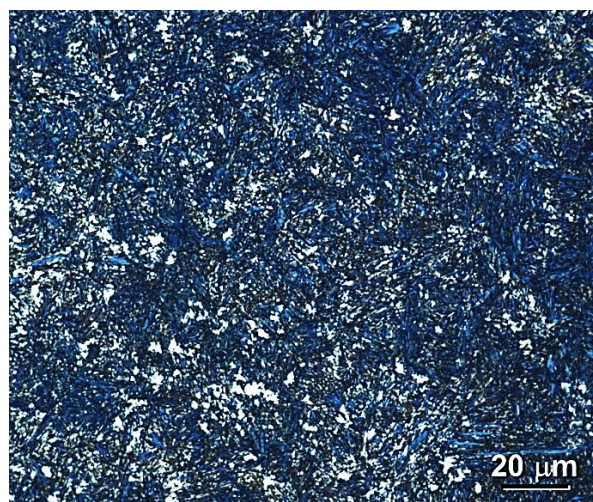
Obr. 85 Simulace průběhu ochlazování povrchu výkovku, vzduch, rychlost ochlazování 3,5 °C/s, martenzitická struktura s malým podílem bainitu a zbytkového austenitu detail SEM



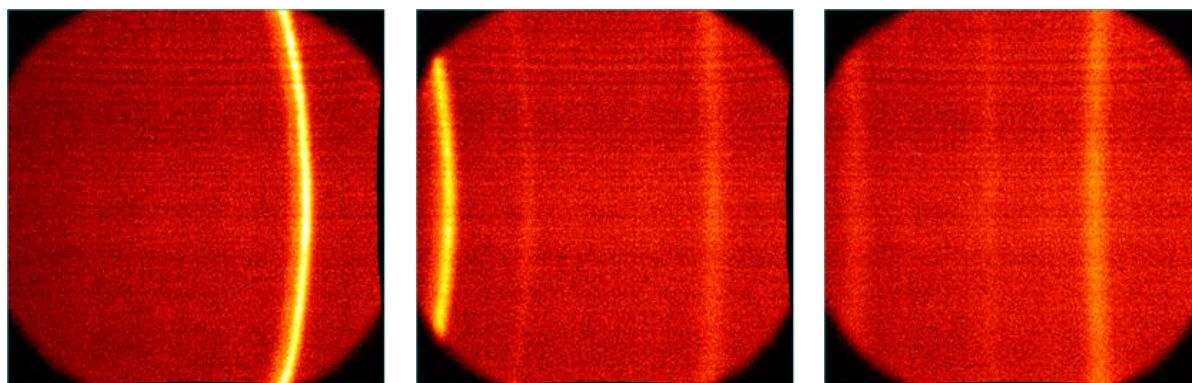
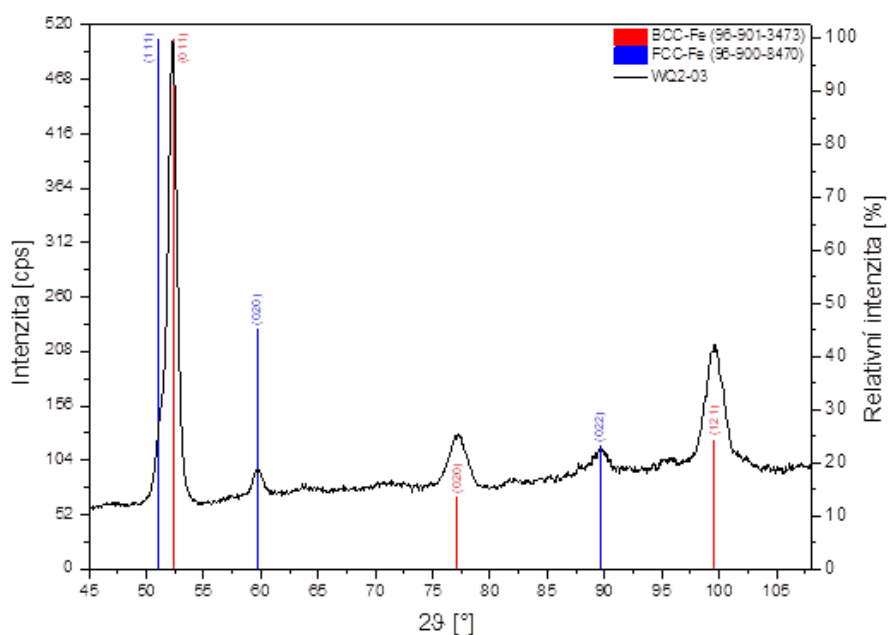
Obr. 86 Simulace průběhu ochlazování vnitřku výkovku, rychlost ochlazování 3,5 °C/s, barevné leptání na zbytkový austenit, SM



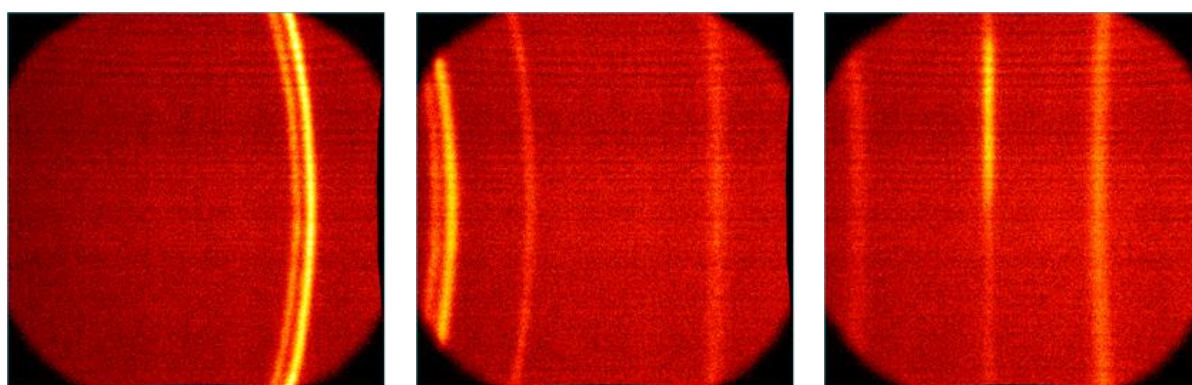
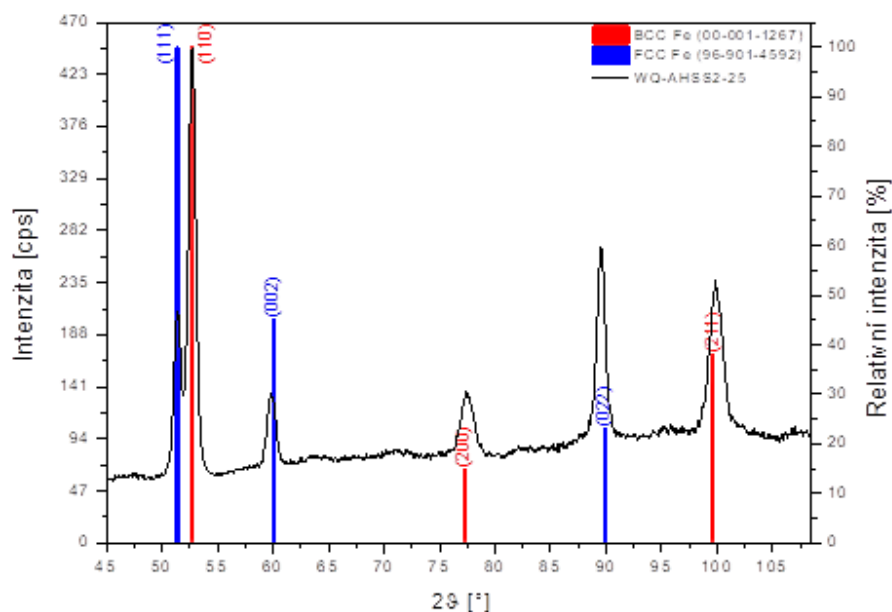
Obr. 87 Reálný výkovek, rychlost ochlazování 64 °C/s, vroucí voda, martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, detail SEM



Obr. 88 Reálný výkovek, ochlazování povrchu výkovku, rychlost ochlazování 64 °C/s, barevné leptání na zbytkový austenit, SM



Obr. 89 Radiální profil a difraktogram oceli AHSS3 pro model s rychlostí ochlazování 64 °C/s s identifikovanými fázemi



Obr. 90 Radiální profil a difraktogram oceli AHSS3, reálný výkovek, rychlost ochlazování 64 °C/s s identifikovanými fázemi

6.4.3 Stabilita zbytkového austenitu při různých teplotních expozičních a při deformaci zastudena

Výkovky z navržené experimentální oceli by měly nalézt uplatnění v různých aplikacích a být tedy vystaveny odlišným provozním podmínkám jako je teplota nebo deformace. Proto je nutné zjistit chování zbytkového austenitu během zatížení.

Pro zkoušení stability zbytkového austenitu byly vybrány modely tepelného zpracování, které odpovídaly ochlazování povrchu a vnitřku výkovku v horké vodě. Takto zpracované vzorky byly použity pro testování stability zbytkového austenitu při různých teplotních expozičních.

Vzorky podrobené předchozímu tepelnému zpracování dle modelů 1 a 2 byly dále zpracovány v peci bez ochranné atmosféry. Byl proveden ohřev na teploty 200, 300 a 400 °C s výdrží 60 minut s následným volným chlazením na vzduchu. Dále bylo odzkoušeno zachlazení vzorku na teplotu -18 °C a zachlazení do tekutého dusíku na teplotu -196 °C opět s výdrží 60 minut na teplotě (Tab. 6). Hodnoty zbytkového austenitu byly porovnány s výchozími stavy po modelovém zpracování (Tab. 7, režim č. 1 a č. 2).

Dalším faktorem ovlivňujícím mechanické vlastnosti ocelí obsahující RA je také rychlost jeho transformace na deformačně indukovaný martenzit při plastické deformaci. Jedním z důležitých faktorů je rychlost vložené deformace. Vzorky po tepelném zpracování na termomechanickém simulátoru byly za RT podrobeny tlakové deformaci $\phi = 0,13$ různou

rychlostí deformace (10^{-3} , 10^{-1} , 1 s^{-1}), (Tab. 8). Po deformaci byl RTG difrakcí opět naměřen podíl zbytkového austenitu a porovnán s výchozím stavem před deformací (Tab. 7).

Na základě určených mřížkových parametrů austenitu RTG difrakcí byl vypočítán podíl uhlíku v austenitu u výchozího stavu při různých teplotních expozicích a při deformaci zastudena pomocí vztahu (1). Tento vztah je kombinací metody Ruhl a Cohen pro mangan, křemík, uhlík a metody podle Dyson a Holmes pro hliník [46], Tab. 6, 7, 8. Na (Obr. 91) je znázorněna grafická závislost podílu uhlíku ve zbytkovém austenitu u výchozího stavu, při různých teplotních expozicích a při deformaci zastudena.

Číslo režimu	Teplota expozice [°C]	Doba výdrže [s]	HV10 [-]	RA [%]	α [nm]	C [wt%]
1	200	3600	596	13	0,35878	0,49
2			630	10	0,36029	0,95
1	300		573	17	0,36007	0,88
2			605	10	0,36097	1,15
1	400		562	15	0,36014	0,9
2			586	11	0,36021	0,92
1	-18		605	15	0,35882	0,5
2			649	13	0,35995	0,84
1	-196		609	13	0,35877	0,52
2			663	8	0,35978	0,79

Tab. 6 Výsledky RTG difrakce při různých teplotních expozicích včetně měření tvrdosti a podílem uhlíku v austenitu

Číslo režimu	T_A [°C]/ t_A [s]	rychlost ochlazování [°C/s]	QT [°C]	PT [°C/s] / t_{PT} [s]	HV10 [-]	R_m [MPa]	A_{5mm} [%]	RA [%]	α [nm]	C [wt%]
1	880/2400	64	100	200/3600	637	2114	15	17	0,35880	0,49
2		5,7	244	200/3600	669	2250	8	13	0,35901	0,56

Tab. 7 Režimy pro modelové zpracování na TMZ simulátoru s dosaženými mechanickými vlastnostmi a podílem uhlíku v austenitu

Číslo režimu	Rychlost deformace [s^{-1}]	HV10 [-]	RA [%]	α [nm]	C [wt%]
1	10^{-3}	617	13	0,35971	0,77
2		673	8	0,36025	0,93
1	10^{-1}	625	12	0,35915	0,61
2		667	9	0,36214	1,51
1	1	655	11	0,35941	1,14
2		677	7	0,36093	1,14

Tab. 8 Výsledky RTG difrakce v závislosti na velikosti deformace včetně měření tvrdosti a podílem uhlíku v austenitu

$$\alpha = 3,572 + 0,0012(\text{wt Mn}) - 0,00157(\text{wt Si}) + 0,0056(\text{wt Al}) + 0,033(\text{wt C})\text{Å} \quad (1)$$

α – mřížkový parametr [Å]

wt – podíly jednotlivých prvků v hmotnostních procentech [wt %]

Po odzkoušení obou modelů tepelného zpracování, které se lišily v průběhu ochlazování, byla v předchozích experimentech získána martenziticko-bainitická struktura s 17 %, resp. 13 % zbytkového austenitu (Obr. 81, Obr. 83). Mez pevnosti byla pro režim s rychlostí ochlazování 64 °C/s dosažena 2114 MPa při tažnosti 15 % (Tab. 7). Tvrdost dosahovala 637 HV10. U modelu s nízkou rychlostí ochlazování $5,7 \text{ °C/s}$ byla mez pevnosti vyšší, 2255 MPa s tažností 8 %. Tvrdost byla 669 HV10. Z dat nasnímaných termočlánky během ochlazování bylo zjištěno, že uvnitř modelu, který odpovídal ochlazování vnitřku

výkovku, nedošlo během ochlazování k dosažení teploty M_s a zakalení bylo ukončeno již na teplotě 244°C. Z tohoto důvodu došlo k tvorbě martenzitu až při ochlazování z teploty přerozdělení, a proto nedošlo k jeho popuštění. Ve struktuře byl identifikován tzv. „fresh martenzit“, čemuž odpovídala vyšší hodnota pevnosti a tvrdosti.

Po ohřevu vzorků na teplotu 200 °C nebyla ve struktuře zjištěna žádná výraznější změna. Struktura byla v obou případech opět martenziticko-bainitická s nižším podílem zbytkového austenitu 13 a 10 % (Obr. 92, Obr. 93). Došlo jen k mírnému popuštění struktury, čemuž odpovídala i nižší hodnota tvrdostí 596 a 630 HV10 (Tab. 6) oproti výchozímu stavu 637 a 669 HV10 (Tab. 7). Při postupném zvyšování teploty ohřevu až na 400 °C byly již struktury silně popuštěné a tvořené směsí feritu a cementitu, v morfologické podobě sorbitu (Obr. 94, Obr. 95). Tomu odpovídala i nižší hodnota tvrdostí 561 a 586 HV10 (Tab. 6). Výsledky RTG difrakce při různých teplotních expozicích včetně měření tvrdosti a podílem uhlíku v austenitu

I když došlo k výraznému snížení hodnoty tvrdosti oproti výchozímu stavu po materiálově-technologickém modelování, austenit zůstal velmi stabilní a ani při ochlazování na RT se nerozpadl na martenzit. Podíl austenitu byl i po teplotní expozici na 400 °C stanoven na 15 % pro vzorky zpracované původně režimem s rychlostí ochlazování 64 °C/s a 11 % pro vzorky předtím zpracované režimem s rychlostí ochlazování 5,7 °C/s. Důvodem může být pokračující difúze uhlíku i ostatních legujících prvků z přesyceného martenzitu do austenitu, která podporuje jeho stabilitu.

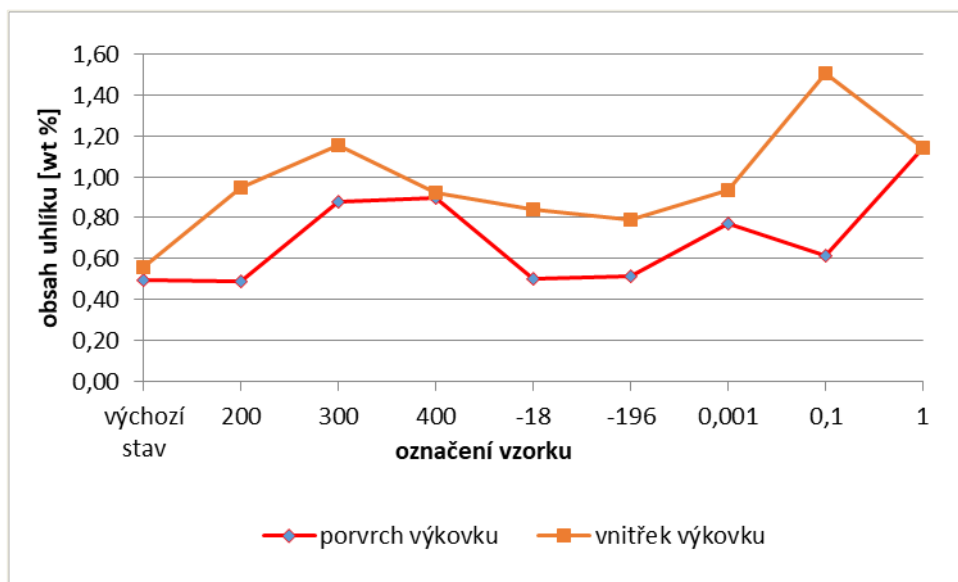
V případech expozice do záporných teplot nebyly zjištěny žádné výrazné změny ve struktuře (Obr. 96, Obr. 97). Ze získaných výsledků vyplývá, že při podchlazení vzorků na -18 °C pravděpodobně nebyla překročena teplota M_s zbytkového austenitu, která byla vlivem stabilizace uhlíkem stlačena hluboko do záporných teplot. Byl zjištěn malý pokles zbytkového austenitu, cca. 5 % u obou zkoušených stavů. V případě kalení do tekutého dusíku na -196 °C byl podíl zbytkového austenitu již nižší (8 %). Vlivem podchlazení došlo u režimu č. 2, který odpovídal ochlazování vnitřku výkovku, k transformaci části austenitu na martenzit.

U obou režimů byla vyzkoušena mechanická stabilita zbytkového austenitu při přechování vzorku různou deformační rychlostí. Struktura byla tvořena směsí martenzitu, bainitu a zbytkového austenitu (Obr. 98, Obr. 99). Deformace vedla k deformačnímu zpevnění struktury, což se projevilo na zvýšení hodnoty tvrdosti (Tab. 8). Výsledky ukázaly, že hlavně u vzorků původně zpracovaných režimem č. 1 s vyšší rychlostí ochlazování, měla zvyšující se rychlost deformace (až na 1 s⁻¹) výrazný vliv na zvyšování hodnoty tvrdosti. Současně při nejvyšší rychlosti deformace došlo k transformaci větší části zbytkového austenitu na martenzit a ke snížení jeho podílu. I přes velkou rychlost deformace byl u všech vzorků zachován vyšší podíl zbytkového austenitu (11 a 7 %, Tab. 8)

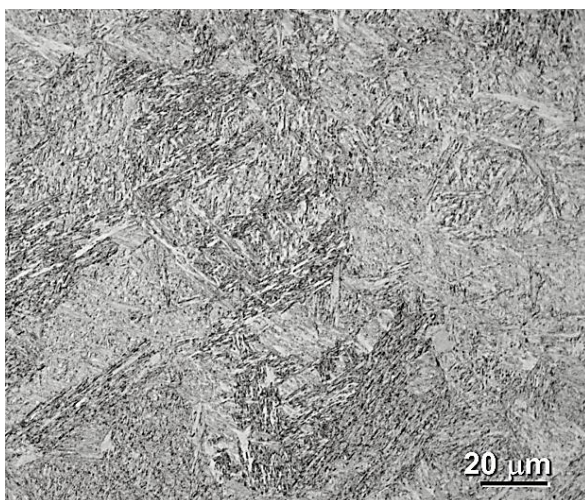
Chemická stabilita zbytkového austenitu je určena podílem uhlíku. Podíl uhlíku ve zbytkovém austenitu byl vypočítán na základě mřížkových parametrů zjištěných RTG difrakcí po různých teplotních expozicích a po deformaci za studena (Tab. 6, Tab. 8). S rostoucí teplotou ohřevu došlo k podpoře uhlíku z přesyceného martenzitu do zbytkového austenitu. Tím došlo k navýšení uhlíku v austenitu, což se projevila zvýšením mřížkového parametru zbytkového austenitu (Tab. 6, Obr. 91). To že austenit zůstal stabilní i po různých teplotních expozicích ukazuje, že byl dostatečně nasycen uhlíkem, aby při následném ochlazování netransformoval na martenzit. U vzorků zpracovaných režimem s pomalejší rychlostí ochlazování nedošlo při kalení k dosažení teploty M_s , proto k popuštění martenzitu a výraznějšímu sycení austenitu uhlíkem docházelo teprve během teplotních expozic. Z tohoto důvodu došlo při nárůstu teploty teplotní expozice k výraznějšímu růstu obsahu uhlíku v austenitu než u vzorků zpracovaných vyšší rychlostí ochlazování. Maximum bylo dosaženo

při teplotní expozici 300 °C, kdy byl obsah uhlíku v austenitu až 1,15 % (Tab. 6, Obr. 91). U teplotní expozice 400 °C došlo k poklesu obsahu uhlíku, což by mohlo znamenat difúzi legujících prvků i mezi austenitem a popouštěným martenzitem.

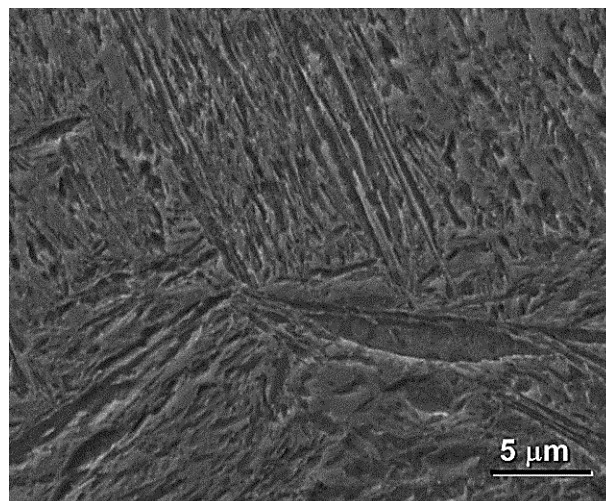
Při tlakové deformaci za studena docházelo vlivem transformace určitého množství austenitu na martenzit k mírnému poklesu zbytkového austenitu. Při deformaci nedošlo k úplné přeměně austenitu. Ve struktuře vznikaly ostrůvky pouze částečně transformovaného austenitu na martenzit, tzv. M-A složka. Vlivem deformace docházelo i k deformaci mřížky (Tab. 8). To vše vedlo k postupnému zvyšování mřížkového parametru austenitu.



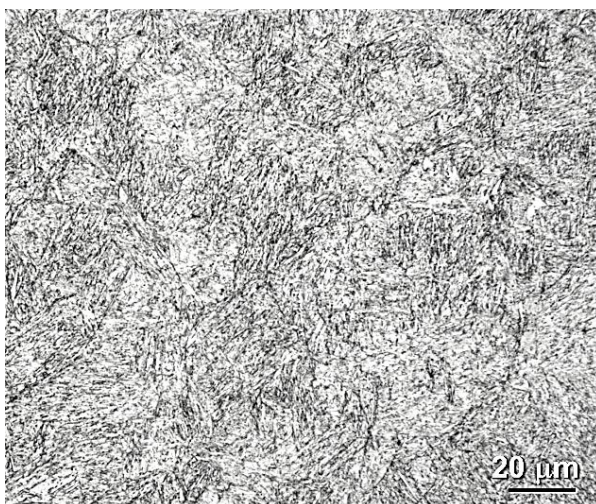
Obr. 91 Podíl uhlíku v austenitu u výchozího stavu, při různých teplotních expozicích a při deformaci za studena



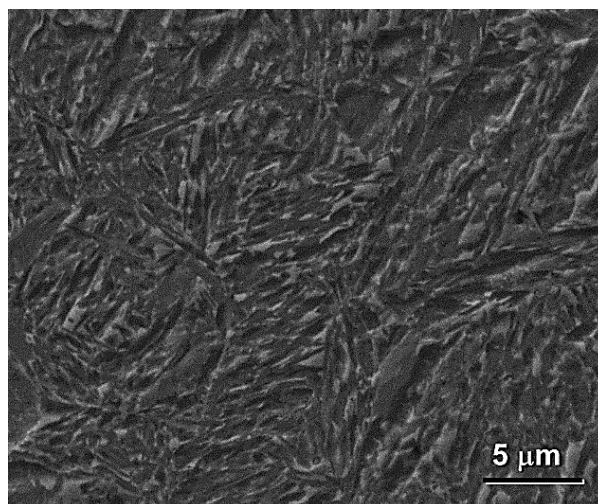
Obr. 92 Režim č. 1, rychlost ochlazování 64 °C/s, ohřev 200 °C, martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, SM



Obr. 93 Režim č. 1, rychlost ochlazování 64 °C/s, ohřev 200 °C, martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, SEM



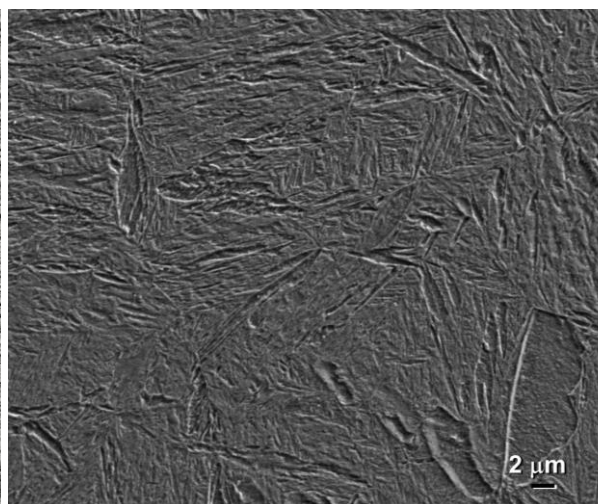
*Obr. 94 Režim č. 2, rychlost ochlazování
5,7 °C/s, ohřev 400 °C, sorbit, SM*



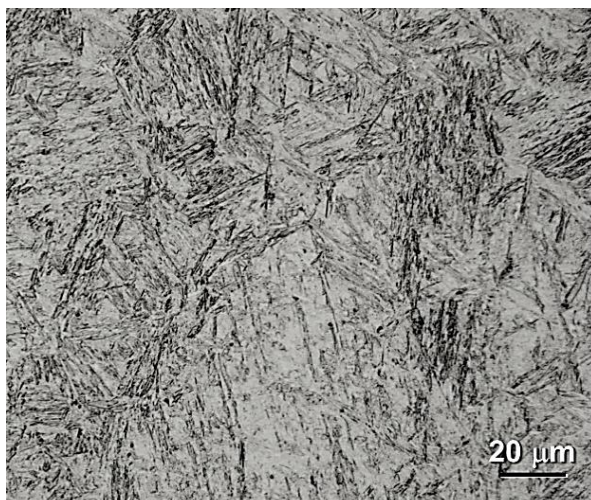
*Obr. 95 Režim č. 2, rychlost ochlazování
5,7 °C/s, ohřev 400 °C, sorbit, SEM*



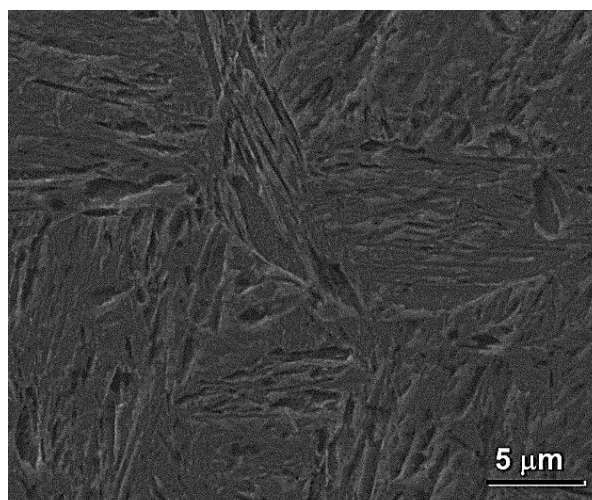
*Obr. 96 Režim č. 2, rychlost ochlazování
5,7 °C/s, -196 °C, martenzitická struktura
s podílem bainitu a austenitu, SM*



*Obr. 97 Režim č. 2, rychlost ochlazování
5,7 °C/s, -196 °C, martenzitická struktura
s podílem bainitu a austenitu, SEM*



Obr. 98 Režim č. 2, rychlost ochlazování 5,7 °C/s, rychlost deformace 1 s⁻¹, martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, SM



Obr. 99 Režim č. 2, rychlost ochlazování 5,7 °C/s, rychlost deformace 1 s⁻¹, martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, SEM

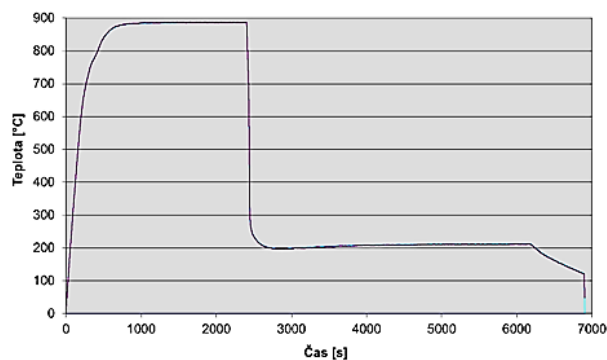
6.4.4 Optimalizace teploty ochlazování uvnitř výkovku

U původního modelu s nízkou rychlostí ochlazování (Obr. 100), který odpovídal ochlazování vnitřku výkovku, nedošlo při ochlazování z austenitizační teploty k dosažení teploty M_s. Martenzit se tvořil až při ochlazování z teploty izotermické prodlevy. Ve struktuře byl identifikován tzv. „fresh martenzit“ a tomu odpovídala i vyšší tvrdost 669 HV10 (Tab. 9, režim č. 1, Obr. 102, Obr. 103). Zbytkový austenit se nacházel stále ve vyšším množství (13 %), ale většinou ve formě M-A složky (byl nestabilní a docházelo k jeho rozpadu na martenzit). Z toho důvodu se tento austenit nepodílel se na zvýšení tažnosti (8 %). Cílem optimalizace teploty ochlazování u modelu, který odpovídal ochlazování vnitřku výkovku, bylo dosažení stabilního zbytkového austenitu nejen na povrchu, ale i uvnitř výkovku, který by se podílel na zvýšení tažnosti.

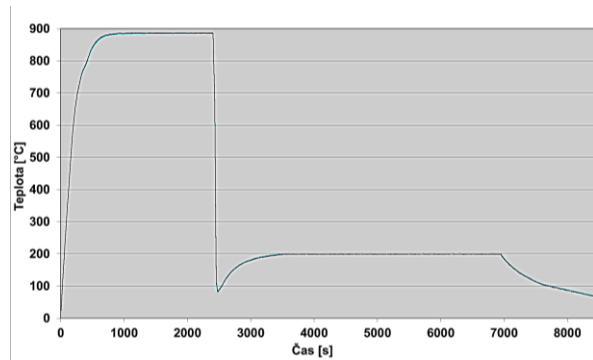
Po optimalizaci teploty ochlazování u modelu, který odpovídal ochlazování vnitřku výkovku (Obr. 101), byla opět získána martenziticko-bainitická struktura s určitým podílem zbytkového austenitu (Obr. 104). Bylo dosaženo meze pevnosti 2200 MPa (Tab. 9, režim č. 2). Snížení teploty zakalení na 100 °C mělo příznivý vliv na zvýšení tažnosti (15 %). Podíl zbytkového austenitu potvrzený rentgenovou difrakcí byl 15 %. Barevné leptání prokázalo přítomnost zbytkového austenitu po hranicích martenzitických jehlic (Obr. 105).

Číslo režimu	T _A [°C]/A [s]	Rychlost ochlazování [°C/s]	QT [°C]	PT [°C/s] /t _{PT} [s]	Model			
					HV10 [-]	R _m [MPa]	A _{5mm} [%]	RA [%]
1	880/2400	5.7	244	200/3600	669	2250	8	13
2	880/2400	5.7	100	200/3600	662	2200	15	15

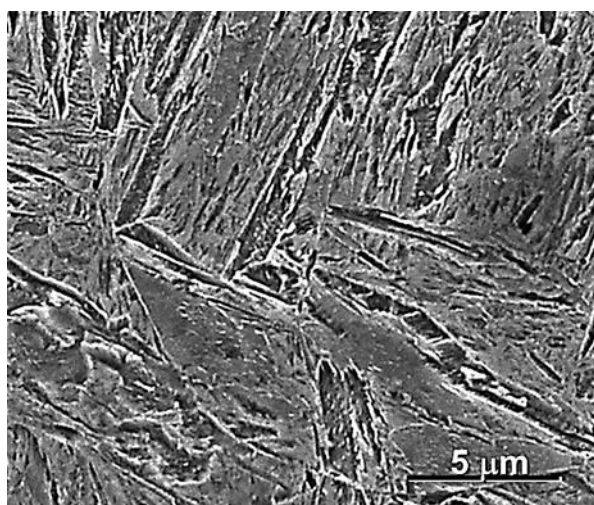
Tab. 9 Režimy pro modelové zpracování na TMZ simulátoru s dosaženými mechanickými vlastnostmi



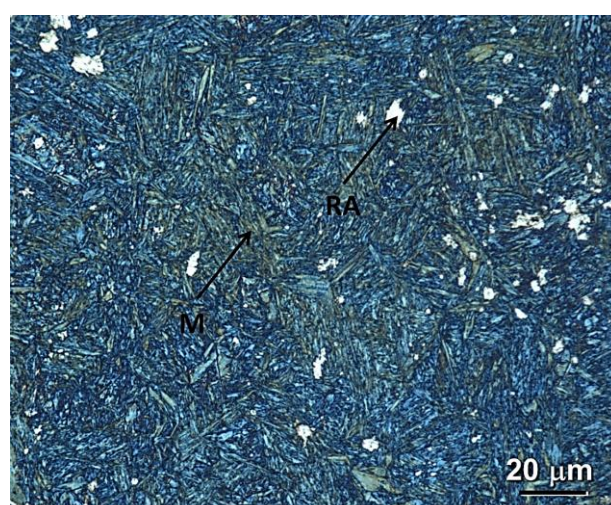
Obr. 100 Průběh teploty na termomechanickém simulátoru při ochlazování vnitřku výkovku



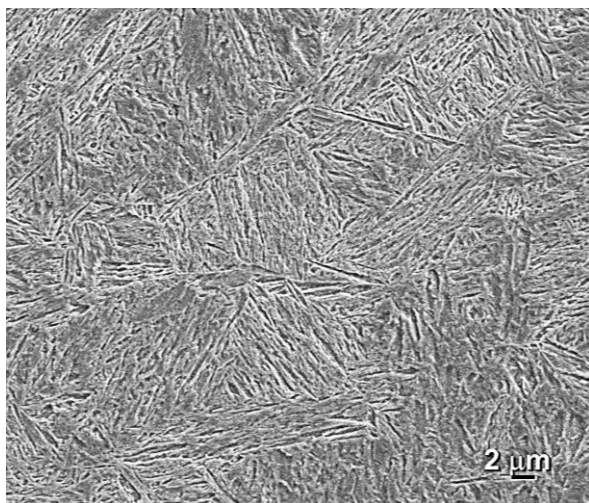
Obr. 101 Průběh teploty na termomechanickém simulátoru při ochlazování vnitřku výkovku s optimalizovanou teplotou zakalení



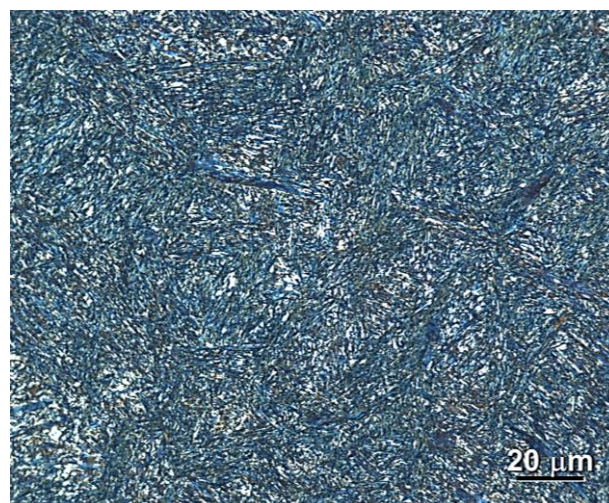
Obr. 102 Simulace průběhu ochlazování vnitřku výkovku, vroucí voda, rychlost ochlazování 5,7 °C/s, martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, detail SEM



Obr. 103 Simulace průběhu ochlazování vnitřku výkovku, barevné leptání na zbytkový austenit, SM



Obr. 104 Simulace průběhu ochlazování vnitřku výkovku s optimalizovanou teplotou zakalení, rychlost ochlazování 5,7 °C/s, martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, detail SEM



Obr. 105 Simulace průběhu ochlazování vnitřku výkovku, barevné leptání na zbytkový austenit, SM

7 DISKUZE VÝSLEDKŮ

S pomocí programu JMatPro byl proveden návrh nového typu ocelí pro zápustkové výkovky zpracovatelné integrovaným Q-P procesem. Na základě znalosti teplot počátku a konce martenzitické transformace byly vybrány čtyři experimentální oceli typu AHSS. Tyto oceli byly legovány manganem, křemíkem a chromem, přičemž další modifikace byla provedena niklem o obsahu 0,56 %. Na zvolených ocelích bylo nejprve provedeno porovnání výpočtů s dilatometrickou analýzou transformační teploty. Teplota austenitizace byla pro všechny experimentální oceli 850 °C. Teploty počátku a konce tvorby martenzitu, M_s a M_f byly určeny v programu JMatPro. Základním úkolem bylo nalézt složení ocelí, které umožní co nejnižší funkční teplotu Q-P zpracování. Nejnižší teploty počátku a konce martenzitické přeměny 204 °C a 73 °C byly zjištěny u oceli AHSS-4 s obsahem niklu a molybdenu. Na základě tohoto zjištění byla teplota zakalení v Q-P procesu zvolena 150 °C.

Experimentální program byl z větší části proveden na termomechanickém simulátoru, na kterém lze na malém množství materiálu simulovat reálný proces tepelného zpracování v laboratorních podmínkách.

V první části experimentu, zaměřeného na vývoj technologie, byl proveden návrh Q-P procesu a byla provedena optimalizace parametrů tepelného zpracování. Jako první byla optimalizována rychlost ochlazování. Cílem návrhu rychlosti ochlazování bylo vyhnout se perlitickému nosu a dosáhnout martenziticko-bainitické struktury s určitým podílem zbytkového austenitu, tak aby byly dosaženy vhodné mechanické vlastnosti pro zápustkové výkovky. Bylo zjištěno, že u oceli AHSS-1 se perlit nevyskytoval při žádné navržené rychlosti ochlazování. U ocelí AHSS-2, AHSS-3 a AHSS-4 se perlit vyskytoval již od rychlosti ochlazování 0,8 °C/s. Vzhledem právě k výskytu perlitu není již tato rychlost ochlazování tento typ ocelí v nosné vrstvě výkovku vhodná. Nižší rychlost ochlazování než 1 °C/s může vést ke snížení pevnostních charakteristik, avšak na druhé straně k tomu může dojít pouze ve vnitřních partiích výkovku, kde se projevuje provozní napětí jako daleko nižší,

než napětí v povrchových a podpovrchových vrstvách. Tento fakt tedy nenarušuje aplikovatelnost vyvinutého postupu.

V dalším kroku byla optimalizována teplota přerozdělení, kdy v procesu zpracování dochází k difúzi uhlíku z přesyceného martenzitu do austenitu. Po odzkoušení všech režimů byla získána martenziticko-bainitická struktura s určitým množstvím zbytkového austenitu. Nejlepších výsledků bylo dosaženo při teplotě přerozdělení 200 °C. U oceli AHSS-3 s podílem niklu bylo dosaženo meze pevnosti až 2308 MPa při tažnosti 10 %. Podíl zbytkového austenitu byl stanoven RTG difrakcí na 12 % a má zásadní vliv na mechanické vlastnosti oceli, zejména na vysokou úroveň tažnosti. Vyšší teplota přerozdělení měla příznivý vliv na difúzi uhlíku z přesyceného martenzitu a tím i na množství zbytkového austenitu ve struktuře. Nejvyšší hodnoty bylo dosaženo u oceli AHSS-2 až 36 obj. %. Tento austenit však není stabilní a část se rozpadá na martenzit. Tím se objevuje M-A složka ve výsledné mikrostruktuře.

V druhé části experimentu byl z ocelí, s nejlepšími mechanickými vlastnosti po modelovém zpracování, vykovány zápustkové výkovky. Tyto výkovky byly experimentálně zpracovány Q-P procesem, který byl pro tento účel navržen na základě získaných dat z modelu. Byly vytvořeny čtyři postupy tepelného zpracování, které se lišily průběhem ochlazování. Tyto modely byly odzkoušeny na simulátoru. Odlišné průběhy ochlazování s rychlostí ochlazování 64, 5,7, 3,5 a 2,9 °C/s ukázaly značný vliv rychlosti ochlazování na zastabilizování zbytkového austenitu v martenzitické matici. Při nejvyšší rychlosti ochlazování, která odpovídala ochlazování na povrchu výkovku ve vroucí vodě, zbytkový austenit netransformoval na martenzit a jeho značná část zůstala díky vhodnému legování stabilní v martenzitické matici. Při této rychlosti bylo dosaženo vysoké meze pevnosti kolem 2100 MPa při tažnosti 15 % A_{5mm} a 17 % podílu zbytkového austenitu. Hodnota zbytkového austenitu u režimu, který odpovídal ochlazování povrchu výkovku, byla potvrzena EBSD analýzou. Při pomalých rychlostech ochlazování, které odpovídaly ochlazování vnitřku výkovku ve vroucí vodě a na vzduchu, nedošlo k dosažení teploty M_s . Zbytkový austenit se nacházel stále ve vyšším množství (8-13 %), ale nepřispíval ke zvýšení tažnosti, která klesala až na hodnotu 3 %. Zbytkový austenit nebyl stabilní, nacházel se většinou ve formě M-A složky a rozpadal se na martenzit. Vlivem vyššího podílu martenzitu došlo u pomalejších rychlostí ochlazování k zvýšení hodnot tvrdostí až na 690 HV10. Hodnoty mechanických vlastností dosažených na oceli typu AHSS pomocí materiálově-technologického modelování odpovídaly i při porovnání s reálným výkovkem. Při vysoké rychlosti ochlazování (64 °C/s) ve vroucí vodě byla dosažena mez pevnosti 2130 MPa při tažnosti 12 % a 10 % zbytkového austenitu. Na základě porovnání modelu s reálným výkovkem lze usuzovat, že pomocí materiálově-technologického modelování lze v laboratorních podmínkách odzkoušet širokou škálu parametrů tepelného zpracování a využívat tento způsob pro optimalizaci procesu zpracování zápustkových výkovků. Z důvodu nedosažení teploty M_s u režimu s pomalou rychlostí ochlazování byla optimalizována teplota zakalení. Bylo dosaženo meze pevnosti 2200 MPa. Snížení teploty zakalení na 100 °C mělo příznivý vliv na zvýšení tažnosti (15 %). Podíl zbytkového austenitu potvrzený rentgenovou difrakcí byl 15 %. Tento austenit byl potvrzen také EBSD analýzou.

Vzhledem k tomu, že zápustkové výkovky se používají i jako komponenty pro práci za různých teplot a podléhají různým typům deformace, byla zkoušena mechanická stabilita zbytkového austenitu při různých teplotních expozicích a při deformaci zastudena. Teplotní stabilita austenitu byla odzkoušena v rozmezí teplot -196 až 400 °C po dobu 1 h. Zbytkový austenit zůstal u obou režimů modelového zpracování podrobených všem teplotním expozicím zachován ve vyšším množství. Ke změně směsné martenzitické struktury došlo až

od 300 °C, kdy vlivem popuštění transformoval martenzit na směs feritu a cementitu (sorbit), a došlo k poklesu tvrdosti až na 560 HV10.

V případě tlakové deformace měla zvyšující se rychlost deformace vliv na přeměnu zbytkového austenitu na martenzit. Při nejvyšší rychlosti deformace 1 s⁻¹ pokleslo vlivem transformace množství zbytkového austenitu u obou režimů na 11 a 7 %. Vlivem vyššího množství martenzitu a deformačního zpevnění došlo k navýšení tvrdosti až na 670 HV10.

Chemická stabilita zbytkového austenitu po teplotních expozicích byla potvrzena i přes výpočet podílu uhlíku v austenitu na základě vypočtených mřížkových parametrů. S rostoucí teplotou teplotních expozic došlo vlivem difúze k růstu obsahu uhlíku v austenitu. Při tlakové deformaci zastudena docházelo vlivem deformace nejenom k částečné transformaci austenitu na martenzit, ale i deformaci mřížky. To vše vedlo ke zvýšení mřížkového parametru austenitu.

8 ZÁVĚR

Tepelné zpracování Q-P procesem patří v současné době mezi jednu z nadějných metod tepelného zpracování moderních vysokopevných nízkolegovaných ocelí. Nevýhodou tohoto tepelného zpracování je nutnost zastavit kalení mezi teploty M_s a M_f tak, aby nedošlo k podkročení stanovené kalící teploty. Proto bylo navrženo takové chemické složení, kterým byly výrazně sníženy teploty M_s a M_f. Tím lze použít jako kalící média pouze vroucí vodu bez nutnosti použití olejů, solných lázní, polymerů a případně dalších ekologicky problematických substancí.

Navržení vhodných parametrů tepelného zpracování bylo provedeno pomocí materiálově-technologického modelování na termomechanickém simulátoru a poté verifikováno na skutečných výkovcích.

V první části experimentu byly na vzorcích ocelí postupně optimalizovány parametry tepelného zpracování a byl proveden návrh Q-P procesu. Bylo zjištěno, že tímto procesem lze vhodným legováním výrazně modifikovat struktury a tím i mechanické vlastnosti. Na experimentální oceli s obsahem niklu 0,56 % bylo dosaženo meze pevnosti dosahující úroveň 2300 MPa při tažnosti A_{5mm} 10 % a 12 % zbytkového austenitu. To představuje vynikající potenciál pro aplikaci na zápusťkové výkovky.

Poznatky z materiálově technologického modelování byly aplikovány do reálného tepelného zpracování výkovků, které byly pro tento účel vykovány z ocelí identického složení. Zápusťkové výkovky byly následně zpracovány Q-P procesem, který byl podrobně analyzován a ze získaných dat o průběhu teploty, byly vytvořeny modely tepelného zpracování. Bylo potvrzeno, že rychlost ochlazování má zásadní vliv na množství a stabilitu zbytkového austenitu v martenzitické matici. Při nejvyšší rychlosti ochlazování, která odpovídala chlazení povrchu výkovku v horké vodě, zbytkový austenit netransformoval na martenzit a jeho značná část zůstala díky vhodnému legování stabilní v martenzitické matici. Při této rychlosti bylo dosaženo vysoké meze pevnosti kolem 2100 MPa při tažnosti A_{5mm} 15 % a 17 % podílu zbytkového austenitu.

Na základě porovnání modelu s reálným výkovkem bylo potvrzeno, že pomocí materiálově-technologického modelování lze v laboratorních podmínkách odzkoušet širokou škálu parametrů tepelného zpracování, odpovídající různým místům průřezu a tím různým rychlostem ochlazování. Tím lze využívat tento nástroj vysoce efektivně i pro optimalizaci procesu zpracování zápusťkových výkovků. Postupná optimalizace teploty zakalení ve vnitřních partiích výkovku měla příznivý vliv na zvýšení tažnosti, která dosahuje hodnot 15 % a představuje dostatečnou zásobu plasticity pro bezpečné použití zápusťkových výkovků.

Protože řada záпустkových výkovek v automobilových aplikacích pracuje v širokých teplotních intervalech, bylo provedeno odzkoušení i teplotní stability mikrostruktury získané tímto nekonvenčním způsobem Q-P zpracování. Teplotní stabilita zbytkového austenitu byla odzkoušena v rozmezí teplot -196 až 400 °C po dobu 1 h a při tlakové deformaci zastudena. Zbytkový austenit zůstal po teplotních expozicích a deformaci zachován v dostatečně vysokém množství. Tím lze na základě výsledků této části experimentu konstatovat, že je možno nově vyvinuté záпустkové výkovky používat i jako komponenty pro práci až do teplot kolem 300°C.

Tato práce obsahuje výsledky vytvořené v rámci projektu SGS-2019-019. Materiálově-technologický výzkum moderních vysoce-pevných ocelí. Projekt je dotován ze specifických zdrojů státního rozpočtu pro výzkum a vývoj.

9 SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] XIADONG, Z., ZHAOHUI, M., LI, W. Current Status of Advanced high strength steel for Auto-making and its development in Baosteel, 2011 [cit. 2019-01-21]. http://www.baosteel.com/english_n/e07technical_n/021702e.pdf.
- [2] Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines, International Iron and Steel Institute, Committee on Automotive Applications, 2006.
- [3] GECK, P. Advanced High-Strength Steels Add Strength and Ductility to Vehicle Design, [cit. 2019-01-21], <http://machinedesign.com/article/advanced-high-strength-steels-add-strength-and-ductility-to-vehicle-design-0503>.
- [4] PACHOLKOVÁ, Š., PEŠA, J. Možnosti výroby dvoufázových feriticko-martenzitických ocelí v NH, a.s. Ostrava: VZÚ Hová Hut', a.s.
- [5] KVAČKAJ, T. Výskum ocelových materiálů pre ultralhkú karosériu osobných automobilů, *Acta Metallurgica Slovaca*, 2005, č. 4, s. 389 – 403 [cit. 2019-01-21], ISSN 13381156, http://www.ams.tuke.sk/data/ams_online/2005/number4/mag01/mag01.pdf.
- [6] BLECK, W. Using the TRIP effect - the dawn of a promising group of cold formable steels, *Proc. international conference on TRIP-aided high strength ferrous alloys*, Gent, Belgium, June 2002, s. 19–21.
- [7] STAŇKOVÁ, H. Inkrementální deformace při termomechanickém zpracování ocelí s TRIP efektem, Plzeň, Disertační práce, ZČU, 2003.
- [8] ŽÁČEK O., KLÍBER J., SCHINDLER I. Způsoby simulace termomechanického zpracování a následného vyhodnocování mikrostruktury TRIP oceli, *In Acta Metallurgica Slovaca*, 2006, s. 454-461.
- [9] GAJDZICA, T., KLÍBER, J., ŽÁČEK, O., MAMUZIĆ I. The cold rolling of TRIP steel after thermomechanical treatment, *In METAL 2007*, Hradec nad Moravicí, Česká republika.

- [10] HRIVŇÁK, I. Zvaranie a zvariteľnosť materiálov, Bratislava, STU, ISBN 978-80-227-3167-6, 2009.
- [11] Trendy ve vývoji plechů pro automobilový průmysl [online databáze], Technická univerzita v Liberci, Katedra strojírenské technologie, Liberec, 2008 [cit. 2019-01-23], http://www.ksp.tul.cz/cz/kpt/obsah/vyuka/stud_materialy/spt/pevnostni%20plechy.pdf.
- [12] GIRMAN, V., HRABAČKOVÁ, V. Kovové materiály automobilových kostrukcii - II, Karoséria a karosárske plechy, *Materials Engineer / Materiálový inžinier*, 2012 [cit. 2019-01-23], ISSN 1337 – 8953, www.materialing.com.
- [13] SCHMIDOVÁ, E. Kontaktně – únavové testy Hadfieldovy oceli, etapa II – materiálové analýzy, Zpráva č. ASDI 62-B/2014, Pardubice, Univerzita Pardubice, Dopravní fakulta Jana Pernera, Asociace strojních inženýrů, Zpráva pro DT Prostějov, 2014.
- [14] BAYRAKTAR, E., KHALID, F. A., LEVAILANT, CH. Deformation and fracture behaviour of high manganese austenitic steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, Vol. 147, no. 2, s. 145-154, ISSN 0924-0136.
- [15] FOREJT, M. Teorie tváření a nástroje, 1. vydání, Nakladatelství VUT v Brně, Brno: Rektorát Vysokého učení technického v Brně, 1991, s. 187, ISBN 80-214-0294-6.
- [16] KREIBICH, V., et al. Strojírenská technologie IV, 1. vydání, Praha: SNTL: Redakce báňské a strojírenské literatury, 1988, s. 328. ISBN 04-230-88.
- [17] POČTA, B. Základy teorie tváření kovů, SNTL Praha, 1966.
- [18] DVOŘÁK, M., GAJDOŠ F., NOVOTNÝ, K. Technologie tváření: plošné a objemové tváření, 2. vyd. Brno: CERM, 2007, s.169, ISBN 978-80-214-3425-7.
- [19] HLUCHÝ, M., KOLOUCH, J. Strojírenská technologie I: Nauka o materiálu. 3, přepracované vydání, Praha: Scientia, spol. s.r.o, 2002, Vol. 266, ISBN 80-7183-262-6.
- [20] LENFELD, P.: RSS: možnosti implementace do stránek. In Technologie II: Tváření kovů [online], Liberec: [s.n.], 2005, poslední změna 31. 12. 2009 [cit. 2019-11-02], http://www.ksp.tul.cz/cz/kpt/obsah/vyuka/skripta_tkp/.
- [21] TMĚJ, J., MIKEŠ, V. Teorie tváření, VŠST Liberec, (skripta), 1990.
- [22] HAŠEK, V., et al. Kování, 1. vydání, Praha: SNTL, 1965, s. 732, 04-233-65.
- [23] XIONG, Z.P., KOSTRYZHEV, A.G., SALEH A.A., CHEN, L., PERELOMA, E.V. Microstructures and mechanical properties of TRIP steel produced by strip casting simulated in the laboratory, *Materials Science & Engineering A*, 2016, Vol. 664, s. 26–42.
- [24] QIAN, Z., LIHE, Q., JUN, T., JIANGYING, M., FUCHENG, Z. Inconsistent effects of mechanical stability of retained austenite on ductility and toughness of transformation-induced plasticity steels, *Materials Science & Engineering A*, 2013, Vol. 578, s. 370–376.

- [25] HSU, T.Y., (XUZUYAO), JIN, X.J., RONG, Y.H. Strengthening and toughening mechanisms of quenching–partitioning–tempering (Q–P–T) steels, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 577, s. 568–571, 2013, doi: 10.1016/j.jallcom.2012.02.016.
- [26] KÁŇA, J., VOREL, I., RONEŠOVÁ, A. Simulator of Thermomechanical Treatment of Metals, In *Daaam 2015*, Vienna: Daaam International Vienna, 2016, s. 0513-05018, ISBN 978-3-902734-07-5, ISSN: 1726-9679.
- [27] CHOVANEC, A., BREZNICKÁ, A. Some Aspekts of a Manufacturing process Simulation, *Manufacturing Technology*, 2017, Vol. 17, s. 319-325.
- [28] JENÍČEK, Š., VOREL, I., KÁŇA, J., OPATOVÁ, K. The Use of Material-Technological Modelling to Determine the Effect of Temperature and Amount of Deformation on Microstructure Evolution in a Closed-Die Forging Treated by Controlled Cooling, *Manufacturing Technology*, 2017, Vol. 17, s. 326-330.
- [29] MAŠEK, B., JIRKOVÁ, H., HAUSEROVÁ, D., KUČEROVÁ, L., KLAUBEROVÁ D. The Effect of Mn and Si on the Properties of Advanced High Strength Steels Processed by Quenching and Partitioning, *Materials Science Forum*, 2010, Vol. 654-656, s. 94-97.
- [30] JIRKOVÁ, H. et al. Influence of metastable retained austenite on macro and micromechanical properties of steel processed by the Q-P process, *Journal of Alloys and Compounds*, available online, Journal of Alloys and Compounds, 2014, Vol. 615, s.163–168.
- [31] QIAN, Z., LIGE, Q., JUN, T., JIANGYING, M., FUCHENG, Z. Inconsistent effects of mechanical stability of retained austenite on ductility and toughness of transformation-induced plasticity steels, *Materials Science & Engineering A*, 2013, Vol. 578, s. 370–376.
- [32] BLECK, W. Using the TRIP efekt – the down of a promising group of cod formable steels, *Proceedings of International Conference on TRIP – Aided High Strenght Ferrous Alloys*, Belgium, 2002.
- [33] BAIK, S. CH., KIM, S., JIN, S., KWON, O. Effect of alloying elements on mechanical propeties and phase transformation of cold rolled TRIP steel steels, *ISIJ International*, 2010, Vol. 41, No 3, s. 290-297.
- [34] MAŠEK, B., JIRKOVÁ, H., HAUSEROVÁ, D., KUČEROVÁ, L., KLAUBEROVÁ, D. The Effect of Mn and Si on the Properties of Advanced High Strength Steels Processed by Quenching and Partitioning, *Materials Science Forum*, Švýcarsko, 2010, Vol. 654-656, s. 94-97.
- [35] PARK, S. H., CHOO, W. Y., KIM, N. J., KO, J. H. Effects of hot rolling conditions on the microstructure and tensile properties of Nb-bearing TRIP steels, *International Symposium on Hot Workability and Light Alloys Composites*, TMS of CIM, Motrioll Quebec, Canada, 1996, s. 493.

- [36] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu I*, 2. opr. a rozš. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2003, ISBN 80-7204-283-1.
- [37] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*, 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, ISBN 80-7204-248-3.
- [38] SPEER, J. G. et al. The Quenching and partitioning process: Background and Recent Progress, *Materials Research*, 2005, Vol. 8, č. 4, s. 417-423.
- [39] ZHONG, N. et al. Interface Migration between Martensite and Austenite during Quenching and Partitioning (Q&P) Process, *J. Mater. Sci. Technol*, 2006, Vol. 22, No. 6.
- [40] EDMONDS, D. V., RITTO, F. C., DE COOMAN, B. C., MATLOCK, D. K., SPEER, J. G. Quenching and Partitioning martensite - A novel steel heat treatment, *Materials Science and Engineering A*, 2006, Vol. 438 - 440, s. 25 – 34.
- [41] SANTOFIMIA, M. J., ZHAO, L., SIETSMA, J. Overview of Mechanisms Involved During the Quenching and Partitioning Process in Steels. Delft University of Technology, The Netherlands, 2011.
- [42] AIŠMAN, D. Vliv parametrů tepelného zpracování na vývoj struktury nízkolegovaných vysocepevných ocelí. Diplomová práce KMM ZČU, 2008.
- [43] <http://www.sentesoftware.co.uk/jmatpro.aspx> [cit. 17. 03. 2019].
- [44] GENG LIU A., JUN LI, B., SHENGEN, Z., JIAN WANG, B., QINGGE M. Dilatometric study on the recrystallization and austenization behavior of cold-rolled steel with different heating rates, *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, Vol. 666, s. 309-316.
- [45] ŘÍHA, J. Studium fázových transformací Zr-slitin při vysokých teplotách metodami RTG difrakce, Disertační práce, Plzeň, ZČU, 2012.
- [46] TAKAHASHI, M., YOSHIDA, H., HIWATASHI, S. (2002). *International Conference on trip aided high strength ferrous alloys*, proceedings on CD, Ghent, Belgium, s. 103-111.

10 SEZNAM OBRÁZKŮ A TABULEK

Obr. 1 Rozdělení nízkolegovaných ocelí [1]	9
Obr. 2 Rozdělení moderních nízkolegovaných ocelí [4]	11
Obr. 3 Struktura DP oceli [2]	11
Obr. 4 Struktura TRIP oceli [2]	12
Obr. 5 Struktura TWIP oceli [13]	13
Obr. 6 Výskyt deformačních pásů uvnitř transformovaných austenitických zrn [14]	13
Obr. 7 Vyznačení tvářecích teplot ocelí v diagramu Fe-Fe ₃ C [20]	15
Obr. 8 Původní textura ingotu a struktura po tváření zatepla [20]	16
Obr. 9 Kovací teploty v diagramu Fe-Fe ₃ C [20]	16
Obr. 10 Kovací diagram [20]	16

Obr. 11 Stupeň deformace a prokování pro základní operace kování [20]	17
Obr. 12 Tvary kovadel [20]	17
Obr. 13 Pěchování [20].....	18
Obr. 14 Osazování, prosazování, přesazování, prodlužování, děrování [20]	18
Obr. 15 Postup při kování v jednodutinové otevřené zápustce na bucharu [20]	19
Obr. 16 Postup při kování v uzavřené zápustce [20]	19
Obr. 17 Postupová zápustka pro buchar (1 - prodlužování, 2 - rozdělování, 3 - předkovací, 4 - kovací, 5 - dokončovací dutina, a - polotovár [20].....	20
Obr. 18 Modelové zpracování vzorků na TMZ simulátoru	21
Obr. 19 Zkušební vzorek navržený pro TMZ simulátor před a po tepelném zpracování	21
Obr. 20 Schéma Q-P procesu [29]	21
Obr. 21 Vliv legujících prvků na transformační teploty [41]	22
Obr. 22 Diagram Fe-Fe ₃ C s vyznačenými kritickými teplotami [35].....	23
Obr. 23 Bainův model smykového mechanismu přeměny austenitu na martenzit [36].....	24
Obr. 24 Předpokládané složení mikrostruktury po QP procesu. Výsledný podíl austenitu při	25
Obr. 25 Průběh martenzitické přeměny [37]	25
Obr. 26 Schématické zobrazení Gibbsovy volné energie v závislosti na chemickém složení [40]. Diagram metastabilní rovnováhy mezi feritem a austenitem v binární soustavě při určité teplotě Fe-C: a) rovnovážný stav, b) dvě podmínky CPE rovnováhy (I a II).....	26
Obr. 27 Schematické znázornění C-křivek ukazující vliv křemíku na kinetiku precipitace ...	27
Obr. 28 Závislost konečného podílu zbytkového austenitu na teplotě kalení QT a	28
Obr. 29 Zkušební vzorek pro zkoušku tahem	30
Obr. 30 Rozměry vzorku pro simulátor	31
Obr. 31 Výchozí martenziticko-perlitická struktura experimentálního materiálu, SM	31
Obr. 32 AHSS1–ARA diagram –Ni 0,07 %, Mo 0,03%	32
Obr. 33 AHSS2–ARA diagram – Ni 0,08%, Mo 0,16%	32
Obr. 34 AHSS3–ARA diagram–Ni 0,56 %, Mo 0,03 %	32
Obr. 35 AHSS4–ARA diagram Ni 0,56 %, Mo 0,16 %	32
Obr. 36 AHSS1-záznam z dilatometrického měření, ohřev, rychlost ohřevu 30 °C/min.....	33
Obr. 37 AHSS2-záznam z dilatometrického měření, ohřev, rychlost ohřevu 30 °C/min.....	33
Obr. 38 AHSS3-záznam z dilatometrického měření, ohřev, rychlost ohřevu 30 °C/min.....	33
Obr. 39 AHSS4-záznam z dilatometrického měření, ohřev, rychlost ohřevu 30 °C/min.....	33
Obr. 40 Schéma Q-P procesu s optimalizací jednotlivých parametrů TZ	34
Obr. 41 Vliv rychlosti ochlazování na tažnost jednotlivých ocelí.....	36
Obr. 42 AHSS-1, režim č. 3, martenziticko-bainitická struktura, rychlost ochlazování 0,5 °C/s, SM.....	36
Obr. 43 AHSS-1, režim č. 3, martenziticko-bainitická struktura, rychlost ochlazování 0,5 °C/s, detail SEM	36
Obr. 44 AHSS-1, režim č. 4, rychlost ochlazování 0,2 °C/s, martenziticko-bainitická struktura, SM	37
Obr. 45 AHSS-1, režim č. 4, rychlost ochlazování 0,2 °C/s, martenziticko-bainitická struktura, detail SEM	37
Obr. 46 AHSS-2, režim č. 2, rychlost ochlazování 0,8 °C/s, martenzitická struktura s podílem perlitu, SM	37
Obr. 47 AHSS-2, režim č. 2, rychlost ochlazování 0,8 °C/s, martenzitická struktura s malým podílem perlitu, detail SEM.....	37
Obr. 48 : AHSS-2, režim. č. 3, rychlost ochlazování 0,5 °C/s martenzitická struktura s podílem perlitu, SM	38

Obr. 49 AHSS-2, režim č. 3, rychlost ochlazování 0,5 °C/s martenzitická struktura s určitým podílem perlitu, detail SEM.....	38
Obr. 50 AHSS-2, režim č. 4, rychlost ochlazování 0,2 °C/s, martenzitická struktura s vyšším podílem perlitu, SM.....	38
Obr. 51 AHSS-2 režim č. 4, rychlost ochlazování 0,2 °C/s, martenzitická struktura s vyšším podílem perlitu, detail SEM.....	38
Obr. 52 AHSS-3, režim č. 2, rychlost ochlazování 0,8 °C/s, martenziticko-bainitická struktura s malým množstvím jemného perlitu po hranicích původních zrn, SM.....	39
Obr. 53 AHSS-3, režim č. 2, rychlost ochlazování 0,8 °C/s, martenziticko-bainitická struktura s malým množstvím jemného perlitu po hranicích původních zrn, detail SEM.....	39
Obr. 54 AHSS-4, režim č. 4, rychlost ochlazování 0,2 °C/s, martenzitická struktura s podílem perlitu, SM.....	39
Obr. 55 AHSS-4, režim č. 4, rychlost ochlazování 0,2 °C/s, martenzitická struktura s podílem perlitu, detail SEM.....	39
Obr. 56 Radiální profil a difraktogram oceli AHSS2 s rychlostí ochlazování 0,2 °C/s s identifikovaným feritem.....	40
Obr. 57 Radiální profil a difraktogram oceli AHSS3 s rychlostí ochlazování 1 °C/s s identifikovanými fázemi.....	41
Obr. 58 AHSS-3, zobrazení původního austenitického zrna v martenzitické matici.....	41
Obr. 59 AHSS-3, zobrazení martenzitické matrice ve světlém poli.....	41
Obr. 60 AHSS-3, difraktogram martenzitické matrice s vybranými stopami austenitu v tmavém poli. Zonální osa difrakce je $z = [1\ 1\ 1]$	42
Obr. 61 AHSS-3, mikrofotografie rozložení zbytkového austenitu ve tmavém poli.....	42
Obr. 62 AHSS-3, martenzitická matrice ve světlém poli.....	42
Obr. 63 AHSS-3, difraktogram martenzitické matrice s vyznačenými stopami pro ověření přítomnosti austenitu. Zonální osa difrakce je $z = [3\ 5\ 6]$	42
Obr. 64 AHSS-3, mikrofotografie rozložení zbytkového austenitu v tmavém poli.....	42
Obr. 65 Vliv teploty přerozdělení na tažnost jednotlivých ocelí.....	44
Obr. 66 AHSS-1, režim č. 1, teplota přerozdělení 200 °C, martenziticko-bainitická struktura s podílem zbytkového austenitu, SM.....	44
Obr. 67 AHSS-1, režim č. 1, teplota přerozdělení 200 °C, martenziticko-bainitická struktura s podílem zbytkového austenitu, detail SE.....	44
Obr. 68 AHSS-3, režim č. 2, teplota přerozdělení 250 °C, popuštěná směsná martenziticko-bainitická struktura s určitým podílem M-A složky, SM.....	45
Obr. 69 AHSS-3, režim č. 2, teplota přerozdělení 250 °C, popuštěná směsná martenziticko-bainitická struktura – detail SEM.....	45
Obr. 70 AHSS-2, režim č. 3, teplota přerozdělení 300 °C, popuštěná směsná martenziticko-bainitická struktura s vyšším podílem M-A složky, SM.....	45
Obr. 71 AHSS-2, režim č. 3, teplota přerozdělení 300 °C, popuštěná směsná martenziticko-bainitická struktura s vyšším podílem M-A složky, detail SEM.....	45
Obr. 72 AHSS-2, režim č. 4, teplota přerozdělení 400 °C, popuštěná směsná martenziticko-bainitická struktura s vysokým podílem zbytkového austenitu 36 %, SM.....	46
Obr. 73 AHSS-2, režim č. 4, teplota přerozdělení 400 °C, popuštěná směsná martenziticko-bainitická struktura s vysokým podílem zbytkového austenitu 36 %, detail SEM.....	46
Obr. 74 Radiální profil a difraktogram oceli AHSS2 s teplotou přerozdělení 400 °C s identifikovanými fázemi.....	46
Obr. 75 Zápusťkový výkovek z vysokopevné AHSS oceli.....	47
Obr. 76 Technický výkres unašeče.....	48
Obr. 77 Zápusťkový výkovek z AHSS oceli opatřený termočládky.....	49

Obr. 78 Průběh tepelného zpracování zápustkového výkovku s kalením do vroucí vody	49
Obr. 79 Průběh tepelného zpracování zápustkového výkovku s pozvolným kalením na vzduchu	49
Obr. 80 Detaily křivek chladnutí na povrchu a uvnitř výkovku v okamžiku kalení ve vroucí vodě a s pozvolným kalením na vzduchu	51
Obr. 81 Simulace průběhu ochlazování povrchu výkovku, vroucí voda, rychlost ochlazování 64 °C/s, martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, detail SEM.....	51
Obr. 82 Simulace průběhu ochlazování povrchu výkovku, rychlost ochlazování 64 °C/s, barevné leptání na zbytkový austenit, SM	51
Obr. 83 Simulace průběhu ochlazování vnitřku výkovku, vroucí voda, rychlost ochlazování 5,7 °C/s, martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, detail SEM.....	52
Obr. 84 Simulace průběhu ochlazování vnitřku výkovku, rychlost ochlazování 5,7 °C/s, barevné leptání na zbytkový austenit, SM, nečitelné popisky v obrázku	52
Obr. 85 Simulace průběhu ochlazování povrchu výkovku, vzduch, rychlost ochlazování 3,5 °C/s, martenzitická struktura s malým podílem bainitu a zbytkového austenitu detail SEM..	52
Obr. 86 Simulace průběhu ochlazování vnitřku výkovku, rychlost ochlazování 3,5 °C/s, barevné leptání na zbytkový austenit, SM	52
Obr. 87 Reálný výkovek, rychlost ochlazování 64 °C/s, vroucí voda, martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, detail SEM	53
Obr. 88 Reálný výkovek, ochlazování povrchu výkovku, rychlost ochlazování 64 °C/s, barevné leptání na zbytkový austenit, SM	53
Obr. 89 Radiální profil a difraktogram oceli AHSS3 pro model s rychlostí ochlazování 64 °C/s s identifikovanými fázemi	53
Obr. 90 Radiální profil a difraktogram oceli AHSS3, reálný výkovek, rychlost ochlazování 64 °C/s s identifikovanými fázemi	54
Obr. 91 Podíl uhlíku v austenitu u výchozího stavu, při různých teplotních expozicích a při deformaci za studena	57
Obr. 92 Režim č. 1, rychlost ochlazování 64 °C/s, ohřev 200 °C, martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, SM.....	57
Obr. 93 Režim č. 1, rychlost ochlazování 64 °C/s, ohřev 200 °C, martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, SEM	57
Obr. 94 Režim č. 2, rychlost ochlazování 5,7 °C/s, ohřev 400 °C, sorbit, SM.....	58
Obr. 95 Režim č. 2, rychlost ochlazování 5,7 °C/s, ohřev 400 °C, sorbit, SEM	58
Obr. 96 Režim č. 2, rychlost ochlazování 5,7 °C/s, -196 °C, martenzitická struktura s podílem bainitu a austenitu, SM	58
Obr. 97 Režim č. 2, rychlost ochlazování 5,7 °C/s, -196 °C, martenzitická struktura s podílem bainitu a austenitu, SEM.....	58
Obr. 98 Režim č. 2, rychlost ochlazování 5,7 °C/s, rychlost deformace 1 s ⁻¹ , martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, SM.....	59
Obr. 99 Režim č. 2, rychlost ochlazování 5,7 °C/s, rychlost deformace 1 s ⁻¹ , martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, SEM	59
Obr. 100 Průběh teploty na termomechanickém simulátoru při ochlazování vnitřku výkovku	60
Obr. 101 Průběh teploty na termomechanickém simulátoru při ochlazování vnitřku výkovku s optimalizovanou teplotou zakalení	60
Obr. 102 Simulace průběhu ochlazování vnitřku výkovku, vroucí voda, rychlost ochlazování 5,7 °C/s, martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, detail SEM.....	60
Obr. 103 Simulace průběhu ochlazování vnitřku výkovku, barevné leptání na zbytkový austenit, SM	60

Obr. 104 Simulace průběhu ochlazování vnitřku výkovku s optimalizovanou teplotou zakalení, rychlost ochlazování 5,7 °C/s, martenzitická struktura s podílem bainitu a zbytkového austenitu, detail SEM	61
Obr. 105 Simulace průběhu ochlazování vnitřku výkovku, barevné leptání na zbytkový austenit, SM	61
Tab. 1 Chemické složení experimentálních ocelí (hm. %)	31
Tab. 2 Porovnání transformačních teplot zjištěných výpočtem v programu a experimentem	33
Tab. 3 Parametry pro modelové zpracování na TMZ simulátoru s dosaženými mechanickými vlastnostmi	35
Tab. 4 Parametry pro modelové zpracování na TMZ simulátoru s dosaženými mechanickými vlastnostmi	43
Tab. 5 Režimy pro modelové zpracování na TMZ simulátoru s dosaženými mechanickými vlastnostmi	50
Tab. 6 Výsledky RTG difrakce při různých teplotních expozicích včetně měření tvrdosti a podílem uhlíku v austenitu	55
Tab. 7 Režimy pro modelové zpracování na TMZ simulátoru s dosaženými mechanickými vlastnostmi a podílem uhlíku v austenitu	55
Tab. 8 Výsledky RTG difrakce v závislosti na velikosti deformace včetně měření tvrdosti a podílem uhlíku v austenitu	55
Tab. 9 Režimy pro modelové zpracování na TMZ simulátoru s dosaženými mechanickými vlastnostmi	59

11 SEZNAM PUBLIKACÍ

- [1] BUBLÍKOVÁ, D., JIRKOVÁ, H., JENÍČEK, Š., PEKOVIČ, M. Vytvoření materiálově-technologického modelu pro zjištění vlivu rychlosti ochlazování na podíl zbytkového austenitu u zápuštěných výkovků z vysokopevných ocelí legovaných Mn a Si. *Kovárenství*, 2019, roč. 68, č. duben 2019, s. 56-60. ISSN: 1213-9289
- [2] BUBLÍKOVÁ, D., JENÍČEK, Š., KÁŇA, VOREL, I. Effects of Cooling Rate in an Innovative Heat Treatment Route for High-Strength Steels. *Manufacturing Technology*, 2018, roč. 18, č. 1, s. 16-21. ISSN: 1213-2489
- [3] BUBLÍKOVÁ, D., JENÍČEK, Š., PEKOVIČ, M., JIRKOVÁ, H. New treatment route for closed-die forgings of steels with 2.5 % manganese. *Acta Metallurgica Slovaca*, 2018, roč. 24, č. 2, s. 119-125. ISSN: 1335-1532
- [4] BUBLÍKOVÁ, D., VOREL, I., JIRKOVÁ, H., MAŠEK, B. Alternative Heat treatment of MnSi steels by intercritical annealing and quenching and partitioning process. In *25th international conference on metallurgy and materials METAL 2016*. Ostrava: TANGER Ltd., 2016. s. 664-669. ISBN: 978-80-87294-67-3
- [5] BUBLÍKOVÁ, D., JENÍČEK, Š., OPATOVÁ, K., MAŠEK, B. Effects of heat treatment on microstructure of high-strength manganese-silicon steels. In *Contribution of Metallography to Production Problem Solutions II*. Zurich: Trans Tech Publications Ltd, 2017. s. 239-245. ISBN: 978-3-0357-1241-4, ISSN: 1662-9779

- [6] BUBLÍKOVÁ, D., JIRKOVÁ, H., BEHÚLOVÁ, M., KRAJČOVIČ, J. Determination of transformation temperatures in advanced high-strength steels and their use in designing of Q&P process routes. *Manufacturing Technology*, 2019, roč. 19, č. 1, s. 18-22. ISSN: 1213-2489
- [7] BUBLÍKOVÁ, D., JENÍČEK, Š., VOREL, I., MAŠEK, B. New heat treatment process for advanced high-strength steels. In *IOP Conference Series-Materials Science and Engineering*. Bristol: IOP PUBLISHING LTD, 2017. s. 1-8. ISBN: neuvedeno, ISSN: 1757-8981
- [8] BUBLÍKOVÁ, D., JIRKOVÁ, H., RUBEŠOVÁ, K., PEKOVIČ, M., VOLKMANNOVÁ, J., GRAF, M. Effects of Cooling Rate on the volume fraction of retained austenite in high-strength MN-SI steels. *Acta Metallurgica Slovaca*, 2019, roč. 25, č. 2, s. 93-100. ISSN: 1335-1532
- [9] BUBLÍKOVÁ, D., MAŠEK, B., VOREL, I., JENÍČEK, Š. Stability of Retained Austenite in High-Strength Martensitic Steels with Low Ms Temperature. *Manufacturing technology*, 2017, roč. 17, č. 4, s. 428-433. ISSN: 1213-2489
- [10] BUBLÍKOVÁ, D., JIRKOVÁ, H., JENÍČEK, Š., STEHLÍK, A. Heat treatment of closed-die forgings of low-alloy AHSS steels. In *Annals of DAAAM and Proceedings of the International DAAAM Symposium*. Vídeň, Rakousko: DAAAM International Vienna, 2018. s. 714-718. ISBN: 978-3-902734-20-4, ISSN: 1726-9679
- [11] BUBLÍKOVÁ, D., JIRKOVÁ, H., JENÍČEK, Š., VRTÁČEK, J. Influence of chemical composition and parameters of heat treatment on the mechanical properties and microstructure of TRIP steels. In *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. Bristol: IOP Publishing LTD, 2019, ISSN: 1757-8981
- [12] BUBLÍKOVÁ, D., MAŠEK, B., JIRKOVÁ, H., JENÍČEK, Š., IBRAHIM, K., ČUBROVÁ, J. High-Strength Martensitic Steels with Low Ms Temperature. In *COMAT 2014*. Ostrava: TANGER Ltd., 2014. s. 1-6. ISBN: 978-80-87294-45-1
- [13] BUBLÍKOVÁ, D., JENÍČEK, Š., VOREL, I., MAŠEK, B. New Heat Treatment Process for Advanced High-Strength Steels. In *IOP Conference Series-Materials Science and Engineering*. Bristol: IOP PUBLISHING LTD, 2017. s. 1-8. ISBN: neuvedeno, ISSN: 1757-8981
- [14] BUBLÍKOVÁ, D., KUČEROVÁ, L., JIRKOVÁ, H., MAŠEK, B. Long Term Bainite Annealing. In *METAL 2014*. Ostrava: TANGER spol. s r. o., 2014. s. 523-527. ISBN: 978-80-87294-54-3
- [15] BUBLÍKOVÁ, D., JIRKOVÁ, H., JENÍČEK, Š., JANDA, T. Optimization of heat treatment of closed-die forgings of 2.5 % MN steel. In *Conference Proceedings-METAL 2018 - 27th International Conference on Metallurgy and Materials*. Ostrava: TANGER Ltd., Keltickova 62, 710 00 Ostrava, Czech Republic, EU, 2018. s. 634-640. ISBN: 978-80-87294-84-0

Publikace - spoluautor

- [16] JIRKOVÁ, H., OPATOVÁ, K., KÁŇA, BUBLÍKOVÁ, D., BYSTRIANSKÝ, M. Integration of Press-Hardening Technology into Processing of Advanced High Strength Steels. In *Materials Science Forum*. Curych: Trans Tech Publications Ltd, 2018. s. 317-322. ISBN: 978-3-0357-1208-7, ISSN: 0255-5476
- [17] JENÍČEK, Š., BUBLÍKOVÁ, D., JIRKOVÁ, H., KÁŇA, Stability of retained austenite in high-strength martensitic steels during cold deformation. In *Proceedings of the 28th DAAAM International Symposium*. Vienna: DAAAM International, 2017. s. 289-294. ISBN: 978-3-902734-11-2, ISSN: 1726-9679
- [18] IBRAHIM, K., VOREL, I., BUBLÍKOVÁ, D., MAŠEK, B. New concept for manufacturing closed die forgings of high strength steels. *Materiali in Tehnologije*, 2016, roč. 50, č. 4, s. 623-626. ISSN: 1580-2949
- [19] MAŠEK, B., JIRKOVÁ, H., VANČURA, F., ŠTÁDLER, C., BUBLÍKOVÁ, D. *Method of Hot Forming Hybrid Parts*. Alexandria, Virginia, USA, 2018.
- [20] MAŠEK, B., JIRKOVÁ, H., BUBLÍKOVÁ, D., AIŠMAN, D., ČMIEL, K. Unconventional Heat Treatment of Spring Steel by Q&P Process. In *Conference Proceedings*. New York: Institute of Research Engineers and Doctors, 2016. s. 6-8. ISBN: 978-1-63248-112-2
- [21] IBRAHIM, K., BUBLÍKOVÁ, D., JIRKOVÁ, H., MAŠEK, B. Stabilization of Retained Austenite in High-Strength Martensitic Steels with Reduced Ms Temperature. In *METAL 2015 24th International Conference on Metallurgy and Materials*. Ostrava: TANGER spol. s r. o., 2015. s. 499-504. ISBN: 978-80-87294-62-8
- [22] KHALAJ, O., MAŠEK, B., JIRKOVÁ, H., BUBLÍKOVÁ, D., SVOBODA, J. Influence of thermomechanical treatment on the grain-growth behavior of new Fe-Al based alloys with fine Al₂O₃ precipitates. *Materiali in tehnologije*, 2017, roč. 51, č. 5, s. 759-768. ISSN: 1580-2949
- [23] STEHLÍK, A., BUBLÍKOVÁ, D., JIRKOVÁ, H., JENÍČEK, Š. Vliv rychlosti ochlazování na mechanické vlastnosti a vývoj mikrostruktury u vysokopevných ocelí legovaných Mn a Si. In *Kovárenství*. Brno: Svaz kováren ČR, z.s., 2018. s. 38-41. ISBN: neuvedeno, ISSN: 1213-9289
- [24] JIRKOVÁ, H., BUBLÍKOVÁ, D., OPATOVÁ, K., VOLKMANNOVÁ, J. The influence of niobium on the resulting structure of trip steels during the continuous cooling. In *Conference Proceedings-METAL 2018 - 27th International Conference on Metallurgy and Materials*. Ostrava: TANGER Ltd., Keltickova 62, 710 00 Ostrava, Czech Republic, EU, 2018. s. 712-717. ISBN: 978-80-87294-84-0

Užitné a funkční vzory

- [25] MAŠEK, B., JIRKOVÁ, H., RUBEŠOVÁ, K., BUBLÍKOVÁ, D. *Způsob ochrany povrchu proti tvorbě okují při tváření vnitřním přetlakem zatepla*. Praha, 2018.

- [26] JENÍČEK, Š., RONEŠOVÁ, A., KÁŇA, BUBLÍKOVÁ, D., AIŠMAN, D., ŠTÁDLER, C. *Experimentální zařízení pro zpracování oceli*. Praha, 2014.

H-index: 2 (<http://www.webofscience.com>, Researcher ID: K-7373-2017)
5 (<http://www.scopus.com>, Author ID: 56497128100)