

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

Ing. MARTIN GREGOR

OPTIMALIZACE VÝROBY VOLNĚ KOVANÝCH VÝKOVKŮ ZA TEPLA
Z KOROZIVZDORNÉ AUSTENITICKÉ OCELI 08CH18N10T
PRODUCTION OPTIMIZATION OF SMITH HOT FORGED FORGINGS OF
STAINLESS AUSTENITIC STEEL 08CH18N10T

zkrácená verze PhD Thesis

Obor: Fyzikální a materiálové inženýrství
Školitel: prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.
Oponenti:

Datum obhajoby:

Klíčová slova

austenit, 08Ch18N10T, AISI 321, ingot, volné kování, kování za tepla, stupeň prokování, rozpouštěcí žíhání, mechanické vlastnosti, EBSD, STATISTICA

Keywords

austenite, 08Ch18N10T, AISI 321, ingot, smith forging, hot forging, forging coefficient, solution annealing, mechanical properties, EBSD, STATISTICA

Rukopis uložen na xxx

© Martin Gregor, 2022
ISBN 978-80-214-xxxx-x
ISSN 1213-4198

OBSAH

1. ÚVOD	5
2. TEORETICKÁ ČÁST	5
2.1 Austenitické oceli	5
2.2 Fázové složení	5
2.3 Tváření za tepla	7
2.4 Tepelné zpracování	9
3. CÍLE PRÁCE	9
4. ZPŮSOB ŘEŠENÍ A POUŽITÉ EXPERIMENTÁLNÍ METODY	10
5. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	13
5.1 Chemické složení experimentálních taveb	13
5.2 Volné kování na lisu za tepla	14
5.2.1 <i>Optimalizace horní kovací teploty</i>	14
5.2.2 <i>Kování experimentálních ingotů</i>	17
5.3 Separace vzorků pro tepelné zpracování	18
5.4 Tepelné zpracování	18
6. VÝSLEDKY	19
6.1 Výsledky tahových zkoušek a zkoušek rázem v ohybu	19
6.2 Výsledky EBSD	19
6.3 Výsledky kvalitativního hodnocení hustoty dislokací	20
6.4 Výsledky fraktografické analýzy	21
6.5 Statistické zpracování vlivu výrobních parametrů, chemického složení na mechanické vlastnosti a velikost zrn (strukturních jednotek) v programu STATISTICA	22
7. DISKUZE VÝSLEDKŮ	24
8. ZÁVĚR	29
9. PUBLIKACE VÝSLEDKŮ	30
10. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY	31
11. ABSTRACT	34

1. ÚVOD

Předkládaná práce dokladuje komplexní optimalizaci technologie výroby výkovek z oceli 08Ch18N10T. Z hlediska výsledných mechanických vlastností produktu je optimalizace zaměřena na volbu vhodné technologie volného kování na lisu za tepla a vychlazení po dokování v provozních podmínkách společnosti ŽĐAS, a.s. a dále také na volbu vhodného postupu tepelného zpracování realizovaného v podmínkách společnosti COMTES FHT, a.s. Práce byla vytvořena v rámci programu Epsilon (identifikační kód projektu TH01021066) spolufinancovaného Technologickou agenturou České republiky (TAČR).

2. TEORETICKÁ ČÁST

2.1 AUSTENITICKÉ OCELI

Ocel 08Ch18N10T, nebo též AISI 321, X6CrNiTi1810, 1.4541, patří do skupiny austenitických Cr–Ni ocelí označovaných také jako 18–8 (přibližně 18 hm.% Cr a 8 hm.% Ni) [1]. Charakteristickou vlastností této titanem stabilizované oceli je její dobrá odolnost proti mezikrystalové korozi. Předpis chemického složení oceli 08Ch18N10T dle normy GOST 5632–72 je uveden v **Tab. 1** [2].

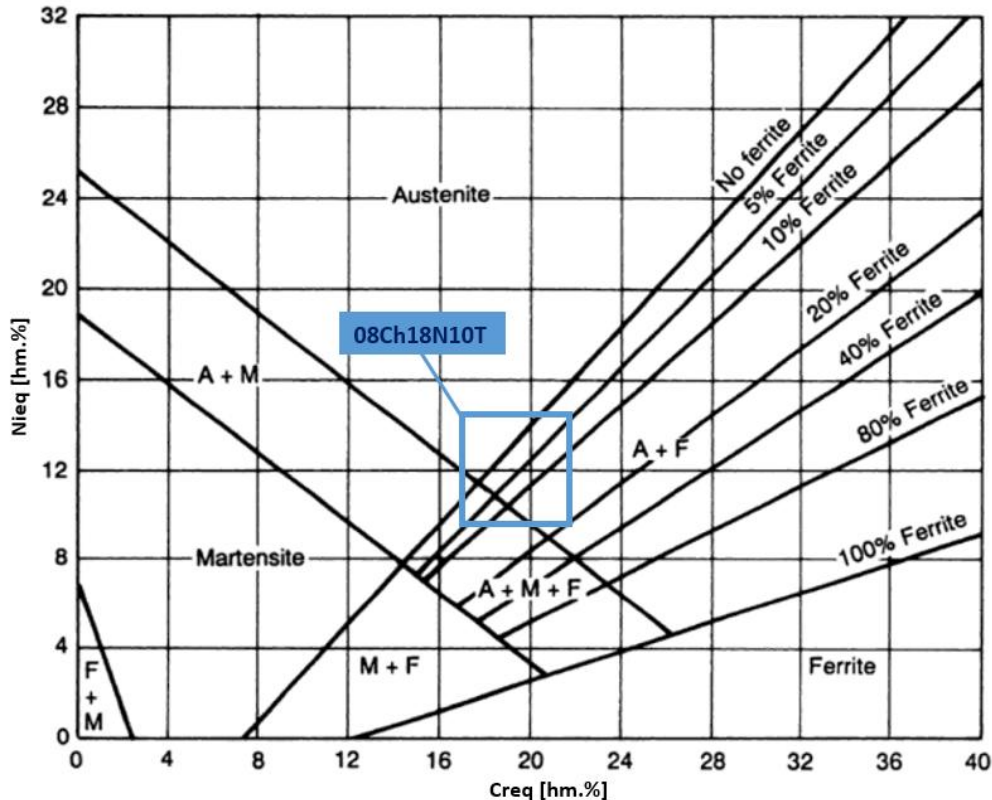
Tab. 1 Předpis chemického složení oceli 08Ch18N10T dle normy GOST 5632–72.

prvek								
koncentrace [hm.%]	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti
min.	-	-	-	-	-	17	9	5°C
max.	0,08	2	0,8	0,035	0,02	19	11	0,7

2.2 FÁZOVÉ SLOŽENÍ

Přítomnost odlišných druhů fází, resp. tuhých roztoků v korozivzdorných ocelích lze vyjádřit s využitím Schaefflerova diagramu. Tento umožňuje odhad fázového složení uvedených ocelí v litém stavu vynesemím chromového (Cr_{eq}) a niklového (Ni_{eq}) ekvivalentu do binárního systému (viz **Obr. 1**) [3]. V závislosti na chemickém složení lze v lité struktuře očekávat jak přítomnost austenitu jako jediného tuhého roztoku, tak kombinace austenitu a δ -feritu, austenitu a martenzitu a kombinace všech tří zmíněných tuhých roztoků.

V průběhu výroby může u produktů z oceli 08Ch18N10T s ohledem na chemickém složení docházet k precipitaci celé řady intermetalických fází. Nejčastějším typem intermetalické fáze vyskytující se v oceli 08Ch18N10T je karbid $M_{23}C_6$, který obvykle precipituje jako komplexní karbid $(Cr, Fe)_{23}C_6$ a $(Cr, Mo, Fe)_{23}C_6$ v rozsahu teplot 500–950 °C, přičemž nejvyšší rychlost jeho tvorby se pohybuje v rozsahu teplot 650–700 °C [4, 5, 6].



Obr. 1 Schaefflerův diagram s vyznačením oblasti chemického složení dle Tab. 1.

Hranice mezi dvěma a více zrn δ -feritu a intergranulárně vyloučené částice $M_{23}C_6$ se stávají preferenčním preferenčním místem pro σ -fázi precipitující v tetragonální plošně centrované mřížce (bct) se stechiometrickým vzorcem B_xA_y (A – Ti, V, Cr; B – Mn, Fe, Co, Ni), která se výrazně podílí na tvorbě křehkosti za teplot nižších než 595 °C a negativně ovlivňuje také odolnost proti korozi.

Dalším intragranulárně vylučovaným karbidem je M_6C , který precipituje ve formě $(Fe, Mo)_6C$, $(Fe, Nb)_6C$ a $(Fe, Cr, Nb)_6C$ s kubickou plošně centrovanou mřížkou (fcc). V rozsahu teplot 950–1050 °C se vylučuje karbid M_7C_3 .

Fází, která precipituje obvykle se stechiometrií $(Mo, Cr)_{18}C$ je χ fáze (χ) s kubickou plošně centrovanou mřížkou (bcc) vznikající přednostně na hranici zrna, dále pak na nekoherentních dvojčatových hranicích a také intragranulárně v oblasti jader dislokací.

Přítomnost Mo, Ti a Nb podporuje v rozsahu teplot 650–950 °C tvorbu Lavesových fází (η). V titanem a niobem stabilizovaných austenitických ocelích

je výskyt Lavesových fází poněkud vzácný a uvažována je tvorba částic Fe_2Nb a Fe_2Ti , přičemž přednostní je pro precipitaci objem austenitického zrna, méně častá je potom precipitace interkrystalická. Z hlediska kinetiky je důležitá přítomnost δ -feritu, který tvorbu Lavesových fází zpomaluje [4, 6, 7].

Další skupinu tvoří karbonitridy na bázi stabilizačních prvků (Ti, Nb, V, Zr, Ta) obecně označované jako MX. Vyznačují se kubickou plošně centrovanou mřížkou (fcc) a jak interkrystalickou, tak intrakrystalickou precipitací kubických útvarů.

V oceli 08Ch18N10T byl pozorován také výskyt G-fáze, jejíž obecné označení je ve tvaru $\text{A}_{16}\text{D}_6\text{C}_7$ (A – přechodový prvek, obvykle Ni; D – přechodový prvek, obvykle Nb nebo Ti; C – prvek 4. skupiny). Jedná se o fázi s kubickou plošně centrovanou mřížkou (fcc) vyskytující se typicky na hranici zrna matrice.

Kromě precipitátů MX se mohou v austenitických ocelích stabilizovaných niobem při relativně vysoké koncentraci dusíku vyskytovat další karbonitridy označované jako Z-fáze precipitující s tetragonální mřížkou. Tvorba této fáze může probíhat jak interkrystalicky, tak transkrystalicky ve formě jemné disperze tyčinkovitých, nebo kubických částic [7].

2.3 TVÁŘENÍ ZA TEPLA

Většinu austenitických ocelí lze tvářet v širokém teplotním rozsahu s dolní kovací teplotou $930\text{ }^\circ\text{C}$ [8], přičemž horní kovací teplota pro ocel typu 18–8 je doporučena v rozsahu $1150\text{--}1260\text{ }^\circ\text{C}$ [9, 10]. Tváření za tepla je doprovázeno statickým, popřípadě dynamickým procesem zotavení a následné rekrystalizace, která v případě oceli 08Ch18N10T nastává v závislosti na chemickém složení za teplot vyšších než přibližně $510\text{--}730\text{ }^\circ\text{C}$. U kovů s nízkou energií vrstevné chyby je proces zotavení relativně pomalý a změny v přeuspořádání dislokací před samotnou rekrystalizací nemusejí být ve výsledné struktuře patrné [11, 12].

V průběhu rekrystalizace probíhá přednostně na hranicích deformovaných zrn k nukleaci a růstu zrn s podstatně nižší hustotou dislokací (primární rekrystalizace). Hnací silou rekrystalizace je uvolňování nahromaděné elastické energie, jejíž existence spočívá v přítomnosti dislokací.

Dalšími zdroji rekrystalizovaných zrn mohou být smykové pásy (typické pro oceli s nízkou energií vrstevné chyby) a bezprostřední okolí relativně hrubých nerozpuštěných částic sekundárních fází, které uchycují dislokace (částicově stimulovaná nukleace – PSN). Na průběh rekrystalizace má zásadní vliv přítomnost mikrolegujících prvků rozpuštěných v tuhém roztoku, sekundární částice přítomné před zahájením tváření a sekundární částice vzniklé deformačně indukovanou a dynamickou precipitací. Atomy mikrolegujících prvků jako vanad, titan nebo niob mikrosegregují do oblasti vrstevných chyb, čímž snižují mobilitu dislokací a v důsledku toho také schopnost nukleace zárodků rekrystalizovaných zrn.

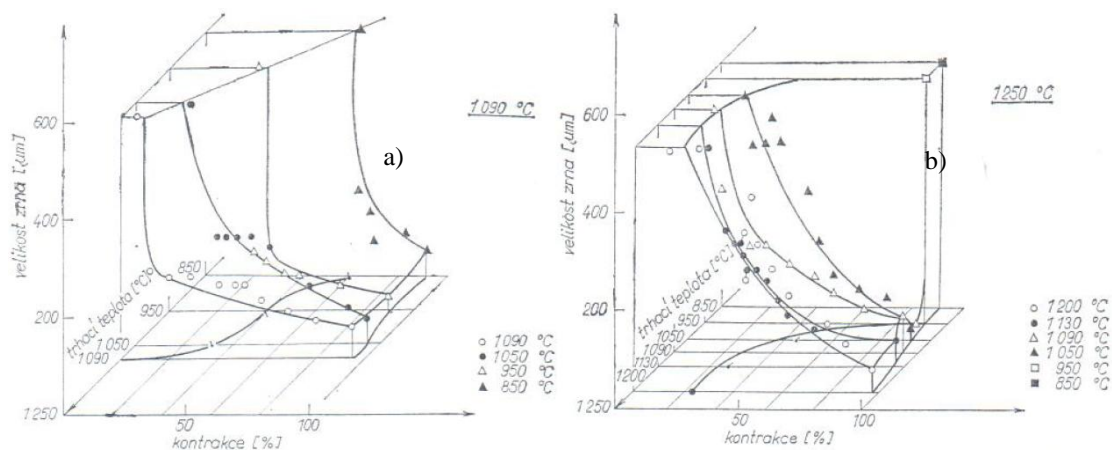
Mechanismus deformačně indukované precipitace souvisí s difúzí atomů mikrolegujících prvků do oblasti defektů vytvořených plastickou deformací

(např. jádra dislokací) a při následné precipitaci dochází k tvorbě velmi jemných částic, které slouží jako překážka při pohybu hranice zrna a tímto zpomalují kinetiku rekrytalizace. Stejný efekt na kinetiku rekrytalizace mají také jemné částice vznikající v důsledku dynamické precipitace vyvolané změnou rozpustnosti přísadových prvků v deformovaném objemu matrice.

Po dokončení primární rekrytalizace následuje v případě delší výdrže na dané teplotě nežádoucí sekundární rekrytalizace spojená s difúzním hrubnutím zrna. Charakter hrubnutí zrna může být na základní úrovni rozlišován jako normální, nebo abnormální spojený s přehřátím oceli. Struktura s abnormální hrubozrnností se v porovnání s normální hrubozrnností vyznačuje značnou heterogenitou velikosti zrna a odstranění této následným tvářením za tepla je velmi obtížné [11, 12, 13].

Důležitým aspektem výroby austenitických ocelí je střední velikost zrna, která se v závislosti na zvolené technologii tvářením vlivem deformace a tepelné expozice mění. Autor práce [14] uvádí výskyt povrchové hrubozrnnosti u výkovků průměru 260 mm z oceli 08Ch18N10T vyrobených volným kováním z ingotu I2,2 až I6,5 při třech i více ohřevech. Mezi možné příčiny výskytu hrubozrnných oblastí na základě provedeného rozboru patří persistence fragmentů primárních hrubých zrn, která nebyla rozbita v průběhu kování, nebo z těchto statickou rekrytalizací vzniklá hrubá sekundární zrna a volba nevhodné technologie tvářením.

Z rekrytalizačních diagramů v práci [15] je patrná relativně snadná rekrytalizace za teplot 1090–1200 °C po deformaci 5–10 % (viz **Obř. 2**). Při poklesu tvářecí teploty se zvyšuje velikost deformace potřebné pro aktivaci rekrytalizace. Optimální teplota tvářením oceli 08Ch18N10T je 1150 °C, přičemž z ekonomických i technických důvodů bývá překračována.



Obř. 2 Rekrytalizační diagramy lité oceli 08Ch18N10T pro počáteční teplotu ohřevu a) 1090 °C, b) 1250 °C.

2.4 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

Výkovky z korozivzdorné austenitické oceli by měly být pro dosažení maximální houževnatosti a korozní odolnosti zpracovány rozpouštěcím žiháním [4, 9, 10]. Pro austenitické oceli se podle literatury [16, 17] pohybuje teplota rozpouštěcího žihání v rozsahu 950–1150 °C v závislosti na typu oceli, přičemž teplota doporučená pro ocel 08Ch18N10T leží v rozsahu 955–1120 °C [10]. Aplikace teploty pod doporučeným intervalem má za následek nedostatečné rozpuštění precipitátů, a naopak hrubnutí zrna nad tímto intervalem [4]. Za účelem potlačení precipitace karbidů Cr a dosažení maximálního množství austenitu ve struktuře je po tepelném zpracování doporučeno ochlazení v oleji, nebo ve vodě pro velikost příčného průřezu větší než 6,4 mm [10].

Dalšího zvýšení korozní odolnosti lze docílit stabilizačním žiháním. Doporučená teplota stabilizačního žihání se pro ocel 08Ch18N10T pohybuje v rozsahu 850–950 °C s dobou tepelné expozice 2–4 h [17]. Korozní odolnost je v průběhu stabilizačního žihání podpořena precipitací karbidů na bázi Ti a Nb, a tedy snížením množství volného atomárního C, který by bez přítomnosti stabilizačních prvků vytvářel s Cr interkrystalické karbidy a snižoval tím odolnost proti korozi.

3. CÍLE PRÁCE

Stanovené cíle práce jsou následující:

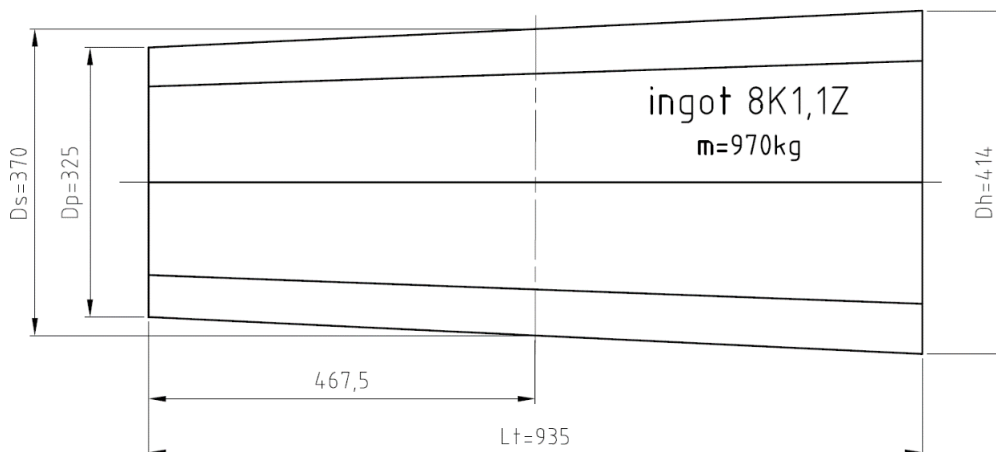
- 1) Optimalizace horní kovací teploty a stanovení vhodného postupu volného kování experimentálních výkovků za tepla na hornotlakém čtyřsloupovém lisu CKV 630, včetně následného vychlazení v provozních podmínkách kovárny ŽĎAS, zejména z hlediska výsledných mechanických vlastností při pokojové teplotě a teplotě 350 °C.
- 2) Stanovení vhodného postupu tepelného zpracování laboratorních vzorků separovaných z experimentálních výkovků zejména z hlediska výsledných mechanických vlastností při pokojové teplotě a teplotě 350 °C.
- 3) Optimalizace výroby výkovků kruhového průřezu do průměru 280 mm z oceli 08Ch18N10T v ŽĎAS, a.s. pro dosažení vyhovujících mechanických vlastností dle TS Škoda JS Ae 4113/Dok Rev. 7

4. ZPŮSOB ŘEŠENÍ A POUŽITÉ EXPERIMENTÁLNÍ METODY

Experimentální práce uvedené v kapitole 5.1 až 5.3 byly realizovány ve společnosti ŽĎAS, a.s. Pracovní postup byl zahájen na elektroocelárně výrobou základní legované taveniny s využitím EOP (Elektrická Oblouková Pec, výrobce Siemens Elin Union), v níž byla po roztavení vsázky provedena oxidace tekutého kovu a snížení koncentrace některých prvků, zejména pak uhlíku a křemíku.

Po odstranění oxidační strusky byla tavenina přelita do rafinační pánve a převezena na LF (Ladle Furnace – pánvová pec, výrobce Fuchs GmbH). Na LF proběhlo legování přísadovými prvky (Mn, Cr, Ni) a ohřev taveniny na teplotu nezbytnou pro následné zpracování technologií VOD (Vacuum Oxygen Decarburization – vakuové oxidační oduhlíčení) s využitím agregátu VD/VOD (výrobce MDM AG).

Technologie VOD umožňuje u vysokolegované chromové oceli především dosažení velmi nízké koncentrace uhlíku za současného vysokého využití přísadových prvků. Po oduhlíčení taveniny procesem VOD následovala redukce strusky a zpracování technologií VD (Vacuum Degassing – odplynění ve vakuu) za účelem desoxidace oceli, odsíření a snížení koncentrace dusíku a vodíku. V závěrečné fázi zpracování byla tavenina legována prvky, které mají vysokou afinitu ke kyslíku a jsou nezbytné pro dosažení požadované kvality oceli. Odléváním oceli do kokil spodem přes vtokovou soustavu byla ukončena výroba ocelových ingotů 8K1,1Z, jejichž schematické znázornění je uvedeno na **Obr. 3**.



Obr. 3 Schematické znázornění ingotu 8K1,1Z.

Dalším krokem byl ohřev ingotu na kovací teplotu v komorové ohřívací peci vytápěné zemním plynem s maximální dosažitelnou teplotou vsázky 1200 °C. Bezprostředně po ohřátí ingotu na kovací teplotu bylo provedeno volné kování na hornotlakém čtyřsloupovém lisu CKV 630 s jedním lisovacím válcem a dvěma zpětnými válci s maximální pracovní silou 6,3 MN. Převoz ingotu, popř. předkovku, mezi ohřívací pecí a pracovním prostorem lisu byl proveden s využitím kolového

manipulátoru firmy Wellman o nosnosti 2,5 t. V průběhu kování bylo v pracovním prostoru lisu s ingotem, popř. předkovkem, manipulováno prostřednictvím olejohydraulického kolejového manipulátoru QKK s nosností 3 t. Výkovky byly po dokování vychlazeny a následně rozřezány na kotoučové pile PHA 27A. Vzorky separované podle rozřezového plánu v kapitole 5.3 byly určeny pro následné tepelné zpracování, které bylo realizováno ve společnosti COMTES FHT, a.s.

V rámci experimentu popsaného v kapitole 5.2.1 bylo provedeno laboratorní tepelné zpracování s využitím elektrické odporové pece K120/14 s jmenovitým topným příkonem 10,5 kW a maximální jmenovitou teplotou 1400 °C. Následně byl z každého tepelně zpracovaného vzorku připraven metalografický výbrus za účelem stanovení střední velikosti zrna. Prvním krokem při zhotovení výbrusu byl odběr reprezentativního vzorku s využitím metalografické pily Discotom-6 a jeho zalisování na přístroji STRUERS CitoPress-1. Následovalo broušení za mokra na přístroji LECO Spectrum System 2000 s využitím brusných papírů se zrnitostí 200, 350, 500, 1000 a 2000. Dalším krokem bylo leštění s využitím leštících pláten, na které byly nanесeny pasty obsahující diamantové částice o rozměrech 3 a 1 μm. Jako smáčedlo byl použit etanol. Posledním krokem přípravy metalografického výbrusu bylo chemické leptání s využitím leptadla Portevin (2 díly HCl + 1 díl HNO₃). Velikost zrna byla stanovena přímo na světelném mikroskopu NEOPHOT 32 srovnávací metodou podle normy ASTM E112 – 13 [18] s využitím měření středního rozměru zrna. V terminologii normy ASTM je uvedeno číslo velikosti zrna s označením G, které bylo původně definováno rovnicí (3):

$$N_{AE} = 2^{G-1} \quad (3),$$

kde N_{AE} je počet zrn na čtvereční palec. Srovnávací metoda je založena na srovnávání snímku struktury metalografického výbrusu se standardy, které zobrazují struktury s označením čísla velikosti zrna G, přičemž zvětšení pořízeného snímku struktury musí být stejné, jako zvětšení dané standardní série. Za účelem stanovení velikosti zrna byly pořizovány snímky při zvětšení 100x. V průběhu srovnávání se standardy je struktuře pořízeného snímku přiřazena taková hodnota G, která odpovídá nejvíce podobnému standardu.

Vyhodnocení obsahu δ-feritu uvedeného v **Tab. 2** a **Tab. 3** bylo provedeno magnetickou metodou pomocí feritometru FC-2 na vzorku průměru 7 mm a délky 60 mm.

Kapitola 5.4 byla realizována ve společnosti COMTES FHT, a.s. Tepelné zpracování bylo provedeno v jedné z elektrických odporových pecí, kterými COMTES disponuje. První z těchto je KS120 s maximální pracovní teplotou 1200 °C. Další je KM 30-13 s maximální pracovní teplotou 1330 °C.

Po tepelném zpracování následovalo vyhodnocení mechanických vlastností (kapitola 6.1) tahovými zkouškami při pokojové teplotě a teplotě 350 °C. Tahové zkoušky při pokojové teplotě byly provedeny na elektromechanickém zkušebním stroji ZWICK Z250 s laserovým, případně tenzometrickým snímačem deformace podle normy ČSN EN ISO 6892–1. Tahové zkoušky při teplotě 350 °C byly provedeny na servo–hydraulickém zkušebním stroji Inova s teplotní komorou do 500 °C podle normy ČSN EN ISO 6892–2. Deformace byla v případě tahových zkoušek při 350 °C měřena kapacitním snímačem deformace (do 500 °C).

Kromě tahových zkoušek byly podrobeny čtyři vybrané vzorky (identifikační číslo 25, 133, 164, 175) také zkouškám rázem v ohybu (kapitola 6.1) při pokojové teplotě dle normy ČSN EN ISO 148–1 s využitím zkušebního stroje Charpy RKP 450 od firmy ZWICK/ROELL.

Z oblasti hlavy a měrné délky tahových zkušebních tyčí všech výše uvedených vzorků byly odebrány vzorky pro následný metalografický výbrus analogicky, jako tomu je v kapitole 5.2.1. Dále byly tyto vzorky hodnoceny na ÚMVI FSI VUT s využitím EBSD detektoru NOR_DYS fy Oxford Instruments, který je nainstalován jako příslušenství k rastrovacímu elektronovému mikroskopu Zeiss Ultra Plus (kapitola 6.2). Misorientace pro hranici zrna byla nastavena na minimálně 10° s minimální velikostí uvažovaného objektu 10 μm^2 . Ve všech čtyřech případech byly vynechány dvojčatové hranice.

U vybraných vzorků byla hodnocena také hustota dislokací (kapitola 6.3) v Laboratoři elektronové mikroskopie na Ústavu fyziky materiálů AV ČR, Brno. Ze vzorků byly elektrojiskrovou pilou nařezány tenké plátky o tloušťce 0,8 mm, které byly dále broušeny na karbidových brusných papírech. Tenké fólie byly potom připraveny standardní metodou tryskového elektrochemického leštění. K pozorování mikrostruktury byl použit transmisní elektronový mikroskop Philips TEM/STEM CM12 vybavený energiově–dispersním spektrometrem EDAX Phoenix. Urychlovací napětí bylo 120 kV a velikost stopy přibližně 10 nm.

Fraktografická analýza v kapitole 6.4 byla provedena na ÚMVI FSI VUT s využitím rastrovacího elektronového mikroskopu Zeiss Ultra Plus, přičemž lomové plochy byly studovány pomocí obrazu sekundárních elektronů.

5. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

5.1 CHEMICKÉ SLOŽENÍ EXPERIMENTÁLNÍCH TAVEB

Z oceli 08Ch18N10T byly vyrobeny celkem čtyři tavby s chemickým složením uvedeným v **Tab. 2**. Tavba č. 1 obsahuje nejvyšší koncentraci C, která je na horní hranici předpisu dle GOST 5632–72 a zároveň obsahuje nejnižší koncentraci N. Charakteristikou tavby č. 2 je maximální potlačení vzniku δ -feritu obsahem Ni v blízkosti horní hranice a obsahu Cr v blízkosti spodní hranice předpisu dle GOST 5632–72. V případě tavby č. 3 bylo dosaženo nejnižší koncentrace C ze všech čtyř uvedených taveb. Tavba č. 4 se vyznačuje obsahem Ni v blízkosti spodní hranice a obsahem Cr v blízkosti horní hranice předpisu dle GOST 5632–72 pro dosažení co největšího množství δ -feritu.

Tab. 2 Chemická složení taveb 1–4.

prvek	koncentrace prvku, Cr _{eq} , Ni _{eq} , δ -F [hm.%, ppm(*), %]					
	GOST 5632–72		tavba 1	tavba 2	tavba 3	tavba 4
	min	max	č.t. 55928	č.t. 56463	č.t. 56505	č.t. 56523
C	–	0,08	0,08	0,07	0,02	0,04
Mn	–	2,0	0,31	1,41	1,41	1,57
Si	–	0,8	0,5	0,7	0,36	0,46
P	–	0,035	0,019	0,022	0,02	0,023
S	–	0,02	0,003	0,003	0,005	0,005
Cr	17,0	19,0	17,5	17,4	17,0	18,8
Ni	9,0	11,0	10,18	10,9	10,6	9,1
Cu	–	0,3	0,08	0,06	0,05	0,05
Mo	–	0,3	0,08	0,1	0,06	0,1
V	–	0,2	0,08	0,08	0,06	0,07
W	–	0,2	0,01	0,03	0,03	0,03
Co	–	0,07	0,03	0,03	0,03	0,03
Al	–	–	0,057	0,034	0,13	0,08
Nb	–	–	–	0,03	<0,01	0,015
B	–	0,003	0,0005	0,0035	<0,0005	0,004
As	–	–	–	<0,005	<0,005	<0,005
Sn	–	–	–	0,005	0,005	0,005
H(*)	–	–	1,9	–	–	–
N	–	0,05	0,0101	0,0238	0,0271	0,053
O	–	–	0,0025	0,0035	–	0,0033
Ti	–	0,7	0,46	0,25	0,26	0,12
δ -F (laboratorně)	0,5	5,0	1,9	1,0	2,5	5,5
Cr _{eq}	–	–	20,0	20,0	19,2	20,9
Ni _{eq}	–	–	13,0	14,3	12,6	12,5

5.2 VOLNÉ KOVÁNÍ NA LISU ZA TEPLA

5.2.1 Optimalizace horní kovací teploty

Před samotným kováním experimentálních ingotů bylo nutné zjistit vhodné podmínky kování zajišťující optimální velikost zrna, a to ve vztahu k horní kovací teplotě, výdrži na této a způsobu ochlazení po dokování [19]. Za účelem ověření vlivu zmíněných parametrů na střední velikost zrna byl použit zbytek provozního výkovku čtvercového průřezu s rozměry 200x200x1200 mm a chemickým složením uvedeným v **Tab. 3**. Ze zbytku byly nařezány čtyři předkovky s rozměry 200x200x100 mm, které byly dále překovány shodně na průměr 70 mm, přičemž dva výkovky byly vychlazeny (výkovky 1 a 3 v **Tab. 6**) a dva výkovky byly vychlazeny a tepelně zpracovány rozpouštěcím žiháním (výkovky 2 a 4 v **Tab. 6**) a jeden vzorek s rozměry 200x200x20 mm, který byl po separaci z čela zbytku provozního výkovku podroben laboratorní zkoušce pro stanovení střední velikosti zrna v osově části zbytku (vzorek 5 v **Tab. 6**). Detailní rozbor kování předkovek 1–4 a následného vychlazení po dokování a rozpouštěcího žihání příslušných výkovek je uveden v **Tab. 4**. Parametr K [-] uvedený v **Tab. 4** představuje stupeň prokování, který lze spočítat jako podíl výchozí plochy příčného průřezu a plochy konečné.

Tab. 3 Chemické složení tavby č. 53246.

koncentrace prvku, Cr _{eq} , Ni _{eq} , δ-F [hm.%, ppm(*), %]													
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	W	Co	Al	Nb
0,04	1,45	0,56	0,024	0,002	17,5	10,0	0,07	0,11	0,07	0,02	0,03	0,042	0,02
B	As	Sn	H(*)	N	O	Ti	δ-F (laboratorně)					Cr _{eq}	Ni _{eq}
0,005	<0,005	0,005	2,7	0,0105	0,0032	0,35	3,8					19,61	11,55

Tab. 4 Postup kování předkovek 1–4 na výkovky s průměrem 70 mm a následného rozpouštěcího žihání.

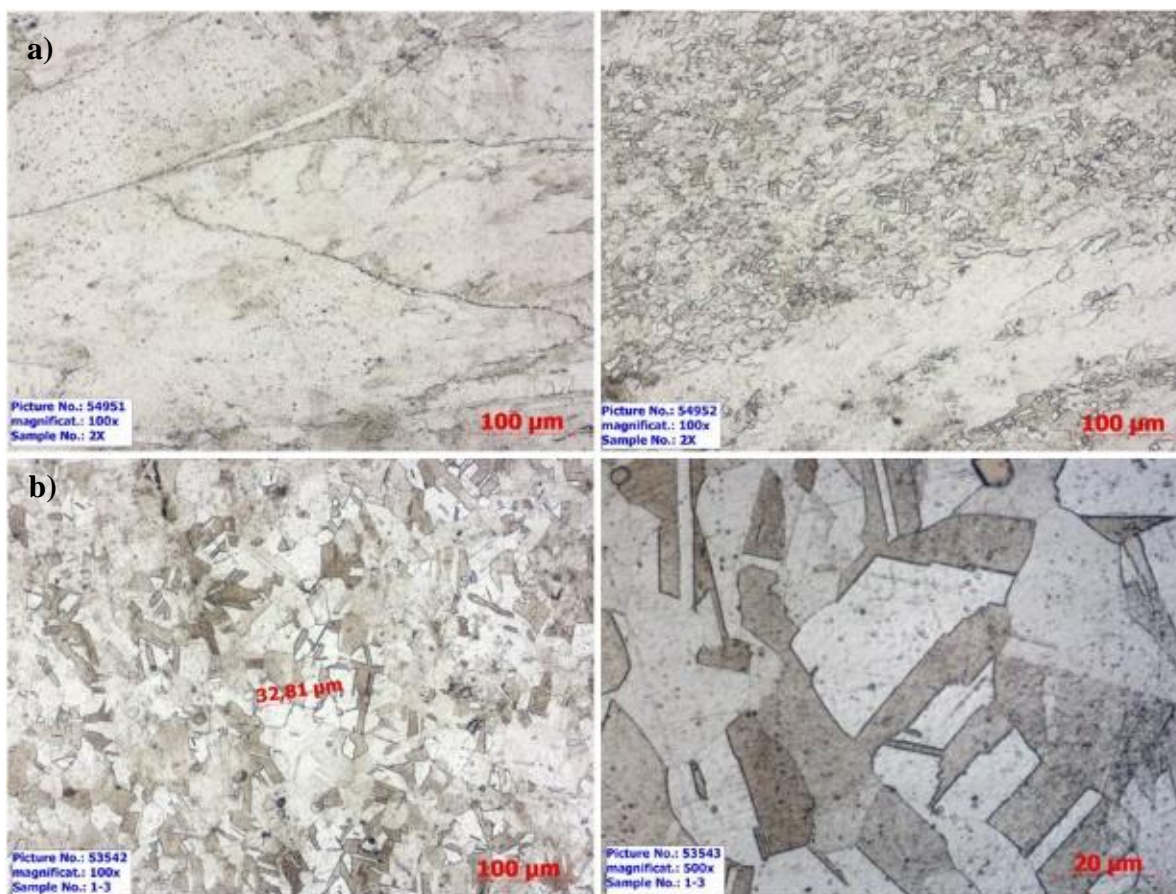
Předkovek 200x200x100mm	Kování za tepla						Vychlazení po dokování	Rozpouštěcí žihání		
	T _{kovací} [°C]	τ _{ohřev} [min]	τ _{kování} [min]	Překovaný D [mm]	K [-]	T _{dokovací} [°C]		T [°C]	τ [h]	Ochlazení
1	1180	122	8	70	10,4	600	voda	-	-	-
2	1180	133	7	70	10,4	670	voda	1040	3	voda
3	1180	142	8	70	10,4	650	vzduch	-	-	-
4	1180	151	9	70	10,4	630	vzduch	1040	3	voda

Následně bylo z každého ze čtyř výkovek odebráno celkem 22 laboratorních vzorků s rozměry D70–20 mm, z nichž 21 jich bylo tepelně zpracováno dle **Tab. 5** pro simulaci podmínek ohřevu na horní kovací teplotě. Výsledky hodnocení střední velikosti zrna dosažené výše popsaným experimentem jsou uvedeny v **Tab. 6**. Na **Obr. 4 a)** jsou uvedeny snímky struktur s největší dosaženou heterogenitou velikosti zrna v **Tab. 6** zaznamenanou u výkovku 2 ve stavu po vychlazení ve vodě

(G = 1–8). Snímky struktur evidující nejmenší dosaženou velikost a heterogenitu velikosti zrna v **Tab. 6** zaznamenanou u laboratorního vzorku odděleného z výkovku 1 ve stavu po žíhání 1060 °C / 5 h / voda (G = 7) jsou uvedeny na **Obr. 4 b**).

Tab. 5 Tepelné zpracování laboratorních vzorků odebraných z výkovků 1–4 v Tab. 4.

Laboratorní vzorek	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21
T [°C]	1060			1080			1100			1120			1140			1160			1180		
τ [h]	0,5	2	5	0,5	2	5	0,5	2	5	0,5	2	5	0,5	2	5	0,5	2	5	0,5	2	5
Ochlazení	voda																				



Obr. 4 Snímky struktur vybraných vzorků v Tab. 6

Tab. 6 Výsledky hodnocení střední velikosti zrna.

T [°C]	τ [h]	Výkovek / Laboratorní vzorek	Střední velikost zrna dle ASTM							
			Výkovek 1 (voda)		Výkovek 2 (voda+r.ž.)		Výkovek 3 (vzduch)		Výkovek 4 (vzduch+r.ž.)	
			[μm]	[-]	[μm]	[-]	[μm]	[-]	[μm]	[-]
-	-	po vychlazení	53	5,5 (4-7)	76	4,5 (1-8)	45	6	53	5,5 (4-7)
-	-	po r.ž. 1040 °C	-	-	38	6,5 (6-7)	-	-	38	6,5 (6-7)
1060	0,5	1	27	7,5 (7-8)	38	6,5 (6-7)	27	7,5 (7-8)	53	5,5
	2	2	27	7,5 (7-8)	180	2	32	7	127	3
	5	3	32	7	127	3	38	6,5 (6-7)	64	5
1080	0,5	4	32	7	127	3	76	4,5 (4-5)	53	5,5 (5-6)
	2	5	32	7	101	3,5 (3-4)	76	4,5 (4-5)	127	3
	5	6	90	4	64	5	151	2,5 (2-3)	127	3
1100	0,5	7	101	3,5 (3-4)	254	1	76	4,5 (4-5)	180	2
	2	8	151	2,5 (2-3)	127	3	127	3	254	1
	5	9	214	1,5 (1-2)	254	1	127	3	254	1
1120	0,5	10	127	3	254	1	151	2,5 (2-3)	214	1,5 (1-2)
	2	11	254	1	254	1	180	2	180	2
	5	12	300	0,5 (0-1)	359	0	300	0,5 (0-1)	254	1
1140	0,5	13	254	1	300	0,5 (0-1)	300	0,5 (0-1)	151	2,5 (2-3)
	2	14	254	1	508	-1	254	1	254	1
	5	15	254	1	359	0	300	0,5 (0-1)	254	1
1160	0,5	16	254	1	508	-1	214	1,5 (1-2)	254	1
	2	17	434	-0,5 (-1-0)	434	-0,5 (-1-0)	254	1	300	0,5 (0-1)
	5	18	359	0	508	-1	508	-1	300	0,5 (0-1)
1180	0,5	19	434	-0,5 (-1-0)	359	0	359	0	254	1
	2	20	434	-0,5 (-1-0)	434	-0,5 (-1-0)	254	1	300	0,5 (0-1)
	5	21	508	-1	434	-0,5 (-1-0)	508	-1	300	0,5 (0-1)
-	-	Vzorek 5 (výchozí stav před kováním)	střední velikost zrna dle ASTM [μm] / [-] : 180 / 2 (0-4)							

5.2.2. Kování experimentálních ingotů

Z každé ze čtyř taveb uvedených v **Tab. 2** bylo odlito celkem pět ingotů 8K1,1Z (viz **Obr. 14**). Ingoty byly dále kovány za tepla, přičemž příklad postupu kování ingotů z tavyby 1 je uveden v **Tab. 7**.

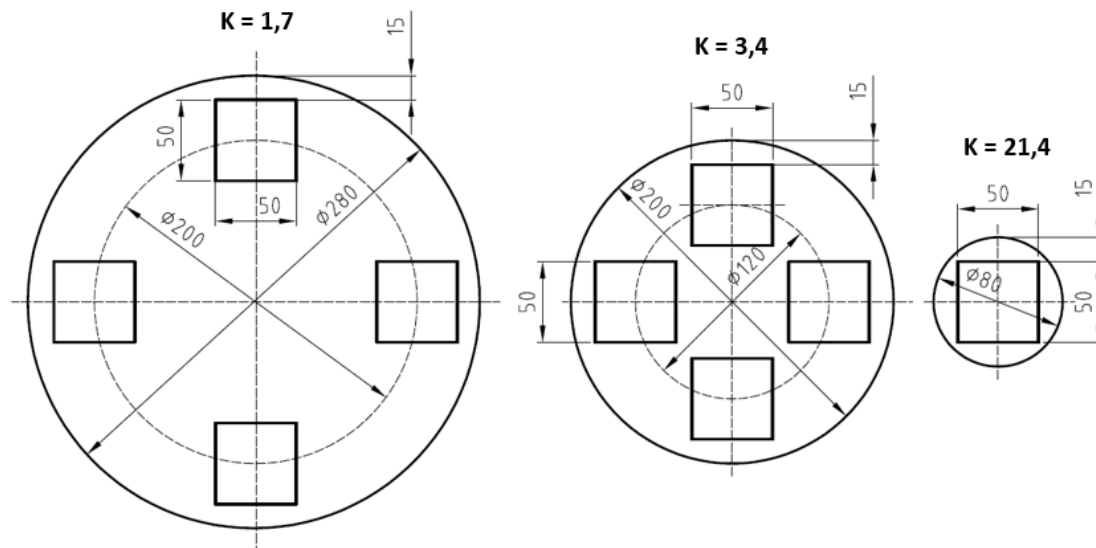
Postupy zahrnují ohřevy ingotů na kovací teplotu, meziohřevy předkovků, stupně prokování výkovků, geometrie výkovků, dokovací teploty výkovků a způsoby vychlazení výkovků. Postupy kování všech čtyř taveb jsou uvedeny v dizertační práci.

Tab. 7 Postup kování ingotů odlitých z tavyby 1.

Ident. číslo vzorku	Ohřev 1140°C– prodleva na teplotě [h]	Meziohřev 1140°C– prodleva na teplotě [h]	K [-]	D [mm]	T _{dokov.} [°C]	Vychlazení		
						τ [h]		
125	bez záznamu	byl proveden, ale bez záznamu	21,4	80 (l = 370 mm)	800	pec 1050 °C/ τ /voda	0,5	
137							1	
141							2	
153							3	
157							4	
126		–	3,4	200 (l = 180 mm)	950	pec 1050 °C/ τ /voda	0,5	
142							2	
158							4	
127		byl proveden, ale bez záznamu	1,7	280 (l = 180 mm)	900	pec 1050 °C/ τ /voda	0,5	
143							2	
159							4	
2, 26, 34, 58, 66, 89, 101, 113		bez záznamu	byl proveden, ale bez záznamu	21,4	80 (l = 3040 mm)	780	vzduch	
4, 36, 68, 90, 102, 114			–	3,4	200 (l = 560 mm)	890		
6, 38, 70, 91, 103, 115			–	1,7	280 (l = 560 mm)	900		
1, 25, 33, 57, 65		bez záznamu	byl proveden, ale bez záznamu h)	21,4	80 (l = 2080 mm)	780	voda	
169	byl proveden, ale bez záznamu		750					
3, 35, 67, 170	bez záznamu	–	3,4	200 (l = 940 mm)	900			
5, 37, 69, 171		–	1,7	280 (l = 940 mm)	930			
Ident. číslo 169– byl proveden také 2. meziohřev 1140 °C, ale bez záznamu								

5.3 SEPARACE VZORKŮ PRO TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

Po operaci tváření za tepla a vychlazení byly všechny výkovky nařezány na délku 180 mm a dále rozřezány na vzorky určené pro tepelné zpracování s rozměry 50x50x180 mm podle rozřezového plánu uvedeného pro jednotlivé velikosti kovaného průměru na **Obr. 5**.



Obr. 5 Rozřezový plán popisující separaci vzorků určených pro tepelné zpracování.

5.4 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

Po separaci výkovků byloude dále u vybraných vzorků s rozměry 50x50x180 mm provedeno rozpouštěcí žíhání v rozsahu teplot 1050–1100 °C s výdrží na teplotě v rozsahu 0,5–4 h a následným ochlazením ve vodě. Režimy tepelného zpracování jsou uvedeny v **Tab. P1**, která je součástí přílohy obsažené v dizertační práci.

6. VÝSLEDKY

6.1 VÝSLEDKY TAHOVÝCH ZKOUŠEK A ZKOUŠEK RÁZEM V OHYBU

Výsledky tahových zkoušek při pokojové teplotě a teplotě 350 °C jsou uvedeny v **Tab. 2**, která je součástí přílohy obsažené v dizertační práci. Výsledky zahrnují také předpis dle TS Škoda JS, přičemž hodnoty, které nesplňují minimální předepsanou hodnotu jsou označeny červeně. Vzhledem k širokému rozsahu výsledků jednotlivých mechanických vlastností (viz **Tab. 8**), který souvisí se zásadními rozdíly v technologii výroby, byly pro další studium vybrány celkem 4 vzorky (ident. čísla 25, 133, 164, 175) s výrazně odlišnými mechanickými vlastnostmi.

Tab. 8 Rozsah výsledků tahových zkoušek doplněn statistickými údaji u vybraných vzorků s identifikačními čísly 1 až 180.

Naměřená hodnota	Tahová zkouška při RT				Tahová zkouška při teplotě 350°C			
	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]
	<i>předpis dle TS Škoda JS Ae 4113/Dok Rev. 7</i>							
	≥ 206	500-750	≥ 38	≥ 50	≥ 177	≥ 353	≥ 25	≥ 45
min	181	459	47	64	115	343	22	54
max	447	668	74	81	366	477	46	81
Me	249	577	65	76	175	421	40	69
\bar{x}	245	558	64	75	172	410	39	69
σ	36	59	6	3	31	36	4	4

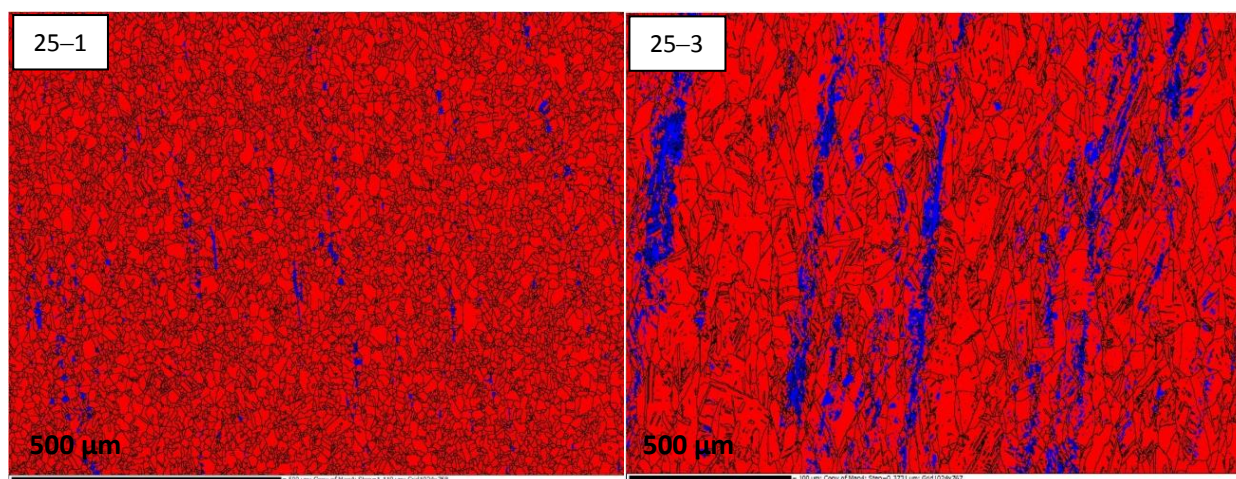
6.2 VÝSLEDKY EBSD

Výše uvedené vzorky byly dále podrobeny analýze metodou EBSD se zaměřením na identifikaci přítomných fází a velikost strukturních jednotek (SJ), přičemž pojem strukturní jednotka zahrnuje zrna s velkoúhlovou a maloúhlovou hranicí (**Tab. 9** a **Obr. 6**). Analyzovány byly vzorky odebrané z oblasti hlavy a měrné délky tahových zkušebních tyčí. **Tabulka 9** je doplněna o střední velikost zrna hodnocenou lineární průsečíkovou metodou v práci J. Čecha [20]. Také je nutné podotknout, že existuje řádový nesoulad ve velikosti zrn měřených metalograficky a zrn (strukturních jednotek) vyhodnocených metodou EBSD.

Tab. 9 Výsledky analýzy metodou EBSD čtyř vybraných vzorků.

xxx-1 - hlava tahové zkušební tyče; xxx-3 - měrná délka tahové zkušební tyče

Označení vzorku	Průměrná velikost SJ fáze				Průměrná velikost SJ [μm]	σ [μm]	Střední velikost zrna [μm] [50]	σ [μm]	Plocha fáze fcc [μm ²]	Plocha fáze bcc [μm ²]	Plocha celkem [μm ²]	Plošný podíl fáze fcc [%]	Plošný podíl fáze bcc [%]
	fcc [μm]	σ [μm]	bcc [μm]	σ [μm]									
25-1	10	6	5	2	9	6	16	3	1 331 798	14 802	1 346 600	98,9	1,1
25-3	7	5	5	2	7	4	-	-	249 499	19 527	269 026	92,7	7,3
133-1	42	49	6	2	22	37	116	20	2 441 516	33 688	2 475 204	98,6	1,4
133-3	11	17	7	4	10	15	-	-	6 650 944	389 677	7 040 621	94,5	5,5
164-1	39	53	12	11	21	35	109	21	1 145 027	139 735	1 284 762	89,1	10,9
164-3	11	20	8	7	9	14	-	-	972 042	257 698	1 229 740	79,0	21,0
175-1	12	10	6	2	11	10	20	20	130 127	2 382	132 508	98,2	1,8
175-3	9	8	6	3	9	8	-	-	118 634	4 258	122 892	96,5	3,5



Obr. 6 Snímky struktur vzorku 25 vyhodnocené metodou EBSD.

25-1 – hlava tahové zkušební tyče; 25-3 – měrná délka tahové zkušební tyče
červená– fáze fcc; modrá– fáze bcc

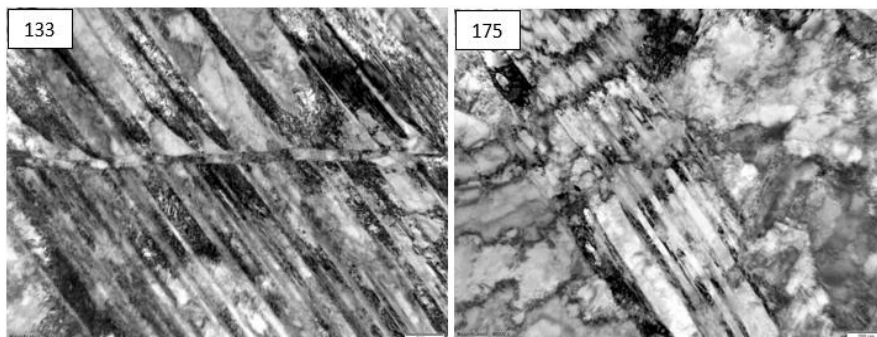
6.3 VÝSLEDKY KVALITATIVNÍHO HODNOCENÍ HUSTOTY DISLOKACÍ

Tab. 10 Výsledky měření hustoty dislokací.

Ident. číslo vzorku	Hustota dislokací $\times 10^{14}$ [m ⁻²]
133	3,4
175	4,2

Měření hustoty dislokací bylo provedeno na zkušebních tyčích po tahové zkoušce ze dvou mechanickými vlastnostmi výrazně odlišných vzorků, a to 133 a 175 vyrobených z tavby 3 (**Tab. P1** v příloze obsažené v dizertační práci). Tenké fólie byly u obou vzorků odebrány v oblasti homogenní plastické deformace. Výsledky měření hustoty dislokací doplněné snímky substruktur jsou uvedeny v **Tab. 10** a na **Obr. 7**. Vzorek 175 byl vykovan s podstatně vyšším stupněm prokovaní, nižší dokovací teplotou a po dokování byl vychlazen ve vodě, zatímco vzorek 133 byl po dokování vychlazen řízeně v peci. Po vychlazení nebyl žádný z uvedených vzorků zpracován rozpouštěcím žiháním. Vzhledem k zásadním rozdílům v technologii tváření za tepla a vychlazení mezi oběma vzorky byl potvrzen předpoklad vyšší hustoty dislokací u vzorku 175,

u něhož byly naměřeny více než dvojnásobně větší hodnoty $R_{p0,2}(RT)$ a $R_{p0,2}(350\text{ °C})$ v porovnání se vzorkem 133. Snímky na **Obr. 7** zobrazují austenitickou strukturu s pravděpodobným výskytem úzkých útvarů α' martenzitu a deformačních dvojčat, které vznikají v průběhu plastické deformace při tahové zkoušce.



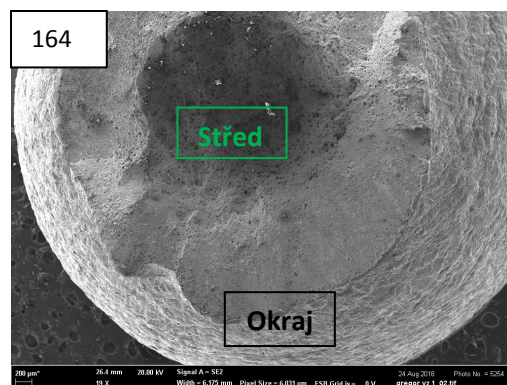
Obr. 7 Snímky substruktur vzorků s identifikačními čísly 133 a 175.

6.4 VÝSLEDKY FRAKTOGRAFICKÉ ANALÝZY

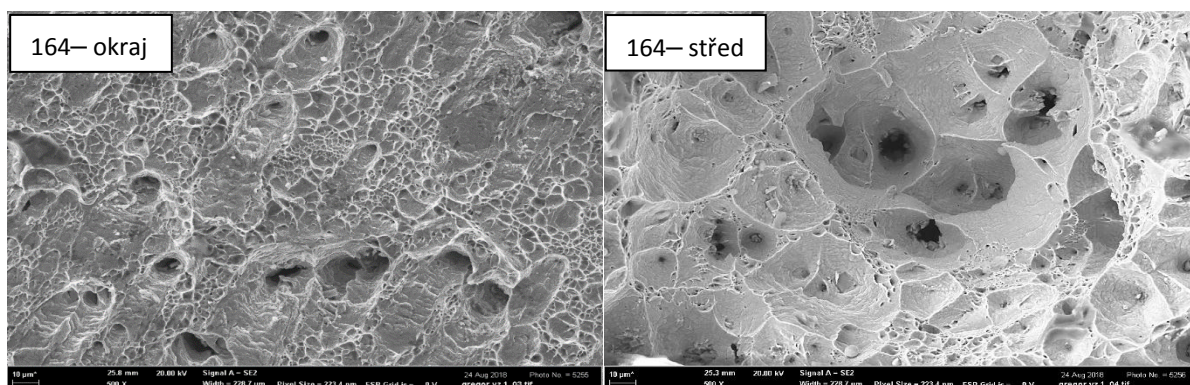
Fraktografická analýza byla uskutečněna na lomových plochách vybraných tahových vzorků přetržených při pokojové teplotě s identifikačními čísly 25, 133, 164 a 175 (**Tab. P1** v příloze obsažené v dizertační práci). K porušení všech uvedených vzorků došlo transkrystalickým tvárným mechanismem, v případě okraje (límečku) byl tento deformačně usměrněn. Z makroskopického hlediska se jedná o číškový lom pravidelný, nebo nepravidelný, jak je detailněji uvedeno v **Tab. 11**. Zásadním rozdílem v morfologii hodnocených lomových ploch je četnost výskytu hrubých jamek. Na **Obr. 8** a **9** je uveden příklad vzhledu a morfologie lomové plochy vzorku 164 po tahové zkoušce při pokojové teplotě.

Tab. 11 Výsledky fraktografické analýzy čtyř vybraných vzorků.

Ident. číslo vzorku	Číškový lom	Okraj		Střed	
		Lom	Heterogenita velikosti jamek	Lom	Heterogenita velikosti jamek
164	nepravidelný	tvárný usmýknutím	výrazná	transkrystalický tvárný	výrazná
133	nepravidelný	tvárný usmýknutím	výrazná	transkrystalický tvárný	převládají rozměrnější jamky
175	pravidelný	tvárný usmýknutím	téměř bez výskytu rozměrných jamek	transkrystalický tvárný	četnost výskytu rozměrných jamek menší v porovnání se vzorkem 164 a 133
25	nepravidelný	tvárný usmýknutím	téměř bez výskytu rozměrných jamek	transkrystalický tvárný	četnost výskytu rozměrných jamek menší v porovnání se vzorkem 164 a 133



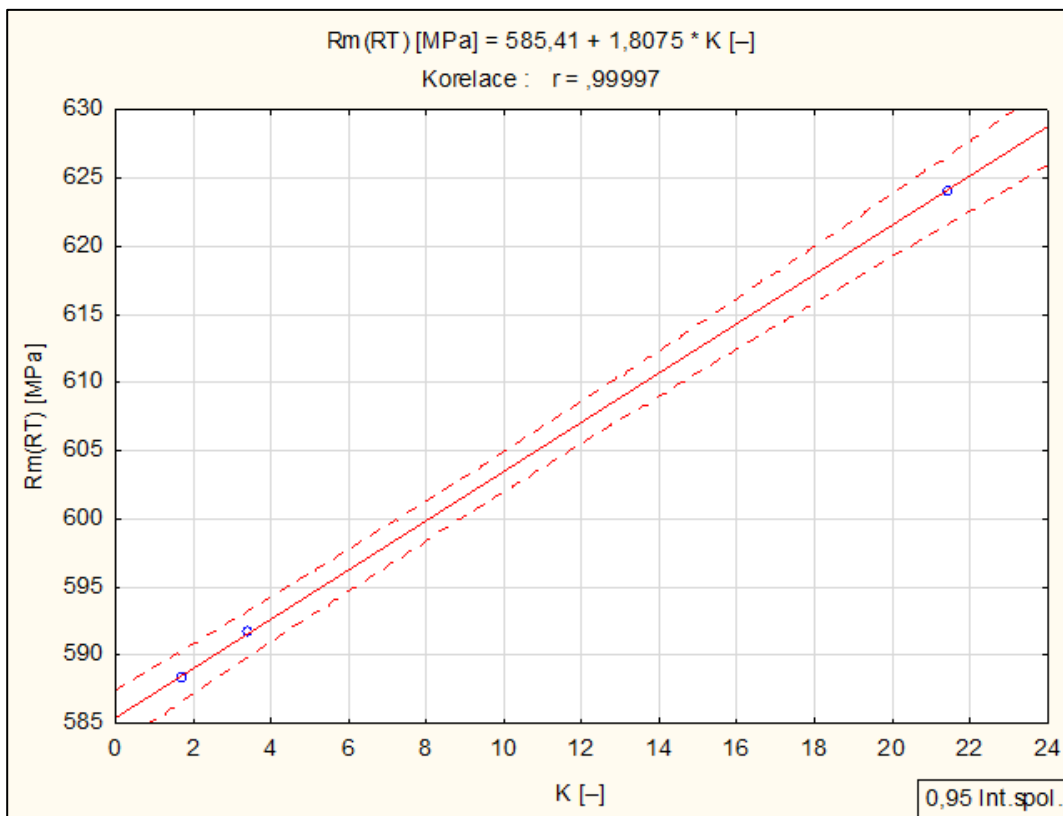
Obr. 8 Makro-vzhled lomové plochy vzorku 164 po tahové zkoušce při pokojové teplotě.



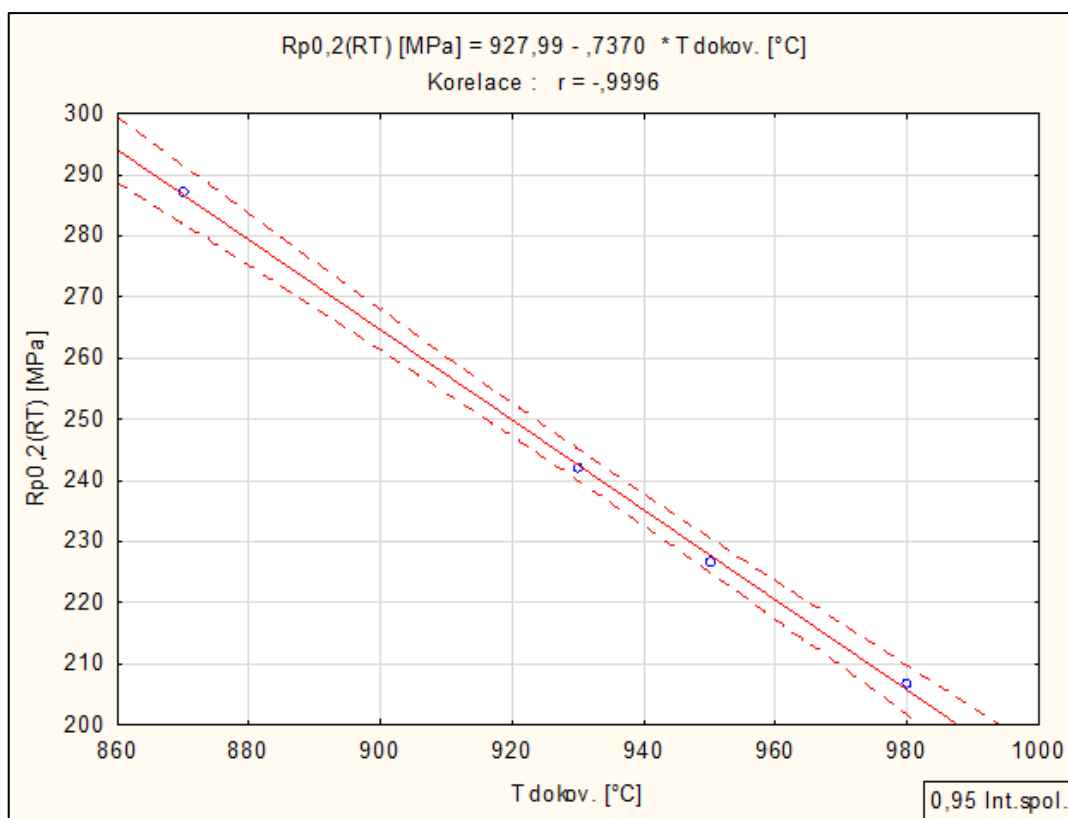
Obr. 9 Morfologie okraje a středu lomové plochy vzorku 164 po tahové zkoušce při pokojové teplotě.

6.5 STATISTICKÉ ZPRACOVÁNÍ VLIVU VÝROBNÍCH PARAMETRŮ, CHEMICKÉHO SLOŽENÍ NA MECHENICKÉ VLASTNOSTI A VELIKOST ZRN (STRUKTURNÍCH JEDNOTEK) V PROGRAMU STATISTICA

Pro účely statistického zpracování vlivu výrobních parametrů a chemického složení na výsledky mechanických vlastností a EBSD byla využita lineární regresní analýza a dvouvýběrový t-test v programu STATISTICA [21], přičemž veškeré výsledky jsou uvedeny v **Tab. P3–P12** a na **Obr. P1–P115** v příloze obsažené v dizertační práci. Uvedené tabulky obsahují korelační koeficienty (lin. reg. analýza) a průměrné hodnoty a směrodatné odchylky (dvouvýběrový t-test) smluvních mezí kluzu a mezí pevnosti. Jako příklady výsledku lineární regresní analýzy jsou uvedeny statisticky významné závislosti zjištěné ve statistickém souboru č. 40 (viz **Obr. 10**) a souboru č. 61 (viz **Obr. 11**), které jsou součástí **Tab. P3** a **Tab. P4**.



Obr. 10 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 40 (Tab. P3).



Obr. 11 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 61 (Tab. P4).

7. DISKUZE VÝSLEDKŮ

Jednotným překováním výchozího polotovaru (viz kapitola 5.2.1) došlo k zjemnění zrna v průměru 3,7x větší, než tomu bylo ve stavu po tváření se stupněm prokování 10,4. Z hlediska velikosti, heterogenity velikosti a kinetiky růstu zrna a literárních zdrojů [9, 10] se jako nejvhodnější jeví ohřev na horní kovací teplotu 1140 °C s výdrží 0,5 h. Pro kovací teplotu 1140 °C bezprostředně po dokování s ohledem na velikost zrna je vhodnější ochlazování výkovku ve vodě, u níž bylo dosaženo zrno jemnější o přibližně 1 stupeň dle ASTM v porovnání s ochlazením na vzduchu.

Pro všechny vzorky a doby výdrže na žíhací teplotě (0,5–5 h) platí, že s rostoucí teplotou žíhání v rozsahu 1060–1180 °C roste střední velikost zrna. Tato závislost je popsána korelačními koeficienty v rozsahu $r = 0,84–0,97$, které jsou významné na hladině významnosti $\alpha < 0,05$. Z výsledků je patrný také pozitivní vliv žíhání v rozsahu teplot 1040–1060 °C na dosažení jemnozrnější struktury. Zařazení dalšího takového žíhání (“opravné“ žíhání) má za následek naopak zhrubnutí zrna.

Výsledky tahových zkoušek, na něž je odkazováno v kapitole 6.1, jsou posuzovány z hlediska předpisů uvedených v technické specifikaci Škoda JS Ae 4113/Dok Rev. 7. Výsledky tahových zkoušek celkem 180–ti vzorků reflektují problematiku reálné výroby, která u některých typů sortimentů spočívá zejména v obtížném dosahování minimální předepsané hodnoty $R_{p0,2}(350\text{ °C})$.

Lze konstatovat, že v případě všech režimů tepelného zpracování, popř. řízeného vychlazení v peci, je nevyhovující smluvní mez kluzu při teplotě 350 °C u tavby č. 3. Takový výsledek může být zapříčiněn nejvyšší koncentrací uhlíku ze všech čtyř uvedených taveb.

Optimálním režimem tepelného zpracování z hlediska smluvní meze kluzu při teplotě 350 °C je rozpouštěcí žíhání 1050 °C / 1, 3, 4 h / voda.

Základní statistický rozbor výsledků tahových zkoušek (viz **Tab. 8**) reflektuje podstatné rozdíly zejména v hodnotách smluvní meze kluzu při pokojové teplotě a teplotě 350 °C napříč celkem 180–ti technologiemi výroby. Z tohoto důvodu byly vybrány celkem čtyři vzorky s výrazně odlišnými mechanickými vlastnostmi, které byly podrobeny detailnějšímu rozboru.

Analýza čtyř vybraných vzorků s využitím metody EBSD, která byla provedena v kapitole 6.2, byla zaměřena na identifikaci přítomných fází, hodnocení velikosti SJ a plošného podílu přítomných fází v oblasti hlavy a měrné délky tahových zkušebních tyčí. Analyzovány byly dva druhy fází, a to s mřížkou fcc a bcc.

V případě hlavy tahových zkušebních tyčí lze považovat za majoritní fáze austenit (fcc) s plošným podílem 89,1–98,9 % a δ -ferit (bcc) s plošným podílem 1,1–10,9 %. Předpokládaný výskyt karbidu $M_{23}C_6$, M_6C a karbonitridu MX nebyl touto metodou prokázán [22].

Z analýzy měrné délky tahových zkušebních tyčí je v případě všech čtyř vzorků patrný pokles plošného podílu fáze fcc a naopak nárůst plošného podílu fáze bcc o 1,7–6,2 % v porovnání s příslušnými hlavami tahových vzorků. Nárůst plošného podílu fáze bcc lze přisoudit tvorbě deformačně indukovaného α' martenzitu (bcc) v průběhu tahové zkoušky [23, 24, 25].

Kvalitativnímu hodnocení hustoty dislokací v kapitole 6.3 byly podrobeny vzorky 133 a 175, které byly vyrobeny ze stejné tavby, ale v ostatních aspektech výroby se liší. U vzorku 175 byly naměřeny více než dvojnásobně větší hodnoty smluvní meze kluzu při pokojové teplotě a teplotě 350 °C. Také hodnoty meze pevnosti při pokojové teplotě a teplotě 350 °C jsou podstatně vyšší v případě vzorku 175. Na základě výsledků tahových zkoušek v **Tab. P2** v příloze obsažené v dizertační práci byl stanoven předpoklad o vyšší hustotě dislokací u vzorku 175, který byl potvrzen měřením (viz **Tab. 10**). Vzorek 175 byl vykován s podstatně vyšším stupněm prokování, jak je uvedeno v **Tab. P1** v příloze obsažené v dizertační práci, a došlo tedy k nahromadění většího množství dislokací v porovnání se vzorkem 133. U vzorku 175 navíc nebyl po tváření aplikován žádný režim tepelného zpracování, čímž bylo zamezeno následné statické, popř. metadynamické rekrytalizaci.

Statistickému zpracování vlivu výrobních parametrů a chemického složení na hodnoty smluvních mezí kluzu, mezí pevnosti a velikosti strukturních jednotek v programu STATISTICA, popsanému v kapitole 6.5, bylo podrobeno všech 180 vzorků, které byly použity pro vytvoření celkem 131 statistických souborů uvedených v **Tab. P3–P12** v příloze obsažené v dizertační práci. Statistické soubory byly dále podrobeny lineární korelační analýze a dvouvýběrovému t–testu.

Hodnocení vlivu stupně prokování na hodnoty smluvních mezí kluzu a mezí pevnosti s využitím lineární regresní analýzy v **Tab. P3** a na **Obr. P1–P12** v příloze obsažené v dizertační práci prokázalo významný vliv stupně prokování na smluvní mez kluzu při pokojové teplotě, a to zejména u tavby č. 3 (viz **Tab. 2**) s nejnižší koncentrací uhlíku. V případě vzorků po rozpouštěcím žíhání 1050 °C a 1100 °C a vzorků ve stavu po vychlazení do vody bez následného žíhání je patrný růst hodnot smluvní meze kluzu při pokojové teplotě s rostoucím stupněm prokování. Zároveň platí, že s rostoucím stupněm prokování klesá průměrná velikost strukturních jednotek a střední velikost zrna (**Tab. P11** v příloze obsažené v dizertační práci). Vzhledem k závislosti vlivu stupně prokování na hodnoty smluvní meze kluzu při pokojové teplotě uvedené na **Obr. P5** v příloze obsažené v dizertační práci s uvážením předpisu dle TS Škoda JS by měla být minimální hodnota stupně prokování 8. Jako vysvětlení pro růst smluvní meze kluzu s rostoucím stupněm prokování se tedy nabízí zmenšování střední velikosti strukturních jednotek, resp. velikosti zrna. Takové vysvětlení však nekoresponduje s výsledky lin. reg. analýzy v **Tab. P12** v příloze obsažené v dizertační práci,

kde nebyl prokázán statisticky významný vliv průměrné velikosti strukturních jednotek a velikosti zrna na hodnoty smluvních mezí kluzu. Také autoři prací [26] a [27] uvádějí, že v případě austenitických ocelí s nízkou energií vrstevné chyby jsou napěťové charakteristiky dány především množstvím dvojčat, resp. jejich vzdáleností, namísto velikostí zrna. Autoři práce [28] provedli analýzu podílu malouhlových hranic s využitím metody EBSD a hodnocení mechanických vlastností při pokojové teplotě u dvou vzorků válcovaných za tepla. Oba vzorky byly válcovány při teplotě 1100 °C a druhý vzorek byl dále válcován při teplotě 600 °C. Misorientace pro hranici zrna při hodnocení metodou EBSD byla nastavena na minimálně 3°, přičemž za malouhlové hranice byly považovány takové, jejichž misorientace je menší než 15°. Z výsledků je patrné, že první vzorek s podílem malouhlových hranic 46 % má o 200 MPa menší mez kluzu v porovnání s druhým vzorkem, jehož podíl malouhlových hranic činil 60 %. Protože v rámci experimentálních prací bylo provedeno hodnocení velikosti strukturních jednotek s využitím EBSD při nastavení misorientace pro hranici zrna na minimálně 10°, tak nebylo možné zohlednit vliv strukturních jednotek s misorientací menší, než 10°.

U vzorků po řízeném vychlazení v peci je naopak pozorován pokles hodnot smluvní meze kluzu při pokojové teplotě s rostoucím stupněm prokování. Tento pokles byl prokázán u vychlazení v peci 1050 °C s výdrží na teplotě 2 a 4 h, nikoli však pro výdrž 0,5 h. Lze tedy předpokládat, že v případě největšího stupně prokování (21,4) byly po minimálně dvou hodinách splněny podmínky pro uplatnění statické rekystalizace v celém objemu výkovku a s ní spojený pokles hustoty dislokací v objemu nově vzniklých zrn, který se může podílet na poklesu meze kluzu. Hodnocení vlivu dokovací teploty na hodnoty smluvních mezí kluzu a mezí pevnosti s využitím lineární regrese (Tab. P4 a Obr. P13 v příloze obsažené v dizertační práci) prokázalo růst hodnot smluvní meze kluzu při pokojové teplotě s klesající dokovací teplotou u vzorků po rozpouštěcím žíhání 1050 °C. Lze předpokládat, že při nižších dokovacích teplotách mohou být splněny podmínky pro deformačně indukovanou precipitaci jemných částic Ti(C, N), které se podílejí na zvýšení meze kluzu. Vzhledem k závislosti vlivu dokovací teploty na hodnoty smluvní meze kluzu při pokojové teplotě uvedené na Obr. P13 v příloze obsažené v dizertační práci s uvážením předpisu dle TS Škoda JS by měla být maximální dokovací teplota 980 °C.

Dále bylo provedeno hodnocení vlivu způsobu vychlazení na průměrné hodnoty mechanických vlastností s využitím dvouvýběrového t-testu (Tab. P5 a P6 v příloze obsažené v dizertační práci). Z Tab. P5 v příloze obsažené v dizertační práci je patrné, že mezi vychlazením ve vodě a na vzduchu není významný rozdíl. Naopak je tomu při srovnání vychlazení ve vodě a řízeně v peci. Pro nejvyšší stupeň prokování (21,4) byly prokázány významně vyšší průměrné hodnoty smluvní meze kluzu při pokojové teplotě a teplotě 350 °C při vychlazení ve vodě v porovnání

s vychlazením v peci (viz **Tab. 6**). V průběhu tváření s nejvyšším stupněm prokování dochází k nahromadění dislokací, které se podílejí na zvýšení meze kluzu, přičemž následné vychlazení v peci je doprovázeno statickou rekrytalizací, při níž dochází k nukleaci a růstu zrn s podstatně nižší hustotou dislokací [11, 12, 13].

S využitím dvouvýběrového t–testu byl hodnocen také vliv teploty rozpouštěcího žíhání na průměrné hodnoty mechanických vlastností (**Tab. P7** v příloze obsažené v dizertační práci). Z výsledků je patrné, že při teplotě 1050 °C je dosaženo statisticky významně vyšších průměrných hodnot smluvní meze kluzu a meze pevnosti při pokojové teplotě a meze pevnosti při teplotě 350 °C, než je tomu v případě teploty 1100 °C. Příčinu lze sledovat zejména v hrubnutí strukturních jednotek s malouhlovými hranicemi, které jsou z hlediska pevnostních vlastností významné [28] a hrubnutí precipitátů na bázi mikrolegujících prvků.

Výsledky lineární regresní analýzy vlivu doby výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání na hodnoty smluvních meze kluzu a meze pevnosti (**Tab. P8** a **P9** v příloze obsažené v dizertační práci) zahrnují významný vliv rostoucí doby výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání na růst smluvní meze kluzu, a naopak pokles meze pevnosti při teplotě 350 °C. Autoři práce [29] vyhodnotili vliv tváření a následného rozpouštěcího žíhání při teplotě 1020 a 1100 °C s následným ochlazením ve vermikulitu na počet a průměrnou velikost plochy částic Ti(C, N) u oceli AISI 321. Z výsledků vyplývá, že po rozpouštěcím žíhání došlo zejména v případě aplikace teploty 1100 °C k zvětšení počtu těchto částic a zmenšení jejich plochy. V průběhu rozpouštěcího žíhání dochází k částečnému rozpuštění částic Ti(C, N) a při následném zejména rychlém ochlazení dochází k tvorbě jemných částic, které se podílejí na zvýšení meze kluzu interakcí dislokací s precipitáty. Vzhledem k závislosti vlivu doby výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání na hodnoty smluvní meze kluzu při teplotě 350 °C uvedené na **Obr. P22** v příloze obsažené v dizertační práci s uvážením předpisu dle TS Škoda JS by měla být minimální doba výdrže 1,5 h.

Čtyři vybrané vzorky s identifikačními čísly 25, 133, 164 a 175 byly vyhodnoceny metodou EBSD se zaměřením na velikosti strukturních jednotek přítomných fází, jak je uvedeno v **Tab. 9**. V rámci statistického zpracování byla pozornost věnována vlivu stupně prokování a dokovací teploty na průměrné velikosti strukturních jednotek a plošné podíly fází fcc (austenit) a bcc (δ -ferit) s využitím lineární regresní analýzy. Prokázán byl významný vliv rostoucího stupně prokování na pokles průměrné velikosti strukturních jednotek austenitu a střední velikosti zrna [20] (**Tab. P11** v příloze obsažené v dizertační práci). Je tedy zřejmé, že s rostoucím stupněm prokování, a tedy zvyšující se deformační energií, jsou splněny podmínky pro dynamickou a následně statickou rekrytalizaci austenitu, při níž probíhá přednostně na hranicích deformovaných zrn k nukleaci

a růstu nových zrn [12]. Na průměrnou velikost strukturních jednotek δ -feritu nemá stupeň prokování významný vliv, stejně tak jako na množství δ -feritu.

Kromě výrobních parametrů byl s využitím lineární regresní analýzy hodnocen také vliv chemického složení na hodnoty smluvních mezí kluzu a mezí pevnosti (**Tab. P10a** a **P10b** v příloze obsažené v dizertační práci). Ze sumarizace uvedené v **Tab. P10b** je patrný pozitivní vliv molybdenu na všechny uvedené pevnostní vlastnosti a v případě smluvní meze kluzu při teplotě 350 °C byl prokázán také pozitivní vliv vanadu a uhlíku. Naopak negativní vliv zejména na smluvní mez kluzu a mez pevnosti při teplotě 350 °C má hliník. V práci autorů [22] byl potvrzen pozitivní vliv molybdenu na růst meze kluzu a pevnosti. Molybden přispívá ke zvýšení meze kluzu především substitučním zpevněním a vanad precipitačním vytvrzením. Na hodnoty smluvní meze kluzu při teplotě 350 °C s uvažováním předpisu dle TS Škoda JS má pozitivní vliv udržení koncentrace molybdenu větší než 0,1 hm.%, koncentrace vanadu větší než 0,08 hm.% a koncentrace uhlíku k horní předepsané hranici 0,08 hm.% dle GOST 5632–72.

8. ZÁVĚR

Literární rozbor a výsledky experimentů dokladují komplexní poznatky v oblasti technologie tváření za tepla a tepelného zpracování austenitických ocelí jak v obecné rovině, tak se zaměřením na titanem stabilizovanou ocel 08Ch18N10T, které lze popsat v následujících bodech:

- Vlivem tváření za tepla se stupněm prokování 10,4 dochází k výraznému zjemnění zrna (3,7x). Aplikací rozpouštěcího žíhání v rozsahu teplot 1040–1060 °C dochází k dalšímu zjemnění zrna. Zařazení opakovaného rozpouštěcího žíhání má za následek naopak zhrubnutí zrna.
- S rostoucí hustotou dislokací rostou hodnoty smluvní meze kluzu a meze pevnosti, a naopak klesají hodnoty tažnosti jak při pokojové teplotě, tak teplotě 350 °C.
- Na hodnoty smluvní meze kluzu při teplotě 350 °C má pozitivní vliv prodloužení doby výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání na 4 hodiny a udržení koncentrace molybdenu větší než 0,1 hm.%, koncentrace vanadu větší než 0,08 hm.% a koncentrace uhlíku k horní předepsané hranici 0,08 hm.% dle GOST 5632–72.
- Nebyl prokázán statisticky významný vliv δ -feritu na hodnoty smluvní meze kluzu a meze pevnosti při pokojové teplotě a teplotě 350 °C při uvažování množství δ -feritu v rozsahu 1–5,5 %.
- S rostoucím stupněm prokování klesá průměrná velikost strukturních jednotek austenitu a střední velikost zrna. Nebyl však prokázán statisticky významný vliv průměrné velikosti strukturních jednotek a velikosti zrna na hodnoty smluvních mezí kluzu.
- Doporučené výrobní parametry pro výrobu výkovků kruhového průřezu do průměru 280 mm za účelem dosažení vyhovujících mechanických vlastností dle TS Škoda JS Ae 4113/Dok Rev. 7 jsou následující:
 - horní kovací teplota 1140 °C;
 - doba výdrže na horní kovací teplotě 0,5 h;
 - minimální stupeň prokování 10;
 - maximální dokovací teplota 980 °C;
 - vychlazení po dokování ve vodě;
 - teplota rozpouštěcího žíhání 1050 °C;
 - doba výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání min. 1,5 h.

9. PUBLIKACE VÝSLEDKŮ

- (1) GREGOR, Martin, David HRADIL a Martin BALCAR. Optimalizace výroby výkovků z austenitické oceli 08Ch18N10T ve vztahu k výsledným mechanickým vlastnostem. *Slévárenství*. Brno, 2018, (66), 345–348. ISSN 0037–6825.
- (2) GREGOR, Martin, Martin BALCAR a Pavel RŮŽIČKA. Vliv technologie tváření za tepla a tepelného zpracování na mechanické vlastnosti korozivzdorné austenitické oceli 08CH18N10T. In: *Oceláři: 34. ročník konference o teorii a praxi výroby a zpracování oceli*. Ostrava: TANGER, 2018. ISBN 978–80–87294–90–1.
- (3) GREGOR, Martin, David HRADIL a Martin BALCAR. Hodnocení vlivu chemického složení na smluvní mez kluzu při teplotě 350 °C u výkovků z oceli 08Ch18N10T s využitím programu STATISTICA. In: *Oceláři: 35. ročník konference o teorii a praxi výroby a zpracování oceli*. Ostrava: TANGER, 2019, s. 55–64. ISBN 978–80–87294–90–1.
- (4) GREGOR, Martin, David HRADIL a Martin BALCAR. Vliv stupně prokování na výsledné mechanické vlastnosti za tepla tvářených výkovků z oceli 08Ch18N10T. *Kovárenství*. Brno, 2019, (68), 28–33. ISSN 1213–9289.

10. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] OUTOKUMPU OYJ. *Handbook of stainless steel*. Finland: Outokumpu Oyj, 2013, 92 s. Dostupné také z:
<http://www.outokumpu.com/sitecollectiondocuments/outokumpu-stainless-steel-handbook.pdf>.
- [2] GOST 5632-72: *High-alloy steels and corrosion-proof, heat-resisting and heat treated alloys. Grades*. Moskva: Vydavatelství standardů IPK 1975. 62 s.
- [3] OLSON, D. L. Prediction of Austenitic Weld Metal Microstructure and Properties. *Welding Journal*. 1985, č. 64, s. 281-295. ISSN 0043-2296.
- [4] DAVIS, J. R. *Stainless steels*. Materials Park, Ohio: ASM International, c1994. ISBN 08-717-0503-6.
- [5] VACH, Marián, Terézia KUNÍKOVÁ, Mária DOMÁNKOVÁ, Peter ŠEVC, Ľubomír ČAPLOVIČ, Peter GOGOLA a Jozef JANOVEC. Evolution of secondary phases in austenitic stainless steels during long-term exposures at 600, 650 and 800 °C. *Materials Characterization*. 2008, č. 59(12), s. 1792-1798. DOI: 10.1016/j.matchar.2008.04.009. ISSN 10445803.
- [6] VODÁREK, Vlastimil. *Precipitační procesy v duplexních ocelích jakosti 17381 a UN 52N*. Ostrava, 2004. Technická zpráva.
- [7] SOURMAIL, Thomas. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels. *Materials Science and Technology*. 2001, (17), s. 1-14. ISSN 0267-0836.
- [8] DIETER, George E., Howard A. KUHN a S. Lee SEMIATIN, ed. *Handbook of workability and process design*. Materials Park, OH: ASM International, 2003. ISBN 16-150-3228-2.
- [9] GILLESPIE, LaRoux K. *Troubleshooting manufacturing processes: adapted from the Tool and manufacturing engineers handbook: a reference book for manufacturing engineers, managers, and technicians*. Dearborn, Mich.: Society of Manufacturing Engineers, c1988. ISBN 08-726-3326-8.
- [10] CHANDLER, Harry. *Heat treater's guide: practices and procedures for irons and steels*. 2nd ed. Metals Park, OH: ASM International, 1995, vii, 904 p. ISBN 08-717-0520-6.
- [11] KOCICH, Radim. *Termomechanické procesy tváření*. VŠB – Technická univerzita Ostrava, 2012, 112 s. Studijní opory.
- [12] SCHINDLER, Ivo a Petr KAWULOK. *Deformační chování materiálů*. VŠB – Technická univerzita Ostrava, 2013, 94 s. Studijní opory.
- [13] YANUSHKEVICH, Zhanna, Andrey BELYAKOV a Rustam KAIBYSHEV. Microstructural evolution of a 304 austenitic stainless steel during rolling at

temperatures of 773–1273 K. *Acta Materialia*. 2015, č. 82, s. 244–254. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.09.023. ISSN 13596454.

[14] JANDOŠ, František a Karel MAZANEC. Povrchová hrubozrnnost volně kovaných výkovků z oceli ČSN 417247. *Hutnické listy*. Praha: Ocelot, 1986, č. 8, s. 551–557. ISSN 0018–8069.

[15] JANDOŠ, František a Karel MAZANEC. Rekrytalizační diagramy lité oceli 17247. *Strojírenství* 36. 1986, č. 12, s. 707–713.

[16] MARSHALL, P. *Austenitic stainless steels: microstructure and mechanical properties*. London: Elsevier Applied Science Publishers, 1984. ISBN 978–0–85334–277–9.

[17] ČÍHAL, Vladimír. *Korozivzdorné oceli a slitiny*. Praha: Academia, 1999. Česká matice technická (Academia). ISBN 80–200–0671–0.

[18] *ASTM E112 – 13: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*. West Conshohocken: ASTM International, 2013. DOI: 10.1520/E0112-13.

[19] Gregor, Martin, et al.: Vliv teploty a doby výdrže na teplotě na střední velikost zrna tvářené oceli 08CH18N10TMOD. Dílčí zpráva projektu TH01021066. 2015. 14 s.

[20] ČECH, Jan. Zotavení a rekrytalizace austenitické oceli 08Cr18Ni10T [online]. Brno, 2019[cit. 2019–07–25]. Dostupné z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/112977>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.

[21] StatSoft, Inc. (2013). STATISTICA (data analysis software system), version 12. www.statsoft.com.

[22] HWANG, B., T–H. LEE a S–J KIM. Effect of alloying elements on ductile–to–brittle transition behavior of high–interstitial–alloyed 18Cr–10Mn austenitic steels. *Procedia Engineering*. 2011, č. 10, s. 409–414. DOI: 10.1016/j.proeng.2011.04.069. ISSN 18777058.

[23] ABREU, Hamilton Ferreira Gomes de, Sheyla Santana de CARVALHO, Pedro de LIMA NETO, Ricardo Pires dos SANTOS, Válder Nogueira FREIRE, Paulo Maria de Oliveira SILVA a Sérgio Souto Maior TAVARES. Deformation induced martensite in an AISI 301LN stainless steel: characterization and influence on pitting corrosion resistance. *Materials Research*. 2007, č. 10(4), s. 359–366. DOI: 10.1590/S1516–14392007000400007. ISSN 1516–1439.

[24] ALTENBERGER, I., B. SCHOLTES, U. MARTIN a H. OETTEL. Cyclic deformation and near surface microstructures of shot peened or deep rolled austenitic stainless steel AISI 304. *Materials Science and Engineering: A*. 1999, č. 264(1–2), s. 1–16. DOI: 10.1016/S0921–5093(98)01121–6. ISSN 09215093.

- [25] NAGY, E., V. MERTINGER, F. TRANTA a J. SÓLYOM. Deformation induced martensitic transformation in stainless steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2004, č. 378(1–2), s. 308–313. DOI: 10.1016/j.msea.2003.11.074. ISSN 09215093.
- [26] KHATAK H.S. a Baldev RAJ. *Corrosion of austenitic stainless steels: mechanism, mitigation and monitoring*. Cambridge, England: Woodhead Pub, 2002. ISBN 18–557–3613–6.
- [27] JANDOVÁ, Dagmar, Milan ČEPERA a Zbyšek NOVÝ. Deformace oceli P–900 zastudena. *Materials Structure*. 1998, č. 5(1), s. 33–43. ISSN 1211–5894.
- [28] LITOVCHENKO, Igor, Sergey AKKUZIN, Nadezhda POLEKHINA, Kseniya ALMAEVA a Evgeny MOSKVICHEV. Structural Transformations and Mechanical Properties of Metastable Austenitic Steel under High Temperature Thermomechanical Treatment. *Metals* [online]. 2021, 11(4) [cit. 2022-04-16]. ISSN 2075-4701. Dostupné z: doi:10.3390/met11040645
- [29] PODANÝ, Pavel, Petr MARTÍNEK, Petr NACHÁZEL a Martin BALCAR. HEAT TREATMENT OF REACTOR VESSEL STEEL AISI 321. In: *2nd International Conference on Recent Trends in Structural Materials* [online]. Plzeň: COMTES FHT, 2012 [cit. 2022–04–18]. ISBN 978–80–87294–34–5. Dostupné z: <http://konsys.t.tanger.cz/files/proceedings/11/reports/1293.pdf>

Autorovo curriculum vitae

Jméno a příjmení: Ing. Martin Gregor
Datum narození: 24. 4. 1990
Místo narození: Nové Město na Moravě
E–mail: martgregor@email.cz
Telefon: +420 776 740 521

Vzdělání

- 2005–2009, Střední škola technická Žďár nad Sázavou, obor Mechanik seřizovač
- 2009–2014, Ing., Fakulta strojního inženýrství VUT v Brně, obor Materiálové inženýrství

Profesní praxe

- 4. 8. 2014 – dosud, ŽĎAS, a.s., Žďár nad Sázavou, Vývojový pracovník – Metalurgie

11. ABSTRACT

The thesis deals with the production and properties of smith hot forged forgings from austenitic steel 08Ch18N10T. In the theoretical part, attention is dedicated to the phase composition with a focus on intermetallic phases, recovery and recrystallization processes during hot forming and heat treatment.

In the introduction to the experimental part, attention is dedicated to the determination of suitable forging conditions ensuring the optimal grain size, in relation to the upper forging temperature, temperature dwell time and the method of cooling after forging. Furthermore, ingots were cast from a total of four melts differing mainly in the concentration of carbon, chromium and nickel. The ingots were then forged into bars with a diameter of 80; 200 and 280 mm and a corresponding forging coefficient of 21,4; 3,4 and 1,7. In the final stage of forging the bars, surface temperature in the wake of forging was measured and various cooling methods were applied, including cooling in air, water and furnace. The cooling of the forgings was followed by cutting the samples with dimensions of 50x50x180 mm, which were further heat treated by solution annealing in the temperature range 1050–1100 °C with dwell time in the range 0,5–4 h. Samples produced by different hot forging and heat treatment technologies were subjected to tensile tests at room temperature and 350 °C.

Four selected samples with significantly different mechanical properties were also subjected to EBS analysis with a misorientation setting for the grain boundary of at least 10 °, qualitative evaluation of dislocation density and fractographic analysis.

Furthermore, the influence of production parameters and chemical composition on mechanical properties and grain size (structural element size) was evaluated in the STATISTICA program using linear regression analysis and two-sample t-test.

The results of the work include a basic statistical analysis of the resulting mechanical properties, identification of the phases and evaluation of the structural element size. Among others, the option of a suitable upper forging temperature in terms of grain size and heterogeneity and the positive effect of increasing forging coefficient on the decrease of mean austenite structural element size and mean grain size is discussed. The positive effect of dwell time extension at solution annealing temperature to yield strength at 350 °C and recommended minimum concentrations of molybdenum, vanadium and carbon is also discussed.