

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: B0715A270013 – Strojní inženýrství
Studijní specializace: Strojírenské materiály a technologie

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

Mikrostrukturní analýzy zušlechtěné oceli legované hliníkem

Autor: Tereza BYSTRICKÁ
Vedoucí práce: Dr. Ing. Zbyšek NOVÝ

Akademický rok 2020/2021

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

Fakulta strojní

Akademický rok: 2020/2021

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

(projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení: **Tereza BYSTRICKÁ**
Osobní číslo: **S20B0294P**
Studijní program: **B0715A270013 Strojní inženýrství**
Studijní obor: **Strojírenské materiály a technologie**
Téma práce: **Mikrostrukturní analýzy zušlechtěné oceli legované hliníkem**
Zadávací katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

Zásady pro vypracování

1. Úvod
2. Rešerše ocelí legovaných hliníkem s matricí na bázi Fe-alfa
3. Metalografické analýzy oceli legované 5% Al ve stavu po odlití a ve stavu po válcování
4. Termofyzikální měření klíčových transformačních teplot
5. Stanovení režimů tepelného zpracování s podporou simulačního software
6. Realizace navržených režimů tepelného zpracování
7. Metalografické analýzy, hodnocení mikrostruktury
8. Závěr

Rozsah bakalářské práce: **30-40 stran**
Rozsah grafických prací: **fotodokumentace, obrázky**
Forma zpracování bakalářské práce: **tištěná/elektronická**

Seznam doporučené literatury:

R. Rana, *Low Density Steels.*, JOM, Volume 66, pages 1730-1733, 2014.

R. Rana, C. Liu, R.K. Ray., *R.K. Ray: Low density low carbon Fe-Al ferritic steels. Scripta Materialia*, Volume 68, Issue 6, March 2013, Pages 354-359.

H. Zhang, K.G. Pradeeps, S. Mandal, D. Ponge, P. Choi, CC Tasan, , D. Raabe., *Enhanced superplasticity in Al-alloyed multicomponent Mn-Si-Cr-C Steel. Acta Materialia*, Volume 63, 15 January 2014, Pages 232-244, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.10.034>.

S.-J. Park, B. Hwang, K.H. Lee, T.-H. Lee, D.-W. Suh, H.N. Han: , *Microstructure and tensile behavior of duplex low density steel containing 5 mass% aluminium. Scripta Materialia*. Volume 68, Issue 6, March 2013, Pages 365-369.

H. L. Yi, H. L. Cai, Z. Y. Hou, J. C. Pang, D. Wu & G. D. Wang., *Low density steel 172C-175Cr-5Al designed for bearings. Materials Science and Technology*, ISSN: 0267-0836, 1743-2847, <https://www.tandfonline.com/loi/ymst20>

Vedoucí bakalářské práce: **Dr. Ing. Zbyšek Nový**
COMTES FHT

Konzultant bakalářské práce: **Ing. Jiří Hájek, Ph.D.**
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

Datum zadání bakalářské práce: **6. října 2020**
Termín odevzdání bakalářské práce: **28. května 2021**



Doc. Ing. Milan Edl, Ph.D.
děkan



Prof. Dr. Ing. Antonín Kříž, IWE
vedoucí katedry

Prohlášení o autorství

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

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

V Plzni dne: 26.5.2021.....

.....
Bystřická

podpis autora

ANOTAČNÍ LIST BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

AUTOR	Příjmení Bystřická	Jméno Tereza	
STUDIJNÍ PROGRAM	B0715A270013 Strojní inženýrství		
VEDOUcí PRÁCE	Příjmení (včetně titulů) Dr. Ing. Nový	Jméno Zbyšek	
PRACOVISŤE	ZČU - FST – KMM		
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ	Nehodící se škrtněte
NÁZEV PRÁCE	Mikrostrukturní analýzy zušlechtněné oceli legované hliníkem		

FAKULTA	strojní	KATEDRA	KMM	ROK ODEVZD.	2021
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM	52	TEXTOVÁ ČÁST	52	GRAFICKÁ ČÁST	0
---------------	----	---------------------	----	----------------------	---

STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK) ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY	Bakalářská práce se skládá z teoretické a experimentální části. Teoretická část popisuje legování ocelí, tepelné zpracování a hodnocení vlastností materiálu. Experimentální část se zabývá změnami v mikrostrukturách ocelí legovaných 5 hm.% a 7 hm.% hliníku v závislosti na různých režimech tepelného zpracování.
KLÍČOVÁ SLOVA ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE	nízkohmotnostní oceli, oceli legované hliníkem, mikrostruktura, tepelné zpracování

SUMMARY OF BACHELOR SHEET

AUTHOR	Surname Bystřická	Name Tereza
STUDY PROGRAMME	B0715A270013 Mechanical Engineering	
SUPERVISOR	Surname (Inclusive of Degrees) Dr. Ing. Nový	Name Zbyšek
INSTITUTION	ZČU - FST - KMM	
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR
TITLE OF THE WORK	Delete when not applicable	
	Microstructural analysis of heat-treated steel alloyed with aluminium	

FACULTY	Mechanical Engineering	DEPARTMENT	KMM	SUBMITTED IN	2021
----------------	------------------------	-------------------	-----	---------------------	------

NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

TOTALLY	52	TEXT PART	52	GRAPHICAL PART	0
----------------	----	------------------	----	-----------------------	---

BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	The bachelor thesis consists of a theoretical and an experimental part. The theoretical part describes the alloying of steels, heat treatment and evaluation of material properties. The experimental part deals with changes in the microstructures of steels alloyed with 5 wt.% and 7 wt.% aluminum depending on different modes of heat treatment.
KEY WORDS	lightweight steel, steel alloyed with aluminium, microstructure, heat treatment

Poděkování

Ráda bych poděkovala vedoucímu bakalářské práce panu Dr. Ing. Zbyškovi Novému za odborné vedení, ochotu a trpělivost. Dále bych ráda poděkovala panu Ing. Jiřímu Hájkovi Ph.D za vstřícnost a pomoc při získávání údajů pro experimentální část bakalářské práce.

Přehled použitých zkratk a symbolů	10
Seznam obrázků	11
Seznam tabulek.....	13
Úvod.....	14
1 Legované oceli	15
1.1 Oceli legované hliníkem.....	16
2 Tepelné zpracování	18
2.1 Žíhání.....	18
2.2 Kalení.....	18
2.3 Popouštění	19
3 Hodnocení vlastností materiálu	20
3.1 Zkoušení mechanických vlastností materiálu	20
3.1.1 Zkoušky tvrdosti.....	20
3.2 Dilatometrie	20
3.3 Metalografie	21
3.3.1 Příprava metalografického vzorku	22
3.3.2 Pozorování a hodnocení mikrostruktury.....	23
4 Experimentální část.....	25
4.1 Experimentální materiál	25
4.1.1 Příprava experimentálního materiálu	26
4.1.1.1 Lití.....	26
4.1.1.2 Tváření za tepla.....	27
4.2 Metalografické analýzy oceli legované 5 % Al ve stavu po odlití a ve stavu po válcování.....	27
4.2.1 Příprava vzorků pro metalografii	27
4.2.2 Mikrostruktura litého stavu	27
4.2.3 Mikrostruktura po válcování za tepla	30
4.2.4 Mikrostruktura po válcování za tepla, homogenizačním a normalizačním žíhání.....	31
4.3 Termofyzikální měření klíčových transformačních teplot.....	35
4.3.1 Dilatometrie.....	35
4.4 Stanovení režimů tepelného zpracování s podporou simulačního softwaru JMat Pro	37
4.5 Realizace navržených režimů tepelného zpracování	38
4.5.1 Austenitizační teplota 900 °C.....	38
4.5.2 Austenitizační teplota 1100 °C.....	38
4.6 Metalografické analýzy, hodnocení mikrostruktury	38
4.6.1 Kalicí teplota 900 °C.....	38
4.6.1.1 Světelná mikroskopie.....	38

4.6.1.2	Elektronová mikroskopie	41
4.6.1.3	Výsledky měření tvrdosti, mikrotvrdosti.....	42
4.6.2	Kalící teplota 1100 °C.....	44
4.6.2.1	Světelná mikroskopie.....	44
4.6.2.2	Výsledky měření tvrdosti	48
4.6.2.3	Hustota	48
5	Diskuze výsledků.....	49
	Závěr	50
	Použité zdroje	51

Přehled použitých zkratk a symbolů

ARA	anizotermický rozpad austenitu
D	průměr
L	délka
TZ	tepelné zpracování
USA	United States of America

Jednotky:

"	palec
°C	stupeň Celsia
hm. %	hmotnostní procento
hod	hodina
min	minuta
mm	milimetr
N	newton
s	sekunda

Seznam obrázků

Obrázek 1: Schéma krystalové mřížky substitučního tuhého roztoku [14].....	15
Obrázek 2: Schéma krystalové mřížky intersticiálního tuhého roztoku [14]	15
Obrázek 3: Diagram T–t [15]	18
Obrázek 4: Příklad ARA diagramu podeutektoidní oceli [16].....	19
Obrázek 5: Zkoušky tvrdosti. a) Brinell b) Vickers c) Rockwell [13]	20
Obrázek 6: Typy dilatometrů [18].....	21
Obrázek 7: Příprava metalografického výbrusu [10].....	22
Obrázek 8: Vakuová indukční pec.....	26
Obrázek 9: Lití experimentálního materiálu	26
Obrázek 10: Lití do více kokil.....	26
Obrázek 11: Třískové opracování.....	26
Obrázek 12: Neobrobený ingot	26
Obrázek 13: Válcovací duo stolice.....	27
Obrázek 14: Válcovaný polotovar T20/038A.....	27
Obrázek 15: Válcovaný polotovar T20/038C	27
Obrázek 16: Litá mikrostruktura materiálu T20/038A, zvětšení 50x.....	28
Obrázek 17: Litá mikrostruktura materiálu T20/038A, zvětšení 500x.....	28
Obrázek 18: Litá mikrostruktura materiálu T20/038C, zvětšení 50x	29
Obrázek 19: Litá mikrostruktura materiálu T20/038C, zvětšení 500x	29
Obrázek 20: Válcovaná mikrostruktura materiálu T20/038A, zvětšení 500x	30
Obrázek 21: Válcovaná mikrostruktura materiálu T20/038C, zvětšení 500x	30
Obrázek 22: Mikrostruktura po homogenizačním žihání materiálu T20/038A, zvětšení 50x	31
Obrázek 23: Mikrostruktura po homogenizačním žihání materiálu T20/038A, zvětšení 500x	31
Obrázek 24: Mikrostruktura po homogenizačním žihání materiálu T20/038C, zvětšení 50x	32
Obrázek 25: Mikrostruktura po homogenizačním žihání materiálu T20/038C, zvětšení 500x	32
Obrázek 26: Mikrostruktura po normalizačním žihání materiálu T20/038A, zvětšení 50x	33
Obrázek 27: Mikrostruktura po normalizačním žihání materiálu T20/038A, zvětšení 500x	33
Obrázek 28: Mikrostruktura po normalizačním žihání materiálu T20/038C, zvětšení 50x.....	34
Obrázek 29: Mikrostruktura po normalizačním žihání materiálu T20/038C, zvětšení 500x.....	34
Obrázek 30: Závislost změny objemu [%] a její derivace na teplotě [°C], rychlost ohřátí 3 °C/min, materiál T20/038A	35
Obrázek 31: Detail obrázku č. 30	35
Obrázek 32: Závislost změny objemu [%] a její derivace na teplotě [°C], rychlost ohřátí 3 °C/min, materiál T20/038C	36
Obrázek 33: Detail obrázku č. 32	36
Obrázek 34: Závislost změny objemu [%] a její derivace na teplotě [°C], rychlost chladnutí 50 °C/s, materiál T20/038A	36

Obrázek 35: Závislost změny objemu [%] a její derivace na teplotě [°C], rychlost chladnutí 50 °C/s, materiál T20/038C	36
Obrázek 36: Binární diagram pro experimentální materiál	37
Obrázek 37: Mikrostruktura kaleného materiálu z teploty 900 °C, T20/038A, zvětšení 500x	39
Obrázek 38: Mikrostruktura kaleného materiálu z teploty 900 °C, popuštěného na 300 °C, T20/038A, zvětšení 500x	39
Obrázek 39: Mikrostruktura kaleného materiálu z teploty 900 °C, popuštěného na 550 °C, T20/038A, zvětšení 500x	40
Obrázek 40: Mikrostruktura kaleného materiálu z teploty 900 °C, T20/038C, zvětšení 500x	40
Obrázek 41: Mikrostruktura kaleného materiálu z teploty 900 °C, T20/038C, elektronový mikroskop, zvětšení 500x	41
Obrázek 42: Závislost tvrdosti [HV] na popouštěcí teplotě [°C], materiálu po kalení z teploty 900 °C	42
Obrázek 43: Měření mikrotvrdosti kaleného materiálu z teploty 900 °C, T20/038A, zvětšení 1000x	42
Obrázek 44: Měření mikrotvrdosti kaleného materiálu z teploty 900 °C, T20/038C, zvětšení 1000x	42
Obrázek 45: Hodnoty mikrotvrdosti [HV] pro jednotlivé fáze, materiál T20/038A, kalený 900 °C	43
Obrázek 46: Hodnoty mikrotvrdosti [HV] pro jednotlivé fáze, materiál T20/038C, kalený 900 °C	43
Obrázek 47: Hodnoty mikrotvrdosti [HV] pro jednotlivé fáze, materiál T20/038A, kalený 900 °C	43
Obrázek 48: Hodnoty mikrotvrdosti [HV] pro jednotlivé fáze, materiál T20/038A, kalený 900 °C a popuštěný na 550 °C	43
Obrázek 49: Mikrostruktura kaleného materiálu z teploty 1100 °C, T20/038A, zvětšení 500x	44
Obrázek 50: Mikrostruktura kaleného materiálu z teploty 1100 °C, T20/038C, zvětšení 500x	44
Obrázek 51: Mikrostruktura kaleného materiálu z 1100 °C, popuštěného na 300 °C, T20/038A, zvětšení 500x	45
Obrázek 52: Mikrostruktura kaleného materiálu z 1100 °C, popuštěného na 300 °C, T20/038C, zvětšení 500x	45
Obrázek 53: Mikrostruktura kaleného materiálu z 1100 °C, popuštěného na 550 °C, T20/038A, zvětšení 500x	46
Obrázek 54: Mikrostruktura kaleného materiálu z 1100 °C, popuštěného na 550 °C, T20/038C, zvětšení 500x	46
Obrázek 55: Mikrostruktura kaleného materiálu z 1100 °C, popuštěného na 900 °C, T20/038A, zvětšení 500x	47
Obrázek 56: Mikrostruktura kaleného materiálu z 1100 °C, popuštěného na 900 °C, T20/038C, zvětšení 500x	47
Obrázek 57: Hodnoty tvrdosti [HV] pro materiál kalený 1100 °C, jednou a dvakrát popuštěný 550 °C	48
Obrázek 58: Závislost hustoty [g/cm ³] na obsahu hliníku 0, 5, 7 hm.%	48

Seznam tabulek

Tabulka 1: Přehled experimentů	25
Tabulka 2: Chemické složení tavby T20/038	25
Tabulka 3: Chemické složení tavby T20/034	26
Tabulka 4: Chemické složení jednotlivých fází.....	41

Úvod

Tato bakalářská práce je součástí rozsáhlejšího projektu „Zlepšování mechanických vlastností u feritických ocelí legovaných hliníkem“, který je realizován ve výzkumné organizaci COMTES FHT.

Práce se zabývá možnostmi na zvýšení houževnatosti u středně legovaných pružinových ocelí legovaných hliníkem. Takto legované feritické oceli, jejichž předností je snížená hustota, trpí velmi nízkou houževnatostí. Toto snížení je způsobeno především přítomností síťové karbidické κ -fáze bohaté na hliník. Aktuální výzkum předpokládá střední obsah uhlíku a zpevnění feritické matrice karbidickou κ -fází na bázi systému C-Al. Cílem je tedy odstranění nepříznivých κ -fází a nahrazení příznivějším typem precipitátů. Na základě výše zmíněných požadavků byly odlity materiály s různým obsahem hliníku a manganu. Řešením by mělo být příznivější rozložení karbidických precipitujících částic, tak aby působily pozitivně jak na mechanické vlastnosti, tak na teplotní stabilitu materiálu. Navázání hliníku na příznivé intermedialní fáze bude částečně či zcela eliminovat přítomnost nevhodného vyloučení κ -fáze. U takto řešené chemické a strukturní strategie nízkohmotnostních feritických ocelí se předpokládá vyšší houževnatost ve srovnání s původní koncepcí.

1 Legované oceli

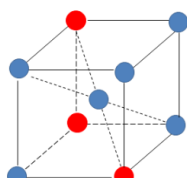
Ocel je slitina železa a uhlíku s koncentrací uhlíku do 2,14 hm. %. Kromě uhlíku, jehož koncentrace má zásadní vliv na vlastnosti materiálu, se v oceli nacházejí i další prvky. Tyto prvky můžeme rozdělit na prvky doprovodné a na prvky legující. [2]

Doprovodné prvky budou v oceli vždy. Do oceli se dostávají při výrobě z rud, paliva, vyzdívky a atmosféry neúmyslně. Pokud je koncentrace těchto prvků malá, je jejich vliv na vlastnosti materiálu zanedbatelný. Při vyšší koncentraci může docházet k zásadnímu ovlivnění vlastností nelegovaných ocelí. Za nejběžnější doprovodné prvky se považují Mn, Si, P, S, N, O, Al, H. Někdy se tyto prvky rozdělují na škodlivé a prospěšné. Ovšem takovéto zařazení může být v některých případech zavádějící. Prvky, které jsou většinou uváděny jako škodlivé, např. S, N, P, O, mohou být u některých konkrétních materiálů vyžadovány, dokonce mohou být i legujícími prvky. Stejně tak prvky obecně prospěšné, jako Mn, Cr, Si, Al je v určitých případech nutno co nejvíce omezit. Proto je přesnější udávat vliv doprovodných prvků na dané vlastnosti konkrétní oceli. Každá ocel má proto svůj daný předpis chemického složení, kde je přesně určené rozmezí koncentrace jednotlivých prvků. [2], [3]

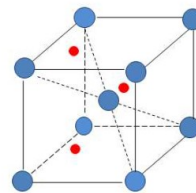
Legující prvky přidáváme do oceli úmyslně za účelem zlepšení mechanických vlastností materiálu, které nelze zajistit pouze změnou koncentrace uhlíku. Těmto prvkům se pak říká legury. Koncentrace může být od setin procenta (např. B) do desítek procent (např. Ni nebo Cr). Legováním se snažíme docílit například vysoké pevnosti při dobré houževnatosti s příznivou mezí únavy, velkou tvrdost a odolnost proti opotřebení při neobvyklých teplotách. Můžeme ovlivnit prokalitelnost, korozivzdornost nebo také magnetické vlastnosti. Kombinací legujících prvků se tedy snažíme docílit požadovaných vlastností. Některé legující prvky se také mohou použít, aby omezily negativní vlivy škodlivých doprovodných prvků tím, že s nimi vytvoří sloučeninu, která materiál negativně ovlivňuje méně. Například síra v oceli reaguje s železem a vytváří nevhodné vměstky, sulfidy železa. Přidáním manganu se tento problém vyřeší. Vzhledem k tomu, že mangan má větší afinitu k síře než železo, naváže se síra na mangan. Stále jsou přítomny vměstky, ale teď už vměstky tvařitelné, které jsou pro další zpracování materiálu přijatelnější. [2], [3]

Nejčastěji používané legury jsou: Cr, Ni, Mn, Si, Mo, W a V. Existuje ještě mnoho dalších, ale méně častých. Mezi ně patří například i hliník. [3]

Poměr rozměrů atomů železa a legujících prvků, je rozhodující pro jejich rozpustnost. Pokud jsou atomy téměř stejně velké, jejich průměry se liší méně než o 8 %, tvoří tyto prvky se železem substituční tuhé roztoky. Jde o prvky jako Ni, Co, Mn, Cr, W, Al, Nb, Ti a další. Pokud se liší o 8 až 15 %, jedná se také o substituční roztoky, ale s omezenou rozpustností. Pokud je průměr atomu legujícího prvku velmi malý a poměr se liší o více než 37 %, tvoří se železem intersticiální tuhé roztoky. Jejich rozpustnost v železe je velmi malá. Jsou to například B, N, O, H, C. [3]



Obrázek 1: Schéma krystalové mřížky substitučního tuhého roztoku [14]



Obrázek 2: Schéma krystalové mřížky intersticiálního tuhého roztoku [14]

U binárních systémů některých legur se železem můžeme pozorovat výrazný vliv těchto legujících prvků na teploty polymorfních přeměn železa. Na základě toho rozlišujeme dvě skupiny legujících prvků, prvky austenitotvorné (Ni) a feritotvorné (Cr, Al, W, Si). [3]

1.1 Oceli legované hliníkem

Výrobci kovových součástí mají čím dál větší zájem o materiály se sníženou hmotností. Např. v automobilovém průmyslu, který je považován za významnou součást ekonomiky (3 až 3,5 % hrubého domácího produktu v USA), se snižování hmotnosti ukázalo jako velmi přínosné v několika ohledech. Ušetří se materiál a energie na výrobu součástí, sníží se výdaje s tím spojené. Snižováním hmotnosti karoserie automobilů se minimalizuje spotřeba paliva, tím i následné emise skleníkových plynů, což výrobcům pomáhá dodržovat zpřísnující se předpisy životního prostředí. [4], [12]

Pro snížení hmotnosti konstrukce je možné využít lehčí materiály než ocel, např. Al, Mg, Ti a jejich slitiny, ale je třeba dodržet další konstrukční požadavky. Ocel se často používá pro vhodnou kombinaci pevnosti, tvařitelnosti, recyklovatelnosti a zásadní je také cenová dostupnost. Proto není vždy vhodné nahradit ji zcela jiným materiálem. Vysoká hustota oceli ($7,85 \text{ g cm}^{-3}$ u feritu a $8,15 \text{ g cm}^{-3}$ u austenitu) v mnoha případech nevyhovuje dnešním požadavkům. Zvyšováním pevnosti ocelí se již podařilo snížit objem spotřebovaný na danou součást, a tím zároveň snížit výslednou hmotnost součástí. Stále se ale hledají možnosti, jak snížit hustotu oceli legováním. Jako vhodný prvek pro legování železa za účelem snižování hmotnosti se jeví hliník, a to nejen díky své hustotě ($2,7 \text{ g cm}^{-3}$), ale také z pohledu rozpustnosti a dobré zpracovatelnosti. Při legování hliníkem se u ocelí rovněž zlepšuje odolnost proti korozi a tepelná stabilita. [4], [12]

Zuazo a kolektiv ve svém článku zdůrazňují fakt, že hliník byl v minulosti známý a využívaný legující prvek, ale nebyl primárně používán na snížení hmotnosti materiálu. První zmínky o „ocelích s nízkou hustotou“ sahají k 30. létům 20. století, kdy W. Korter a W. Ton poprvé uvedli použití komplexní slitiny Fe-Mn-Al-C. Poté se v 50. letech J. L. Ham a R. E. Carin zabývali náhradou nákladných prvků jako Ni a Cr v nerezových ocelích levnějšími alternativami jako Mn a Al. Kromě finanční výhodnosti zároveň poukazovali na snížení hmotnosti. V 80. a 90. letech byly materiály na bázi Fe-Al (FeAl a Fe_3Al) důkladně zkoumány. Intenzivní vývoj nízkohmotnostních ocelí, a to zejména pro použití v automobilovém průmyslu, probíhá teprve v 21. století. [4]

Akademický i průmyslový zájem narůstá, což je patrné i z odborné literatury, např. „viewpoint set“ v Scripta Materiala, nebo z nárůstu patentů ocelářských společností. Díky tomuto trendu existuje dnes již více textů na toto téma. Zabývají se především základy zpracování, fázovou transformací a vývojem mikrostruktury, deformačními charakteristikami nebo účinky dalších legujících prvků. [4]

Feritická ocel se v laboratorních simulacích za tepla ukázala jako dobře zpracovatelná i s maximálním množstvím Al (až 11 hm. %). Přítomnost uhlíku, a tedy i κ -karbidů může bránit rekrytalizaci feritu a s ní spojenému zjemňování zrn, a to až do velmi vysokých teplot, při kterých se κ -karbidy rozpouští. [4]

Tuhnutí duplexní oceli (dvoufázové oceli – δ -ferit, γ -austenit) Fe-9,3Mn-5,6Al-0,2C bylo predikováno jako F režim (tekutá fáze \rightarrow tekutá fáze + δ -ferrit \rightarrow δ -ferrit \rightarrow δ -ferit + γ -austenit), podle režimů tuhnutí nerezových ocelí. Mikrostruktura ingotu z této lehké oceli vykazovala v praxi FA režim tuhnutí (tekutá fáze \rightarrow tekutá fáze + δ -ferrit \rightarrow tekutá fáze + δ -ferrit + γ -austenit \rightarrow δ -ferrit + γ -austenit). Důvodem pro tuhle zdánlivou odchylku, bylo ochlazení tekutého kovu

úzkým fázovým polem δ -ferritu, po kterém následovalo dvojfázové pole δ -ferrit + γ -austenit. [4]

V jižní Koreji, konkrétně v Pohang Steel Company a Pohang Institute of Science and Technology probíhal přezkum původních prací o slitinách Fe-Mn-Al-C. Jejich práce pojednává kromě jiného o tvárných vlastnostech duplexních ocelí s vyšším obsahem hliníku a nižším obsahem manganu s nižší hustotou. Tyto duplexní oceli se zvýšenou tvařitelností, nízkou hustotou a zároveň pevností srovnatelnou s konvenčními materiály používanými v automobilovém průmyslu se projeví jako výhodné pro průmyslové využití. [4]

U vícefázových ocelí s nízkou hustotou závisí vývoj mechanických vlastností na chemii slitin. Kombinace tažnosti 78 % a vysoké pevnosti v tahu 881 MPa byla naměřena u Fe-18Mn-10Al-1,2C. Slitina s nižším obsahem C (0,8 %) vykazovala vyšší pevnost, ale nižší tažnost. Tvárnost za studena u slitiny s vyšším obsahem uhlíku byla lepší, vlivem přítomnosti jemných κ -karbidů. [4]

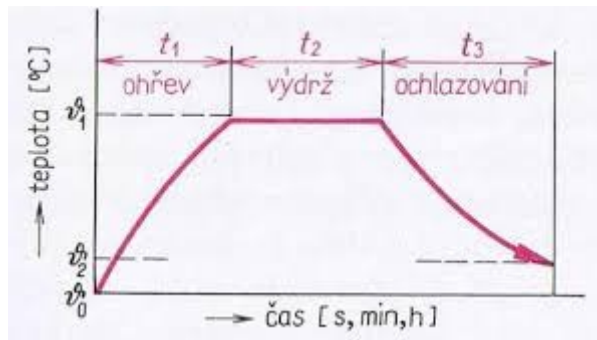
Studie S. – J. Park a kol. poukázala na význam mechanické stability a kulovitěho tvaru κ -karbidů, na rozdíl od lamelárních, k získání dobrých mechanických vlastností. Konkrétně u materiálu Fe-0,2C-4,8Mn-5Al-1Si, kde může být druhou fází austenit nebo kombinace δ -ferritu a κ -karbidů podle daných podmínek zpracování. U austenitu je kritická mechanická stabilita, co se týká tvařitelnosti. Případné porušení nastává v raném stádiu deformace při transformaci austenitu na martenzit. Zatímco u kombinace δ -ferritu a κ -karbidů je vzhledem k deformaci a lomovému chování zásadní tvar κ -karbidů. [4]

Studií zabývajících se jednofázovými slitinami Fe-Al, ve kterých je Al jako hlavní legující prvek, je na rozdíl od výše zmíněných (dvojfázových a vícefázových slitin) méně. R. Rana a kol. se proto tímto tématem zabývali více. V laboratoři připravili slitiny s různým obsahem Al, které byly zpracovány do formy plechu. Maximální rozpustnost Al v oceli je 11 hm. %, konkrétní obsah Al byl 6,8 hm. %, 8,1 hm. % a 9,7 hm. %. Došli k závěrům, že jednofázové slitiny na bázi Fe-Al vykazují snížení hustoty až o 12,7 %, při zachování srovnatelné pevnosti s konvenčními materiály. Aby se zabránilo tvorbě křehkých κ -karbidů, je třeba udržovat nízké hladiny C a případně přidávat stabilizační prvky jako Ti. Pokles Youngova modulu přímo souvisí s množstvím Al v materiálu. [12]

Dle výše uvedeného, je o nízkohmotnostní materiály v dnešní době velký zájem. Pokrok v této oblasti v posledních letech je značný, stále ale existují témata, která je potřeba nadále zkoumat a studovat. Kromě jiného by se mělo úsilí zaměřit na zlepšení Youngova modulu u ocelí s vysokým obsahem Al, aby bylo snížení hmotnosti maximálně výhodné. Také by bylo účelné výzkum zaměřit na vývoj ocelí s nízkou hustotou a menšími náklady, například oceli s vysokým obsahem Al a nízkým obsahem Mn. [4], [12]

2 Tepelné zpracování

Tepelné zpracování (TZ) je řízený proces, kde dochází k fázovým a strukturním změnám, které vyvolají žádané změny vlastností materiálu, bez změny chemického složení. Ke změnám struktury dochází pouze vhodným řízením změn teplot. Postupy TZ se obvykle zobrazují na diagramu T–t, tedy zobrazují závislost teploty na čase. Tepelné zpracování se obecně skládá ze tří hlavních částí: ohřev na předepsanou teplotu, výdrž na teplotě a ochlazování. [3]



Obrázek 3: Diagram T–t [15]

Je-li cílem TZ dosáhnout rovnovážného stavu, jedná se o žíhání. Pokud je tomu naopak, tedy pomocí TZ vyvoláme nerovnovážený stav, mluvíme o kalení. Popouštění se využívá pro snížení stupně nerovnovážnosti stavu po kalení. [2]

Ohřev součástí je prováděn nejčastěji v pecích, dalšími variantami jsou indukční ohřev, odporový ohřev a ohřev v lázních. V průmyslových pecích se může využít vzdušná atmosféra (elektrické pece) nebo atmosféra tvořená zplodinami hoření (plynové pece). Vzhledem k výskytu vzdušného kyslíku dochází k oxidaci a oduhličení povrchu. V kusové výrobě lze proti těmto nežádoucím změnám využít různé druhy nátěrů. Při sériové výrobě se využívají i účinnější a nákladnější druhy ochrany, jako ochranné atmosféry (inertní plyny – dusík, argon; inertní směsi – CO, CH₄, CO₂) nebo ohřev a ochlazování ve vakuu (10⁻⁴ až 10⁻⁸ Pa). [2]

2.1 Žíhání

Žíhání může být použito jako přípravná operace, mezižíhání, i jako operace konečná. Základní dělení je na žíhání bez překrytalizace a žíhání s překrytalizací. Do první skupiny řadíme například žíhání na měkko. To se skládá z ohřevu pod teplotu eutektoidní přeměny A₁, výdrže na této teplotě a následného ochlazení, nejčastěji jde o chladnutí v peci. Do druhé skupiny se řadí například normalizační žíhání. Tentokrát se součást ohřívá nad teplotu A₃ a po následné výdrži na teplotě se chladí nejčastěji na klidném vzduchu. V obou případech jde o pomalé chlazení proto, abychom v materiálu dosáhli rovnovážného stavu. [2], [3]

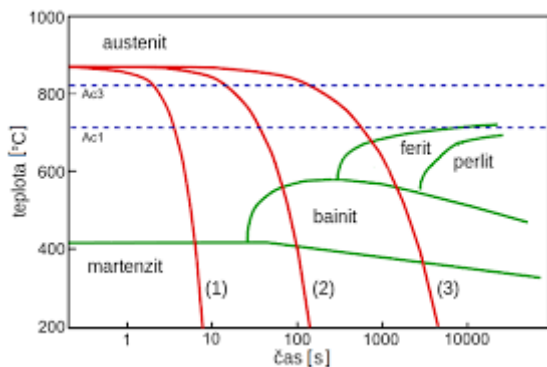
2.2 Kalení

Cílem kalení je vysoká tvrdost a odolnost proti opotřebení, kterých se dosahuje přeměnou austenitické struktury na martenzitickou, popřípadě bainitickou. Pomocí ohřevu na austenitizační teploty a daným setrváním na těchto teplotách se ocel co nejdokonaleji austenitizuje a následně se ochladí nadkritickou rychlostí. Při tom se austenitická struktura přemění na martenzitickou. [2], [3]

Kalicí teplota se u podeutektoidních ocelí nachází obvykle 30-50 °C nad teplotou A_{c3}. Nadeutektoidní oceli se neohřívají nad teplotu A_{cm} tedy do oblasti austenitu, ale pouze 30-50 °C nad A_{c1}. Struktura takto zakalené nadeutektoidní oceli se tedy skládá z martenzitu a cementitu. V případě vyššího ohřevu by docházelo k hrubnutí austenitického zrna, a to by znamenalo

hrubší výslednou martenzitickou strukturu a vyšší podíl zbytkového austenitu, což není žádoucí. Výdrž na kalicí teplotě se volí podle empirického pravidla. Platí, že na 1" nejmenšího rozměru průřezu součásti připadá 1 hodina na kalicí teplotě. [2]

Kalicí prostředí se volí podle nadkritické rychlosti, ta je závislá na složení, homogenitě a velikosti zrna austenitu. Dále je možné změnit tuto rychlost legujícími prvky. Součást musíme chladit dostatečně rychle, aby se austenit transformoval na martenzit. Zároveň je třeba se vyhnout příliš rychlému ochlazení, které by vyvolalo tak velké vnitřní pnutí, že by došlo k trvalé deformaci součásti nebo dokonce k prasknutí. Nadkritickou rychlost, austenitizační teploty, teploty začátku a konce martenzitické přeměny najdeme v ARA diagramu. A podle toho volíme kalicí prostředí, nejčastěji jde o vodu, olej, polymer a další kapalné lázně, nebo vzduch. [3]



Obrázek 4: Příklad ARA diagramu podeutektoidní oceli [16]

Pokud se prostředí při kalení odpařuje, je nebezpečí tvorby tenké vrstvy páry na povrchu (parního polštáře), která zpomaluje chlazení, což je nežádoucí. Je tedy potřeba zajistit pohyb kalené součásti a kalicího prostředí. [2]

Potřebná rychlost ochlazování je hlavní kritérium pro volbu kalicích prostředí. Velmi důležitá jsou ale i další kritéria jako například fyziologická nezávadnost, ekologická neškodnost nebo snadná omyvatelnost. [2]

2.3 Popouštění

Zakalená ocel je sice tvrdá, ale také křehká a náchylná k praskání. Kvůli vnitřním pnutím může docházet k prasklinám, a to i po delším čase po zakalení. Abychom zabránili praskání a snížili vnitřní pnutí, je třeba ihned po kalení provést popouštění. Popouštění se skládá z ohřevu na teplotu 150° až 700 °C. Doba setrvání na teplotě se může výrazně lišit, od 30 minut až po desítky hodin. Obecně platí, že se výdrž na teplotě rovná 1,5násobku výdrže na teplotě u předcházejícího kalení. Následuje ochlazení na vzduchu nebo v peci na teplotu okolí. Ohřívání i chlazení musí být dostatečně pomalé, aby se nevytvářelo nové pnutí. [2], [3]

Kalení s následným popouštěním se společně nazývá zušlechťení. Jeho aplikací lze dosáhnout optimální kombinace pevnostních vlastností, houževnatosti a plasticity. [2]

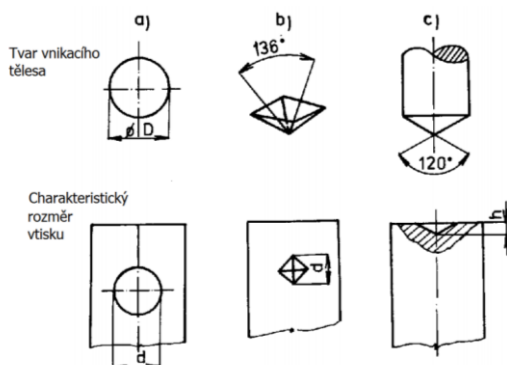
3 Hodnocení vlastností materiálu

3.1 Zkoušení mechanických vlastností materiálu

Mechanické vlastnosti materiálů jsou důležitou složkou při popisování materiálu. Jsou v podstatě čtyři – pružnost, plasticita, pevnost a houževnatost. Abychom mohli porovnávat vlastnosti jednotlivých materiálů, je nutné je vyjádřit číselnými hodnotami. Těmito číselnými hodnotami jsou tzv. materiálové charakteristiky. Ty se určují experimentálně a je jich výrazně více než samotných mechanických vlastností, což je způsobeno právě experimentální povahou jejich určování. Na jednotlivé mechanické vlastnosti je při měření vždy pohlíženo s ohledem na podmínky jednotlivých zkoušek. Nejedná se o absolutní konstanty daného materiálu. Proto například pro kvantifikaci pružnosti lze za zjednodušených ale jasně daných podmínek použít charakteristiky jako – modul pružnosti v tahu E , modul pružnosti ve smyku G , objemový modul pružnosti K a koeficient příčné kontrakce μ . Výsledky zkoušek mechanických vlastností materiálů se používají pro různé účely. Konstrukteři používají hodnoty pevnosti v tahu, meze kluzu, meze únavy a další ve svých výpočtech, na jejichž základě volí vhodný materiál. Samotní výrobci materiálů měří charakteristiky opakovaně v průběhu vývoje i produkce. Tak je zajištěna dostatečná kvalita materiálu i jeho přesná specifikace. Aby se výsledky mechanických zkoušek daly považovat za věrohodné a byla možnost tyto výsledky porovnávat napříč firmami, existuje řada norem, které zaručují shodné podmínky pro všechny zkoušky. [1]

3.1.1 Zkoušky tvrdosti

Měření tvrdosti se při určování mechanických vlastností používá velice často zejména díky snadnému, rychlému a levnému provedení. Pro kovy a keramiku se využívá vnikací metoda. Stroj na měření tvrdosti vtlačí indentor (vnikací tělíčko) do materiálu definovanou silou a tím způsobí plastickou deformaci. Podle tvaru indentoru a zároveň tedy výsledného vtisku se zkoušky dělí na tři typy. Zkouška tvrdosti dle Brinella, Rockwella a Vickerse. Na základě měření různými indenty dostaneme výsledky v různých jednotkách, které lze vzájemně převádět. Výsledky měření různými metodami jsou tedy porovnatelné. [1], [3]



Obrázek 5: Zkoušky tvrdosti. a) Brinell b) Vickers c) Rockwell [13]

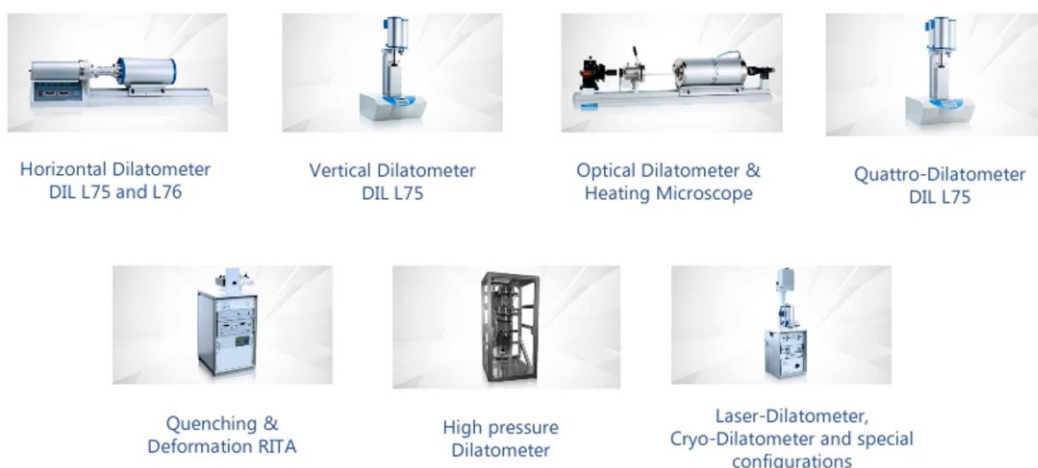
3.2 Dilatometrie

Dilatometrie je experimentální metoda měřící závislost změny rozměrů vzorku na teplotě nebo na čase. Sledování změny objemu probíhá za určitých podmínek, vzorek je namáhán zanedbatelným zatížením, je umístěn ve speciální atmosféře při přesně kontrolované změně teploty. Touto metodou se měří tepelná roztažnost, z její nelinearity se určují změny strukturních fází oceli při ohřevu, chlazení nebo výdrž na konstantní teplotě. Pro kvalitní vyhodnocení fázových přeměn je vhodné volit poměrně malé rychlosti ohřevu. Rychlosti ochlazení se volí vzhledem k použitému přístroji – dilatometru. [18], [19]

Při měření se snímá relativní prodloužení materiálu, to bývá pro standartní materiál tím větší čím více roste teplota. Odchytky od této přímé úměrnosti se zaznamenávají a indikují fázovou nebo magnetickou změnu materiálu. Pomocí zaznamenané závislosti relativního prodloužení na teplotě a předchozích zkušenostech je možné predikovat o jakou fázovou změnu se jedná a jaký je teplotní interval této fáze. [19]

Podle způsobu měření a snímání objemových změn lze dilatometry rozdělit do několika kategorií. Používají se dilatometry pushrod, optické nebo laserové. Pushrod dilatometry jsou velice spolehlivé a přesné, lze s nimi měřit až při 1600 °C. Umožňují měření změny objemu ve vakuu, oxidační či redukční atmosféře. Podle způsobu konstrukce se dělí na horizontální nebo vertikální. Mezi zvláštní provedení pushrod dilatometrů patří „Ultra low temperature“ varinta, kdy lze měřit v záporných teplotách. Dalším vylepšením je Qattro dilatometr, který má čtyři nezávislé senzory, a má tak větší produktivitu. [18]

Dilatometer Overview: -263 °C up to 2800 °C



6

LENSEIS

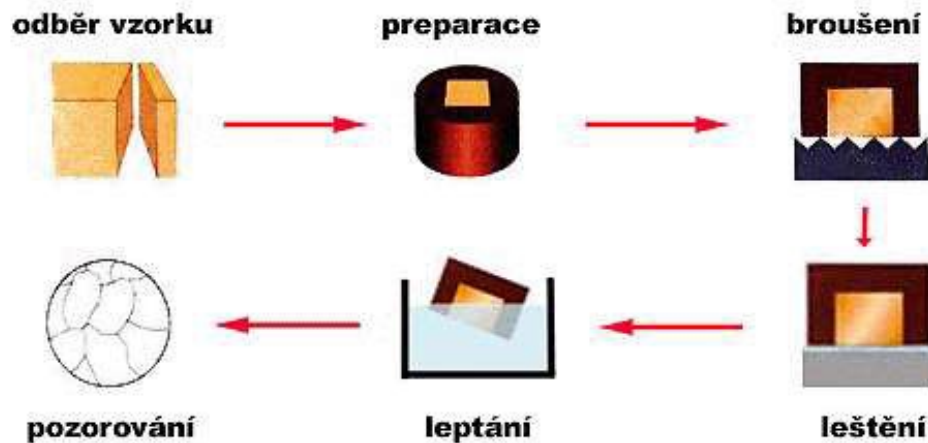
Obrázek 6: Typy dilatometrů [18]

3.3 Metalografie

Metalografie je nauka pojednávající o vnitřní stavbě materiálu. Cílem je zviditelnění struktury a její studium pomocí mikroskopů. Pomocí metalografie získáme informace o výskytu a rozložení jednotlivých mikrostrukturních a makrostrukturních součástí v materiálu. Následně můžeme sledovat souvislost mezi strukturou a vlastnostmi materiálu, kontrolovat stav materiálu v průběhu výroby i v průběhu užívání součásti nebo zjišťovat příčinu vady nebo selhání součásti. Používají se dva přístupy – hodnocení průměrného stavu materiálu anebo hledání lokalit s nejhorsšími vlastnostmi. V prvním případě je potřeba provést dostatečné množství měření a vymezit chyby. Používá se na stanovení velikosti zrna, mikročistoty, výskytu určitých fází atd. Druhý přístup se využívá pro hledání kritických míst. Není reálné vyrobit materiál s optimální strukturou v každém místě součásti. Je dobré vědět, ve kterém místě je materiál náchylnější k porušení. Můžeme tak předpovídat problémy související s kritickým místem a jejich rozsah a tím lépe určit životnost součásti. [1], [10], [9]

3.3.1 Příprava metalografického vzorku

Metalografické metody bývají obvykle destruktivní, musíme proto vhodně zvolit místo pro odběr vzorku. Postup přípravy metalografického výbrusu se skládá z několika kroků uvedených na obrázku č. 7 – odběr vzorku, zalévání do pryskyřice, broušení, leštění a zviditelnění struktury. Je důležité u všech těchto kroků dbát, aby nedocházelo k ovlivnění vlastností materiálu, což by mohlo zkreslit výsledky. [1]



Obrázek 7: Příprava metalografického výbrusu [10]

Po zvolení klíčového místa pro pozorování se čistým a rovným řezem s minimální drsností oddělí materiál co nejbližší pozorované oblasti. Pro uskutečnění takového řezu se používají nejčastěji abrazivní kotoučové pily. Podle tvrdosti materiálu se zvolí správný rozbrušovací kotouč a za mokra (chlazení vodou s aditivou) se materiál oddělí. [10]

Takto oddělené vzorky zaléváme za studena nebo lisujeme za tepla do polymerní pryskyřice. Tento krok se dělá pro snazší manipulaci se vzorkem, ochranu hran a dosažení jednotného tvaru vzorků. [10]

Broušením intenzivně odebíráme hmotu z povrchu vzorku. Cílem je vytvořit rovinný povrch s tak malými deformacemi, aby bylo možné je odstranit leštěním. Broušení může být ruční nebo mechanizované. Jeho kvalitu a průběh ovlivňuje několik faktorů: druh povrchu brusného kotouče, typ brusiva, jeho velikost a tvar, přitlačná síla (1–100 N), rychlost kotouče (30–300 otáček za minutu), použité smáčedlo a chladicí médium. [10]

Při leštění již nedochází k výraznému úbytku materiálu, jde spíše o deformaci vrcholů u povrchové drsnosti. Leštění může probíhat třemi způsoby. Mechanické leštění probíhá pomocí působení tlaku na rotující lešticí plátno, jde tedy o způsob podobný broušení. Chemické leštění se využívá po předchozím leštění mechanickém a má za cíl odstranění všech zbytkových deformací na povrchu vzorku pomocí ponoření do vybraného roztoku. Elektrolytické leštění není tak univerzální jako leštění mechanické. Deformace na povrchu vzorku se rozpouštějí díky vzniku viskózního anodického filmu, který vzniká na základě průchodu elektrického proudu mezi vzorkem a katodou. [10]

V tomto stavu již můžeme pozorovat povrchové defekty, staženiny, plynové bubliny, póry, vměstky a některé fáze (např. grafit v litině). [10]

Pokud chceme zviditelnit strukturní součásti, je třeba materiál naleptat. Leptání můžeme dělit na chemické leptání, kdy vzorek ponoříme do určitého leptacího činidla a necháme ho vhodnou dobu působit. Elektrolytické leptání, které probíhá stejně jako elektrolytické leštění, se používá pro materiály odolné vůči běžným leptadlům. Při tepelném leptání se pomocí

zvýšené teploty vytvoří oxidická vrstva různých tloušťek podle oxidační schopnosti různých strukturních objektů. [10]

3.3.2 Pozorování a hodnocení mikrostruktury

Když je leptáním zvýrazněna struktura materiálu, lze přistoupit k samotnému pozorování a vyhodnocování struktury materiálu. Makrostruktura se dá pozorovat i pouhým okem, častěji se ale pozoruje mikrostruktura, zpravidla pomocí optického či elektronového mikroskopu. Mikrostruktura se může lišit i u materiálů se stejným chemickým složením v závislosti na výrobním postupu a tepelném zpracování. [1], [9]

V metalografii se používají optické přístroje – světelné nebo elektronové mikroskopy. U světelného mikroskopu se využívá paprsek viditelného světla odražený od vyleštěného povrchu metalografického vzorku. Pomocí konstrukce složené z osvětlovací a zobrazovací soustavy tak vzniká zvětšený obraz. Takto pozorovaný materiál lze zvětšit běžně až 1000x. Existují i speciální světelné mikroskopy, kde lze dosáhnout zvětšení až 2000x, to je ovšem maximální hranice zvětšení pro obor světelného vlnění. Elektronové mikroskopy využívají elektrickým polem urychlené elektrony. Aby atmosféra neovlivnila jejich dráhu, je nutné umístit pozorovaný vzorek do vakua. Takto pozorovaný vzorek lze zvětšit až 1000000x, častěji se však pohybuje v rámci desítek tisíc. Elektronové mikroskopy se dělí na dva druhy – SEM (scanning electron microscope – řádkovací elektronový mikroskop) a TEM (transmission electron microscope – transmisní elektronový mikroskop). Řádkovacím elektronovým mikroskopem lze provádět analýzu povrchů. Transmisní elektronové mikroskopy se využívají k analýze vnitřní struktury dostatečně tenkých materiálů. [8], [7]

Pomocí přenosu obrazů z mikroskopů do počítače a počítačových aplikací můžeme vytvářet fotografie pozorované mikrostruktury, měřit velikost zrn, stanovit mikročistotu nebo určovat poměr jednotlivých fází. Jedná se o kvalitativní nebo kvantitativní hodnocení. [1]

Jedním ze základních ukazatelů jakosti materiálu je podíl nekovových vměstků. Můžeme je rozdělit do dvou skupin, endogenní, vznikající oxidací a dalšími chemickými reakcemi prvků v samotné tavenině, a exogenní, které se do materiálu dostanou reakcí s vyzdívkou pece nebo materiálem formovací směsi. Stanovení mikročistoty je dáno normou ČSN ISO 4967 – Stanovení obsahu nekovových vměstků. Vzorek se zkoumá světelným mikroskopem, při daném zvětšení se plocha porovnává s etalony. Jde o kvantitativní hodnocení, výsledkem je množství daných typů vměstků. Vměstky se normou rozdělují do různých typů, podle tvaru a dalších vlastností. [10]

Dalším kvantitativním hodnocením je měření velikosti zrna. Postupy a výsledky tohoto měření se opět opírají o normu, konkrétně ČSN EN ISO 643. Tato norma se zabývá metodami zviditelnění hranic zrn a určení jejich průměrné velikosti. Protože měříme trojrozměrná zrna na dvojrozměrné rovině, můžeme i u vzorků se shodnou velikostí zrn pozorovat na rovině, která tato zrna protíná, v různých místech odlišné velikosti. Navíc mají zrna často nepravidelné stěny, a proto je určení jejich velikosti obtížné. Existuje ale více metod na určení průměrné velikosti zrna. Jde o srovnání s normovanými zobrazeními velikosti zrn, planimetrickou metodu a lineární nebo kruhovou průsečíkovou metodu. [11]

Měření mikrotvrdomosti je další z kvantitativních hodnocení. Na rozdíl od klasického měření tvrdosti, neudává tento výsledek informaci o makroskopických vlastnostech materiálu, ale charakterizuje vždy jen danou strukturní součást. Může sloužit k rozlišení mikrostrukturních útvarů, které jsou opticky těžko odlišné. Princip je stejný jako u zkoušek tvrdosti popsané v kapitole 3.1.2, ale používají se výrazně menší působící síly. [11]

Mezi kvalitativní hodnocení patří pozorování. V tomto případě neurčujeme množství fází, vad a vměstků, ale určujeme, jaké konkrétní fáze, vady a vměstky v materiálu lze najít. K tomu nám kromě barvy, tvaru a struktury pozorované na světelném mikroskopu může pomoci také zjištění chemického složení. Chemické složení jednotlivých fází či vměstků lze určit pomocí řádkovacího elektronového mikroskopu, pokud je v něm nainstalován detektor charakteristického rentgenového záření. [8]

4 Experimentální část

Cílem experimentální části byla dokumentace mikrostruktury v technologickém toku vybraných slitin. Pro tento účel bylo vybráno 8 kombinací chemického složení.

1.	Příprava experimentálního materiálu	výroba polotovaru	lití
2.		tváření za tepla	válcování
3.		třískové opracování	soustružení
4.			řezání
5.	Metalografické vyhodnocení stavů 1, 2		
6.	Režimy předběžného tepelného zpracování	homogenizační žhání	ohřev 1200 °C, výdrž 3 hod, chlazení v peci
7.		normalizační žhání	ohřev 900 °C, výdrž 30 min, chlazení na volném vzduchu
8.	Metalografické vyhodnocení stavů 6, 7		
9.	Režimy tepelného zpracování na konečnou jakost	kalení	austenitizační teplota 900 °C
10.			austenitizační teplota 1100 °C
11.		popouštění	teploty 100 - 550 °C
12.			teploty 300 - 700 °C
13.	Měření tvrdosti stavů 9, 10, 11, 12		
14.	Metalografické vyhodnocení stavů 9, 10, 11, 12	světelný mikroskop	
15.		elektronový mikroskop	
16.		mikrostruktura	

Tabulka 1: Přehled experimentů

4.1 Experimentální materiál

Na základě studie [20] byly pomocí JMat Pro vybrány desítky variant chemického složení, které se dále eliminovaly na základě kompromisu Ashbyho koeficientů a ceny materiálu. Ashbyho koeficient je funkcí napětí σ_f , Youngova modulu E a hustoty δ . Pro projekt se tak vybralo 8 konkrétních chemických složení. Základem byla středně legovaná ocel MnSiCrNi s vysokým obsahem C, která byla dále modifikována odstupňovaným obsahem Al a Mn. Vznikly tak v podstatě dvě tavby označené T20/038 a T20/034 s rozdílným obsahem Mn. Každá z taveb byla dále různým obsahem Al rozdělena na 4, označené A, B, C a D. Vznikl tak soubor experimentálních ocelí, přehledně uvedený v tabulkách č. 2 a 3.

Ze souboru těchto 8 taveb byly pak pro bakalářskou práci vybrány 2 tavby: T20/038A a T20/038C.

T20/038								
Prvek	Předpis	Skutečnost	Předpis	Skutečnost	Předpis	Skutečnost	Předpis	Skutečnost
		A		B		C		D
C	0,7	0,72	0,7	0,71	0,7	0,73	0,7	0,69
Si	1,5	1,45	1,5	1,45	1,5	1,43	1,5	1,44
Mn	0,1	0,11	0,1	0,11	0,1	0,11	0,5	0,48
Cr	2	1,99	2	2	2	2,04	2	2,03
Ni	0,5	0,52	0,5	0,54	0,5	0,55	0,5	0,56
Al	5	5,1	6	6,1	7	7,2	7	7,1
B	0,005	0,0053	0,005	0,0051	0,005	0,0049	0,005	0,0052

Tabulka 2: Chemické složení tavby T20/038

T20/034								
Prvek	Předpis	Skutečnost	Předpis	Skutečnost	Předpis	Skutečnost	Předpis	Skutečnost
		A		B		C		D
C	0,7	0,72	0,7	0,71	0,7	0,73	0,7	0,69
Si	1,5	1,48	1,5	1,51	1,5	1,55	1,5	1,49
Mn	0,1	0,42	0,1	0,45	0,1	0,52	0,5	0,91
Cr	2	2,04	2	2,01	2	1,99	2	1,98
Ni	0,5	0,5	0,5	0,56	0,5	0,57	0,5	0,56
Al	5	4,93	6	6,4	7	7,1	7	7,1
B	0,005	0,0053	0,005	0,0056	0,005	0,006	0,005	0,0056

Tabulka 3: Chemické složení tavby T20/034

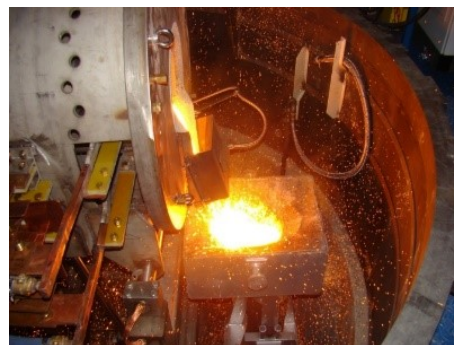
4.1.1 Příprava experimentálního materiálu

4.1.1.1 Lití

Výroba experimentálního materiálu se realizovala ve vakuové indukční peci ve firmě COMTES FHT. Experimentální tavby byly odlity do kovových kokil o rozměrech $D = 110 \text{ mm}$, $L = 500 \text{ mm}$ metodou odlévání do více kokil. Tímto postupem bylo možné provést odstupňování chemického složení vybraných prvků. Technologie tavení a lití oceli legované vysokým obsahem hliníku je charakteristická přebytkem dezoxidačního činidla – hliníku, na který se naváže prakticky veškerý přítomný kyslík v oceli. Z tohoto důvodu není třeba využívat jiná dezoxidační činidla. Masivní dezoxidace hliníkem produkuje velké množství strusky, kterou je zapotřebí během procesu tavení shrnovat. Dále je proces charakteristický probubláváním argonu, který jednak podporuje vyplavování strusky, a jednak na sebe váže vodík a dusík. Takto vzniklé ingoty byly třískově opracovány na rozměr $D = 97 \text{ mm}$, $L = 457 \text{ mm}$. V této fázi byl od všech ingotů oddělen experimentální materiál pro kontrolu chemického složení a mikrostruktury. Třískové opracování ingotů bylo obtížné, vzhledem ke kombinaci vysoké tvrdosti a křehkosti.



Obrázek 8: Vakuová indukční pec



Obrázek 9: Lití experimentálního materiálu



Obrázek 10: Lití do více kokil



Obrázek 11: Třískové opracování



Obrázek 12: Neobrobený ingot

4.1.1.2 Tváření za tepla

Tváření za tepla bylo provedeno na válcovací stolici duo, pracoviště COMTES FHT. Ingoty byly založeny do pece o teplotě 400 °C a postupně, rychlostí cca 100 °C/hod ohřáty na konečnou teplotu 1150 °C, s výdrží 24 hod. Vratným válcováním vznikl pás o tloušťce 14,4 mm a šířce 200 mm. Tavba T20/038A byla válcována 9 průchody, tavba T20/038C 11 průchody (po 6 průchodech bylo nutné ohřátí, válcování pak bylo dokončeno 5 průchody).



Obrázek 13: Válcovací duo stolice



Obrázek 14: Válcovaný polotovár T20/038A



Obrázek 15: Válcovaný polotovár T20/038C

Z obrázků je patrné, že tvářením za tepla byl získán polotovár vhodný pro další experimentování.

4.2 Metalografické analýzy oceli legované 5 % Al ve stavu po odlití a ve stavu po válcování

Po odlití ingotů byl oddělen materiál pro kontrolu chemického složení a kontrolu mikrostruktury. Po válcování byly z ploché tyče odříznuty polotovary pro další zkoušky a také pro kontrolu mikrostruktury.

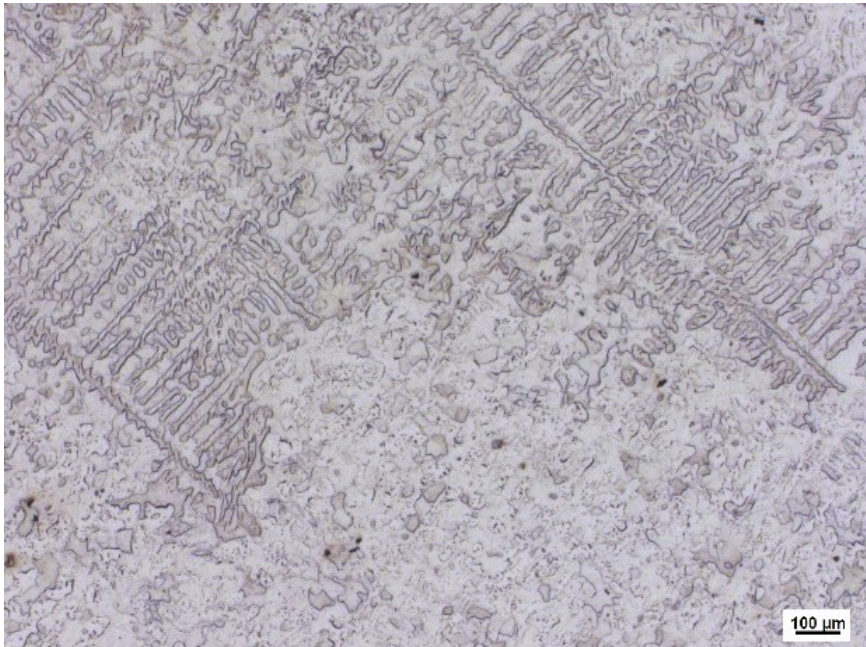
4.2.1 Příprava vzorků pro metalografii

Na pile značky Struers byly korundovým kotoučem 40A25 odděleny vzorky o rozměrech 20 x 14,4 x 10 mm. Ty byly zality do černé fenolové montážní pryskyřice (MultiFast) za tepla. Bylo použito zařízení CitoPress-5, jednoválcový lis pro zalévání za tepla. Vznikly tak zalité vzorky o průměru 30 mm. Vzorky se označily pro lepší budoucí manipulaci. Na stolní brusce/leštičce Tegamin byly vzorky broušeny na brusných papírech od drsnosti 320 po 1200 zrn/cm² a dále leštěny mechanicky a doleštěny chemicky.

Po očištění a vysušení byly vzorky naleptány Nitalem a následně prohlédnuty pomocí světelného mikroskopu Nikon Eclipse MA200. Vybraná místa pak byla dokumentována pomocí softwaru pro analýzu obrazu NIS elements.

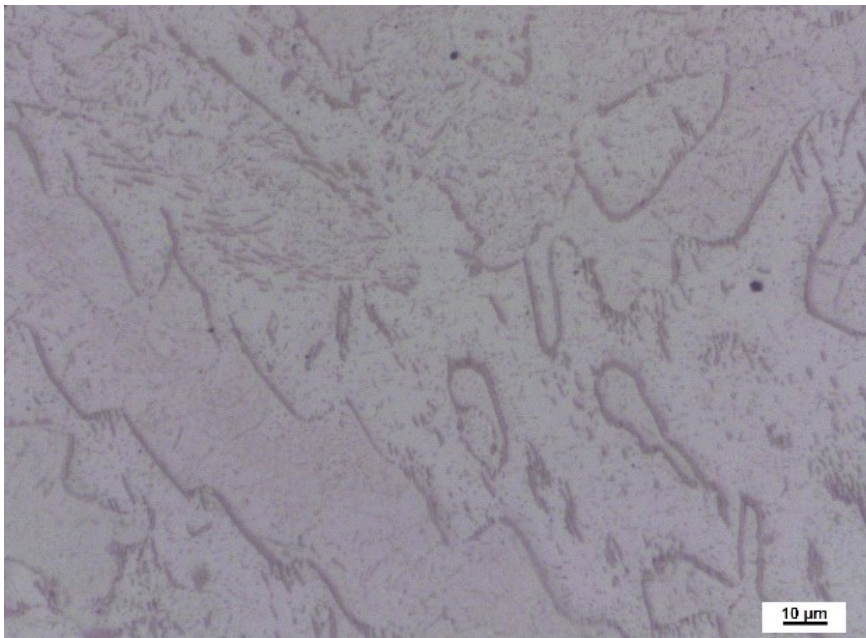
4.2.2 Mikrostruktura litého stavu

Mikrostruktura litého stavu má charakteristický dendritický charakter, jak je patrné z obrázků. Na fázovém rozhraní mezi perlitem a delta feritem se vyskytují kappa karbidy. U tavby T20/038C jsou karbidy masivnější než u tavby T20/038A.



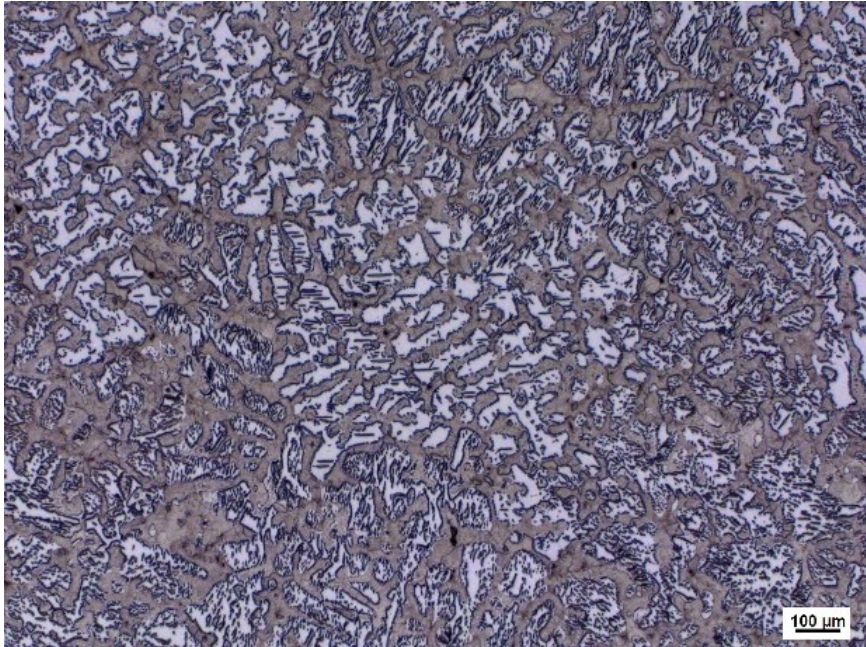
Obrázek 16: Litá mikrostruktura materiálu T20/038A, zvětšení 50x

Na obrázku č. 16 je vidět dendritická struktura delta feritu.



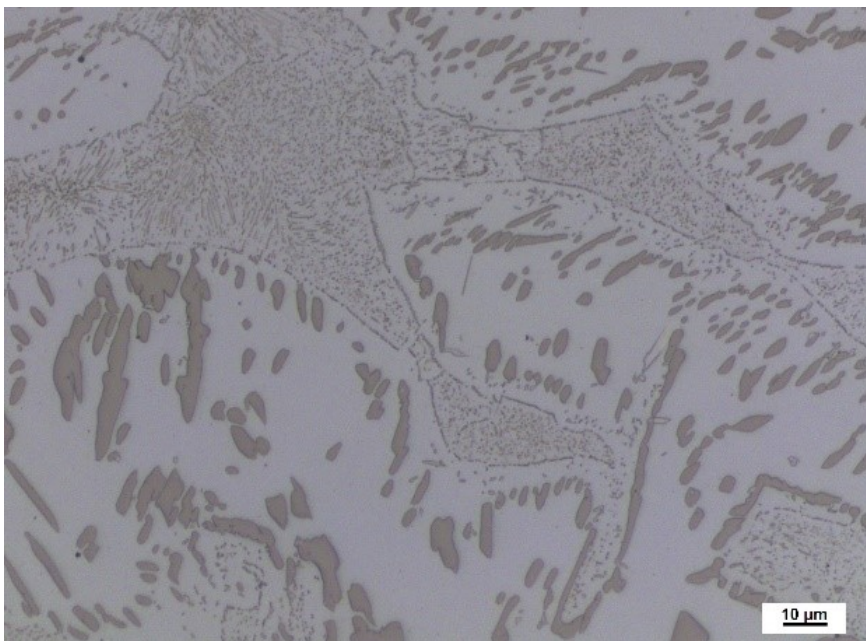
Obrázek 17: Litá mikrostruktura materiálu T20/038A, zvětšení 500x

Na obrázku č. 17 jsou vidět protáhlé kappa karbidy na fázovém rozhraní delta feritu a perlitu. Ve struktuře se nacházejí globulární i lamelární eutektoidní karbidy.



Obrázek 18: Litá mikrostruktura materiálu T20/038C, zvětšení 50x

Na obrázku č. 18 je vidět dendritická struktura delta feritu. Světlá fáze je delta ferit, tmavá fáze je perlit. Na rozdíl od materiálu T20/038A jsou zde již při takto malém zvětšení vidět kapa karbidy uvnitř zrn delta feritu.

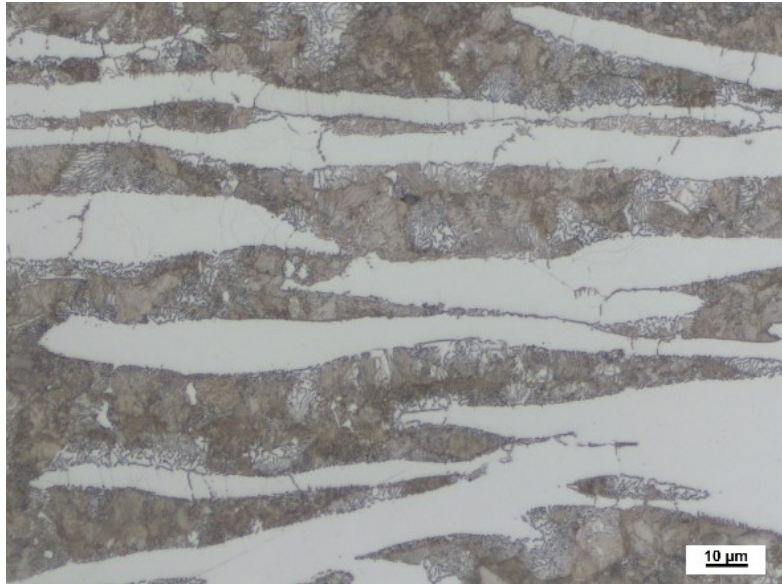


Obrázek 19: Litá mikrostruktura materiálu T20/038C, zvětšení 500x

Na obrázku č. 19 jsou vidět acikulární kapa karbidy, které vznikly na fázovém rozhraní na straně delta feritu, a rostly od hranice zrna směrem k jeho středu. Některé kapa karbidy se vyskytují rovněž uvnitř zrna delta feritu. K této morfologii kapa karbidů došlo při specifických podmínkách ochlazování a vlivem chemického složení. Globulární eutektoidní karbidy kopírují hranice původního austenitu a ohraničují tak zrna perlitu.

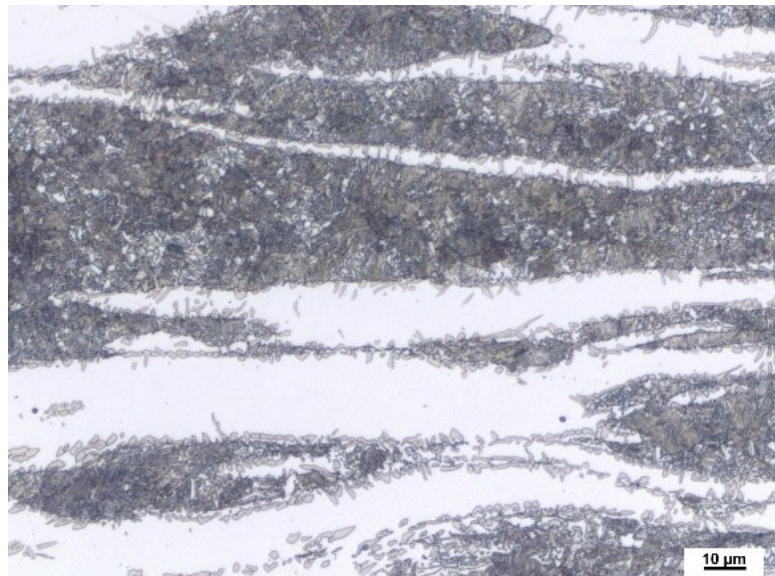
4.2.3 Mikrostruktura po válcování za tepla

Po válcování je v mikrostruktuře patrná výrazná změna. Velmi výrazně jsou deformovány ve směru toku tvářeného materiálu „měkčí“ složky mikrostruktury, tj. ferit a perlit. Tvrdá a křehká kappha fáze zůstala po hranicích primárních zrn. Morfologie kappha fáze, zejména u tavby T20/038C se zásadně změnila. Tvářením došlo k rozbití masivních kappha karbidů a jejich následné koagulaci v průběhu rekrystalizace.



Obrázek 20: Válcovaná mikrostruktura materiálu T20/038A, zvětšení 500x

Na obrázku č. 20 je zobrazen podélný řez válcovaným materiálem. Jsou zde vidět zrna delta feritu a perlitu protažená ve směru válcování. Zrna delta feritu jsou dělena vyloučenými eutektoidními karbidy. Vyloučené kappha fáze po hranicích zrn je zde výrazně méně než u materiálu T20/038C.



Obrázek 21: Válcovaná mikrostruktura materiálu T20/038C, zvětšení 500x

Na obrázku č. 21 je také zobrazen podélný řez válcovaným materiálem. Opět jsou zde zrna delta feritu a perlitu protažená ve směru válcování. V této struktuře je ale vidět více kappha karbidů vyloučených po hranicích zrn na straně delta feritu než u materiálu T20/038A. Tyto karbidy opět rostly od hranice zrn k jejich středu.

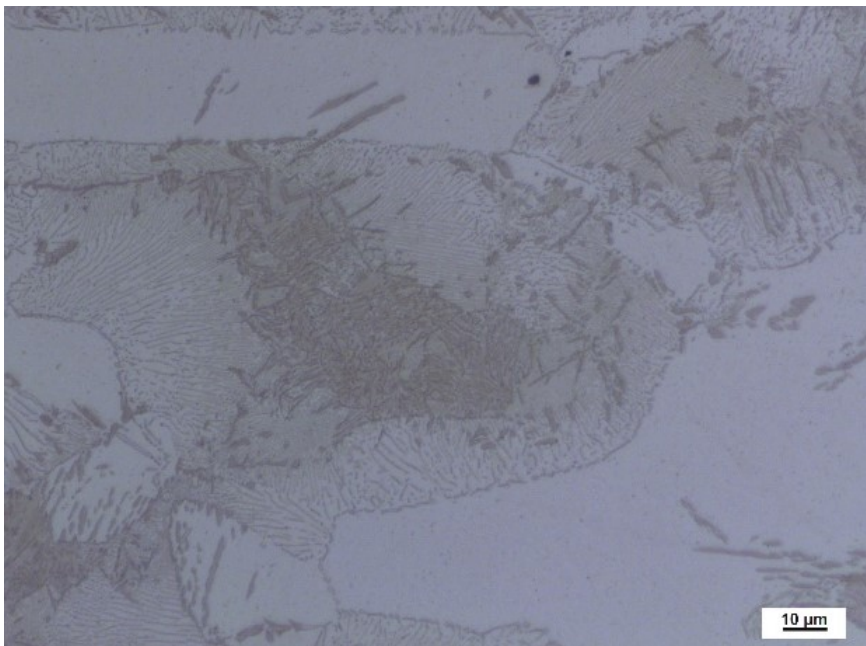
4.2.4 Mikrostruktura po válcování za tepla, homogenizačním a normalizačním žíhání

Cílem následných operací tepelného zpracování (homogenizačního žíhání, normalizačního žíhání) bylo zmenšení podílu hrubozrnné a ostrohranné kappa fáze, jejíž účinek na tvárné vlastnosti studovaných ocelí je negativní. Je-li ve struktuře ještě delta ferit, negativní účinek se zvětšuje. Po válcování byl materiál homogenizačně žíháný, tedy byl ohřátý na teplotu 1200 °C s výdrží 3 hodiny a poté se nechal vychladnout v peci. I po tomto žíhání zůstala v materiálu značná strukturní nehomogenita.



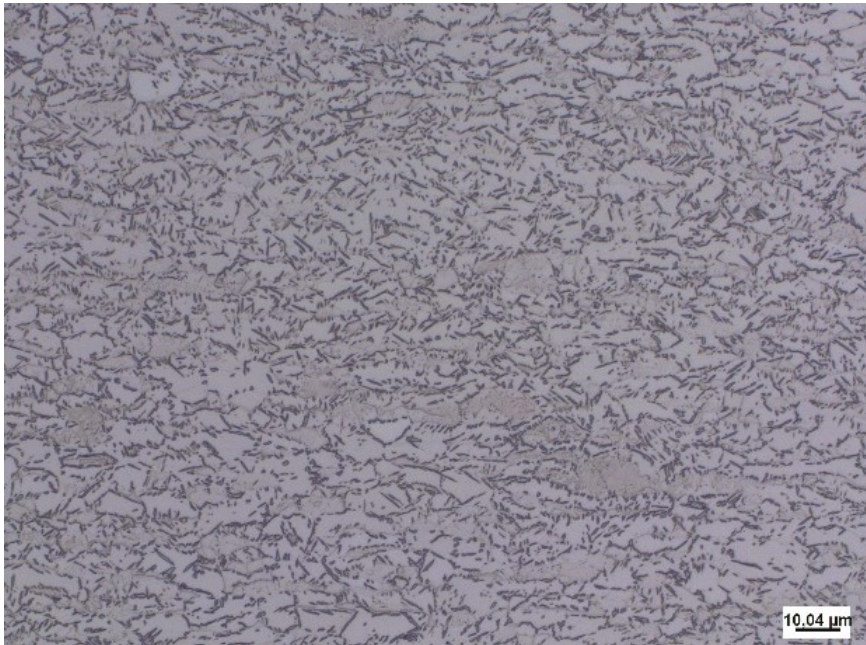
Obrázek 22: Mikrostruktura po homogenizačním žíhání materiálu T20/038A, zvětšení 50x

Na obrázku č. 22 je zachycena struktura příčného řezu materiálem.



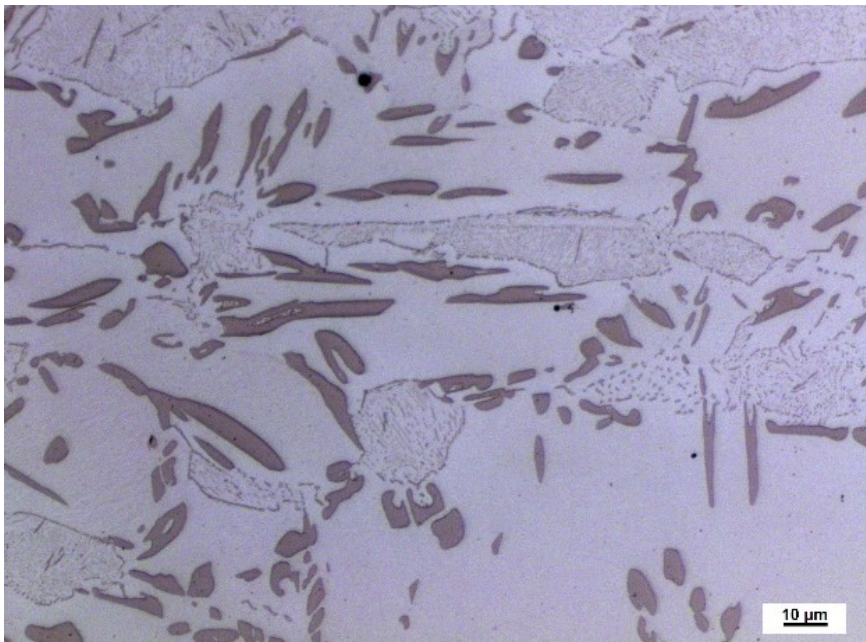
Obrázek 23: Mikrostruktura po homogenizačním žíhání materiálu T20/038A, zvětšení 500x

Na obrázku č. 23 je vidět, že se kappa fáze již nevyskytuje striktně v delta feritu, ale vylučuje se ve velkém množství i v perlitu. Perlit je v této struktuře lamelárního typu a vylučoval se od hranice původního austenitického zrna.



Obrázek 24: Mikrostruktura po homogenizačním žhání materiálu T20/038C, zvětšení 50x

Na obrázku č. 24 je zachycena struktura příčného řezu materiálem. Stejně jako u lité struktury této oceli je rovněž zde vidět kapa fáze již při menším zvětšení.



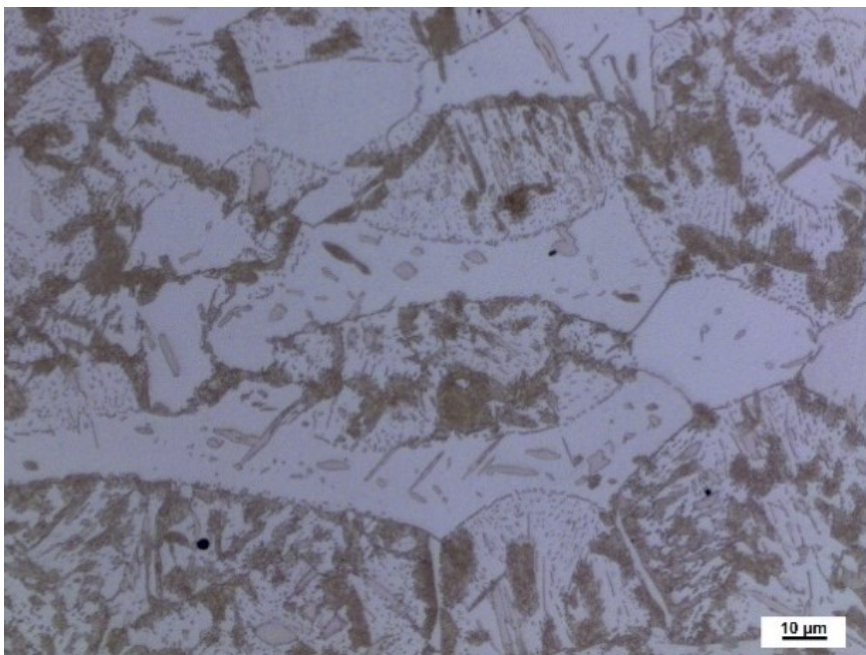
Obrázek 25: Mikrostruktura po homogenizačním žhání materiálu T20/038C, zvětšení 500x

Na obrázku č. 25 jsou vidět masivnější útvary kapa fáze, která v tomto případě rostla nejen od hranice zrn ke středu, ale zároveň podél těchto zrn. Vyskytuje se především v delta feritu. K této morfologii kapa karbidů došlo při specifických podmínkách ochlazování a vlivem chemického složení. Perlit se zde vyskytuje jak v lamelární, tak globulární formě. Eutektoidní karbidy kopírují hranice původního austenitu.

Po válcování a homogenizačním žhání následovalo normalizační žhání. Materiál byl ohřátý na 900 °C s výdrží 30 min, chlazení proběhlo na klidném vzduchu. U materiálu T20/038C není vidět výrazná změna. U materiálu T20/038A se překročila teplota austenitizace a neúmyslně tak došlo k částečnému zakalení.



Obrázek 26: Mikrostruktura po normalizačním žhání materiálu T20/038A, zvětšení 50x

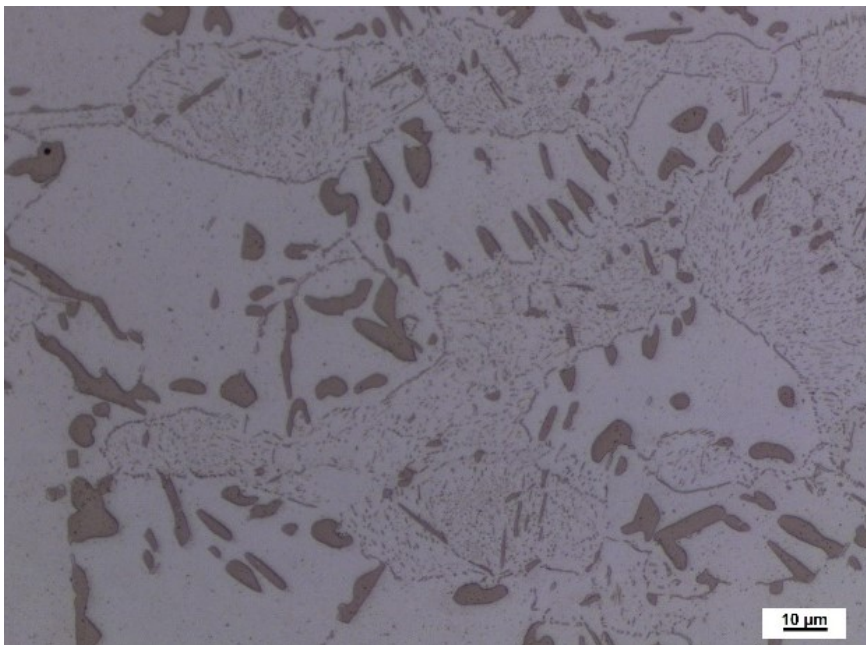


Obrázek 27: Mikrostruktura po normalizačním žhání materiálu T20/038A, zvětšení 500x

Na obrázku č. 27 je vidět, že se perlit vylučoval od hranice původního austenitického zrna a jeho karbidy tato zrna ohraničují. Zároveň je vidět struktura po částečném zakalení, tedy martenzit uvnitř perlitických zrn. Kappa fáze je vyloučená uvnitř zrn delta feritu, v malé míře se vyskytuje na rozhraní.



Obrázek 28: Mikrostruktura po normalizačním žihání materiálu T20/038C, zvětšení 50x



Obrázek 29: Mikrostruktura po normalizačním žihání materiálu T20/038C, zvětšení 500x

Na obrázku č. 29 jsou vidět kappa karbidy, které vznikly na fázovém rozhraní na straně delta feritu, a rostly od hranice zrna směrem k jeho středu. K této morfologii kappa karbidů došlo při specifických podmínkách ochlazování a vlivem chemického složení. Perlit je ohraničený globulárními eutektoidními karbidy.

4.3 Termofyzikální měření klíčových transformačních teplot

V průběhu počátečního metalografického výzkumu se ukázalo, že s ohledem na originální chemické složení vyvíjených ocelí bude nutné stanovit transformační teploty pomocí dilatometrie.

4.3.1 Dilatometrie

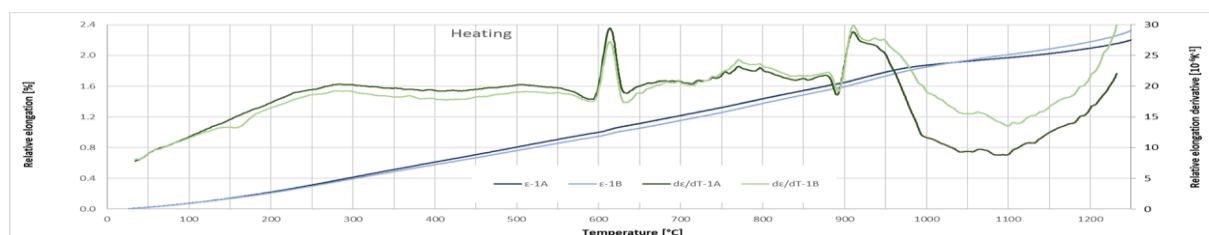
Dilatometrie byla provedena pro predikci a stanovení fázových změn při ohřevu rychlostí 3 °C/min na výslednou hodnotu 1200 °C a následné ochlazení z teploty 1100 °C rychlostí 50 °C/s, simulující chlazení do oleje.

Z dilatometrických měření, provedených v COMTES FHT pomocí přístroje Linseis DIL L75 PT Horizontální, je patrné, že největší změny nastávají u ocelí s 5 hm.% Al, zatímco u ocelí se 7 hm.% Al jsou změny málo výrazné.

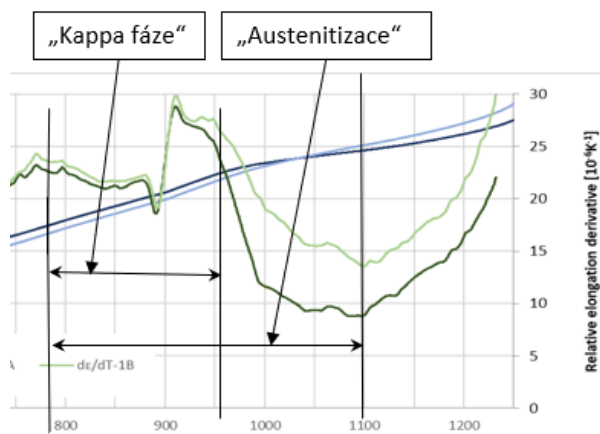
Na obrázcích č. 30 a 32, znázorňujících ohřev v peci při rychlosti ohřevu 3 °C/min, je vidět u materiálu T20/038A výrazný „currie point“ (650 °C), který je u materiálu T20/038C téměř neznatelný. Tato změna objemu (currie point) je způsobena změnou magnetických vlastností, nikoli změnou struktury materiálu.

S přibývajícím obsahem hliníku se u ocelí zvyšuje teplota fázových přeměn, a proto je u nich vyšší teplota rozpouštění kappa karbidů a teplota austenitizace. Překryv teplot reakcí rozpouštění kappa karbidů a austenitizace zhoršuje viditelnost těchto změn, jelikož jsou jejich dilatometrické projevy protichůdné. Přesto je na obrázcích č. 30 a 31 vidět, že v případě materiálu T20/038A dochází k počátku austenitizace ještě před teplotou 900 °C a při teplotě 1100 °C je již změna zcela dokončena. U materiálu T20/038C začíná austenitizace až při 950 °C a změna je dokončena při teplotě 1200 °C, viz obrázky č. 32 a 33. Tato hodnota je na případnou kalici teplotu již velmi vysoká.

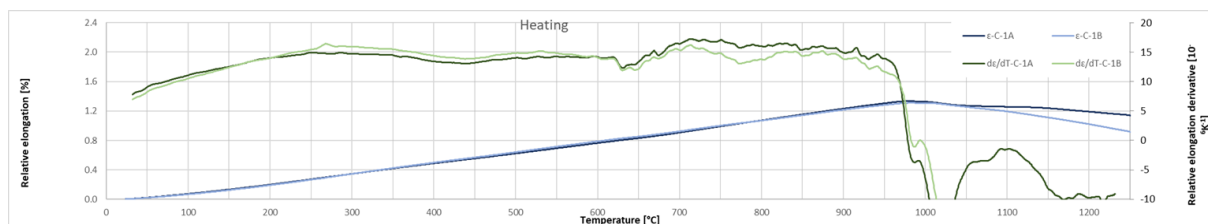
Ohřátí 3 °C/min:



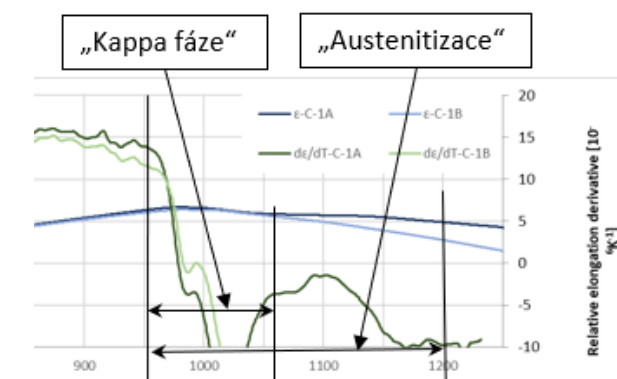
Obrázek 30: Závislost změny objemu [%] a její derivace na teplotě [°C], rychlost ohřátí 3 °C/min, materiál T20/038A



Obrázek 31: Detail obrázku č. 30



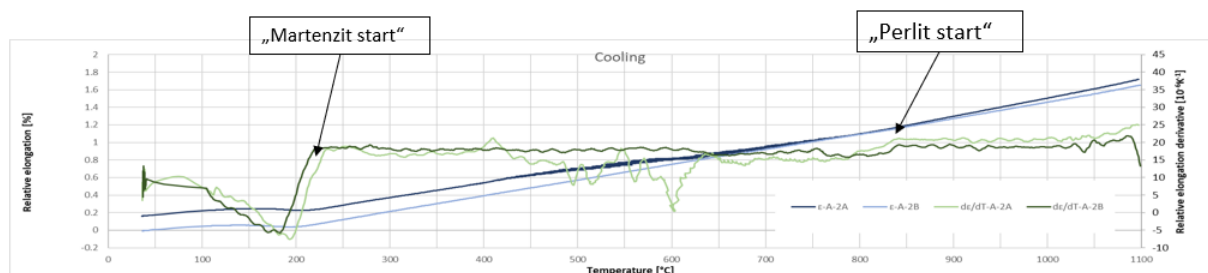
Obrázek 32: Závislost změny objemu [%] a její derivace na teplotě [°C], rychlost ohřátí 3 °C/min, materiál T20/038C



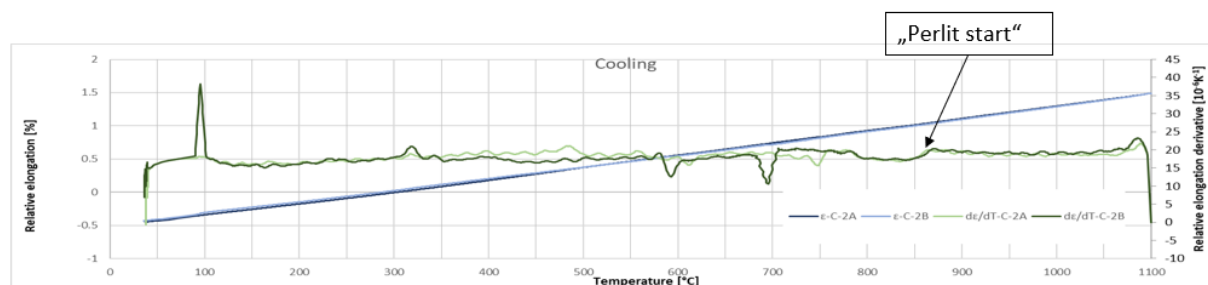
Obrázek 33: Detail obrázku č. 32

U chladnutí jsou změny objemu u vyššího obsahu hliníku téměř nečitelné. Na obrázcích 34 a 35 je znázorněna simulace kalení z teploty 1100 °C do oleje (rychlost ochlazování 50 °C/s). Z těchto grafů je vidět, že u obou materiálů se nachází perlitická přeměna okolo 850 °C. Dále u materiálu T20/038A dochází k martenzitické přeměně nad 200 °C, zatímco u materiálu T20/038C tento jev není viditelný.

Chlazení 50 °C/s:

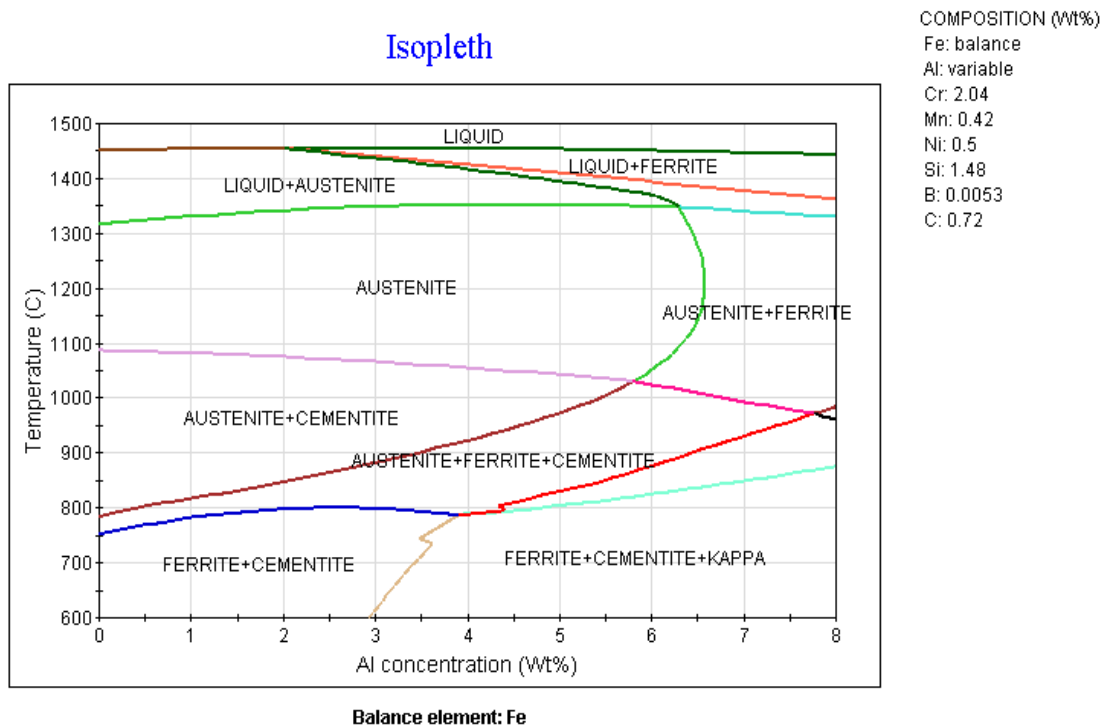


Obrázek 34: Závislost změny objemu [%] a její derivace na teplotě [°C], rychlost chlazení 50 °C/s, materiál T20/038A



Obrázek 35: Závislost změny objemu [%] a její derivace na teplotě [°C], rychlost chlazení 50 °C/s, materiál T20/038C

4.4 Stanovení režimů tepelného zpracování s podporou simulačního softwaru JMat Pro



Obrázek 36: Binární diagram pro experimentální materiál

Pro stanovení režimů tepelného zpracování byl pomocí simulačního softwaru JMat Pro zkonstruován diagram pro oceli MnSiCrNi s variabilním obsahem hliníku. Z obrázku č. 36 je patrné, že plně austenitického stavu je docíleno u oceli s 5 hm.% Al po ohřevu na 1050 °C a výše. U oceli se 7 hm.% Al se čistě austenitického stavu vůbec nedosáhne, a to ani po překročení teploty 1050 °C. Stabilní delta ferit u oceli se 7 hm.% Al mizí až po dosažení teploty likvidu.

4.5 Realizace navržených režimů tepelného zpracování

Jako základní byly navrženy dvě austenitizační teploty: 900 °C a 1100 °C. Při teplotě 1100 °C se předpokládá maximální možná austenitizace, která je cílem tepelného zpracování. Teplota 900 °C se zvolila pro porovnání maximální a neúplné austenitizace.

4.5.1 Austenitizační teplota 900 °C

Deset vzorků od obou materiálů o rozměrech 20x14,4x50 mm bylo předběžně tepelně zpracováno režimem: ohřev na 1200 °C, výdrž 3 hod, a poté chladnutí v peci. Následovalo normalizační žíhání s teplotou 900 °C, výdrží 30 min a následným chladnutím na klidném vzduchu.

Všech deset vzorků bylo dále kaleno z teploty 900 °C, výdrž 30 min, ochlazení do oleje. Vzorky byly očištěny ultrazvukem při 60 °C. Dále byly vzorky (vždy jeden vzorek od obou materiálů) popuštěny z odstupňovaných teplot. Popuštění začínalo na 150 °C a po 50 °C se tato teplota zvyšovala na 550 °C. Výdrž na popouštěcí teplotě byla shodná 90 minut. Na závěr se ze vzorků částečně očistily okuje a označily se raznicemi pro lepší budoucí manipulaci.

4.5.2 Austenitizační teplota 1100 °C

Patnáct vzorků od obou materiálů o rozměrech 20x14,4x50 mm bylo homogenizováno a žíháno stejně jako v předchozím případě. Všech patnáct vzorků bylo dále kaleno z teploty 1100 °C, výdrž 60 minut, ochlazení do oleje. Vzorky byly očištěny ultrazvukem při 60 °C. Dále byly vždy jeden vzorek od obou materiálů popuštěny, tentokrát od 300 °C postupně po 50 °C až na 900 °C. Opět byla pro všechny teploty stejná doba výdrže, tentokrát 180 minut. Část vzorků byla podrobena dvojnásobnému popuštění. Na závěr se ze vzorků částečně očistily okuje a označily se raznicemi pro lepší budoucí manipulaci.

4.6 Metalografické analýzy, hodnocení mikrostruktury

Vzorky, které byly dále hodnoceny, byly tepelně zpracovány režimem předběžného tepelného zpracování (homogenizační ohřev 1200 °C, normalizační ohřev 900 °C).

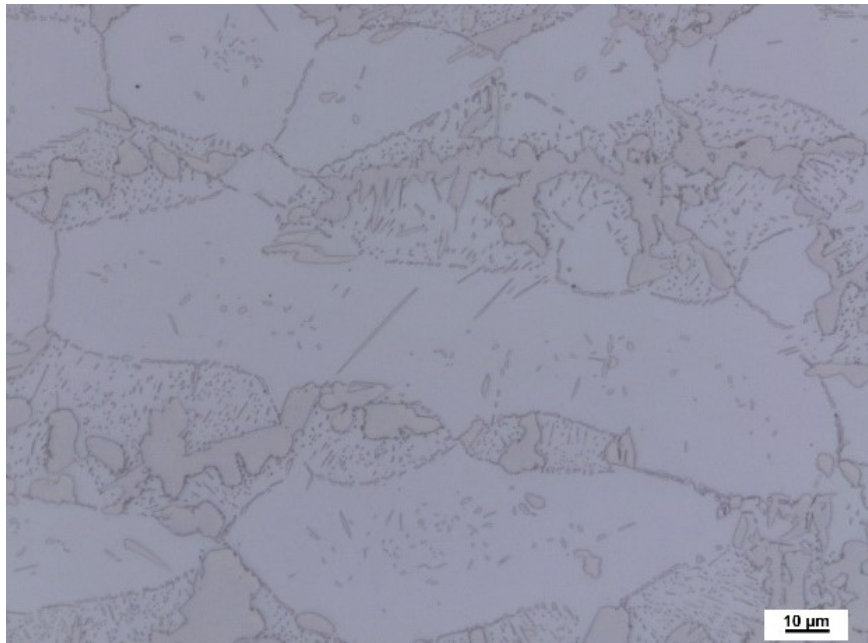
4.6.1 Kalicí teplota 900 °C

Vzorky byly kaleny z teploty 900 °C, výdrž 30 min, ochlazení do oleje.

4.6.1.1 Světelná mikroskopie

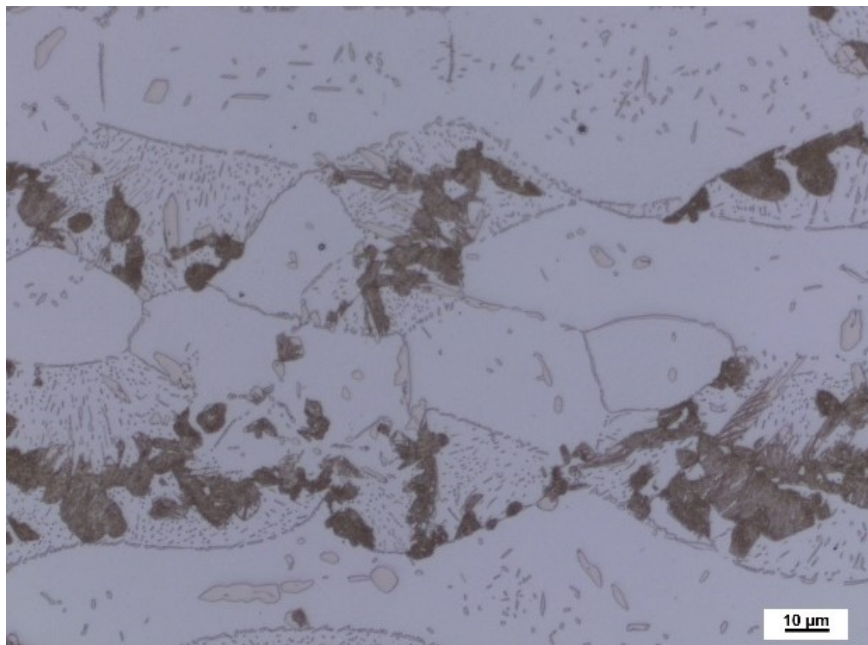
U materiálu T20/038A se teplotou 900 °C překročila hranice austenitizace, ale nebyla dostatečná na celkovou přeměnu. V mikrostrukturu je tedy viditelný martenzit ale v omezeném množství, dále se zde nachází delta ferit a perlitické karbidy. Při popuštění na 300 °C a 550 °C je vidět popuštění martenzitu na popuštěný martenzit.

Pro materiál T20/038C byla teplota 900 °C příliš nízká, nedošlo k austenitizaci ani k rozpuštění kappa karbidů. Popuštěním na 300 °C a 550 °C tedy nedošlo k výrazným změnám mikrostruktury.



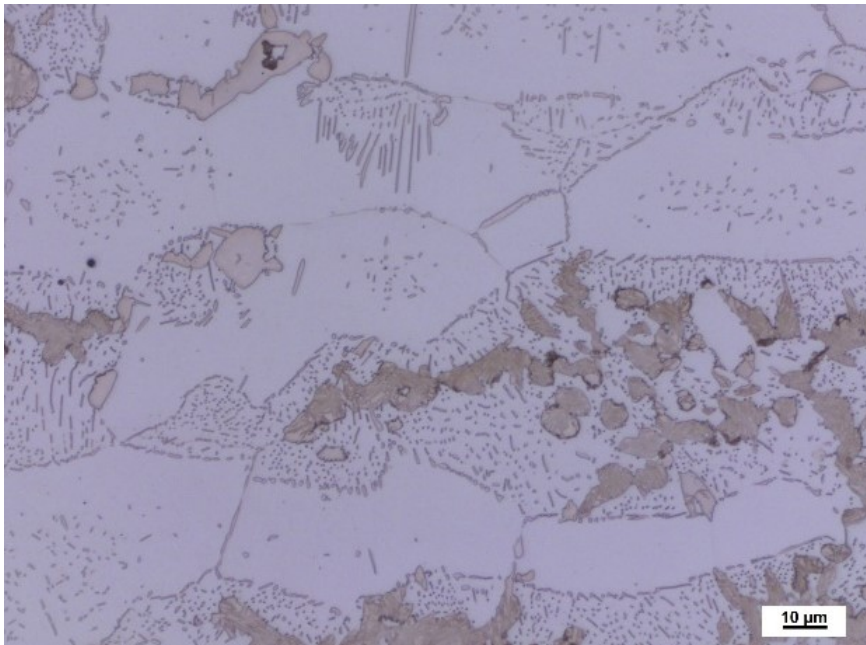
Obrázek 37: Mikrostruktura kaleného materiálu z teploty 900 °C, T20/038A, zvětšení 500x

Na obrázku č. 37 je vidět struktura po částečné austenitizaci. Je zde v perlitu patrný martenzit. Uvnitř zrn delta feritu jsou viditelné částice kappa karbidů.



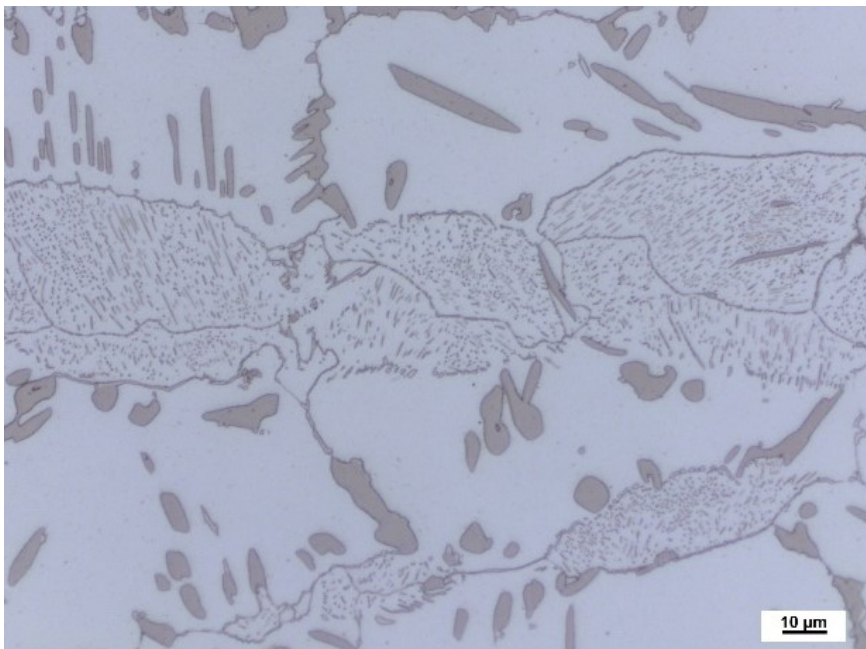
Obrázek 38: Mikrostruktura kaleného materiálu z teploty 900 °C, popuštěného na 300 °C, T20/038A, zvětšení 500x

Na obrázku č. 38 je vidět podobná struktura jako u obrázku č. 37. Místo martenzitu je zde ale popuštěný martenzit, který jde lépe leptat. Přesnou morfologii popuštěného martenzitu z tohoto obrázku nelze určit.



Obrázek 39: Mikrostruktura kaleného materiálu z teploty 900 °C, popuštěného na 550 °C, T20/038A, zvětšení 500x

Na obrázku č. 39 je vidět podobná struktura jako u obrázků č. 37 a 38. Je zde popuštěný martenzit, který je ale v jiné formě než na obrázku č. 38. Přesnou morfologii popuštěného martenzitu z tohoto obrázku nelze určit.

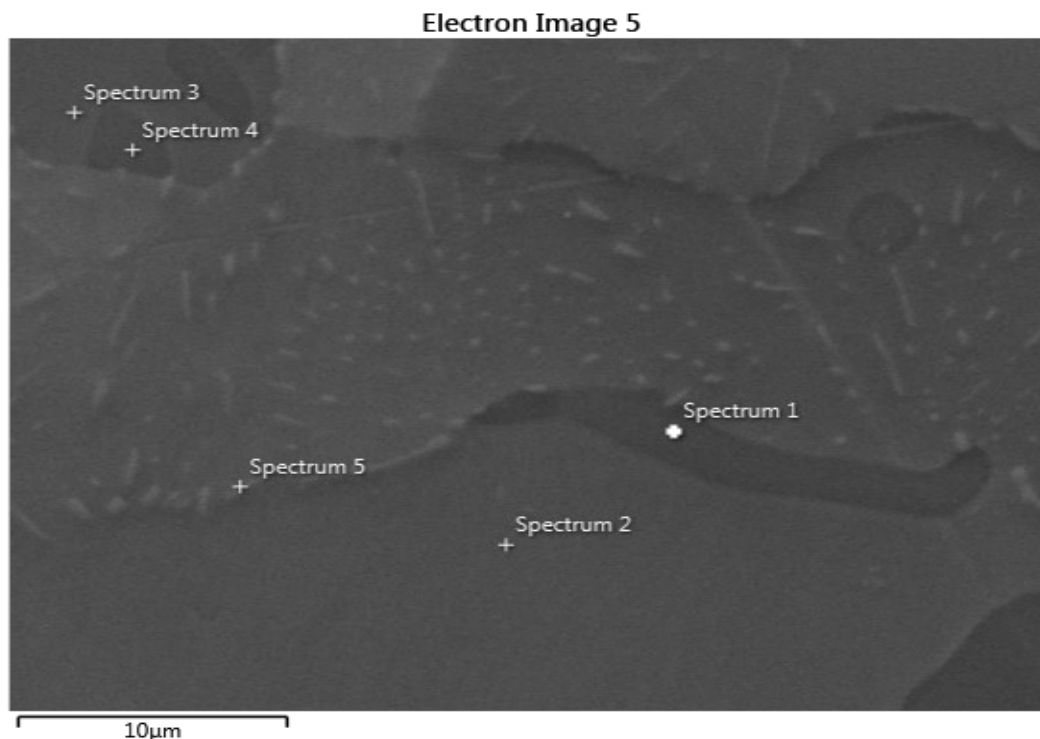


Obrázek 40: Mikrostruktura kaleného materiálu z teploty 900 °C, T20/038C, zvětšení 500x

Na obrázku č. 40 jsou vidět menší perlitická zrna, opět ohraničená globulárními eutektoidními karbidy. Kappa fáze rostla od hranice zrn ke středu zrn delta feritu. Na rozdíl od materiálu T20/038A zde ale nedošlo k žádné austenitizaci.

4.6.1.2 Elektronová mikroskopie

Kromě delta feritu se ve struktuře materiálu T20/038C nachází dva typy karbidů. Z pozorování na optickém mikroskopu je vidět, že mají jiný tvar a velikost. Pro lepší určení fází se použil elektronový mikroskop, viz obrázek č. 41. Určením chemického složení jednotlivých fází, viz tabulka č. 4, se potvrdilo, že se jedná o kappa karbidy - spectrum 1, 4, eutektoidní (perlitické) karbidy - spectrum 5, matrice (delta ferit) - spectrum 2, 3.



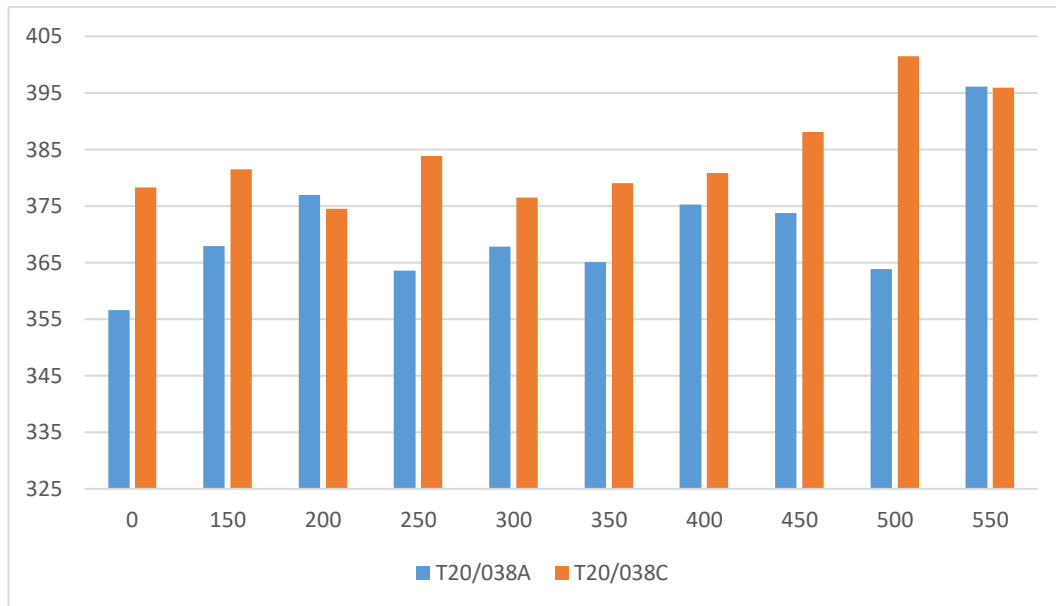
Obrázek 41: Mikrostruktura kaleného materiálu z teploty 900 °C, T20/038C, elektronový mikroskop, zvětšení 500x

	spectrum 1	spectrum 2	spectrum 3	spectrum 4	spectrum 5
Fe hm.%	78,5	86,2	86,5	78,5	72,1
Al hm.%	9,3	5,8	5,9	9,3	3
C hm.%	8,8	5,4	5,2	8,7	9,5
Si hm.%		1,3	1,2		0,7
Cr hm.%	3,3	1,2	1,2	3,3	14,7

Tabulka 4: Chemické složení jednotlivých fází

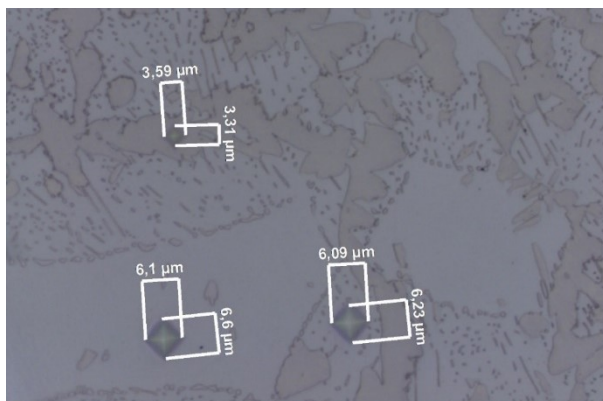
4.6.1.3 Výsledky měření tvrdosti, mikrotvrdosti

Pro všechny vzorky kalené z 900 °C a různě popuštěné, byla provedena zkouška tvrdosti dle Vickerse, zatížení HV 30. Výsledky jsou zaznamenány v grafu.

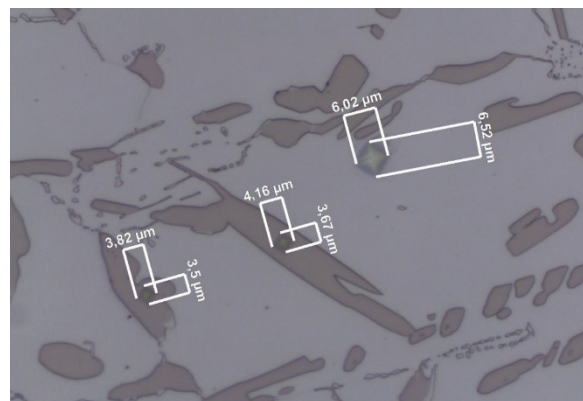


Obrázek 42: Závislost tvrdosti [HV] na popuštěcí teplotě [°C], materiálu po kalení z teploty 900 °C

Pro vybrané vzorky byla provedena navíc ještě zkouška mikrotvrdosti. U materiálu T20/038C kaleného z 900 °C proběhla pro doplnění pozorování na optickém a elektronovém mikroskopu. Dále u materiálu T20/038A kaleného z 900 °C bez popuštění a s popuštěním na 550 °C pro pozorování změny tvrdosti mezi martenzitem a popuštěným martenzitem. A pro porovnání materiálů T20/038A a T20/038C a jejich strukturních fází. Výsledky zkoušky jsou opět zaznamenány v grafech (obrázky 45–48). Samotné měření probíhalo dle Vickerse, zatížením HV 0,01. Vyhodnocování bylo prováděno při zvětšení 1000x.

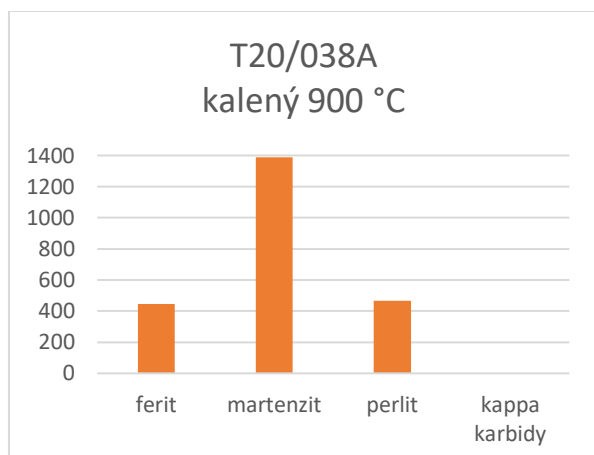


Obrázek 43: Měření mikrotvrdosti kaleného materiálu z teploty 900 °C, T20/038A, zvětšení 1000x

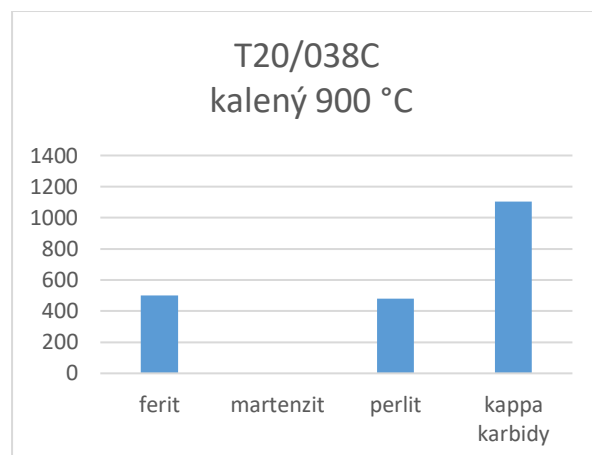


Obrázek 44: Měření mikrotvrdosti kaleného materiálu z teploty 900 °C, T20/038C, zvětšení 1000x

U porovnání materiálů T20/038A a T20/038C jsou hodnoty mikrotvrdosti delta feritu obdobné (cca 480 HV), stejně tak perlit má podobné výsledky u obou materiálů (cca 470 HV). V materiálu T20/038A se dále nachází martenzit (1388 HV), který u materiálu T20/038C vůbec není. Zde jsou naopak kappa karbidy (1100 HV), které se nevyskytují v materiálu T20/038A.

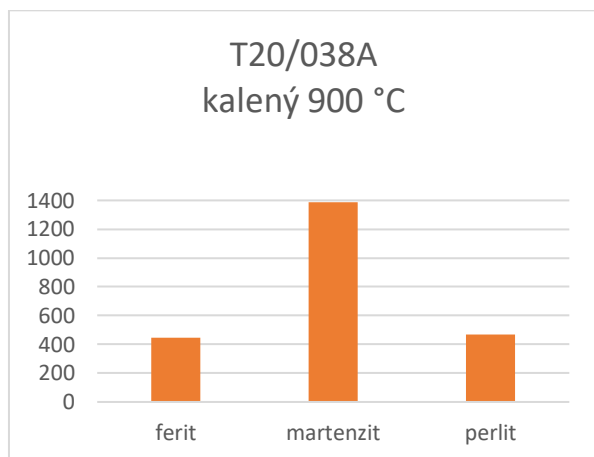


Obrázek 45: Hodnoty mikrotvrdosti [HV] pro jednotlivé fáze, materiál T20/038A, kalený 900 °C

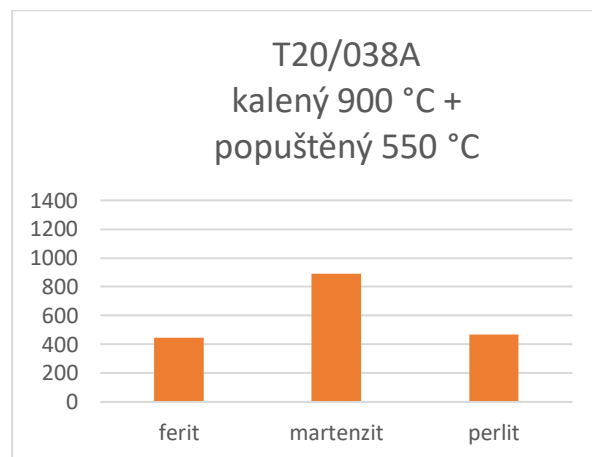


Obrázek 46: Hodnoty mikrotvrdosti [HV] pro jednotlivé fáze, materiál T20/038C, kalený 900 °C

Hodnota tvrdosti martenzitu po kalení materiálu T20/038A z teploty 900 °C je 1388 HV, zatímco popuštěný martenzit má hodnotu 890 HV, hodnota se tedy snížila, jak se předpokládalo. Hodnoty ostatních fází se popuštěním nijak neovlivnily.



Obrázek 47: Hodnoty mikrotvrdosti [HV] pro jednotlivé fáze, materiál T20/038A, kalený 900 °C



Obrázek 48: Hodnoty mikrotvrdosti [HV] pro jednotlivé fáze, materiál T20/038A, kalený 900 °C a popuštěný na 550 °C

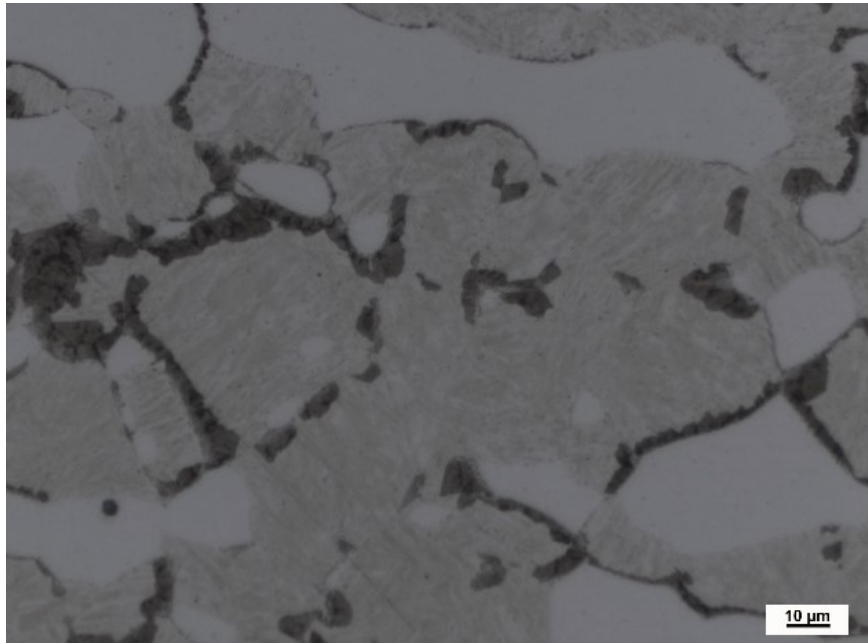
Experimentální pozorování ukázalo, že teplota 900 °C není dostatečná pro úplnou austenitizaci. U materiálu T20/038C k austenitizaci dokonce nedochází vůbec.

4.6.2 Kalicí teplota 1100 °C

Vzorky byly kaleny z teploty 1100 °C, výdrž 60 min, ochlazení do oleje.

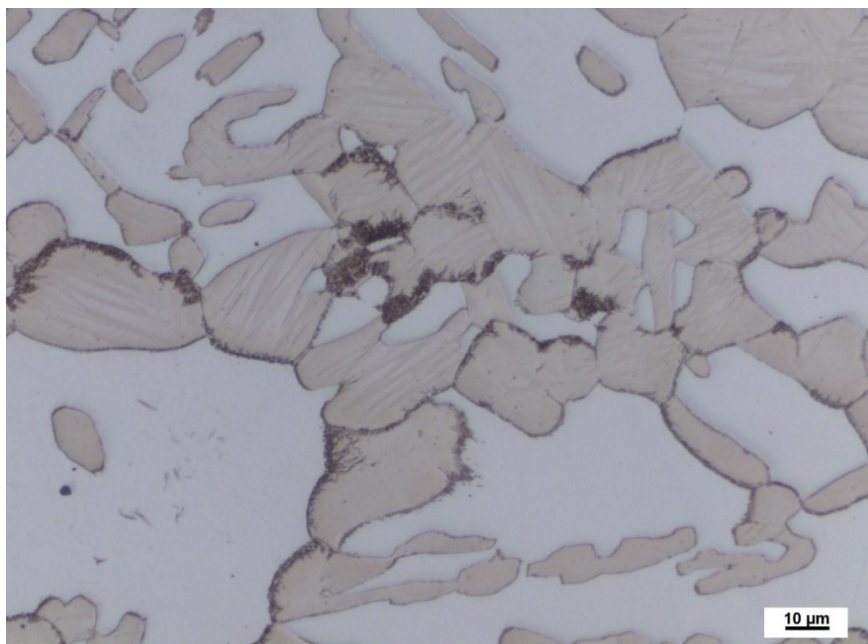
4.6.2.1 Světelná mikroskopie

U materiálu T20/038A došlo při 1100 °C k úplné austenitizaci. Při kalení do oleje vznikla struktura složená z delta feritu, perlitu a martenzitu. U materiálu T20/038C došlo při 1100 °C k austenitizaci i rozpuštění kappa karbidů.



Obrázek 49: Mikrostruktura kaleného materiálu z teploty 1100 °C, T20/038A, zvětšení 500x

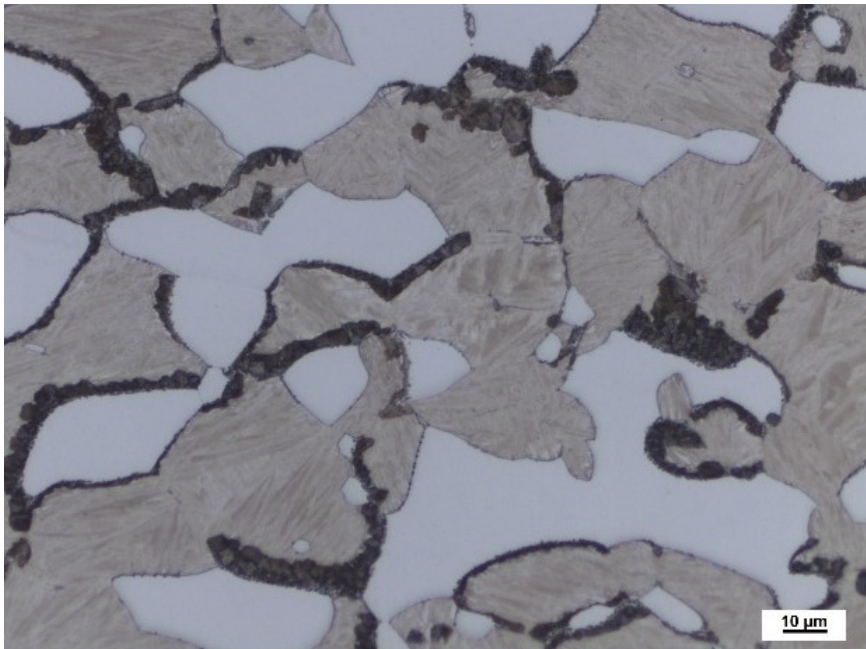
Na obrázku č. 49 je vidět delta ferit bez kappa fáze. Dále se zde nachází jemný lamelární perlit po hranicích zrn původního austenitu a již výrazně větší podíl martenzitu.



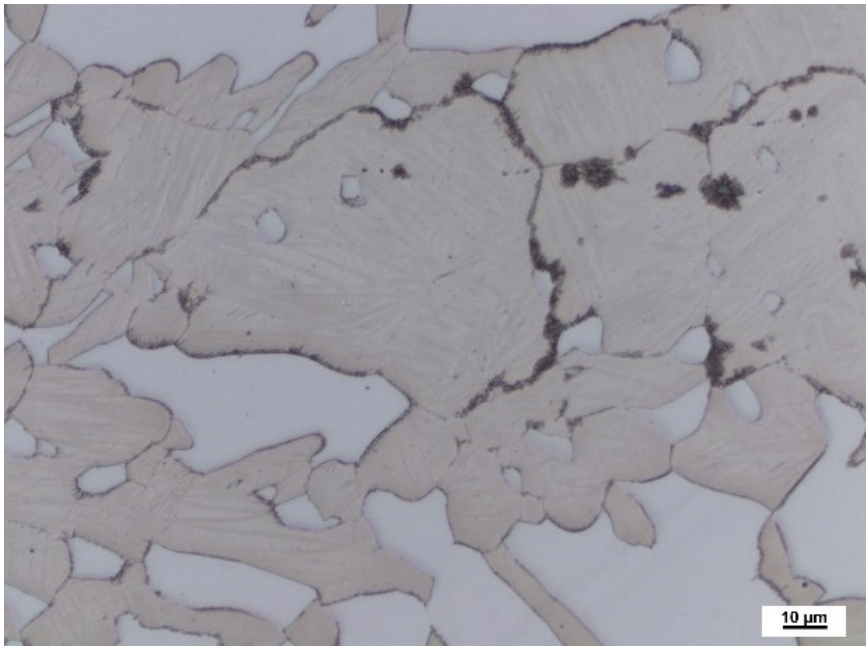
Obrázek 50: Mikrostruktura kaleného materiálu z teploty 1100 °C, T20/038C, zvětšení 500x

Na obrázku č. 50 je opět vidět delta ferit bez kappa fáze. Množství jemného lamelárního perlitu, po hranicích zrn původního austenitu, a martenzitu je menší než u materiálu T20/038A. Podíl martenzitu je ale vyšší než u materiálu kaleného z 900 °C.

Ukázalo se, že při popuštění na 300 °C nedošlo k výrazným pozorovatelným změnám mikrostruktury oproti kalenému stavu. Při popuštění na 550 °C došlo k popuštění martenzitu na popuštěný martenzit. U materiálu T20/038C došlo k dodatečné transformaci zbytkového austenitu na struktury bainitického typu. Při teplotě 900 °C došlo k různým přeměnám. U materiálu T20/038A došlo k překročení austenitizační teploty a tedy k částečné austenitizaci s pomalým ochlazením. Vzniklá strukturální heterogenní směs se skládá z delta feritu, perlitu a kappa fáze. U materiálu T20/038C došlo k normalizačnímu žíhání a k segregaci kappa karbidů. Tato výsledná struktura je tedy velmi podobná struktuře před kalením.

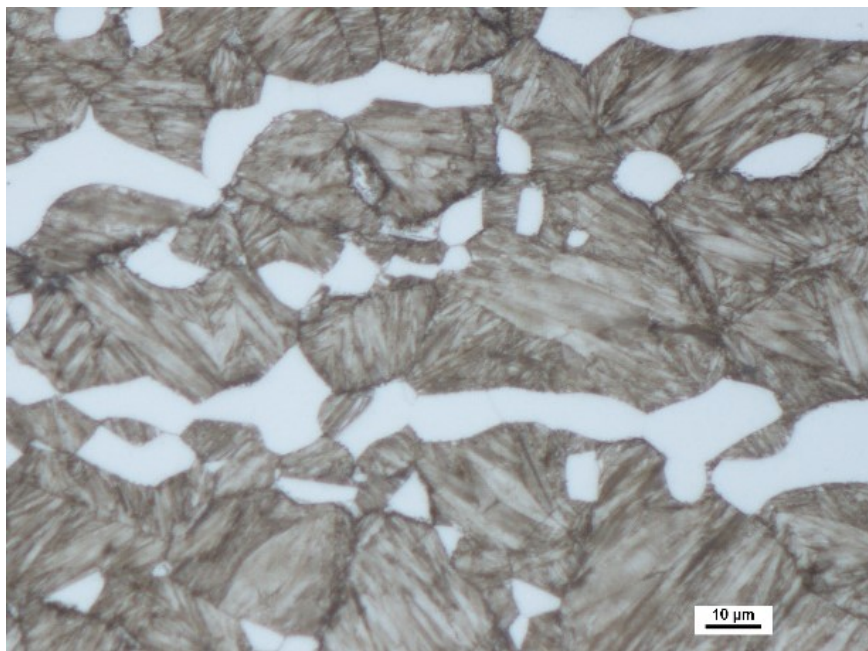


Obrázek 51: Mikrostruktura kaleného materiálu z 1100 °C, popuštěného na 300 °C, T20/038A, zvětšení 500x

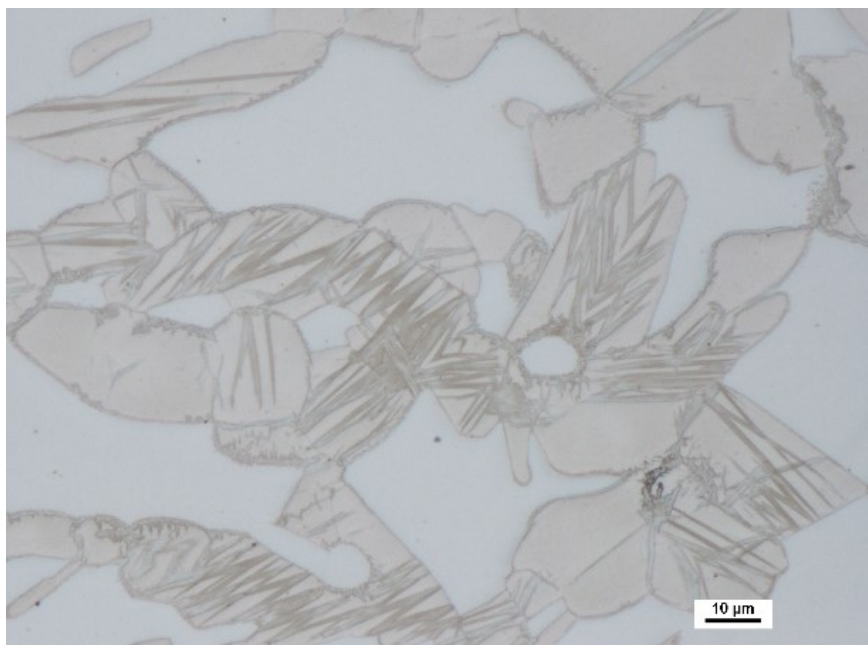


Obrázek 52: Mikrostruktura kaleného materiálu z 1100 °C, popuštěného na 300 °C, T20/038C, zvětšení 500x

Obrázky č. 51 a 52 se výrazně neliší od obrázků č. 49 a 50. Také zde je perlit po hranicích původních austenitických zrn, martenzit a delta ferit bez kappa fáze.



Obrázek 53: Mikrostruktura kaleného materiálu z 1100 °C, popuštěného na 550 °C, T20/038A, zvětšení 500x



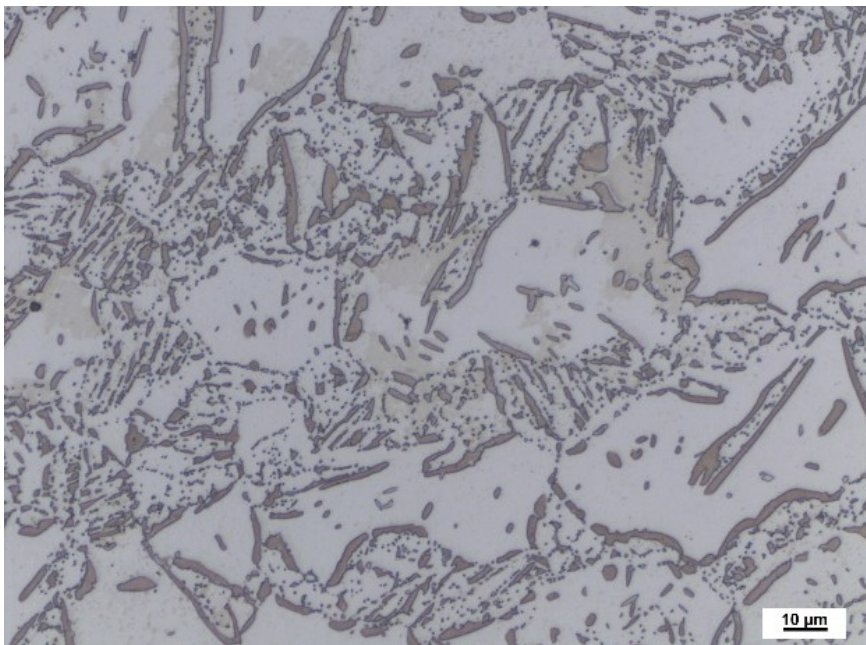
Obrázek 54: Mikrostruktura kaleného materiálu z 1100 °C, popuštěného na 550 °C, T20/038C, zvětšení 500x

Na obrázcích č. 53 a 54 je perlit méně viditelný. Zrna delta feritu jsou stále bez kappa fáze. Popuštěný martenzit má zřetelnou zig-zag morfologii.



Obrázek 55: Mikrostruktura kaleného materiálu z 1100 °C, popuštěného na 900 °C, T20/038A, zvětšení 500x

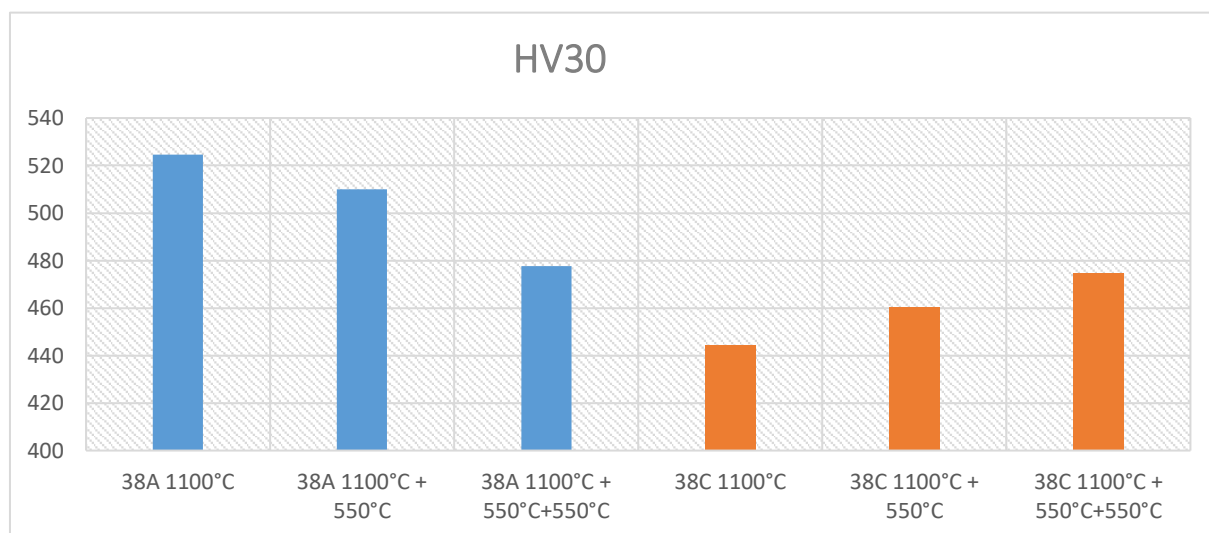
Na obrázku č. 55 je vidět, že se ve struktuře znovu objevuje kappa fáze uvnitř zrn delta feritu. Původní desky martenzitu se popuštěním rozpadly na ferit a cementit.



Obrázek 56: Mikrostruktura kaleného materiálu z 1100 °C, popuštěného na 900 °C, T20/038C, zvětšení 500x

Na obrázku č. 56 je vidět struktura, u které došlo k úplnému rozpadu martenzitu. Opět se zde objevuje kappa fáze, primárně podél fázového rozhraní. Nachází se jak v delta feritu, tak v perlitu.

4.6.2.2 Výsledky měření tvrdosti

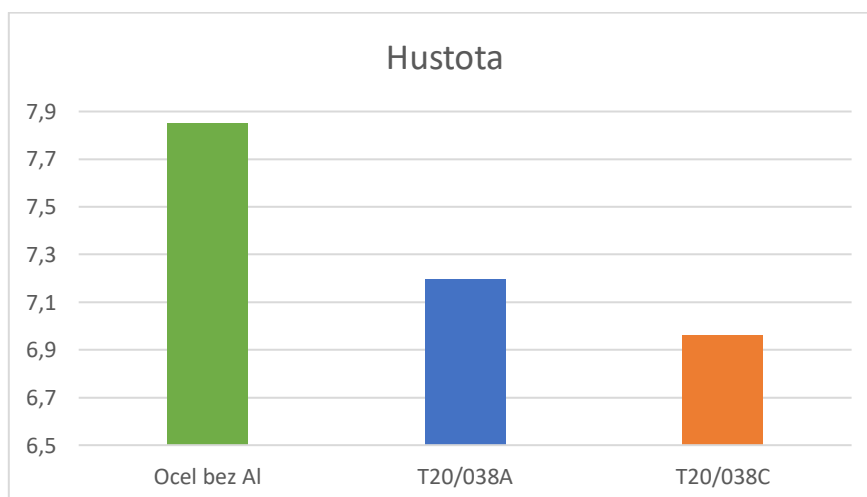


Obrázek 57: Hodnoty tvrdosti [HV] pro materiál kalený 1100 °C, jednou a dvakrát popuštěný 550 °C

Tvrdość vzorků T20/038A a T20/038C byla měřena v kaleném stavu (ohřev 1100 °C) na přístroji pro měření tvrdosti dle Vickerse zatížením 294 N. Výsledky jsou uvedeny v grafu. Ukazuje se, že u materiálu T20/038A po dvojnásobném popuštění na teplotu 550 °C dochází k výraznému poklesu tvrdosti (478HV) v porovnání s jedním popuštěním (510HV). Zdánlivě překvapivé se jeví hodnoty tvrdosti T20/038C, zatímco v kaleném stavu je tvrdost velmi nízká (445 HV), při dvojnásobném popuštění na teplotu 550 °C dochází k nárůstu tvrdosti až na hodnotu (475 HV). Tuto zdánlivou anomálii lze vysvětlit přítomností zbytkového austenitu po zakalení, který při popouštěcích teplotách 550 °C transformuje na struktury bainitického typu.

4.6.2.3 Hustota

Snižování hustoty je nejzásadnější důvod pro legování oceli hliníkem. Vzhledem k nízké hustotě hliníku je zřejmé, že s rostoucím obsahem tohoto prvku v oceli, bude její hustota klesat. Tuto skutečnost potvrdily naměřené hodnoty hustoty experimentálních materiálů. Nelegovaná ocel má hustotu 7,85 g/cm³. Ocel legovaná 5 hm.% hliníku má hustotu 7,194 g/cm³. Ocel legovaná 7 hm.% hliníku má hustotu 6,961 g/cm³.



Obrázek 58: Závislost hustoty [g/cm³] na obsahu hliníku 0, 5, 7 hm.%

5 Diskuze výsledků

Experimentální program přinesl řadu nových poznatků o chování ocelí se zvýšeným obsahem hliníku. Sledované tavby s pěti a sedmi procenty hliníku představují prakticky při libovolném způsobu zpracování komplexní multifázový systém, který je značně citlivý na způsob tepelného, resp. tepelně deformačního zpracování. V závislosti na teplotě a délce ohřevu a na způsobu ochlazování z teploty ohřevu se ve struktuře setkáváme s přítomností delta feritu, perlitu, karbidické kappu fáze s vysokým obsahem hliníku, martenzitu i jiných typů základních struktur a se zbytkovým austenitem. Ve specifických případech struktura může obsahovat i všechny výše uvedené fáze. Jejich zastoupení a jejich morfologie je kromě již uvedených parametrů tepelného zpracování závislá i na způsobu tváření materiálu. Zároveň jsou charakterem mikrostruktury zásadně ovlivňovány mechanické vlastnosti materiálu.

Významné je zjištění, že i při velmi vysokých teplotách austenitizace 1100 °C nelze dosáhnout plně austenitické struktury. Zvolené strategie chemického složení způsobují vysokou stabilitu delta feritu, který byl v obou materiálových modifikacích po všech testovaných režimech tepelného zpracování ve struktuře zastoupen minimálně v desítkách procent objemu.

Při austenitizačním ohřevu na 1100 °C lze ve struktuře obou modifikací ocelí získat více než 50 % austenitu. Při následném ochlazování se austenit rozpadá na produkty rozpadu austenitu, tyto jsou při pomalejším ochlazování (například na vzduchu) tvořeny především perlitem a karbidickou kappu fází. Jedním z velmi zajímavých strukturních úkazů je skutečnost, že kappu fázi lze pozorovat jak v interiéru ostrůvků delta feritu, tak uvnitř oblastí s perlitem. Vysvětlením by mohlo být, že kappu fáze vzniká buď mechanismem precipitace sekundárních karbidů (analogie k sekundárnímu cementitu) anebo eutektoidním rozpadem. Této hypotéze nasvědčuje i morfologie vyloučené kappu fáze v jednotlivých oblastech.

Při rychlejším ochlazování, například při kalení do oleje, se podstatná část austenitu přetransformuje na martenzit. Část austenitu ve struktuře zůstane ve formě zbytkového austenitu. Velmi často se ve struktuře i po tomto razantním ochlazení vyskytuje i určitý podíl perlitu, tuto skutečnost lze pozorovat na metalografických snímcích i na záznamech z dilatometru. Množství martenzitu ve struktuře lze řízeně snižovat vyšší austenitizační teploty. Práce ukázala, že při ohřevu na 900 °C došlo u tavby T20/038A k austenitizaci menšího objemu materiálu a následně byla tato část při rychlém ochlazení transformována na martenzit. U tavby T20/038C při ohřevu na 900 °C k austenitizaci nedošlo dokonce vůbec a proto následně nedošlo ani k martenzitické přeměně. Podstatným zjištěním je, že při rychlém ochlazování z dostatečně vysoké teploty, lze ve struktuře zcela eliminovat nepříznivou kappu fázi.

Detailní analýza vlivu jednotlivých strukturních složek na výsledné vlastnosti zkoumaných ocelí zatím provedena nebyla. Lze usuzovat z literárních zdrojů, že je zapotřebí se vyhnout přítomnosti kappu fáze, která představuje velmi křehkou strukturní složku. Pro materiály s požadavkem na vyšší pevnost (například pro pružinové oceli) lze předpokládat, že vhodná a dosažitelná finální struktura může být delta ferit s popuštěným martenzitem, tedy struktura analogická k duálním ocelím. Vhodná sekvence tváření a tepelného zpracování by měla zajistit, pokud možno příznivější stavbu samotného martenzitu, je třeba se vyhnout velmi hrubým martenzitickým jehlicím, které jsou na některých snímcích patrné. Zároveň bude patrně příznivé, když ostrůvky delta feritu budou rozdrobeny na, pokud možno drobnější útvary. Nicméně konkrétní vliv mikrostruktury na finální mechanické vlastnosti je třeba doložit dalším experimentálním programem.

Závěr

Bakalářská práce měla za cíl provedení metalografické studie nově vyvíjené vysokopevné oceli MnSiCrNi s obsahem Al 5 hm.% a 7 hm.%. Smyslem vysokého legování hliníkem je zmenšení specifické hmotnosti ocelí a získání zvýšené odolnosti proti korozi pro ocelové pružinové materiály. Z tohoto hlediska se podařilo snížit hustotu materiálu oproti konvenční oceli u tavby T20/038A o více než 8 % a u tavby T20/038C o více než 11 %. Toto snížení hustoty dává předpoklad pro úspěšnou aplikaci těchto ocelí v dopravním strojírenství, pokud u takto modifikovaných ocelí budou dosaženy požadované mechanické vlastnosti. Předkládaná práce řešila vliv chemického složení a technologického zpracování na mikrostrukturní změny ve sledovaných materiálech. Předpokládá se, že v budoucnu bude následovat práce zabývající se souvislostmi mezi mikrostrukturou a mechanickými vlastnostmi.

V hledání optimální metalurgické technologie zůstávají některé oblasti zatím otevřené pro následná řešení. Jedná se zejména o využití řízené krystalizace pomocí elektrostruskového přetavování, popřípadě o jinou technologii umožňující řízenou krystalizaci tekuté fáze. Také tváření za tepla válcováním není z hlediska efektivity rozbití kappa karbidů nejvhodnější. Zde by stálo za úvahu tvářet pomocí kovacího stroje, či podobné technologie pracující s rázy. Za zamyšlení stojí i otázka chemického složení, konkrétně změna obsahu uhlíku a křemíku. Snížením obsahu uhlíku by mohlo dojít ke zvětšení houževnatosti, poklesu podílu karbidů a snad i podílu delta feritu. Potřebná kalící teplota zabezpečující plnou austenitizaci objemu kovu je příliš vysoká. Je to teplota, při níž v klasických vzduchových pecích dochází k výraznému oduhličení, což se nakonec při experimentech prokázalo. Tento problém lze ale spolehlivě řešit ohřevem a kalením v pecích s řízenou atmosférou event. ve vakuových pecích.

Metalografická studie středně legované konstrukční oceli na bázi MnSiCrNi s vysokým obsahem hliníku významně přispěla k poznání nových strukturních charakteristik, které se v průběhu metalurgického procesu vyskytly. Metalografická analýza ukázala na některé problémy, které bude nutné v dalším výzkumu řešit. Jedná se především o úpravu velikosti a tvaru zrn delta feritu, které jsou nyní hlavní příčinou poklesu plastických vlastností těchto ocelí. Nepřehlédnutelnou výhodou nového systému legování ocelí typu MnSiCrNi + Al je ale významné snížení specifické hmotnosti a její zvýšené korozní odolnosti. Nová slitina má vysoký potenciál využití v dopravním strojírenství a v těch případech, kde ochrana oceli proti korozi není spolehlivě proveditelná.

Použité zdroje

- [1] PTÁČEK, Luděk et al. *Nauka o materiálu I*. Brno: CERM, 2003. ISBN 80-7204-283-1
- [2] PTÁČEK, Luděk et al. *Nauka o materiálu II*. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3
- [3] PLUHAŘ, Jaroslav a Josef KORITTA. *Strojírenské materiály*. Praha: SNTL, 1966.
- [4] RANA, Radhakanta. *Low-Density Steels*. JOM, vol. 66, no. 9, s. 1730-1733, 2014. [online]. DOI 10.1007/s11837-014-1137-2. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s11837-014-1137-2>
- [5] NOVÁKOVÁ, Michaela. Vliv deformace na korozní vlastnosti materiálu. Plzeň, 2016. Diplomová práce. Západočeská univerzita, Fakulta strojní. Vedoucí práce Prof. Dr. Ing. Antonín KRÍŽ
- [6] UNČÍK, Stanislav a Patrik ŠEVČÍK. *Modul pružnosti betónu*. Trnava, 2008 [online]. ISBN 978-80-969182-3-2 Dostupné z: https://web.archive.org/web/20120317030859/http://www.betonracio.sk/betonracio/download/s/modul_pruznosti.pdf
- [7] REICHL, Jaroslav a Martin VŠETIČKA, *Encyklopedie Fyziky*. [online]. [cit. 2020-11-28]. Dostupné z: <http://fyzika.jreichl.com/>
- [8] Elektronovým mikroskopem do nitra materiálů aneb jak vypadá jejich struktura. *Fzu.cz* [online]. 2017 [cit. 2020-12-01]. Dostupné z: <https://www.fzu.cz/aktuality/elektronovym-mikroskopem-do-nitra-materialu-aneb-jak-vypada-jejich-struktura>
- [9] KOBR, Jan. Barevná metalografie železných kovů. Pardubice, 2012. Bakalářská práce. Univerzita Pardubice, Doprvní fakulta Jana Pernera. Vedoucí práce Ing Pavel Švanda, Ph. D.
- [10] PRŮCHA, Vojtěch. *Příprava metalografického výbrusu*. Plzeň 4. 10. 2019. [online] ESF projekt Západočeské univerzity v Plzni. Reg. č. CZ.02.2.69/0.0/0.0/16_015/0002287
- [11] PRŮCHA, Vojtěch. *Metody zobrazení v metalografickém mikroskopu*. Plzeň 1. 11. 2019. [online] ESF projekt Západočeské univerzity v Plzni. Reg. č. CZ.02.2.69/0.0/0.0/16_015/0002287
- [12] RANA, Radhakanta, C. Liu a R. K. Ray. *Low-density low-carbon Fe–Al ferritic steels*. Scripta Materialia 68, s. 354-359, 2013. [online]. Dostupné z <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646212006252>
- [13] Zkoušky mechanických vlastností materiálů. *Is.muni.cz*. [online]. [cit. 2020-12-05]. Dostupné z https://is.muni.cz/el/1441/podzim2018/TI1008/um/13_14_zk_mech_vlast.pdf
- [14] MICHNOVÁ, Lenka. *Úvod do metalografie*. Praha: Centrum pro studium vysokého školství, v.v.i., 2015. [online]. ISBN 978-80-86302-71-3. Dostupné z <https://docplayer.cz/6568795-Uvod-do-metalografie.html>
- [15] VEČEŘOVÁ, V. *Chemicko-tepelné zpracování – 3.R.* 26. 4. 2014. [online]. Dostupné z <https://www.spszengrova.cz/wp-content/uploads/2020/04/Chemicko-tepeln%C3%A9-zpracov%C3%A1n%C3%AD-3.R-UT.pdf>
- [16] KAWULOK, Petr, Rostislav KAWULOK a Stanislav RUSZ. *Metodika sestavování rozpadových diagramů typu CCT a DCCT (tzn. i s uvažováním vlivu předchozí deformace)*. VŠB-TU Ostrava 2017. [online]. Dostupné z <https://www.fmt.vsb.cz/export/sites/fmt/633/cs/studium/navody-k-cviceni/deformacni-chovani-materialu/cviceni-12/Doc/cv12.pdf>

- [17] ŠTĚRBÁČEK, J. Tahové a únavové zkoušky tenkých vláken a fólií. Brno, 2008. 89 s. Diplomová práce na Fakultě strojního inženýrství Vysokého učení technického v Brně, Ústavu materiálových věd a inženýrství. Vedoucí diplomové práce Mgr. Tomáš Kruml, CSc.
- [18] Termická analýza. <http://www.rmi.cz/>. [online]. [cit. 2021-04-20]. Dostupné z <http://www.rmi.cz/termicka-analyza>
- [19] VALEŠOVÁ, Veronika. Vliv obsahu molybdenu na fázové transformace v binárních slitinách Ti-Mo. Praha, 2020. Bakalářská práce na Matematicko-fyzikální fakultě Univerzity Karlovy. Vedoucí diplomové práce PhDr. RNDr. Josef Stráský, Ph.D.
- [20] BECKER, P. a U. DIEKMANN. *Low density steels for light springs*. Presented at MATPLUS Project Meeting, Wuppertal, 09. 12. 2019