

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

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

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

Tepelné zpracování vysokopevné hliníkové oceli

Autor: Josef ADAM
Vedoucí práce: Dr. Ing. Hana JIRKOVÁ, Ph. D

Akademický rok 2022/2023

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

Fakulta strojní

Akademický rok: 2022/2023

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

(projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení: **Josef ADAM**
Osobní číslo: **S22B0001P**
Studijní program: **B0715A270013 Strojní inženýrství**
Specializace: **Strojírenské materiály a technologie**
Téma práce: **Tepelné zpracování hliníkové vysokopevné oceli**
Zadávací katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

Zásady pro vypracování

1. Oceli se sníženou hustotou
 - 1.1. Historie jejich vývoje
 - 1.2. Důvody a výhody jejich použití
 - 1.3. Jejich členění
 - 1.4. Vliv legujících prvků
2. Postupy tepelného zpracování ocelí se sníženou hustotou
 - 2.1. Různé varianty tepelného zpracování
 - 2.2. Tepelné zpracování pro legovací strategii Fe-Mn-Al
3. Experimentální program
 - 3.1. Experimentální materiál
 - 3.2. Analýza výchozích stavů
 - 3.3. Tepelné zpracování
 - 3.4. Mikrostrukturní analýzy
 - 3.5. Mechanické zkoušky
4. Diskuze výsledků
5. Závěr

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

Seznam doporučené literatury:

Chen, S.; Rana, R.; Haldar, A.; Ray, R.K. Current State of Fe-Mn-Al-C Low Density Steels. Prog. Mater. Sci. 2017, 89, 345-391, doi:10.1016/j.pmatsci.2017.05.002.

Kalantari, A.R.; Zarei-Hanzaki, A.; Abedi, H.R.; Hassanpour-Esfahani, M.; Park, S.J.; Park, J.Y. Microstructure Evolution and Room Temperature Mechanical Properties of a Thermomechanically Processed Ferrite-Based Low Density Steel. Mater. Sci. Eng. A 2019, 754, 57-67, doi:10.1016/j.msea.2019.03.048.

Hájek, J.; Nový, Z.; Kučerová, L.; Jirková, H.; Salvetr, P.; Motyčka, P.; Hajšman, J.; Bystřická, T. A New Alloying Concept for Low-Density Steels. Materials (Basel). 2022, 15, 2539, doi:10.3390/ma15072539. ZUAZO, I. et al. Low-Density Steels: Complex Metallurgy for Automotive Applications. Jom. 2014, Vol. 66, No. 9, 1747-1758. ISSN 15431851. DOI: 10.1007/s11837-014-1084-y.

HAJSMAN, Jan, Ludmila KUCEROVA a Karolina BURDOVA. Comparison of High Strength Steels with Different Aluminium and Manganese Contents Using Dilatometry. Manufacturing Technology. Manufacturing Technology, 2020, Vol. 20, No. 4, 436-441. ISSN 12132489. DOI: 10.21062/mft.2020.060.

KUČEROVÁ, Ludmila et al. Effect of Aluminium and Manganese contents on the microstructure development of forged and annealed TRIP steel. Manufacturing Technology. 2018, Vol. 18, No. 4, 605-610. ISSN 12132489. DOI: 10.21062/ujep/152.2018/a/1213-2489/MT/18/4/605.

Vedoucí bakalářské práce: **Dr. Ing. Hana Jirková, Ph.D.**
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

Konzultant bakalářské práce: **Doc. Ing. Ludmila Kučerová, Ph.D.**
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

Datum zadání bakalářské práce: **17. října 2022**
Termín odevzdání bakalářské práce: **26. května 2023**

L.S.

Doc. Ing. Vladimír Duchek, Ph.D.
děkan

Doc. Ing. Josef Odehnal, Ph.D.
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:

.....

podpis autora

ANOTAČNÍ LIST BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

AUTOR	Příjmení Adam	Jméno Josef	
STUDIJNÍ PROGRAM	B0715A270013 Strojní inženýrství		
VEDOUCÍ PRÁCE	Příjmení (včetně titulů) Dr. Ing. Jirková, Ph. D	Jméno Hana	
PRACOVISŤE	ZČU – FST – KKS		
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ	Nehodící se škrtněte
NÁZEV PRÁCE	Tepelné zpracování hliníkové vysokopevné oceli		

FAKULTA	strojní	KATEDRA	KMM	ROK ODEVZD.	2023
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM	53	TEXTOVÁ ČÁST	53	GRAFICKÁ ČÁST	1
---------------	----	---------------------	----	----------------------	---

STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK) ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY	<p>Cílem bakalářské práce je charakterizovat typy ocelí se sníženou hustotou včetně popsání a návrhu jejich tepelného zpracování. Pro praktickou část této práce byly zvoleny dvě vysokopevné oceli s různým obsahem hliníku a manganu (5Mn3Al, 6,5Al4Mn). Pomocí transformačních teplot bylo pro tyto oceli navrženo vhodné tepelné zpracování. Za využití světelného mikroskopu byly hodnoceny získané struktury. Vyhodnocení mechanických vlastností proběhlo pomocí měření tvrdostí a tahových zkoušek.</p>
KLÍČOVÁ SLOVA ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE	<p>Tepelné zpracování, kappa fáze, vícefázová struktura, nízkohustotní oceli</p>

SUMMARY OF BACHELOR SHEET

AUTHOR	Surname Adam	Name Josef
STUDY PROGRAMME	B0715A270013 Mechanical Engineering	
SUPERVISOR	Surname (Inclusive of Degrees) Dr. Ing. Jirková, Ph. D	Name Hana
INSTITUTION	ZČU – FST – KMM	
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR
TITLE OF THE WORK	Delete when not applicable	
	Heat treatment of aluminium high-strength steel	

FACULTY	Mechanical Engineering	DEPARTMENT	KMM	SUBMITTED IN	2023
----------------	------------------------	-------------------	-----	---------------------	------

NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

TOTALLY	53	TEXT PART	53	GRAPHICAL PART	
----------------	----	------------------	----	-----------------------	--

BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	<p>The aim of the bachelor thesis is to characterize the types of reduced density steels including the description and design of their heat treatment. For the practical part of this work, two high strength steels with different aluminium and manganese contents (5Mn3Al, 6.5Al4Mn) were chosen.</p> <p>Using transformation temperatures, suitable heat treatments were designed for these steels. The obtained structures were evaluated using light microscopy. The evaluation of the mechanical properties was carried out using hardness measurements and tensile tests.</p>
KEY WORDS	Heat treatment, kappa phase, multiphase structure, low density steels

Poděkování

Touto cestou bych rád poděkoval své vedoucí bakalářské práce paní Dr. Ing. Haně Jirkové, Ph. D za velice profesionální přístup a příkladnou spolupráci. Dále děkuji konzultantce paní prof. Ing. Ludmile Kučerové, Ph. D. za pomoc při řešení této práce.

Dále bych chtěl poděkovat své rodině za morální i finanční podporu, bez které by tato práce nemohla vzniknout.

Experimentální program byl financován z podpory studentské grantové soutěže Západočeské univerzity v Plzni SGS-2022-012 Výzkum a vývoj moderních kovových materiálů. Projekt byl financován z účelových prostředků státního rozpočtu na výzkum a vývoj.

Přehled použitých zkratk a symbolů

A_{c1}	Teplota počátku přeměny na austenit [$^{\circ}\text{C}$]
A_{c3}	Teplota konce přeměny na austenit
ARA	Anizotermický rozpad austenitu
B_f	Teplota konce tvorby bainitu
B_s	Teplota počátku tvorby bainitu
IRA	Izotermický rozpad austenitu
M_f	Teplota konce tvorby martenzitu
M_s	Teplota počátku tvorby martenzitu
P_f	Teplota konce tvorby perlitu
P_s	Teplota počátku tvorby perlitu
R_m	Mez pevnosti [MPa]
$R_{p0,2}$	Smluvní mez kluzu [MPa]
SFE	Energii vrstevné chyby
SRO	Uspořádání atomů na krátkou vzdálenost

Obsah

Seznam obrázků	3
Seznam tabulek	5
1 Úvod do řešené problematiky	6
2 Charakteristika ocelí se sníženou hustotou	6
2.1 Historie jejich vývoje.....	6
2.2 Důvody a výhody jejich využití.....	7
2.3 Členění ocelí s nízkou hustotou.....	8
2.3.1 Feritické oceli	8
2.3.2 Austenitické oceli	9
2.3.3 Duplexní oceli na bázi feritu	10
2.3.4 Duplexní oceli na bázi austenitu	10
2.4 Kappa karbid.....	11
2.4.1 Precipitace kappa karbidů	12
3 Vliv legujících prvků.....	13
3.1.1 Al – hliník.....	13
3.1.2 Mn – Mangan	14
3.1.3 Si – Křemík	14
3.1.4 C – Uhlík	14
4 Tepelné zpracování těchto materiálů.....	15
4.1 Stručný popis jednotlivých typů tepelného zpracování.....	16
4.1.1 Kalení	16
4.1.2 Popouštění	17
4.1.3 Žihání	17
4.2 Tepelné zpracování pro legovací strategii Fe-Mn-Al.....	18
5 Cíle práce.....	19
6 Experimentální program.....	20
6.1 Experimentální program (chemické složení, ARA a IRA diagramy)	20
6.1.1 IRA a ARA diagramy pro experimentální program.....	21
6.2 Použité metody vyhodnocení.....	25
6.2.1 Zkouška tvrdosti.....	26
6.2.2 Zkouška tahem	27
6.3 Analýza výchozích stavů	28
6.4 Dilatometrie	31

6.5	Tepelné zpracování.....	35
6.6	Dosažené výsledky po tepelném zpracování.....	37
6.6.1	Mikrostrukturní analýza a měření tvrdosti po kalení.....	37
6.6.2	Vliv popouštění na vývoj struktury a hodnoty tvrdosti.....	41
6.6.3	Zkouška tahem.....	47
7	Diskuse výsledků.....	48
8	Závěr.....	51
	PŘÍLOHA č. 1.....	i

Seznam obrázků

Obrázek 1: Hmotnostní poměr hlavních částí automobilu [3]	7
Obrázek 2: Feritická mikrostruktura – po válcování za tepla [4].....	9
Obrázek 3: Austenitická mikrostruktura – válcování za tepla [4].....	9
Obrázek 4: Mikrostruktura duplexní oceli na bázi feritu – po válcování za tepla [4].....	10
Obrázek 5: Mikrostruktura duplexní oceli na bázi austenitu – po válcování za tepla [4].....	10
Obrázek 6: Uspořádání mřížky kappa karbidu – Fe ₃ AlC [7]	11
Obrázek 7: Schematické zobrazení cyklu tepelného zpracování [14].....	15
Obrázek 8: Obr. 8: Druhy kalení [14]	16
Obrázek 9: IRA diagram materiálu 6,5Al4Mn.....	22
Obrázek 10: ARA diagram materiálu 6,5Al4Mn, tvrdost uváděna v HRC	23
Obrázek 11: IRA diagram materiálu 5Mn3Al.....	23
Obrázek 12: ARA diagram materiálu 5Mn3Al, tvrdost v HRC.....	24
Obrázek 13: Princip měření tvrdosti metodou Vickers [14]	26
Obrázek 14: Ukázka vyříznutí zkušebního tělesa pro zkoušku tahem ze vzorku po tepelném zpracování	27
Obrázek 15: 6,5Al4Mn-příčný řez- obj. 20x.....	28
Obrázek 16: 6,5Al4Mn-příčný řez-obj. 100x.....	28
Obrázek 17: 6,5Al6,5Mn-podélný řez-obj. 20x	28
Obrázek 18: 6,5Al,5Mn-podélný řez-obj. 100x	28
Obrázek 19: 5Mn3Al-příčný řez- obj. 20x.....	29
Obrázek 21: 5Mn3Al-podélný řez- obj. 20x	29
Obrázek 22: 5Mn3Al-podélný řez- obj. 100x	29
Obrázek 23: 6,5Al4Mn – ohřev na 1250 °C.....	32
Obrázek 24: 5Mn3Al – ohřev na 1250 °C.....	32
Obrázek 25: 6,5Al4Mn – ochlazování z 1250 °C	33
Obrázek 26: 5Mn3Al – ochlazování z 1250 °C	33
Obrázek 27: 6,5Al4Mn – ochlazování z 1250 °C, 50 °C/s, derivovaný průběh	34
Obrázek 28: 5Mn3Al – ochlazování z 1250 °C, 50 °C/s, derivovaný průběh	34
Obrázek 29: Průběh tepelného zpracování – kalení	35
Obrázek 30: 6,5Al4Mn-kaleno 900 °C – obj. 100x	37
Obrázek 31: 6,5Al4Mn-kaleno 1000 °C – obj. 100x	37
Obrázek 32: 6,5Al4Mn-kaleno 1100 °C – obj. 100x	37
Obrázek 33: 6,5Al4Mn-kaleno 1200 °C – obj. 100x	37
Obrázek 34: 5Mn3Al – kaleno 1000 °C – obj. 100x.....	39

Obrázek 35: 5Mn3Al– kaleno 900 °C – obj. 100x.....	39
Obrázek 36: 5Mn3Al– kaleno 1200 °C – obj. 100x.....	39
Obrázek 37: 5Mn3Al– kaleno 1100 °C – obj. 100x.....	39
Obrázek 38:: 6,5Al4Mn-popouštění 300 °C – obj. 100x	41
Obrázek 39: 6,5Al4Mn-popouštění 300 °C – obj. 100x_ barevné leptání	41
Obrázek 40: 6,5Al4Mn-popouštění 500 °C – obj. 100x_ barevné leptání	41
Obrázek 41: 6,5Al4Mn-popouštění 500 °C – obj. 100x	41
Obrázek 43: 6,5Al4Mn-popouštění 600 °C – obj. 100x	42
Obrázek 42: 6,5Al4Mn-popouštění 600 °C – obj. 100x_ barevné leptání	42
Obrázek 44: 6,5Al4Mn-popouštění 700 °C – obj. 100x_ barevné leptání	42
Obrázek 45: 6,5Al4Mn-popouštění 700 °C – obj. 100x	42
Obrázek 46: 5Mn3Al – popouštění 300 °C – obj. 100x_ barevné leptání	44
Obrázek 47: 5Mn3Al – popouštění 300 °C – obj. 100x.....	44
Obrázek 48: 5Mn3Al – popouštění 500 °C – obj. 100x_ barevné leptání	44
Obrázek 49: 5Mn3Al – popouštění 500 °C – obj. 100x.....	44
Obrázek 50: 5Mn3Al – popouštění 600 °C – obj. 100x_ barevné leptání	44
Obrázek 51: 5Mn3Al – popouštění 600 °C – obj. 100x.....	44
Obrázek 52: 5Mn3Al-popouštění 700 °C – obj. 100x_ barevné leptání	45
Obrázek 53: 5Mn3Al – popouštění 700 °C – obj. 100x.....	45
Obrázek 54: Přehled tvrdostí dosažených během kalení.....	50
Obrázek 55: Přehled tvrdostí dosažených během popouštění	50

Seznam tabulek

Tabulka 1: Klasifikace mikrostruktur nízkohustotních ocelí válcovaných za tepla [4].....	8
Tabulka 3: Složení materiálu 5Mn3Al v hm. %.....	20
Tabulka 2: Složení materiálu 6,5Al4Mn v hm. %.....	20
Tabulka 4: Vypočtené transformační teploty v softwaru JMatPro pro experimentální oceli ..	24
Tabulka 5: Tvrdosti materiálu 6,5Al4Mn– výchozí stav	30
Tabulka 6: Tvrdosti materiálu 5Mn3Al– výchozí stav	30
Tabulka 7: Přehled teplot transformace austenitu – ohřev	31
Tabulka 8: Přehled teplot transformace austenitu – ochlazování.....	31
Tabulka 9: Rychlosti ochlazování	35
Tabulka 10: Tvrdost materiálu 6,5Al4Mn– kaleno 900 °C.....	38
Tabulka 11: Tvrdost materiálu 6,5Al4Mn– kaleno 1000 °C.....	38
Tabulka 12: Tvrdost materiálu 6,5Al4Mn– kaleno 1100 °C.....	39
Tabulka 13: Tvrdost materiálu 6,5Al4Mn– kaleno 1200 °C.....	39
Tabulka 14: Tvrdost materiálu 5Mn3Al– kaleno 900 °C.....	40
Tabulka 15: Tvrdost materiálu 5Mn3Al– kaleno 1000 °C.....	40
Tabulka 16: Tab. 16: Tvrdost materiálu 5Mn3Al– kaleno 1100 °C	40
Tabulka 17: Tab. 17: Tvrdost materiálu 5Mn3Al– kaleno 1200 °C	41
Tabulka 18: Tvrdost materiálu 6,5Al4Mn– popuštěno 300 °C.....	43
Tabulka 19: Tvrdost materiálu 6,5Al4Mn – popuštěno 500 °C.....	43
Tabulka 20: Tvrdost materiálu 6,5Al4Mn – popuštěno 600 °C.....	43
Tabulka 21: Tvrdost materiálu 6,5Al4Mn – popuštěno 700 °C.....	43
Tabulka 22: Tvrdost materiálu 5Mn3Al– popuštěno 300 °C.....	45
Tabulka 23: Tvrdost materiálu 5Mn3Al– popuštěno 500 °C.....	46
Tabulka 24: Tvrdost materiálu 5Mn3Al– popuštěno 600 °C.....	46
Tabulka 25: Tvrdost materiálu 5Mn3Al– popuštěno 700 °C.....	46
Tabulka 26: Výsledky tahových zkoušek materiálu 6,5Al4Mn a 5Mn3Al.....	47

1 Úvod do řešené problematiky

Automobilový průmysl jako takový má hlavní vliv na ekonomiku vyspělých zemí, v České republice toto průmyslové odvětví představuje více než 9 % HDP. Zároveň je tato část průmyslu největším zdrojem emisí [1]. Z důvodů snížení množství skleníkových plynů a zlepšení palivové účinnosti u automobilů je kladen důraz na vývoj materiálů se sníženou hmotností, které však mají dostatečnou pevnost tak, aby automobily splňovaly nejpřísnější bezpečnostní kritéria. Snížení hmotnosti vozidel je jedním z neefektivnějších způsobů, jak těchto požadavků docílit [2]. Z tohoto důvodu patří mezi nejnovější trendy ve výrobě automobilů aplikace lehkých materiálů [3]. Nižší hmotnosti těchto materiálů lze dosáhnout snížením hustoty použitých materiálů. Za účelem snížení hustoty, a tedy i hmotnosti, se používají oceli, které jsou legovány vyššími obsahy hliníku. Tato bakalářská práce se zabývá právě těmito typy ocelí a jejich tepelným zpracováním.

2 Charakteristika ocelí se sníženou hustotou

Oceli se sníženou hustotou, tedy oceli Fe-Mn-Al-C, byly vyvinuty v padesátých letech minulého století jako náhrada za oceli Fe-Cr-Ni. V současné době je o oceli se sníženou hustotou velký zájem, a to zejména v automobilovém průmyslu. Právě toto odvětví strojírenství je hlavní hybnou silou při hledání nových typů ocelí, které musí splňovat velmi vysoké požadavky, co se vlastností týče. Mezi tyto vlastnosti patří například vysoká pevnost, nízká hmotnost a významné celkové prodloužení. Z tohoto důvodu jsou ve velkém množství využívány výše zmíněné oceli Fe-Mn-Al-C, které právě tyto požadavky splňují. Nedávno byl vyvinut koncept snižování hmotnosti přidáním lehkých legujících prvků, jako je např. Al, do tradičních ocelí. Tyto oceli dosahují vynikajících mechanických vlastností i při nízké hustotě. Díky relativně malému množství legujících prvků, dobré zpracovatelnosti a vynikajícím mechanickým vlastnostem přitahují tyto oceli značný vědecký zájem. [4]

2.1 Historie jejich vývoje

Prvotní informace o ocelích s nízkou hustotou pochází z 30. let minulého století, právě z této doby pochází zmínka o využití oceli Fe-Mn-Al-C. Následně v 50. letech 20. století došlo k výměně finančně nákladných prvků Ni a Cr v nerezových ocelích za levnější legující prvky Mn a Al, které měly výrazný vliv na hustotu a tím pádem i na hmotnost.

V průběhu 80. a 90. let minulého století došlo k podrobnému prozkoumání aluminidů na bázi Fe (FeAl , Fe_3Al), které se staly levnějšími náhradami za nerezové oceli a super slitiny na bázi Ni.

Dále však pokračovaly práce na již zmíněné náhradě Ni a Cr v nerezových ocelích. Avšak významnější úsilí a snaha o vývoj ocelí s nízkou hustotou, které by bylo možné aplikovat v automobilovém průmyslu, byly zpozorovány teprve nedávno. [1]

2.2 Důvody a výhody jejich využití

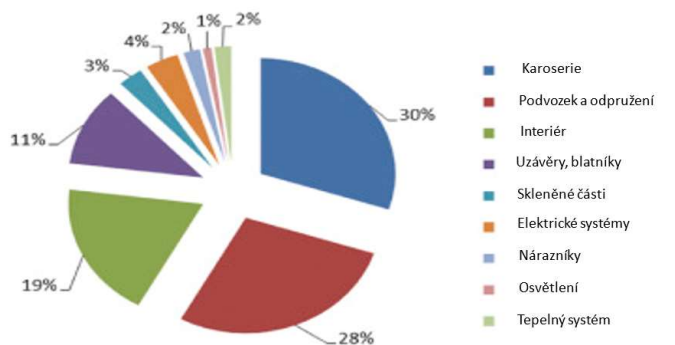
Na automobilový průmysl jsou v dnešní době kladeny vysoké nároky, co se bezpečnosti a snížení emisí týče. Z tohoto důvodu jsou vynaloženy nemalé finanční zdroje na výzkum materiálu vysokopevných a nízkohustotních. Jedním z hlavních cílů automobilového průmyslu je nízkonákladová výroba z důvodu rostoucí celosvětové konkurence. Nízkonákladová výroba lze taktéž propojit s pojmem nízkohmotnostní výroba, avšak v některých případech mohou technologie určené na odlehčení zvyšovat samotné náklady na výrobu z důvodu potřeby nových zařízení a procesů. Nízkohmotnostní výroba jde v posledních letech do popředí, a to z důvodu neustále se zvyšujících přísných environmentálních omezení, které se týkají snížení množství škodlivých emisí. Při snaze splnit tyto požadavky hraje důležitou roli redukce hmotnosti.

Vzhledem k celkové hmotnosti má největší vliv na hmotnost automobilů váha karoserie. Z tohoto důvodu je výroba jednotlivých částí karoserie, tedy tváření plechů, považováno za jednu z nejvíce důležitých výrobních procesů nízkohmotnostní výroby.

Hlavní prioritou je uspokojení zvýšených požadavků zákazníků a udržování kroku se současnými trendy v automobilovém průmyslu, z tohoto důvodu je na místě aplikace lehkých konstrukcí. Aby bylo možné splnit všechna tato očekávání, považuje se využití vysoce pevných materiálů jako jedna z nejlepších variant. Použití vysokopevnostních materiálů umožňuje aplikaci tenčích plechů, jenž má významný vliv na snížení hmotnosti, a tedy i na snížení spotřeby pohonných hmot, jenž jde ruku v ruce s ochranou životního prostředí.[3] Avšak aplikace ocelí Fe-Mn-Al-C v automobilech nepřevládá, a to z důvodu nedostatečných znalostí o aplikačních vlastnostech. Největším problémem je hlavně snížení Youngova modulu pružnosti u těchto ocelí a problémy se zpracováním z důvodu vysokého obsahu Al a Mn [4], [5].

Jedním z hlavních rozhodovacích faktorů během vývoje materiálu je snížení jeho hmotnosti.

Proto je na místě analyzovat možnosti potenciálního snížení hmotnosti v různých částech automobilu (Obr. 1), [3].



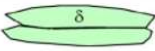
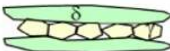


Obrázek 1: Hmotnostní poměr hlavních částí automobilu [3]

2.3 Členění ocelí s nízkou hustotou

Jak již bylo zmíněno dříve, nízkohustotní oceli nejčastěji obsahují lehké substituční prvky, jakými jsou hliník a mangan. Matricová fáze nízkohustotních ocelí může být ferit, austenit nebo směs feritu a austenitu v závislosti na obsahu legujících prvků, kterými jsou Al, Mn, C. Jak lze patrné z tabulky 1, podle fázového složení matrice po zpracování za tepla, kde se předpokládá přiblížení k rovnovážným podmínkám, lze lehké slitiny Fe-Mn-Al-C rozdělit do čtyř kategorií:

- 1) Feritické oceli
- 2) Austenitické oceli
- 3) Duplexní oceli na bázi feritu
- 4) Duplexní oceli na bázi austenitu [4],[6]

Tabulka 1: Klasifikace mikrostruktur nízkohustotních ocelí válcovaných za tepla [4]

Vlastnosti	Typ			
	Feritická	Duplexní na bázi feritu	Duplexní na bázi austenitu	Austenitická
Mikrostruktura válcovaná za tepla				
Obsah legujících prvků	Al ~ 5-9% Mn < 5% C < 0.05%	Al ~ 3-7% Mn ~ 2-12% C ~ 0.05-0.5%	Al ~ 5-10% Mn ~ 5-30% C ~ 0.4-0.7%	Al ~ 5-12% Mn ~ 12-30% C ~ 0.6-2.0%
Mechanické vlastnosti	UTS ~ 200-600 MPa TE ~ 10-40%	UTS ~ 400-900 MPa TE ~ 10-40%	UTS ~ 800-1300 MPa TE ~ 10-40%	UTS ~ 800-1500 MPa TE ~ 30-80%

UTS: pevnost v tahu, TE: celkové prodloužení

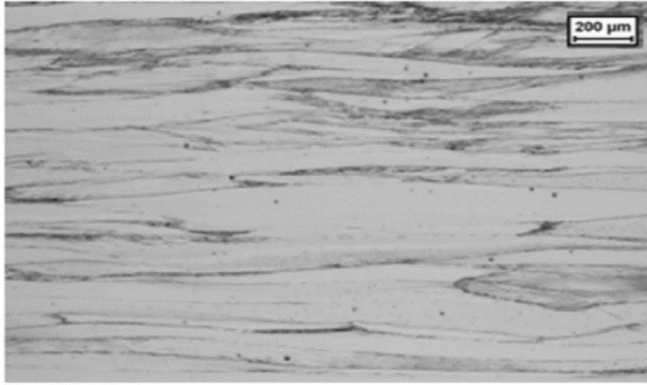
2.3.1 Feritické oceli

Nízkohustotní feritické slitiny Fe-Al mohou obsahovat až 5 hm% Mn, ale velmi malé množství C. U této slitiny vzniká prodloužená δ -feritická mikrostruktura za vysokých pracovních teplot, kdy může být přítomna jako FeAl (Obr. 2).

Jelikož feritické oceli obsahují velké množství Al a malé množství C (<0,03 %) nedochází k transformaci $\alpha \rightarrow \gamma$ v rámci celého rozsahu procesních teplot.

Feritická fáze je δ -ferit, který vzniká přímo z taveniny při procesu odlévání. Tepelné zpracování se provádí v oblasti jedné fáze feritu. Al rozšiřuje feritickou oblast do vysokých teplot, ale zároveň zvyšuje teplotu rekrystalizace feritu, zrno δ -feritu nemůže být dostatečně zjemněno dynamickou rekrystalizací během válcování za tepla nebo statickou rekrystalizací mezi jednotlivými průchody při válcování za tepla. Proto je δ -ferit protažen ve směru válcování a dochází k tvorbě protažené řádkovité struktury, ačkoliv v pásích δ -feritu může docházet k určitému stupni rekrystalizace. Během procesu ochlazování se mohou podél původních hranic δ -feritu vytvořit hrubozrnné κ -karbidy, a to v případě, když je rychlost ochlazování pomalá. κ -karbidy ve feritické matici jsou semikoherentní a mají širší, protáhlý tyčovitý tvar.

U tohoto typu ocelí není vhodné vyrábět výrobky postupným válcováním a navíjením za tepla, tato metoda se používá hlavně pro konvenční oceli. Při válcování za tepla vznikají velká zrna δ -feritu, která jsou velmi protáhlá. Feritické Fe-Al oceli jsou nejčastěji válcovány za studena a při následujícím tepelném zpracování zahřívány na teplotu v rozmezí od 700 do 1000 °C (teplota rekrystalizačního žhání), tak aby se dobře řídila velikost zrna, textura feritické matrice a také precipitace κ -karbidů. [4],[6]



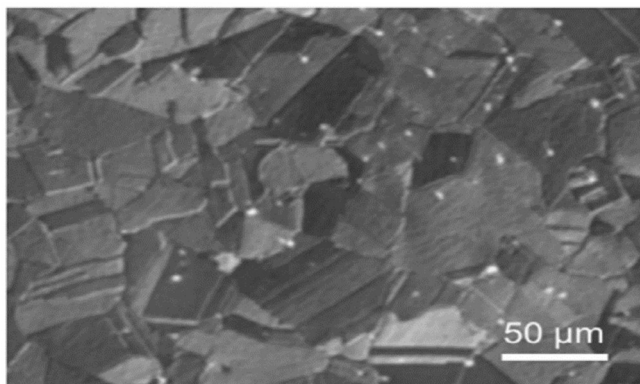
Obrázek 2: Feritická mikrostruktura – po válcování za tepla [4]

2.3.2 Austenitické oceli

Austenitické oceli s nízkou hustotou zpravidla mají vyšší obsah Mn, jeho množství je mezi 12-30 hm %. Obsah Al je až 12 hm. % a obsah C mezi 0,6 – 2 hm.%.
Tato slitina může mít plně rovnoosou austenitickou mikrostrukturu při vysokých pracovních teplotách, austenit je po rychlém ochlazení metastabilní (Obr. 3).

Austenit v ocelích Fe-Mn-Al-C není tepelně stabilní fází při nižších teplotách. Stabilita austenitické γ -fáze může být vysoká a přítomna i při pokojové teplotě, pokud je přidáno velké množství legujících prvků (Mn, C). Složení struktury vznikající při vysokých pracovních teplotách lze zjistit z termodynamických výpočtů a z předpokladu, že se přiblížíme rovnovážným podmínkám. Při nižších teplotách je difúzně řízená přeměna pomalá a také hnací síla pro martenzitickou přeměnu je ve srovnání s konvenčními oceli příliš nízká. Tvorba strukturních složek je řízena převážně kinetikou a výsledky se mohou lišit od výsledků získaných termodynamickými výpočty.

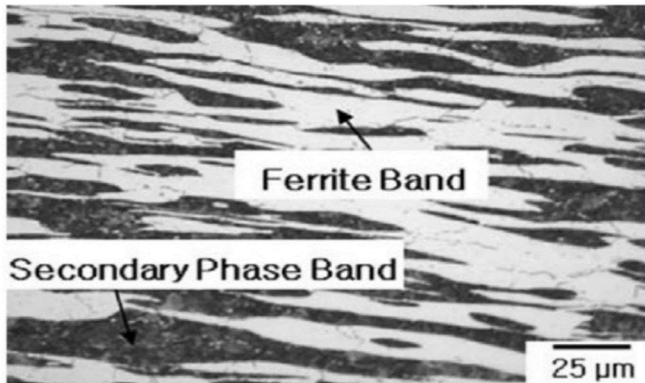
U austenitických ocelí Fe-Mn-Al-C se zpracování za tepla (opětovný ohřev a válcování za tepla) provádí v oblasti jedné fáze a to fáze γ . Po ohřátí a po dostatečné výdrži může být elementární segregace v odlévaném materiálu částečně homogenizována. Během konvenčního procesu válcování za tepla dochází k rekrytalizaci a mikrostruktura po tomto zpracování obecně vykazuje rovnoosou strukturu austenitického zrna která, obsahuje žíhací dvojčata. [4], [6]



Obrázek 3: Austenitická mikrostruktura – válcování za tepla [4]

2.3.3 Duplexní oceli na bázi feritu

Duplexní oceli s nízkou hustotou na bázi feritu mají mikrostrukturu $\gamma + \delta$ -feritu za vysoké teploty, přičemž podíl δ -feritu je větší než 50 % (Obr. 4). Stabilita austenitu je relativně nízká kvůli malému množství legujících prvků. Vzhledem k velkému rozdílu v obsahu C a Mn a také v rozdílu ve zpracování mohou tyto typy slitin vykazovat odlišné a složité transformační chování při nižších teplotách. [4]

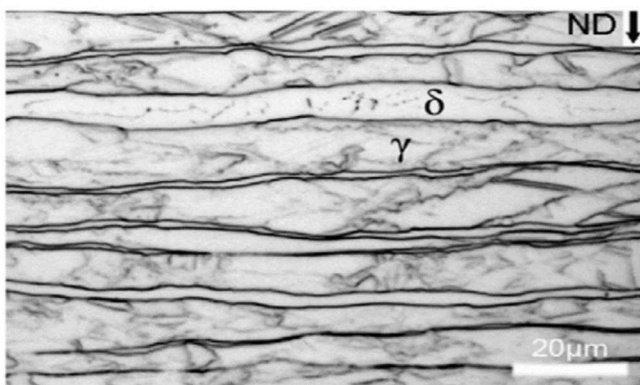


Obrázek 4: Mikrostruktura duplexní oceli na bázi feritu – po válcování za tepla [4]

2.3.4 Duplexní oceli na bázi austenitu

Duplexní nízkohustotní oceli na bázi austenitu mají mikrostrukturu $\gamma + \delta$ -feritu při vysoké teplotě, austenitická fáze tvoří spojitou matici. Stabilita austenitu je poměrně vysoká díky velkému množství legujících prvků. Austenit může být stabilní při pokojové teplotě spolu s κ -precipitáty, které vznikají uvnitř austenitických zrn. Tento typ ocelí bývá potom označován jako triplexní oceli, a to na základě tří složek, které se v konečné fázi nacházejí v jejich mikrostruktuře (Obr. 5). Jedná se o δ -ferit, intragranulární nano κ -karbidy v matici austenitických zrn.

Mikrostruktura duplexních slitin na bázi austenitu v odlitém stavu tvoří fáze austenitu (γ) a feritu (δ), jsou přítomné jako dendritická struktura, a to díky vysokému stupni mikro a makro segregace, která je způsobena velkým množstvím legujících prvků. [4]



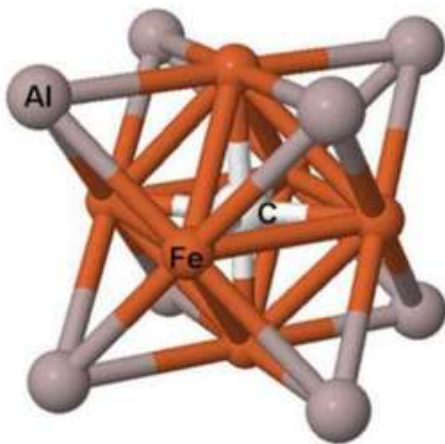
Obrázek 5: Mikrostruktura duplexní oceli na bázi austenitu – po válcování za tepla [4]

2.4 Kappa karbid

Přesné chemické složení těchto karbidů není příliš známé, tyto karbidy jsou precipitáty typu $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{AlC}$, parametry mřížky se mění s obsahem uhlíku a manganu (Obr. 6). Přídavek manganu a uhlíku má velký vliv na jeho elastické a magnetické vlastnosti. Zavedením manganu do systému Fe-Al-Mn-C zaujímá atom manganu stejnou pozici jako železo v mřížce κ -karbidu, což je vyjádřeno jako $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{AlC}$. Kappa karbid vzniká v matici austenitu v typickém spinodálním rozpadu, vzniká kolísáním složení hliníku a uhlíku, nedochází však k žádné nukleační fázi. Kappa karbid vzniká typickou eutektoidní reakcí spojenou s nukleací a růstem. V počátečních fázích studia κ -karbidu se předpokládalo, že je škodlivý pro tažnost, proto byly přidávány prvky jako jsou titan a bor, aby došlo k potlačení jeho precipitace.

Nedávno bylo zjištěno, že κ -karbid může současně zvýšit pevnost a tažnost. Intergranulární κ -karbid je obvykle nežádoucí, zatímco intragranulární nano – κ – karbid je oblíbený pro zlepšení mechanických vlastností. Oceli Fe-Al-Mn-C se vyznačují vynikající schopností deformačního zpevnění související s dislokačním zjemněním substruktury a následnou aktivací deformačního dvojčatění, což vede k trvalému nárůstu deformačního zpevnění. Fe-Al-Mn-C oceli zpevněné nano uspořádanými κ -karbidy mají vysokou pevnost a dobrou tažnost.

Mechanismus deformace nízkohustotních ocelí související s κ -karbidem je komplikovaný. Pro další vývoj těchto ocelí je zapotřebí vhodné posouzení účinnosti κ -karbidu na vývoj mikrostruktury a mechanických vlastností. V ocelích Fe-Al-Mn-C je κ -karbid ternární karbid se strukturou plošně centrované kubické mřížky (FCC). Tyto nanoprecipitáty s FCC mřížkou mohou být identifikovány přítomností supermřížkových skvrn v odpovídajícím difrakčním obrazci. [5],[7],[8]



Obrázek 6: Uspořádání mřížky kappa karbidu – Fe_3AlC [7]

2.4.1 Precipitace kappa karbidů

V Fe-Al-Mn-C ocelích vznikají intragranulární nanorozměrné uspořádané karbidy (tzv. κ -karbidy) během žhání (<24 h při 550–600 °C). Při dalším žhání dochází k precipitaci po hranicích zrn, která je silně závislá na obsahu legujících prvků.

K precipitaci κ -karbidu dochází během válcování za tepla, kontinuálního chlazení nebo izotermického kalení. Precipitace kappa karbidů má významný vliv na mechanické vlastnosti ocelí se sníženou hustotou. [8]

Precipitační chování κ -karbidu je zkoumáno u ocelí se sníženou hustotou s relativně nízkým obsahem Mn. Například u ocelí válcovaných za tepla byly pozorovány dvě různé morfologie κ -karbidu v matrici bez zbytkového austenitu. Jedná se o lamelární κ -karbid a globulární κ -karbid. Globulární κ -karbid vzniká na hranicích zrn δ -feritu nebo na mezifázovém rozhraní mezi δ -feritem a předchozím austenitem. Protože globulární κ -karbid způsobuje trhliny během válcování za tepla na rozdíl od lamelárního κ -karbidu, z tohoto důvodu je snaha o potlačení precipitace globulárního karbidu. Výsledkem je ocel se sníženou hustotou bez globulárního karbidu s vysokou pevností v tahu a s velkým prodloužením. [9]

Rovnovážná termodynamická precipitace κ -karbidu usnadňuje vznik mikrostruktur. Je tedy potřeba podstatně zlepšit přesnost termodynamické databáze materiálu Fe-Al-Mn-C, aby zahrnovala přesnější popis kinetiky precipitace κ -karbidu. [10].

Mezi κ -karbidem a austenitem vzniká koherentní rozhraní, zatímco rozhraní κ -karbid/ferit je semi-koherentní. Ačkoli byly v austenitových a feritických matricích nalezeny různé precipitační mechanismy, je stále zapotřebí objasnit precipitační mechanismy κ -karbidu, aby bylo možné dosáhnout účinnější úpravy mikrostruktur. Nano – κ – karbid rovnoměrně distribuovaný v austenitu je prospěšný pro současné zvýšení pevnosti a tažnosti. Lamelární κ -perlit (κ -karbid + ferit) vzniklý eutektoidní reakcí může způsobit vysokou křehkost. Sferoidizační tepelné zpracování výrazně zlepšuje tažnost ocelí na bázi feritu. Kappa karbidy na hranicích zrn jsou nepříznivé a pro získání požadovaných mechanických vlastností je nezbytná kontrola jejich velikosti. Vliv κ -karbidů na plasticitu a lomové mechanismy je důležitým tématem, avšak je nutné jej dále prozkoumat. Další vlastnosti, jako jsou únavové vlastnosti, tvařitelnost a svařitelnost ocelí Fe-Al-Mn-C, jsou rovněž důležité pro jejich využití. Informace o těchto vlastnostech jsou však omezené, z tohoto důvodu je zapotřebí velkého experimentálního úsilí k objasnění pravděpodobně pozitivního vlivu κ -karbidů na tyto vlastnosti. [7]

3 Vliv legujících prvků

Oceli Fe-Mn-Al-C s obsahem Mn v rozmezí 20-30 hm.%, s obsahem Al v rozmezí 0-12 hm.% a s obsahem C v rozmezí 0,6-1,2 hm.% mají vynikající vlastnosti, mezi které patří snížení hmotnosti, vysoká pevnost a vysoká tažnost. Právě díky těmto vlastnostem se skvěle hodí pro aplikaci v automobilovém průmyslu. Tažnost a vysoká pevnost u tohoto druhu ocelí jsou způsobeny vytvářením dvojitého hranic a dislokačních listových struktur s vysokou hustotou, které poskytují silné bariéry pro pohyb dislokací. Dále bylo zjištěno, že Al zvyšuje energii vrstevné chyby (SFE), což má významný vliv na deformační chování při deformačním dvojčatění a zpevňování u ocelí s obsahem Al menším jak 6 hm.%.

Plastická deformace u ocelí s obsahem Al větším jak 6-8 hm.% probíhá nejčastěji dvojčatěním. To má podstatný vliv na vytváření dislokačních stěn s vysokou hustotou a na vytváření dislokačních mikro páskových struktur, které vytváří nepropustné bariéry pro další dislokační skluz v těchto ocelích, následkem čehož dochází k vysokému deformačnímu zpevnění. [11]

3.1.1 Al – hliník

Hliník je ve výrobě oceli využíván jako deoxidátor. Má značný vliv na velikost zrna, stárnutí a citlivost zrna. Hliník jako feritový stabilizátor vytváří binární slitiny Fe-Al, které jsou feritické. V případě přidání jeho dostatečného množství (Al>6 hm.%) v uhlíkové oceli vznikne feritická matrice. Při současném přidání C a Mn dojde ke stabilizaci austenitu až za nízké teploty. [1]

Pokud je přidáno velkého množství Al, dojde k nahrazení cementitu κ -karbidem. Pro přizpůsobení mikrostruktury a pro jejich větší kombinaci strukturních složek, je nutné využít termodynamických výpočtů. To do nedávné doby nebylo možné z důvodu nedostatku řádných termodynamických databází, které by braly v úvahu vysoké obsahy Al. Při přidání vysokého množství Al s Mn a C se vlastnosti materiálu jako jsou deformační mechanismy, mikrostruktura a samotné zpracování významně liší od konvenčních typů ocelí. Přidáním Al do austenitických ocelí s vysokým obsahem Mn vznikají dva důležité efekty. Dochází ke zvýšení energie vrstevné chyby (SFE) a vytvoření uspořádání atomů na krátkou vzdálenost (SRO) nebo precipitace κ -karbidu. V případě plastické deformace materiálu Fe-Al-Mn-C se sníženou hustotou a s vysokou SFE, zahrnující i SRO, se vyskytuje primárně rovinný skluz. [4] Během zkoumání vlivu Al na mikrostrukturu deformačního chování a rychlosti deformačního zpevnění vysokopevnostních nízkohustotných ocelí Fe-Al-Mn-C bylo zjištěno, že v případě zvýšení obsahu Al v ocelích se zvyšuje objemový podíl střížných nanokrystalických koherentních κ -karbidových precipitátů. Následkem toho dojde k posílení účinku odpevňování deformace na kluzných rovinách, a navíc dojde ještě ke snížení hustoty skluzových pásů, výsledkem je tedy výrazné snížení rychlosti deformačního zpevnění. [11] Kromě vlivu na SFE a deformační vlastnosti, přidání Al významným způsobem ovlivňuje tvorbu karbidotvorných precipitátů (Fe_3AlC , Mn_3AlC), které mají také značný vliv na mechanické a deformační vlastnosti. Díky κ -karbidovým precipitátům se výrazně zlepší pevnost u ocelí s obsahem ~ 9 hm.%, zatímco u rychlosti deformačního zpevnění dochází ke snížení. [1], [4]

3.1.2 Mn – Mangan

Mangan patří do skupiny austenitotvorných prvků, významným způsobem ovlivňuje tepelné zpracování, a to hlavně v řízení transformací. Je to prvek, který stabilizuje austenit, napomáhá zlepšovat rozpustnost uhlíku v austenitu a také rozšiřuje oblast chlazení. S vysokým obsahem manganu se snižuje aktivita C v austenitu a napomáhá tvorbě karbidů. Mn tvoří se železem téměř dokonalý substituční tuhý roztok, neovlivňuje tuhnutí v pevné fázi. Rozpustnost hliníku a uhlíku v γ -roztoku se zvyšuje s koncentrací manganu. V důsledku této skutečnosti se snižuje množství κ -fáze, která se vysráží během stárnutí. Koncentrace Mn nižší než 25 hm.% umožňuje výskyt δ -feritu, zatímco koncentrace převyšující 31 až 32 hm.% Mn způsobí srážení β -Mn po dlouhodobém stárnutí při 550 °C, což způsobí extrémní křehkost. Mn po kalení zvyšuje množství zbytkového austenitu v matici ocelí, které mají vyšší obsah C. [12]

3.1.3 Si – Křemík

Křemík je nerozpustný v cementitu zabraňuje nebo brání precipitaci karbidů a umožňuje také difúzi uhlíku do zbytkového austenitu. Křemík se požívá jako prvek k desoxidaci oceli, z tohoto důvodu se vyskytuje v určité koncentraci ve všech ocelích. Avšak není považován za leguru, v případě, že jeho je obsah nižší než 0,5 hm.%. Má vliv na zúžení austenitu, zároveň posouvá eutektoidní bod směrem doleva a zvyšuje transformační teploty. Křemík lze zařadit do skupiny feritotvorných prvků, ovlivňuje růst zrna při vyšších teplotách. Si při tvorbě austenitu a má vliv na difúzi uhlíku z martenzitu do zbytkového austenitu, díky čemuž dochází ke stabilizaci právě zmíněného zbytkového austenitu ve struktuře. Během popouštění zvyšuje počáteční teplotu rozpadu austenitu. [12], [13]

3.1.4 C – Uhlík

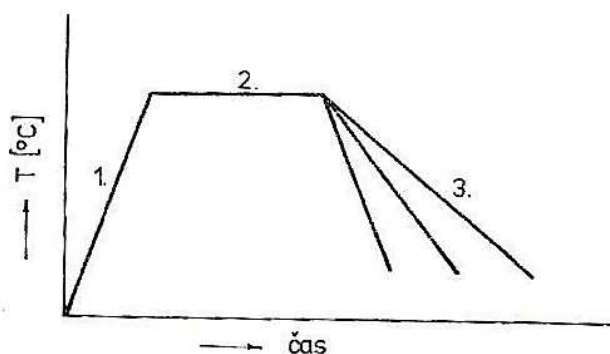
Je nejdůležitějším prvkem všech technických slitin železa, má významný vliv na jejich vlastnosti, je to hlavní legující prvek. Podílí se na všech transformacích, na vzniklé mikrostruktuře, ovlivňuje mechanické vlastnosti, mezi které patří např. tvrdost, svařitelnost nebo vrubová houževnatost. Při vyšších koncentracích tvoří sloučeniny karbidu železa (Fe_3C). Uhlík se ve slitinách železa vyskytuje jako cementit nebo jako grafit. [13], [14]

4 Tepelné zpracování těchto materiálů

Chemické složení a rychlost ochlazování významně ovlivňuje průběh fázových přeměn ocelí. Díky znalostem podstaty a samotného průběhu fázových přeměn lze získat požadovanou strukturu a díky tomu dosáhnout požadovaných technologických a mechanických vlastností materiálu. Tepelné zpracování můžeme tedy nazvat jako proces, při kterém je materiál vystaven tepelnému cyklu, během kterého dochází ke změnám strukturním ovlivňující vlastnosti materiálu.

Cyklus tepelného zpracování je schematicky zobrazen na Obr. 6, jedná se o závislost teploty na čase, skládá se ze 3 částí:

- 1) Ohřev
- 2) Výdrž na teplotě
- 3) Ochlazení



Obrázek 7: Schematické zobrazení cyklu tepelného zpracování [14]

- 1) Ohřev

Ohřev na požadovanou teplotu může být stupňovitý nebo přímý. Stupňovitý ohřev se používá v případě, že se zařadí prodlevy, které mají vyrovnat teplotní gradient a usnadnit tak fázové přeměny. Stupňovitý ohřev se musí používat u vysokolegovaných ocelí, a to z důvodu jejich nízké tepelné vodivosti. Na rychlost ohřevu má vliv velikost a samotný tvar součásti, dokonce i stupeň legování. Ohřev součástí se může provádět v pecích nebo v lázních, avšak při ohřevu v peci může docházet k oxidaci nebo k oduhlíčení povrchu materiálu, z tohoto důvodu je nutné jej chránit zábaly nebo ochrannými nátěry. Některé modernější průběžné pece pracují s inertními atmosférami, které chrání součásti právě před oxidací nebo oduhlíčením. [14]

- 2) Výdrž

Výdrž na požadované teplotě je prováděna pro zajištění rovnoměrného prohřátí celé součásti a pro zaručení průběhu požadovaných reakcí, jakými jsou např. rozpuštění nechtěných fází a vyrovnání chemického složení. [14]

- 3) Ochlazení

Z důvodu dosažení požadovaných struktur je velmi důležitá fáze ochlazování, která zajišťuje vznik rovnovážných nebo nerovnovážných struktur, které jsou ovlivněny chemickým složením ocelí. [14]

Dále rozdělujeme tepelné zpracování na další dva základní postupy: *kalení*-následkem tohoto tepelného zpracování vznikají nerovnovážné struktury při ochlazování nadkritickou rychlostí.

žihání-vlivem pomalého ochlazování dochází ke vzniku rovnovážných struktur, které jsou blízké rovnovážnému stavu

V případě, že při zvýšené teplotě je povrch zpracovávané oceli vystaven vhodnému prostředí, jehož vlivem se změní chemické složení, jedná se o *chemicko-tepelné zpracování*.

Pokud dojde ke kombinaci tepelného zpracování a plastické deformace, kdy při tváření dochází ke změně struktury, mluvíme o procesu, který se nazývá *tepelně-mechanické zpracování*. [14]

4.1 Stručný popis jednotlivých typů tepelného zpracování

4.1.1 Kalení

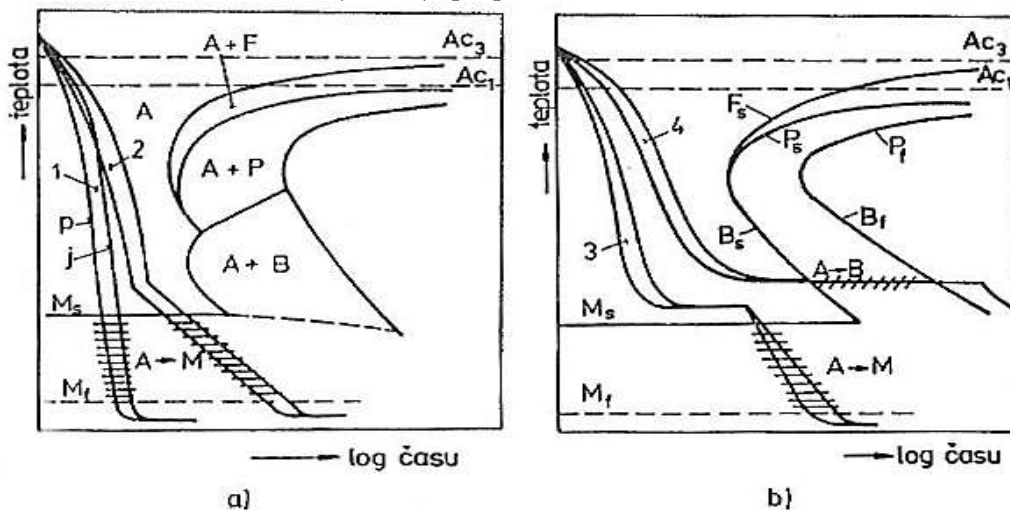
Kalení je tepelné zpracování, při kterém vznikají nerovnovážné struktury. Kalením se zpracovávají materiály, u kterých se požaduje pevnost, odolnost proti opotřebení a vysoká tvrdost. Tyto zmíněné vlastnosti jsou způsobeny vznikem zákalné struktury, která se nazývá martenzit. Další struktura, se kterou se můžeme setkat při kalení je struktura bainitická, která má oproti martenzitu vyšší houževnatost, ale nižší tvrdost. Podle toho, která ze struktur převládá, rozdělujeme kalení na *martenzitické* nebo *bainitické*. Martenzitickou strukturu lze získat u většiny ocelí, ovlivňuje to však velké množství faktorů, mezi které patří chemické složení, intenzita ochlazování, tvar a velikost polotovaru.

Kalící teplota leží nejčastěji 30-50 °C na kritickou teplotou A_1 (nadeutektoidní oceli) nebo A_3 (podeutektoidní oceli). Pokud je ocel ohřátá na tyto teploty je tak struktura austenitizována. [14]

Cílem kalení je získat martenzitickou strukturu, a to buď jen v části průřezu nebo v celé části. Je důležité, aby byla zvolena vhodná rychlost ochlazování, tak aby byly potlačeny přeměny austenitu a zároveň, aby nedošlo k velikému pnutí mezi povrchem a jádrem součástí. Z tohoto důvodu musí být zvoleno vhodné chladicí médium. Mezi kalící prostředí patří voda, vzduch, olejové lázně, solné a kovové lázně.

Kalení významným způsobem mění mechanické a fyzikální vlastnosti materiálů, jedná se o velmi složitý způsob tepelného zpracování.

Mezi hlavní způsoby kalení patří *lomené kalení*, *termální kalení*, *kalení do studené lázně* a *izotermické kalení* (Obr. 7). [14]



Obrázek 8: Obr. 8: Druhy kalení [14]

- a) kalení do studené lázně 1, kalení lomené 2
- b) kalení termální 3, kalení izotermické 4

4.1.2 Popouštění

Popouštěním se snižuje velikost vnitřního pnutí, ke kterému dochází při kalení, zároveň umožňuje upravit mechanické vlastnosti na požadovanou hodnotu. Samotné popouštění je nutné provádět během co nejkratší doby po kalení, neboť vzniklé pnutí může způsobit porušení tepelně zpracovávaného polotovaru v průběhu kalení, ale i bezprostředně po jeho ukončení. Ve struktuře zakalené oceli během popouštění dochází ke vzniku struktur, které se velice přibližují rovnovážným stavům. V případě konstrukčních ocelí po kalení zpravidla následuje popouštění, díky kterému vzniká sorbitická struktura s dobrou pevností, houževnatostí a tvrdostí. Tvrdost, pevnost a mez kluzu klesá s rostoucí teplotou popouštění, naopak plasticita a houževnatost se zvětšuje.

Popouštění se dělí do 4 stádií:

- a) *První stadium popouštění* (do 200 °C)
- b) *Druhé stadium popouštění* (200 až 300 °C)
- c) *Třetí stadium popouštění* (nad 250 °C)
- d) *Čtvrté stadium popouštění* (nad 500 °C)

4.1.3 Žihání

Žihání je tepelné zpracování, při kterém dosáhneme struktury, která je tvořena stabilními fázemi. Právě díky rovnoměrným rovnovážným strukturám vzniklých při tomto tepelném zpracování získá materiál dobrou tvárnost, obrobitelnost nebo houževnatost. Díky žihání je možné odstranit heterogenitu nebo snížit velikost vnitřního pnutí, vzniklého při nerovnoměrném chladnutí polotovaru. V některých případech usnadňuje některé výrobní operace a pomáhá zrovnomenit vlastnosti zpracovávaného materiálu. Určité druhy žihání patří mezi přípravné operace před dalším zpracováním polotovaru, je také možné jej do výrobních postupů zařadit mezioperačně nebo jako závěrečné tepelné zpracování, aby bylo dosaženo požadovaných mechanických vlastností. V některých případech je vyžadována dlouhá doba žihání, během čehož může dojít k oxidačním procesům na povrchu zpracovávaného materiálu, pokud jsou předepsané požadavky na čistotu povrchu, může žihání probíhat v ochranných atmosférách. [14]

Charakteristickou vlastností pro žihání je rychlost ochlazování, nejčastěji se volí pomalá rychlost ochlazování, v tomto případě se chladnutí provádí na vzduchu nebo v peci. Ve výjimečných případech se volí větší rychlost ochlazování, které se provádí v olejové lázni nebo pomocí proudícího vzduchu. Žihání můžeme rozdělit na dva způsoby:

4.1.3.1 Žihání bez překrystalizace

Při tomto způsobu žihání nedochází ke změně fázového složení oceli, ale pouze se mění struktura (zotavení, růst zrna a jeho rekrystalizace, změna morfologie částic).

Mezi nejpoužívanější druhy patří *žihání na měkko*, *žihání protivločkové*, *žihání ke snížení pnutí* a *žihání rekrystalizační*. [14]

4.1.3.2 Žihání s překrystalizací

K překrystalizačnímu žihání dochází při ohřevu nad teploty fázových přeměn. Díky tomuto tepelnému zpracování je možné odstranit strukturní nepravidelnost, která vznikla vlivem předchozího technologického zpracování. Požadované struktury lze dosáhnout při správném zvolení ochlazovacích podmínek v oblasti perlitické přeměny.

Rozpadem austenitu při použití nižší rychlosti ochlazování vznikají struktury, které jsou tvárnější, hrubší a měkčí, naopak při ochlazování vyšší rychlostí dojde ke vzniku jemnější struktury, která bude mít vyšší pevnost a tvrdost. Velmi důležité je sledovat rychlost ochlazování pod teplotou perlitické přeměny, jelikož by mohlo dojít ke vzniku vnitřního pnutí.

V případě pomalého ochlazování v oblasti perlitické přeměny nebo blízko pod teplotou A_1 vzniká zrnitý globulární perlit, který je velmi dobře obrobitelný, houževnatý a tvárný.

Výše žíhací teploty má významný vliv na rychlost difuze a spolu s prodlevou na teplotě mají rozhodující vliv na homogenitu oceli. Mezi hlavní způsoby žíhání s překrystalizací patří *žíhání izotermické, žíhání homogenizační a žíhání normalizační*. [14]

4.2 Tepelné zpracování pro legovací strategii Fe-Mn-Al

Tepelné zpracování ocelí s nízkou hustotou je podobné tomu, které se používá pro běžné automobilové oceli. Potíže při zpracování ocelí s nízkou hustotou vznikají kvůli jejich vysokému obsahu legujících prvků. Parametry (teplota, rychlost chlazení) použité během zpracování závisí na složení slitiny a požadované mikrostrukturu. Pro vysoce legovanou duplexní ocel je kalení materiálu na pokojovou teplotu s vysokou rychlostí ochlazování srovnatelné s kalením do vody, dochází ke zlepšení meze pevnosti a tvrdosti materiálu v konečném stavu, protože vysoká rychlost ochlazování potlačuje precipitace křehkých κ -karbidů. Volba teploty závisí také na typu zpracovávané slitiny.[15]

Dosud byly slitiny Fe–Mn–Al–C připravovány jako malé ingoty za použití standardního postupu tavení a lití. Obvykle se polotovary homogenizují při teplotě v rozmezí 1100–1250 °C po dobu 1 až 3 hodin a následně se válcují za tepla na tloušťku 2–5 mm při dokončovací teplotě okolo 850–1000 °C. Polotovary se mohou mezi jednotlivými průchody válcovací stolicí mezioperačně žíhat, aby se zabránilo vzniku prasklin během válcování za tepla. Po dokončení válcování se materiály ochladí na pokojovou teplotu, a to buď na vzduchu nebo vodou na pokojovou teplotu.

U feritických ocelí s nízkou hustotou a také v případě duplexních ocelí na bázi feritu není praktické vyrábět výrobky válcované za tepla postupným válcováním, protože velikost zrna δ -feritu je velmi vysoká a po válcování jsou zrna velmi protáhlá. Feritické Fe-Al oceli jsou obecně válcovány za studena a následné rekrytalizační žíhání se provádí v teplotním intervalu 700 do 1000 °C, při kterém se řídí velikost zrna, textura feritické matrice a také precipitace κ – karbidů. Duplexní oceli na bázi feritu jsou válcovány za studena a poté žíhány při teplotě od 700 do 900 °C, po čemž následuje proces popouštění.

Pro nízkohustotní oceli na bázi austenitu existuje mnoho způsobů tepelného zpracování. U výrobků válcovaných za tepla je lze po válcování rychle zchladit na teplotu okolo 500–750 °C a poté postupně chladit až na pokojovou teplotu. Dále mohou být pásy válcované za tepla rychle ochlazeny a následně izotermicky žíhány. Rychlost ochlazování po válcování za tepla by měla být dostatečně vysoká, tak aby se zabránilo tvorbě intergranulárních κ – karbidů.

U polotovarů válcovaných za studena, z vytvrditelné austenitické Fe-Mn-Al-C oceli, se materiál ohřeje na teplotu v rozsahu 900–1100 °C do oblasti austenitické fáze a poté se provede zakalení do vody, oleje nebo jiného chladicího média. Následně lze provést precipitační zpevnění. Běžnou praxí vytvrzování stárnutím je izotermická výdrž na teplotách v rozmezí 500 až 700 °C po dobu 5–20 hodin. U nevytvrditelných austenitických ocelí Fe-Mn-Al-C lze po válcování za studena použít pro obnovení tažnosti nebo zjemnění zrna regenerační a rekrytalizační žíhání v teplotním intervalu 600–900 °C po velmi krátkou dobu (1–5 min), v tomto případě lze využít kontinuální žíhací linky. [5]

K precipitačnímu zpevnění nízkohustotních ocelí dochází především tvorbou κ -karbidů. Tyto κ -karbidy lze úspěšně použít ve feritické i austenitické matici pro zpevnění. Uhlík, přítomný v austenitu, se používá ve slitinách Fe-Al-Mn-C jako levnější legující prvek pro tvorbu karbidů κ . To umožňuje další zpevnění austenitu precipitačním zpevněním. κ karbidy se v austenitických ocelích tvoří obvykle během stárnutí v teplotním rozmezí 500–750 °C. Kappa karbidy mohou v austenitu vznikat jak intergranulárně, tak intragranulární. Intragranulární precipitáty jsou účinné při výrazném zvýšení meze kluzu. Způsob precipitace v těchto ocelích je silně závislý na množství legujících prvků. Intragranulární κ -karbid se může v těchto slitinách vyskytovat pouze tehdy, když jsou obsahy Al a C nižší než 6,2 a 1 hm.%. Na rozdíl od toho je interkrystalická precipitace κ -karbidu v těchto slitinách možná, pokud jsou obsahy Al a C větší než 5,5 a 0,67 hm.%. [15]

V matici γ vzniká spinodálním rozkladem během kalení extrémně vysoká hustota nano κ -karbidů. Množství κ -karbidu nano velikosti se zvyšuje s rostoucím obsahem uhlíku. Vzhledem k již existujícím nano-velkým κ -karbidům ve slitinách po kalení by se jak teplota stárnutí, tak doba stárnutí požadovaná pro dosažení optimální kombinace pevnosti a tažnosti mohla výrazně snížit. Kromě toho mají slitiny po řádném stárnutí mnohem lepší kombinaci pevnosti a tažnosti. [16]

5 Cíle práce

Cílem bakalářské práce je charakterizovat typy ocelí se sníženou hustotou včetně popsání a návrhu jejich tepelného zpracování. Pro praktickou část této práce byly zvoleny dvě vysokopevné oceli s různým obsahem hliníku a manganu (5Mn3Al, 6,5Al4Mn). Pro zjištění vlivu hliníku na posun fázových přeměn a vývoj struktury byl obsah hliníku v jedné z nich volen 6,5 %. Mezi další legující prvky patří mangan a křemík. Obsah uhlíku v obou ocelích je 0,2 %.

Pomocí transformačních teplot bude pro tyto oceli navrženo vhodné tepelné zpracování, které povede ke vzniku vícefázových struktur a požadovaných mechanických vlastností materiálu.

Za využití světelného a řádkovacího elektronového mikroskopu budou hodnoceny získané struktury po jednotlivých režimech tepelného zpracování. Vyhodnocení mechanických vlastností proběhne pomocí měření tvrdostí a tahových zkoušek.

6 Experimentální program

Experimentální program bakalářská práce se zabýval tepelným zpracováním ocelí se sníženou hustotou. Experimentální program byl rozdělen do dvou částí. V první části byl zjišťován vliv teploty kalení na vývoj struktury. Pro návrh vhodných teplot kalení byly využity teploty fázových přeměn vypočtených v softwaru JMatPro. Druhá část zahrnovala již celý postup tepelného zpracování, tedy kalení a popouštění. Kdy teplota kalení byla zvolena na základě výsledků z první části experimentu.

Na získaných vzorcích po tepelném zpracování i na výchozím stavu byla hodnocena vzniklá mikrostruktura na metalografických výbrusech.

Na závěr byly stanoveny mechanické vlastnosti u obou materiálů za pomoci mechanických zkoušek, pro zjištění těchto vlastností byly provedeny zkoušky tvrdosti a tahové zkoušky.

6.1 Experimentální program (chemické složení, ARA a IRA diagramy)

Experimentální program se zabýval tepelným zpracováním ocelí se sníženou hustotou. Cílem bylo získat vícefázovou strukturu a zjistit vliv jednotlivých parametrů tepelného zpracování na vývoj struktury a mechanické vlastnosti. Jedná se o oceli, které obsahují významné množství lehkých substitučních prvků, mezi které patří hliník a mangan. Právě tyto dva legující prvky ovlivňují značným způsobem jak mechanické vlastnosti, tak i vzniklé struktury.

Pro experimentální program byly zvoleny dva materiály s odlišným podílem hliníku a manganu. Jednalo se o materiál 6,5Al4Mn a materiál 5Mn3Al (Tab. 2, Tab. 3). Chemické složení bylo stanoveno pomocí optického emisního spektrometru Bruker Q4 TASMAN.

Experimentální oceli byly odlity do ingotů o hmotnosti 170 kg. Po odříznutí hlavy a paty byly ingoty rozděleny na půl. Tyto půlky byly podrobeny homogenizačnímu žhání při teplotě 1200 °C po dobu 10 h s vychlazením v uzavřené peci. Po homogenizačním žhání byly půlky ingotů rozčtvrceny. Z těchto čtvrtek byly následně vykovány tyče o průměru 20 mm. Teplota ohřevu byla 1100 °C s doba výdrže v peci 1 h. Kování na hydraulickém lisu CKW 6000 bylo nejprve provedeno v rovných kovadlech, aby došlo ke srovnání trojúhelníkového tvaru polotovaru. Poté kování pokračovalo v tvarových kovadlech. Mezi jednotlivými redukcemi průměru byl uskutečněn dohřev na tvářecí teplotu 1100 °C. Po kování byly tyče z dokovací teploty vychlazeny v uzavřené peci.

Tabulka 3: Složení materiálu 6,5Al4Mn v hm. %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	Nb	Ti
0,21	0,6	4	0,008	0,004	0,14	0,05	0,08	0,08	6,52	0,006	0

Tabulka 2: Složení materiálu 5Mn3Al v hm. %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	Nb	Ti
0,2	0,58	5,02	0,007	0,001	0,18	0,067	0,078	0,073	2,95	0,062	0,002

Materiály Fe-Mn-Al-C se vyznačují vynikajícími vlastnostmi, kterými jsou nízká hmotnost, vysoká pevnost a tažnost. Těchto důležitých vlastností je dosaženo díky obsahu legujících prvků.

Jak je již patrné ze samotných názvů, tyto materiály mají rozdílný obsah legujících prvků s nižší hustotou, tedy manganu a hliníku. Tyto legury značným způsobem ovlivňují vzniklé struktury a fáze jak u výchozích stavů, tak i u tepelně zpracovaných vzorků. Vysoké množství Al, Mn způsobuje, že vlastnosti u těchto ocelí jsou podstatně odlišné od konvenčních typů ocelí. [12], [13]

Hliník a mangan společně s uhlíkem tvoří v těchto materiálech kappa karbidy. Tyto karbidy mohou ovlivňovat mechanické a deformační vlastnosti. Značný vliv na mechanické vlastnosti má i samotný hliník, tento legující prvek ovlivňuje velikost zrna. Zároveň vytváří binární slitiny Fe-Al. Při zvýšeném objemu Al v ocelích dochází k nárůstu objemového podílu nanokrystalických kappa karbidů, díky kterým dochází k posílení opevňovacích pochodů na kluzných rovinách, navíc dojde ke snížení hustoty skluzových pásů, což má významný vliv na snížení rychlosti deformační energie.

Kromě hliníku napomáhá tvorbě karbidů i mangan, ten dále jako austenitický prvek stabilizuje austenit, zlepšuje rozpustnost uhlíku v austenitu, a navíc rozšiřuje oblast ochlazování.

Dalším významným prvkem u nízkohustotních ocelí je křemík, který brání precipitaci karbidů a napomáhá difuzi uhlíku do zbytkového austenitu, díky čemuž se stabilizuje zbytkový austenit ve struktuře. Podobně jako hliník ovlivňuje růst zrna při vyšších teplotách.

Nejdůležitějším prvkem slitin železa, tedy i těchto ocelí, je uhlík. Ovlivňuje jak mechanické vlastnosti, tak i vzniklé mikrostruktury, při vyšší koncentraci tvoří karbidy. [12], [13]

6.1.1 IRA a ARA diagramy pro experimentální program

IRA a ARA diagramy, tedy transformační diagramy, slouží jako velmi významné podklady pro návrh tepelného zpracování ocelí. Transformační diagramy můžeme rozdělit na dva typy, na izotermické a anizotermické, které tedy popisují izotermický a anizotermický rozpad austenitu. Izotermický diagram rozpadu austenitu (IRA) popisuje přeměnu austenitu za izotermických podmínek. Diagram anizotermického rozpadu austenitu (ARA) udává dobu, která je potřebná pro přeměnu austenitu při rozdílných rychlostech ochlazování.

Tyto diagramy umožňují znázornění průběhu přeměny austenitu v závislosti na čase a teplotě. Každý materiál má konkrétní diagram, který je ovlivněn chemickým složením daného materiálu.

Na vodorovnou osu diagramu se nanáší čas v logaritmických souřadnicích, na svislé ose je vynášena teplota. Dále diagramy obsahují informace o polohách počátků a konců přeměn a kritických teplotách materiálu. Jejich konstrukce se provádí pomocí experimentálních hodnot nebo použitím termodynamických výpočtů. [14]

IRA diagramy jsou používány během tepelného zpracování (kalení, popouštění, zušlechťování). Křivky, které jsou vidět v tomto diagramu, mají tvar do písmene „C“. Tyto křivky přesně popisují počátek a konec perlitické (P_s , P_f) a bainitické (B_s , B_f) přeměny. Diagram křivky rozdělují na dvě části, v levé části je struktura austenitická, v případě pravé části IRA diagramu je struktura tvořena kombinací perlitu a bainitu.

Poloha a tvar křivek je hlavně ovlivňována chemickým složením oceli a zároveň i stavem austenitu. Přísadové prvky, kromě Al a Co, přesouvají křivky počátků a konců přeměn směrem doprava. Prvky, které jsou rozpustné ve feritu (např. Ni, Si, Cu ...) mají pouze vliv na posun křivky, ale nemění její tvar. Karbidotvorné prvky (např. Cr, Mn, V ...) výrazným způsobem mění tvar, oddalují od sebe bainitickou a perlitickou oblast. Dále ovlivňuje tvar a polohu křivek stav austenitu. Následkem většího a homogenního austenitického zrna dochází k posunu křivek vpravo. Jestliže austenitické zrno obsahuje vměstky nebo nerozpuštěné karbidy nachází se pak křivky v diagramu více vlevo.

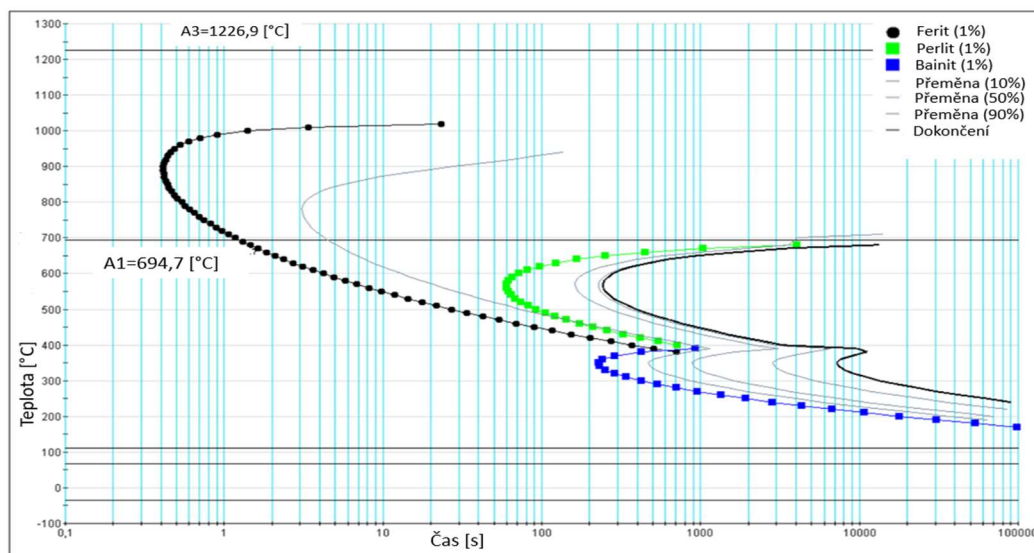
ARA diagramy popisují počátky a konce přeměn, které byly uskutečněny při plynulém ochlazování austenitu při rozdílných teplotách. Při rostoucí rychlosti ochlazování se počátek a konec přeměny přesouvá ke kratším časům a nižším teplotám. [14]

Vliv chemického složení a austenitizačních podmínek na tvar a polohu křivek je podobný jak u IRA diagramu. Avšak přesun křivek k nižším teplotám a delším časům je v tomto diagramu větší. [14]

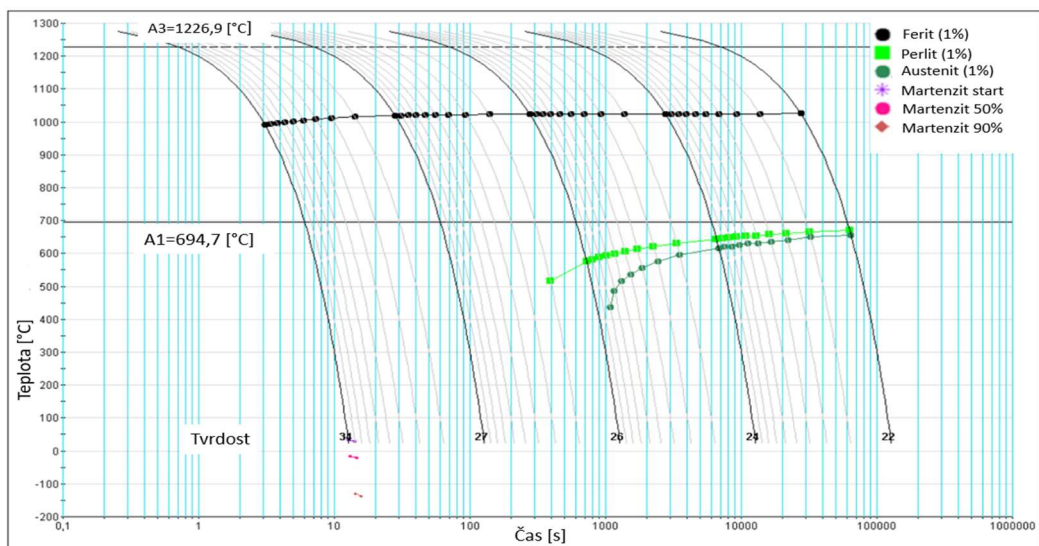
Pro experimentální oceli byly na základě chemického složení vypočteny v softwaru JMatPro diagramy rozpadu austenitu IRA a ARA (Obr. 9 – Obr. 12). Vzhledem k chemickému složení byla pro výpočet volena teplota austenitizace 1300 °C pro ocel s 6,5 % Al a 1200 °C pro ocel s 3 % Al.

U oceli 6,5Al4Mn bylo zjištěno, že díky vysokému podílu hliníku je velmi široký teplotní interval mezi teplotami začátku a konce tvorby austenitu. Teplota A_1 byla vypočtena na 695 °C, přičemž teplota A_3 byla určena na 1227 °C. Teplota M_s byla určena na 112 °C. I když hliník zvyšuje teplotu M_s , působil proti němu v tomto případě mangan, který naopak teplotu M_s snižuje. Teplota M_f byla díky legování manganem snížena až do záporných hodnot na -35 °C.

Z ARA diagramu je dále patrné, že perlitická přeměna je velmi potlačena a zatlačena k pomalejšímu rychlostem ochlazování. Při izotermickém rozpadu austenitu byla pozorována tvorba perlitu od teploty 695 °C a tvorba bainitu až při teplotách okolo 400 °C a delších časech výdrže. Při anizotermickém rozpadu austenitu tvorba bainitu potvrzena nebyla. Z diagramů vyplývá, že u této oceli není možné dosáhnout jednofázové oblasti homogenního austenitu a ve struktuře bude i při vysokých teplotách ohřevu přítomen ferit.



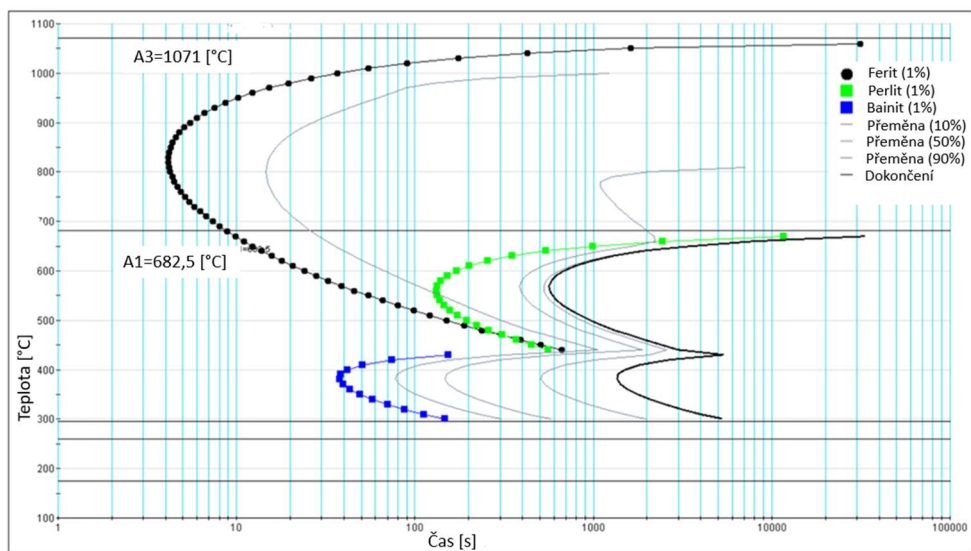
Obrázek 9: IRA diagram materiálu 6,5Al4Mn



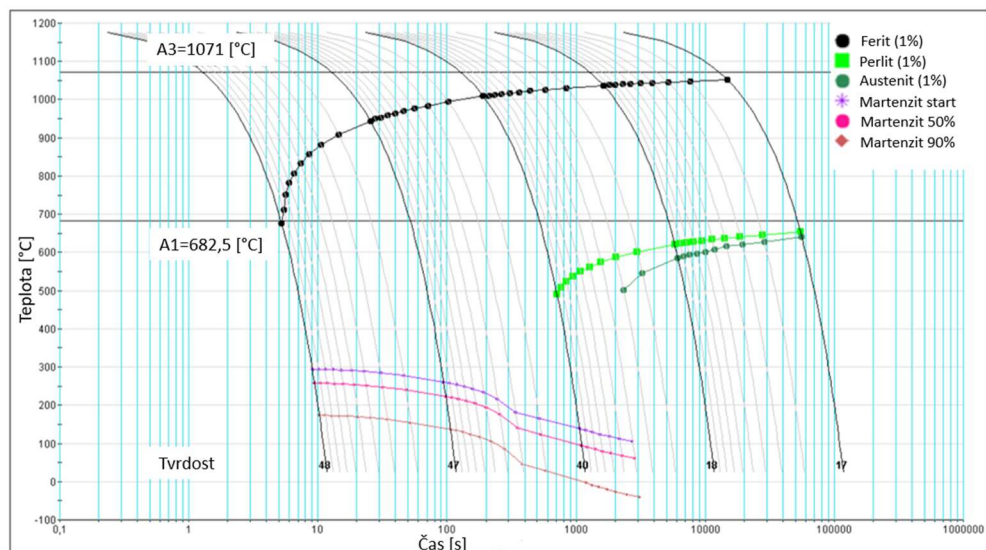
Obrázek 10: ARA diagram materiálu 6,5Al4Mn, tvrdost uváděna v HRC

V případě oceli 5Al3Mn bylo z transformačních diagramů také prokázáno, že je i zde velký teplotní rozdíl mezi teplotami začátku a konce tvorby austenitu. Tento teplotní interval není však tak velký jako u materiálu 6,5Al4Mn. I v případě tohoto materiálu hraje velkou roli obsah hliníku a manganu, hliník teploty A_1 a A_3 zvyšuje, zatímco mangan má opačný vliv. Teplota A_1 byla stanovena na 683 °C a teplota A_3 na 1071 °C. Obě teploty jsou nižší než u předchozího experimentálního materiálu. Teplota M_s byla vypočtena na 296 °C, konec tvorby martenzitu, tedy teplota M_f byla 55 °C.

Z diagramu ARA byla zjištěna teplota tvorby perlitu je výrazně posunuta vpravo k pomalejším rychlostem ochlazování a perlit se začíná tvořit od teploty 682 °C a při rychlostech ochlazování nižších než 1 °C/s. Tvorba bainitu byla detekována pouze v diagramu izotermického rozpadu austenitu při výdržích od 40 s dále a začíná od teploty 445 °C.



Obrázek 11: IRA diagram materiálu 5Mn3Al



Obrázek 12: ARA diagram materiálu 5Mn3Al, tvrdost v HRC

Při porovnání IRA a ARA diagramů experimentálních materiálů byl v obou případech zjištěn vliv hliníků na zvýšení transformačních teplot A_1 a A_3 .

Teploty A_1 nejsou příliš rozdílné, významný rozdíl nastává až u teploty A_3 , kdy je tato teplota vyšší u oceli 6,5Al4Mn. U teplot M_s a M_f lze pozorovat výrazný vliv hliníku na jejich snížení. U oceli 6,5Al4Mn došlo dokonce ke snížení teploty M_f do záporných hodnot. U druhé experimentální oceli se tato teplota ještě pohybuje v kladných hodnotách a je 55 °C. Teplota tvorby perlitu není u obou ocelí příliš rozdílná, o oceli 6,5Al4Mn je 695 °C u oceli 5Mn3Al dosahuje tato teplota 682 °C. Bainitická struktura se u oceli 6,5Al4Mn začíná tvořit okolo 400 °C, v případě oceli 5Mn3Al se tato přeměna uskutečňuje od teploty 445 °C. U oceli 6,5Al4Mn je navíc tato přeměna posunuta k delším časům výdrže.

Tabulka 4: Vypočtené transformační teploty v softwaru JMatPro pro experimentální oceli

	A_1 [°C]	A_3 [°C]	M_s [°C]	M_f [°C]
6,5Al4Mn	695	1227	112	-35
5Mn3Al	682,5	1071	296	55

6.2 Použité metody vyhodnocení

Z kruhové tyče byly nařezány vzorky na rozbrušovací kotoučové pile. V případě zkoumání struktury výchozího stavu byl pro každý materiál vytvořen příčný a podélný výbrus, tak aby byla zjištěna struktura v obou směrech. U tepelně zpracovaného materiálu byly připraveny vzorky pouze v příčném směru.

Následně byly metalografické vzorky zalisovány za tepla do polymerní pryskyřice, a to z důvodu jednodušší manipulace a zachování rovinnosti vzorku během přípravy. Vzorek byl vložen do vyhřívané nádoby a zasypán práškem ze speciálního polymeru.

Tento prášek se při soudobém působení tlaku a tepla roztaví a dokonale obklopí zkoumaný vzorek. V tomto případě byla použita bakelitová pryskyřice, jejíž obchodní název je MultiFast. Jedná se o pryskyřici, která obsahuje příměs kovového prášku, a to z důvodu, aby vzorek po zalití zůstal vodivý a mohl tak být podrobně zkoumán i na elektronovém mikroskopu.

Dalším krokem při přípravě metalografických výbrusu je broušení. Cílem broušení je získat rovinnou plochu vzorku tak, aby byla co nejméně poškozena. Broušení se provádí automaticky na univerzálních brusných zařízeních, které umožňují jak broušení, tak i leštění. Stačí pouze vyměnit brusné/leštící kotouče. Zároveň velkou výhodou je možnost přípravy více vzorku najednou, která byla využita i v tomto případě. Byla použita automatická bruska a leštička Struers Tegramin-30.

Jako první byl použit kotouč Piano 500, v dalším kroku byl použit brusný kotouč Piano 1200. Pro každý brusný kotouč jsou nastaveny jiné parametry jako je doba broušení, otáčky, množství chladicí kapaliny a přítlačná síla. Všechny tyto proměnné mají značný vliv na konečnou kvalitu povrchu vzorku. Pro brusný kotouč Piano 500 byla použita přítlačná síla 35 N po dobu 2 minut, v případě brusného kotouče Piano 1200 byla využita přítlačná síla o velikosti 30 N taktéž po dobu 2 minut. Velmi důležité je chlazení, které se nejčastěji provádí vodou. Během broušení dochází k zahřívání vzorku, tomu zamezuje právě přívod chladicího média. Zároveň chladicí médium zamezuje vzniku B-vrstvy, což je souvislá deformačně zpevněná vrstva kovu. Mezi jednotlivými brousícími programy byly vzorky umyty pod tekoucí vodou, aby nedošlo ke kontaminaci brusných kotoučů nečistotami vzniklými během broušení. Nečistoty by měly negativní vliv na finální kvalitu povrchu.

Následnou operací po broušení je leštění. Při samotném leštění na rozdíl od broušení materiál téměř neubývá, dochází hlavně k deformaci vrcholů povrchové drsnosti.

Leštění vzorků bylo provedeno, stejně jako broušení, na automatickém brusném zařízení, avšak za využití leštících kotoučů. K leštění vzorků byly využity kotouče o drsnosti 9, 3 a 1 μm . V prvním kroku byl použit leštící kotouč Struers – MD –IOTA 9 μm . U tohoto kotouče byla nastavena přítlačná síla na 30 N po dobu 2 minut. V dalším kroku bylo provedeno leštění kotoučem METALKO – IOTA 3 μm s přítlačnou silou 25 N, leštění tímto kotoučem trvalo 3 minuty. Finální leštění bylo provedeno leštícím kotoučem IOTA 1 μm s přítlačnou silou 20 N po dobu 2 minut.

Pro jednotlivé kotouče byly využity jiné druhy leštící suspenze, rozdíl je hlavně v obsaženém druhu brusiva a jeho velikosti. Mezi jednotlivými výměnami leštících kotoučů byl pracovní prostor očištěn od nečistot a suspenze. Metalografické vzorky byly po vyleštění očištěny vodou od zbylé suspenze, opláchnuty lihem a usušeny, tak aby nedocházelo ke korozi povrchu.

Finálním krokem při přípravě metalografických výbrusů je leptání, je to proces, při kterém dochází ke zviditelnění jednotlivých struktur a fází. Zároveň leptání umožňuje odstranění případné Beilbyho vrstvy, která může vzniknout při broušení a leptání. Aby bylo možné vzorek pozorovat pod mikroskopem je nutné tuto vrstvu odstranit.

Leptání bylo provedeno ponořením metalografického vzorku do leptacího činidla o správné koncentraci, teplotě a po určitý čas. Leptací činidlo přednostně napadá energeticky bohatá místa, například tedy hranice zrn a fázová rozhraní.

Vzorky výchozího stavu materiálu 6,5Al4Mn a materiálu 5Mn3Al byly leptány v leptacím činidle nazývaném 2-2-1. Jedná se o směs 20ml HF, 20ml glycerinu a 10ml HNO₃. Po naleptání byly vzorky opět omyty pod tekoucí vodou a následně opláchnuty lihem. Naleptané vzorky byly dále zkoumány pod světelným mikroskopem Olympus – Model GX51F, kde byla při různých zvětšeních zkoumána mikrostruktura, jednotlivé složení a fáze materiálu.

Vzorky tepelně zpracovaného materiálu 6,5Al4Mn a materiálu 5Mn3Al byly leptány v leptacím činidle nazývaném Nital 10 %. Jedná se o kyselinu dusičnou na alkoholové bázi, její vzorec je HNO₃. Toto leptadlo se používá pro nízkolegované a nelegované oceli. Po naleptání byly vzorky omyty pod tekoucí vodou a následně opláchnuty lihem. Dále byly vzorky zkoumány pod světelným mikroskopem, kde byla zkoumána mikrostruktura, jednotlivé složení a fáze materiálu při různých zvětšeních. Pro zvýraznění zbytkového austenitu ve struktuře bylo také použito barevné dvoukrokové leptání. V prvním kroku se používá leptadlo Nital a v druhém kroku je vzorek leptán v 10 % vodním roztoku Na₂S₂O₅. Po použití tohoto postupu zůstává zbytkový austenit ve struktuře zbarven do bíla, zatímco ostatní strukturní složky získávají různé barevné zbarvení, např. ferit se barví např. do hněda, martenzit do modra. Barevné zbarvení je ale velmi ovlivněno délkou leptání a chemickým složením.

V dalším kroku byly u jednotlivých řezů provedeny zkoušky tvrdosti a tahové zkoušky.

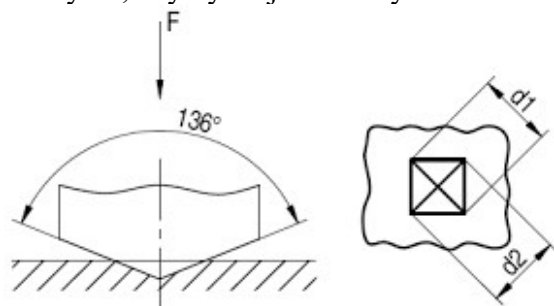
6.2.1 Zkouška tvrdosti

Mechanické zkoušky se využívají ke zjišťování mechanických vlastností materiálů. Právě z tohoto důvodu byly tyto zkoušky provedeny v rámci experimentálního programu této bakalářské práce.

Nejdříve byly na vzorcích provedeny zkoušky tvrdosti. Tvrdost patří mezi důležité mechanické vlastnosti, je to schopnost materiálu odolávat proti vnikání cizího tělesa.

Zkoušky byly provedeny na tvrdoměru Vickers – Volpert 432 SVD metodou měření podle Vickerse. Tuto metodu můžeme zařadit do skupiny vnikacích zkoušek. To znamená, že během zkoušky je do vzorku vtlačováno zkušební tělíčko předepsanou silou. Při použití měření metody podle Vickerse, tedy u této metody se používá jako indentor čtyřboký jehlan s vrcholovým úhlem 136° (Obr. 13) a předem určenou silou. Zatěžovací síla během měření tvrdosti byla 10 kg, tomu odpovídá označení HV10. Tvrdost materiálu byla zjištěna změřením úhlopříčky vtisku.

Parametry jako síla a čas jsou normalizované a volí se dle potřeby z tabulek. Výsledná tvrdost byla zjištěna změřením středních délek u obou úhlopříček vtisku. U každého vzorku byly provedeny 3 vtisky, výsledné hodnoty tvrdosti byly získány jako aritmetický průměr hodnot dle provedených vtisků. Dále byla vždy u jednotlivých měření spočítána směrodatná odchylka, aby byla zjištěna chyba měření a odchylka od průměrné hodnoty.



Obrázek 13: Princip měření tvrdosti metodou Vickers [14]

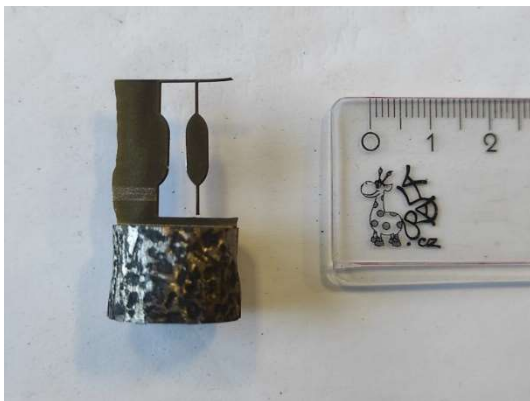
6.2.2 Zkouška tahem

K zjištění dalších mechanických vlastností tepelně zpracovaných materiálů, byly provedeny tahové zkoušky.

Zkoušky tahem byly provedeny na miniaturních vzorcích (Obr. 14) o průřezu aktivní části 1,2x2 mm a délce 5 mm při rychlostech deformace podobných jako u standardních typů zkoušek. Rozměry vzorku, na kterém byla tahová zkouška provedena viz. (Příloha 1). Miniaturní vzorky z jednotlivých typů tepelně zpracovaných materiálů byly vyhotoveny elektrojiskrovým obráběním. Všechny zkoušky byly uskutečněny za pokojové teploty.

Jedná se o statické zatěžování zkušebních tyčí tahovým napětím. Výsledkem zkoušky je diagram, na kterém je znázorněna závislost napětí na poměrném prodloužení nebo závislost síly na prostém prodloužení.

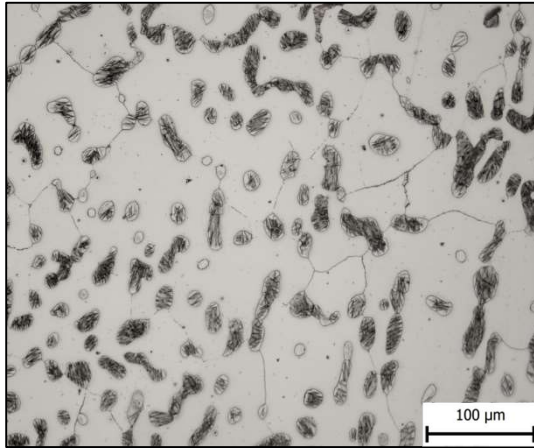
Tahové zkoušky byly provedeny na zařízení Zwick Roell. Zkušební vzorek byl upnut do upínacích čelistí a následně postupně zatěžována tahem. Při postupném zatěžování nejdříve vznikali pružné deformace, v případě odlehčení by došlo k návratu tyče do výchozího tvaru a rozměru. Při dalším zatěžování vznikali na tyči již trvalé deformace, v případě odlehčení v tomto rozmezí již nedojde k návratu do původního tvaru, ale tyč již zůstává deformována. Během dalšího zatěžování došlo ke tvorbě krčku na zkušební tyči, byla tedy překročena mez kluzu. Po překročení meze pevnosti se normalizovaná tyč přetrhla.



Obrázek 14: Ukázka vyříznutí zkušebního tělesa pro zkoušku tahem ze vzorku po tepelném zpracování

6.3 Analýza výchozích stavů

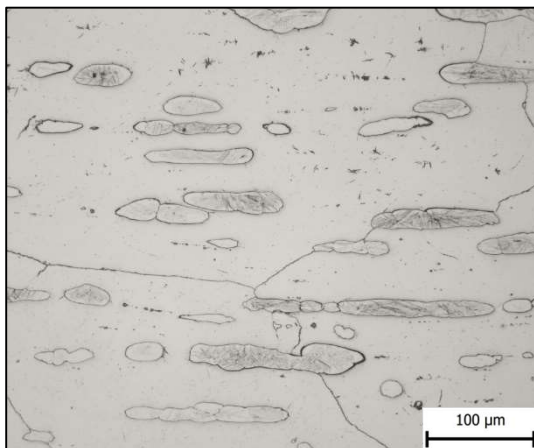
Před samotným tepelným zpracováním byla provedena analýza výchozích stavů u obou materiálů. Tato analýza byla provedena z důvodu zjištění vstupní mikrostruktury zkoumaných materiálů před tepelným zpracováním.



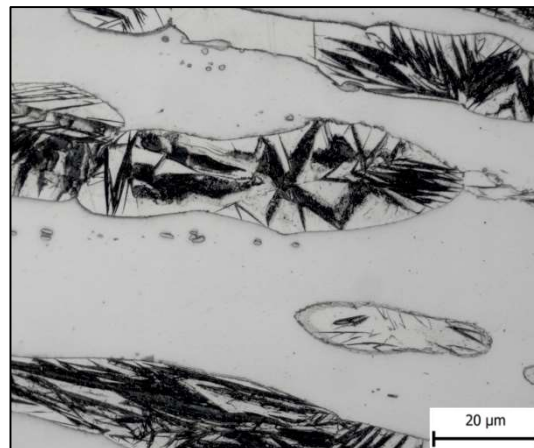
Obrázek 15: 6,5Al4Mn-příčný řez- obj. 20x



Obrázek 16: 6,5Al4Mn-příčný řez-obj. 100x

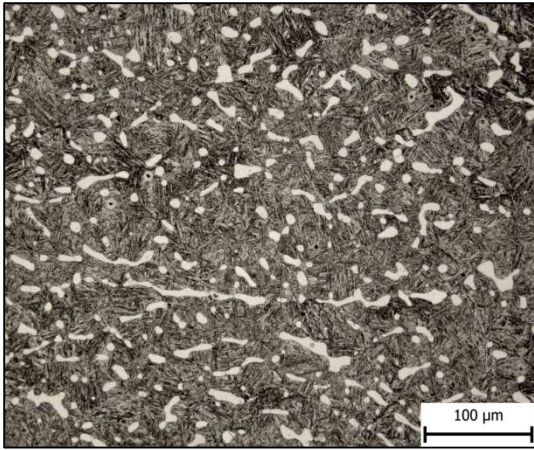


Obrázek 17: 6,5Al6,5Mn-podélný řez-obj. 20x

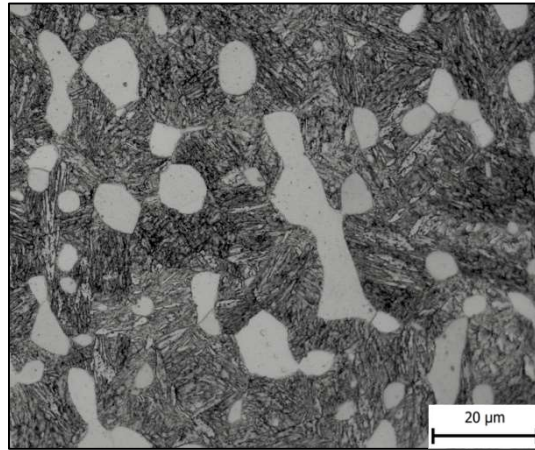


Obrázek 18: 6,5Al,5Mn-podélný řez-obj. 100x

Struktura výchozího stavu byla u materiálu 6,5Al4Mn tvořena feritickou maticí, ve které byly rozmístěny austenitická zrna, která byla částečně transformována na martenzit (Obr. 15 – Obr. 18). Tím byla vytvořena tzv. M-A složka, tedy útvar složený z částečně přeměněného austenitu na martenzit. Austenit se vyskytoval zejména po hranicích těchto útvarů. Po hranicích původních austenitických zrn byly vyloučeny pravděpodobně kappa karbidy, které byly detekovány i mezi martenzitickými jehlicemi uvnitř austenitických zrn. Hodnota tvrdosti byla v podélném i příčném směru skoro shodná a pohybovala se v intervalu $267 \pm 1,7$ až $268 \pm 1,7$ HV10 (Tab. 5).



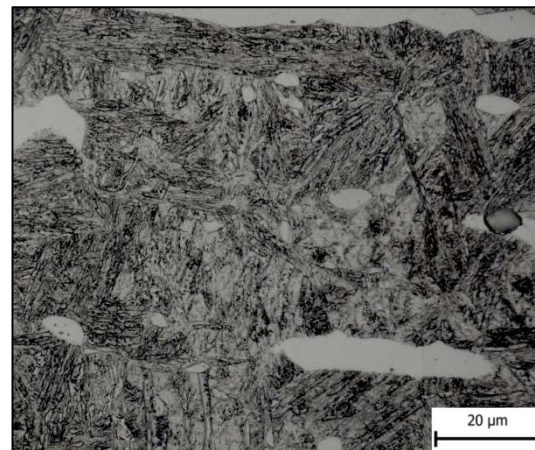
Obrázek 19: 5Mn3Al-příčný řez- obj. 20x



Obrázek 20: 5Mn3Al-příčný řez- obj. 100x



Obrázek 20: 5Mn3Al-podélný řez- obj. 20x



Obrázek 21: 5Mn3Al-podélný řez- obj. 100x

U oceli 5Mn3Al byl zjištěn výrazně odlišný strukturní stav ve výchozím stavu. Struktura byla tvořena martenzitickou maticí a feritem (Obr. 19 – Obr. 22). V podélném řezu bylo možné pozorovat vyřádkovanost feritických zrn a jejich protažení podél podélné osy tyče. Vzhledem k typu matrice byla hodnota tvrdosti u této ocele vyšší a pohybovala se v intervalu 434 až 442 pro podélný a příčný řez (Tab. 6).

Tabulka 5: Tvrdosti materiálu 6,5Al4Mn– výchozí stav

6,5Al4Mn-příčný výchozí stav			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	267	267	±2
2	269		
3	266		

6,5Al4Mn-podélný výchozí			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	270	268	±2
2	267		
3	268		

Tabulka 6: Tvrdosti materiálu 5Mn3Al– výchozí stav

5Mn3Al-příčný výchozí			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	442	442	±0
2	442		
3	442		

5Mn3Al-podélný výchozí			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	434	434	±3
2	436		
3	432		

6.4 Dilatometrie

Dilatometrie patří do skupiny termických metod, tato metoda se využívá při stanovení fázových transformací materiálů v tuhém stavu během změn teploty (ohřev, chlazení) nebo během sledování průběhu izotermických přeměn [17].

Dilatometrie vychází z teplotní roztažnosti materiálů, která je definovaná podélným a objemovým koeficientem teplotní roztažnosti. Koeficient teplotní roztažnosti popisuje změnu délky L nebo objemu V tělesa při ohřevu o 1 K.

Pro stanovení transformačních teplot byly vzorky podrobeny dilatometrickému měření podle následujících režimů:

- stanovení A_{c1} , A_{c3} : 10 °C/min → 600 °C, 3 °C/min → 1250 °C, samovolné ochlazení
- stanovení M_s , M_f : 5 °C/s → 500 °C, 2 °C/s → 900 °C, 1 °C/s → 1250 °C, 50 °C/s → 25 °C

Teploty fázových přeměn stanoveny pomocí pákového pravidla („lever rule“) - teploty A_{c1} odpovídají 1 % transformaci, A_{c3} pak 99 % transformaci.

Teploty A_{c1} , A_{c3} jsou uvedeny v Tab. 7 a 8. Teploty M_s , M_f nebylo možné určit – při ochlazování rychlostí 50 °C/s ani při vyšších rychlostech není na dilatometrických křivkách patrné zvětšení objemu vzorku charakteristické pro martenzitickou přeměnu, viz grafy níže (Obr. 23 – Obr. 26). U 6,5Al4Mn i 5Mn3Al dochází při ochlazování pravděpodobně k fázovým přeměnám pod teplotou cca 800 °C.

Tabulka 7: Přehled teplot transformace austenitu – ohřev

Ohřev	A_{c1}	A_{c3}
6,5Al4Mn	1132 °C	1214 °C
5Mn3Al	1147 °C	1202 °C

Tabulka 8: Přehled teplot transformace austenitu – ochlazování

Ochlazení	A_{r1}	A_{r3}
6,5Al4Mn	258 °C	780 °C
5Mn3Al	369 °C	1090 °C

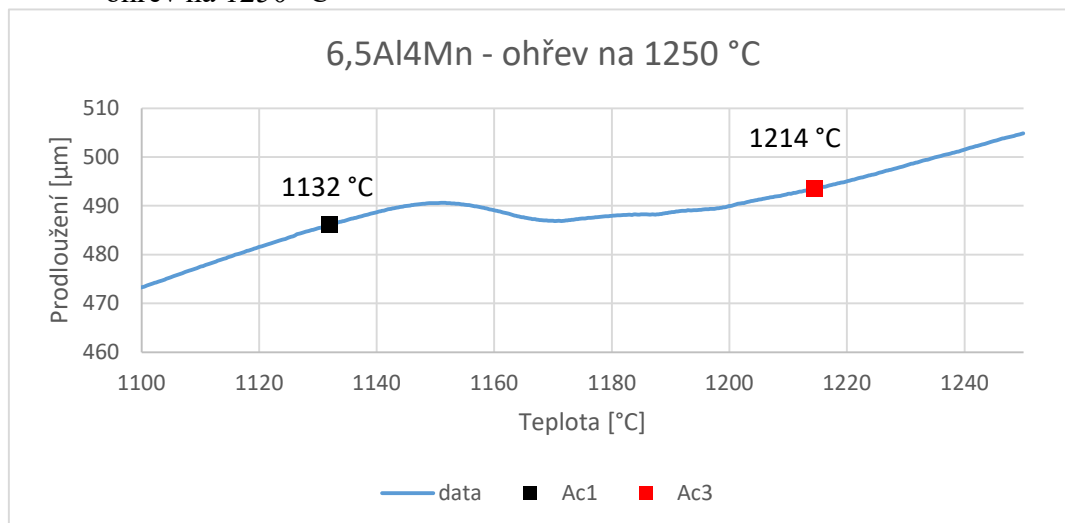
Teploty fázových přeměn vypočtené pomocí programu JMatPro ze složení jednotlivých materiálů jsou nižší než teploty zjištěné pomocí dilatometrie.

Tento rozdíl je způsoben nepřesností programu JMatPro, a to z důvodu, že se jak u materiálu 6,5Al4Mn, tak i u materiálu 5Mn3Al, jedná o oceli se specifickým složením. A proto nemusí být běžné postupy, tedy využití výše zmíněného programu spolehlivé, Z tohoto důvodu se tyto výsledky musí ověřit pomocí reálných experimentů, kterým je například právě dilatometrie.

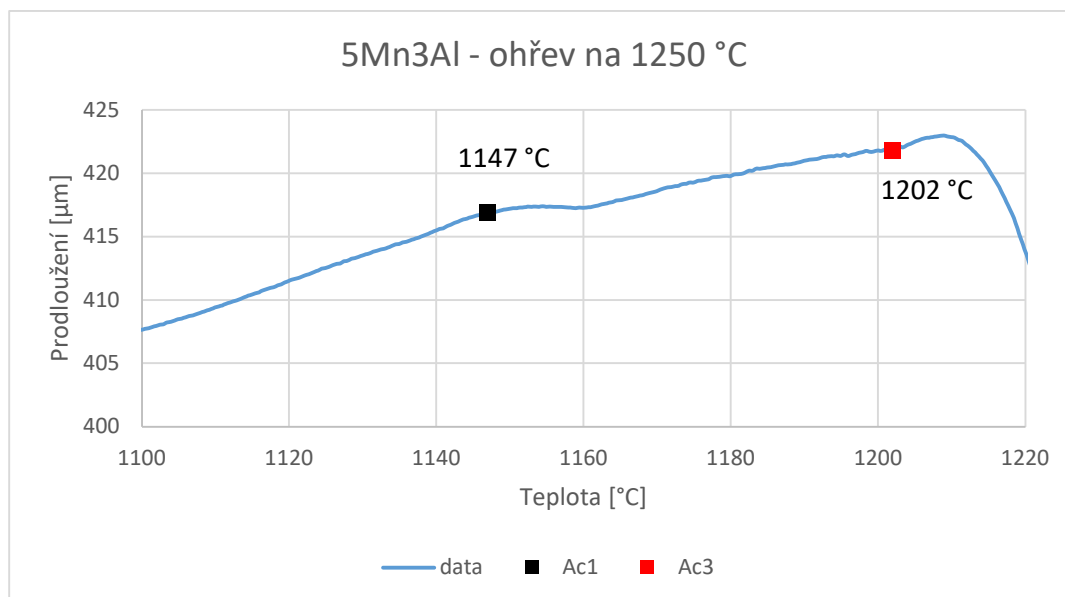
V případě dilatometrie byly teploty fázových přeměn určeny z grafů závislosti změny délkové roztažnosti na teplotě. Pro každý materiál byly z dat vyhotoveny dva grafy, jeden graf pro ohřev (Obr. 23 a Obr. 24) a druhý graf pro ochlazování materiálů (Obr. 25 a Obr. 26). Z těchto grafů byly pomocí derivace zvýrazněny změny (zlomy) na křivce, které odpovídají začátku nebo konci fázové transformace pro daný materiál.

V případě grafů na Obr. 27 a Obr. 28 se jedná o derivované průběhy ochlazování materiálů z teploty 1250 °C. Díky provedení derivace, lze získat přesnější informace o samotném průběhu tuhnutí. Derivace v každém bodě křivky chladnutí se rovná jejímu sklonu a zobrazuje rychlost chladnutí kovu. Pokud křivka po zderivování roste, dochází ke zpomalování rychlosti ochlazování, a tedy k výskytu nové fáze při které se uvolňuje teplo.

- ohřev na 1250 °C

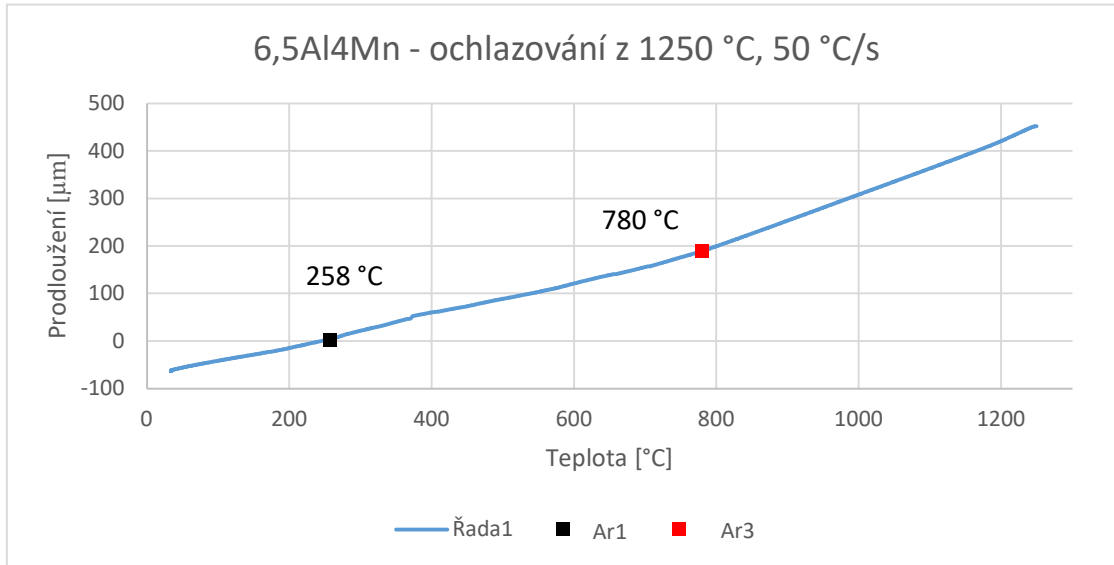


Obrázek 22: 6,5Al4Mn – ohřev na 1250 °C

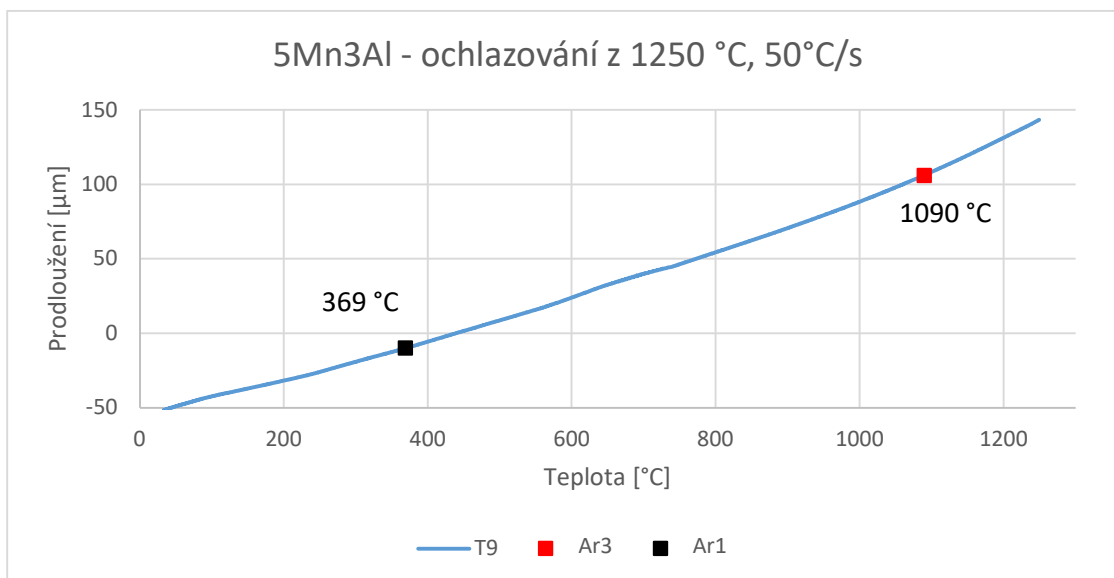


Obrázek 23: 5Mn3Al – ohřev na 1250 °C

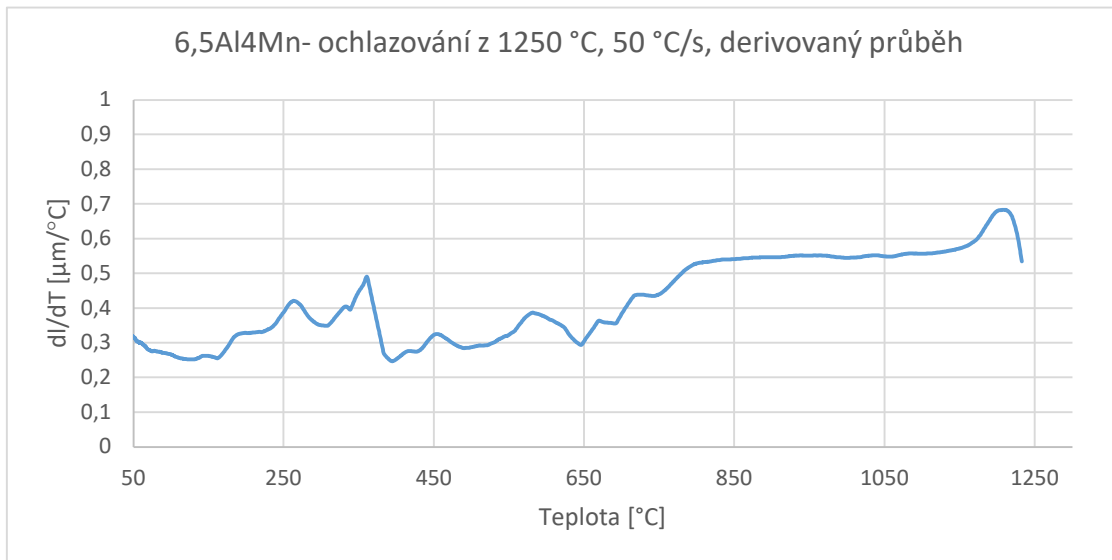
- ochlazování 1250 °C → 25 °C



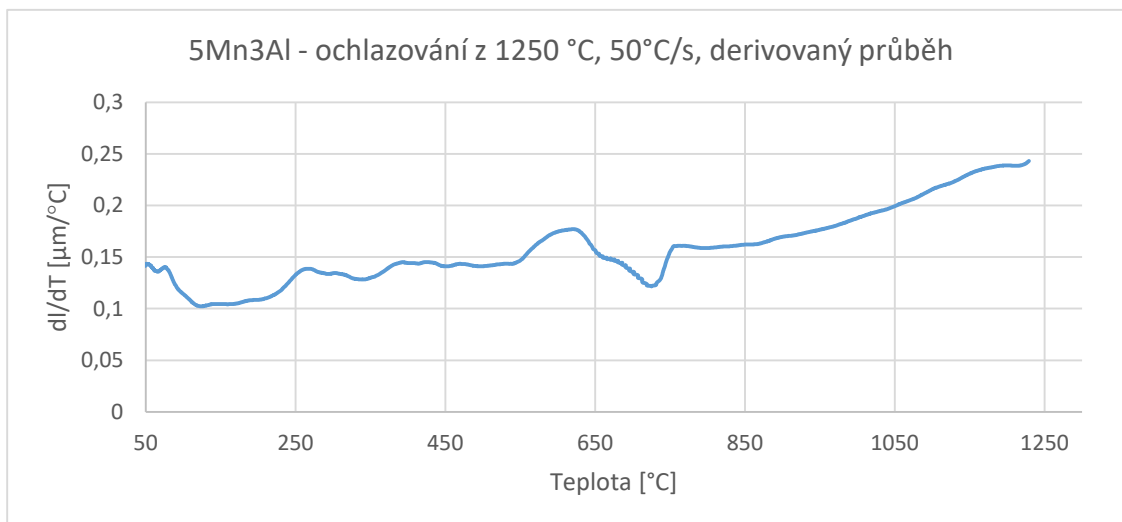
Obrázek 24: 6,5Al4Mn – ochlazování z 1250 °C



Obrázek 25: 5Mn3Al – ochlazování z 1250 °C



Obrázek 26: 6,5Al4Mn – ochlazování z 1250 °C, 50 °C/s, derivovaný průběh



Obrázek 27: 5Mn3Al – ochlazování z 1250 °C, 50 °C/s, derivovaný průběh

6.5 Tepelné zpracování

Jako tepelné zpracování bylo zvoleno kalení a popouštění. Tepelné zpracování experimentálních ocelí bylo rozděleno na dvě části. První část byla zaměřena na stanovení vhodné teploty kalení. Cílem bylo získat struktury s rovnoměrně rozložením jednotlivých strukturních složek a u oceli s 6,5 % Al eliminovat precipitaci kappa karbidů. Druhá část byla věnována odzkoušení vhodné teploty popouštění.

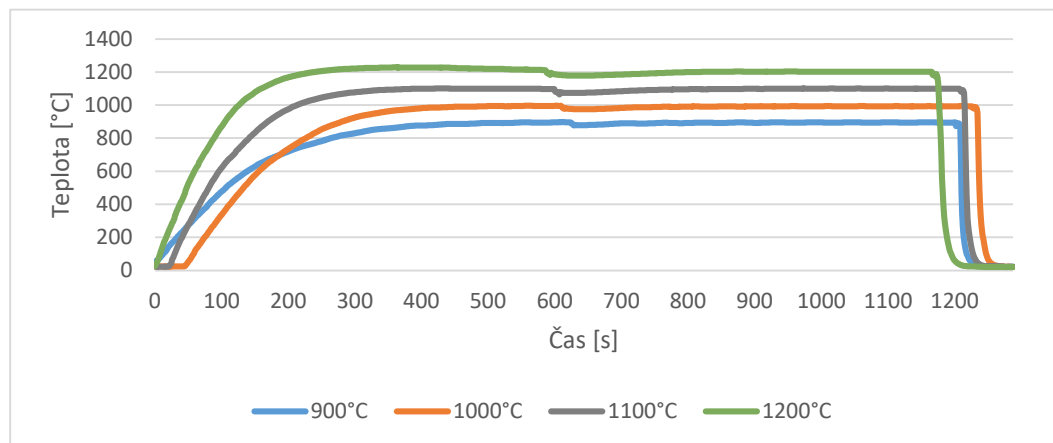
Teploty kalení byly navrženy na základě výpočtů v softwaru JMatPro, Kalení bylo prováděno v elektrické kalící peci bez ochranné atmosféry, do které byly vkládány jednotlivé vzorky z experimentálního materiálu 6,5Al 4Mn a materiálu 5Mn3Al.

Kaleni jako takové se skládá ze 3 hlavních fází, kterými jsou ohřev, výdrž na teplotě a ochlazení. Jako teploty kalení byly zvoleny teploty 900 °C, 1000 °C, 1100 °C a 1200 °C.

Po vložení vzorků do pece následovala výdrž na teplotě kalení, tak aby bylo zajištěno rovnoměrné prohřátí vzorků, proběhly požadované fázové transformace, tak aby došlo k případnému rozpuštění nechtěných fází a k vyrovnání chemického složení. Výdrž v peci byla 20 minut.

Aby bylo dosaženo požadovaných zákalných struktur následovalo po výdrži v peci fáze ochlazení. Tato fáze zajišťuje vznik rovnovážných i nerovnovážných struktur, z tohoto důvodu je velmi důležitá rychlost ochlazení. Ochlazení se provádělo do vody, tím byla zajištěna vysoká rychlost ochlazení, tak aby došlo k potlačení precipitace křehkých κ -karbidů, které by negativním způsobem ovlivňovaly mechanické vlastnosti materiálů. Průběh ochlazení byl měřen termočlánkem typu K, který byl umístěn ve vzorku v hloubce 10 mm Z měření termočlánkem bylo zjištěno, že rychlost ochlazení je do cca. 350 °C přibližně 50 °C/s (Obr. 29 a Tab. 9).

Po tepelném zpracování byly ze zpracovaných vzorků vyhotoveny metalografické výbrusy, u kterých byly zkoumány vzniklé struktury a provedeny zkoušky tvrdosti.



Obrázek 28: Průběh tepelného zpracování – kalení

Tabulka 9: Rychlosti ochlazení

Teplota kalení	Rychlost ochlazení
900 °C	50,2 °C/s
1000 °C	47,4 °C/s
1100 °C	49,2 °C/s
1200 °C	45,8 °C/s

Z důvodu snížení vnitřního pnutí a zvýšení houževnatosti materiálu následuje zpravidla po kalení popouštění. Popouštěním dochází ke snížení tvrdosti, pevnosti a meze kluzu, naopak se popouštěním zvyšuje plasticita a houževnatost materiálu. Na základě výsledků z první části experimentu byla jako teplota kalení před popouštěním zvolena teplota 1100 °C.

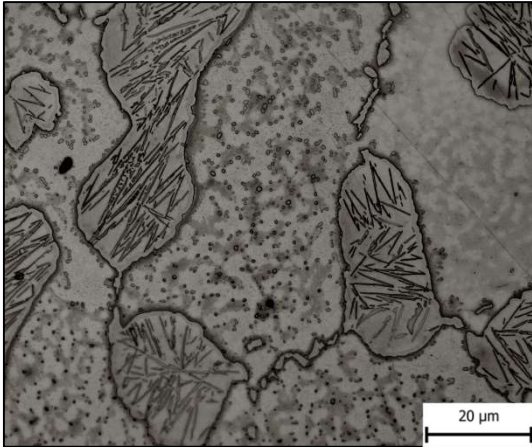
Popouštění bylo prováděno při třech teplotách, které byly opět navrženy na základě výpočtů v softwaru JMatPro. U obou materiálů, tedy u materiálu 5Mn3Al a 6,5Al4Mn, byly navrženy totožné teploty.

Materiály byly popouštěny při teplotách 300 °C, 500 °C, 600 °C a 700 °C. Ohřev vzorků byl uskutečněn v elektrických pecích bez ochranné atmosféry, doba výdrže na popouštěcích teplotách byla ve všech případech 2 hodiny. Finální fáze popouštění, tedy ochlazování, bylo provedeno na vzduchu. V případě materiálu 6,5Al4Mn byla odzkoušena i varianta s ochlazováním do vody.

6.6 Dosažené výsledky po tepelném zpracování

V následujících kapitolách budou popsány výsledky získané z metalografických analýz, měření tvrdosti i mechanické vlastnosti.

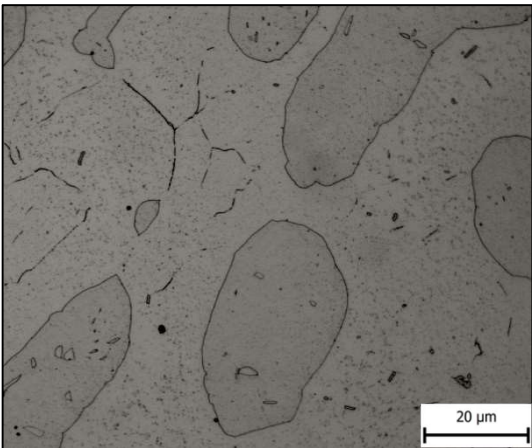
6.6.1 Mikrostrukturní analýza a měření tvrdosti po kalení



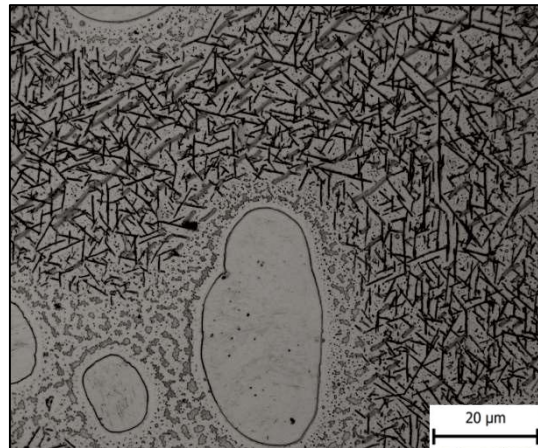
Obrázek 29: 6,5Al4Mn-kaleno 900 °C – obj. 100x



Obrázek 30: 6,5Al4Mn-kaleno 1000 °C – obj. 100x



Obrázek 31: 6,5Al4Mn-kaleno 1100 °C – obj. 100x



Obrázek 32: 6,5Al4Mn-kaleno 1200 °C – obj. 100x

U materiálu 6,5Al4Mn byla struktura vzorky kaleného z teploty 900 °C tvořena feritickou maticí, ve které byly obsaženy austenitická zrna. V těchto austenitických zrnech došlo k částečné transformaci na martenzit a vyloučení kappa fáze (Obr. 30). Uvnitř feritických zrn byly často vidět chemické heterogenity, ve kterých byly často vyloučeny velmi jemné sferoidizované částice. Je možné předpokládat, že se také jedná o kappa karbidy. Tento typ karbidů byl vyloučen i po hranicích zrn. Při kalení z teploty 1000 °C došlo k odstranění chemických heterogenit ve feritické matici a odstranění sferoidizovaných částic z feritických zrn. Kappa karbidy byly většinou pozorovány uvnitř austenitických zrn mezi martenzitickými jehlicemi a po hranicích zrn (Obr. 31). Při zvýšení kalící teploty na 1100 °C došlo k odstranění výrazných jehlic kappa fáze z austenitických ostrůvků a ve struktuře se objevovalo jak v austenitických zrnech, tak i ve feritické matici velké množství drobných sferoidizovaných částic. Kappa karbidy byly zjištěny jak po hranicích zrn, tak ve sferoidizované formě v austenitických zrnech (Obr. 32). Výrazná změna ve struktuře byla zjištěna při teplotě kalení 1200 °C (Obr. 33). Kappa karbidy byly ve formě velkého množství křížících se jehlic a jemných sferoidizovaných částic vyprecipitovány ve feritické matici. Dále došlo k vyloučení karbidů i po hranicích austenitických zrn. Okolo těchto hranic je viditelná bezprecipitační oblast, která vznikla koncentrací legujících prvků právě po hranicích austenitických zrn. Uvnitř austenitických zrn je vidět náznak částečného rozpadu na martenzit.

Postupná změna v charakteru struktury z důsledku zvyšující se teploty austenitizace vedla i ke změně v hodnotách tvrdosti (Tab. 10 - Tab.13). Při nižších teplotách ohřevu 900 a 1000 °C byla hodnota tvrdosti 309 HV10. Postupnou precipitací karbidů ve feritické matici došlo k navyšování hodnoty tvrdosti. U teploty kalení 1100 °C tvrdost stoupla na 338 HV10. Masivní precipitace kappa karbidů při teplotě kalení 1200 °C vedla k dalšímu zvýšení hodnoty tvrdosti na 355 HV10.

Tabulka 10: Tvrdost materiálu 6,5Al4Mn– kaleno 900 °C

6,5Al4Mn-kaleno_900 °C			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	315	309	±18
2	306		
3	306		

Tabulka 11: Tvrdost materiálu 6,5Al4Mn– kaleno 1000 °C

6,5Al4Mn-kaleno_1000 °C			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	307	309	±6
2	307		
3	312		

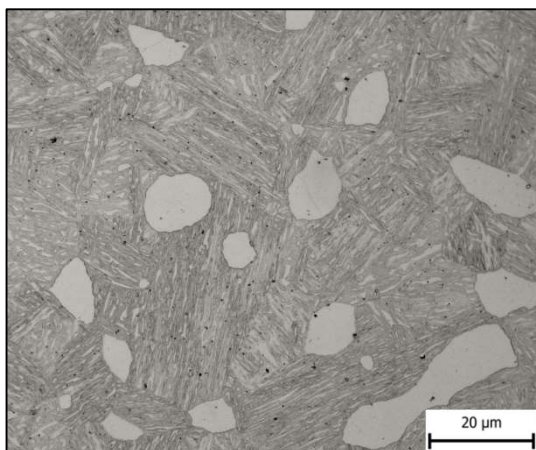
Tabulka 12: Tvrdost materiálu 6,5Al4Mn– kaleno 1100 °C

6,5Al4Mn-kaleno_1100 °C			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	337	338	±24
2	344		
3	332		

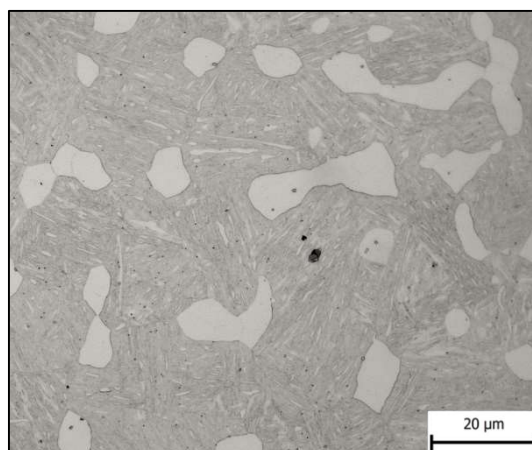
Tabulka 13: Tvrdost materiálu 6,5Al4Mn– kaleno 1200 °C

6,5Al4Mn-kaleno_1200 °C			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	347	355	±43
2	363		
3	354		

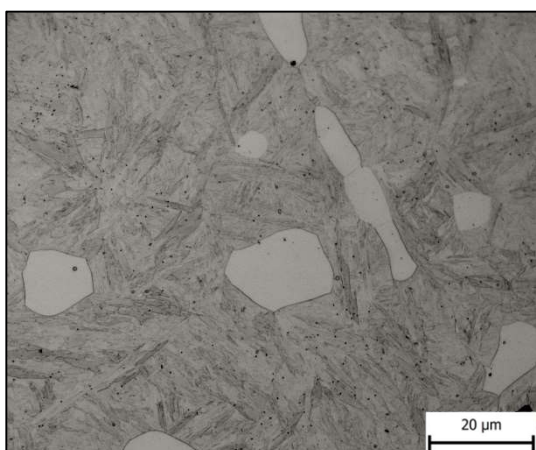
Materiál 5Mn3Al



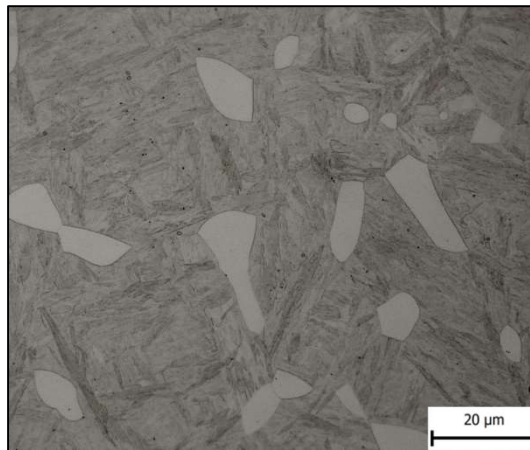
Obrázek 34: 5Mn3Al– kaleno 900 °C – obj. 100x



Obrázek 33: 5Mn3Al – kaleno 1000 °C – obj. 100x



Obrázek 36: 5Mn3Al– kaleno 1100 °C – obj. 100x



Obrázek 35: 5Mn3Al– kaleno 1200 °C – obj. 100x

Struktura vzniklá u materiálu 5Mn3Al zakaleného z teploty ohřevu 900 °C byla tvořena martenzitickou maticí, ve které byla uložena feritická zrna (Obr. 34). V martenzitické matici se vyskytovaly podélné útvary, které kopírovaly martenzitické jehlice. Lze tedy předpokládat, že se jedná o austenit. Stejná struktura byla zjištěna i v případě materiálu kaleného z teploty 1000 °C (Obr. 35). Změna ve struktuře byla pozorována až od teploty kalení 1100 °C (Obr. 36). Došlo k odstranění podlouhlých světlých úvarů v martenzitické matici. Ferit ve struktuře zůstal zachován. Navýšení teploty kalení na 1200 °C nevedlo k dalším změnám ve struktuře a struktura byla tvořena martenzitem a feritem (Obr. 37). Oproti předchozí experimentální oceli byla naměřena vyšší hodnota tvrdosti. To bylo dáno hlavně vznikem martenzitické matrice po kalení. Při nižší teplotě ohřevu 900 °C byla hodnota tvrdosti 441 HV10. Pro zbývající teploty ohřevu se tvrdost zvýšila a pohybovala se v intervalu 480 až 485 HV10 (Tab. 14 – Tab.17).

Tabulka 14: Tvrdost materiálu 5Mn3Al– kaleno 900 °C

5Mn3Al-kaleno_900 °C			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	431	441	±55
2	442		
3	449		

Tabulka 15: Tvrdost materiálu 5Mn3Al– kaleno 1000 °C

5Mn3Al-kaleno_1000 °C			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	487	485	±23
2	489		
3	478		

Tabulka 16: Tab. 16: Tvrdost materiálu 5Mn3Al– kaleno 1100 °C

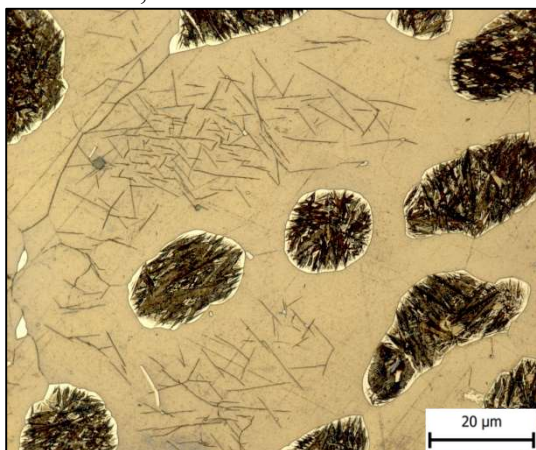
5Mn3Al-kaleno_1100 °C			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	488	484	±15
2	479		
3	486		

Tabulka 17: Tab. 17: Tvrdost materiálu 5Mn3Al– kaleno 1200 °C

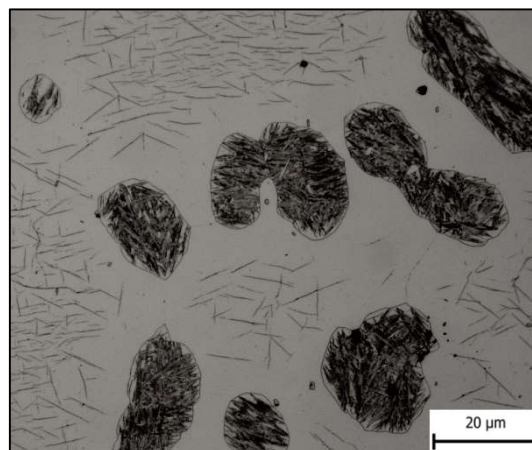
5Mn3Al-kaleno_1200 °C			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	483	480	±13
2	475		
3	482		

6.6.2 Vliv popouštění na vývoj struktury a hodnoty tvrdosti

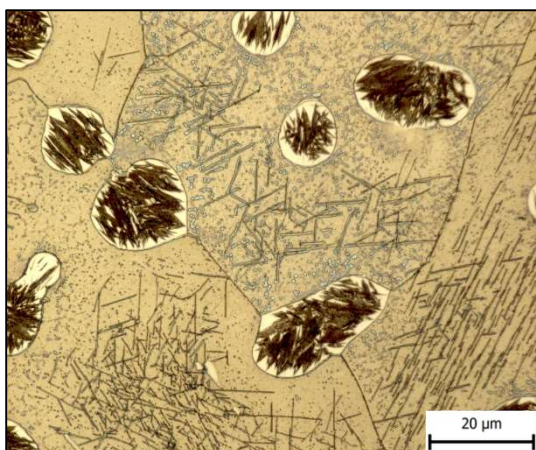
Materiál 6,5Al4Mn



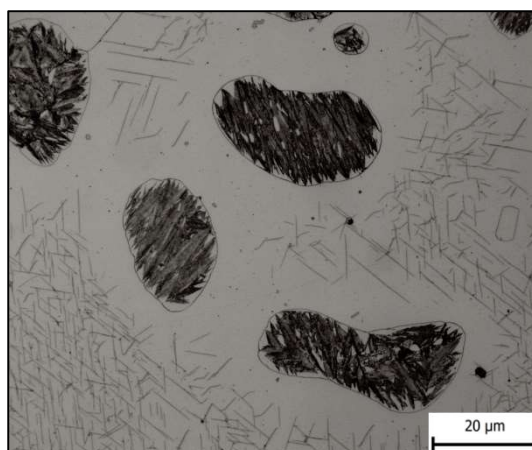
Obrázek 38: 6,5Al4Mn-popouštění 300 °C – obj. 100x_barevné leptání



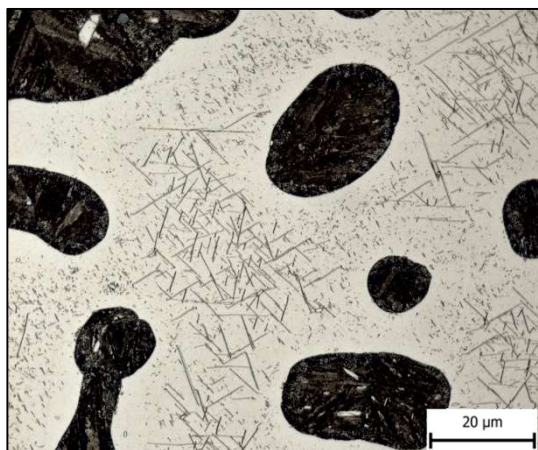
Obrázek 37:: 6,5Al4Mn-popouštění 300 °C – obj. 100x



Obrázek 39: 6,5Al4Mn-popouštění 500 °C – obj. 100x_barevné leptání



Obrázek 40: 6,5Al4Mn-popouštění 500 °C – obj. 100x



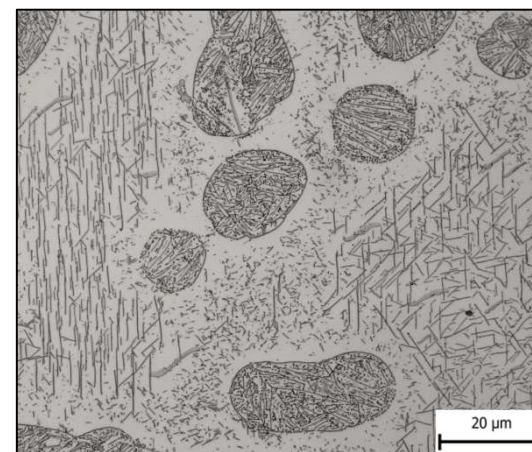
Obrázek 42: 6,5Al4Mn-popouštění 600 °C –
obj. 100x_barevné leptání



Obrázek 41: 6,5Al4Mn-popouštění 600 °C –
obj. 100x



Obrázek 43: 6,5Al4Mn-popouštění 700 °C –
obj. 100x_barevné leptání



Obrázek 44: 6,5Al4Mn-popouštění 700 °C –
obj. 100x

U materiálu 6,5Al4Mn popouštěného na 300 °C byla struktura tvořena feritickou maticí s ostrůvky austenitu, které byly z velké části transformovány na martenzit. Ve feritické matici byla také detekována kapa fáze ve formě tenkých jehlic (Obr. 38 a Obr. 39). Martenzit vznikl rozpadem austenitu během popouštění. Zbývající netransformované části austenitických zrn byly potvrzeny barevným leptáním. Popouštění na teplotě 500 °C opět nevedlo k úplnému rozpadu austenitických ostrůvků na martenzit a austenit byl detekován po hranicích zrna a mezi martenzitickými jehlicemi. Touto vyšší teplotou popouštění byla dále podpořena precipitace kapa fáze ve formě velmi jemných sferoidizovaných částic, které se vyskytovaly ve feritické matici (Obr. 40 a Obr. 41). Během popouštění na teplotě 600 °C byla struktura tvořena feritickou maticí a ostrůvky částečně transformovaného austenitu na martenzit. Dále je v matici viditelná kapa fáze, která se zde vyskytuje ve formě tenkých jehlic. Oproti předchozím teplotám popouštění, tedy teplotám 300 °C a 500 °C, zde není významná změna ve vzniklé struktuře (Obr. 42 a Obr. 43). Významný rozdíl ve struktuře byl zjištěn po popouštění na teplotě 700 °C (Obr. 44 a Obr. 45). Během této teploty došlo jak k podpoření precipitace, tak i k rozpadu austenitu v původně austenitických zrnech na martenzit. Ve feritické matici lze pozorovat jemnou a hrubou kapa fázi ve formě jehlic a sferoidizovaných částic. Jehlicovité protažené částice i výrazně zhrubly. V ostrůvcích původního austenitu byl také zjištěn výskyt

kappa karbidů, které se vyskytovaly jako jemné řetízky po hranicích zrn, tak i mezi martenzitickými jehlicemi. Martenzit vznikl díky rozpadu metastabilního austenitu ve struktuře vlivem zvýšené teploty během popouštění.

Postupné zvyšování teploty popouštění vedlo ke snižování hodnoty tvrdosti. Tvrdost klesala z 292 HV10 při teplotě popouštění 300 °C až na 259 HV10 při teplotě popouštění 700 °C (Tab.18- Tab.20).

Tabulka 18: Tvrdost materiálu 6,5Al4Mn– popuštěno 300 °C

6,5Al4Mn-popuštěno_300 °C			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	280	292	±75
2	296		
3	300		

Tabulka 19: Tvrdost materiálu 6,5Al4Mn – popuštěno 500 °C

6,5Al4Mn-popuštěno_500 °C			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	271	271	±28
2	265		
3	278		

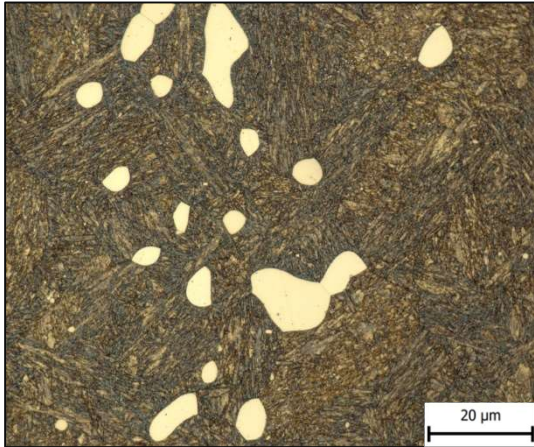
Tabulka 20: Tvrdost materiálu 6,5Al4Mn – popuštěno 600 °C

6,5Al4Mn-popuštěno_600 °C			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	286	281	±10
2	280		
3	279		

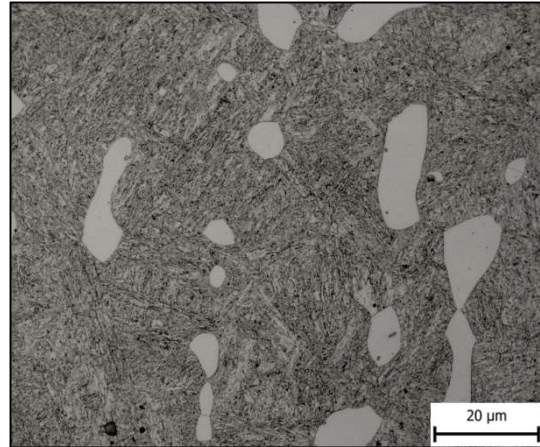
Tabulka 21: Tvrdost materiálu 6,5Al4Mn – popuštěno 700 °C

6,5Al4Mn-popuštěno_700 °C			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	260	259	±1
2	258		
3	259		

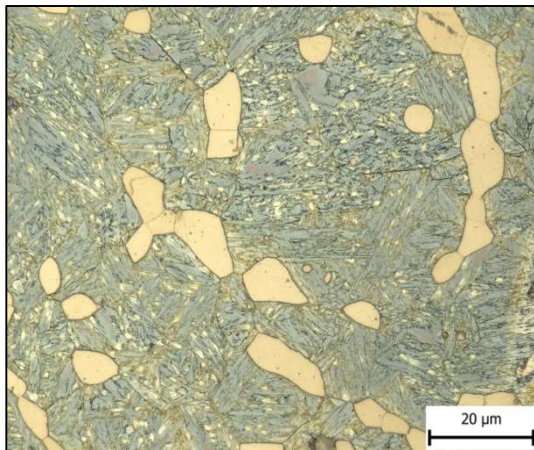
Materiál 5Mn3Al



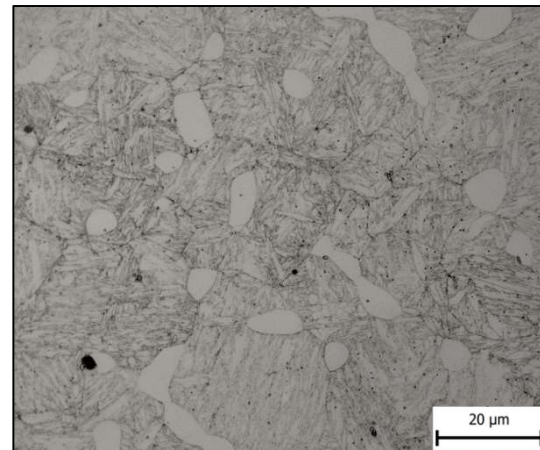
Obrázek 45: 5Mn3Al – popouštění 300 °C – obj. 100x_barevné leptání



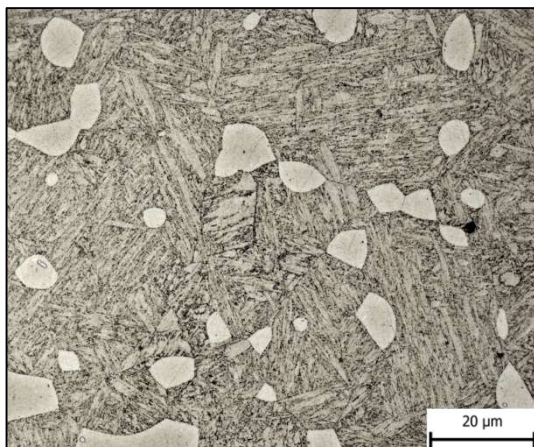
Obrázek 46: 5Mn3Al – popouštění 300 °C – obj. 100x



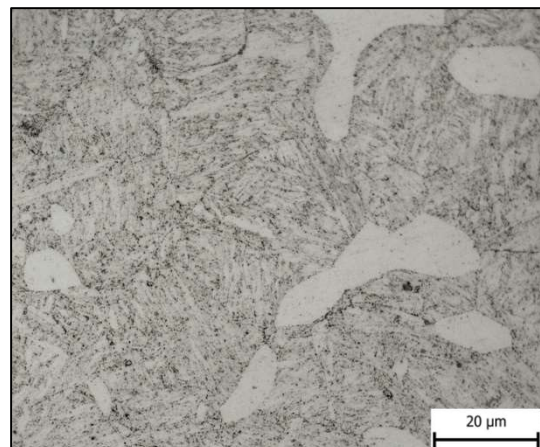
Obrázek 47: 5Mn3Al – popouštění 500 °C – obj. 100x_barevné leptání



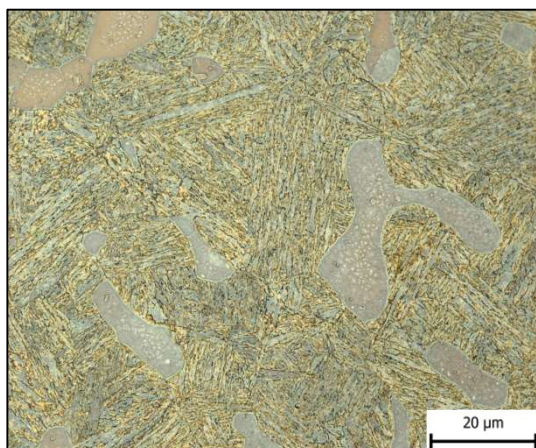
Obrázek 48: 5Mn3Al – popouštění 500 °C – obj. 100x



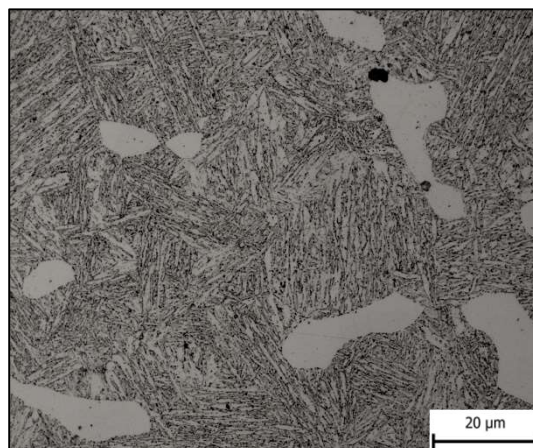
Obrázek 49: 5Mn3Al – popouštění 600 °C – obj. 100x_barevné leptání



Obrázek 50: 5Mn3Al – popouštění 600 °C – obj. 100x



Obrázek 51: 5Mn3Al-popouštění 700 °C – obj. 100x_barevné leptání



Obrázek 52: 5Mn3Al – popouštění 700 °C – obj. 100x

Při popouštění materiálu 5Mn3Al na teplotě 300 °C došlo k popouštění martenzitické matrice získané po kalení (Obr. 40 a Obr. 41). Ve struktuře se dále vyskytovaly zrna feritu. Po hranicích martenzitických jehlic byla pozorována precipitace karbidů. Navýšením teploty popouštění na 500 °C byla získána silně popouštěná martenzitická matrice, která byla již spíše bainitického charakteru. Po hranicích původních martenzitických jehlic i hranic původních austenitických zrn byly detekovány jemné precipitáty (Obr. 42 a Obr. 43). U obou teplot byla barevným leptáním zjištěna přítomnost malého podílu zbytkového austenitu. Austenit se nacházel ve formě fóliovitých útvarů mezi jehlicemi martenzitu.

Po popouštění na teplotě 600 °C byla struktura tvořena martenzitem, který vznikl během kalení. Jako u předchozí teploty popouštění i tato struktura obsahuje precipitáty, které se vyskytují na hranicích martenzitických jehlic (Obr. 44 a Obr. 45)

U materiálů popouštěného na 700 °C došlo k dalšímu popouštění martenzitické matrice a výrazné precipitaci po hranicích martenzitických jehlic, které byly již velmi silně obsazeny velmi jemnými sferoidizovanými karbidy (Obr. 46 a Obr. 47). Zbytkový austenit nebyl při této teplotě popouštěním barevným leptáním detekován.

Postupné popouštění martenzitické matrice, a tedy snižování tvrdosti bylo potvrzeno i měření tvrdosti dle Vickerse. Hodnota tvrdosti po popouštění na teplotě 300 °C byla 450 HV10, což je mírný pokles oproti stavu po kalení. Při vyšších teplotách popouštění 500 a 700 °C došlo k výraznějšímu poklesu tvrdosti na 392 HV10, resp. 257 HV10 (Tab.22-Tab.25).

Tabulka 22: Tvrdost materiálu 5Mn3Al– popuštěno 300 °C

5Mn3Al-popuštěno_300 °C			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	447	450	±4
2	452		
3	450		

Tabulka 23: Tvrdost materiálu 5Mn3Al– popuštěno 500 °C

5Mn3Al-popuštěno_500 °C			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	397	392	±20
2	386		
3	392		

Tabulka 24: Tvrdost materiálu 5Mn3Al– popuštěno 600 °C

5Mn3Al-popuštěno_600 °C			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	310	310	±1,7
2	309		
3	312		

Tabulka 25: Tvrdost materiálu 5Mn3Al– popuštěno 700 °C

5Mn3Al-popuštěno_700 °C			
Měření	Tvrdost HV10 [-]	Průměrná tvrdost HV10 [-]	Směrodatná odchylka
1	262	257	±17
2	252		
3	257		

Při porovnání tvrdostí experimentálních materiálu po popouštění je z tabulek viditelné, že při popouštění materiálu 5Mn3Al byla získána vyšší tvrdost než u materiálu 6,5Al4Mn.

Na výslednou tvrdost materiálu má hlavní vliv chemické složení, které ovlivňuje vzniklé mikrostruktury během tepelného zpracování.

6.6.3 Zkouška tahem

Z Tab. 26 lze pozorovat vliv teplot popouštění na mechanické vlastnosti experimentálních materiálů. U materiálu 6,5Al4Mn proběhlo bylo provedeno ochlazování jak na vzduchu, tak i do vody. Cílem bylo zjistit vliv rychlosti ochlazování na vývoj struktury a mechanické vlastnosti. Změna ochlazovacího prostředí byla provedena z důvodu snížení kappa fází v mikrostruktúře tohoto materiálu. Avšak z výsledků z tahových zkoušek bylo viditelné, že došlo naopak ke zhoršení mechanických vlastností, a tedy lze konstatovat, že ochlazení do vody z teploty ohřevu nemělo na snížení podílu kappa fáze v mikrostruktúře vliv.

U vzorků ochlazených na vzduchu dosahovala mez pevnosti (R_m) dle teplot popouštění hodnot od 654 do 886 MPa. Hodnoty meze pevnosti u vzorků, u kterých došlo k ochlazení do vody se pohybovaly v intervalu od 590 do 690 MPa.

Hodnoty meze pevnosti byly ovlivněny hlavně vzniklou strukturou právě při tepelném zpracování. V případě materiálu 5Mn3Al byly hodnoty meze pevnosti podstatně vyšší v porovnání s druhým experimentálním materiálem. Mez pevnosti se v tomto případě pohybovala v intervalu od 812 do 1400 MPa, vliv zde opět měla struktura, která se u toho materiálu skládala z martenzitické matrice, s jemnými precipitáty a zbytkovým austenitem.

Taktéž lze pozorovat, že smluvní mez kluzu ($R_{p0,2}$) dosahovala u materiálu 5Mn3Al vyšších hodnot. Při srovnání jednotlivých teplot popouštění, byly viditelné lepší mechanické vlastnosti u oceli 5Mn3Al, to bylo způsobeno výskytem nižšího množství kappa fáze, než v případě oceli 6,5Al4Mn, kde se vyskytovala ve větší míře. Právě z důvodu obsahu většího množství kappa fáze měl materiál 6,5Al4Mn nižší mez pevnost, smluvní mez kluzu a velmi nízkou hodnotu tažnosti, protože kappa fáze výrazně ovlivňuje právě houževnatost materiálů.

Tabulka 26: Výsledky tahových zkoušek materiálu 6,5Al4Mn a 5Mn3Al

Označení vzorků	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]
6,5Al4Mn_300 °C	635	886	2,4
6,5Al4Mn_300 °C_W	600	690	0,7
6,5Al4Mn_500 °C	639	750	0,7
6,5Al4Mn_500 °C_W	536	666	1,3
6,5Al4Mn_700 °C	574	654	1,2
6,5Al4Mn_700 °C_W	520	590	1,5
5Mn3Al_300 °C	1112	1400	20,3
5Mn3Al_500 °C	1033	1173	21,4
5Mn3Al_700 °C	654	812	28,7

Poslední písmeno „W“ u označení vzorku označuje materiál, u kterého proběhlo ochlazení do vody.

7 Diskuse výsledků

Tato bakalářská práce byla zaměřena na návrh tepelného zpracování ocelí se sníženou hustotou včetně charakteristiky jejich složení, vzniklé mikrostruktury a mechanických vlastností.

Nejprve byla vyhotovena literární rešerše, která byla rozdělena do dvou částí. První část literární rešerše se zabývá charakteristikou nízkolegovaných ocelí, historií jejich vývoje a jejich využitím. Dále se tato část literární rešerše zabývala rozdělením nízko hustotních ocelí, jejich členěním a vlivem legujících prvků na vzniklé struktury. Závěrečná část literární rešerše analyzovala tepelné zpracování materiálu, nejdříve přehledově, následně přímo pro oceli Fe-Al-Mn, tedy pro nízkohustotní oceli.

Experimentální program této práce byl věnován detailnímu zkoumání nízko hustotních materiálů během jejich tepelného zpracování.

Jako experimentální materiály byly pro tuto práci zvoleny dvě vysokopevné oceli na bázi hliníku a manganu (5Mn3Al, 6,5Al4Mn). V rámci experimentálního programu byl proveden návrh tepelného zpracování skládajícího se z kalení a popouštění. Vliv parametrů tepelného zpracování byl hodnocen mikrostrukturní analýzou, měřením tvrdosti a zkouškou tahem.

V první části experimentu byly z chemického složení pomocí programu JMatPro vypočteny pro oba materiály transformační diagramy rozpadu austenitu, tedy IRA a ARA diagramy. Z těch byly stanoveny teploty kalení a popouštění, u obou materiálů byly teploty jak kalení i popouštění zvoleny totožně. Kalení bylo prováděno z teploty 900 °C, 1000 °C, 1100 °C a 1200 °C. Teploty v případě popouštění byly zvoleny 300 °C, 500 °C, 600 °C a 700 °C.

V další části experimentálního programu byla zkoumán výchozí stav obou materiálů, tedy stav po kování bez tepelného zpracování. Byly vyhotoveny metalografické vzorky, díky kterým byla zjištěna mikrostruktura a hodnota tvrdosti jednotlivých experimentálních materiálů. U materiálu 6,5Al4Mn byla struktura výchozího stavu tvořena feritickou maticí, ve které byly rozmístěny austenitická zrna, částečně transformovaná na martenzit. Hodnota tvrdosti se pohybovala v rozmezí od 267 až 268 HV10. V případě materiálu 5Mn3Al byla struktura tvořena martenzitickou maticí a feritem. Vzhledem k typu matrice byla tvrdost vyšší a dosahovalo hodnot v rozmezí od 434 do 442 HV10.

V dalším kroku experimentu bylo provedeno tepelné zpracování materiálu, které se skládalo z ohřevu na příslušnou teplotu kalení, výdrž na této teplotě po dobu 20 minut a následovalo okamžité ochlazení do vody na pokojovou teplotu. Rychlost ochlazení byla cca. 50 °C/s.

Struktura materiálu 6,5Al4Mn kaleného z 900 °C byla tvořena feritickou maticí s austenitickými zrny, ve kterých došlo k transformaci na martenzit a vyloučení kappa karbidů. Při kalení z 1000 °C došlo k odstranění heterogenit ve feritické matici. Zvýšením teploty na 1100 °C došlo k odstranění jehlic kappa fáze z austenitických ostrůvků. Kappa karbidy byly vyprecipitovány po hranicích zrn a také v austenitických ostrůvcích. K největší změně struktury došlo při kalení z teploty 1200 °C, kdy došlo k vyprecipitování velkého množství kappa karbidů do feritické matrice. Tvrdost vlivem tepelného zpracování rostla od nižších teplot z 309 HV10 až po 355 HV10 naměřených u vzorku kaleném při 1200 °C.

U materiálu 5Mn3Al zakaleného na 900 °C byla struktura tvořena martenzitickou maticí, ve které se nacházejí feritická zrna. V matici se dále nacházely podlouhlé pravděpodobně austenitické útvary. Při teplotě 1000 °C byla zjištěna stejná struktura materiálu. Změna ve struktuře začala být patrná až od teploty 1100 °C. Byly odstraněny podlouhlé světlé útvary. Ferit zůstal zachován. Při teplotě 1200 °C nedošlo k žádným významným změnám struktura byla tvořena martenzitem a feritem. Hodnota tvrdosti byla v tomto případě vyšší. Tvrdost se pohybovalo v intervalu od 441 až do 485 HV10. Přehled tvrdostí dosažených během

jednotlivých teplot kalení lze vidět na Obr. 48. Tvrdost byla vypočtena jako průměrná hodnota z několika naměřených hodnot, stejným způsobem byla tvrdost určena u všech vzorků.

Po provedení kalení byly vzorky popuštěny. Popuštění probíhalo v elektrických pecích při teplotách 300 °C, 500 °C, 600 °C a 700 °C. Vzorky byly vloženy do předem předehřáté pece na příslušnou teplotu, následovala výdrž na dané teplotě po dobu 2 hodin a následném chlazení na vzduchu.

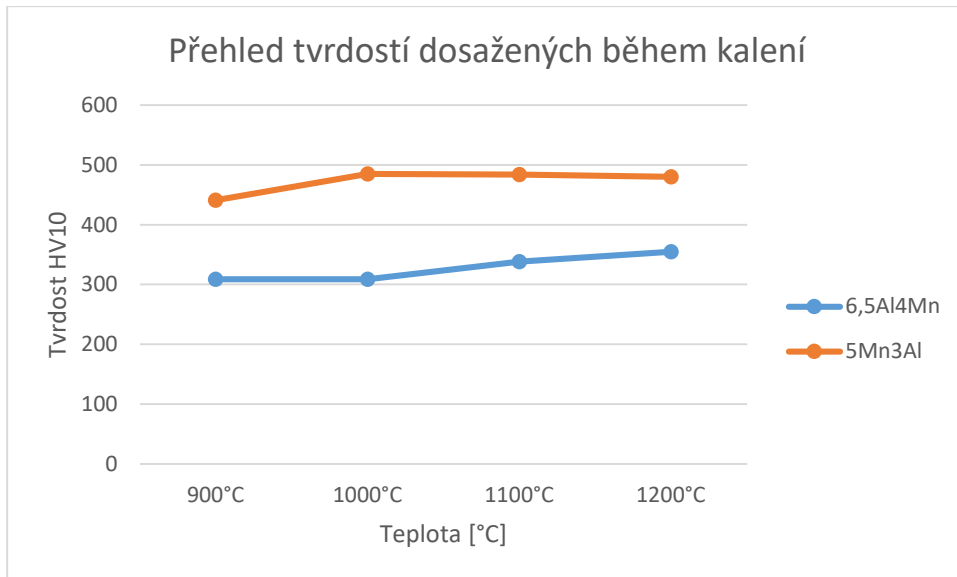
Struktura materiálu 6,5Al4Mn popuštěného na 300 °C byla tvořena feritickou maticí s austenitickými ostrůvky, ve kterých došlo částečně k přeměně na martenzit. Kappa fáze se nacházela v matici ve tvaru tenkých jehlic. Po popuštění na teplotě 500 °C byl martenzit detekován uvnitř austenitických zrn a ve feritické matici. Vyšší teplota popouštění podpořila precipitaci kappa karbidů ve formě jemných částic. Velká změna ve struktuře nastala po popuštění na teplotě 700 °C, kdy došlo k rozpadu austenitu na martenzit, v matici feritu lze pozorovat jemnou a hrubou kappa fázi, která se zde nachází ve formě jehlic. Zvyšováním teploty popouštění došlo k postupnému snižování tvrdosti. Z teploty 300 °C, kdy tvrdost dosahovalo 292 HV10, klesla tvrdost až na 259 HV10 při teplotě popouštění 900 °C.

V případě materiálu 5Mn3Al došlo při teplotě 300 °C k popuštění martenzitické struktury. Dále byl ve struktuře zjištěn ferit. Po hranicích jehlic martenzitu byly pozorovány kappa karbidy. Popuštěním na teplotě 500 °C byla získána martenzitická matrice, spíše bainitického typu. Po popuštění na teplotě 600 °C nedošlo k významné změně oproti předchozí teplotě popouštění. Opět zde hlavní část mikrostruktury tvořila martenzitická matrice s jemnými precipitáty po hranicích. Při popuštění na 700 °C došlo opět k popuštění martenzitické matrice a po hranicích jehlic se vyskytovaly velmi jemné sferoidizované karbidy. Opět popouštěním došlo ke snížení tvrdosti z 450 HV10 až na 274 HV10 dosažených při popouštění na 700 °C. Změnu tvrdostí během jednotlivých teplot popouštění lze pozorovat v Obr. 49.

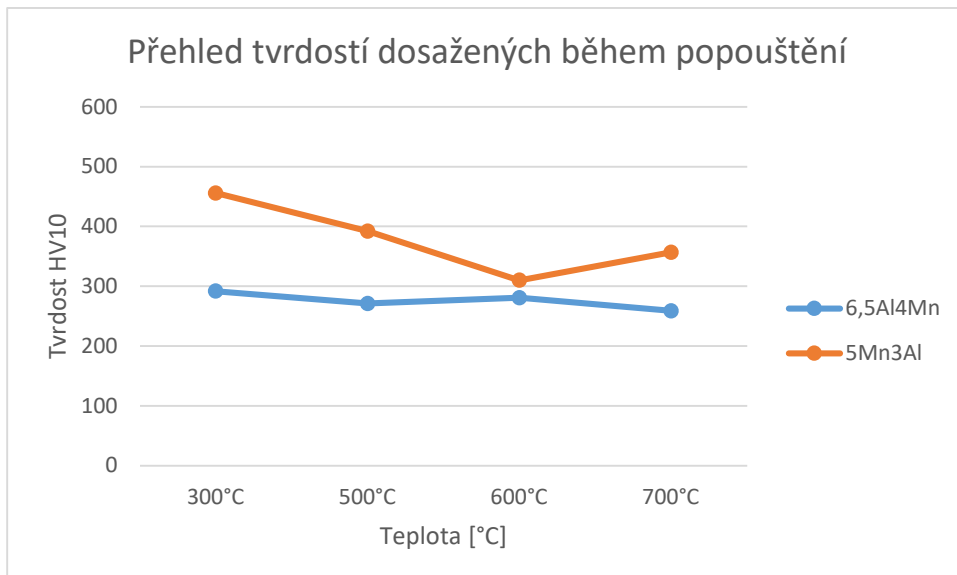
Na závěr byly pro zjištění mechanických vlastností provedeny tahové zkoušky. Vzorky byly vyhotoveny z popuštěných materiálů pomocí elektrojiskrového obrábění. Z výsledků získaných z tahových zkoušek bylo zjištěno, že kappa fáze má negativní vliv na hodnotu meze pevnosti a tažnosti. Z tohoto důvodu má materiál 6,5Al4Mn právě tyto hodnoty nižší, než materiál 5Mn3Al. Z důvodu snížení množství kappa fáze byl materiál 6,5Al4Mn navíc po popouštění chlazen do vody, avšak i v tomto případě jsou hodnoty meze pevnosti nižší než u druhého experimentálního materiálu. Navíc byly tyto hodnoty nižší než u stejného materiálu chlazeného na vzduchu.

U materiálu 6,5Al4Mn chlazeného na vzduchu se hodnoty meze pevnosti pohybovaly rozmezí od 654 MPa při 700 °C do 886 MPa za teploty popouštění 300 °C. U téhož materiálu chlazeného ve vodě dosahovala mez pevnosti intervalu 590 MPa za teploty 700 °C a 689 MPa za teploty 300 °C.

Při popouštění materiálu 5Mn3Al byly tyto hodnoty vyšší, mez pevnosti dosahovala v tomto případě rozmezí od 812 MPa do 1400 MPa při popouštění na teplotu 300 °C.



Obrázek 53: Přehled tvrdostí dosažených během kalení



Obrázek 54: Přehled tvrdostí dosažených během popouštění

8 Závěr

Aby mohly být nízkohustotní oceli na bázi hliníku a manganu použity v praxi, je velmi důležité pro ně nalézt postupy výroby a optimální tepelné zpracování. Nízko hustotní oceli lze považovat za materiály budoucnosti pro svou nízkou hmotnost a velmi dobré mechanické vlastnosti. Při zpracování výše zmíněných ocelí běžnými konvenčními způsoby lze dosáhnout vysokých hodnot pevnosti a tvrdosti. K vylepšení dalších mechanických vlastností jako je např. tvařitelnost nebo tažnost, která je ovlivněna kappo fází, by bylo nutné využít jiných, experimentálních metod tepelného zpracování.

Z výsledků experimentu lze prokázat, že je možné v případě materiálů s nízkou hustotou dosáhnout širokého spektra struktur, a to jen změnou teploty tepelného zpracování, délkou časové výdrže nebo rychlostí ochlazování.

Nejvýznamnější vliv na mechanické vlastnosti měly již zmíněné parametry, jakými jsou chemické složení, teplota a čas tepelného zpracování. Z výsledků mechanických zkoušek, lze říci, že nejlepších vlastností bylo dosaženo při teplotě popouštění 300 °C. Při této teplotě popouštění bylo u materiálu 5Mn3Al dosaženo průměrné tvrdosti 450 HV10 a mez pevnosti v tahu dosahovala 1400 MPa. V případě materiálu 6,5Al4Mn byly tyto hodnoty nižší, průměrná tvrdost byla 292 HV10 a mez pevnosti v tahu byla z tahové zkoušky stanovena na 886 MPa. Výrazný vliv parametrů tepelného zpracování a tím pádem i získaných struktur byl zjištěn na hodnotě tažnosti, kde nižším podílem kappo karbidů u oceli 5Mn3Al bylo dosaženo daleko vyšší hodnoty tažnosti přesahující 20 %, oproti materiálu 6,5Al4Mn, kde tažnost nepřesáhla 3 %.

Seznam použitých zdrojů

- [1] RADHAKANTA, Rana. *Low-Density Steels*. JOM 66, 1730–1733 (2014). In: [online] [cit. 2021-10-01]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s11837-014-1137-2>
- [2] JINGWEI, Zhao, ZHENGYI Jiang. *Thermomechanical processing of advanced high strength steels*. Progress in Materials Science, Volume 94, 2018, Pages 174-242, ISSN 0079-6425, In: [online] [cit. 2021-10-01]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.01.006>
- [3] MIKLOS, Tisza, IMRE, Czinege. *Comparative study of the application of steels and aluminium in lightweight production of automotive parts*. International Journal of Lightweight Materials and Manufacture, Volume 1, Issue 4, 2018. Pages 229-238, ISSN 2588-8404, In: [online] [cit. 2021-10-02]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2018.09.001>
- [4] SHANGPING, Chen, RADHAKANTA, Rana, ARUNANSU Haldar, RANJIT Kumar Ray. *Current state of Fe-Mn-Al-C low density steels*. Progress in Materials Science, Volume 89, 2017, Pages 345-391, ISSN 0079-6425, In: [online] [cit. 2021-10-17]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.05.002>
- [5] SEONGHOON, Jeong, BONGYOON Kim, JOONOH, Moon, SEONG-JUN, Park, LEE, Changhee. *Influence of κ -carbide precipitation on the microstructure and mechanical properties in the weld heat-affected zone in various FeMnAlC alloys*. Materials Science and Engineering: A, Volume 726, 2018, Pages 223-230, ISSN 0921-5093, In: [online] [cit. 2021-10-09]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.04.088>
- [6] SEONG-JUN, Park, HWANG, Byoungchul, LEE, Keunho, LEE, Tae Ho, SUH, Dongwoo, HAN, Heungnam. *Microstructure and tensile behavior of duplex low-density steel containing 5mass% aluminum*, Scripta Materialia, Volume 68, Issue 6, 2013, Pages 365-369, ISSN 1359-6462, In: [online] [cit. 2021-10-10]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.09.030>
- [7] CHEN, Pen, LI, Xiaowu, YI, Hongliang (2020). *The κ -carbides in low-density fe-mn-al-C steels: A review on their structure, precipitation and deformation mechanism*. Metals, 10(8), 1021. In: [online] [cit. 2021-11-11]. Dostupné z: <http://dx.doi.org/10.3390/met10081021>
- [8] GUTIERREZ-Urrutia & RAABE D. (2014) *High strength and ductile low density austenitic FeMnAlC steels: Simplex and alloys strengthened by nanoscale ordered carbides*, Materials Science and Technology, 30:9, 1099-1104, In: [online] [cit. 2021-10-23]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1179/1743284714Y.00000000515>
- [9] JUNYENONG, Jeong, LEE, Chan-Young, PARK, Il-Jeong, LEE, Young-Kook. *Isothermal precipitation behavior of κ -carbide in the Fe-9Mn-6Al-0.15C lightweight steel with a multiphase microstructure*, Journal of Alloys and Compounds, Volume 574, 2013, Pages 299-304, ISSN 0925-8388, In: [online] [cit. 2021-11-5]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.05.138>
- [10] MINGXIANG, Liu, CHANGJIANG, Song, ZHENSHAN, Cui. *Crystallographic texture evolution and martensite transformation in the strain hardening process of a ferrite-based low density steel*, Journal of Materials Science & Technology, Volume 78, 2021, Pages 247-259, ISSN 1005-0302, In: [online] [cit. 2021-11-6]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.11.034>

- [11] WU, Zhiqiang, DING, Huan, AN, Xianghai, HAN, Dong, LIAO, Xiaozhou. *Influence of Al content on the strain-hardening behavior of aged low density Fe–Mn–Al–C steels with high Al content*, Materials Science and Engineering: A, Volume 639, 2015, Pages 187-191, ISSN 0921-5093, In: [online] [cit. 2021-10-02]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.002>
- [12] KALASHNIKOV, I., SHALKEVICH, A., ASCELARD, O. et al. *Chemical composition optimization for austenitic steels of the Fe-Mn-Al-C system*. J. of Materi Eng and Perform 9, 597–602 (2000). In: [online] [cit. 2021-11-11]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1361/105994900770345430>
- [13] LANGMAJEROVÁ, Danuše. *Termomechanické zpracování vícefázových vysokopevných ocelí*. Plzeň, 2013. Disertační práce. Západočeská univerzita v Plzni, Fakulta Strojní, Katedra Materiálů a Strojírenské Metalurgie, MAŠEK, Bohuslav.
- [14] SKÁLOVÁ, Jana, Jaroslav KOUTSKÝ a Vladislav MOTYČKA. *Nauka o materiálech*. 4. vyd. V Plzni: Západočeská univerzita, 2010. ISBN isbn978-80-7043-244-0
- [15] RADHAKANTA, Rana., LAHAYE, Chris. & RAY, Ranjit, Kumar. *Overview of Lightweight Ferrous Materials: Strategies and Promises*. JOM 66, 1734–1746 (2014). In: [online] [cit. 2021-11-19]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s11837-014-1126-5>
- [16] CHIH-LUNG, Lin, CHUEN-GUANG, Chao, JENH-YIH, Juang, JENN-MING, Yang, TZENG-FENG Liu. *Deformation mechanisms in ultrahigh-strength and high-ductility nanostructured FeMnAlC alloy*, Journal of Alloys and Compounds, Volume 586, 2014, Pages 616-620, ISSN 0925-8388, In: [online] [cit. 2021-11-20]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.10.153>
- [17] VOLKMANNOVÁ, Julie. *Využití dilatometrie při tepelném zpracování vysoce pevných ocelí*. Plzeň, 2020. Diplomová práce. Západočeská univerzita v Plzni, Fakulta Strojní, Katedra Materiálů a Strojírenské Metalurgie, KUČEROVÁ, Ludmila.

PŘÍLOHA č. 1

