

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

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

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

Návrh postupu tepelného zpracování středně manganových ocelí

Autor: Robert RUPERT
Vedoucí práce: Dr. Ing. Hana JIRKOVÁ, Ph.D.

Akademický rok 2022/2023

Zadání BP

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
Fakulta strojní
Akademický rok: 2022/2023

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

(projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení: **Robert RUPERT**
Osobní číslo: **S22B0044P**
Studijní program: **B0715A270013 Strojní inženýrství**
Specializace: **Strojírenské materiály a technologie**
Téma práce: **Návrh postupu tepelného zpracování středně manganových ocelí**
Zadávací katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

Zásady pro vypracování

1. Vysokopevné oceli třetí generace
 - 1.1. Středně manganové oceli (mikrostruktura, mech. vlastnosti, legující prvky)
2. Tepelné zpracování středně manganových ocelí
 - 2.1. Důležité fázové přeměny probíhající během tepelného zpracování
 - 2.2. Vliv předchozí historie zpracování na mechanické vlastnosti a vývoj struktury
3. Povrchové úpravy používané pro vysokopevné oceli
4. Experimentální program
 - 4.1. Analýza výchozích stavů experimentálních taveb
 - 4.2. Tepelné zpracování experimentálních ocelí
 - 4.3. Metalografické hodnocení a stanovení mechanických vlastností
5. Diskuze výsledků
6. Závěr

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

Seznam doporučené literatury:

Hui, W.; Shao, C.; Zhang, Y.; Zhao, X.; Weng, Y. Microstructure and Mechanical Properties of Medium Mn Steel Containing 3%Al Processed by Warm Rolling. Mater. Sci. Eng. A 2017, 707, 501-510, doi:10.1016/j.msea.2017.09.090.

Grajcar, A.; Kuziak, R.; Zalecki, W. Third Generation of AHSS with Increased Fraction of Retained Austenite for the Automotive Industry. Arch. Civ. Mech. Eng. 2012, 12, 334-341, doi:10.1016/j.acme.2012.06.011.

Hu, B.; Luo, H.; Yang, F.; Dong, H. Recent Progress in Medium-Mn Steels Made with New Designing Strategies, a Review. J. Mater. Sci. Technol. 2017, 33, 1457-1464, doi:10.1016/j.jmst.2017.06.017.

Wang, M.M.; Tasan, C.C.; Ponge, D.; Dippel, A.C.; Raabe, D. Nanolaminate Transformation-Induced Plasticity-Twinning-Induced Plasticity Steel with Dynamic Strain Partitioning and Enhanced Damage Resistance. Acta Mater. 2015, 85, 216-228, doi:10.1016/j.actamat.2014.11.010.

Kuzmina, M.; Ponge, D.; Raabe, D. Grain Boundary Segregation Engineering and Austenite Reversion Turn Embrittlement into Toughness: Example of a 9 Wt.% Medium Mn Steel. Acta Mater. 2015, 86, 182-192, doi:10.1016/j.actamat.2014.12.021.

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

Konzultant bakalářské práce: **Ing. Kateřina Opatová**
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

Poděkování

Děkuji vedoucí Dr. Ing. Haně Jirkové Ph.D. a konzultantce Ing. Kateřině Opatové za odborné vedení práce, cenné rady a poskytnutí materiálů, které mi pomohly tuto práci zkompletovat.

Dále děkuji panu Vojtěchu Bílkovi za vyhodnocení tribologie, paní Haně Pasiarové za asistenci při přípravě metalografických výbrusů, panu Ladislavu Třískovi za vyhodnocení tvrdostí po boridování, všem pracovníkům RTI za poskytnutí přístrojů a zařízení a také Výzkumnému zkušebnímu ústavu v Plzni.

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.

ANOTAČNÍ LIST BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

AUTOR	Příjmení Rupert	Jméno Robert	
STUDIJNÍ PROGRAM	B0715A270013 Strojní inženýrství		
VEDOUcí PRÁCE	Příjmení (včetně titulů) Dr. Ing. Jirková, Ph.D.	Jméno Hana	
PRACOVÍŠTĚ	ZČU - FST – KMM		
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ	Nehodící se škrtněte
NÁZEV PRÁCE	Návrh postupu tepelného zpracování středně manganových ocelí		

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

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM	86	TEXTOVÁ ČÁST	86	GRAFICKÁ ČÁST	0
---------------	----	---------------------	----	----------------------	---

STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK) ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY	Bakalářská práce se zabývá tepelným zpracováním moderních středně manganových ocelí, pro které byly navrženy dva různé postupy tepelného zpracování s cílem získat dobrou kombinaci pevnosti a tažnosti. Pro zvýšení odolnosti vůči opotřebení byly tyto oceli podrobeny boridování. Struktury byly hodnoceny pomocí světelné mikroskopie, mechanické vlastnosti zkouškou tahem a měřením tvrdosti a odolnost vůči opotřebení metodou pin on disk.
KLÍČOVÁ SLOVA ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE	vysokopevné oceli, středně manganové oceli, interkritické žhání, Q-P proces, zbytkový austenit, boridování

SUMMARY OF BACHELOR SHEET

AUTHOR	Surname Rupert	Name Robert
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 Delete when not applicable
TITLE OF THE WORK	Design of a heat treatment process for medium manganese steels	

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

NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

TOTALLY	86	TEXT PART	86	GRAPHICAL PART	0
----------------	----	------------------	----	-----------------------	---

BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	The bachelor thesis deals with the heat treatment of modern medium manganese steels, for which two different heat treatment procedures were proposed in order to obtain a good combination of strength and ductility. To increase the wear resistance, these steels were subjected to boriding. The structures were evaluated by light microscopy, the mechanical properties by tensile testing and hardness measurements, and the wear resistance by the pin on disc method.
KEY WORDS	high strength steels, medium manganese steels, intercritical annealing, Q-P process, residual austenite, boriding

Obsah

Zadání BP	1
Přehled použitých zkratk a symbolů.....	9
Seznam obrázků	11
Seznam tabulek	15
1 Úvod.....	16
2 Vysokopevnostní oceli	17
2.1 Vysokopevnostní oceli první generace.....	17
2.1.1 Dvoufázové oceli.....	17
2.1.2 Oceli s komplexní fází.....	18
2.1.3 TRIP oceli	18
2.1.4 Martenzitické oceli.....	19
2.2 Vysokopevnostní oceli druhé generace	19
2.2.1 Austenitické korozivzdorné oceli.....	19
2.2.2 TWIP oceli	19
3 Vysokopevnostní oceli třetí generace	21
3.1 Oceli využívající efektu kalení a rozpadu uhlíku	22
3.2 TRIP oceli s bainiticko-feritickou strukturou	22
3.3 Oceli s nanokrystalickou strukturou	23
3.4 Středně manganové oceli.....	23
3.4.1 Legující prvky	24
3.4.2 Mikrostruktura, mechanické vlastnosti	24
3.4.3 Vrubová houževnatost, přechodová teplota	26
3.4.4 Trendy ve vývoji středně manganových ocelí.....	28
4 Tepelné zpracování středně manganových ocelí.....	30
4.1 Interkritické žhání.....	30
4.2 Kalení a přerozdělení.....	31
4.3 Dvoustupňové interkritické žhání.....	32
5 Povrchové úpravy vysokopevnostních ocelí	35
5.1 Borido-austemperace	35
5.2 Galvanické pozinkování	36
5.3 Fosfátování	37
6 Cíle a motivace práce	38
7 Experimentální program.....	39
7.1 Použité metody vyhodnocení.....	39

7.2	Analýza výchozích stavů experimentálních ocelí	45
7.2.1	Příprava vzorků	45
7.2.2	Dokumentace výchozích mikrostruktur	46
7.3	Tepelné zpracování experimentálních ocelí	48
7.3.1	IRA a ARA diagramy	48
7.3.2	Návrh režimů tepelného zpracování.....	50
7.4	Metalografické hodnocení a stanovení mechanických vlastností.....	53
7.4.1	Vyhodnocení mikrostruktury oceli 3Mn po procesu Q&P	53
7.4.2	Vyhodnocení mikrostruktury oceli 3Mn po interkritickém žhání.....	56
7.4.3	Vyhodnocení mikrostruktury oceli 5Mn po procesu Q&P	59
7.4.4	Vyhodnocení mikrostruktury oceli 5Mn po interkritickém žhání.....	62
7.4.5	Vyhodnocení měření tvrdostí	65
7.4.6	Vyhodnocení tahových zkoušek.....	66
7.4.7	Vyhodnocení zkoušky pin-on-disk.....	67
7.5	Povrchová úprava boridováním.....	72
7.5.1	Návrh režimů boridování	72
7.5.2	Vyhodnocení mikrostruktur vzorků po boridování	74
7.5.3	Vyhodnocení tvrdostí po boridování.....	78
7.5.4	Vyhodnocení zkoušky pin-on-disk.....	79
8	Diskuse výsledků.....	81
9	Závěr.....	83
	Seznam použitých zdrojů	84

Přehled použitých zkratk a symbolů

A ₅	prodloužení při lomu [%]
A	austenit; ampér; plocha
Ac ₁	dolní hranice interkritické oblasti
Ac ₃	horní hranice interkritické oblasti
A _g	prodloužení při maximální síle [%]
AHSS	Advanced High Strength Steel, pokročilá vysokopevnostní ocel
ARA	Anizotermický Rozpad Austenitu
B	bainit
B _s	začátek bainitické přeměny
CP	Complex Phase steel, ocel s komplexní fází
DCCT deformací	Deformation Continuous Cooling Transformation, ARA diagram s předchozí
DP	Dual Phase steel, dvoufázová ocel
E	modul pružnosti v tahu [GPa]
EF	Elongated Ferrite, protáhlý δ-ferit
F	ferit
GPa%	gigapascal procento
HR	Hot Rolling, válcování při velmi vysoké teplotě
HSLA	High Strength Low Alloy steel, vysokopevnostní nízkolegovaná ocel
HV	Vickers Hardness, tvrdost podle Vickerse
IF	Intercritical Ferrite, interkritický α-ferit
IRA	Izotermický Rozpad Austenitu
kgf	kilogramsíla
M	martenzit
M ₁	primární martenzit
M ₂	sekundární martenzit
M ₉₀	přeměna martenzitu dokončena z 90 %
M/A	fáze tvořená martenzitem a austenitem
M _f	konec martenzitické přeměny
M _{nový}	nový martenzit
M _{pův}	původní martenzit
MS	Martensitic Steel, martenzitická ocel
M _s	začátek martenzitické přeměny

OV	oduhličená vrstva
P	perlit
PT	Partitioning Temperature, teplota přerozdělení
Q&P	Quenching & Partitioning, kalení a přerozdělení
QT	Quenching Temperature, teplota kalení
RA	Rest Austenite, zbytkový austenit
R _m	mez pevnosti v tahu [MPa]
R _{p0,2}	smluvní mez kluzu [MPa]
SFE	Stacking Fault Energy, energie vrstevné chyby
SO	směrodatná odchylka
TBF strukturou	TRIP-assisted Bainitic Ferrite steel, TRIP oceli s bainiticko-feritickou
TEL	Tensile Elongation, tažnost
TM	Tempered Martensite, temperovaný martenzit
TRIP	Transformation Induced Plasticity, transformačně indukovaná plasticita
TWIP	Twinning Induced Plasticity, plasticita vyvolaná dvojčatením
UTS	Ultimate Tensile Strength, mez pevnosti v tahu
W	Míra opotřebení [$\frac{mm^3}{N \cdot mm}$]
WR	Warm Rolling, válcování při vysoké teplotě
α	ferit
γ	austenit
γ_r	zbytkový austenit
Δm	rozdíl hmotností

Seznam obrázků

Obr. 2.1: Diagram závislosti pevnosti na tažnosti s vyznačením první generace pokročilých vysokopevnostních ocelí [19], přeloženo	17
Obr. 2.2: Oceli používané v karosériích automobilů [20]	18
Obr. 2.3: Mikrostruktura TRIP oceli [21]	18
Obr. 2.4: Diagram závislosti pevnosti na tažnosti s vyznačením druhé generace pokročilých vysokopevnostních ocelí [19], přeloženo	19
Obr. 2.5: Schéma mikrostruktury TWIP oceli s austenitovým dvojčetem (Twin, vlevo), mikrostruktura po žihání (vpravo) [23]	20
Obr. 3.1: Diagram závislosti pevnosti na tažnosti s vyznačením třetí generace pokročilých vysokopevnostních ocelí [19], přeloženo	21
Obr. 3.2: Typická mikrostruktura Q&P oceli [4]	22
Obr. 3.3: Schéma bainitického kalení [4]	23
Obr. 3.4: Mikrostruktura za tepla válcované oceli po interkritickém žihání při 570 °C [10]	24
Obr. 3.5: Závislost meze pevnosti (UTS) na tažnosti (TEL) pro některé středně manganové oceli [5]	25
Obr. 3.6: Morfologie lomového povrchu při teplotě lisování 500 °C [7]	26
Obr. 3.7: Vliv doby a teploty žihání na (a) rázovou houževnatost oceli 9Mn při pokojové teplotě; (b) tvrdost oceli 9Mn; (c) rázovou houževnatost oceli 9Mn+B při pokojové teplotě; (d) tvrdost oceli 9Mn+B [12], přeloženo	27
Obr. 3.8: Teplotní závislost rovnovážné koncentrace manganu v austenitu [12], přeloženo	28
Obr. 3.9: Mechanická dvojčata (Twin) pozorovaná na lomovém vzorku [9]	29
Obr. 3.10: Proces válcování za tepla použitý k výrobě ocelí Mn10 a Mn7 [9], přeloženo	29
Obr. 4.1: Časově-teplotní schéma zpracování oceli s červeně vyznačeným interkritickým žiháním [10], přeloženo	30
Obr. 4.2: Schéma Q&P procesu [24], přeloženo	31
Obr. 4.3: Mikrostruktura oceli 4,08Mn po Q&P procesu [11]	32
Obr. 4.4: Schéma dvoustupňového žihání [13]	33
Obr. 4.5: Mikrostruktura oceli válcované za studena se 40% snížením tloušťky po kontinuálním žihání s vyznačením feritu (α) a austenitu (γ) [13]	34
Obr. 5.1: Schéma procesu borido-austemperace, přeloženo [15]	36
Obr. 5.2: Snímky povrchu oceli s 1% obsahem křemíku po moření v roztoku na bázi (a) HCl (b) HNO ₃ [17]	37
Obr. 7.1: Jiskrový spektrometr Q4 TASMAN [26]	39
Obr. 7.2: Lis CitoPress-10 [foto: Robert Rupert]	40
Obr. 7.3: Automatická bruska/leštička LaboForce-100 [foto: Robert Rupert]	40
Obr. 7.4: Inverzní mikroskop AXIO Vert.A1 [foto: Robert Rupert]	40
Obr. 7.5: Inverzní mikroskop Nikon EPIPHOT 300 [foto: Robert Rupert]	40

Obr. 7.6: Austenitizační pec [foto: Robert Rupert]	41
Obr. 7.7: Kalící pec [foto: Robert Rupert]	41
Obr. 7.8: Popouštěcí pec [foto: Robert Rupert]	41
Obr. 7.9: Žíhací pec [foto: Robert Rupert]	41
Obr. 7.10: Tvrdoměr AVK [foto: Robert Rupert]	42
Obr. 7.11: Tribometr ANTON PAAR TBR3 [foto: Vojtěch Bílek]	44
Obr. 7.12 Konfokální mikroskop OLYMPUS LEXT 3D Measuring Laser Microscope OLS5000 [foto: Vojtěch Bílek]	44
Obr. 7.13: Analytická váha SARTORIUS ENTRIS224i-1S [foto: Vojtěch Bílek]	44
Obr. 7.14: Světelný mikroskop OLYMPUS GX51 [foto: Vojtěch Bílek]	44
Obr. 7.15: Metalografická bruska/leštička STRUERS TEGRAMIN-30 [foto: Vojtěch Bílek]	44
Obr. 7.16: Metalografická pila DISCO-TOM-6 [foto: Robert Rupert]	45
Obr. 7.17: Automatická bruska/leštička Tegramin-20 [foto Robert Rupert]	45
Obr. 7.18: Mikrostruktura výchozího stavu vzorku 3Mn, zvětšení 2,5x, tloušťka oduhličené vrstvy 1 mm	46
Obr. 7.19: Mikrostruktura výchozího stavu vzorku 5Mn, zvětšení 2,5x, tloušťka oduhličené vrstvy 0,84 mm	46
Obr. 7.20: Mikrostruktura výchozího stavu vzorku 3Mn, zvětšení 20x	47
Obr. 7.21: Mikrostruktura výchozího stavu vzorku 5Mn, zvětšení 20x	47
Obr. 7.22: Mikrostruktura výchozího stavu vzorku 3Mn, zvětšení 100x	47
Obr. 7.23: Mikrostruktura výchozího stavu vzorku 5Mn, zvětšení 100x	47
Obr. 7.24: ARA diagram oceli 3Mn	48
Obr. 7.25: ARA diagram oceli 5Mn	49
Obr. 7.26: IRA diagram oceli 3Mn	49
Obr. 7.27: IRA diagram oceli 5Mn	50
Obr. 7.28: Schéma Q&P oceli 3Mn	51
Obr. 7.29: Schéma IA oceli 3Mn	51
Obr. 7.30: Schéma Q&P oceli 5Mn	52
Obr. 7.31: Schéma IA oceli 5Mn	52
Obr. 7.32: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_01, zvětšení 20x	54
Obr. 7.33: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_01, zvětšení 100x	54
Obr. 7.34: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_01, zvětšení 100x, barevně leptáno	54
Obr. 7.35: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_02, zvětšení 20x	55
Obr. 7.36: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_02, zvětšení 100x	55
Obr. 7.37: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_02, zvětšení 100x, barevně leptáno	55

Obr. 7.38: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_03, zvětšení 20x	56
Obr. 7.39: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_03, zvětšení 100x	56
Obr. 7.40: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_03, zvětšení 100x, barevně leptáno	56
Obr. 7.41: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_01, zvětšení 20x	57
Obr. 7.42: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_01, zvětšení 100x	57
Obr. 7.43: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_01, zvětšení 100x, barevně leptáno	57
Obr. 7.44: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_02, zvětšení 20x	58
Obr. 7.45: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_02, zvětšení 100x	58
Obr. 7.46: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_02, zvětšení 100x, barevně leptáno	58
Obr. 7.47: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_03, zvětšení 20x	59
Obr. 7.48: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_03, zvětšení 100x	59
Obr. 7.49: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_03, zvětšení 100x, barevně leptáno	59
Obr. 7.50: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_01, zvětšení 20x	60
Obr. 7.51: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_01, zvětšení 100x	60
Obr. 7.52: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_01, zvětšení 100x, barevně leptáno	60
Obr. 7.53: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_02, zvětšení 20x	61
Obr. 7.54: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_02, zvětšení 100x	61
Obr. 7.55: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_02, zvětšení 100x, barevně leptáno	61
Obr. 7.56: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_03, zvětšení 20x	62
Obr. 7.57: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_03, zvětšení 100x	62
Obr. 7.58: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_03, zvětšení 100x, barevně leptáno	62
Obr. 7.59: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_01, zvětšení 20x	63
Obr. 7.60: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_01, zvětšení 100x	63
Obr. 7.61: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_01, zvětšení 100x, barevně leptáno	63
Obr. 7.62: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_02, zvětšení 20x	64
Obr. 7.63: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_02, zvětšení 100x	64
Obr. 7.64: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_02, zvětšení 100x, barevně leptáno	64
Obr. 7.65: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_03, zvětšení 20x	65
Obr. 7.66: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_03, zvětšení 100x	65
Obr. 7.67: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_03, zvětšení 100x, barevně leptáno	65
Obr. 7.68: Tvrdosti vzorků po tepelném zpracování	66
Obr. 7.69: Vyhodnocení metodou hmotnostního úbytku	68
Obr. 7.70: Vyhodnocení metody objemu drážky s měřením šířky drážky	69
Obr. 7.71: Vyhodnocení metody objemu drážky s měřením obsahu drážky	70
Obr. 7.72: Snímek drážky vzorku 3Mn_QP_01, zvětšení 10x	71

Obr. 7.73: Snímek drážky vzorku 3Mn_QP_02, zvětšení 10x	71
Obr. 7.74: Snímek drážky vzorku 3Mn_QP_03, zvětšení 10x	71
Obr. 7.75: Snímek drážky vzorku 3Mn_IA_02, zvětšení 5x	71
Obr. 7.76: Vzorky pokryté boridovací pastou [foto: Robert Rupert]	72
Obr. 7.77: Schéma boridování vzorků se 3 % Mn	73
Obr. 7.78: Schéma boridování vzorků s 5 % Mn	74
Obr. 7.79: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_01_B, zvětšení 20x	75
Obr. 7.80: Detail boridové vrstvy vzorku 3Mn_QP_01_B, zvětšení 100x	75
Obr. 7.81: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_01_B, zvětšení 100x	75
Obr. 7.82: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_03_B, zvětšení 20x	76
Obr. 7.83: Detail boridové vrstvy vzorku 3Mn_IA_03_B, zvětšení 100x	76
Obr. 7.84: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_03_B, zvětšení 100x	76
Obr. 7.85: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_02_B, zvětšení 20x	77
Obr. 7.86: Detail boridové vrstvy vzorku 5Mn_QP_02_B, zvětšení 100x	77
Obr. 7.87: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_02_B, zvětšení 100x	77
Obr. 7.88: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_03_B, zvětšení 20x	78
Obr. 7.89: Detail boridové vrstvy vzorku 5Mn_IA_03_B, zvětšení 100x	78
Obr. 7.90: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_03_B, zvětšení 100x	78
Obr. 7.91: Tvrdostní profil boridovaných vzorků	79
Obr. 7.92: Snímek drážky vzorku 3Mn_QP_01_B, zvětšení 5x	80
Obr. 7.93: Snímek drážky vzorku 3Mn_IA_03_B, zvětšení 10x	80
Obr. 7.94: Snímek drážky vzorku 5Mn_QP_02_B, zvětšení 5x	80
Obr. 7.95: Snímek drážky vzorku 5Mn_IA_03_B, zvětšení 5x	80

Seznam tabulek

Tab. 3.1: Chemické složení oceli nelegované Nb použité v práci [14].....	22
Tab. 3.2: Chemické složení oceli použité v práci [5].....	25
Tab. 3.3: Chemické složení oceli použité v práci [7].....	26
Tab. 3.4: Chemické složení ocelí použitých v práci [12].....	27
Tab. 4.1: Chemické složení oceli použité v práci [13].....	32
Tab. 5.1: Chemické složení oceli legované molybdenem a niobem [15]	35
Tab. 7.1: Chemická složení experimentálních ocelí	45
Tab. 7.2: Tvrdosti vzorků před tepelným zpracováním	47
Tab. 7.3: Parametry Q&P procesu	53
Tab. 7.4: Parametry interkritického žhání.....	53
Tab. 7.5: Tvrdosti vzorků po tepelném zpracování.....	66
Tab. 7.6: Tahové vlastnosti vzorků po tepelném zpracování.....	67
Tab. 7.7: Vyhodnocení metody hmotnostního úbytku.....	68
Tab. 7.8: Průměrné šířky drážek	68
Tab. 7.9: Vyhodnocení metody objemu drážky s měřením šířky drážky	69
Tab. 7.10: Průměrné obsahy drážek.....	70
Tab. 7.11: Vyhodnocení metody objemu drážky s měřením obsahu drážky	70
Tab. 7.12: Mechanické vlastnosti vzorků vybraných pro boridování	72
Tab. 7.13: Parametry boridování.....	74
Tab. 7.14: Tvrdosti vzorků po tepelném zpracování a po boridování.....	79
Tab. 7.15: Vyhodnocení metody objemu drážky s měřením šířky drážky po boridování	80

1 Úvod

Tato bakalářská práce se zabývá pokročilými vysokopevnostními oceli se zaměřením na středně manganové oceli, jakožto perspektivním materiálem určeným zejména pro automobilový průmysl. Typické pro tyto oceli je schopnost stabilizace austenitu a umožnění jeho výskytu při pokojové teplotě, díky čemuž mají velmi dobré mechanické vlastnosti.

První část práce se zabývá popisem tří generací pokročilých vysokopevnostních ocelí. Jsou zde uvedeni zástupci každé generace včetně ocelí TRIP a TWIP, které jsou úzce spjaty s oceli se středním obsahem manganu. Právě díky TRIP a TWIP efektu mají tyto oceli dobrou kombinaci pevnosti a tažnosti a je jim věnována značná pozornost, a to jejich legujícím prvkům, metodám zpracování, mechanickým vlastnostem nebo mikrostruktuře. Dále je nastíněn možný budoucí vývoj těchto ocelí.

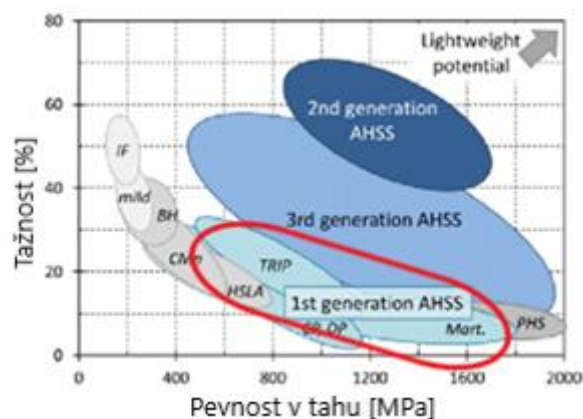
Druhá část je věnována tepelnému zpracování středně manganových ocelí, a to konkrétně interkritickému žhání a metodě kalení a přerozdělení. Parametry tepelného zpracování, jako teplota ohřevu a doba výdrže, spolu s historií zpracování, ovlivňují výslednou mikrostrukturu a tím i mechanické vlastnosti oceli.

Třetí a poslední část je zaměřena na povrchové úpravy vysokopevnostních ocelí. Jejich smyslem může být zvýšení odolnosti proti opotřebení, zvýšení tvrdosti, zlepšení ochrany proti korozi, případně kombinace předchozích.

Cílem této práce je navrhnout postup tepelného zpracování středně manganové oceli. Parametry tepelného zpracování budou zvoleny dle chemické složení tak, aby byl obsah stabilizovaného austenitu maximální, čímž se dosáhne výborných mechanických vlastností. Budou provedeny tahové zkoušky spolu s vyhodnocením tvrdosti a odolnosti proti opotřebení. Také budou analyzovány mikrostrukturní složky, jejichž poměr a morfologie určující mechanické vlastnosti. Nakonec bude provedeno boridování za účelem zvýšení odolnosti proti opotřebení a zvýšení tvrdosti.

2 Vysokopevnostní oceli

AHSS (Advanced High-Strength Steel) je skupina vysokopevnostních ocelí, které mají komplexní vícefázové mikrostruktury tvořené bainitem, martenzitem a zbytkovým austenitem v různých poměrech. Díky těmto mikrostrukturám mají vysokopevné oceli vynikající mechanické vlastnosti ve srovnání s konvenčními oceli s feritickou mikrostrukturou, jak lze vidět na Obr. 2.1. Vysoká pevnost, houževnatost a dobrá tvařitelnost umožňují jejich nasazení do konstrukčních a bezpečnostních součástí karoserií automobilů, které jsou lehčí než ty vyrobené z klasických konvenčních ocelí. Tím se také sníží celková hmotnost vozu, spotřeba a zároveň se zvýší bezpečnost cestujících. [1]



Obr. 2.1: Diagram závislosti pevnosti na tažnosti s vyznačením první generace pokročilých vysokopevnostních ocelí [19], přeloženo

2.1 Vysokopevnostní oceli první generace

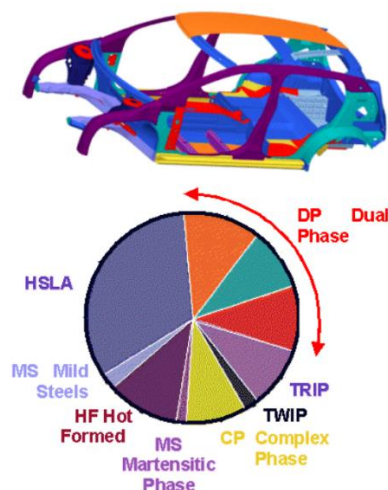
Vývoj vysokopevnostních ocelí započal v 70. letech minulého století a v současné době se rozlišují tři generace pokročilých vysokopevnostních ocelí, přičemž oceli třetí generace mají lepší mechanické vlastnosti než oceli první generace a jsou zároveň levnější než oceli druhé generace s vysokým množstvím legujících prvků. Do první generace patří oceli dvoufázové (DP, Dual Phase), s komplexní fází (CP, Complex Phase), TRIP oceli (Transformation Induced Plasticity, oceli s transformačně indukovanou plasticitou) a oceli martenzitické (MS, Martensitic Steel). Nejvyžívanější jsou oceli dvoufázové a TRIP oceli. [2,3]

Na Obr. 2.1 jsou vyznačeny mechanické vlastnosti ocelí první generace a jejich srovnání s mechanickými vlastnostmi konvenčních ocelí a ocelí dalších generací.

2.1.1 Dvoufázové oceli

Dvoufázové oceli jsou v současném automobilovém průmyslu nejrozšířenějšími vysokopevnostními oceli. Hlavním důvodem je jejich vyšší pevnost a tvařitelnost ve srovnání s konvenčními HSLA oceli. Jejich mikrostruktura je tvořena měkkou feritovou maticí a 10 až 40 % tvrdým martenzitem. Díky tomu dosahují dvoufázové oceli pevnosti v tahu 500-1200 MPa. [2,3]

Dvoufázové oceli se hojně využívají v karoseriích automobilů, jak lze vidět na Obr. 2.2, kde jsou barevně rozlišeny druhy ocelí a jejich využití v různých částech karoserie.



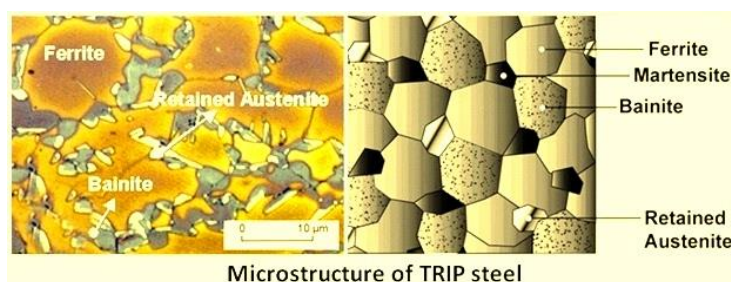
Obr. 2.2: Oceli používané v karoseriích automobilů [20]

2.1.2 Oceli s komplexní fází

Mikrostruktura ocelí s komplexní fází je feriticko-bainitická s malými částmi martenzitu, zbytkového austenitu a perlitu. Pevnost v tahu se u těchto ocelí pohybuje mezi 420 a 1030 MPa a jejich vysoká tvařitelnost a absorpce energie z nich činí vhodnou volbu pro boj s nárazovými silami v automobilovém průmyslu. [3]

2.1.3 TRIP oceli

Oceli s transformačně indukovanou plasticitou jsou vhodné pro odlehčování konstrukcí karosérií. Podstata těchto ocelí spočívá v tom, že austenit se nárazem, obecně plastickou deformací, přemění na martenzit. To vede k deformačnímu zpevnění, oddálení tvorby krčku, a nakonec i ke zvýšení tažnosti. Oceli TRIP mají relativně malé procento legujících prvků, například ocel TRIP 790 má celkový obsah legujících prvků jen 3,5 %. Obsah uhlíku, který je nezbytný pro stabilizaci austenitu při pokojové teplotě, se pohybuje v rozmezí 0,2-0,25 %. Dalšími prvky, které se vyskytují v TRIP ocelích a pomáhají stabilizovat austenit, jsou mangan, nikl, hliník, titan, křemík nebo vanad. Mikrostruktura je zde vícefázová, složená přibližně z 50-55 % feritu, 30-35 % bainitu, 7-15 % zbytkového austenitu a 1-5 % martenzitu, viz Obr. 2.3. Pevnost v tahu TRIP ocelí je 500 až 1050 MPa a celková míra prodloužení se pohybuje mezi 12 a 32 %. [2,3,8]



Obr. 2.3: Mikrostruktura TRIP oceli [21]

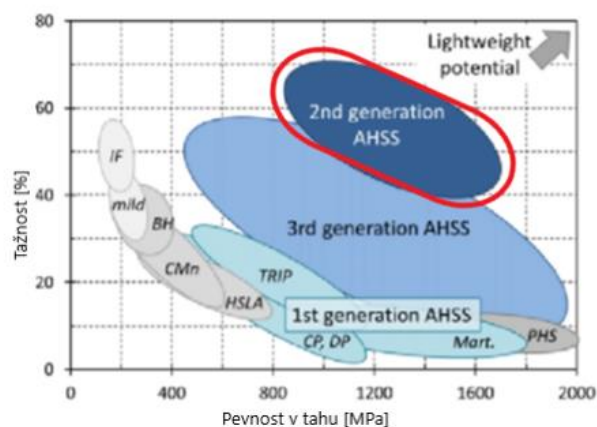
Oceli TRIP lze vyrábět válcováním za tepla, za studena nebo žárově pozinkované. Jsou velmi vhodné na automobilové díly, které vyžadují vysoké pracovní zpevnění při deformaci při nárazu a vysokou absorpci energie. V automobilovém průmyslu se nejvíce používají oceli TRIP 350/600, 400/700, 450/800, 750/980 nebo 600/980, ze které se vyrábí například horní B-sloupky nebo rámy sedadel. První hodnota značí mez kluzu, druhá mez pevnosti. [22]

2.1.4 Martenzitické oceli

Jak již název těchto ocelí napovídá, mikrostruktura těchto ocelí je převážně tvořena martenzitem a pouze malým množstvím bainitu a feritu. Díky tomu jsou martenzitické oceli velmi pevné s pevností v tahu až 1700 MPa, tvrdé, ale mají nejhorší tažnost, do 10 %. [4]

2.2 Vysokopevnostní oceli druhé generace

Jak již bylo zmíněno dříve, oceli druhé generace obsahují velké množství legujících prvků, což z nich sice dělá materiál s velmi vysokou pevností, podobnou martenzitickým ocelím, a tažností přesahující 50 %, jak lze dobře vidět na Obr. 2.4, ale na druhou stranu je to výrazně prodražuje, což snižuje aplikovatelnost těchto ocelí v praxi. [4]



Obr. 2.4: Diagram závislosti pevnosti na tažnosti s vyznačením druhé generace pokročilých vysokopevnostních ocelí [19], přeloženo

Mikrostruktura ocelí druhé generace je austenitická s velkým množstvím legujících prvků, např. chrom, mangan nebo nikl. Jejich funkcí je stabilizovat austenit při pokojové teplotě. Právě austenitická struktura podmiňuje efekt indukované plasticity. Deformovaný austenit se tak přemění na martenzit, díky němuž má ocel vysokou pevnost a zároveň i tažnost. Kromě vysoké ceny mají tyto oceli další nevýhody, jako například špatná svařitelnost, či náchylnost k vodíkové křehkosti. [4]

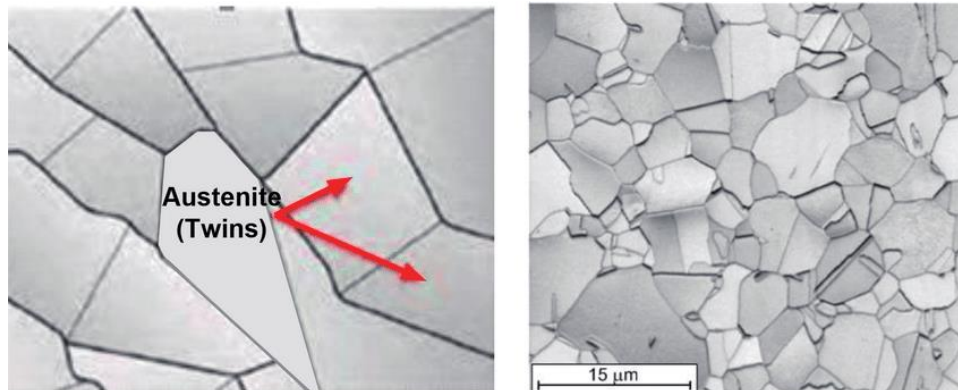
2.2.1 Austenitické korozivzdorné oceli

Výraznou výhodou těchto ocelí je dobrá svařitelnost, takže odpadá jeden z problémů druhé generace. Co se týče legujících prvků, nejvyšší zastoupení má chrom s 16 až 26 %, poté nikl se 4 až 10 %. Další příměsi jsou mangan a křemík s podílem okolo 1 %. Chrom a nikl zvyšují korozivzdornost těchto ocelí, odtud tedy jejich název korozivzdorné. Využívají se především jako komponenty výfukových soustav. Pevnost v tahu korozivzdorných ocelí je 900 až 1200 MPa. [3,4]

2.2.2 TWIP oceli

Oceli s indukovanou plasticitou vlivem dvojčatění (TWIP, Twinning-Induced Plasticity) se mohou pochlubit vysokou hodnotou deformačního zpevnění. Jejich pevnost v tahu je 1100 až 1650 MPa, tažnost až 60 %. Jako příměsi jsou zde hlavně mangan s 22 až 30 %, dále pak hliník a křemík s obsahem nepřesahujícím zpravidla 3 %, niob, titan a vanad. U těchto ocelí je třeba přesná kontrola chemického složení, kterou se dosáhne vysoké míry kritické energie. Ta při deformaci zapříčiní vznik krystalové poruchy dvojčatění, odtud tedy název těchto ocelí. Při této deformaci sdílí dva nebo více krystalů společnou část krystalové mřížky. Čím jemnější

jsou zrna, tím více dvojčat vznikne a ocel má vyšší pevnost a tažnost. Dvojčata (Obr. 2.5) mohou vzniknout dvěma způsoby, buď žháním v důsledku tepelného zpracování, anebo plastickou deformací. TWIP oceli se používají například k výrobě nárazníku. [2,3,4]

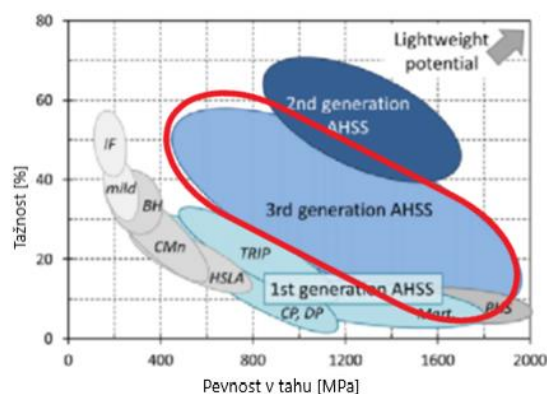


Obr. 2.5: Schéma mikrostruktury TWIP oceli s austenitovým dvojčetem (Twin, vlevo), mikrostruktura po žhání (vpravo) [23]

3 Vysokopevnostní oceli třetí generace

Oceli třetí generace pokročilých vysokopevnostních ocelí jsou dalším krokem ve vývoji moderních ocelových plechů s vysokou rovnováhou mezi pevností a tažností. Kombinují výhody vícefázových struktur ocelí první generace a austenitické fáze, vhodné k posílení různých zpevňovacích mechanismů vyskytujících se u ocelí druhé generace. Hlavní myšlenkou třetí generace je získat mechanické vlastnosti mezi první a druhou generací, jak lze vidět na Obr. 3.1, při mírně vyšších nákladech ve srovnání s první generací. Jejich mikrostruktura je tvořena jemnozrnným feritem, bainitem bez karbidů, martenzitem a zbytkovým austenitem.

Mechanické vlastnosti jsou silně závislé na podílu a mechanické stabilitě austenitu. Jednou z metod, jak zvýšit jeho podíl, je chemická stabilizace manganem. Získání mikrostruktury na bázi jemnozrnného bainitu a až 20 % zbytkového austenitu lze docílit termomechanickým zpracováním navrženým na základě DCCT diagramů (DCCT, Deformation Continuous Cooling Transformation), mikrolegováním niobem, titanem a vanadem, reverzní martenzitickou transformací nebo procesem kalení a dělení. Do poslední generace patří oceli se středním obsahem manganu (Medium Mn), oceli využívající efektu kalení a rozpadu uhlíku (Q&P, Quenching & Partitioning), TRIP oceli s bainiticko-feritickou strukturou (TBF, TRIP-Assisted Bainitic Ferrite steel) a oceli s nanokrytalickou strukturou (NanoSteel). [2,4,14]



Obr. 3.1: Diagram závislosti pevnosti na tažnosti s vyznačením třetí generace pokročilých vysokopevnostních ocelí [19], přeloženo

Pro termomechanické zpracování vícefázových ocelí válcovaných při velmi vysoké teplotě (HR, Hot Rolling) jsou důležité CCT (Continuous Cooling Transformation) diagramy, dle kterých se navrhne proces vícefázového ochlazování po válcování. Ocel, jejíž chemické složení je uvedeno v Tab. 3.1, byla nejprve zahřáta na teplotu 1200 °C. Po austenitizaci po dobu 30 sekund byla ochlazena na teplotu první deformace 1150 °C. Poté byla postupně ochlazována a deformována při teplotách 1050 °C, 950 °C a 850 °C. Po konečné deformaci následovalo ochlazení na 700 °C. Zásadním krokem zpracování byly různé časové průběhy pomalého ochlazování v rozmezí teplot 700-650 °C. Následovalo ochlazení na teplotu udržování bainitické transformace. Tato teplota byla druhým klíčovým parametrem. Doba udržování byla 300 sekund. [14]

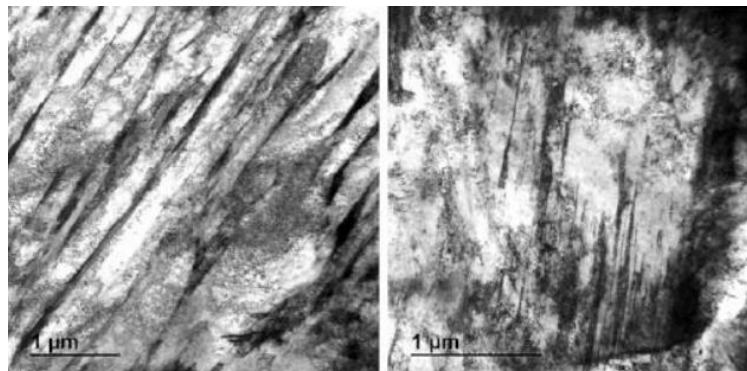
Nakonec byla ocel ochlazena na pokojovou teplotu. Výsledná struktura byla bainiticko-martenziticko-feritická s vysokým podílem zbytkového austenitu. Množství austenitu bylo závislé na teplotě bainitické transformace. Podíl bainitu se zvyšoval s klesající rychlostí ochlazování, podíl feritu byl velmi nízký, do 5 %. Mikrolegování niobem je užitečné pro rovnoměrné rozložení a zjemnění všech strukturních složek. Zároveň niob výrazně zvyšuje tvrdost oceli. [14]

Tab. 3.1: Chemické složení oceli nelegované Nb použité v práci [14]

Legující prvek	C	Mn	Al	Si	Mo
Obsah v %	0,17	3	1,5	0,2	0,2

3.1 Oceli využívající efektu kalení a rozpadu uhlíku

Jako legující prvky se u těchto ocelí používají nikl, molybden, křemík, mangan a samozřejmě uhlík, jakožto hlavní legující prvek pro stabilizaci austenitu. Jejich obsah však nepřekračuje 4 %, na rozdíl od ocelí druhé generace. Mikrostruktura (viz Obr. 3.2) obsahuje 50 až 80 % martenzitu, 20 až 40 % feritu a 5 až 12 % zbytkového austenitu. [2,4]



Obr. 3.2: Typická mikrostruktura Q&P oceli [4]

Té je docíleno složitým tepelným zpracováním, kdy je materiál zahřát do oblasti austenitu nebo austenitu a feritu. Poté následuje kalení, přičemž výsledná teplota je taková, že obsah uhlíku v austenitu je stejný jako obsah uhlíku v martenzitu. Následuje další ohřátí, tentokrát na teplotu rozpadu, kdy začíná difuze uhlíku z martenzitu do zbývajících nepřeměněného austenitu a dochází ke stabilizaci austenitu. Po skončení procesu rozpadu je ocel ochlazena na pokojovou teplotu. V současnosti již existují způsoby legování, které tento náročný proces zjednodušují. [4]

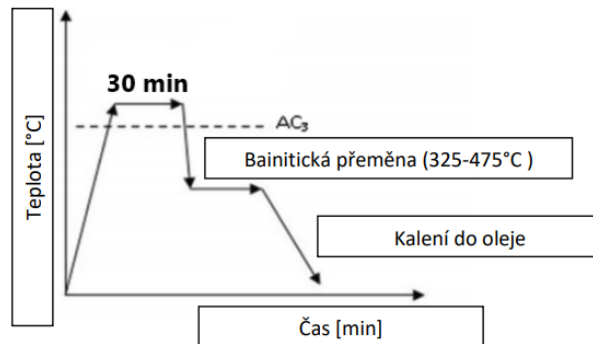
Dodržení předepsaného postupu je nezbytné pro získání uvedené struktury, díky níž mají tyto oceli ideální mechanické vlastnosti. Pevnost v tahu se pohybuje mezi 1000 a 1500 MPa a celkové prodloužení je okolo 20 %. V nedávné době byly vyrobeny oceli s pevností v tahu dokonce 2100 MPa a celkovým prodloužením 13 %. Nicméně při tepelném zpracování dochází k vedlejším procesům, jako je například hromadění uhlíku v dislokacích nebo na rozhraní martenzitu. Mohou se také vytvářet karbidy nebo se část zbytkového austenitu přemění na bainit. [2,4]

3.2 TRIP oceli s bainiticko-feritickou strukturou

Za další vývojový krok v rámci třetí generace lze považovat právě TBF oceli. Jejich dvoufázová struktura se skládá z bainiticko-feritické matrice, která má tvar jakýchsi latek, a zbytkového austenitu, který tvoří tenký film. Právě díky zbytkovému austenitu může u těchto ocelí také proběhnout TRIP efekt. Oproti TRIP ocelím mají TBF oceli ve struktuře místo martenzitu bainit, který jim poskytuje výbornou tažnost. [2,4]

Tepelné zpracování TBF ocelí je oproti Q&P významně jednodušší, protože ho lze provést na běžných zařízeních pro tepelné zpracování, kdežto zpracování Q&P vyžaduje úpravy žíhacích linek. Bainiticko-feritickou strukturu lze získat bainitickým kalením, a i zde má na výsledné mechanické vlastnosti vliv hlavně teplota. Princip bainitického kalení, jehož schéma

je na Obr. 3.3, spočívá v tom, že materiál je zahřát nad teplotu A_{c3} do oblasti austenitu na 30 minut. Poté je rychle ochlazen a udržován v bainitických oblastech, na teplotách pohybující se kolem 400 °C. Následuje kalení do oleje. Tvorba cementitu při bainitické přeměně je potlačena křemíkem. Ten zároveň zvyšuje obsah uhlíku v austenitu, čímž ho stabilizuje. U těchto ocelí se používá vysoký obsah křemíku okolo 1,5 %. [2,4]



Obr. 3.3: Schéma bainitického kalení [4]

Pevnost takto vyrobených ocelí se pohybuje kolem 1000 MPa a tažnost dosahuje 30 %. Legujícími prvky jsou převážně křemík a mangan. Křemík zabraňuje tvorbě cementitu při bainitickém kalení a také zvyšuje množství uhlíku ve zbytkovém austenitu, čímž ho stabilizuje. Obsah křemíku se pohybuje okolo 1,5 %. Výrobky z těchto ocelí jsou především lehké strukturní komponenty lisované za studena. [2,4]

3.3 Oceli s nanokrystalickou strukturou

Oceli s nanokrystalickou strukturou vynalezla společnost NanoSteel. U tohoto materiálu je velmi důležité přesné chemické složení a unikátní na jeho struktuře je to, že velikost austenitického zrna se pohybuje v řádech nanometrů. Dále se mohou vyskytovat boridy. Nanokrystalická ocel je stále předmětem výzkumu a její aplikace v praxi je tedy omezená, stejně jako podrobnější informace o těchto ocelích. [4]

Struktura oceli je dvoufázová. Primární fáze je austenitická a poskytuje materiálu vysokou tažnost. Sekundární fáze je feritická, zrna feritu mají velikost v řádech nanometrů a díky nanoprecipitaci při deformaci materiálu je sekundární fáze velmi pevná. Dohromady tak dávají výbornou kombinaci pevnosti a tažnosti. [4]

Co se týče tepelného zpracování, jeho přesný postup není zveřejněn, avšak neměl by vyžadovat žádné speciální stroje ani technologie. Po válcování za tepla je na řadě válcování za studena, které do oceli vnese deformace, což způsobí fázovou přeměnu. Následuje proces žíhání, které má za cíl zvýšit tažnost materiálu. [4]

Mechanické vlastnosti ocelí s nanokrystalickou strukturou jsou pozoruhodné. Podle firmy samotné se pevnost pohybuje kolem 1200 MPa a tažnost dosahuje 50 %. Například ocel s názvem NXG 1200 dosahuje pevnosti 1188 MPa při tažnosti 54,6 %. Je vhodné ještě zmínit, že materiál není anizotropní. [4]

3.4 Středně manganové oceli

V této kapitole bude popsána mikrostruktura středně manganových ocelí, jejich mechanické vlastnosti a na závěr bude nastíněn možný budoucí vývoj těchto ocelí spolu s návrhy na zlepšení jejich mechanických vlastností.

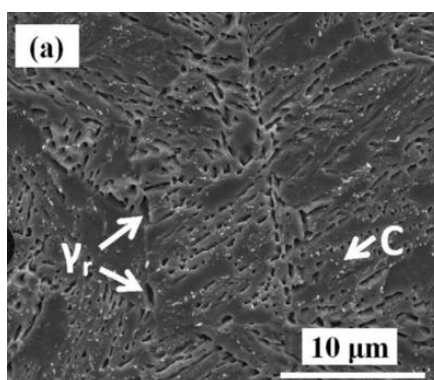
3.4.1 Legující prvky

Středně manganové oceli jsou v současné době nejslibnějšími vysokopevnostními ocelmi třetí generace díky jejich vynikající kombinaci pevnosti a tažnosti při nižších materiálových nákladech oproti ocelím druhé generace. Tažnost těchto ocelí je srovnatelná s tažností TWIP ocelí, oproti nim však obsahují menší množství manganu, pohybující se obvykle mezi 3 až 10 %. Nižší obsah manganu vede k menšímu množství zbytkového austenitu a ke snížení kombinace pevnosti a tažnosti. Mangan umožňuje stabilizaci austenitu tím, že do něj difunduje z feritu a čím je doba žihání delší, tím je difuze účinnější.

Vedle manganu obsahují oceli další legující prvky, například křemík nebo hliník, jejichž úkolem je také stabilizace austenitu, a to potlačením tvorby cementitu. Nadměrný přídavek hliníku vede během tuhnutí k tvorbě δ -feritu, který je po odlití často velmi hrubý a obtížně se zušlechťuje. Příliš vysoké množství křemíku však může ovlivnit kvalitu povrchu a ztížit svařování nebo lití. Obsah křemíku a hliníku může být maximálně 3 %. Uhlík (0,1-0,6 %) zvyšuje stabilitu austenitu při pokojové teplotě, ale při větší koncentraci zhoršuje svařitelnost. Vanad zase umožňuje precipitační zpevnění. Niob a titan se hojně používají k vytvoření jemných karbidových částic v matici pro účinné zpevnění. Díky vysokému množství zbytkového austenitu se u těchto ocelí vyskytují dva mechanismy deformace, a to TRIP efekt a TWIP efekt. [5,6,8,9]

3.4.2 Mikrostruktura, mechanické vlastnosti

Z hlediska běžného zpracování středně manganové oceli vyžadují interkritické žihání, které se provádí po válcování za tepla nebo po válcování za tepla a za studena. Od toho se odvíjí jejich mikrostruktura a mechanické vlastnosti. Zpravidla však vykazují po válcování za tepla martenzitickou mikrostrukturu kvůli vyššímu obsahu manganu. Po relativně snadno proveditelném procesu interkritického žihání je dosaženo ultrajemné duplexní mikrostruktury s velkým podílem zbytkového austenitu, až 60 %. Oceli válcované za tepla a následně žihané mají duplexní lamelární strukturu tvořenou zbytkovým austenitem a feritem ve tvaru latek, jak lze vidět na Obr. 3.4. Při nižších žihacích teplotách dochází k tvorbě karbidů (C), při vyšších teplotách se rozpustí. Zbytkový austenit je značen γ_r . Oceli válcované za studena mají mikrostrukturu tvořenou zbytkovým austenitem a globulárním feritem. Ferit je měkká fáze s dobrou tažností a pomáhá stabilizovat austenit, který hraje dominantní roli při řízení konečných mechanických vlastností. [5,8]



Obr. 3.4: Mikrostruktura za tepla válcované oceli po interkritickém žihání při 570 °C [10]

Jinou možností je provést válcování za tepla až po interkritickém žihání pro ocel se 3 % hliníku, jejíž chemické složení je uvedeno v Tab. 3.2. Hliník zde působí nejen jako stabilizátor α -feritu, ale také rozšiřuje oblast δ -feritu. Zároveň urychluje proces žihání, ale může působit potíže při tavení. Mikrostrukturní složky se skládají z interkritického α -feritu (IF, Intercritical

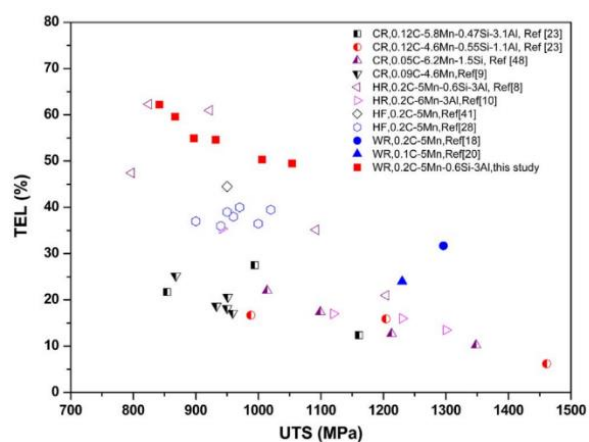
Ferrite), zbytkového austenitu (RA, Rest Austenite) a protáhlého δ -feritu (EF, Elongated Ferrite). Se zvětšující se redukcí tloušťky při válcování se zpočátku náhodně orientované lamely IF a RA postupně měnily svou podélnou osu do směru válcování. Výsledná struktura s 89% redukcí tloušťky byla lamelární s téměř rovnoběžnou podélnou osou lamel se směrem válcování a zároveň se mikrostruktura stávala jemnější. Výhodou této metody oproti válcování za studena je, že i po maximální redukcí tloušťky se velká část austenitu zachovala, pochopitelně se ale jeho množství v průběhu válcování snižovalo a po 89% snížení tloušťky byl jeho podíl 57 % oproti stavu před válcováním. [5,9]

Tab. 3.2: Chemické složení oceli použité v práci [5]

Prvek	C	Si	Mn	P	S	Al
Obsah v %	0,20	0,62	4,88	0,004	0,005	3,11

Se zvětšující se redukcí tloušťky se zvyšovala mez kluzu i pevnost tahu, přičemž hodnoty meze kluzu rostly rychleji než pevnosti. To mělo za následek zvyšování poměru meze kluzu vůči mezi pevnosti až na hodnotu 0,94, která je významně vyšší než u ocelí, které jsou napřed válcovány za tepla a až pak žíhané. Zde byl tento poměr pouze 0,62. Daní za zvyšování pevnosti je snižování tažnosti, v důsledku čehož kombinace (součin) pevnosti a tažnosti mírně kolísala, ale s tendencí být téměř konstantní hodnoty 50 GPa%. Jednotka GPa% znamená součin meze pevnosti v GPa a tažnosti v %. Čím vyšší je tato kombinace, tím lepší mechanické vlastnosti materiál má. Mez kluzu u vícefázové oceli závisí především na deformaci nejměkčí fáze, kterou je EF. I zde platí Hall-Petchův vztah mezi převrácenou druhou odmocninou tloušťky lamely EF a mezí kluzu. Nárůst pevnosti byl přisuzován zvýšenému množství dislokací. [5]

Konečné mechanické vlastnosti středně manganových ocelí žíhaných a válcovaných za tepla byly lepší, než kdyby byly zpracovány běžným způsobem. Tažnost se pohybovala mezi 50 až 60 % a mez pevnosti v tahu je 850 až 1050 MPa, což je přehledně znázorněno na Obr. 3.5 červenými čtverečky. Oceli bez přidaného hliníku dosahovaly kombinace pevnosti a tažnosti pouze 30-40 GPa%, což potvrzuje příznivý vliv hliníku. Pro srovnání, oceli válcované za studena po interkritickém žíhání mají tažnost 43-70 % a pevnost v tahu 900-1087 MPa. [5,8]



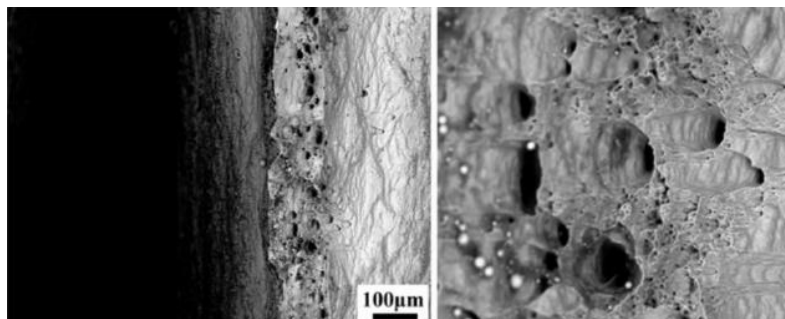
Obr. 3.5: Závislost meze pevnosti (UTS) na tažnosti (TEL) pro některé středně manganové oceli [5]

Dalším způsobem zpracování je proces lisování za tepla. Ocel, jejíž chemické složení je uvedeno v Tab. 3.3, byla ohřáta do dvoufázové oblasti mezi teploty A_{c1} a A_{c3} , čímž se vytvořila vícefázová mikrostruktura tvořená austenitem a feritem. Poté byla ocel lisována a nakonec ochlazena. Teplota austenitizace má významný vliv na mechanické vlastnosti, protože ovlivňuje velikost zrn austenitu. Pokud je příliš nízká, nedojde k úplné austenitizaci, což vede k nižšímu obsahu martenzitu a nižší pevnost v tahu. Pokud je teplota příliš vysoká, dojde ke zhrubnutí austenitu a ocel má menší tažnost a houževnatost. Bylo zjištěno, že maximální pevnost v tahu 1400 MPa nastala při austenitizační teplotě 800 °C. Proto pro získání ultrajemné martenzitické struktury se doporučuje teplota austenitizace 790-840 °C. [7]

Tab. 3.3: Chemické složení oceli použité v práci [7]

Prvek	C	Mn	P	S	Al
Obsah v %	0,08-0,2	4,0-7,0	0,013	0,03	0,03

Před vlastním lisováním bylo třeba na těchto teplotách 4-7 minut vydržet, aby došlo k homogenní austenitizaci. Při teplotě 800 °C a výdrži 7 minut měla ocel rovnoměrnou martenzitickou strukturu a maximální tvrdost 471 HV. Počáteční teplota lisování by měla být 450-500 °C, aby byla zajištěna dobrá tažnost, tvařitelnost a úplná martenzitická mikrostruktura. Na výslednou tažnost má vliv i rychlost ochlazování. Pokud je příliš velká, fázové přeměny proběhnou rychle a v materiálu je velké zbytkové napětí. Při vhodné volbě ochlazování 10-60 °C/s byla pevnost v tahu oceli 1420 MPa, mez kluzu 1220 MPa, tažnost 12 % a tvrdost 460 HV [7]. Na Obr. 3.6 je znázorněna morfologie lomového povrchu při teplotě lisování 500 °C.



Obr. 3.6: Morfologie lomového povrchu při teplotě lisování 500 °C [7]

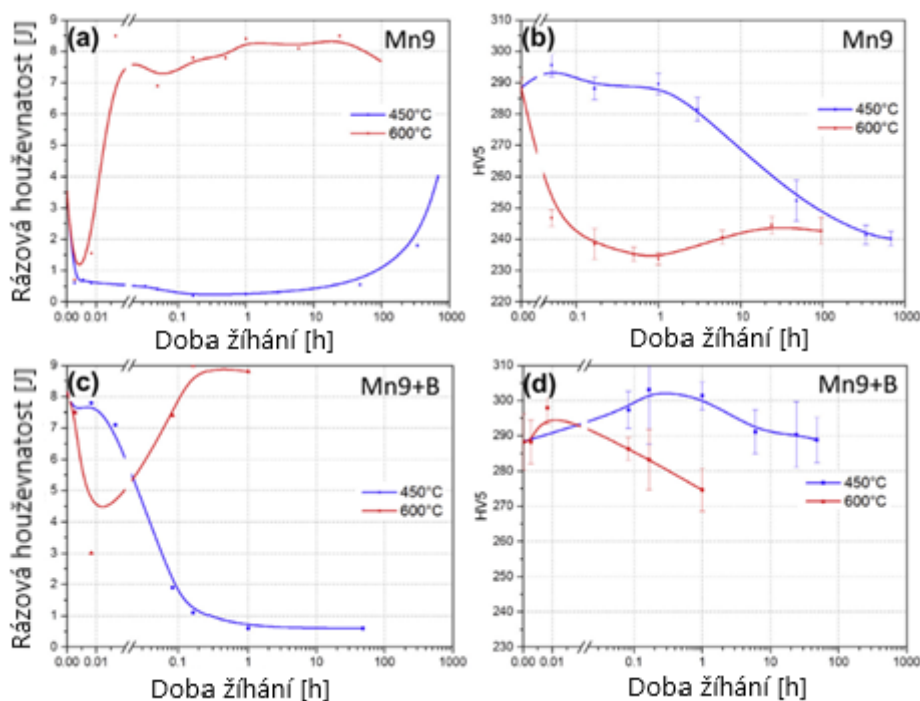
3.4.3 Vrubová houževnatost, přechodová teplota

Nevýhodou středně manganových ocelí je jejich vysoká křehkost při nízkých teplotách, přičemž důvodem by mohla být segregace manganu, fosforu a dusíku na hranicích zrn. Bylo zjištěno, že s přidavkem manganu se přechodová teplota posouvá k vyšším teplotám. Konkrétně, pro ocel s obsahem manganu 9 % (9Mn) byla vypočtena přechodová teplota ve stavu po kalení 20 °C. U oceli s přidavkem bóru (9Mn+B) se teplota snížila na -40 °C, a navíc zde po kalení nebyla zjištěna žádná segregace jakýchkoliv škodlivých prvků. Pouze po pomalém ochlazování po homogenizačním žhání segregoval bór a titan, ale mangan nikoliv. V oceli bez bóru mangan také neselegoval [12]. V Tab. 3.4 je uvedeno chemické složení obou ocelí.

Tab. 3.4: Chemické složení ocelí použitých v práci [12]

Prvek	Obsah v %	Obsah v ppm										
	Mn	C	Ni	Mo	Ti	Si	Al	S	P	O	N	B
9Mn	9,04	49	<10	<20	<10	24	<20	24	<20	250	35	<10
9Mn+B	8,80	85	580	47	338	61	331	44	<20	24	20	27

Obě oceli byly po kalení popouštěny, každá při 450 °C a 600 °C. U oceli bez bóru docházelo při obou teplotách na počátku popouštění k prudkému poklesu rázové houževnatosti, ale zatímco při teplotě 450 °C klesající trend pokračoval a až po 1 hodině začala rázová houževnatost růst, při teplotě 600 °C houževnatost začala růst ihned. Pro ocel s bórem byly trendy podobné, pouze zpožděné. Co se týká tvrdosti, pro ocel bez bóru při obou teplotách popouštění s časem klesala, ale při teplotě 600 °C po 1 hodině začala růst. Tvrdost oceli s bórem při teplotě 450 °C zpočátku rostla, pak klesala. Při 600 °C napřed prudce rostla, ale poté také klesala, dříve než při 450 °C (viz Obr. 3.7). [12]

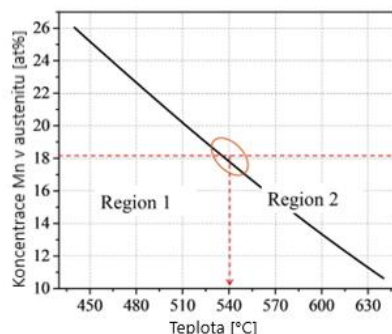


Obr. 3.7: Vliv doby a teploty žíhání na (a) rázovou houževnatost oceli 9Mn při pokojové teplotě; (b) tvrdost oceli 9Mn; (c) rázovou houževnatost oceli 9Mn+B při pokojové teplotě; (d) tvrdost oceli 9Mn+B [12], přeloženo

Během počátečního poklesu houževnatosti oceli bez bóru při popouštění při 450 °C docházelo k segregaci uhlíku a bóru na hranicích zrn a také k vysoké segregaci manganu. K segregaci škodlivých prvků včetně dusíku a fosforu nedocházelo. S pokračujícím popouštěním rostla koncentrace manganu na hranicích zrn až na 18 %, ale po 336 hodinách se jeho koncentrace snížila na pouhých 8 %. Tento jev lze vysvětlit tvorbou austenitu a karbidu $M_{23}C_6$, které spotřebovávají mangan z hranic zrn a tyto hranice čistí, a naopak fosfor je z austenitu vytlačován a hromadí se na hranicích zrn. Tvorba austenitu se zrychlovala s rostoucí

teplotou. Nižší rovnovážné koncentrace manganu v austenitu a rychlejší difuze při 600 °C zajišťují zvýšení houževnatosti již po 30 sekundách popouštění. [12]

Z teplotní závislosti rovnovážné koncentrace manganu v austenitu na Obr. 3.8 lze vyčíst, že 18 % manganu odpovídá austenitu, který vzniká při teplotě 540 °C. Pokud koncentrace manganu přesahuje 18 %, tvorba austenitu je nepravděpodobná. Pokud je nižší než 18 %, tvorba austenitu je vysoce pravděpodobná. Teplota 540 °C je významná, jelikož zde dochází k přechodu z křehkého lomu do tvárného. Přechodová teplota je tedy určena schopností tvořit austenit při popouštění. Klesla také koncentrace uhlíku, ale koncentrace fosforu se nezměnila. Po 672 hodinách bylo již možné pozorovat dvoufázovou strukturu tvořenou martenzitem a austenitem. [12]



Obr. 3.8: Teplotní závislost rovnovážné koncentrace manganu v austenitu [12], přeloženo

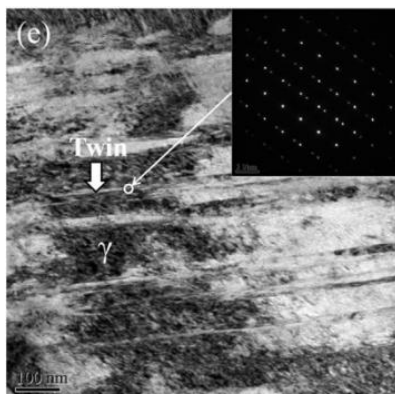
3.4.4 Trendy ve vývoji středně manganových ocelí

Středně manganové oceli mají nižší kombinaci pevnosti a tažnosti oproti TWIP ocelím a je velmi obtížné u nich dosáhnout vyšší pevnosti v tahu než 1500 MPa a zároveň tažnosti vyšší než 15 %. Při jejich deformaci totiž dochází k TWIP efektu pouze u ocelí s obsahem manganu vyšším než 9 % a obsahem hliníku a křemíku nepřesahujícím 3 %. To by mohlo vysvětlovat nízkou tažnost při nízkém obsahu manganu. Pokud by byl obsah manganu navýšen, zvýšily by se ale i náklady na legování, což je jedním z důvodů, proč nejsou TWIP oceli komerčně využívány. Řešením by mohla být výroba středně manganové oceli, u které by bylo možno dosáhnout TWIP efektu při obsahu manganu 7 %. Tím by k deformačnímu zpevnění přispěly jak TRIP, tak TWIP efekt. [9]

Prvním cílem je, aby ocel měla vysokou pevnost v tahu, alespoň 1500 MPa, při minimální tažnosti 15 %. Proto byla zvolena ocel s 10 % manganu a 0,7 % vanadu, přičemž vanad umožňuje precipitační zpevnění. Tato ocel byla vyrobena válcováním při vysoké teplotě (WR, Warm Rolling) a interkriticky žhána a její mez kluzu, pevnost v tahu a tažnost byly 1150-1200 MPa, 1500-1800 MPa a 15 %. Druhým cílem je, aby ocel měla podobné tahové vlastnosti jako TWIP ocel, ale nižší obsah manganu a aby u ní došlo k TRIP i TWIP efektu. K uskutečnění TWIP efektu je také třeba, aby energie vrstevné chyby (SFE, Stacking Fault Energy) zbytkového austenitu byla v rozmezí 12-18 mJ/m². V tomto případě je hodnota rovna 16,6 mJ/m², což je v uvedeném rozmezí a je umožněn TWIP efekt. Pro tento cíl byla navržena ocel s obsahem manganu 7 %, která se vyznačuje dobrou kombinací pevnosti a tažnosti. [9]

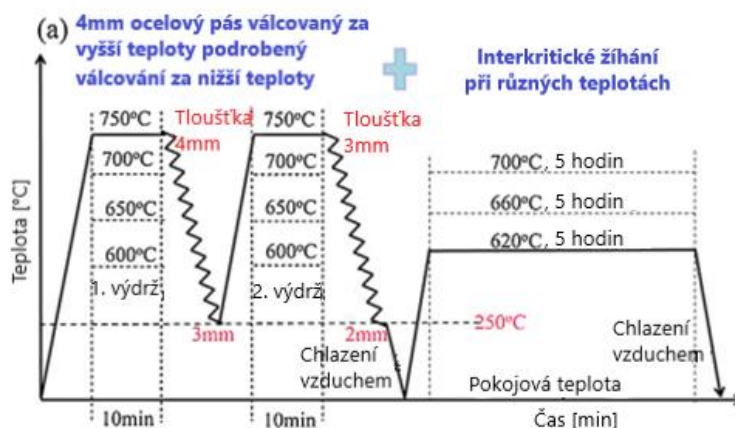
Ocelový plech byl vyroben dvěma válcováními za tepla, poprvé při velmi vysoké teplotě (HR) a poté při vysoké teplotě (WR). Po následném interkritickém žhání při teplotě 700 °C po dobu 5 hodin byl obsah austenitu a feritu 50 % a největší obsah uhlíku v austenitu byl při teplotě 665 °C. Tyto hodnoty jsou vhodné k navržení procesu interkritického žhání v praxi. Po zjištění procentuálního obsahu jednotlivých legujících prvků v austenitu bylo možné vypočítat teplotu M_s (martenzit start), která je rovna -86,8 °C. Po tomto procesu u zachovaných zrn austenitu

mohlo dojít k TRIP i TWIP efektu, viz Obr. 3.9, a díky tomu měla tato ocel pevnost v tahu 950 MPa a tažnost 63 %. Tyto mechanické vlastnosti jsou blízké vlastnostem klasických TWIP ocelím a tímto je tedy splněn druhý cíl. [9]



Obr. 3.9: Mechanická dvojčata (Twin) pozorovaná na lomovém vzorku [9]

Obě oceli s obsahem manganu 10 % a 7 % byly nejprve válcovány při velmi vysoké teplotě (HR) na tloušťku 4 mm s konečnou teplotou 800 °C. Poté byly ochlazené vodou na pokojovou teplotu. Následně byly oceli dvakrát válcovány při vysoké teplotě (WR), přičemž nejprve byly zahřáty na teplotu 600-800 °C a izotermicky udržovány 10 minut. Pak byly vyjmuty a válcovány na tloušťku 3 mm ve třech válcovacích průchodech. Protože při válcování rychle klesá teplota ocelových plechů, musely být vráceny do pece na stejnou dobu při stejné teplotě a znovu válcovány na konečnou tloušťku 2 mm, viz Obr. 3.10. [9]



Obr. 3.10: Proces válcování za tepla použitý k výrobě ocelí Mn10 a Mn7 [9], přeloženo

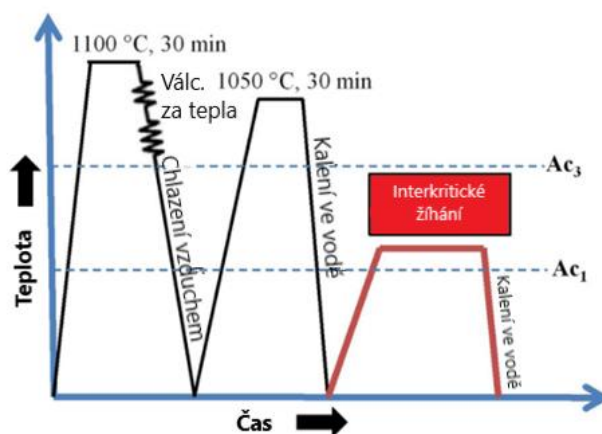
Po tomto způsobu zpracování byla zrna austenitu laťkovitá i globulární. Tato směs austenitových zrn s různou morfologií, velikostí a širokou škálou mechanické stability vedla ke zvýšenému účinku TRIP efektu, protože austenit se mohl během deformace přeměňovat na martenzit trvale, nikoliv ve velmi krátkém období. To mělo za následek důkladnější rozložení zatížení mezi zrna a lepší tahové vlastnosti. Ocel s 10% obsahem manganu vykazovala velmi vysokou pevnost v tahu 1700–1900 MPa a tažnost 10–20 %, ocel s obsahem manganu 7 % měla součin pevnosti v tahu a tažnosti 60–70 GPa%. [9]

4 Tepelné zpracování středně manganových ocelí

Tepelné zpracování má velký význam při určování mechanických vlastností ocelí třetí generace. Právě výsledná mikrostruktura je určena parametry tepelného zpracování, především rychlostí ohřevu, teplotou žíhání, dobou žíhání a také rychlostí ochlazování. Ta, pokud je nízká, vede ke snížení pevnosti, a naopak tažnost a mez kluzu se zvyšují. Hlavní roli zde hraje stabilizovaný (zbytkový) austenit, který zlepšuje tažnost a houževnatost oceli. [6]

4.1 Interkritické žíhání

Podstatou interkritického žíhání je stabilizace austenitu a umožnění jeho výskytu ve výsledné mikrostruktuře při pokojové teplotě v takovém množství, aby zajistil požadované mechanické vlastnosti oceli, jako vysokou pevnost a tažnost. Zbytkový austenit také umožňuje TRIP a TWIP efekt vedoucí k deformačnímu zpevnění. Teplota a doba žíhání ovlivňují množství, složení, velikost a rozložení zbytkového austenitu, což následně ovlivňuje jeho tepelnou a mechanickou stabilitu. [6,10]



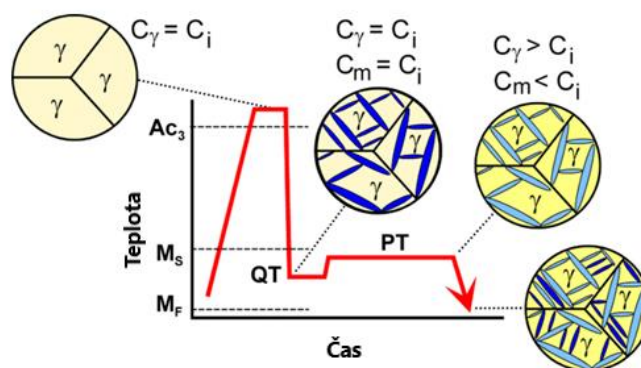
Obr. 4.1: Časově-teplotní schéma zpracování oceli s červeně vyznačeným interkritickým žíháním [10], přeloženo

Před samotným interkritickým žíháním je často ocel ohřata do oblasti austenitu a poté se zakalí, aby byla mikrostruktura čistě martenzitická, viz Obr. 4.1. Pro interkritické žíhání je typické využití žíhacích teplot mezi Ac_1 a Ac_3 , tedy zde nenastane úplná austenitizace a mikrostruktura je tvořena austenitem a feritem. Pokud je žíhací teplota příliš nízká, dochází u ocelí válcovaných za tepla k tvorbě karbidů. Na jejich tvorbu se spotřebovává uhlík a mangan, které pak nejsou k dispozici pro stabilizaci austenitu. Nižší teplota také znamená potřebu delší doby žíhání. Pokud je naopak teplota příliš vysoká, dochází k hrubnutí zrn, austenit není dostatečně stabilní, což vede k nižšímu množství zbytkového austenitu. [6,10]

Zároveň je nově vznikající austenit ochuzen o mangan, což také snižuje jeho stabilitu a při ochlazení na pokojovou teplotu dochází k jeho rozpadu na sekundární martenzit. S prodlužující se dobou žíhání je koncentrace manganu a uhlíku rovnoměrnější, což má pozitivní dopad na mechanické vlastnosti. Zvýšení teploty i doby žíhání má za následek zvýšení tažnosti, poměru meze kluzu vůči mezi pevnosti i zvýšení kapacity absorpce energie. Toto chování je způsobeno potlačením šíření mikrotrhlin a absorbováním dislokací z přilehlého martenzitu. [6,10]

4.2 Kalení a přerozdělení

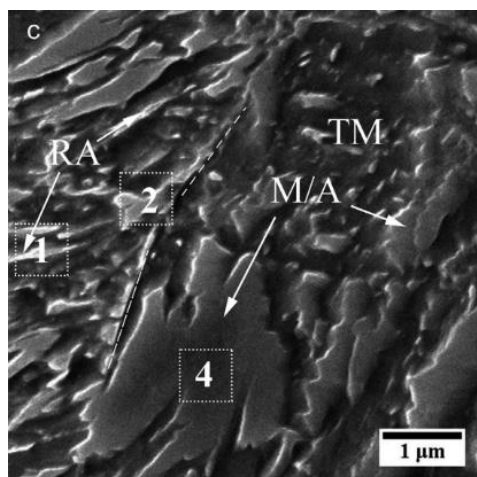
Tento způsob tepelného zpracování se provádí u ocelí válcovaných za studena. Jedná se o slibnou a účinnou metodu, jak dosáhnout dobré kombinace pevnosti a houževnatosti. Materiál je ohřát na austenitizační teplotu. Ta má rozhodující vliv na mikrostrukturní vývoj oceli. Jemný původní austenit při nízké austenitizační teplotě přispívá ke vzniku velkého objemového podílu zbytkového austenitu. Na austenitizační teplotě může nebo nemusí dojít k úplné austenitizaci. Poté je ocel zakalena na teplotu mezi M_s a M_f . Na této teplotě je provedena izotermická výdrž, při které dochází k migraci uhlíku z přesyceného martenzitu do metastabilního austenitu, čímž se austenit stabilizuje a při finálním ochlazení na pokojovou teplotu se nepřemění na martenzit. Ocel poté obsahuje stabilizovaný zbytkový austenit mezi lamelami martenzitu, což vede k vyšší tažnosti. [6,11]



Obr. 4.2: Schéma Q&P procesu [24], přeloženo

Teplota přerozdělení (na Obr. 4.2 značena PT, Partitioning Temperature) neboli teplota, na které je materiál ponechán pro difúzi uhlíku, je buď stejná, nebo vyšší než teplota zakalení (na Obr. 4.2 značena QT, Quenching Temperature). Na teplotu M_s má vliv předchozí velikost austenitických zrn. S jejich zmenšováním klesá teplota M_s . Důležitými parametry jsou tedy teploty kalení a přerozdělení a doba výdrže na teplotě přerozdělení. Pro zabránění tvorby cementitu při izotermické prodlevě se do oceli přidává křemík. Mikrostruktura po tepelném zpracování se skládá z feritu a martenzitu. Ve feritické matici se vyskytují globulární karbidy, které se po zvýšení teploty přerozdělení rozpustí. Relativní podíl feritu se neustále snižuje s rostoucí teplotou přerozdělení. [6,11]

Mikrostruktura po procesu kalení a přerozdělení (Obr. 4.3) se skládá převážně z temperovaného martenzitu (TM, Tempered Martensite), zbytkového austenitu (RA, Rest Austenite) mezi martenzitickými jehlicemi a směsí zbytkového austenitu a čerstvého martenzitu (M/A) vzniklého po rozdělení. Zbytkový austenit se vyskytuje ve formě filmu a ostrůvků. Na stabilitu zbytkového austenitu má dle výzkumu větší vliv obsah uhlíku ve zbytkovém austenitu než objemový podíl zbytkového austenitu. Na výsledných mechanických vlastnostech se podílí jak TRIP efekt, tak rovnoměrnost struktury. [6,11]



Obr. 4.3: Mikrostruktura oceli 4,08Mn po Q&P procesu [11]

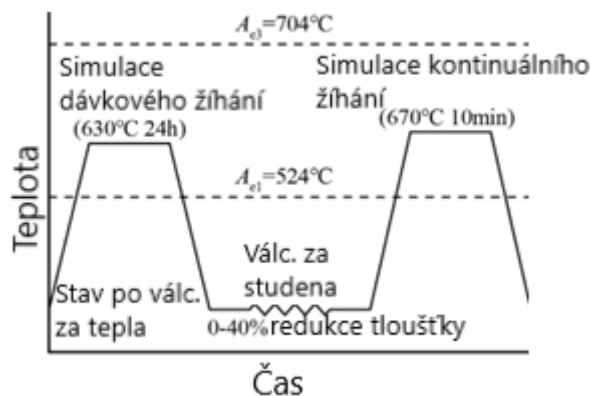
4.3 Dvoustupňové interkritické žíhání

Dvoustupňové žíhání, jehož schéma je na Obr. 4.4, je metoda tepelného zpracování, při které byla za tepla válcovaná ocel s martenzickou strukturou žíhána při teplotě 630 °C po dobu i několik desítek hodin za účelem odpevnění a zlepšení její válcovitelnosti za studena. Poté následovalo válcování za studena a druhé žíhání při teplotě 670 °C po dobu až 15 minut. Tato žíhání se nazývají dávkové a kontinuální. Po tomto procesu oceli čekalo lisování za studena [13]. Byla provedena studie různé velikosti úběru při válcování za studena na středně manganové oceli s 6,2 % Mn a 1,27 % Si. Chemické složení těchto ocelí je uvedeno v Tab. 4.1.

Tab. 4.1: Chemické složení oceli použité v práci [13]

Legující prvek	C	Mn	Si
Obsah v %	0,28	6,22	1,57

Před dávkovým žíháním měla ocel strukturu tvořenou martenzitem ve formě latěk a zbytkovým austenitem, který tvořil přibližně 11,5 % objemu. Mez kluzu byla 1166 MPa, mez pevnosti 2047 MPa a tažnost byla pouze 9,7 %. Tyto hodnoty naznačují, že válcování za studena by teď bylo obtížné. Po dávkovém žíhání byla struktura tvořena laťkovitým austenitem a feritem a částicemi cementitu. Ferit měl nízkou hustotu dislokací. Množství austenitu bylo v tomto okamžiku 40,1 %. V této části se tedy austenit zpětně přeměňoval z martenzitu, zbylý martenzit se transformoval na ferit a docházelo také k precipitaci cementitu. Taková změna mikrostruktury vedla ke snížení pevnosti a zlepšení tažnosti. Mez kluzu, mez pevnosti a tažnost byly po dávkovém žíhání 739 MPa, 1197 MPa a 22,6 %. Poté byla ocel připravena na válcování za studena. [13]

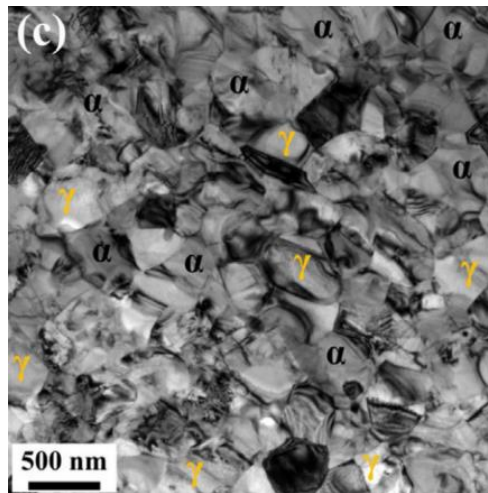


Obr. 4.4: Schéma dvoustupňového žihání [13]

Pokud následně není vzorek za studena válcován a je rovnou kontinuálně žhán, většina cementitu se rozpustí a tvar zrn austenitu a feritu se nemění. Rozpuštění cementitu podporuje tvorbu a růst austenitu a zvýšení obsahu uhlíku a manganu v austenitu. Po kontinuálním žhání se obsah austenitu zvýšil na 50,4 %. Hustota dislokací ve feritu zůstává nízká. Po válcování za studena s 20% snížením tloušťky byla podélná osa lamel téměř shodná s podélnou osou materiálu. Obsah austenitu byl pouze 3,2 % v důsledku deformačně indukované martenzitické transformace. [13]

Po žhání vzorku s 20% redukcí tloušťky částice cementitu zmizely a docházelo k austenitické transformaci. Obsah austenitu byl teď 40,9 %, což naznačuje, že martenzit, bohatý na mangan vytvořený během válcování za studena, se přeměnil zpět na austenit. Zrna austenitu a feritu byla latkovitá a globulární. Hustota dislokací feritu byla nízká díky rekrytalizaci. Zajímavým jevem zde byla stejná krystalová orientace většiny austenitických zrn v určitých oblastech, která byla proložena malým počtem zrn s odlišnou orientací. Tomuto jevu se říká austenitická paměť. Zrna feritu měla odlišnou krystalovou orientaci a průměrná velikost obou zrn byla menší než velikost zrn neválcované oceli. [13]

Po 40% redukcí tloušťky válcováním za studena byla podélná osa lamel austenitu a feritu rovnoběžná se směrem válcování. Obsah austenitu byl válcováním snížen na 1,6 % a po žhání se jeho podíl zvýšil na 47 %. Jeho množství bylo tak vyšší než v předchozím případě, což bylo dáno větší velikostí vložené deformace, které urychlilo transformaci martenzitu na austenit. Cementit se opět rozpustil. Mikrostruktura (viz Obr. 4.5) byla tvořena převážně globulárními zrny austenitu (γ) i feritu (α), hustota dislokací feritu byla nízká v důsledku rekrytalizace a zotavení. Krystalová orientace obou zrn byla náhodná, protože při válcování dochází k transformaci austenitu na martenzit a dalším válcováním se martenzitická struktura poruší, takže austenit nukleuje a roste s náhodnou orientací. Zde tedy nebyla pozorována tzv. austenitická paměť. [13]



Obr. 4.5: Mikrostruktura oceli válcované za studena se 40% snížením tloušťky po kontinuálním žihání s vyznačením feritu (α) a austenitu (γ) [13]

Po kontinuálním žihání všechny vzorky vykazovaly mez pevnosti vyšší než 1200 MPa a tažnost vyšší než 29 %. Dvoustupňovým žiháním lze tedy dosáhnout vysoké pevnosti i dobré tažnosti. Dalším zajímavým jevem bylo, že mez kluzu austenitu byla pro všechny tři vzorky s různou velikostí deformace blízká mezi kluzu feritu. Mez kluzu se s rostoucí velikostí úběru válcování za studena zvyšovala a rychlost deformačního zpevnění v blízkosti meze kluzu klesala. Nejstabilnější austenit obsahovala ocel s 20% redukcí tloušťky díky nejvyššímu obsahu uhlíku a manganu. TRIP efekt zde mohl trvat do vyšších napětích, což vedlo k vyšší tažnosti. [13]

5 Povrchové úpravy vysokopevnostních ocelí

Přestože mají vysokopevnostní oceli vynikající mechanické vlastnosti, ani jim se nevyhýbá koroze. Ta způsobuje znehodnocování materiálu a může vést až k selhání strojních součástí. Aby byl vznik koroze potlačen, je třeba u výrobků z těchto ocelí provést povrchové úpravy. Přínos povrchových úprav však nemusí být jen ochrana proti korozi, ale i zvýšení tvrdosti či odolnosti proti opotřebení.

5.1 Borido-austemperace

Borido-austemperace (schéma viz Obr. 5.1) je metoda chemicko-tepelného zpracování, která se používá pro vysokopevnostní bainitické oceli za účelem zvýšení odolnosti proti opotřebení, zvýšení tvrdosti a také pro zvýšení odolnosti proti korozi. Hlavní charakteristikou těchto ocelí je přítomnost bezkarbidového bainitu, který se získává nízkoteplotním austemperováním. Nízkoteplotní austempering je tepelné zpracování, při kterém je ocel zahřata do úplné austenitizace, ochlazená v solné lázni, izotermicky udržována při teplotách mezi počátkem bainitické transformace (B_s) a počátkem martenzitické transformace (M_s), a poté je ochlazená na pokojovou teplotu. [15]

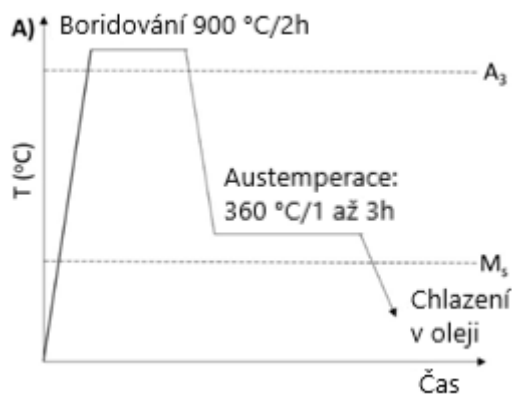
Mikrostruktura je po tomto procesu tvořena bezkarbidovým bainitem, který je tvořený bainitickými feritovými destičkami s mezipláštěm z vrstev zbytkového austenitu. Někdy se může vyskytovat i martenzit. Důležitým legujícím prvkem je křemík, který brání vzniku cementitu, díky čemuž tento uhlík obohacuje austenit. Dalšími legujícími prvky jsou mangan, molybden nebo niob [15]. Chemické složení ocelí použitých v práci [15] je uvedeno v Tab. 5.1.

Tab. 5.1: Chemické složení oceli legované molybdenem a niobem [15]

Prvek	C	Si	Mn	Mo	Nb	Cr
Obsah v %	0,36	1,38	1,81	0,23	0,04	0,1

Boridováním se na povrchu oceli vytváří vrstvy boridu železa FeB a Fe_2B s hloubkou mezi 40 a 270 μm a tvrdostí přesahující 2000 HV. Boridování v solné lázni se provádí boraxem při teplotách mezi 800 až 1100 $^{\circ}C$ pod dobu 1 až 8 hodin. V případě boridování oceli legované molybdenem a niobem byla ocel boridována při teplotě 900 $^{\circ}C$ po dobu 2 hodiny a následně byla ochlazená a austemperována při teplotě 360 $^{\circ}C$ po dobu 1 až 3 hodiny. Po ochlazení v oleji na pokojovou teplotu byla ocel ještě broušena a leštěna. [15]

Mikrostruktura byla po tomto procesu s výše uvedenými parametry tvořena deskovitým a zrnitým bainitem, martenzitem a austenitem. Přítomnost deskovitého bainitu je žádoucí, protože zvyšuje pevnost. Niob má tendenci měnit morfologii austenitu z filmů na bloky. Molybden snižuje množství zrnitého bainitu, čímž roste obsah bainitických lamel. S prodlužující se dobou austemperace klesá množství martenzitu. [15]



Obr. 5.1: Schéma procesu borido-austemperace, přeloženo [15]

Tloušťka boridové vrstvy se pohybovala v rozmezí 85 až 90 μm . Z výše uvedených dvou typů boridů železa je žádanější samostatný Fe_2B oproti dvojité vrstvě $\text{FeB-Fe}_2\text{B}$, jelikož na rozhraní dvou vrstev se vyskytují tahová a tlaková zbytková napětí, která mohou vést k praskání na rozhraní vrstev. Kromě boridových vrstev se mezi zrna boridu na čele boridovaných vrstev tvořily zóny s feritem bohaté na křemík kvůli nízké rozpustnosti křemíku v boridech železa. Co se týče tvrdosti, boridové vrstvy mají přibližně čtyřikrát vyšší tvrdost než substrát. Tvrdost boridové vrstvy se pohybovala kolem 1800 HV. Tvrdost substrátu se zvyšovala s přidávkem molybdenu. Odolnost proti opotřebení boridové vrstvy byla o 115 % vyšší než u substrátu. [15]

5.2 Galvanické pozinkování

Zinkování je druh povrchové úpravy, která slouží jako ochrana ocelových výrobků proti korozi. Při galvanickém neboli elektrolytickém zinkování se využívá zinková anoda. Katodou je ocelový díl, na kterém se po skončení elektrolytického děje vytvoří zinková vrstva. Po tomto procesu se však může do vysokopevnostních ocelí dostat vysoké množství vodíku, což může vést k opožděnému lomu. Materiál je považován za necitlivý na opožděný lom, pokud je po 96 hodinách při působení jmenovitého napětí odpovídajícího 100 % meze kluzu bez vad. Pokud by pak měla být ocel použita například na výrobu šroubů, je nutné po galvanickém pozinkování provést tepelné zpracování vedoucí k odplynění vodíku. Zinkování se provádí až po žihání. [16]

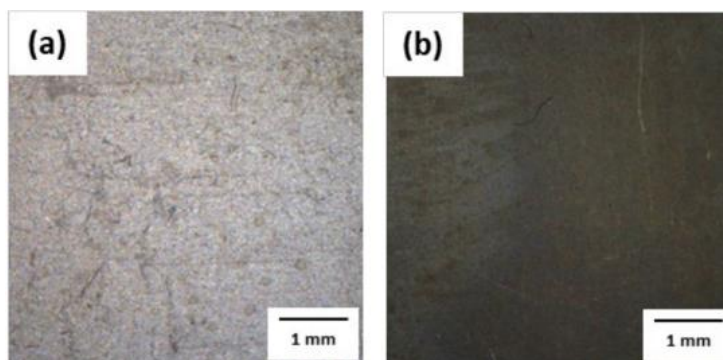
Aby se předešlo zmíněnému opožděnému lomu, je důležité, aby množství vodíku nepřekročilo kritickou hodnotu, která je dle zkoušek přibližně 0,3 ppm. Za bezpečnou hodnotu lze považovat hodnotu 0,15 ppm. Parametry tepelného zpracování, při kterém se odplyní vodík pod úroveň 0,15 ppm, jsou závislé na počátečním obsahu vodíku. Například pro počáteční obsah 0,48 ppm bylo třeba ocel udržovat po dobu 7 hodin při teplotách 100 až 170 °C. Minimální teplota 170 °C byla nutná pro účinné odplynění oceli při 7hodinové výdrži. Doba mezi pozinkováním a odplyněním by neměla dle norem zabývajících se galvanickým pokovováním překročit 4 hodiny. Dle experimentů provedených na elektrolytické zinkovací lince pro šrouby však zvýšení této doby nemělo žádný vliv na opožděný lom. [16]

U některých vysokopevnostních ocelí, zejména u ocelí TRIP legovaných křemíkem, je zinkování problematické. Vyšší obsah křemíku vede spolu s manganem k tvorbě vysoce stabilní vrstvy oxidů Mn_2SiO_4 na povrchu oceli v důsledku procesu interkritického žihání. Následkem je zhoršená kvalita povrchu a snížená schopnost zinku rozpouštět se v železe, což potlačuje povlakovatelnost TRIP oceli. Proto se provádí náhrada křemíku hliníkem, který podobně jako křemík zvyšuje stabilitu austenitu, a navíc oproti křemíku poskytuje lepší kvalitu povrchu. Úplná náhrada křemíku hliníkem však není vhodná, protože hliník podporuje růst

feritických zrn díky svému vlivu na kritické transformační teploty a tím zhoršuje mechanické vlastnosti TRIP oceli. Řešením by mohlo být použití vanadu, který je znám nejen pro svůj vliv na zmenšování velikosti zrn, ale také pro svoji schopnost precipitačního zpevňování. Kromě toho má vanad velkou schopnost zpomalovat rekrytalizaci austenitu nad A_{c3} a následně zpomaluje růst austenitu v interkritické zóně. U TRIP ocelí se používá žárové zinkování, které vytváří vícevrstvý povlak a jednotlivé vrstvy jsou tvořeny čistým zinkem a intermetalickými sloučeninami Fe-Zn. [25]

5.3 Fosfátování

Další povrchovou úpravou používanou pro vysokopevné oceli je fosfátování. Princip spočívá ve vytvoření nerozpustné fosfátové vrstvy, která má s ocelí velmi dobrou soudržnost. S dodatečným olejováním nebo voskováním je fosfátování dostatečnou ochranou proti korozi. Také zajišťuje přilnavost nátěru před lakováním. Pro účinné a kvalitní provedení fosfátování je třeba odstranit dostatečné množství oxidu křemičitého (SiO_2), který se tvoří na povrchu vysokopevné oceli. K tomu se používají mořidla, například na bázi HNO_3 nebo HCl (Obr. 5.2). Důležitými aspekty fosfátování jsou velikost fosfátových krystalů a hmotnost povlaku. Malé krystaly vedou k tvorbě hustších fosfátových krystalů, což vede k lepší přilnavosti povlaku. [17,18]



Obr. 5.2: Snímky povrchu oceli s 1% obsahem křemíku po moření v roztoku na bázi (a) HCl (b) HNO_3 [17]

V současnosti se k odstranění SiO_2 z povrchu oceli používají dvě hlavní metody. První metoda spočívá ve využití vysokoteplotní anorganické kyseliny o vysoké koncentraci, například kyseliny chlorovodíkové, sírové, nebo dusičné. Druhá metoda využívá kyselinu fluorovodíkovou v mořícím roztoku smíchanou s anorganickou kyselinou. Kyselina fluorovodíková je však velmi nebezpečná, proto jsou v současné době snahy o její nahrazení. Jako vhodný kandidát se jeví sloučenina NH_4HF_2 . Kromě oxidu křemičitého se po moření v roztoku na bázi HCl i na bázi HNO_3 vyskytovaly na povrchu také zbytky oxidů železa a chromu. Po moření v roztoku HNO_3 a NH_4HF_2 byly na celém povrchu pozorovány sloučeniny fluoru a tvořily se rovnoměrně fosfátové krystaly. [17]

Sloučeniny fluoru se tedy podílely na tvorbě krystalů fosforečnanů a zlepšovaly fosfátovatelnost oceli. Navíc oproti moření v roztoku HCl zde byly krystaly fosforečnanů jemnější. Při obsahu křemíku 1 % v oceli a koncentraci HNO_3 13 % a více bylo pokrytí povlakem na vysoké úrovni 98 %. Mořící roztok s HNO_3 a NH_4HF_2 přispěl k odstranění většiny oxidu křemičitého a zároveň poskytoval lepší ochranu proti korozi ve srovnání s mořením na bázi HCl . [17]

6 Cíle a motivace práce

V praktické části bakalářské práce byl navržen postup tepelného zpracování pro dvě středně manganové oceli s obsahem manganu 3 a 5 %. Jednalo se o návrh dvou typů tepelného zpracování: interkritické žíhání a Q-P proces (kalení a přerozdělení). U interkritického žíhání byla variována teplota žíhání a u Q-P procesu byla pozornost zaměřena na teplotu přerozdělení.

Cílem bylo navrhnout takové parametry tepelného zpracování, které povedou k získání požadovaných struktur s dostatečným podílem zbytkového austenitu a mechanických vlastností. Pozornost byla věnována hlavně kombinaci meze pevnosti a tažnosti a stability zbytkového austenitu. Po provedení tepelného zpracování byla vyhodnocena mikrostruktura a byly provedeny zkoušky tahem včetně zkoušky tvrdosti. Následně byla vyhodnocena odolnost vůči opotřebení metodou pin on disk.

Po vyhodnocení výsledků tepelného zpracování byla na vzorcích s nejlepší kombinací mechanických vlastností provedena povrchová úprava, která vedla ke zlepšení odolnosti vůči opotřebení a ke zvýšení tvrdosti.

7 Experimentální program

Obsahem experimentální části této práce byl návrh postupu tepelného zpracování pro dvě středně manganové oceli s obsahem manganu 3 a 5 %. Cílem experimentální části bylo dosáhnout vhodné kombinace strukturních složek, které povedou k dosažení vysoké hodnoty meze pevnosti i tažnosti. Následně byl zvolen vhodný postup povrchové úpravy, který povede ke zvýšení odolnosti vůči opotřebení daných ocelí a ke zvýšení tvrdosti. Tyto oceli většinou dosahují vynikajících hodnot mechanických vlastností, a zvýšení odolnosti vůči opotřebení by mohlo vést k rozšíření jejich použití i pro díly, které jsou vystaveny abrazivnímu namáhání.

7.1 Použité metody vyhodnocení

Pro zjištění chemického složení experimentálních ocelí byl použit optický emisní spektrometr Q4 TASMÁN od firmy Bruker-Elemental, viz Obr. 7.1. Mezi výhody tohoto spektrometru patří bezúdržbové provedení, téměř nulové servisní náklady a velmi nízká spotřeba argonu. Rozsah vlnových délek je 130-670 nm, doba trvání jiskry je 10 μ s až 2ms a maximální proud jiskry je 200 A. [26]



Obr. 7.1: Jiskrový spektrometr Q4 TASMÁN [26]

Pro zhotovení a vyhodnocení metalografických výbrusů vzorků ve výchozím stavu, po tepelném zpracování a po boridování byla pro zalisování vzorků použita polymerní pryskyřice PolyFast a lis CitoPress-10 od výrobce Struers (Obr. 7.2). Vzorky byly zapékány při teplotě 180 °C po dobu 3,5 minuty. Poté byly 1,5 minuty chlazeny. Pro strojní rovinné broušení výchozích vzorků bylo využito diamantových brusných disků MD-Piano 80, 220, 500 a 1200. Leštění proběhlo mechanicky na leštících plátnech MD-Plus s velikostí leštících částic 3 a 1 μ m. Broušení a leštění výchozích vzorků proběhlo na automatické brusce/leštičce LaboForce-100 též výrobce Struers (Obr. 7.3).

Leptání výchozích vzorků a vzorků po boridování bylo provedeno 3% Nitalem připraveným ze 100 ml etanolu a 3 ml kyseliny dusičné po dobu maximálně 3 sekund. Pro pozorování mikrostruktur výchozích vzorků, vzorků po tepelném zpracování a vzorků po boridování byl zvolen inverzní mikroskop AXIO Vert.A1 (Obr. 7.4) společně s digitální kamerou AxioCam 305 color od výrobce ZEISS. Snímky byly pořízeny v programu AxioVision. Tloušťka boridové vrstvy byla změřena na každém snímku v nejužším a nejširším místě, z těchto dvou hodnot byl poté určen interval tlouštěk pro každý vzorek.

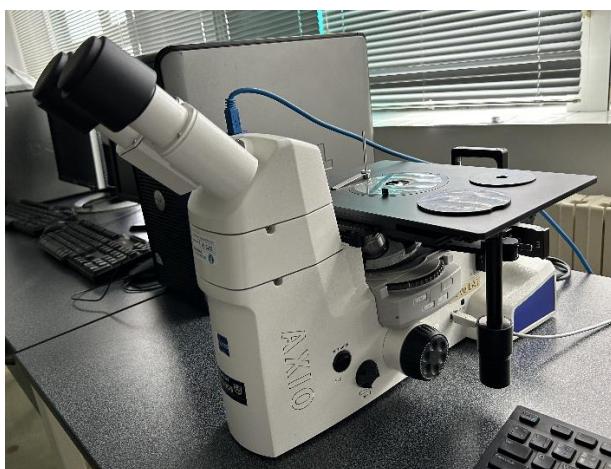
Pro zvýraznění jednotlivých typů martenzitu a pro odlišení zbytkového austenitu od feritu bylo navíc provedeno po tepelném zpracování ještě dvoukrokové leptání. První krok byl proveden v 3% Nitalu po dobu 3 až 5 s, druhý krok v 10% vodním roztoku $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$. Po tomto barevném leptání zůstává zbytkový austenit bílý, ferit se zbarví do světle hněda, primární martenzit do hněda a sekundární martenzit do modra. Mikrostruktura byla pozorována pomocí inverzního mikroskopu Nikon EIPHOT 300 společně s digitální kamerou Nikon (Obr. 7.5). Snímky byly pořízeny v programu NIS.



Obr. 7.2: Lis CitoPress-10
[foto: Robert Rupert]



Obr. 7.3: Automatická bruska/leštička LaboForce-100
[foto: Robert Rupert]



Obr. 7.4: Inverzní mikroskop AXIO Vert.A1
[foto: Robert Rupert]



Obr. 7.5: Inverzní mikroskop Nikon EIPHOT 300 [foto: Robert Rupert]

Tepelné zpracování vzorků včetně boridování bylo provedeno s využitím elektricky vyhřívaných pecí bez ochranné atmosféry. Austenitizace a boridování proběhly v peci od výrobce Nabertherm s maximální teplotou ohřevu $3000\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Obr. 7.6). Pro kalení vzorků byla zvolena solná lázeň AS150 od výrobce Petrofer, která byla ohřáta v peci od výrobce LAC (Obr. 7.7). Od samého výrobce je pec využita pro proces přerozdělení (Obr. 7.8) a také pec, ve které byly vzorky žháný (Obr. 7.9).



Obr. 7.6: Austenitizační pec
[foto: Robert Rupert]



Obr. 7.7: Kalící pec [foto: Robert Rupert]



Obr. 7.8: Popouštěcí pec [foto: Robert Rupert]



Obr. 7.9: Žihací pec [foto: Robert Rupert]

Pro zjištění tvrdostí vzorků před a po tepelném zpracování byl použit tvrdoměr Hardness Testing Machine AVK od výrobce Milutoyo, viz Obr. 7.10. Doba zatížení indentorem byla nastavena na 15 sekund a maximální zátěžná síla byla 30 kgf, což odpovídá přibližně 294,2 N a jedná se o metodu HV30 dle Vickerse. Tvrdosti byly vypočteny dle rovnice [27]:

$$HV = 0,189 \cdot \frac{F}{u^2} \quad (1)$$

kde HV je tvrdost dle Vickerse, F [N] je zátěžná síla a $u = \frac{u_1+u_2}{2}$ [mm] je průměrná úhlopříčka.



Obr. 7.10: Tvrdoměr AVK [foto: Robert Rupert]

Pro vyhodnocení mikrotvrdotí po boridování byla použita metoda HV0,1 dle Vickerse se zátěžnou silou 0,1 kgf, což odpovídá přibližně 0,9807 N.

Zkouška tahem proběhla pomocí zkušebního systému Zwick Roell Z250 s předzatížením 10 N. Rychlost do E-modulu, rychlost do meze kluzu a rychlost zkoušky byly nastaveny na $0,00025 \text{ s}^{-1}$, $0,00025 \text{ s}^{-1}$ a na $0,0067 \text{ s}^{-1}$. Měřená délka byla 5 mm.

Pro vyhodnocení míry opotřebení metodou pin-on-disk byl použit Tribometr Anton Paar TBR3 (Obr. 7.11), kde byla použita kulička o průměru 6 mm z materiálu Al_2O_3 se zátěží 10 N. Bylo provedeno 10 000 cyklů při 300 otáčkách motoru za minutu.

Opotřebení bylo hodnoceno dvěma metodami. Nejprve se jednalo o metodu hmotnostního úbytku. Při této metodě byla porovnána hmotnost odebraného materiálu po tribologické zkoušce. Tato hodnota byla zjištěna zvážením vzorku pomocí analytické váhy SARTORIUS ENTRIS224i-1S (Obr. 7.13) před a po testu. Před každým zvážením byl vzorek vložen na 5 minut do ultrazvuku kvůli odstranění nečistot. Druhým způsobem byla metoda objemu drážky, kdy byla měřena šířka vzniklé drážky ve tvaru mezikruží pomocí světelného mikroskopu Olympus GX51 (Obr. 7.14). Šířka drážky byla proměřena v 8 místech po 45° a poté byl vypočten aritmetický průměr. Následně bylo možné určit odebraný objem pomocí rovnice:

$$V = \frac{\pi * (\text{poloměr drážky,mm}) * (\text{šířka drážky,mm})}{6 * (\text{poloměr kuličky,mm})} \quad (2)$$

Z objemu byla poté vypočtena míra opotřebení (Wear rate):

$$W = \frac{V}{F * (\text{Dráha,mm})} \quad (3)$$

kde F [N] je síla zátěže. Čím menší je hodnota opotřebení, tím odolnější je materiál. Nakonec byla provedena metoda objemu drážky, kdy byl měřen obsah vzniklé drážky ve tvaru mezikruží pomocí konfokálního mikroskopu OLYMPUS LEXT 3D Measuring Laser Microscope

OLS5000 (Obr. 7.12). Obsah byl proměřen ve 4 místech, byl vypočten aritmetický průměr a následně objem drážky pomocí rovnice:

$$V = 2 * \pi * (\text{poloměr drážky, mm}) * (\text{obsah drážky, mm}^2) \quad (4)$$

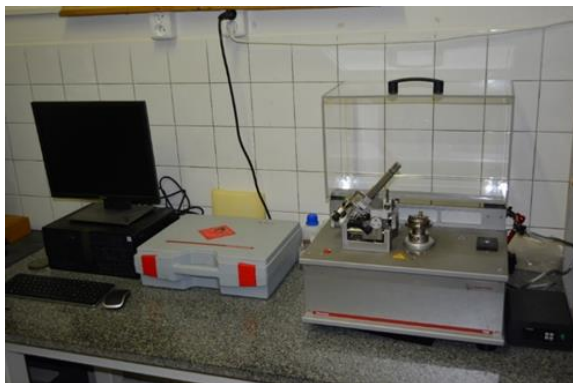
Nakonec byla vypočtena míra opotřebení (Wear rate):

$$W = \frac{V}{F * (\text{Dráha, mm})} \quad (5)$$

Opět platí, že čím menší míra opotřebení je, tím je materiál odolnější.

Před samotnou zkouškou byl vzorek zalisován do hmoty MultiFast na metalografickém lisu CitoPress-10 (Obr. 7.2) a poté byl broušen brusnými papíry se zrnitostí 500 a 1200 na metalografické brusce/leštičce STRUERS TEGRAMIN-30 (Obr. 7.15). Po broušení následovalo leštění na leštícím plátně Delta s leštící pastou se zrnitostí 9 μm , leštění na leštícím plátně Iota s leštící pastou se zrnitostí 3 μm a nakonec leštění na leštícím plátně Iota s leštící pastou se zrnitostí 1 μm . Pro konečný povrch bylo použito leštící plátno Iota s leštící pastou se zrnitostí 1 μm . Leštění proběhlo na stejném přístroji jako broušení.

Opotřebení po boridování bylo hodnoceno pouze druhým způsobem, a to měřením objemu drážky s měřením šířky drážky.



Obr. 7.11: Tribometr ANTON PAAR TBR3
[foto: Vojtěch Bílek]



Obr. 7.12 Konfokální mikroskop OLYMPUS LEXT 3D Measuring Laser Microscope OLS5000 [foto: Vojtěch Bílek]



Obr. 7.13: Analytická váha SARTORIUS ENTRIS224i-1S
[foto: Vojtěch Bílek]



Obr. 7.14: Světelný mikroskop OLYMPUS GX51
[foto: Vojtěch Bílek]



Obr. 7.15: Metalografická bruska/leštička STRUERS TEGRAMIN-30
[foto: Vojtěch Bílek]

Pro boridování byla zvolena boridovací pasta HEFDUR-BORID PASTE. Vzorky byly boridovány v peci od výrobce Nabertherm (Obr. 7.6). Pro kalení do soli byla použita pro ohřev soli AS150 od výrobce Petrofer pec od výrobce LAC (Obr. 7.7). Přerozdělení vzorků proběhlo v popouštěcí peci od výrobce LAC (Obr. 7.8).

Boridované vzorky tvaru válce o průměru 20 mm a výšce 8 mm byly rozřezány na poloviny v rovině kolmé na boridovanou vrstvu pomocí metalografické pily DISCO-TOM-6 od výrobce Struers (Obr. 7.16) za použití řezných kotoučů 56A25 a 66A25, oba od výrobce Struers. Vzorky zalisované do polymerní pryskyřice PolyFast pomocí lisu CitoPress-10 (Obr. 7.2) byly poté broušeny diamantovými brusnými disky MD-Piano 80, 220, 500 a 1200, vždy po 3 minutách.

Poté byly vzorky leštěny na leštícím plátně MD-Moll s velikostí leštících částic 3 μm po dobu 5 minut a dále byly ještě leštěny na leštícím plátně MD-Nap s velikostí leštících částic 1 μm , a to 3 minuty. Broušení a leštění proběhlo na automatické brusce/leštičce Tegramin-20 od výrobce Struers (Obr. 7.17). Vyleštěné vzorky byly následně leptány 3% Nitalem a pozorovány pod inverzním mikroskopem AXIO Vert.A1 (Obr. 7.4) s využitím digitální kamery Axiocam 305 color.



Obr. 7.16: Metalografická pila DISCO-TOM-6
[foto: Robert Rupert]



Obr. 7.17: Automatická bruska/leštička
Tegramin-20 [foto Robert Rupert]

7.2 Analýza výchozích stavů experimentálních ocelí

V této podkapitole bude vyhodnocena mikrostruktura dvou středně manganových ocelí před provedením tepelného zpracování a poté budou vyhodnoceny tvrdosti obou ocelí. Těmto krokům předchází příprava metalografických výbrusů, jejíž postup je společně se samotnou výrobou oceli popsán v následujícím oddílu.

7.2.1 Příprava vzorků

Pro praktickou část bakalářské práce byly zvoleny dvě středně manganové oceli s obsahem manganu 3 a 5 %, pro které bylo zavedeno označení 3Mn a 5Mn. Jejich chemická složení jsou uvedena v Tab. 7.1.

Tab. 7.1: Chemická složení experimentálních ocelí

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
	Obsah v hm. %							
Ocel 3Mn	0,21	0,57	3,06	0,006	0,003	0,16	0,051	0,048
Ocel 5Mn	0,20	0,58	5,02	0,007	0,001	0,180	0,067	0,078
	Cu	Al	Co	Nb	Sn	Ti	W	Fe
	Obsah v hm. %							
Ocel 3Mn	0,069	2,15	0,005	0,057	0,006	0,003	0,012	93,516
Ocel 5Mn	0,073	2,95	-	0,062	-	0,002	-	90,666

Ingoty obou ocelí byly odlity do kokil a jejich hmotnost byla přibližně 250 kg. Po odříznutí hlavy a paty byly ingoty rozřezány vodním papskem na poloviny a poté tyto poloviny na čtvrtiny. Tyto čtvrtiny byly překovány na hydraulickém lisu na tyčové polotovary. Kování bylo provedeno nejprve na rovných kovadlech a po zakružení polotovarů bylo pokračováno na kovadlech tvarových až na průměr 20 mm. Kování bylo prováděno při teplotě 1050 °C a mezi

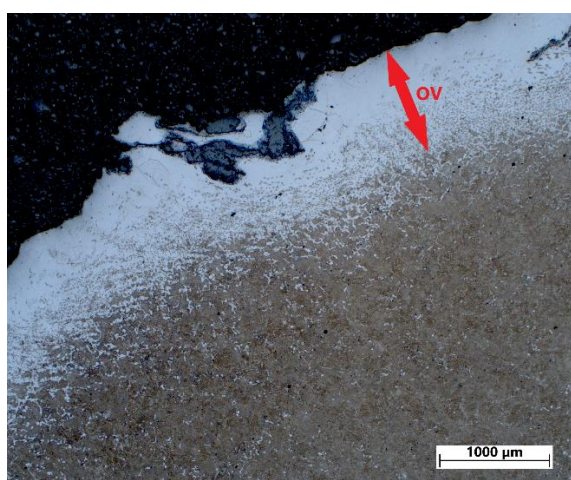
jednotlivými kovářskými operacemi byl prováděn dohřev na tvářecí teplotu. Po vykování polotovarů o finálním průměru 20 mm byly tyče ochlazovány v uzavřené peci.

Z takto připravených tyčí byly nařezány vzorky pro experimentální program. Vzorky měly délku přibližně 80 mm. Pro účely pozorování výchozích mikrostruktur byly v dalším kroku zhotoveny metalografické výbrusy, které byly provedeny v příčném řezu. Vzorky určené pro pozorování mikrostruktury měly tvar válce o průměru 20 mm a délce 8 mm.

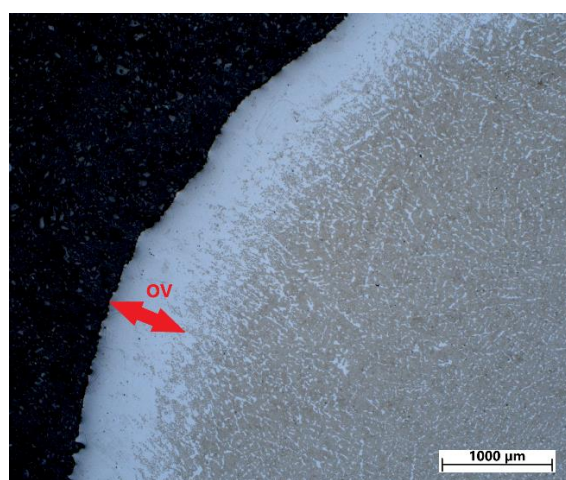
7.2.2 Dokumentace výchozích mikrostruktur

Po zhotovení metalografických výbrusů včetně jejich naleptání bylo již možné pozorovat mikrostruktury obou ocelí. Snímky mikrostruktur byly pořízeny se zvětšením objektivu od 2,5x až po 100x. Ocel se 3 % manganu obsahuje dle Tab. 7.1 0,21 % uhlíku, jedná se tedy o podeutektoidní ocel. Díky přítomnosti legujících prvků je však tato ocel samokalitelná a výchozí mikrostruktura po kování a pomalém chlazení v peci nebyla feriticko-perlitická. Na Obr. 7.18 je snímek oduhličené povrchové vrstvy (OV) s tloušťkou 1 mm. Jedná se o oblast s nižším obsahem uhlíku a dominantní zastoupení má zde feritická fáze. Na Obr. 7.20 jsou již rozeznatelné jednotlivé fáze. Mikrostruktura je tvořena převážně martenzitem, malým podílem bainitu a austenitem, který se vyskytuje mezi lamelami martenzitu, a také feritem, který má nepravidelný tvar, rozměry i orientaci. Z Obr. 7.22 lze dobře vidět lamelární morfologii martenzitu a také je zde pozorovatelná austenitická fáze, která se vyskytuje jak mezi lamelami martenzitu, tak i po okrajích feritu.

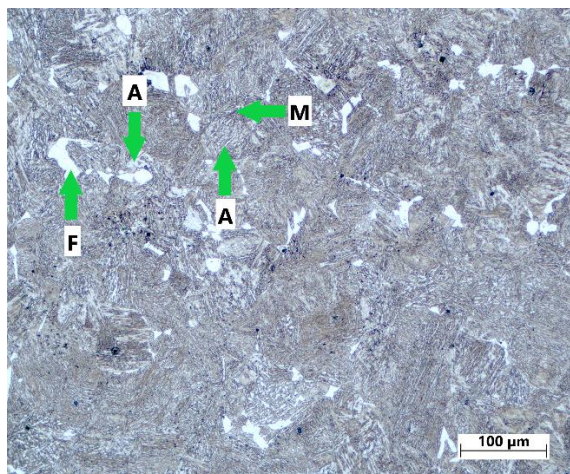
Ocel s 5 % manganu obsahuje dle Tab. 7.1 0,20 % uhlíku a jedná se tedy opět o podeutektoidní ocel a kvůli přítomnosti legujících prvků je také samokalitelná. Z Obr. 7.19 je zřejmé, že opět došlo během překování k vytvoření oduhličené povrchové vrstvy o tloušťce 0,84 mm. Mikrostruktura je zde převážně martenzitická a v porovnání s ocelí 3Mn jsou zde větší feritická zrna a morfologie martenzitu je jemnější. Na Obr. 7.21 je patrná jistá orientace feritu narozdíl od oceli 3Mn, ke které došlo v důsledku překování polotovarů. Tato orientace je v různých částech výbrusu odlišná. Feritická zrna mají díky překování protáhlý tvar a v mikrostruktuře je vyšší obsah feritu než u vzorku 3Mn. Martenzit má opět lamelární morfologii, kterou lze pozorovat na Obr. 7.23.



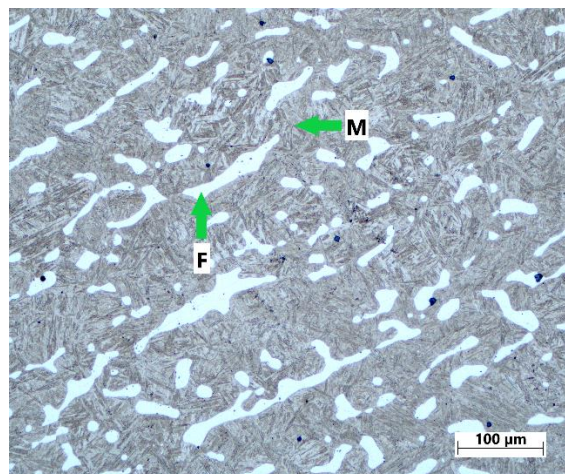
Obr. 7.18: Mikrostruktura výchozího stavu vzorku 3Mn, zvětšení 2,5x, tloušťka oduhličené vrstvy 1 mm



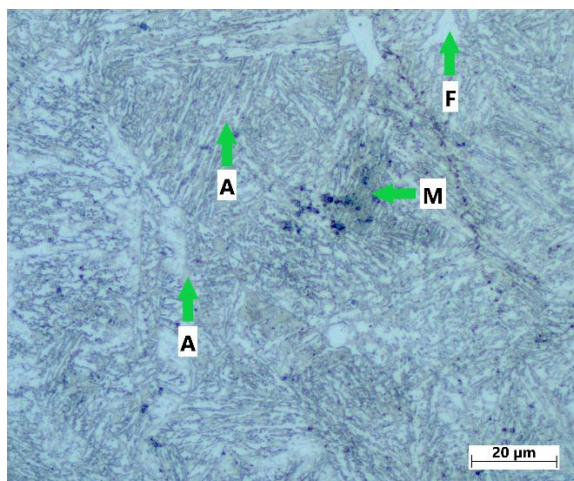
Obr. 7.19: Mikrostruktura výchozího stavu vzorku 5Mn, zvětšení 2,5x, tloušťka oduhličené vrstvy 0,84 mm



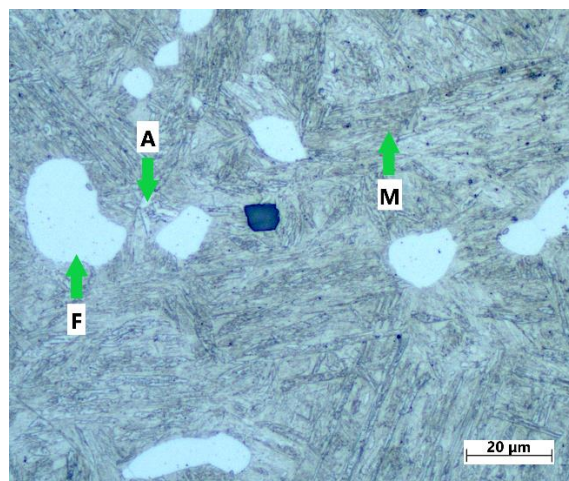
Obr. 7.20: Mikrostruktura výchozího stavu vzorku 3Mn, zvětšení 20x



Obr. 7.21: Mikrostruktura výchozího stavu vzorku 5Mn, zvětšení 20x



Obr. 7.22: Mikrostruktura výchozího stavu vzorku 3Mn, zvětšení 100x



Obr. 7.23: Mikrostruktura výchozího stavu vzorku 5Mn, zvětšení 100x

Dále byly ještě vyhodnoceny tvrdosti obou vzorků před tepelným zpracováním. U obou vzorků byly změřeny tři tvrdosti v různých částech výbrusu. Z těchto tří hodnot tvrdosti byl vypočten aritmetický průměr a směrodatná odchylka (SO). Z Tab. 7.2 plyne, že vyšší tvrdost byla změřena na oceli s 5 % manganu, a to 421 ± 19 HV. Vyšší hodnota tvrdosti byla způsobena vyšším obsahem martenzitu ve struktuře, jeho jemnější morfologií a nižší podíl bainitu (Obr. 7.23).

Tab. 7.2: Tvrdosti vzorků před tepelným zpracováním

Vzorek	3Mn	5Mn
HV	325	421
SO	6	19

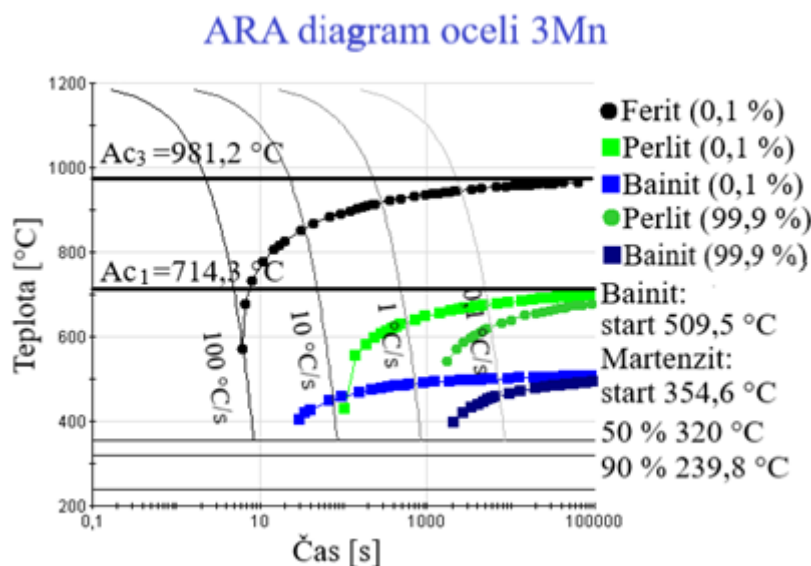
7.3 Tepelné zpracování experimentálních ocelí

V této podkapitole budou nejprve uvedeny ARA (Anizotermický Rozpad Austenitu) a IRA (Izotermický Rozpad Austenitu) diagramy. Poté bude následovat popis tepelného zpracování včetně navržených režimů a použitých parametrů.

7.3.1 IRA a ARA diagramy

Aby mohlo být navrženo tepelné zpracování experimentálních ocelí, je nutné znát jejich ARA a IRA diagramy. S jejich pomocí lze zjistit, jaké fáze se při určité rychlosti ochlazování budou v její mikrostruktuře nacházet. Transformační diagramy byly stanoveny výpočtem v softwaru JMatPro. Na obrázcích níže odpovídá teplota M_{90} přibližně teplotě M_f .

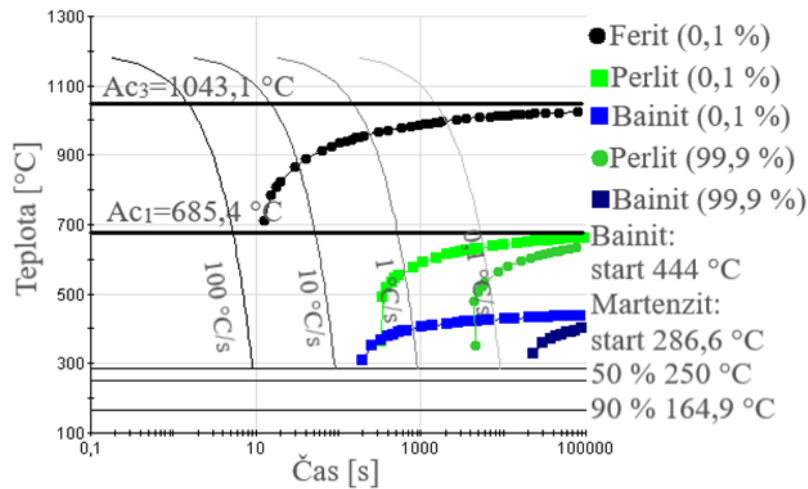
Na Obr. 7.24 je ARA diagram oceli se 3 % manganu a 2,15 % hliníku. Tato ocel má teplotu A_{c3} rovnou 981,2 °C, teplota A_{c1} je 714,3 °C. Tyto teploty vymezují dvoufázovou oblast austenitu a feritu. Teplota počátku martenzitické transformace je 354,6 °C, k dokončení martenzitické přeměny dojde při teplotě 239,8 °C. Z diagramu je dále zřejmé, že perlitická i bainitická přeměna je zatlačena k pomalejším rychlostem ochlazování.



Obr. 7.24: ARA diagram oceli 3Mn

U oceli s 5 % manganu a 2,95 % hliníku jsou teploty odlišné vlivem vyššího podílu obou prvků, viz Obr. 7.25. Mangan s nejvyšším procentuálním zastoupením je austenitotvorný prvek a rozšiřuje tedy oblast austenitu k nižším teplotám. Důsledkem je nižší teplota A_{c1} 685,4 °C oproti 714,3 °C u oceli 3Mn. Teplota A_{c3} je 1043,1 °C. Při srovnání obou ARA diagramů si lze všimnout také posunu začátku rozpadu austenitu na jiné fáze směrem doprava k delším časům ve prospěch oceli 5Mn, což potvrzuje, že mangan stabilizuje austenit. Hliník s druhým nejvyšším procentuálním zastoupením je prvek feritotvorný a uzavírá oblast austenitu. Kromě toho také snižuje teploty fázových přeměn. Ostatní legující prvky mají zastoupení pod 1 % a rozdíl v koncentraci u obou vzorků je minimální. Spolu se snížením teploty A_{c1} dochází ke snížení teploty počátku martenzitické transformace na 286,6 °C a teploty konce martenzitické přeměny na 164,9 °C. Tento pokles teplot by mohl být způsoben vyšším obsahem hliníku.

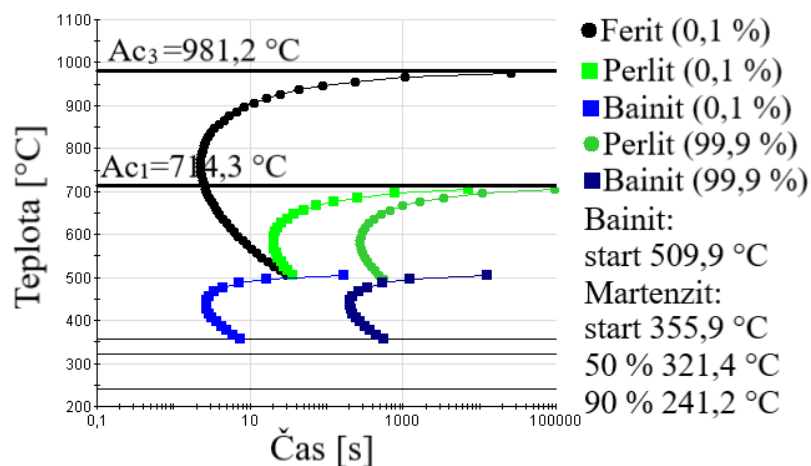
ARA diagram oceli 5Mn



Obr. 7.25: ARA diagram oceli 5Mn

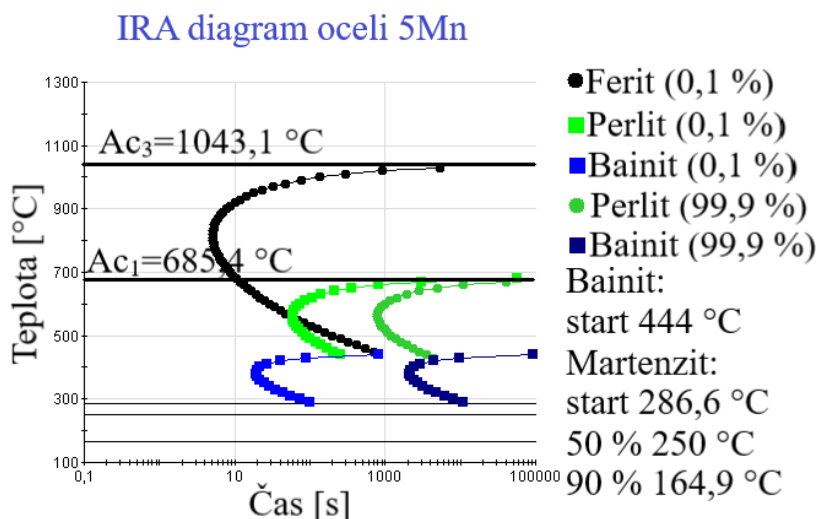
Kromě ARA diagramů, které popisují anizotermický rozpad austenitu při různých rychlostech ochlazování, se využívají také IRA diagramy. Ty popisují, na jaké fáze se přemění austenit při určité izotermické výdrží za určitý čas. Rozdíl oproti ARA diagramu je tedy v tom, že se teplota s časem nemění. Na Obr. 7.26 je IRA diagram oceli se 3 % manganu.

IRA diagram oceli 3Mn



Obr. 7.26: IRA diagram oceli 3Mn

Na Obr. 7.27 je IRA diagram oceli s 5 % manganu a 2,95 % hliníku. Při srovnání obou diagramů si lze všimnout posunu začátku transformací všech fází doprava ve prospěch oceli 5Mn. U ní tedy dojde k přeměně austenitu na jiné fáze vlivem vyššího obsahu manganu a hliníku za delší časový úsek. U této oceli je austenit stabilnější, což potvrzuje výše uvedený fakt, že mangan je austenitotvorný prvek a rozšiřuje oblast výskytu austenitu.



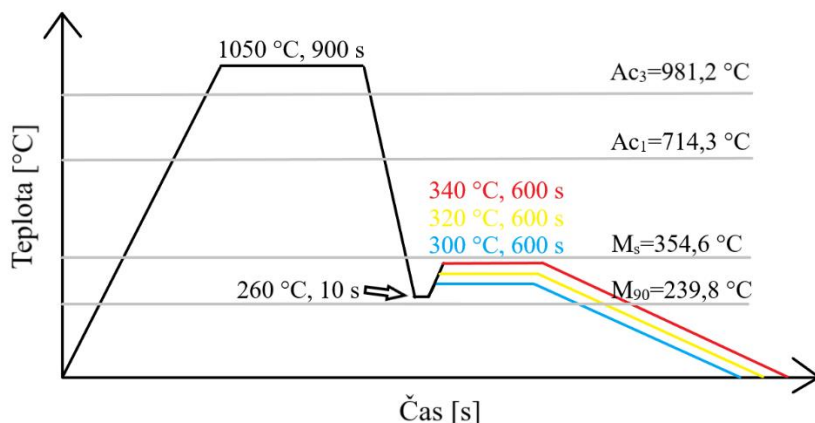
Obr. 7.27: IRA diagram oceli 5Mn

7.3.2 Návrh režimů tepelného zpracování

Na základě získaných poznatků z literární rešerše byly pro tepelné zpracování zvoleny interkritické žíhání (IA) a metoda kalení a přerozdělení (Q&P). Interkritické žíhání umožňuje stabilizaci austenitu a jeho výskyt při pokojové teplotě. Díky tomu má ocel vysokou pevnost a tažnost zároveň a dále je umožněn TRIP efekt vedoucí k deformačnímu zpevnění oceli. Předností Q&P procesu je dobrá kombinace pevnosti a tažnosti a také umožnění TRIP efektu. S pomocí IRA a ARA diagramů byly navrženy pro obě oceli režimy tepelného zpracování.

Schéma režimu Q&P pro ocel se 3 % manganu je na Obr. 7.28. Materiál byl zahřát v austenitizační peci na teplotu 1050 °C, která je vyšší než teplota A_{c3} a proběhla zde úplná austenitizace. Doba výdrže na této teplotě byla 900 s. Následně byla ocel zakalena v solné lázni o teplotě 260 °C po dobu přibližně 10 s. Ze schématu je zřejmé, že se tato teplota nachází mezi teplotami M_s a M_f , z čehož lze usoudit, že proběhla částečná přeměna austenitu na martenzit. Poté byly vzorky vloženy do popouštěcí pece o třech různých teplotách, a to 300 °C, 320 °C a 340 °C. Doba výdrže byla ve všech třech případech stejná, 600 s. V této fázi proběhl proces přerozdělení uhlíku mezi martenzitem a zbytkovým austenitem, který vede k jeho stabilizaci. Teplota přerozdělení byla volena vyšší než teplota zakalení. Po vyjmutí z popouštěcí pece byly vzorky ochlazeny vzduchem na pokojovou teplotu.

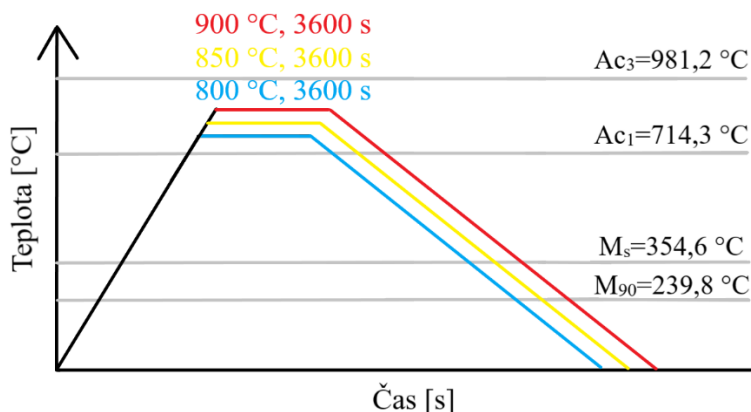
Schéma Q&P oceli 3Mn



Obr. 7.28: Schéma Q&P oceli 3Mn

Kromě Q&P procesu byla ocel se 3 % manganu také interkriticky žhána (IA), viz Obr. 7.29. Vzorčky byly zahřáty v žhací peci na tři různé teploty, a to na 800 °C, 850 °C a 900 °C. Všechny tři teploty se nachází mezi teplotami Ac_1 a Ac_3 a nedošlo zde tedy k úplné austenitizaci. Doba výdrže na těchto teplotách byla stejná, 3600 s. Poté byly vzorky ochlazeny vzduchem na pokojovou teplotu.

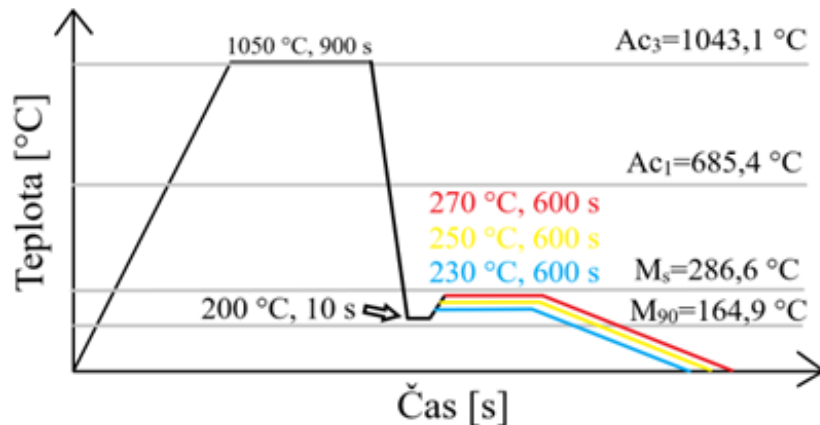
Schéma IA oceli 3Mn



Obr. 7.29: Schéma IA oceli 3Mn

Stejná tepelná zpracování proběhla i u oceli s 5 % manganu. Na Obr. 7.30 je schéma režimu Q&P. Ocel byla zahřata v austenitizační peci na teplotu 1050 °C. Tato teplota je vyšší než teplota Ac_3 a proběhla zde úplná austenitizace. Doba výdrže na této teplotě byla 900 s. Poté byl materiál zakalen v solné lázni na teplotu 200 °C po dobu přibližně 10 s. Tato teplota leží opět mezi teplotami M_s a M_f , aby bylo dosaženo určitého podílu martenzitu ve struktuře. Poté byly vzorky umístěny do popouštěcí pece o třech různých teplotách: 230 °C, 250 °C a 270 °C. Doba výdrže byla ve všech případech stejná, 600 s. Po vyjmutí z pece byly vzorky ochlazen vzduchem na pokojovou teplotu.

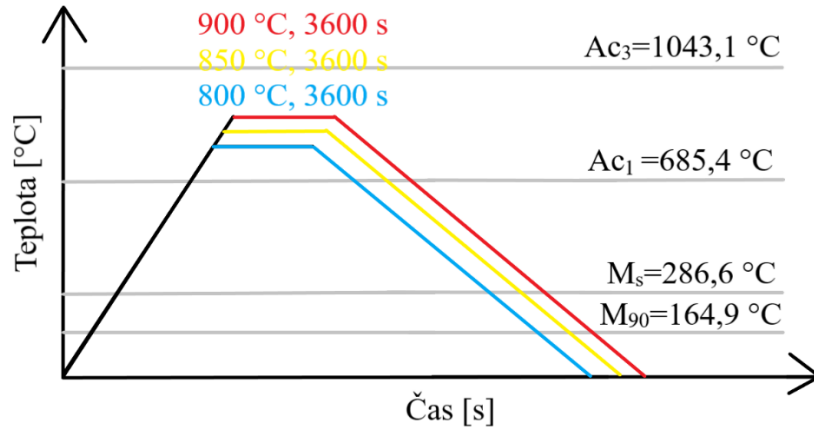
Schéma Q&P oceli 5Mn



Obr. 7.30: Schéma Q&P oceli 5Mn

Posledním provedeným tepelným zpracováním bylo interkritické žhání (IA) na oceli s 5 % manganu. Jeho schéma je na Obr. 7.31. Materiál byl zahřát v žhací peci na tři různé teploty, a to na 800 °C, 850 °C a 900 °C. Tyto teploty se nachází mezi teplotami A_{c1} a A_{c3} , aby neproběhla úplná austenitizace a ve struktuře zůstal zachován určitý podíl původního feritu. Doba výdrže na teplotách byla shodná, 3600 s. Nakonec byly vzorky ochlazeny vzduchem na pokojovou teplotu.

Schéma IA oceli 5Mn



Obr. 7.31: Schéma IA oceli 5Mn

Parametry tepelného zpracování pro oba materiály a obě metody zpracování jsou shrnuty v Tab. 7.3 a Tab. 7.4.

Tab. 7.3: Parametry Q&P procesu

Vzorek	Teplota austenitizace [°C]	Doba austenitizace [s]	Kalící teplota [°C]	Teplota přerozdělení [°C]	Doba přerozdělení [s]
3Mn_QP_01	1050	900	260	300	600
3Mn_QP_02	1050	900	260	320	600
3Mn_QP_03	1050	900	260	340	600
5Mn_QP_01	1050	900	200	230	600
5Mn_QP_02	1050	900	200	250	600
5Mn_QP_03	1050	900	200	270	600

Tab. 7.4: Parametry interkritického žhání

Vzorek	Teplota žhání [°C]	Doba žhání [s]
3Mn_IA_01	800	3600
3Mn_IA_02	850	3600
3Mn_IA_03	900	3600
5Mn_IA_01	800	3600
5Mn_IA_02	850	3600
5Mn_IA_03	900	3600

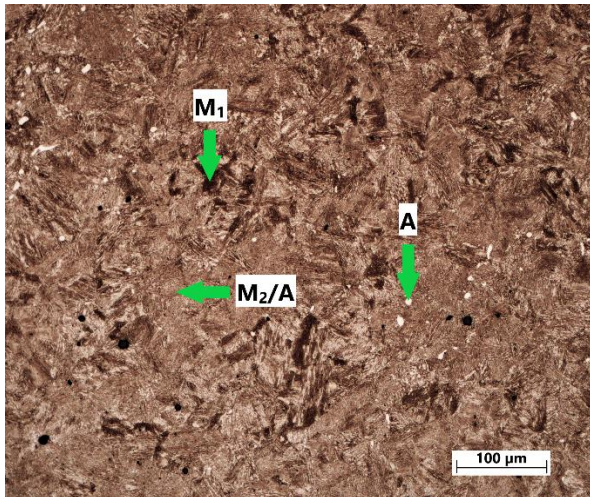
7.4 Metalografické hodnocení a stanovení mechanických vlastností

V této podkapitole bude vyhodnocena mikrostruktura vzorků po tepelném zpracování, poté budou vyhodnoceny zkoušky tvrdosti, zkouška tahem a následně bude vyhodnocena zkouška pin-on-disk.

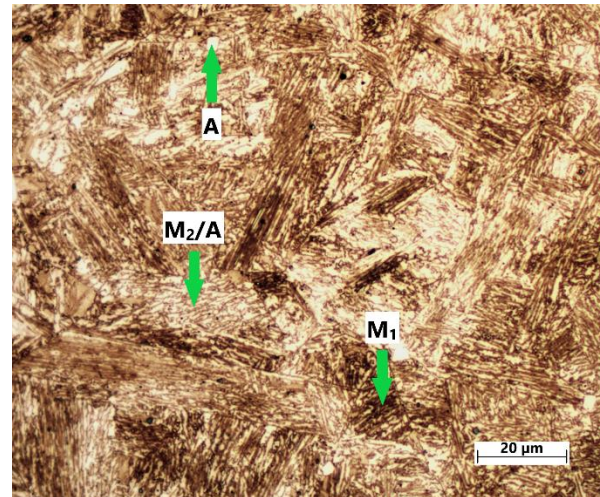
7.4.1 Vyhodnocení mikrostruktury oceli 3Mn po procesu Q&P

Na Obr. 7.32, Obr. 7.33 a Obr. 7.34 jsou snímky vzorku 3Mn_QP_01 s teplotou přerozdělení 300 °C. Tato teplota leží pod teplotou M_s , která je u této oceli 354,6 °C. Mikrostruktura je tvořena převážně martenzitem s jehlicovitou strukturou s malým podílem bainitu, feritu a zbytkového austenitu. Oblasti martenzitu jsou tmavší a světlejší, což je dáno pravděpodobně dvěma typy martenzitu, tzv. primárního (M_1) a sekundární martenzitu (fresh, M_2). Velmi tmavé, až černé oblasti, by mohly být tvořeny velmi jemným martenzitem. Z Obr. 7.34 je zřejmé, že ve struktuře se vyskytuje směs primárního a sekundárního martenzitu.

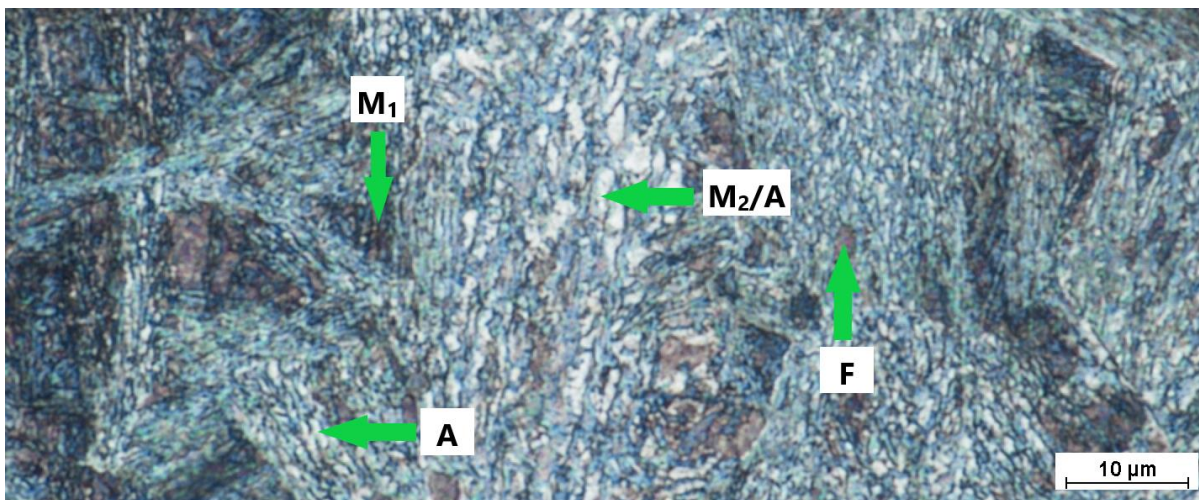
Mezi jehlicemi martenzitu byl detekován netransformovaný zbytkový austenit. Jeho výskyt byl pozorován zejména mezi jehlicemi modře obarveného, tedy tzv. fresh (sekundárního) martenzitu. Zbytkový austenit byl detekován i ve formě širších fólií nebo globulárních útvarů. V těchto větších útvarech došlo již k částečné transformaci na martenzit, což je zřetelné v hnědém zbarvení ve středu těchto útvarů. Tyto útvary je možné označit jako tzv. M/A složka (kombinace martenzitu a austenitu).



Obr. 7.32: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_01, zvětšení 20x

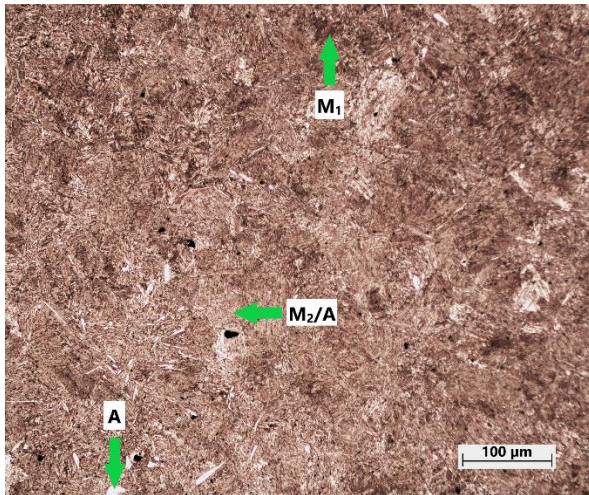


Obr. 7.33: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_01, zvětšení 100x

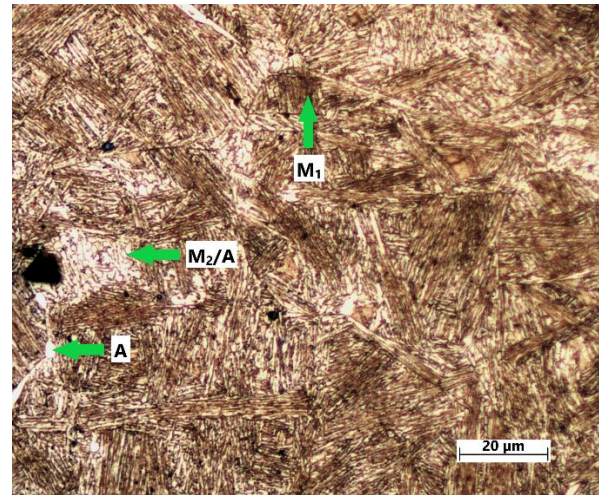


Obr. 7.34: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_01, zvětšení 100x, barevně leptáno

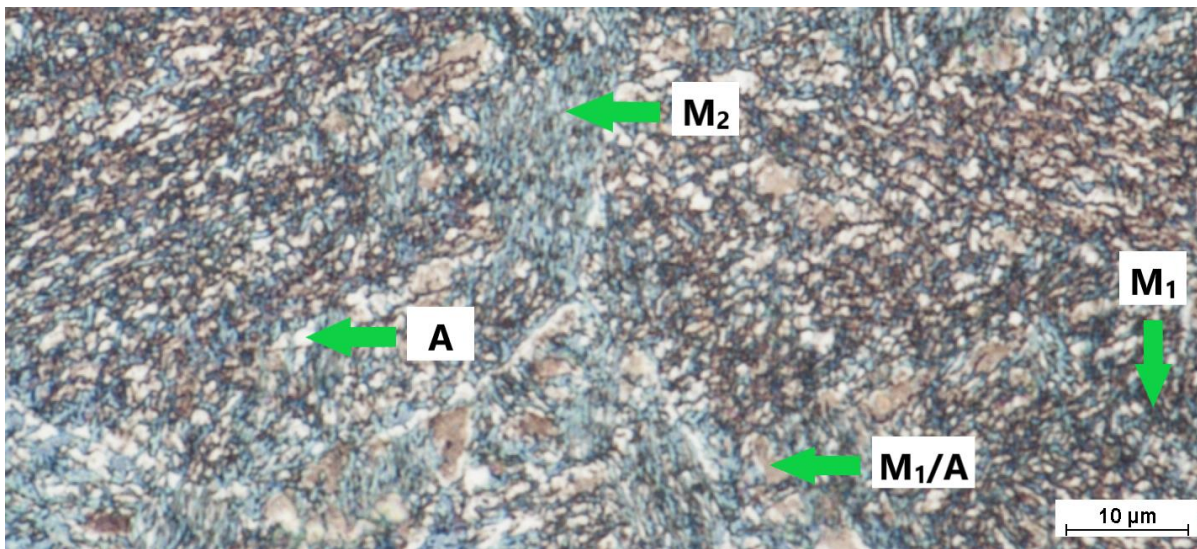
Na Obr. 7.35, Obr. 7.36 a Obr. 7.37 je mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_02. U tohoto vzorku došlo ke zvýšení teploty přerozdělení z 300 na 320 °C. Struktura je velmi podobná jako v předchozím případě a je tedy tvořena martenzitickou maticí s malým podílem zbytkového austenitu. Zbytkový austenit se vyskytuje mezi lamelami martenzitu primárního (M_1) i sekundárního (M_2). Z Obr. 7.37 je zřejmé, že zbytkový austenit se částečně přeměnil při ochlazování z teploty austenitizace na martenzit.



Obr. 7.35: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_02, zvětšení 20x

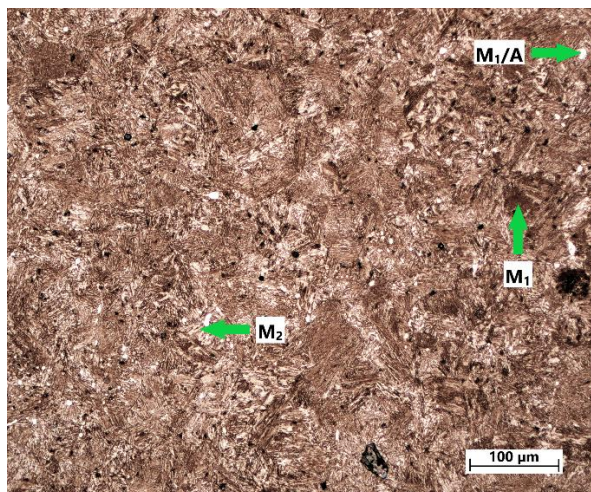


Obr. 7.36: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_02, zvětšení 100x

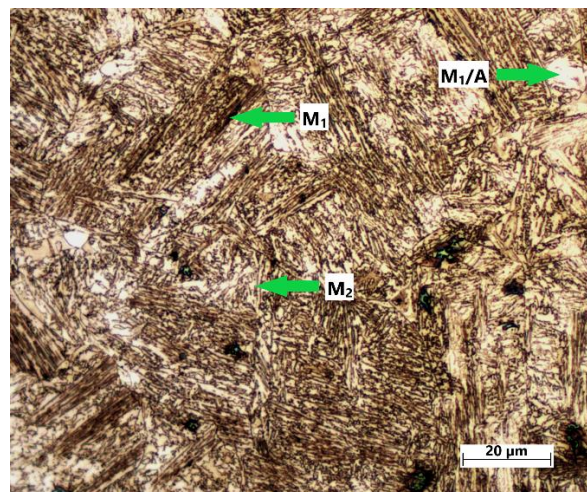


Obr. 7.37: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_02, zvětšení 100x, barevně leptáno

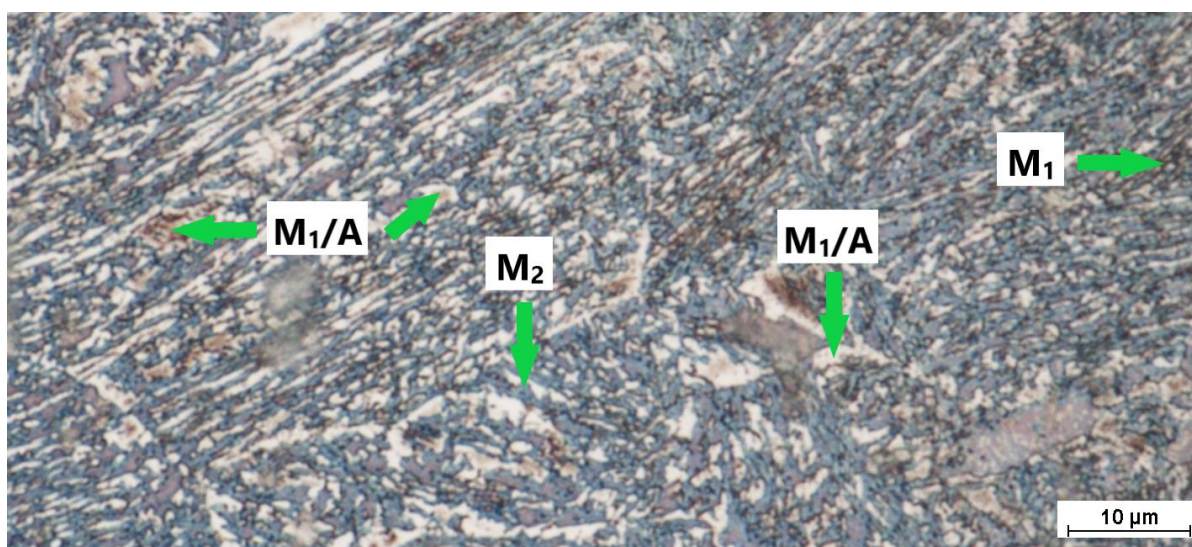
Na Obr. 7.38, Obr. 7.39 a Obr. 7.40 je mikrostruktura oceli 3Mn_QP_03. U tohoto zpracování došlo ke změně teploty přerozdělení až na 340 °C. Tato teplota je již blízko teploty M_s této oceli. Mikrostruktura je tvořena opět martenzitem a malým podílem austenitu. Austenit se vyskytuje ve formě tenkých fólií po hranicích martenzitických jehlic, viz Obr. 7.40, a také ve formě malých globulárních útvarů. Ten je velmi dobře viditelný na Obr. 7.40. Ve struktuře bylo detekováno i malé množství feritických zrn. Z barevného leptání vyplývá, že ve struktuře se vyskytuje vysoké množství sekundárního martenzitu, což je dáno ukončením kalení již na teplotě 340 °C, která je velmi blízko teploty M_s . Ve struktuře tedy nedošlo k výrazné tvorbě primárního martenzitu a k rozpadu austenitu došlo až v průběhu ochlazování z teploty přerozdělení na teplotu okolí.



Obr. 7.38: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_03, zvětšení 20x



Obr. 7.39: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_03, zvětšení 100x

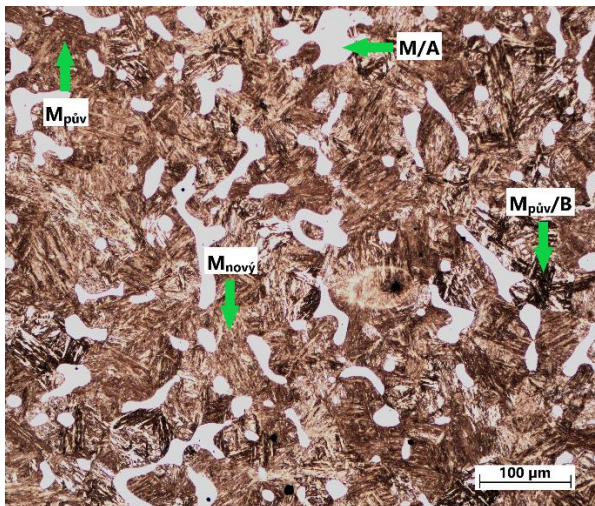


Obr. 7.40: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_03, zvětšení 100x, barevně leptáno

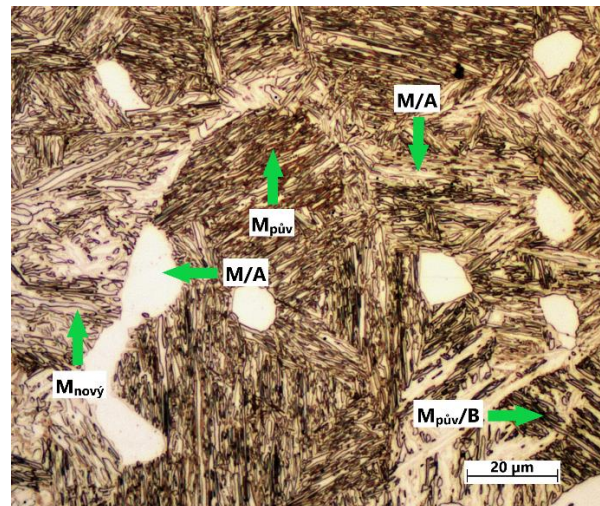
7.4.2 Vyhodnocení mikrostruktury oceli 3Mn po interkritickém žihání

Na Obr. 7.41, Obr. 7.42 a Obr. 7.43 je mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_01 s teplotou žihání 800 °C. Ohřev byl proveden do interkritické oblasti, která je pro tuto ocel v intervalu 714 až 981 °C. Struktura je tvořena martenzitickou matricí, ve které je viditelné větší množství zrn tvořených austenitem a martenzitem. Martenzit má jehlicovitou morfolonii. Vzhledem k ohřevu mezi teploty A_{c1} a A_{c3} došlo k tvorbě jenom omezeného množství austenitu, který při ochlazování na pokojovou teplotu transformoval na martenzit a část ho díky legování zůstala stabilizována i po ochlazení na pokojovou teplotu.

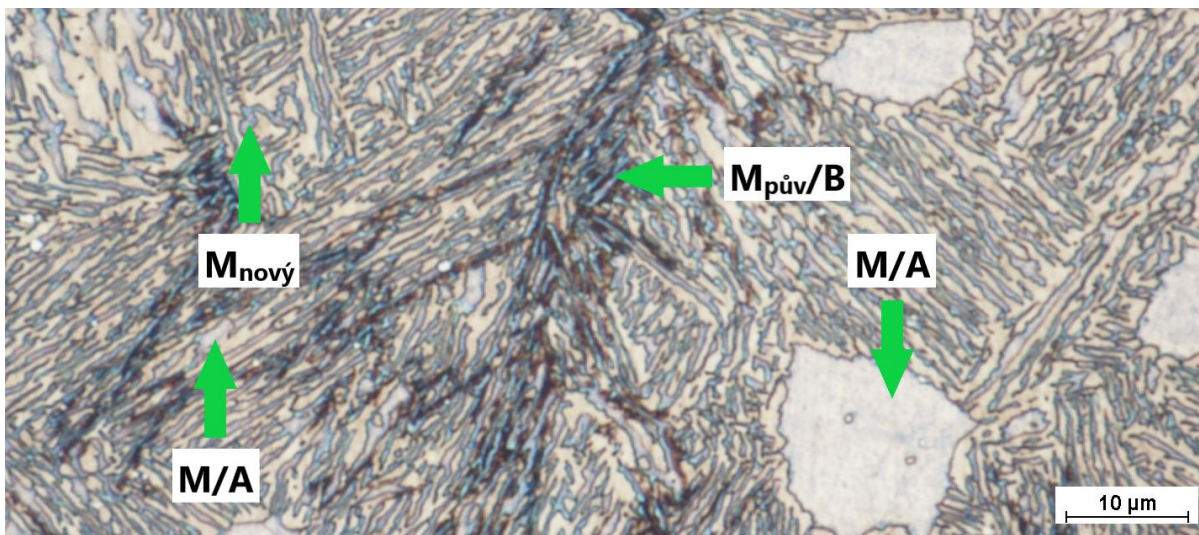
Z barevného leptání jsou zřetelné oblasti nového tzv. fresh martenzitu, který má modrou barvu. Tmavě hnědé a hnědé oblasti jsou pravděpodobně původní martenzit, který vstupoval do tepelného zpracování. Z tohoto martenzitu došlo během ohřevu na teplotu 800 °C k jeho výraznému popouštění a tvorbě struktury tzv. bainitického typu. Zbytkový austenit byl detekován jak ve formě tenkých fólií okolo martenzitických jehlic, tak ve formě globulárních útvarů. Ty byly ale převážně transformovány na martenzit, což je viditelné jehlicovitými útvary uvnitř těchto zrn, viz Obr. 7.43.



Obr. 7.41: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_01, zvětšení 20x

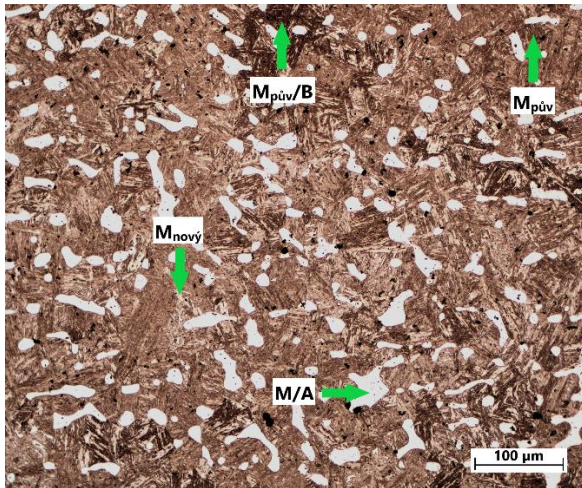


Obr. 7.42: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_01, zvětšení 100x

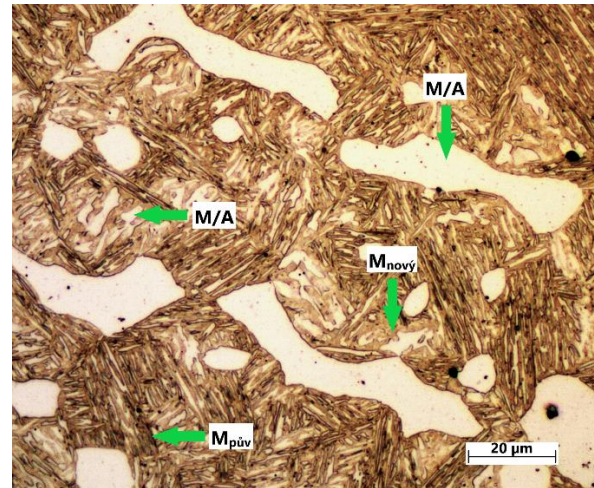


Obr. 7.43: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_01, zvětšení 100x, barevně leptáno

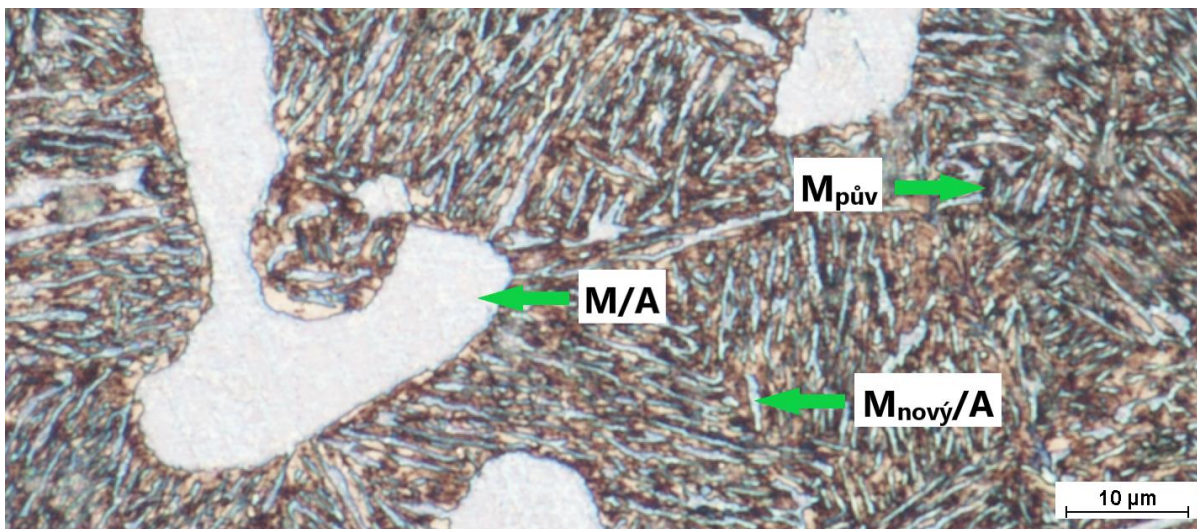
Na Obr. 7.44, Obr. 7.45 a Obr. 7.46 je mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_02. Oproti předchozímu zpracování zde došlo ke zvýšení žíhací teploty na 850 °C. Mikrostruktura je velmi podobná předchozí mikrostruktuře. Opět se zde vyskytuje martenzitická matrice s velkým počtem zrn tvořených austenitem a martenzitem. Zejména na Obr. 7.46 je dobře viditelné, že austenitické zrn bylo částečně transformováno na martenzit s jehlicovitou strukturou. Obr. 7.46 je také zřejmé, že matrice je tvořena směsí původního a nového (fresh) martenzitu a okolo martenzitických jehlic je přítomný zbytkový austenit.



Obr. 7.44: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_02, zvětšení 20x

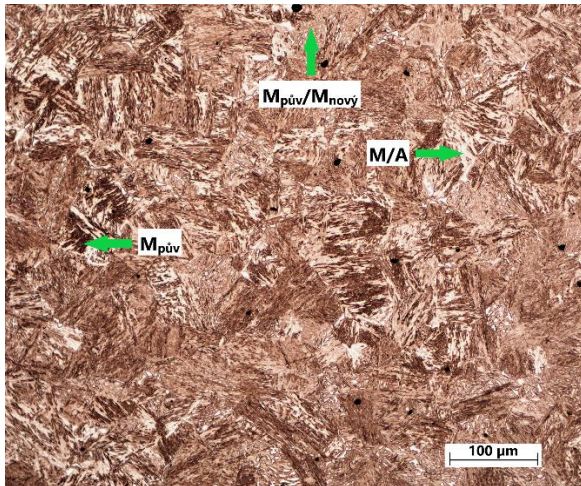


Obr. 7.45: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_02, zvětšení 100x

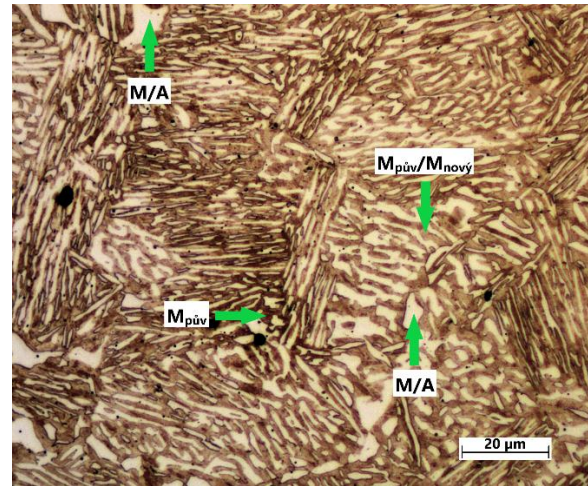


Obr. 7.46: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_02, zvětšení 100x, barevně leptáno

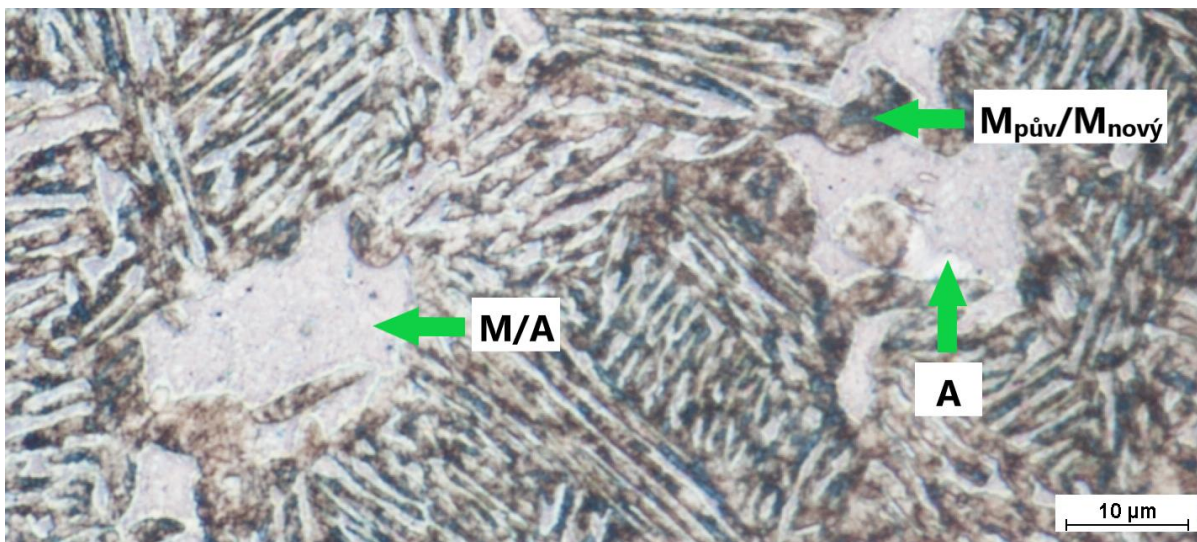
Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_03 na Obr. 7.47, Obr. 7.48 a Obr. 7.49 je odlišná od předchozích dvou struktur po interkritickém žhání. To bylo dosaženo z důvodu nejvyšší teploty ohřevu 900 °C. Při této teplotě došlo při ohřevu k tvorbě největšího podílu austenitu, protože teplota 900 °C je již blíže k teplotě A_{c3} . Mikrostruktura je složena z martenzitické matrice a mezi martenzitickými jehlicemi je zřetelný zbytkový austenit, který se vyskytuje ve formě tenkých fólií po jejich hranicích. Na Obr. 7.49 lze při podrobnějším zkoumání pozorovat, že z původního martenzitu modře prosvítá nový (fresh) martenzit. Opět se zde vyskytují zna tvořená austenitem a martenzitem (M/A), ale v mnohem menším míře než u přechodných dvou vzorků.



Obr. 7.47: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_03, zvětšení 20x



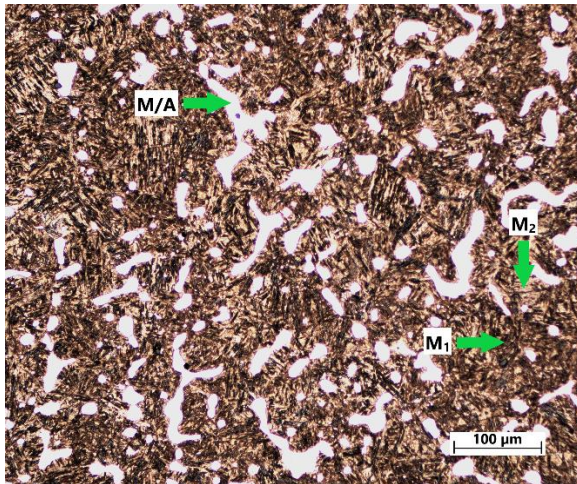
Obr. 7.48: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_03, zvětšení 100x



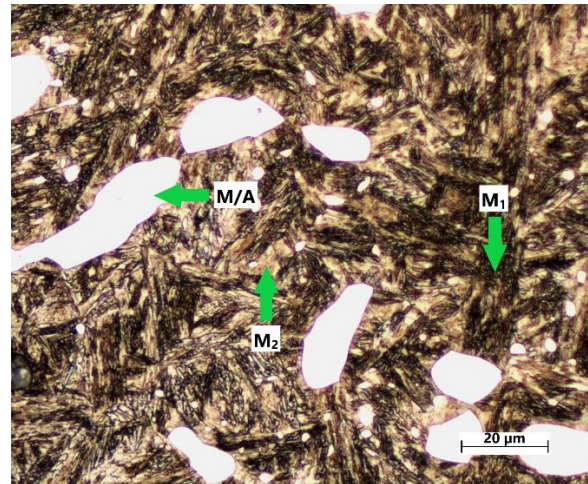
Obr. 7.49: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_03, zvětšení 100x, barevně leptáno

7.4.3 Vyhodnocení mikrostruktury oceli 5Mn po procesu Q&P

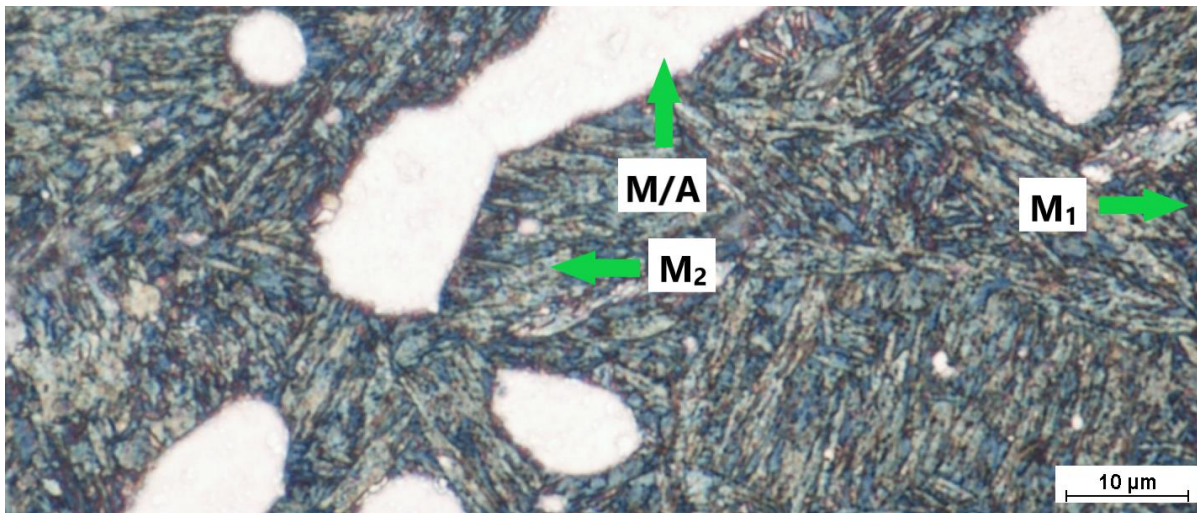
Na Obr. 7.50, Obr. 7.51 a Obr. 7.52 je mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_01 s teplotou přerozdělení 230 °C. Tato teplota leží pod teplotou M_s , která je u této oceli 286,6 °C. Struktura je tvořena jehlicovitou martenzitickou maticí a austenitickými zrnky, které při bližším zkoumání (Obr. 7.52) obsahují skvrny, které nejspíše značí začínající přeměnu austenitu na martenzit. A je tedy vhodnější je označovat jako M/A složka. Na stejném obrázku je patrné, že matrice je tvořena směsí primárního martenzitu (M_1) a sekundárního martenzitu (M_2). Díky dvoukrokovému leptání je primární martenzit tmavý a sekundární martenzit modrý.



Obr. 7.50: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_01, zvětšení 20x

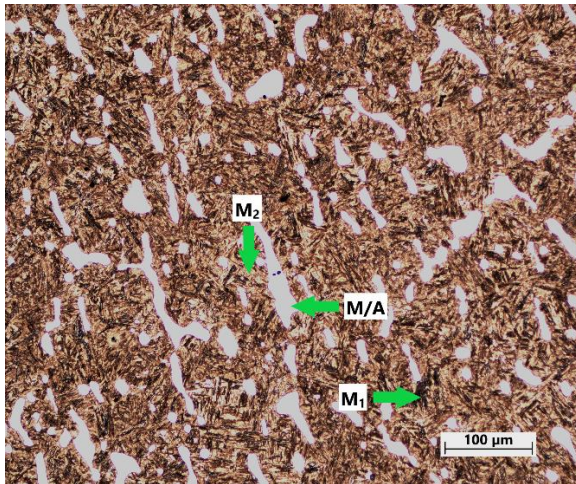


Obr. 7.51: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_01, zvětšení 100x

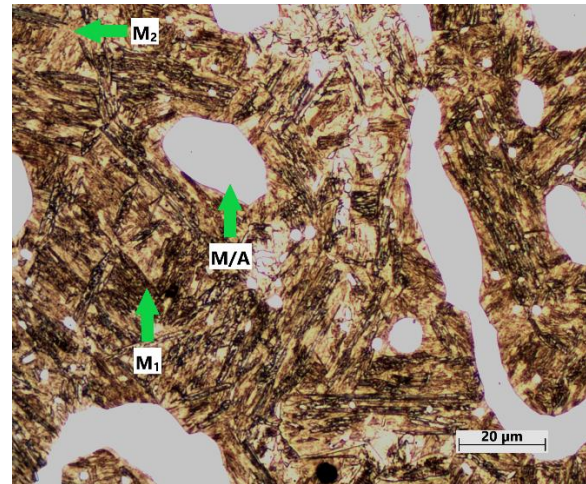


Obr. 7.52: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_01, zvětšení 100x, barevně leptáno

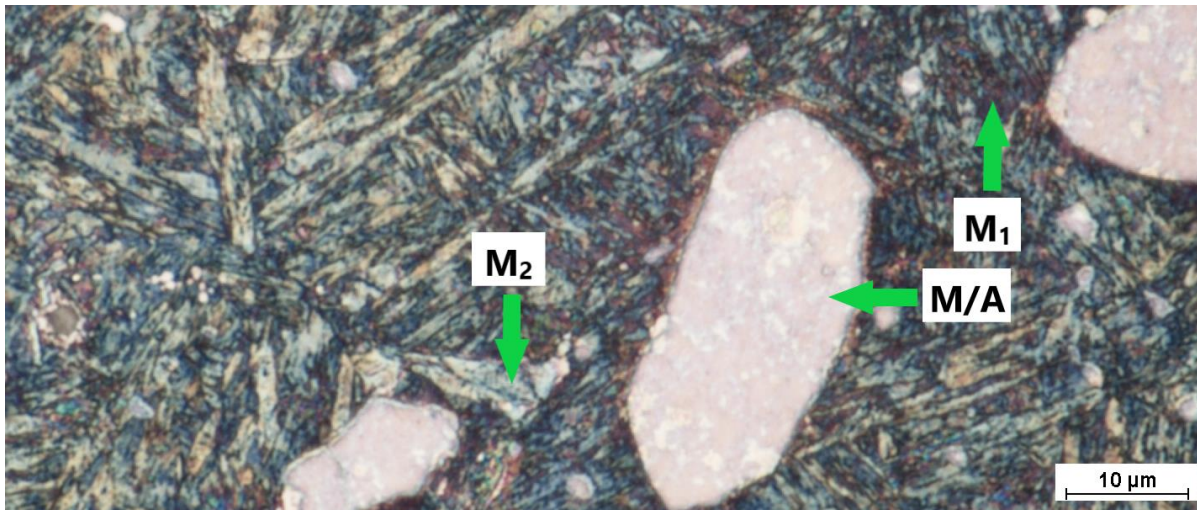
Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_02 je na Obr. 7.53, Obr. 7.54 a Obr. 7.55. Došlo zde k nárůstu teploty přerozdělení z 230 na 250 °C. Mikrostruktura je podobná té předchozí, tedy opět se zde vyskytuje martenziticá matrice a M/A složka. Tvar těchto zrn je zde často protáhlý. Martenzit má zde opět světlý (modrý) a tmavý odstín, kde tmavý martenzit je pravděpodobně primární (M₁) a světlý (modrý) sekundární (M₂).



Obr. 7.53: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_02, zvětšení 20x

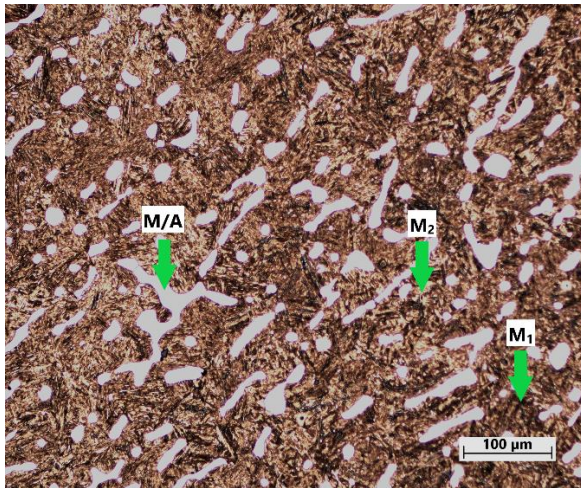


Obr. 7.54: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_02, zvětšení 100x

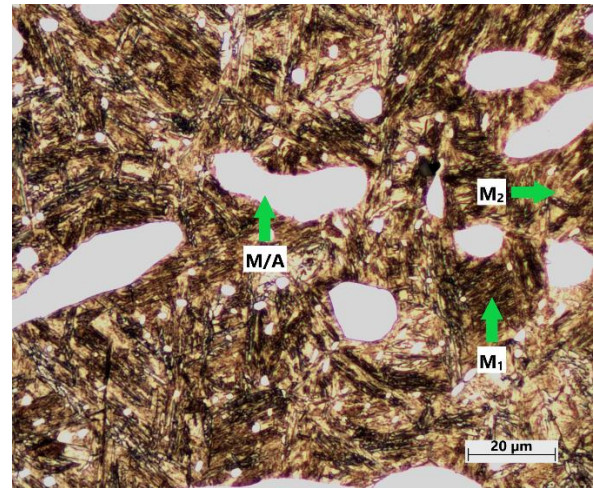


Obr. 7.55: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_02, zvětšení 100x, barevně leptáno

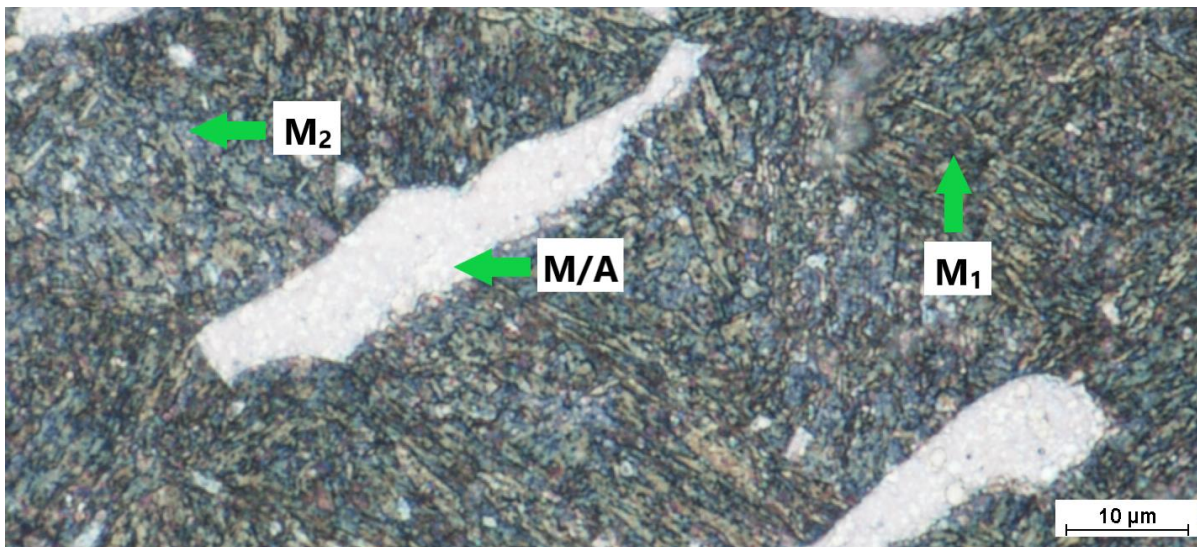
Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_03 je na Obr. 7.56, Obr. 7.57 a Obr. 7.58. Došlo zde k nárůstu teploty přerozdělení až na teplotu 270 °C, což je již velmi blízko teploty M_s . Mikrostruktura je velmi podobná předchozí mikrostruktuře, což znamená výskyt martenzitické matrice a zrn tvořených M/A složkou s protáhlým tvarem. Martenzit má zde opět světlý (modrý) a tmavý odstín, kde tmavý martenzit je pravděpodobně primární (M_1) a světlý (modrý) sekundární (M_2).



Obr. 7.56: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_03, zvětšení 20x



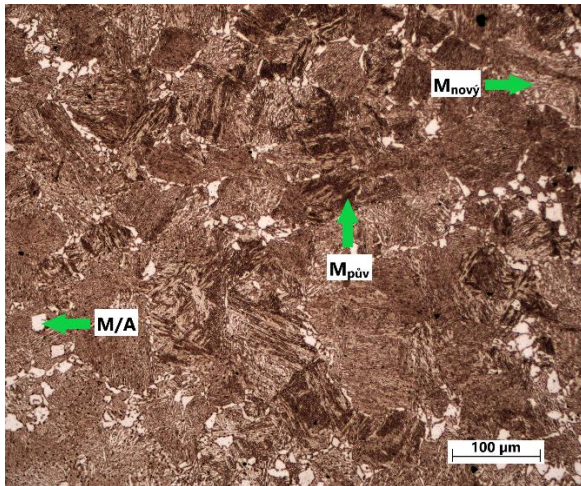
Obr. 7.57: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_03, zvětšení 100x



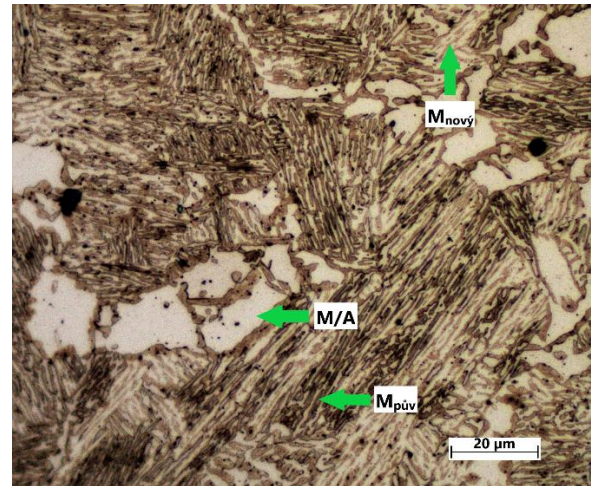
Obr. 7.58: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_03, zvětšení 100x, barevně leptáno

7.4.4 Vyhodnocení mikrostruktury oceli 5Mn po interkritickém žhání

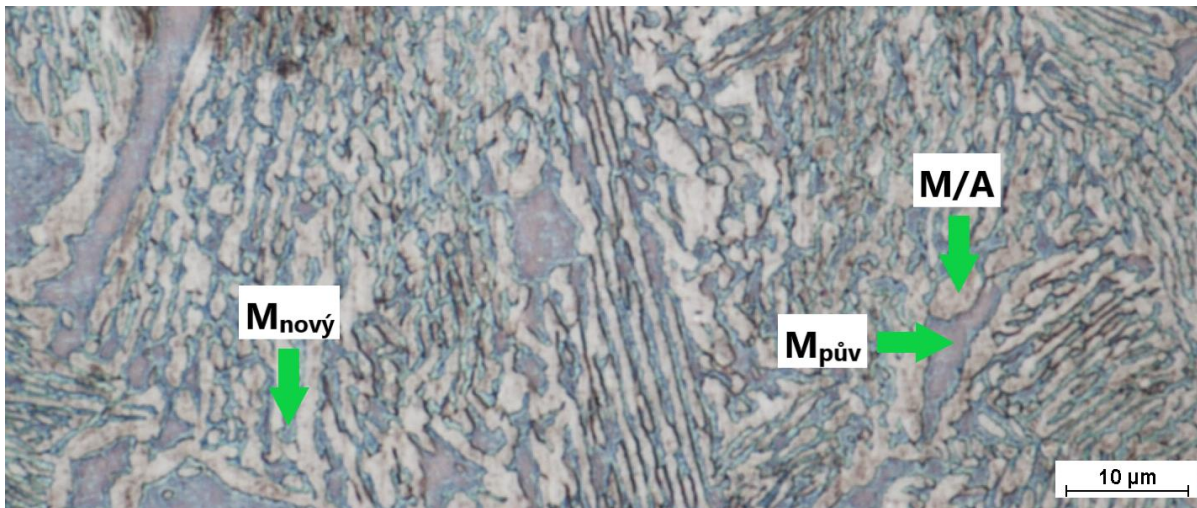
Na Obr. 7.59, Obr. 7.60 a Obr. 7.61 je mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_01 s teplotou žhání 800 °C. Je tvořena martenzitem a M/A složkou. Ohřev byl proveden do interkritické oblasti, která je pro tuto ocel v intervalu 685 až 1043 °C. Ferit se zde nevyskytuje, nejspíše z důvodu vyšší koncentrace manganu, který je austenitotvorný. Barevným leptáním bylo odlišeno, že ve struktuře se vyskytuje původní martenzit, který zůstal z výchozího stavu a došlo k jeho výraznému popuštění (světle hnědá až hnědá barva) a tvorbě nového martenzitu (modrá barva), který vznikl z vytvořeného austenitu při ohřevu do interkritické oblasti (Obr. 7.61). Část tohoto austenitu zůstala stabilní.



Obr. 7.59: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_01, zvětšení 20x

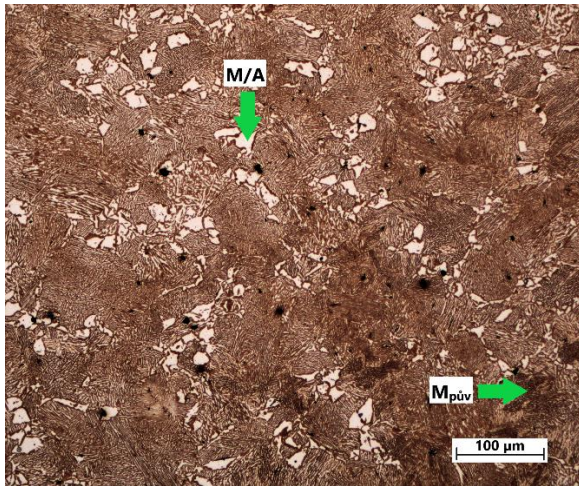


Obr. 7.60: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_01, zvětšení 100x

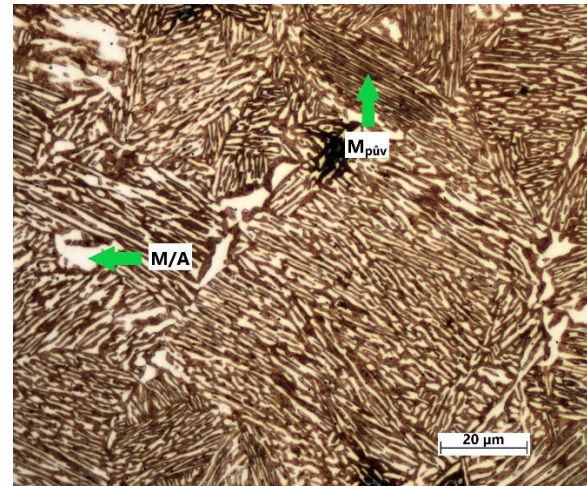


Obr. 7.61: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_01, zvětšení 100x, barevně leptáno

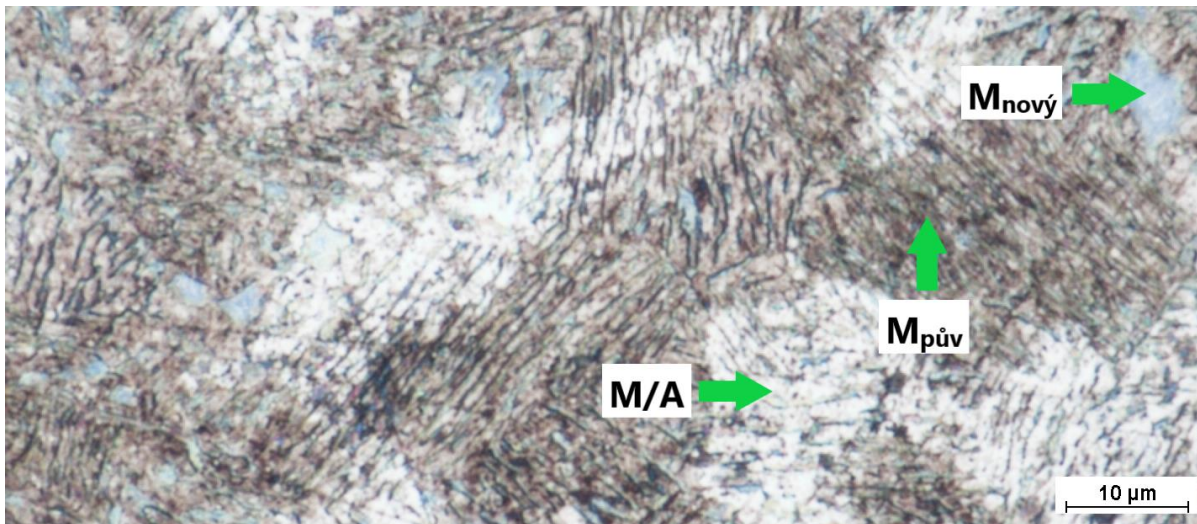
Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_02 je na Obr. 7.62, Obr. 7.63 a Obr. 7.64. Došlo zde k nárůstu žhací teploty z 800 na 850 °C. Mikrostruktura je opět tvořena martenzitickou matricí a M/A složkou. Na Obr. 7.64 jsou viditelné tmavé oblasti, které znamenají přítomnost původního martenzitu z výchozí struktury, světlejší (modré) oblasti jsou pak zřejmě martenzity vzniklé při ochlazování po tepelném zpracování.



Obr. 7.62: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_02, zvětšení 20x

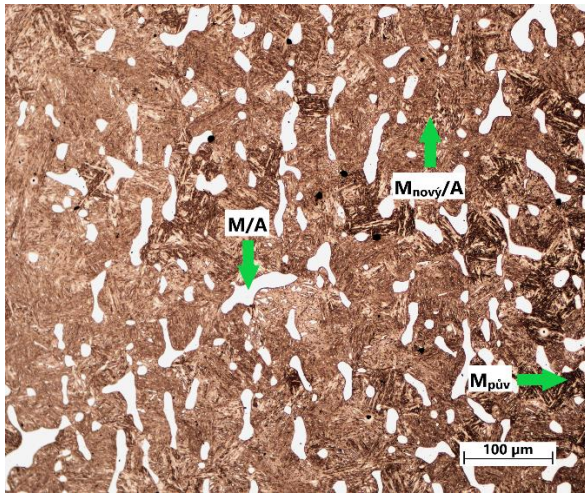


Obr. 7.63: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_02, zvětšení 100x

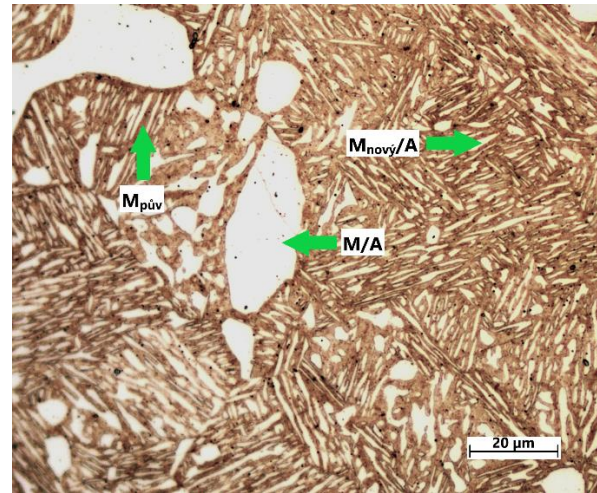


Obr. 7.64: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_02, zvětšení 100x, barevně leptáno

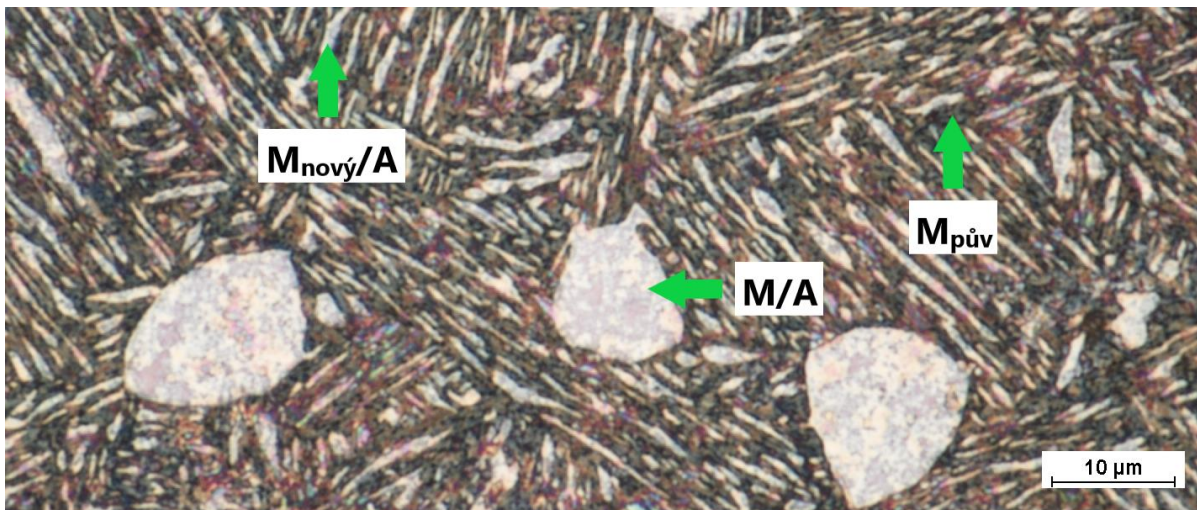
Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_03 je na Obr. 7.65, Obr. 7.66 a Obr. 7.67. Teplota žhání se zvýšila z 850 na 900 °C. Oproti dvěma předchozím vzorkům zde během procesu žhání vzniklo pravděpodobně díky vyšší žhací teplotě mnohem více austenitických zrn, která se však během chladnutí po tepelném zpracování částečně přeměnila na martenzit. Zrna jsou tedy tvořena směsí austenitu a martenzitu a jedná se tedy o M/A složku. Tvar těchto zrn je často protáhlý a zrna vykazují známky jisté orientace. Dominantní zastoupení má zde opět martenzitická matrice. M/A složka a nově vytvořený martenzit je také pozorovatelný mezi jehlicemi původního martenzitu.



Obr. 7.65: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_03, zvětšení 20x



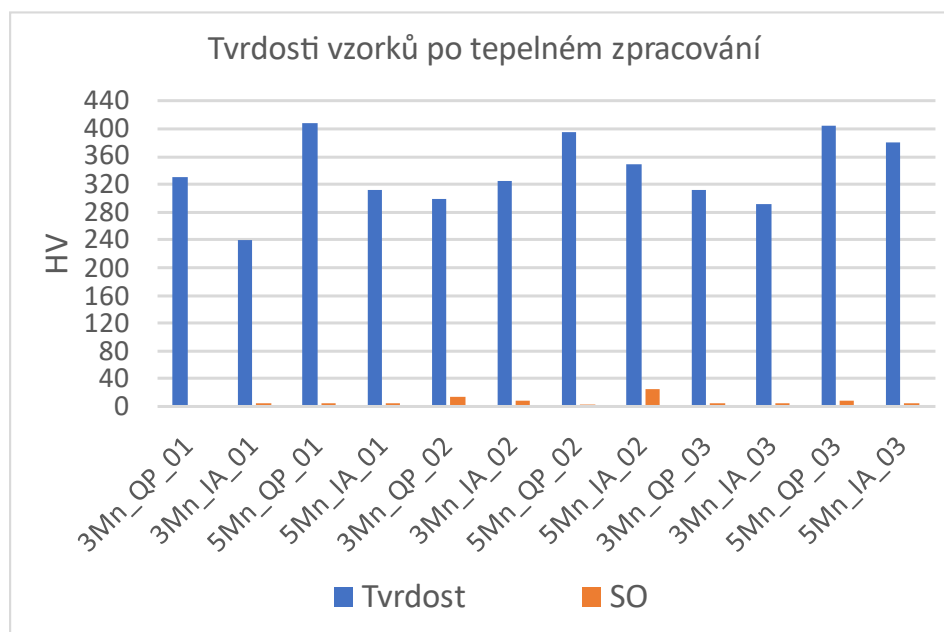
Obr. 7.66: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_03, zvětšení 100x



Obr. 7.67: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_03, zvětšení 100x, barevně leptáno

7.4.5 Vyhodnocení měření tvrdosti

Stejně jako u výchozích stavů, tak i po tepelném zpracování bylo u všech vzorků provedeno po třech měření tvrdosti v různých částech výbrusu. Ze tří hodnot tvrdosti byl vypočten aritmetický průměr a směrodatná odchylka (SO). Z Obr. 7.68 a z Tab. 7.5 plyne, že nejvyšší tvrdost má vzorek 5Mn_QP_01, a to 408 ± 5 HV. Důvodem je nejspíše vysoký podíl primárního martenzitu a vyšší obsah manganu. Nejnižší tvrdost má vzorek 3Mn_IA_01, 240 ± 5 HV, pravděpodobně díky vysokému podílu sekundárního martenzitu. V Tab. 7.5 jsou červeně vyznačeny nejvyšší hodnoty daných veličin, modře pak nejnižší hodnoty.



Obr. 7.68: Tvrlosti vzorků po tepelném zpracování

Tab. 7.5: Tvrlosti vzorků po tepelném zpracování

Vzorek	3Mn_QP_01	3Mn_QP_02	3Mn_QP_03	3Mn_IA_01	3Mn_IA_02	3Mn_IA_03
HV	330	299	312	240	325	292
SO	1	15	4	5	9	6
Vzorek	5Mn_QP_01	5Mn_QP_02	5Mn_QP_03	5Mn_IA_01	5Mn_IA_02	5Mn_IA_03
HV	408	394	404	312	349	380
SO	5	3	9	6	26	5

7.4.6 Vyhodnocení tahových zkoušek

Pro každý vzorek byly provedeny čtyři tahové zkoušky s výjimkou vzorku 3Mn_QP_03, pro který byly provedeny pouze tři zkoušky. Rozměry vzorků se pohybovaly od 1,12 mm do 1,21 mm co do šířky a od 1,97 mm do 2,02 mm co do délky. Z každé tahové zkoušky byly vyhodnoceny mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa], mez pevnosti R_m [MPa], prodloužení při maximální síle A_g [%] a prodloužení při lomu A_5 [%]. Pro každé uvedené veličiny byly pro všechny vzorky vypočteny aritmetické průměry a směrodatné odchylky (SO) ze čtyř (tří) zkoušek, viz Tab. 7.6.

Z ní plyne, že nejvyšší mez kluzu má vzorek 5Mn_QP_03, a to 1083 ± 121 MPa. Důvodem je nejspíše jeho jemná morfologie martenzitu, vysoký obsah zrn tvořených M/A složkou (Obr. 7.58) a vyšší obsah manganu. Nejnižší mez kluzu má vzorek 3Mn_IA_01 s 401 ± 18 MPa, jeho mikrostruktura je totiž tvořena hrubou martenzitickou maticí (Obr. 7.43).

Mez pevnosti má nejvyšší vzorek 5Mn_QP_02, a to 1446 ± 12 MPa, Tento vzorek má podobnou mikrostrukturu (Obr. 7.55) jako vzorek 5Mn_QP_03 a oba vzorky mají také podobné mechanické vlastnosti. Nejnižší mez pevnosti má vzorek 3Mn_QP_02 s 1041 ± 15 MPa.

Největší prodloužení při maximální síle má vzorek 3Mn_QP_03, a to $12,9 \pm 1,4$ %, nejspíše díky vysokému množství sekundárního martenzitu a austenitu (M/A složky) (Obr. 7.40). Nejnížší prodloužení při maximální síle má vzorek 5Mn_QP_01 s $4,6 \pm 0,3$ %, důvodem by mohl být vysoký podíl primárního martenzitu (Obr. 7.51).

Největší prodloužení při lomu má vzorek 3Mn_QP_03, a to $31,9 \pm 0,3$ %. Tento vzorek má tedy ze všech vzorků nejvyšší tažnost. Nejnížší prodloužení při lomu má vzorek 5Mn_IA_03 s $11,2 \pm 1,1$ %, nejspíše kvůli vysokému podílu původního martenzitu (Obr. 7.67).

V Tab. 7.6 jsou červeně vyznačeny nejvyšší hodnoty daných veličin, modře pak nejnižší hodnoty.

Tab. 7.6: Tahové vlastnosti vzorků po tepelném zpracování

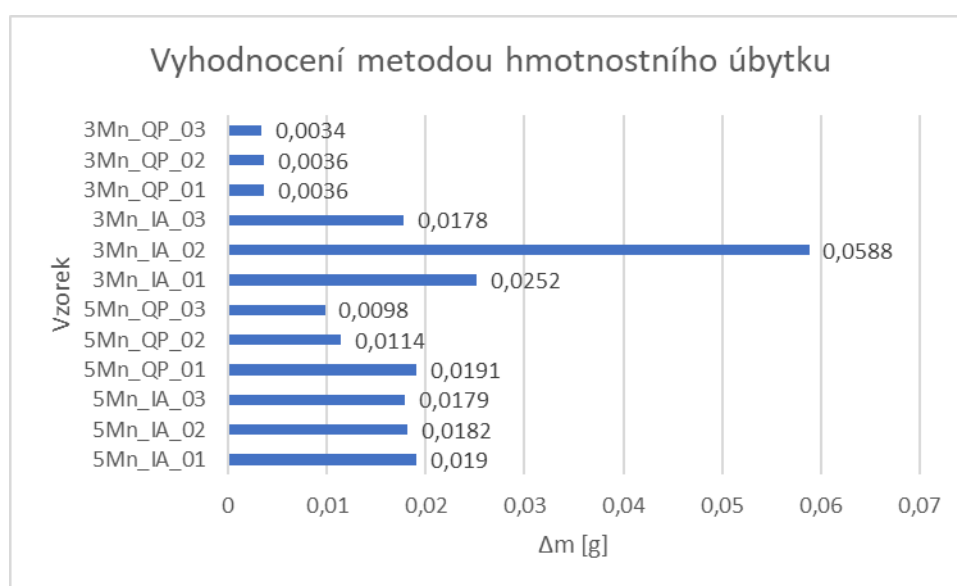
Vzorek	3Mn_QP_01	3Mn_QP_02	3Mn_QP_03	3Mn_IA_01	3Mn_IA_02	3Mn_IA_03
R _{p0,2} [MPa]	915	852	819	401	643	874
SO	6	95	92	18	62	63
R _m [MPa]	1084	1041	1044	1181	1351	1367
SO	12	15	5	8	4	15
A _g [%]	8,0	9,8	12,9	11,8	10,0	6,1
SO	0,8	0,3	1,4	5,6	2,2	1,2
A ₅ [%]	27,6	29,4	31,9	22,7	16,2	11,8
SO	1,4	1,7	0,3	6,5	3,1	1,5
Vzorek	5Mn_QP_01	5Mn_QP_02	5Mn_QP_03	5Mn_IA_01	5Mn_IA_02	5Mn_IA_03
R _{p0,2} [MPa]	1039	1032	1083	581	773	850
SO	94	68	121	44	142	84
R _m [MPa]	1416	1446	1398	1229	1329	1421
SO	7	12	2	36	7	16
A _g [%]	4,6	5,8	5,4	10,2	8,1	7,8
SO	0,3	0,7	1,2	0,5	0,3	0,6
A ₅ [%]	16,6	18,8	18,9	14,8	12,2	11,2
SO	0,6	0,9	1,3	0,8	1,1	1,1

7.4.7 Vyhodnocení zkoušky pin-on-disk

V Tab. 7.7 jsou uvedeny hmotnostní úbytky vzorků Δm [g] vypočtených jako rozdíl hmotností vzorků před zkouškou, $m_{\text{před}}$ [g], a po zkoušce, m_{po} [g]. Je zřejmé, že nejvyšší odolnost proti opotřebení, tedy nejmenší hmotnostní úbytky, mají vzorky 3Mn_QP_03, 0,0034 g, 3Mn_QP_02, 0,0036 g a vzorek 3Mn_QP_01, také 0,0036 g (v tabulce modře). Naopak nejnižší odolnost proti opotřebení a tím pádem největší hmotnostní úbytek má vzorek 3Mn_IA_02, 0,0588 g (v tabulce červeně). Hmotnostní úbytky jsou kromě Tab. 7.7 znázorněny i graficky na Obr. 7.69.

Tab. 7.7: Vyhodnocení metody hmotnostního úbytku

Vzorek	3Mn_QP_01	3Mn_QP_02	3Mn_QP_03	3Mn_IA_01	3Mn_IA_02	3Mn_IA_03
$m_{\text{před}}$ [g]	24,3559	24,1874	24,0677	24,5203	24,3006	24,0642
m_{po} [g]	24,3523	24,1838	24,0643	24,4951	24,2418	24,0464
Δm [g]	0,0036	0,0036	0,0034	0,0252	0,0588	0,0178
Vzorek	5Mn_QP_01	5Mn_QP_02	5Mn_QP_03	5Mn_IA_01	5Mn_IA_02	5Mn_IA_03
$m_{\text{před}}$ [g]	23,9213	24,8222	23,8727	23,376	23,0112	23,7371
m_{po} [g]	23,9022	24,8108	23,8629	23,357	22,993	23,7192
Δm [g]	0,0191	0,0114	0,0098	0,019	0,0182	0,0179



Obr. 7.69: Vyhodnocení metodou hmotnostního úbytku

Při vyhodnocování metody objemu drážky s měřením šířky drážky byly nejprve vypočteny aritmetické průměry z 8 měření šířek drážek (b) pro jednotlivé vzorky. Ty jsou spolu s jejich směrodatnými odchylkami (SO) znázorněny v Tab. 7.8.

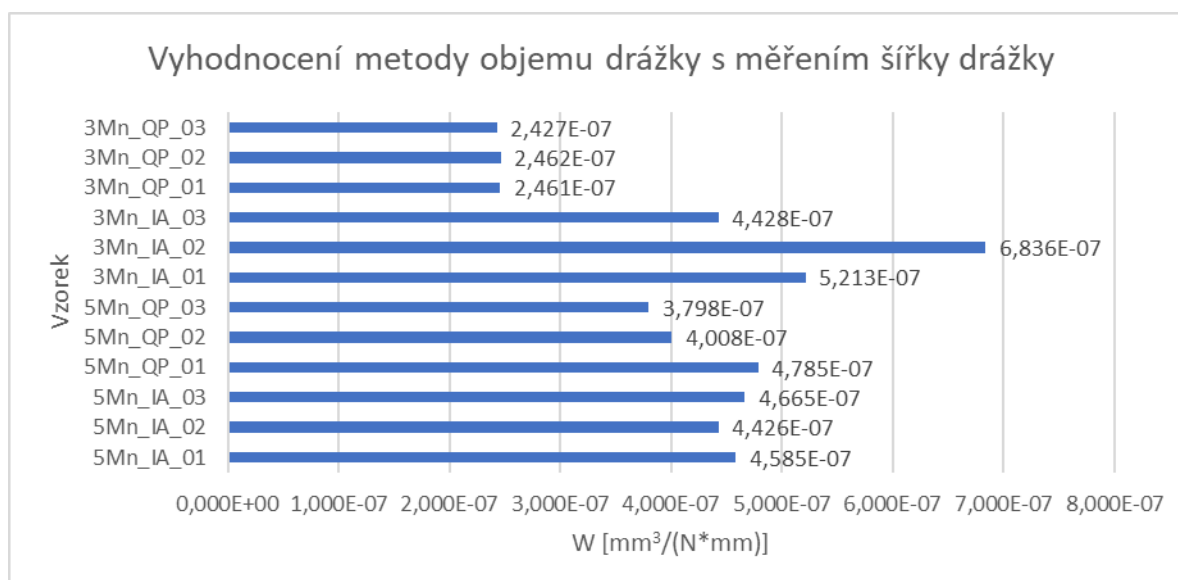
Tab. 7.8: Průměrné šířky drážek

Vzorek	3Mn_QP_01	3Mn_QP_02	3Mn_QP_03	3Mn_IA_01	3Mn_IA_02	3Mn_IA_03
b [μm]	885,97	886,20	873,72	1876,52	2460,79	1593,95
SO	8,10	13,09	10,46	7,19	15,93	20,62
Vzorek	5Mn_QP_01	5Mn_QP_02	5Mn_QP_03	5Mn_IA_01	5Mn_IA_02	5Mn_IA_03
b [μm]	1722,53	1442,82	1367,36	1650,57	1593,43	1679,51
SO	60,18	91,86	72,75	10,99	11,42	53,46

Poté již bylo možné vypočítat objem odebraného materiálu (V) a míru opotřebení (W), viz Tab. 7.9. Je zřejmé, že nejvyšší odolnost proti opotřebení, tedy nejnižší míru opotřebení, mají opět vzorky 3Mn_QP_01, 3Mn_QP_02 a 3Mn_QP_03 (v tabulce modře). Naopak nejnižší odolnost proti opotřebení a tím pádem nejvyšší míru opotřebení má vzorek 3Mn_IA_02 (v tabulce červeně). Míry opotřebení jsou graficky zobrazeny na Obr. 7.70.

Tab. 7.9: Vyhodnocení metody objemu drážky s měřením šířky drážky

Vzorek	3Mn_QP_01	3Mn_QP_02	3Mn_QP_03	3Mn_IA_01	3Mn_IA_02	3Mn_IA_03
V [mm ³]	0,464	0,464	0,457	0,983	1,288	0,835
W [$\frac{mm^3}{N \cdot mm}$]	$2,461 \cdot 10^{-7}$	$2,462 \cdot 10^{-7}$	$2,427 \cdot 10^{-7}$	$5,213 \cdot 10^{-7}$	$6,836 \cdot 10^{-7}$	$4,428 \cdot 10^{-7}$
Vzorek	5Mn_QP_01	5Mn_QP_02	5Mn_QP_03	5Mn_IA_01	5Mn_IA_02	5Mn_IA_03
V [mm ³]	0,902	0,755	0,716	0,864	0,834	0,879
W [$\frac{mm^3}{N \cdot mm}$]	$4,785 \cdot 10^{-7}$	$4,008 \cdot 10^{-7}$	$3,798 \cdot 10^{-7}$	$4,585 \cdot 10^{-7}$	$4,426 \cdot 10^{-7}$	$4,665 \cdot 10^{-7}$



Obr. 7.70: Vyhodnocení metody objemu drážky s měřením šířky drážky

Při vyhodnocování metody objemu drážky s měřením obsahu drážky byly nejprve vypočteny aritmetické průměry ze 4 naměřených obsahů (A) pro všechny vzorky. Ty jsou spolu s jejich směrodatnými odchylkami (SO) uvedeny v Tab. 7.10.

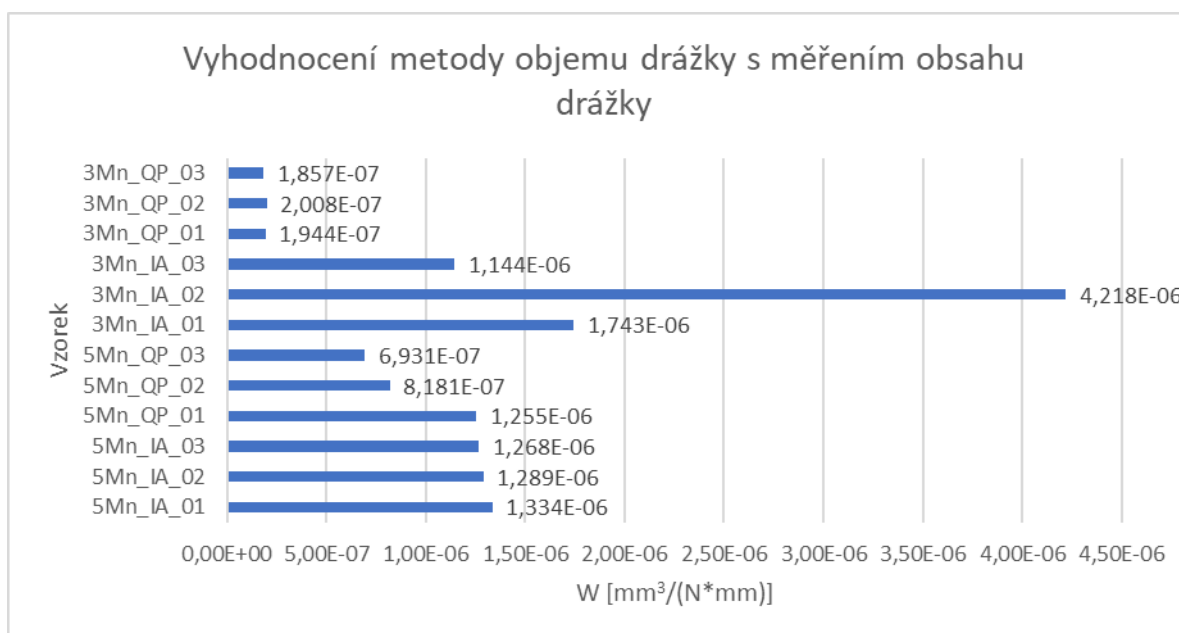
Tab. 7.10: Průměrné obsahy drážek

Vzorek	3Mn_QP_01	3Mn_QP_02	3Mn_QP_03	3Mn_IA_01	3Mn_IA_02	3Mn_IA_03
A [mm ²]	19438,75	20077,75	18571,50	174320,25	421786,50	114412,25
SO	330,32	414,48	579,76	6382,68	4125,31	7409,77
Vzorek	5Mn_QP_01	5Mn_QP_02	5Mn_QP_03	5Mn_IA_01	5Mn_IA_02	5Mn_IA_03
A [mm ²]	125523,00	81813,50	69309,00	133368,25	128874,00	126762,00
SO	4556,33	8032,83	5330,33	4389,30	3067,58	14078,34

Poté již bylo možné vypočítat objem odebraného materiálu (V) a míru opotřebení (W), viz Tab. 7.11. Z tabulky plyne, že nejvyšší odolnost proti opotřebení, tedy nejnižší míru opotřebení, mají opět vzorky 3Mn_QP_01, 3Mn_QP_02 a 3Mn_QP_03 (v tabulce modře). Naopak nejnižší odolnost proti opotřebení a tím pádem nejvyšší míru opotřebení má vzorek 3Mn_IA_02 (v tabulce červeně). Míry opotřebení jsou graficky zobrazeny na Obr. 7.71.

Tab. 7.11: Vyhodnocení metody objemu drážky s měřením obsahu drážky

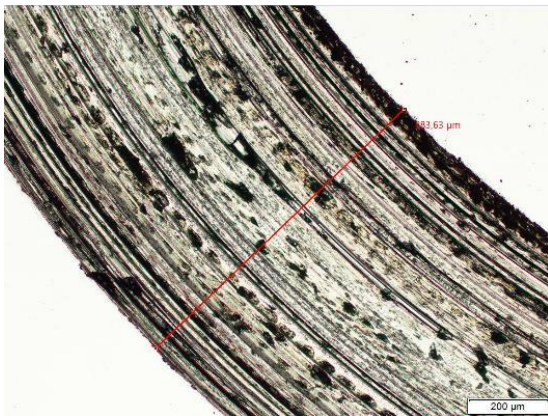
Vzorek	3Mn_QP_01	3Mn_QP_02	3Mn_QP_03	3Mn_IA_01	3Mn_IA_02	3Mn_IA_03
V [mm ³]	0,366	0,378	0,350	3,286	7,950	2,157
W [$\frac{mm^3}{N \cdot mm}$]	$1,944 \cdot 10^{-7}$	$2,008 \cdot 10^{-7}$	$1,857 \cdot 10^{-7}$	$1,743 \cdot 10^{-6}$	$4,218 \cdot 10^{-6}$	$1,144 \cdot 10^{-6}$
Vzorek	5Mn_QP_01	5Mn_QP_02	5Mn_QP_03	5Mn_IA_01	5Mn_IA_02	5Mn_IA_03
V [mm ³]	2,366	1,542	1,306	2,514	2,429	2,389
W [$\frac{mm^3}{N \cdot mm}$]	$1,255 \cdot 10^{-6}$	$8,181 \cdot 10^{-7}$	$6,931 \cdot 10^{-7}$	$1,334 \cdot 10^{-6}$	$1,289 \cdot 10^{-6}$	$1,268 \cdot 10^{-6}$



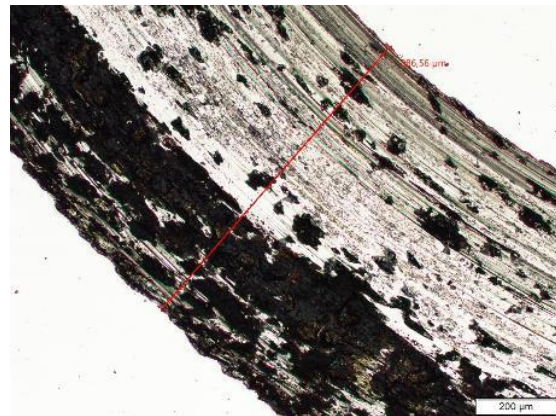
Obr. 7.71: Vyhodnocení metody objemu drážky s měřením obsahu drážky

Při srovnání všech tribologických zkoušek jsou patrné malé odchylky, které neovlivňují výsledek zkoušky. Lze vyvodit závěr, že největší odolnost proti opotřebení mají vzorky 3Mn_QP_01, 3Mn_QP_02 a 3Mn_QP_03. Důvodem je pravděpodobně to, že v mikrostrukturách těchto tří vzorků je výhradně zastoupen martenzit a nevyskytují se zde zrna s M/A složkou, která jsou měkčí než martenzitická matrice, viz Obr. 7.32, Obr. 7.35 a Obr. 7.38. Nejmenší odolnost má vzorek 3Mn_IA_02, nejspíše právě kvůli velmi vysokému počtu zrn tvořených M/A složkou, viz Obr. 7.44.

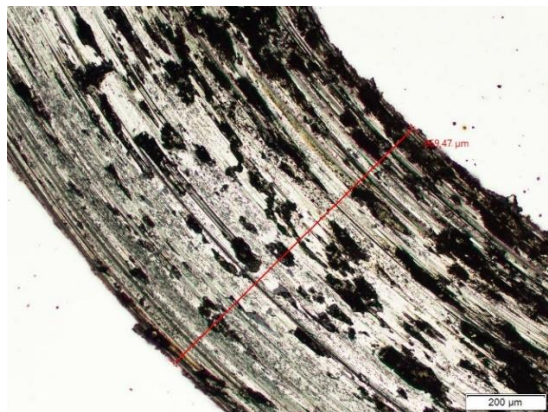
Na Obr. 7.72, Obr. 7.73 a Obr. 7.74 jsou snímky drážek vzorků 3Mn_QP_01, 3Mn_QP_02 a 3Mn_QP_03 pořízených se zvětšením 10x. Na Obr. 7.75 je snímek drážky vzorku 3Mn_IA_02 pořízeným se zvětšením 5x.



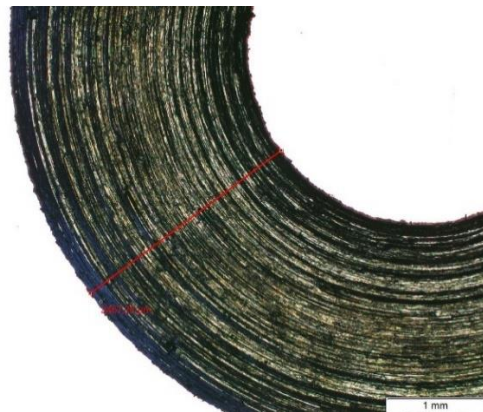
Obr. 7.72: Snímek drážky vzorku 3Mn_QP_01, zvětšení 10x



Obr. 7.73: Snímek drážky vzorku 3Mn_QP_02, zvětšení 10x



Obr. 7.74: Snímek drážky vzorku 3Mn_QP_03, zvětšení 10x



Obr. 7.75: Snímek drážky vzorku 3Mn_IA_02, zvětšení 5x

7.5 Povrchová úprava boridováním

V této podkapitole bude vyhodnocena mikrostruktura vybraných vzorků po boridování. Následně budou vyhodnoceny zkoušky tvrdosti a zkouška pin-on-disk.

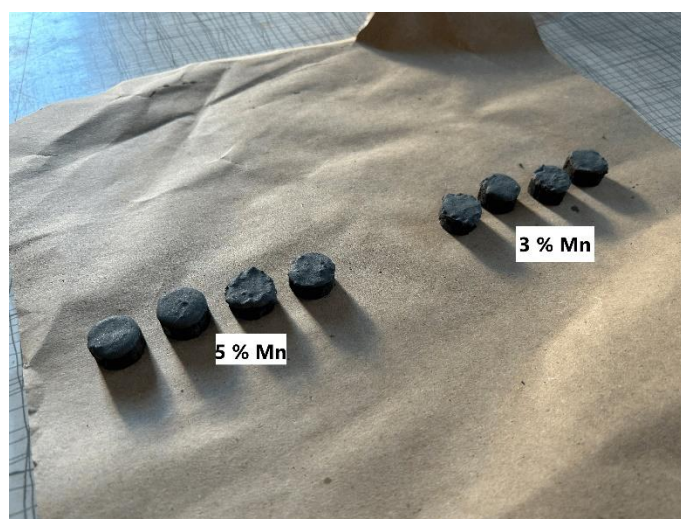
7.5.1 Návrh režimů boridování

Na základě vyhodnocených mechanických zkoušek po provedeném tepelném zpracování byly vybrány 4 vzorky s nejlepší kombinací tvrdosti, meze kluzu, meze pevnosti a odolnosti proti opotřebení, přičemž od každého typu zpracování u obou ocelí byly zvoleny jedny parametry zpracování, které byly následně použity v procesu boridování. Tyto parametry byly nepatrně upraveny z důvodu předepsaných postupů pro použitou boridovací pastu. Rozhodujícím parametrem byla mez pevnosti. V Tab. 7.12 jsou uvedeny mechanické vlastnosti vzorků vybraných pro převzetí parametrů tepelného zpracování pro boridování. Pro odlišení vzorků určených k boridování od vzorků popisovaných v předchozí podkapitole byly boridované vzorky doplněny o písmeno B.

Tab. 7.12: Mechanické vlastnosti vzorků vybraných pro boridování

Vzorek	3Mn_QP_01_B	3Mn_IA_03_B	5Mn_QP_02_B	5Mn_IA_03_B
HV	330	292	394	380
R _{p0,2} [MPa]	915	874	1032	850
R _m [MPa]	1084	1367	1446	1421
W [$\frac{mm^3}{N \cdot mm}$]	$1,9 \cdot 10^{-7}$	$1,1 \cdot 10^{-6}$	$8,2 \cdot 10^{-7}$	$1,3 \cdot 10^{-6}$

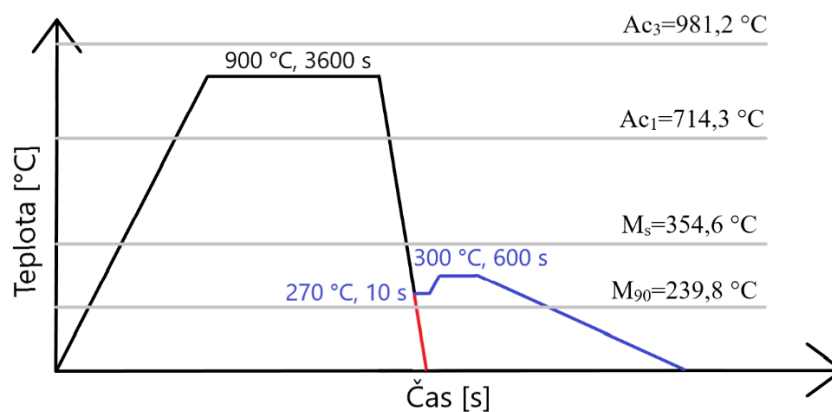
Pro boridování byly tedy opět použity kované tyče o průměru 20 mm, které byly naděleny na délku 8 mm. Vzorky byly pokryty z jedné strany boridovací pastou (Obr. 7.76), která se nechala zaschnout po dobu cca 18 hodin. Každou kombinací parametrů zpracování byly připraveny 2 vzorky. Jeden vzorek byl vždy počítán pro metalografickou analýzu, druhý pro zkoušku opotřebení.



Obr. 7.76: Vzorky pokryté boridovací pastou [foto: Robert Rupert]

Na Obr. 7.77 je schéma boridování pro vzorky 3Mn_QP_01_B (fialově) a 3Mn_IA_03_B (červeně). Zpočátku je proces shodný pro oba vzorky. Ty byly boridovány při teplotě 900 °C po dobu 3600 s v austenitizační peci. Teplota boridování byla volena na základě doporučení dodavatele boridovací pasty. Tato teplota se nachází mezi teplotami A_{c1} a A_{c3} a proběhla zde částečná austenitizace. Poté byl vzorek 3Mn_IA_03_B zakalen do oleje, bylo tedy provedeno interkritické žíhání, zatímco vzorek 3Mn_QP_01_B byl zakalen v solné lázni o teplotě 270 °C po dobu 10 s. Ze schématu je zřejmé, že se tato teplota nachází mezi teplotami M_s a M_f a proběhla zde částečná přeměna austenitu na martenzit. Poté byl vzorek 3Mn_QP_01_B umístěn do popouštěcí pece o teplotě 300 °C s dobou výdrže 600 s. V této fázi proběhl proces přerozdělení uhlíku mezi martenzitem a zbytkovým austenitem, který vede k jeho stabilizaci. Teplota přerozdělení byla volena vyšší než teplota zakalení. Po vyjmutí z popouštěcí pece byl vzorek 3Mn_QP_01_B ochlazen vzduchem na pokojovou teplotu. Jednalo se tedy o tzv. Q-P proces.

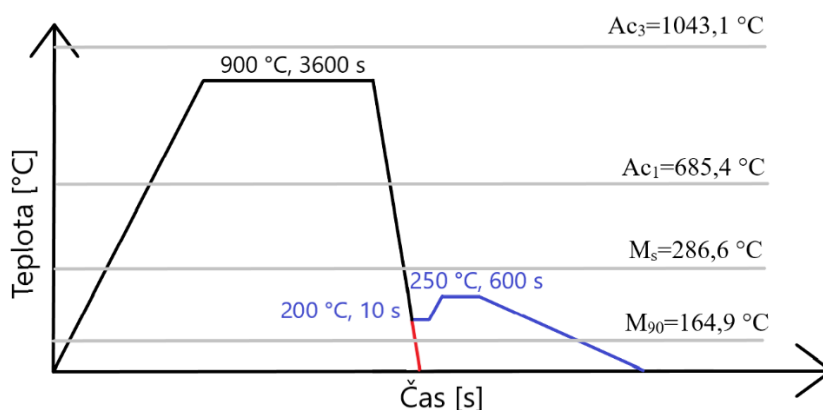
Schéma boridování vzorků se 3 % Mn



Obr. 7.77: Schéma boridování vzorků se 3 % Mn

Na Obr. 7.78 je schéma boridování pro vzorky 5Mn_QP_02_B (fialově) a 5Mn_IA_03_B (červeně). Boridování bylo provedeno opět při teplotě 900 °C po dobu 3600 s v austenitizační peci. Tato teplota se nachází mezi teplotami A_{c1} a A_{c3} a proběhla zde částečná austenitizace. Poté byl vzorek 5Mn_IA_03_B zakalen do oleje, kdežto vzorek 5Mn_QP_02_B byl zakalen v solné lázni o teplotě 200 °C po dobu 10 s. Jednalo se tedy opět o postup interkritického žíhání a Q-P procesu. Ze schématu je zřejmé, že se tato teplota nachází mezi teplotami M_s a M_f a proběhla zde částečná přeměna austenitu na martenzit. Poté byl vzorek 5Mn_QP_02_B umístěn do popouštěcí pece o teplotě 250 °C s dobou výdrže 600 s. V této fázi proběhl proces přerozdělení uhlíku mezi martenzitem a zbytkovým austenitem, který vede k jeho stabilizaci. Teplota přerozdělení byla volena vyšší než teplota zakalení. Po vyjmutí z popouštěcí pece byl vzorek 5Mn_QP_02_B ochlazen vzduchem na pokojovou teplotu.

Schéma boridování vzorků s 5 % Mn



Obr. 7.78: Schéma boridování vzorků s 5 % Mn

Parametry režimů boridování jsou ještě shrnuty v tabulce Tab. 7.13.

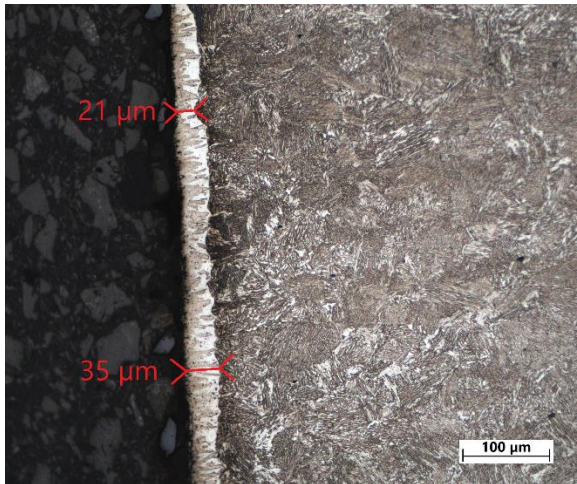
Tab. 7.13: Parametry boridování

Vzorek	Teplota boridování [°C]	Doba boridování [s]	Kalící teplota [°C]	Teplota přerozdělení [°C]	Doba přerozdělení [s]
3Mn_QP_01_B	900	3600	270	300	600
3Mn_IA_03_B	900	3600	-	-	-
5Mn_QP_02_B	900	3600	200	250	600
5Mn_IA_03_B	900	3600	-	-	-

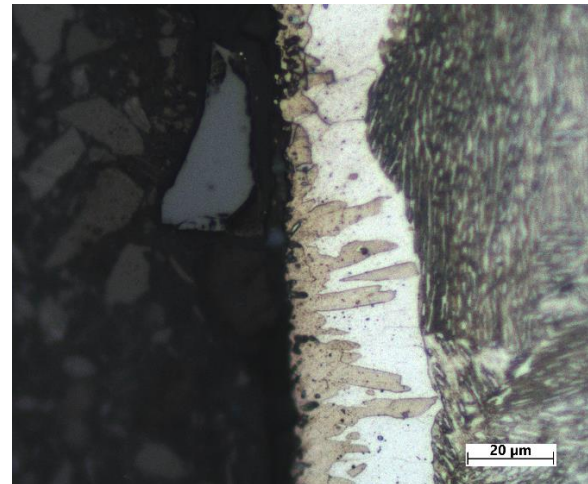
7.5.2 Vyhodnocení mikrostruktur vzorků po boridování

Po provedení boridování byly ze zpracovaných vzorků zhotoveny metalografické výbrusy. V tomto případě byla zkoumána mikrostruktura vzorků v rovině kolmé na boridovanou vrstvu. Při tomto typu analýzy byla změřena tloušťka boridované vrstvy, která je tvořena boridy železa FeB a Fe₂B, a také byla pozorována mikrostruktura vzorků vzniklá během boridování.

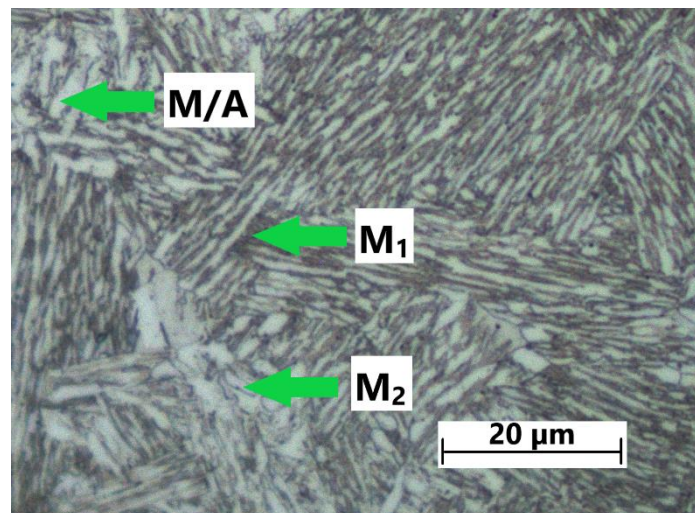
Na Obr. 7.79, Obr. 7.80 a Obr. 7.81 je mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_01_B s teplotou přerozdělení 300 °C. Tato teplota leží pod teplotou M_s, která je u této oceli 355 °C. Z Obr. 7.79 je zřejmé, že tloušťka boridové vrstvy je proměnná a pohybuje se od 21 do 35 μm. Mikrostruktura je, podobně jako u vzorku 3Mn_QP_01, tvořena martenzitickou maticí. Martenzit má zde opět světlý a tmavý odstín, kde světlý je pravděpodobně sekundární martenzit (M₂) a tmavý primární martenzit (M₁). Velmi tmavé oblasti by mohly být tvořeny velmi jemným martenzitem. Dále se v mikrostruktuře vyskytují zrna s bílou a světle hnědou barvou. Z předchozích výsledků je možné říci, že se pravděpodobně jedná o tzv. M/A složku (tvořenou austenitem a martenzitem). Zbytkový austenit se vyskytuje ve formě fólií, a také mezi jehlicemi martenzitu.



Obr. 7.79: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_01_B, zvětšení 20x

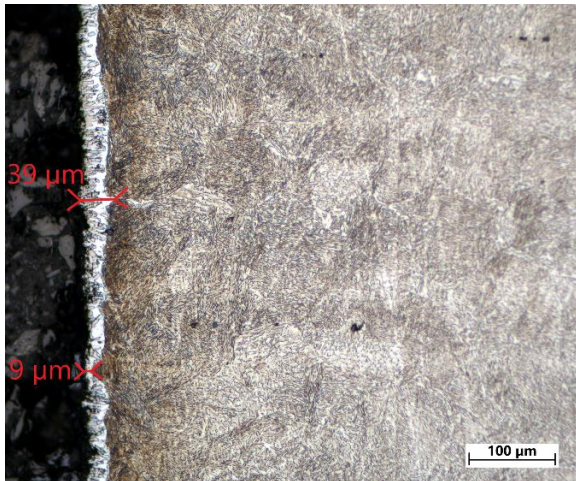


Obr. 7.80: Detail boridové vrstvy vzorku 3Mn_QP_01_B, zvětšení 100x

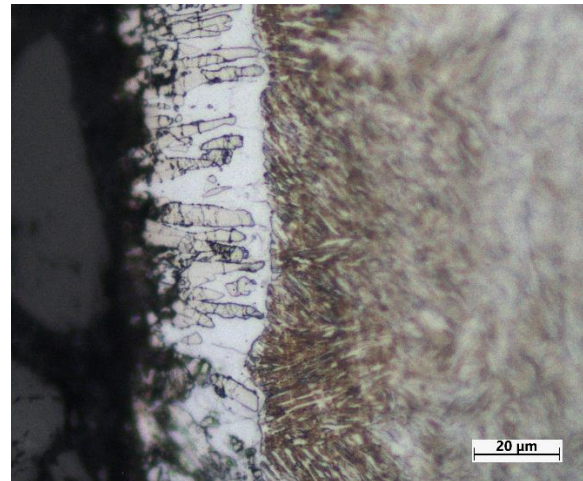


Obr. 7.81: Mikrostruktura vzorku 3Mn_QP_01_B, zvětšení 100x

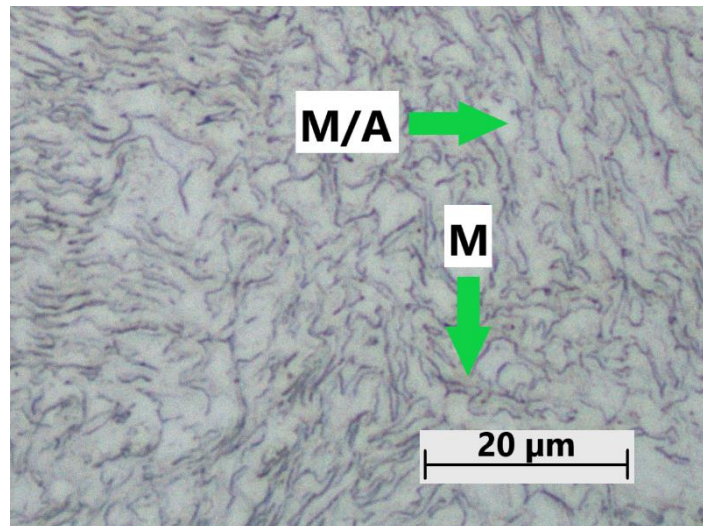
Na Obr. 7.82, Obr. 7.83 a na Obr. 7.84 je mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_03_B s teplotou žíhání (boridování) 900 °C, která se nachází mezi teplotami Ac_1 a Ac_3 , které jsou pro tuto ocel 714 °C a 981 °C. Z Obr. 7.82 je zřejmé, že tloušťka boridové vrstvy je opět proměnná a pohybuje se od 9 do 39 μm. Mikrostruktura je odlišná od mikrostruktury vzorku 3Mn_IA_03. Je zde sice zastoupena martenzitická matrice, ale vyskytuje se zde jen velmi malé množství zrn tvořených M/A složkou. Mezi jehlicemi martenzitu se vyskytuje zbytkový austenit a také M/A složka.



Obr. 7.82: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_03_B, zvětšení 20x

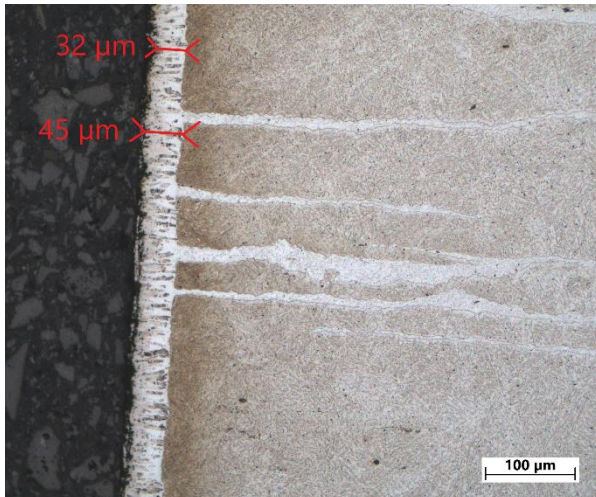


Obr. 7.83: Detail boridové vrstvy vzorku 3Mn_IA_03_B, zvětšení 100x

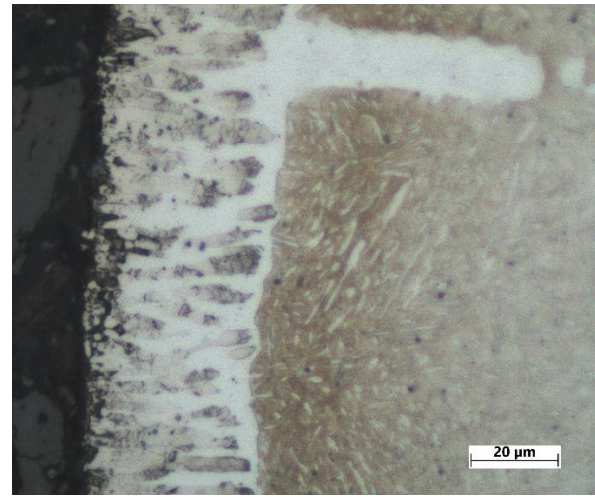


Obr. 7.84: Mikrostruktura vzorku 3Mn_IA_03_B, zvětšení 100x

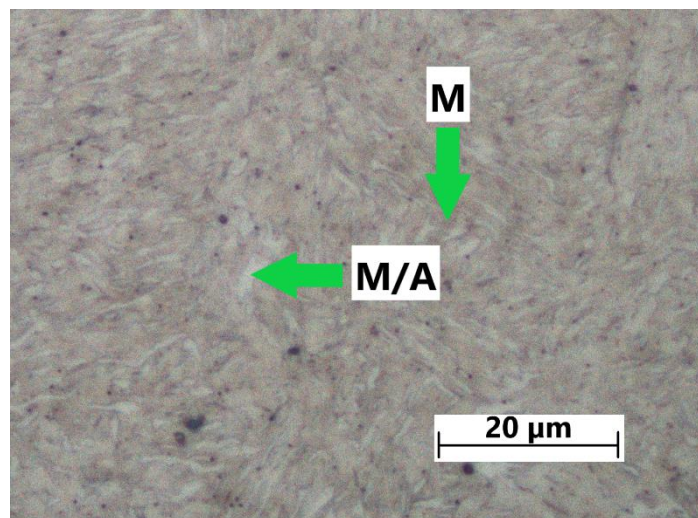
Na Obr. 7.85, Obr. 7.86 a na Obr. 7.87 je mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_02_B s teplotou přerozdělení 250 °C. Tato teplota leží pod teplotou M_s , která je u této oceli 287 °C. Z Obr. 7.85 je zřejmé, že tloušťka boridové vrstvy je proměnná, ale v menší míře, než u předchozích vzorků a pohybuje se od 32 do 45 μm. Na stejném obrázku je vidět, že boridy železa u tohoto vzorku pronikly hluboko pod povrch. Mikrostruktura je, podobně jako u vzorku 5Mn_QP_02, tvořena martenzitickou matricí, ale nevyskytují se zde zrna tvořena M/A složkou nebo jsou velmi malá v porovnání s mikrostrukturou vzorku 5Mn_QP_02.



Obr. 7.85: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_02_B, zvětšení 20x

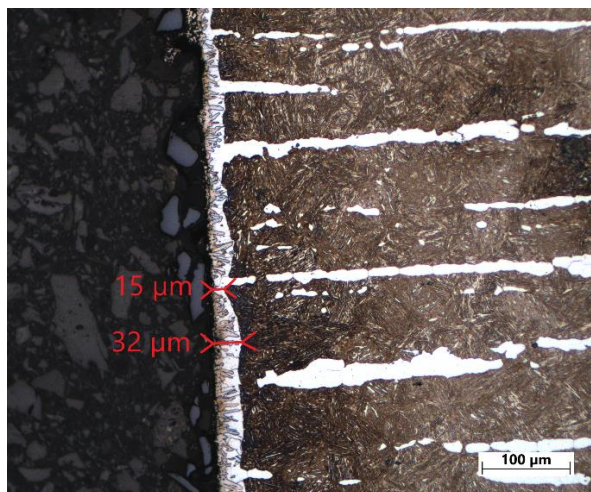


Obr. 7.86: Detail boridové vrstvy vzorku 5Mn_QP_02_B, zvětšení 100x



Obr. 7.87: Mikrostruktura vzorku 5Mn_QP_02_B, zvětšení 100x

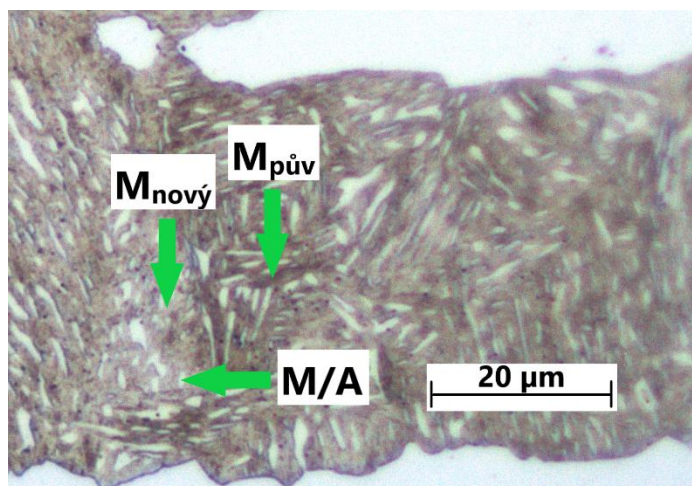
Na Obr. 7.88, Obr. 7.89 a na Obr. 7.90 je mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_03_B s teplotou žíhání (boridování) 900 °C, která se nachází mezi teplotami Ac_1 a Ac_3 , které jsou pro tuto ocel 685 °C a 1043 °C. Z Obr. 7.88 je zřejmé, že tloušťka boridové vrstvy je proměnná a pohybuje se od 15 do 32 μm . Na stejném obrázku je vidět, že boridy železa u tohoto vzorku opět pronikly hluboko pod povrch. Mikrostruktura je odlišná od mikrostruktury vzorku 5Mn_IA_03. Vyskytuje se zde sice opět martenzitická matrice, ale nejsou zde přítomna zrna tvořená M/A složkou nebo jsou velmi malá. Velké bílé útvary jsou nejspíše boridy železa, které pronikly hlouběji po povrch. Tmavší oblasti jsou nejspíše tvořeny původním martenzitem, světlé oblasti novým martenzitem. Austenit a M/A složka jsou také pozorovatelné mezi jehlicemi martenzitu.



Obr. 7.88: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_03_B, zvětšení 20x



Obr. 7.89: Detail boridové vrstvy vzorku 5Mn_IA_03_B, zvětšení 100x



Obr. 7.90: Mikrostruktura vzorku 5Mn_IA_03_B, zvětšení 100x

7.5.3 Vyhodnocení tvrdostí po boridování

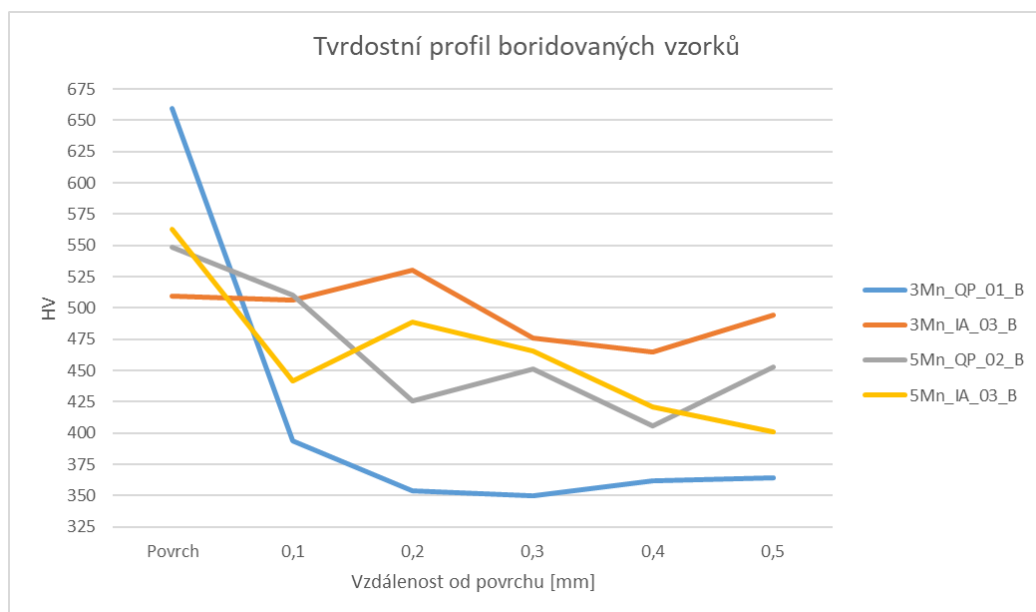
Po vyhodnocení mikrostruktur byly u všech 4 vzorků změřeny mikrotvrdosti boridované vrstvy a následně bylo provedeno líniové měření tvrdosti od boridované vrstvy do základního materiálu.

Byly provedeny 3 měření mikrotvrdosti boridované vrstvy, ze kterých byl vypočten aritmetický průměr a směrodatná odchylka. Hodnoty mikrotvrdostí (HV_B) jsou uvedeny v Tab. 7.14, kde jsou pro srovnání uvedeny také tvrdosti vzorků po tepelném zpracování (HV_{TZ}). Boridováním bylo docíleno výraznému zvýšení tvrdosti, u vzorku 3Mn_QP_01_B je nárůst tvrdosti dokonce dvojnásobný, hodnota činí 660 ± 27 HV. Nejmenší tvrdost má vzorek 3Mn_IA_03_B, 510 ± 30 HV. V tabulce jsou červeně vyznačeny nejvyšší tvrdosti, modře nejnížší.

Tab. 7.14: Tvrdosti vzorků po tepelném zpracování a po boridování

Vzorek	HV_TZ	HV_B
3Mn_QP_01_B	330	660
3Mn_IA_03_B	292	510
5Mn_QP_02_B	394	548
5Mn_IA_03_B	380	563

Při vyhodnocování tvrdostního profilu bylo provedeno 5 měření tvrdosti do hloubky 0,5 mm s krokem 0,1 mm. Průběhy tvrdostí v závislosti na vzdálenosti od povrchu jsou vykresleny na Obr. 7.91. Z něho lze usoudit, že u vzorku 3Mn_QP_01_B je hloubka ovlivněná boridováním 0,2 mm, s rostoucí vzdáleností od povrchu se tvrdost téměř nemění nebo nepatrně roste. U vzorku 3Mn_IA_03_B nelze hloubku ovlivnění jednoznačně určit, hodnoty tvrdostí značně kolísají okolo 500 HV. To samé platí pro vzorek 5Mn_QP_02_B, u kterého je kolísání hodnot tvrdostí ještě výraznější. Podobně je tomu i u vzorku 5Mn_IA_03_B. Zde je patrný výraznější přechodný nárůst tvrdosti v hloubce 0,2 mm. Kolísání hodnot tvrdostí u vzorků s 5 % manganu je nejspíše způsobeno průnikem boridů hluboko pod povrch vzorků.



Obr. 7.91: Tvrdostní profil boridovaných vzorků

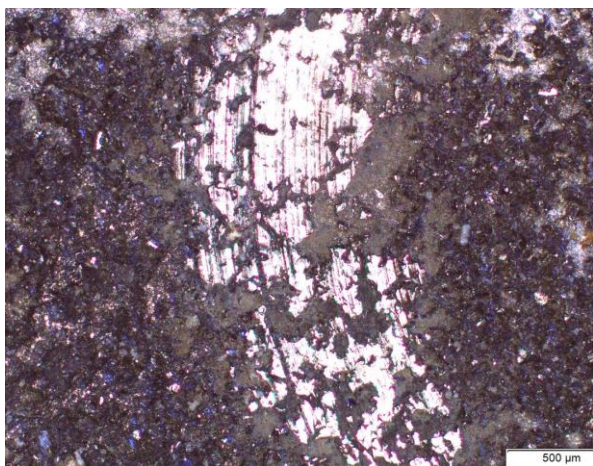
7.5.4 Vyhodnocení zkoušky pin-on-disk

V Tab. 7.15 jsou uvedeny objemy odebraného materiálu (V_B), míry opotřebení boridovaných vzorků (W_B) a pro srovnání jsou zde uvedeny také hodnoty míry opotřebení po tepelném zpracování (W_{TZ}). Z tabulky plyne, že nejnižší míru opotřebení, tedy nejvyšší odolnost proti opotřebení, má vzorek 3Mn_IA_03_B. Důvodem by mohlo být, že tento vzorek má nejstálější průběh tvrdostního profilu a nejnižší počáteční pokles tvrdosti, tím pádem nejstabilnější boridovou vrstvu. Nejmenší odolnost proti opotřebení má vzorek 5Mn_IA_03_B. V tabulce jsou červeně vyznačeny nejvyšší hodnoty, modře nejnižší.

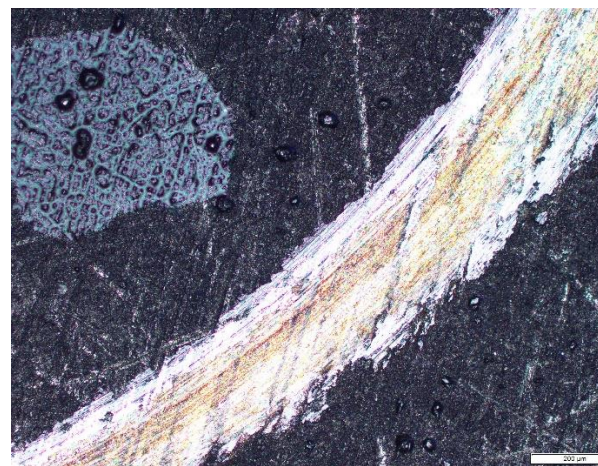
Tab. 7.15: Vyhodnocení metody objemu drážky s měřením šířky drážky po boridování

Vzorek	3Mn_QP_01_B	3Mn_IA_03_B	5Mn_QP_02_B	5Mn_IA_03_B
V _B [mm ³]	0,545	0,189	0,534	0,546
W _B [$\frac{mm^3}{N \cdot mm}$]	$2,891 \cdot 10^{-7}$	$1,005 \cdot 10^{-7}$	$2,836 \cdot 10^{-7}$	$2,896 \cdot 10^{-7}$
W _{TZ} [$\frac{mm^3}{N \cdot mm}$]	$2,461 \cdot 10^{-7}$	$4,428 \cdot 10^{-7}$	$4,008 \cdot 10^{-7}$	$4,665 \cdot 10^{-7}$

Na Obr. 7.92, Obr. 7.93, Obr. 7.94 a na Obr. 7.95 jsou snímky drážek boridovaných vzorků.



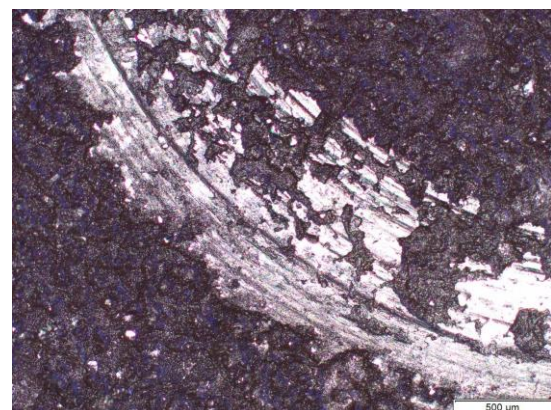
Obr. 7.92: Snímek drážky vzorku 3Mn_QP_01_B, zvětšení 5x



Obr. 7.93: Snímek drážky vzorku 3Mn_IA_03_B, zvětšení 10x



Obr. 7.94: Snímek drážky vzorku 5Mn_QP_02_B, zvětšení 5x



Obr. 7.95: Snímek drážky vzorku 5Mn_IA_03_B, zvětšení 5x

8 Diskuse výsledků

Náplní experimentální části byl návrh tepelného zpracování středně manganových ocelí s obsahem manganu 3 a 5 %. Tyto oceli vynikají svou vysokou pevností a tažností, která je srovnatelná s oceli TWIP, při nižších materiálových nákladech. Pro tepelné zpracování byly zvoleny dva různé postupy tepelného zpracování, přičemž oba poskytují výborné mechanické vlastnosti. Cílem bylo dosáhnout vhodné mikrostruktury s dostatečným podílem stabilního austenitu, který by umožňoval TRIP efekt.

Bylo tedy provedeno tepelné zpracování dvou středně manganových ocelí s obsahem manganu 3 a 5 %, a to interkritické žíhání (IA) a kalení a přerozdělení, tzv. (Q&P) proces, které poskytují oceli dobrou kombinaci pevnosti a tažnosti. Mikrostruktura všech vzorků byla převážně martenzitická, a to i po interkritickém žíhání, kdy by měl být v mikrostruktuře přítomen také ferit.

Celkem bylo zkoumáno 12 vzorků, od každé oceli a každého typu zpracování byly zhotoveny 3 vzorky, u kterých byly variovány parametry tepelného zpracování. U interkritického žíhání to byla teplota žíhání, u Q&P procesu teplota přerozdělení. Po tepelném zpracování byla provedena metalografická analýza a mechanické zkoušky, a to zkoušky tvrdosti, tahové zkoušky a zkoušky pin-on-disk.

U první oceli, s nižším obsahem manganu 3%, byla struktura po prvním typu zpracování, tzv. Q&P procesu, výhradně martenzitická, tvořená primárním a sekundárním martenzitem. Nejvyšší zastoupení sekundárního martenzitu, mezi jehož lamelami byl hojně zastoupen austenit, měl vzorek 3Mn_QP_03 s teplotou přerozdělení 340 °C. Důvodem je, že tato teplota je blízko teplotě M_s , která je u této oceli 355 °C, takže zde nedošlo k významné tvorbě primárního martenzitu a k rozpadu austenitu došlo až během ochlazení na pokojovou teplotu po provedení izotermické výdrže na teplotě přerozdělení. Tento vzorek měl zároveň nejvyšší tažnost, a to až 32 %, a také nejvyšší odolnost vůči opotřebení, nejspíše díky absenci zrn tvořených M/A složkou, která jsou měkčí než martenzitická matrice. Vzorek 3Mn_QP_02 s teplotou přerozdělení 320 °C měl nejnižší naměřenou mez pevnosti, a to 1041 MPa. Zde je nutno podotknout, že vzorek s nejnižší teplotou přerozdělení měl nejvyšší hodnoty pevnosti, což je pravděpodobně dáno vyšším podílem martenzitu ve struktuře a nižším podílem austenitu (M/A složky).

Mikrostruktura oceli se 3 % manganu po interkritickém žíhání byla tvořena martenzitem a M/A složkou. Podíl M/A složky se nejprve s rostoucí teplotou žíhání zvyšoval a ve výsledné mikrostruktuře jí nejvíc bylo zastoupeno při teplotě žíhání 850 °C. Při teplotě žíhání 900 °C totiž austenit nebyl dostatečně stabilní a při ochlazení na pokojovou teplotu se přeměnil na martenzit, což se projevilo výrazným poklesem podílu M/A složky ve výsledné mikrostruktuře. Vzorek 3Mn_IA_01 s teplotou žíhání 800 °C měl nejnižší naměřenou tvrdost, a to 240 HV. Nejspíše kvůli hrubé martenzitické matici a vysokému podílu sekundárního martenzitu, mezi jehož lamelami se vyskytuje M/A složka, která má nižší tvrdost. Tento vzorek měl zároveň nejnižší mez kluzu, a to 401 MPa. Vzorek 3Mn_IA_02 s teplotou žíhání 850 °C měl nejnižší odolnost vůči opotřebení, pravděpodobně kvůli velmi vysokému počtu zrn tvořených M/A složkou.

U druhé oceli, s vyšším obsahem manganu 5 %, byla struktura po procesu Q&P opět tvořena martenzitem a M/A složkou. Se zvyšováním teploty přerozdělení nedošlo k významné změně mikrostruktury. Vzorek 5Mn_QP_01 s teplotou přerozdělení 230 °C měl nejvyšší naměřenou tvrdost, a to 408 HV, nejspíše díky vysokému podílu primárního martenzitu, vyššímu obsahu manganu a také díky přeměně austenitu mezi lamelami primárního martenzitu na sekundární martenzit. Vzorky 5Mn_QP_02 s teplotou přerozdělení 250 °C, respektive

5Mn_QP_03 s teplotou přerozdělení 270 °C, měly naměřenou nejvyšší pevnost, respektive mez kluzu. Tyto dvě veličiny byly u obou vzorků velmi podobné. Mez kluzu se pohybovala okolo 1050 MPa a mez pevnosti okolo 1400 MPa. Také mikrostruktury byly obdobné, přičemž vzorek 5Mn_QP_03 má jemnější martenzitickou matici.

Mikrostruktura oceli s 5 % manganu po interkritickém žhání byla tvořena martenzitem a M/A složkou. S rostoucí teplotou žhání se zvyšoval podíl M/A složky a při teplotě žhání 900 °C, která je nejbližší teplotě A_{c3} 1043 °C, byl její podíl nejvyšší. Vzorek 5Mn_IA_03 s teplotou žhání 900 °C měl nejnižší prodloužení, pouhých 11 %, nejspíše kvůli vysokému podílu původního martenzitu.

Pro návrh vlastního postupu boridování byly vybrány 4 postupy z předchozího zpracování, kde bylo dosahováno nejlepších mechanických vlastností. Vzorky 3Mn_QP_01_B, 3Mn_IA_03_B, 5Mn_QP_02_B a 5Mn_IA_03_B mají po boridování mikrostrukturu tvořenou martenzitem a M/A složkou. Boridováním byla získána spojitá povrchová vrstva, která vykazovala různou tloušťku.

Nejvyšší tvrdost boridové vrstvy byla změřena na vzorku 3Mn_QP_01_B, 660 HV. Nejnižší tvrdost měl vzorek 3Mn_IA_03_B, a to 510 HV. Nejvyšší odolnost proti opotřebení měl vzorek 3Mn_IA_03_B. Důvodem by mohlo být, že tento vzorek měl nejstálější průběh tvrdostního profilu a nejnižší počáteční pokles tvrdosti, tím pádem nejstabilnější boridovou vrstvu. Nejmenší odolnost proti opotřebení měl vzorek 5Mn_IA_03_B.

9 Závěr

V teoretické části bakalářské práce byly nejprve představeny vysokopevné oceli první a druhé generace se stručným popisem nejzajímavějších zástupců, kterými jsou zejména dvoufázové oceli a oceli TRIP a TWIP. Následně byla věnována pozornost pokročilým vysokopevným ocelím třetí generace, jakožto perspektivnímu materiálu určenému zejména pro automobilový průmysl. Nejvýznamnější zástupci této generace jsou oceli Q&P, TBF a hlavně středně manganové oceli, na které se tato bakalářská práce primárně zaměřila. Důvodem jsou jejich výborné mechanické vlastnosti, které při správném legování dosahují vlastností TWIP ocelí, ovšem při nižším obsahu legujících prvků. Legující prvky jako uhlík, mangan nebo hliník jsou nezbytné pro stabilizaci austenitu, při vysoké koncentraci ovšem můžou působit potíže, o kterých bylo také pojednáno.

Byly navrženy postupy vhodných tepelných zpracování pro dosažení vhodné struktury a dobrých mechanických vlastností. Mikrostruktura měla rozhodující vliv na tvrdost, pevnost, tažnost a také na odolnost vůči opotřebení.

Bylo ověřeno, že s vyšším podílem manganu rostla tvrdost a pevnost. S rostoucí teplotou žhání se zvyšovala mez kluzu, mez pevnosti, ale klesala tažnost. S rostoucí teplotou přerozdělení rostla tažnost a zvyšovala se odolnost proti opotřebení.

Nakonec bylo provedeno boridování čtyř vzorků, jejichž mechanické vlastnosti byly vyhodnoceny jako nejlepší, přičemž rozhodujícím parametrem byla zvolena mez pevnosti. Boridování vylepšilo už tak velmi dobrou odolnost vůči opotřebení. Také vedlo k významnému zvýšení tvrdostí.

Seznam použitých zdrojů

- [1] AHSS. Toughsteel [online]. [cit. 2022-10-13]. Dostupné z: <https://toughsteel.eu/ahss/>
- [2] TISZA, M. Three Generations of Advanced High Strength Steels in the Automotive Industry. In: TISZA, M. *Vehicle and Automotive Engineering 3: Proceedings of the 3rd VAE2020* [online]. Miskolc, Maďarsko: Springer, Singapore, 2020, s. 81-94 [cit. 2022-10-15]. ISBN 978-981-15-9529-5. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/347151508_Three_Generations_of_Advanced_High_Strength_Steels_in_the_Automotive_Industry
- [3] Advanced High Strength Steel: Nomenclature, Grades, and Applications. *Matmatch* [online]. [cit. 2022-10-15]. Dostupné z: <https://matmatch.com/learn/material/advanced-high-strength-steel>
- [4] HAVELKA, J. *Moderní materiály v automobilovém průmyslu a jejich vlastnosti z hlediska tvárnosti* [online]. Praha, 2018 [cit. 2022-10-16]. Dostupné z: <https://dspace.cvut.cz/handle/10467/79941>. Bakalářská práce. České vysoké učení technické v Praze, Fakulta strojní, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Michal Valeš.
- [5] WEIJUN, H., CHENGWEI, S., YONGJIAN, Z., XIAOLI, Z. a YUQING, W. Microstructure and mechanical properties of medium Mn steel containing 3%Al processed by warm rolling. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 7 November 2017, 2017(707), 501-510 [cit. 2022-10-27]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.09.090>
- [6] ZIKMUND, T. *Tailoring na dílech z moderních vysokopevnostních ocelí* [online]. Plzeň, 2022 [cit. 2022-10-28]. Dostupné z: <https://portal.zcu.cz/StagPortletsJSR168/CleanUrl?urlid=prohlizeni-prace-detail&praceIdno=90121>. Diplomová práce. Západočeská univerzita v Plzni, Fakulta strojní, Katedra materiálu a strojírenské metalurgie. Vedoucí práce Hana Jirková.
- [7] CHANG, Y., WANG, C.Y., ZHAO, K.M., DONG, H. a YAN, J.W. An introduction to medium-Mn steel: Metallurgy, mechanical properties and warm stamping process. *Materials & Design* [online]. 15 March 2016, (94), 424-432 [cit. 2022-10-29]. ISSN 0264-1275. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.01.048>
- [8] CAI, Z.H., DING, H., MISRA, R.D.K., a YING, Z.Y. Austenite stability and deformation behavior in a cold-rolled transformation-induced plasticity steel with medium manganese content. *Acta Materialia* [online]. 26 November 2014, (84), 229-236 [cit. 2022-10-30]. ISSN 1359-6454. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.10.052>
- [9] BIN, H., HAIWEN, L., FENG, Y. a HAN, D. Recent progress in medium-Mn steels made with new designing strategies, a review. *Journal of Materials Science & Technology* [online]. December 2017, 33(12), 1457-1464 [cit. 2022-10-30]. ISSN 1005-0302. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.06.017>
- [10] BANSAL, G.K., MADHAKUR, D.A., CHANDAN, A.K., ASHOK, K., MANDAL, G.K. a SRIVASTAVA, V.C. On the intercritical annealing parameters and ensuing mechanical properties of low-carbon medium-Mn steel. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 22 August 2018, (733), 246-256 [cit. 2022-10-31]. ISSN 0921-5093. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.07.055>

- [11] ZHAO, Z.Z., LIANG, J.H., ZHAO, A.M., LIANG, J.T., TANG, D. a GAO, Y.P. Effects of the austenitizing temperature on the mechanical properties of cold-rolled medium-Mn steel system. *Journal of Alloys and Compounds* [online]. 15 January 2017, (691), 51-59 [cit. 2022-11-07]. ISSN 0925-8388. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.08.093>
- [12] KUZMINA, M., PONGE, D. a RAABE, D. Grain boundary segregation engineering and austenite reversion turn embrittlement into toughness: Example of a 9 wt.% medium Mn steel. *Acta Materialia* [online]. March 2015, (86), 182-192 [cit. 2022-11-09]. ISSN 1359-6454. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.12.021>
- [13] YANG, D.P., DU, P.J., WU, D. a YI, H.L. The microstructure evolution and tensile properties of medium-Mn steel heat-treated by a two-step annealing process. *Journal of Materials Science & Technology* [online]. 10 June 2021, (75), 205-215 [cit. 2022-11-11]. ISSN 1005-0302. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.10.032>
- [14] GRAJCAR, A., KUZIAK, R. a ZALECKI, W. Third generation of AHSS with increased fraction of retained austenite for the automotive industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering* [online]. September 2012, (12), 334-341 [cit. 2022-11-18]. ISSN 1644-9665. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.acme.2012.06.011>
- [15] DE OLIVEIRA, P.G.B., MARIANI, F.E., CASTELETTI, L.C., FILHO, A.I., NETO, A.L. a TOTTEN, G.E. Boro-Austempering Treatment of High-Strength Bainitic Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance* [online]. 24 January 2020, (29), 3486–3493 [cit. 2022-11-21]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s11665-020-04590-7>
- [16] GEORGES, C., COLINET, B., STUREL, T., CORNETTE, D. a LHOIST, V. Development of electro galvanized AHSS with tensile strength of 1200MPa for automotive application with no risk of delayed fracture. In: DJUKIC, M., IYER, R., AKIYAMA, E. et al. *International SteelyHydrogen Conference: Hydrogen Embrittlement - Understanding and research framework* [online]. Gent, May 2014 [cit. 2022-11-22]. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/280521095_Development_of_electro_galvanized_AHSS_with_tensile_strength_of_1200MPa_for_automotive_application_with_no_risk_of_delayed_fracture
- [17] CHO, S., KO, S.-J., YOO, J.-S., PARK, J.-C., YOO, Y.-H. a KIM, J.-G. Optimization of Pickling Solution for Improving the Phosphatability of Advanced High-Strength Steels. *Materials 2021* [online]. 5 January 2021, 14(1), 233 [cit. 2022-11-26]. Dostupné z: <https://doi.org/10.3390/ma14010233>
- [18] Fosfátování. Galvan [online]. 11.11.2019 [cit. 2022-11-26]. Dostupné z: <https://galvan.cz/fosfatovani/>
- [19] WINZER, J., HILPERT, B., GAO, Q., DETTINGER, T., HEIBEL, S. a WORTBERG, D. Lightweight car body construction with new high strength steels. In: WINZER, J. *SCT2017 5th International Conference on Steels in Cars and Trucks: Minimising CO2 emissions by reducing car body weight* [online]. Amsterdam, June 2017 [cit. 2022-11-28]. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/325392481_Lightweight_car_body_construction_with_new_high_strength_steels
- [20] *Overview of Major Steels* [online]. [cit. 2022-11-29]. Dostupné z: https://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/iss/kap_9/advanced/t9_2_1b.html
- [21] SATYENDRA. TRIP Steels. *IspatGuru* [online]. 6 June 2014 [cit. 2022-11-29]. Dostupné z: <https://www.ispatguru.com/trip-steels/>

- [22] What are TRIP Steels?. *National Material Company: Steel Processing Capabilities* [online]. 3 May 2018 [cit. 2022-11-29]. Dostupné z: <https://www.nationalmaterial.com/what-are-trip-steels/>
- [23] TISZA, M. a , ed. Development of Lightweight Steels for Automotive Applications. In: SHARMA, A., DURIAGINA, Z. a KUMAR, S. *Engineering Steels and High Entropy Alloys* (pp.22) [online]. London: IntechOpen, 2020 [cit. 2022-11-30]. ISBN 978-1-83880-556-2. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/339385362_Development_of_Lightweight_Steels_for_Automotive_Applications
- [24] Q&P (Quenched and Partitioning) Steels: Design concept. *BAOWU OPEN INNOVATION* [online]. [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <http://rd.baosteel.com/zypt/en/ability/see/abilityDetailsBSSF5/1/318362afb3924a479c3bb4407ce48f6a>
- [25] EL-FAWKHRY, M., AHMED, K., SHASH, Y. a EL-HOSSANY, T. Replacement of silicon by aluminum with the aid of vanadium for galvanized TRIP steel. *Journal of Materials Research and Technology* [online]. May–June 2020, (Volume 9, 3), 3578-3589 [cit. 2022-12-06]. ISSN 2238-7854. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.01.096>
- [26] Jiskrový spektrometr Q4 TASMAN - OES - OPTICKÝ EMISNÍ SPEKTROMETR. *Spektrometry.cz* [online]. [cit. 2023-02-23]. Dostupné z: https://www.spektrometry.cz/jiskrove-spektrometry/q4_tasman.php
- [27] Zkoušky tvrdosti. *Oddělení povrchového inženýrství* [online]. Západočeská univerzita v Plzni [cit. 2023-03-22]. Dostupné z: https://www.opi.zcu.cz/Zkousky_tvrdosti.pdf