

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: N2301 Strojní inženýrství
Studijní obor: 3911T016 Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie

DIPLOMOVÁ PRÁCE

Vliv kryogenního zpracování na vlastnosti nástrojových ocelí pro práci
za tepla

Autor: **Bc. Jana Nižňanská**
Vedoucí práce: **Dr. Ing. Zbyšek Nový**

Akademický rok 2013/2014

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
Fakulta strojní
Akademický rok: 2013/2014

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE (PROJEKTU, UMĚLECKÉHO DÍLA, UMĚLECKÉHO VÝKONU)

Jméno a příjmení: Bc. Jana NIŽŇANSKÁ
Osobní číslo: S12N0080P
Studijní program: N2301 Strojní inženýrství
Studijní obor: Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie
Název tématu: Vliv kryogenního zpracování na vlastnosti nástrojových ocelí pro práci za tepla
Zadávající katedra: Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

Zásady pro vypracování:

1. Rešerše dostupné literatury zaměřené na nízkoteplotní zpracování nástrojových ocelí
2. Výběr vhodných materiálů pro experimentální část
3. Příprava experimentálního materiálu včetně různých režimů tepelného zpracování
4. Analýzy tepelně zpracovaných vzorků (metalografická analýza, analýza odolnosti proti opotřebení za zvýšených teplot a mechanických vlastností)
5. Diskuse
6. Závěr

Rozsah grafických prací: fotodokumentace, obrázky

Rozsah pracovní zprávy: 50-70 stran

Forma zpracování diplomové práce: tištěná/elektronická

Seznam odborné literatury:

- Pluhař, J. a kol.: Nauka o materiálech. SNTL, 1989
- Pluhař, J. a kol.: Fyzikální metalurgie a mezní stav materiálu. SNTL, 1987
- Jech, J.: Tepelné zpracování oceli. SNTL, 1983
- Berns, H., Theisen, W.: Eisenwerkstoffe - Stahl und Gusseisen, Springer. Verlag, 2008
- Oppenkowski, A.: Cryobehandlung von Werkzeugstahl. Dizertační práce, Ruhruniversität Bochum, 2011

Vedoucí diplomové práce: Ing. Zbyšek Nový
COMTES FHT, s. r. o.

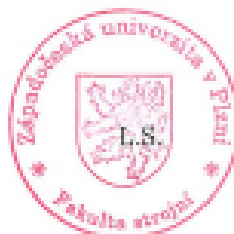
Konzultant diplomové práce: Ing. Václav Kraus, CSc.
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

Ostatní konzultanti: Ing. Pavel Šuchman
COMTES FHT, s. r. o. Plzeň

Datum zadání diplomové práce: 23. září 2013

Termín odevzdání diplomové práce: 23. května 2014


Doc. Ing. Jiri Starýk, CSc.
děkan




Prof. Ing. Václav Měřík, CSc.
vedoucí katedry

V Plzni dne 23. září 2013

Prohlášení o autorství

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

Prohlašuji, že jsem tuto diplomovou práci vypracovala samostatně, s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených v seznamu, který je součástí této diplomové práce.

V Plzni dne:

.....

podpis autora

ANOTAČNÍ LIST DIPLOMOVÉ PRÁCE

AUTOR	Bc. Nižňanská	Jana
STUDIJNÍ OBOR	3911T016 Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie	
VEDOUcí PRÁCE	Dr. Ing. Nový	Zbyšek
PRACOVIŠTĚ	ZČU - FST - KMM	
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ
NÁZEV PRÁCE	Vliv kryogenního zpracování na vlastnosti nástrojových ocelí pro práci za tepla	

FAKULTA	Strojní	KATEDRA	KMM	ROK ODEVZD.	2014
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

POČET STRAN

CELKEM	99	TEXTOVÁ ČÁST	62	GRAFICKÁ ČÁST	37
---------------	----	---------------------	----	----------------------	----

STRUČNÝ POPIS	<p>Na rozdíl od běžného podchlazování, které se používá hlavně k odstranění zbytkového austenitu, kryogenní zpracování zlepšuje především odolnost proti opotřebením nástrojů. Tento efekt vzniká s největší pravděpodobností díky precipitaci velkého množství jemných karbidů při popouštění následujícím bezprostředně po kryogenním zpracování. Práce popisuje vliv kryogenního zpracování na mikrostrukturu a vlastnosti nástrojové oceli X37CrMoV5-1 a její modifikace.</p>
KLÍČOVÁ SLOVA	<p>Nástrojová ocel, kalení, popouštění, mikrostruktura, martenzitická transformace, precipitace, zbytkový austenit, kryogenní zpracování, odolnost proti opotřebením.</p>

SUMMARY OF DIPLOMA SHEET

AUTHOR	Bc. Nižňanská	Jana
FIELD OF STUDY	3911T016 Materials Engineering and Engineering Metallurgy	
SUPERVISOR	Dr. Ing. Nový	Zbyšek
INSTITUTION	ZČU - FST - KMM	
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR
TITLE OF THE WORK	Effect of deep cryogenic treatment on properties of hot working tool steel	

FACULTY	Mechanical Engineering	DEPARTMENT	Material Science and Technology	SUBMITTED IN	2014
----------------	------------------------	-------------------	---------------------------------	---------------------	------

NUMBER OF PAGES

TOTALLY	99	TEXT PART	62	GRAPHICAL PART	37
----------------	----	------------------	----	-----------------------	----

BRIEF DESCRIPTION	<p>Unlike conventional cold treatment, which is commonly used for elimination of retained austenite, deep cryogenic treatment primarily improves the wear resistance of tools. This effect arises probably due to precipitation of a large volume of fine carbides during tempering immediately after deep cryogenic treatment. The diploma sheet describes the influence of deep cryogenic treatment on the microstructure and properties of hot working tool steel X37CrMoV5-1 and modification of X37CrMoV5-1.</p>
KEY WORDS	<p>Tool steel, quenching, tempering, microstructure, martensitic transformation, precipitation, residual austenite, cryogenic treatment, wear resistance.</p>

Obsah

TEORETICKÁ ČÁST	3
1 Úvod a cíl práce	3
1.1 <i>Zadavatel diplomové práce.....</i>	4
2 Nástrojové oceli.....	5
2.1 <i>Rozdělení a označování nástrojových ocelí</i>	5
2.1.1 Rozdělení podle chemického složení.....	6
2.1.2 Rozdělení podle normy ČSN 420002	9
2.1.3 Rozdělení podle druhu použití.....	9
2.1.4 Rozdělení podle druhu ochlazovacího prostředí při kalení.....	10
2.2 <i>Požadované vlastnosti nástrojových ocelí pro práci za tepla</i>	10
2.3 <i>Přísadové prvky nástrojových ocelí.....</i>	13
3 Specifika a aspekty zušlechťování nástrojových ocelí pro práci za tepla	15
3.1 <i>Výchozí stav nástrojových ocelí pro práci za tepla před tepelným zpracováním.....</i>	17
3.2 <i>Austenitizace a kalení nástrojových ocelí pro práci za tepla.....</i>	18
3.3 <i>Popouštění nástrojových ocelí pro práci za tepla.....</i>	18
3.4 <i>Objemové a rozměrové změny při tepelném zpracování nástrojových ocelí pro práci za tepla</i>	19
4 Martenzitická transformace v nástrojových ocelích pro práci za tepla.....	20
4.1 <i>Složení a krystalografie martenzitické přeměny</i>	20
4.2 <i>Kinetika martenzitické transformace</i>	21
4.3 <i>Morfologie martenzitu</i>	22
5 Kryogenní zpracování nástrojových ocelí pro práci za tepla.....	24
EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	26
6 Experimentální materiál	26
6.1 <i>Nástrojová ocel X37CrMoV5-1 (1.2343, ČSN 41 9552).....</i>	27
6.2 <i>Modifikace nástrojové oceli ČSN 41 9552 (1.2343) s niobem a borem.....</i>	29
7 Návrh tepelného zpracování, konstrukce popouštěcích křivek	31
8 Měření tvrdosti zkušebních vzorků po tepelném zpracování	40
9 Měření podílu zbytkového austenitu.....	42
10 Odolnost proti opotřebení.....	42
11 Zkouška tahem.....	46
12 Instrumentovaná zkouška rázem v ohybu metodou Charpy	49
13 Dilatometrie.....	52

14	Analýza mikrostruktury	53
15	Diskuze výsledků	56
16	Závěr	58
	OBRAZOVÁ ČÁST	59
	Poděkování.....	96
	Seznam použité literatury.....	97

TEORETICKÁ ČÁST

1 Úvod a cíl práce

Moderní průmysl vyžaduje stále větší množství jednoduchých i speciálních nástrojů vhodné jakosti a výkonnosti. Spotřeba nástrojů je v některých oborech velmi vysoká, proto je vhodné věnovat zvýšenou pozornost jejich životnosti. Důležité jsou také znalosti technologických vlastností různých typů nástrojových ocelí, protože má na jakost a životnost nástrojů vliv nejen jejich konstrukce, ale také technologie výroby včetně tepelného zpracování. Při výrobě nástrojů by měly být plně využívány moderní technologie a poznatky, protože základní podmínkou hospodárnosti je dobrá jakost, výkonnost a životnost nástrojů. V moderních laboratořích jsou vyvíjeny nové nástrojové oceli. Vědci se snaží vylepšit jejich vlastnosti. Ve všech pádech se skloňuje pevnost, pružnost či otěruvzdornost. Vymýšlejí se rovněž technologické postupy, jak tyto nové materiály efektivně vyrobit. [1, 2, 3, 4, 5]

Kryogenika je fyzikální obor, který studuje působení velmi nízkých teplot na různé materiály. Ve strojírenství se kryogenika využívá nejvíce pro úpravu struktury oceli. Při aplikaci kryogenního podchlazení bezprostředně po zakalení dochází ve struktuře k úplnému rozpadu zbytkového austenitu a ke zjemnění martenzitu. Nízkoteplotní zpracování bylo po desítky let jedno z nejlépe uchovávaných tajemství při zpracování kovů. Existují příběhy o švýcarských hodinářích ukládající vyrobené díly do sněhu, protože bylo ve společnosti známo, že by se měly součástky dávat v zimě ven či do jeskyní, ale pořád nevěděli, proč dosahují lepších vlastností. [6]

Navzdory skutečnosti, že se v roce 1940 provedlo několik experimentů, které nepotvrdily žádné podstatné výhody kryogenního zpracování [3], se nadále objevovaly zprávy o podstatných výhodách tepelného zpracování ocelových nástrojů tekutým dusíkem (-196 °C). Druhá světová válka vnesla kryogenní zpracování do zbrojního průmyslu, bylo dosaženo lepších vlastností materiálů. Například zmrazování hlavní zbraní výrazně zlepšilo a ustálilo přesnost střelby (díky eliminaci zbytkového austenitu). Nejvíce používanou metodou bylo vkládání součástí do nádob s alkoholem a suchým ledem, zkoušelo se i ponoření do kapalného dusíku. Kvůli velkým teplotním gradientům však při těchto procesech často docházelo k praskání a deformacím materiálu. Sověti byli šokovým ponořením součástí přímo do tekutého dusíku známí. Sovětští vědci zjistili, že kryogenní zpracování rychlořezné oceli umožňuje vyšší řezné rychlosti [3]. Ve Spojených státech byl používán režim tepelného zpracování zahrnující zmrazování (doba i několik dní) a popuštění na teplotu 300 až 150 °C s hodinovou výdrží na této teplotě a to z důvodu snížení křehkosti oceli, praskání oceli bylo tedy omezeno. [2, 3, 4]

Po 2. světové válce byly zkoušeny i jiné metody než tekutý dusík, jednalo se o postřik součástí či jejich zavěšení těsně nad hladinu dusíku [3]. Nevýhodou všech těchto metod byla vysoká cena a nízká produktivita, kromě toho neustále hrozilo praskání a změny rozměrů oceli, chyběla kontrola a opakovatelnost procesu. Ed Busch založil v roce 1966 firmu CRYOTECH, která dosavadní poznatky a zkušenosti vyhodnotila a získala celosvětové prvenství v suchém kryogenním zpracování. Začala používat suchou páru tekutého dusíku LN₂, dokázala kontrolovat a řídit teplotu procesu dle průřezu a také druhu zpracovávaného materiálu. [2, 3, 4]

Tato práce se zabývá posouzením vlivu dlouhodobého kryogenního zpracování na vlastnosti nástrojové středně legované oceli ČSN 41 9552 (1.2343) a její modifikace s niobem a borem. Účelem kryogenního zpracování je úplné odstranění zbytkového austenitu a zvýšení odolnosti proti opotřebení a životnosti nástrojů ze zkoumaných ocelí.

V experimentální části práce je proto porovnávána mikrostruktura a ořezuvzdornost ocelí na bázi 1.2343 po různých režimech tepelného zpracování, z nichž některé zahrnují i kryogenní podchlazení.

1.1 Zadavatel diplomové práce

Společnost COMTES FHT a.s. byla založena koncem roku 2000. Poskytuje kompletní technologický servis pro tváření a tepelné zpracování kovových i nekovových materiálů a vyvíjí nové materiály pro nejrůznější použití. Základní podnikatelskou strategií COMTES FHT a.s. je poskytování výzkumných služeb firmám v Čechách a následně ve střeoevropském regionu. Veškeré příjmy z výzkumu a vývoje reinvestuje do financování výzkumných technologií a kvalifikace svých zaměstnanců. Výsledkem toho je také moderní výzkumný areál společnosti vybudovaný v Dobřanech u Plzně. Ten se počátkem roku 2013 rozrostl o novou metalurgickou halu a laboratorní budovu. Cílem je společnost technologicky vybavit tak, aby se stala rovnocenným partnerem zahraničních výzkumných institucí pro řešení výzkumných projektů a aby se jí otevřela cesta k technologicky náročnějším zakázkám pro české i zahraniční průmyslové zákazníky. Za 12 let své existence se společnost vypracovala na subjekt s obratem 75 mil. korun a 65 zaměstnanci. Součástí výzkumné organizace je akreditovaná materiálová laboratoř, v níž se měří statické, dynamické a termofyzikální vlastnosti materiálů v tepelném rozsahu od $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ do $+1400\text{ }^{\circ}\text{C}$. Dále jsou zde analyzovány mikrostrukturní vlastnosti materiálů především pomocí světelných a elektronových mikroskopů. Akreditované protokoly slouží jako svědečné dokumenty nejen pro přejímání metalurgických výrobků, ale i pro expertizní posudky. Fyzikální modelování umožňuje simulovat technologický proces na vzorcích, které jsou následně podrobeny materiálovým analýzám. Vzorky jsou při této simulaci podrobovány naprogramovaným tepelným a deformačním režimům. Pomocí speciálních počítačových programů se zde modelují technologie tváření, tepelného zpracování a výsledné materiálové vlastnosti na nejrůznějších materiálech od ocelí přes barevné kovy až po speciální slitiny. V nejrůznějších pecích se připravují vzorky zkoumaných materiálů i menší série prototypů pro zákazníky z průmyslu. V laboratoři tváření kovů se vyvíjejí technologie kování ocelových, hliníkových, niklových a titanových slitin i nejrůznější tvářecí nástroje. Konstrukteři navrhují vhodné nástroje pro průmysl, vyvíjejí zařízení pro speciální tvářecí technologie, programují CNC obráběcí stroje a také například navrhují lehké konstrukce dopravních prostředků. Ve výzkumu kovů COMTES FHT a.s. spolupracuje s mnoha tuzemskými i evropskými univerzitami, akademickými pracovišti, komerčními výzkumnými organizacemi i s renomovanými tuzemskými a zahraničními výrobci. Smluvní výzkum pro české i zahraniční subjekty tvoří zhruba polovinu obratu společnosti COMTES FHT a.s. Firma poskytuje své služby ve výzkumu a vývoji v metalurgii, energetickém strojírenství, automobilovém průmyslu, ale třeba také ve zdravotnictví, IT technice a v dalších dynamických oborech. [5]



Obr. 1.1: Firma COMTES FHT a. s. [5]

2 Nástrojové oceli

Nástrojové oceli se používají k výrobě nástrojů pro tváření a obrábění různých druhů materiálů. V průmyslových aplikacích, jako jsou výroba strojů a zařízení nebo automobilová technika, mají nástroje velký význam. Správně navržený a vyrobený nástroj má výrazný vliv na produktivitu, výkonnost vlastních procesů a kvalitu konečného výrobku. V provozu jsou nástroje často vystaveny složitému a kombinovanému namáhání, ke kterému v některých případech dochází i při zvýšené teplotě. Obecně platí, že životnost nástrojů je omezena opotřebením nebo zlomením. Z tohoto důvodu se používají oceli, které kromě vysoké pevnosti a tvrdosti, mají dlouhou životnost, dobrou houževnatost a vysokou odolnost proti opotřebením, korozi a tečení. [1]

Vlastnosti nástrojových ocelí závisí na jejich chemickém složení a způsobu výroby. Rozhodující výkonnostní parametry (např. poměr tvrdosti a houževnatosti) je však možné rozhodujícím způsobem ovlivnit také pomocí tepelného zpracování. Obecně platí, že se mikrostruktura po zušlechtnění skládá z martenzitické matrice a karbidů, jejichž vlastnosti závisí především na chemickém složení oceli. Karbidy mají významný vliv na vlastnosti nástroje, záleží na jejich typu, množství a velikosti. Martenzitická matrice do značné míry určuje vlastnosti jako je pevnost a tuhost, zatímco hrubé karbidy poskytují vysokou odolnost proti opotřebením. [1, 7]

Nástrojové oceli pro nástroje velkých rozměrů se vyrábí odléváním do ingotu. Při výrobě dochází k chemické segregaci, jejímž důsledkem jsou různé vlastnosti materiálů v různých místech ingotu. Z důvodu zlepšení mikročistoty a zjemnění zrna se dále používají konvenční procesy tavení. Patří sem vakuové obloukové přetavování (Vacuum-Arc-Remelting) a elektrostruskové přetavování (ESU). Realizace vysoké čistoty a homogenní mikrostruktury se nabízí zejména pro menší a složitě tvarované nástroje vyrobené práškovou metalurgií s atomizací (rozprašování proudu taveniny kapalným či plynným médiem), zhutněním, izostatickým lisováním, případně tváření za tepla s dokončovací alternativou. [1, 7]

Vlastnosti nástrojových ocelí lze měnit v širokém rozsahu vhodným tepelným zpracováním a chemickým složením. [8]

2.1 Rozdělení a označování nástrojových ocelí

Nástrojové oceli se dělí na oceli pro práci za studena a za tepla, dále podle druhu nástroje na oceli pro výrobu ručního nářadí, pro výrobu řezných nástrojů pro třískové opracování kovu, nástroje pro tváření, na měřicí nástroje, pomocné zařízení, atd. Toto rozdělení není ale vhodné z hlediska volby tepelného zpracování, protože například oceli pro práci za studena představují velkou skupinu materiálů, které se od sebe odlišují dosti výrazně chemickým složením, a tedy i požadavky na tepelné zpracování jsou odlišné. Z hlediska tepelného zpracování je tedy lepší dělení nástrojových ocelí dle chemického složení. [9]

České technické normy ČSN, které stanovují složení, klasifikaci a vlastnosti ocelí dle požadavků vyplývajících z národních poznatků, byly přepracovány a upraveny z hlediska mezinárodních a evropských norem – ISO a EN. U základního rozdělení ocelí jde o normu ČSN EN 10020 (42 0002):2001, která je totožná s EN 10020:1988 a zveřejněná se svolením CEN (Evropské komise pro normalizaci). Normy ČSN byly tedy kompletně přepracovány, jen číselné značení zůstává i nadále v platnosti, proto je v této práci používáno. Nástrojové oceli patří podle ČSN do třídy 19 a značí se tímto způsobem: ČSN 41 9XXX.XX. [8]

U nástrojových legovaných ocelí vyjadřuje čtvrtá číslice příslušnou kombinaci legovacích prvků. Pátá podrobně rozlišuje jakost oceli dle způsobu výroby. Základní rozdělení

nástrojových ocelí je na uhlíkové, slitinové a rychlořezné. Označení uhlíkových ocelí je 19 0XX, 19 1XX nebo 19 2XX, slitinových 19 3XX, 19 4XX, 19 5XX, 19 6XX, 19 7XX, a rychlořezné 19 8XX. 19 9XX jsou oceli volné. První číslice za tečkou značí stupeň přetváření, druhá číslice vyjadřuje druh tepelného zpracování. [10]

Tab. I: Rozdělení a označování ocelí třídy 19 dle ČSN

Třetí číslice	Druh oceli podle typu legování
0	nelegované oceli
1	nelegované oceli
2	nelegované oceli
3	oceli legované Mn, Si, V, Mn-Si, Mn-V, Mn-Cr-V, Mn-Cr-W-V
4	oceli legované Cr, Cr-Mn, Cr-Al, Cr-V, Cr-Si, Cr-Mn-V, Cr-Si-V, Cr-W-V, Cr-Mn-Si-V
5	oceli legované Cr-Mo, Cr-Mo-Mn, Cr-Mo-V, Cr-Mo-Si-V, Cr-Mo-W-V, Cr-Mo-Ni-V-Co, Cr-Mo-W-Si-V
6	oceli legované Ni-Cr, Ni-Cr-V, Ni-Cr-W, Ni-Mo-Cr, Ni-Cr-Mo-V, Ni-Cr-W-V, Ni-Cr-W-Mo, Ni-Cr-W-Si, Ni-Cr-W-Si-V
7	oceli legované W, W-Cr, W-V, W-Cr-Mn, W-Cr-Si, W-Cr-V, W-Cr-Si-V, W-Cr-Ni-V, W-Cr-V-Co
8	rychlořezné oceli, legované W-Cr-V, W-Cr-Mo-V, W-Cr-V-Co, W-Cr-Mo-V-Co
9	speciální oceli, jako např. vytvrzované oceli typu Ni-Co-Mo-Ti

[10]

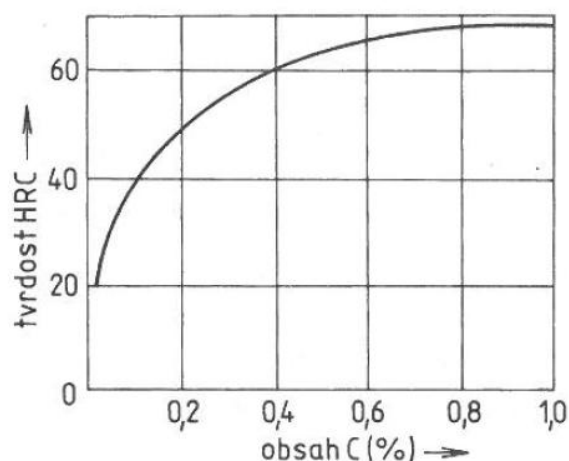
2.1.1 Rozdělení podle chemického složení

• Nelegované nástrojové oceli

Na vlastnosti nelegovaných nástrojových ocelí má největší vliv množství uhlíku. Tyto oceli se tedy od sebe odlišují zejména obsahem uhlíku. Malá prokalitelnost je hlavní nevýhodou nelegovaných nástrojových ocelí. Se vzrůstajícím obsahem uhlíku do 1 % se zvyšuje tvrdost oceli v zakaleném stavu, přičemž maximální tvrdost může být kolem 67 HRC (viz obr. 2.1). Při obsahu uhlíku vyšším než je 1 % se tvrdost už tak výrazně nemění, ale zvyšuje se množství cementitu. Výhodou cementitu je, že zlepšuje odolnost proti opotřebení (otěr) a zvyšuje řezivost. To ovšem na úkor houževnatosti, která se do určité míry sníží. U většiny nelegovaných nástrojových ocelí je obsah uhlíku v rozmezí od 0,7 % do 1,5 %. Základní značení nelegovaných nástrojových ocelí je 19 0XX, 19 1XX a 19 2XX. Dvojcísle z 3. a 4. číslice představuje střední obsah uhlíku. [8]

Nelegované nástrojové oceli se dále rozdělují na:

- oceli velmi houževnaté: do 0,7 % C
- oceli houževnaté: 0,8 % až 0,9 % C
- oceli houževnaté tvrdé: 0,95 % až 1,2 % C



Obr. 2.1: Závislost tvrdosti na obsahu uhlíku u zakalené nelegované oceli (dle Rockwella)[8]

- oceli tvrdé: 1,25 % až 1,35 % C
- oceli velmi tvrdé: nad 1,4 % C [8]

Tab. II: Přehled nelegovaných nástrojových ocelí podle normy DIN 17 350

Značka	Číselné označení	C	Si	Mn	Tvrdość* HB	Kalici teplota	Kalici prostředí	Tvrdość** HRC
C 45 W	1.1730	0,40–0,50	0,15–0,40	0,60–0,80	190			
C60 W	1.1740	0,55–0,65	0,15–0,40	0,60–0,80	231	800–830	olej	52
C70 W	1.1620	0,65–0,74	0,10–0,30	0,10–0,35	183	790–820	voda	57
C80 W	1.1525	0,75–0,85	0,10–0,25	0,10–0,25	192	780–810	voda	59
C85 W	1.1830	0,80–0,90	0,25–0,40	0,50–0,70	222	800–830	olej	57
C105 W	1.1545	1,00–1,10	0,10–0,25	0,10–0,25	213	770–800	voda	60

* Tvrdość po vyžihání na měkko

** Tvrdość po kalení a popuštění

[11]

Je-li požadována u nástrojových ocelí vyšší houževnatost na úkor tvrdosti, je vhodná ocel s obsahem uhlíku do 0,7 %. Patří sem například malé vřetenové nástroje, nástroje na zpracování potravin, kůže, papíru či dřeva, průbojníky a jiné. Je-li vyžadována vysoká tvrdost i dostatečná houževnatost, používají se oceli s obsahem uhlíku v rozmezí 0,8 % až 1,2 %. Vyrábí se z nich ruční nástroje na úpravu kovových materiálů. Pokud je kladen požadavek na nejvyšší tvrdost, odolnost proti opotřebení a řezivost bude houževnatost velmi nízká. Jedná se o oceli s obsahem uhlíku větším než 1,2 % a může se z ní vyrábět například pilník. Nelegované oceli byly v minulosti jedinými nástrojovými oceli pro zhotovení nástrojů. Dnes ztratily díky vývoji legovaných ocelí význam. [8]

• Legované nástrojové oceli

Požadavky na vlastnosti nástrojových ocelí se stále zvyšují, nelegované nástrojové oceli je už nedokážou plně zajistit, proto jsou nahrazovány legovanými nástrojovými oceli, které poskytují výrazně lepší výkonové parametry jako je prokalitelnost, otěruvzdornost apod. při zachování velmi dobré houževnatosti. Hlavními legurami jsou karbidotvorné a nekarbidotvorné prvky. Mezi karbidotvorné prvky řadíme zejména chróm, vanad, wolfram a molybden. Tyto prvky vytvářejí tvrdé karbidy, které jsou stálé i za vysokých teplot. Do nekarbidotvorných patří nikl, křemík a kobalt. V dnešní době se z legovaných nástrojových ocelí vyrábějí skoro všechny druhy nástrojů, od stříhacích, tvářecích řezacích až po malé, střední a velké či členité nástroje, které mají požadavky hlavně na životnost, výkon a odolnost proti mechanickému opotřebení. Norma ČSN uvádí přes 50 druhů těchto ocelí. Legované nástrojové oceli mají ve srovnání s nelegovanými oceli větší prokalitelnost a vyšší odolnost proti popuštění avšak jejich tepelné zpracování je obtížnější. Legující prvky (mimo kobalt a hliník) posouvají křivky začátku přeměny a dokončení přeměny doprava, to znamená snazší kalení. Legované nástrojové oceli se rozdělují na legované nástrojové oceli pro práci za studena a pro práci za tepla. Jde tedy o rozdělení dle provozních podmínek. U ocelí pro práci za studena je hlavním požadavkem vysoká tvrdost, odolnost proti opotřebení, řezivost, vyhovující houževnatost a prokalitelnost. U těchto ocelí se volí chemické složení dle požadavků, není tedy pevně stanoveno, ale je různé. Chróm je hlavní legurou, dále sem patří wolfram, vanad, molybden, nikl

a různé kombinace a množství těchto prvků dle požadovaných vlastností. Legované nástrojové oceli pro práci za tepla mají velmi dobrou odolnost proti popuštění, také vysokou houževnatost při dobré pevnosti a prokalitelnosti. Oceli pro práci za tepla se od ocelí pro práci za studena liší menším obsahem uhlíku a vyšším obsahem wolframu (až 15 %). [8]

Legované nástrojové oceli se dělí na:

- 19 3XX – oceli manganové, křemíkové, vanadové
- 19 4XX – oceli chromové
- 19 5XX – oceli chrommolybdenové
- 19 6XX – oceli niklové
- 19 7XX – oceli wolframové
- 19 8XX – oceli rychlořezné
- 19 9XX – volné

Tab. III: Přehled legovaných nástrojových ocelí pro práci za studena podle normy DIN 17 350

Značka	Číselné označení	C	Cr	Mo	Ni	V	W	po	Kalici teplota	Teplota popouštění	lázeň	Tvrdoost
		%	%	%	%	%	%	HB	°C	°C	*	HRC
X210CrW12	1.2436	2,0-2,25	11-12				0,60-0,80	255	960	180	O	60
X155CrVMo12 I	1.2379	1,90-2,20	11-12	0,60-0,80		0,90-1,10		255	1030	180		59
145V33	1.2838	1,40-1,50				3,00-3,50		229	850	180	V	60
90MnCrV8	1.2842	0,85-0,95	0,2-0,5			0,05-0,15		229	800	180	O	58
105WCr6	1.2419	1,00-1,10	0,9-1,1				1,00-1,30	229	820	180	O	59
60WCrV7	1.2550	0,55-0,65	0,9-1,2			0,10-0,20	1,80-2,10	229	890	180	O	57
X45NiCrMo4	1.2767	0,40-0,50	1,2-1,5	0,15-0,35	3,8-4,3			262	850	180	O	52
40CrMnMoS	1.2312	0,35-0,45	1,8-2,0	0,15-0,25				Dodává se v zušlechťeném stavu s cca 300 HB				

[11]

Tab. IV: Přehled legovaných nástrojových ocelí pro práci za tepla podle normy DIN 17 350

Značka	Číselné označení	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	po	Kalici teplota	Teplota popouštění	Tvrdoost
		%	%	%	%	%	%	HB	°C	°C	HRC
55NiGrMoV6	1.2713	0,50-0,60	0,1-0,4	0,65-0,95	0,6-0,8	0,25-0,35	0,07-0,12	248	850	500	40
56NiGrMoV7	1.2714	0,50-0,60	0,1-0,4	0,65-0,95	1,0-1,2	0,45-0,55	0,07-0,12	2,48	850	500	44
X38CrMoV55	1.2343	0,36-0,42	0,9-1,2	0,30-0,50	4,8-5,5	1,10-1,40	0,25-0,50	229	1020	550	50
X40CrMoV51	1.2344	0,37-0,43	0,9-1,2	0,30-0,50	4,8-5,5	1,20-1,50	0,90-1,10	229	1030	550	51
X32CrMoV33	1.2365	0,28-0,35	0,1-0,4	0,15-0,45	2,7-3,2	2,60-3,00	0,40-0,70	229	1040	550	41

[11]

• Rychlořezné nástrojové oceli

Rychlořezné nástrojové oceli tvoří samostatnou skupinu vysokolegovaných nástrojových ocelí. V průmyslu jsou nejvíce používané k výrobě výkonných a vysoce výkonných řezných nástrojů a nástrojů pro tváření za studena. Od ostatních ocelí se liší množstvím legur a technologickými podmínkami tepelného zpracování. Rychlořezné nástrojové oceli mají vysokou tvrdost jak v zakaleném a v popuštěném stavu, tak i při teplotách kolem 600 °C, dále

vysokou řezivost, odolnosti proti opotřebení a popuštění. Rychlořezné nástrojové oceli se legují wolframem, vanadem, chromem, molybdenem a kobaltem. [8]

Tab. V: Přehled rychlořezných nástrojových ocelí podle normy DIN 17 350

Značka	Číselné označení	C	Co	Cr	Mo	V	W	Tvrdost po žhání	Kalící teplota	Teplota popouštění	Tvrdost
		%	%	%	%	%	%				
S6-5-2	1.3342	0,86-0,94		3,8-4,5	4,7-5,2	1,7-2,0	6,0-6,7	240-300	1210	560	64
SC6-5-2	1.3342	0,95-1,05		3,8-4,5	4,7-5,2	1,7-2,0	6,0-6,7	240-300	1200	560	65
S 6-5-3	1.3344	1,17-1,27		3,8-4,5	4,7-5,2	2,7-3,2	6,0-6,7	240-300	1220	560	65
S6-5-2-5	1.3343	0,88-0,96	4,5-5,0	3,8-4,5	4,7-5,2	1,7-2,0	6,0-6,7	240-300	1220	560	64
S7-4-2-5	1.3246	1,05-1,15	4,8-5,2	3,8-4,5	3,6-4,0	1,7-1,9	6,6-7,1	240-300	1200	540	66
S10-4-3-10	1.3207	1,20-1,35	9,5-10,5	3,8-4,5	3,2-3,9	3,0-3,5	9,0-10,0	240-300	1230	560	66
S12-1-4-5	1.3202	1,3-1,45	4,5-5,0	3,8-4,5	0,7-1,0	3,5-4,0	11,5-12,5	240-300	1230	560	65
S18-1-2-5	1.3255	0,75-0,83	4,5-5,0	3,8-4,5	0,5-0,8	1,4-1,7	17,5-18,5	240-300	1280	560	64

[11]

• Oceli na lité nástroje

Oceli na lité nástroje jsou uzpůsobené pro lití nástrojů (speciální formy), které se jiným způsobem nedají vyrobít. Většinou se jedná o nástroje složitější či členitější, například frézy, výhrubníky a jiné. Tyto nástroje mají vyšší řezivost, na druhou stranu jsou křehčí než nástroje z tvářených ocelí. Tepelné zpracování je stejné jako u ocelí tvářených. [8]

2.1.2 Rozdělení podle normy ČSN 420002

Norma ČSN 420002 dělí nástrojové oceli do tří skupin:

- Nelegované nástrojové oceli (uhlíkové)
 - Nízkouhlíkové (0,3 – 0,6 % C)
 - Středně uhlíkové (0,5 – 1,1 % C)
 - Vysokouhlíkové (1,0 – 1,5 % C)
- Legované nástrojové oceli
 - Nízkolegované (do 5 % legur)
 - Středně legované (5 – 10 % legur)
 - Vysokolegované (nad 10 % legur)
- Ledeburitické a rychlořezné oceli
 - Oceli pro běžné použití
 - Výkonné oceli
 - Vysoce výkonné oceli (+ Co) [8]

2.1.3 Rozdělení podle druhu použití

Dle použití dělí norma ČSN 42 0075 nástrojové oceli na:

- NA – na řezné nástroje
- NB – na nástroje pro stříhání
- NC – na nástroje pro tváření (NCS – za studena, NCT – za tepla)
- ND – na formy
- NE – na nástroje pro drcení a mletí

- NF – na ruční nástroje a nářadí
- NG – na měřidla
- NH – na upínací nářadí [8]

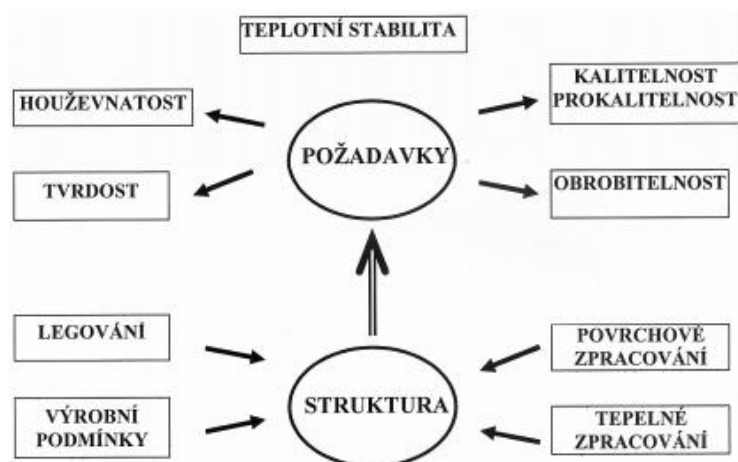
2.1.4 Rozdělení podle druhu ochlazovacího prostředí při kalení

Rozdělení nástrojových ocelí podle druhu ochlazovacího prostředí (vychází z technologických metod kalení) je:

- Oceli kalitelné do vody
- Oceli kalitelné do oleje
- Oceli kalitelné na vzduchu [12]

2.2 Požadované vlastnosti nástrojových ocelí pro práci za tepla

V praxi jsou na nástrojové oceli kladeny různé typy požadavků, které se týkají struktury a vlastností těchto ocelí. Jedna část požadavků, které musí daný nástrojový materiál splňovat, je souhrn strukturních parametrů a vlastností podmiňující vyrobitelnost nástroje. Jedná se hlavně o chemické a fázové složení (nejdůležitější je typ karbidů), potom mikročistota, strukturní stejnorodost, obrobitelnost, kalitelnost a prokalitelnost, brousitelnost a leštitelnost a jiné (například i deformační chování). Dnes se mezi hlavní požadavky řadí i schopnost povrchového zpracování. Druhá část je tvořena vlastnostmi mající vliv na použití nástroje, tyto vlastnosti ovlivňuje první část požadavků, takže obě skupiny tvoří neoddělitelný celek. Vlastnosti se dělí na pasivní (nástroj chrání před poškozováním) a aktivní (nástroj jimi působí na materiál, který opracovává). Do pasivních vlastností zařazujeme odolnost proti otěru, houževnatost, odolnost proti popuštění, tvrdost, pevnost a jiné. Mezi aktivní vlastnosti patří hlavně řezivost, která se týká spíše nástrojů obráběcích. Podíváme-li se na fázové složení nástrojových ocelí, tak jsou struktura a vlastnosti jsou dány matricí, množstvím, umístěním a rozměrem karbidů. Toto je velmi důležité jak u základního stavu (žihání na měkko), tak i v tepelném zpracování, kdy nástrojová ocel získává požadované vlastnosti. [9]



Obr. 2.2: Schematické ztvárnění vztahu mezi strukturou a vlastnostmi nástrojových ocelí [9]

Tvrdość

Definicí tvrdosti je odpor, kterým působí materiál proti vnikání cizího tělesa. Vyjadřuje také odolnost oceli proti opotřebení či otěru. Na tvrdost má nejvíce vliv chemické složení (hlavně obsah uhlíku) a druh tepelného zpracování (zejména kalení). Tvrdość není ale dostatečným parametrem kvality nástrojové oceli. Záleží hlavně na struktuře oceli po zakalení a následném popuštění. [13]

Kalitelnost a prokalitelnost

Mezi nejdůležitější vlastnosti nástrojových ocelí patří kalitelnost a prokalitelnost. Na konečnou tvrdost po zakalení oceli má velký vliv její kalitelnost. Čím větší bude množství uhlíku, tím také tvrdost po zakalení bude vyšší. Účinek množství uhlíku a jednotlivých legujících prvků na kalitelnost nástrojové oceli je určen přímo jejich vlivem na teplotu začátku a konce martenzitické transformace. Definice kalitelnosti je tedy dosažení kalením větší tvrdosti. Prokalitelnost je také velmi důležitá, jelikož udává schopnost oceli docílit kalením určité tvrdosti do určité hloubky. Oceli s malou prokalitelností jsou většinou oceli uhlíkové, nízkolegované nebo slitinové kalitelné do vody. Naopak vysokou prokalitelností se vyznačují vysokolegované zápustkové a rychlořezné nástrojové oceli. Jen do průměru kolem 75 mm dosáhne většina rychlořezných ocelí vysoké tvrdosti (kalení vzduchem), u zápustkových ocelí je to až do 300 mm. [13]

Odolnost proti opotřebení

Jedná se o velmi důležitou vlastnost nástrojových ocelí, protože záleží nejen na struktuře a tvrdosti, ale také na kvalitě povrchu a pracovních podmínkách oceli. Opotřebením se totiž ovlivní funkce a životnost nástrojové oceli. Nástroje se opotřebovávají dvěma způsoby, a to abrazivně a adhezivně. U abrazivního opotřebení dochází k vydírání funkční části nástroje unášením částic kovu obráběným či jinak opracovávaným materiálem. U adhezivního opotřebení buď dochází k nalepování částic obráběného materiálu na povrch nástroje, nebo vznikají mikrosvary, které pak odtrhávají částice z nástroje. Odolnost proti opotřebení je závislá na pracovních podmínkách. [13]

Odolnost oceli proti popouštění

Tato vlastnost je důležitá hlavně u ocelí, které pracují za zvýšených teplot. Používají se nástrojové oceli, které obsahují legury, jako jsou například chrom, molybden, wolfram a vanad. Dosahují-li tyto prvky vyššího množství, dochází v nástrojové oceli k sekundární tvrdosti. K tomuto efektu dochází vylučováním velmi jemných částic karbidů těchto legur za velmi vysokých teplot (u rychlořezných ocelí). Proto mají nástroje určené pro práci za tepla malé množství uhlíku a vyšší množství legujících prvků, aby byly značně houževnaté, zároveň měly vysokou odolnost proti opotřebení i tepelné únavě. [13]

Odolnost proti deformacím (tvarová a rozměrová stálost)

Odolnost proti deformacím je také velmi důležitá, neboť je napravení deformací při výrobě nástrojů velmi nákladné. K deformaci tvarů a rozměrů nástrojů dochází při obrábění, tváření za studena či při tepelném zpracování vlivem vznikajících napětí. Nepříznivá jsou tepelná zbytková napětí, která jsou vyvolána nerovnoměrným ohřevem či ochlazováním nástrojů složitějšího tvaru. Napětí, která vznikají fázovými transformacemi při kalení vlivem odlišných objemů výchozí austenitické a konečné fáze, jsou nejnebezpečnější. Tím, že je do procesu zařazeno žihání na snížení pnutí lze snížit deformace při následném tepelném zpracování. Dále také optimálním uložením výrobků v peci, správným ohřevem a ochlazováním. [13]

Houževnatost

Houževnatost je u nástrojových ocelí obtížně definovatelnou vlastností. Houževnatost se zpravidla formuluje jako práce, která se spotřebuje k plastickému přetvoření při namáhání statickým i dynamickým a to v tlaku, tahu, ohybu a krutu. U nástrojů je potřebná jak správná tvrdost, tak i vhodná houževnatost (záleží na výrobě nástrojové oceli a tepelném zpracování). Houževnatost zlepšuje jemné zrna, snižuje ji nepříznivé rozložení vměstků a nečistot, karbidická řádkovitost či odmíšení. Aby byla získána houževnatost nástrojové oceli, je důležité co nejdříve odstranit napětí od základní struktury optimálním popouštěním. [13]

Obrobitelnost

Obrobitelnost je závislá na chemickém složení a tepelném zpracování nástrojové oceli. Nejlepší obrobitelnost mají uhlíkové a nízkolegované nástrojové oceli, zvyšujeme-li množství legujících prvků, hlavně tedy přísady karbidotvorné, obrobitelnost se snižuje. Obráběním se vždy tvoří vnitřní napětí, proto se mohou tato napětí snížit žháním. [13]

Obrusitelnost

Je-li zvyšován obsah karbidů v základní matici, obrusitelnost nástrojů se zhoršuje. Velmi špatně působí zvýšené množství karbidu vanadu, protože mívá vysokou tvrdost. Dále je také nepříznivé cementitické síťoví. Naopak snadno obrusitelné jsou nástroje zakalené z vysokých kalících teplot, oceli s hrubým martenzitem a zbytkovým austenitem a nástroje nevhodně popuštěné. Při broušení samozřejmě záleží na vhodných brusných kotoučích a technologii tohoto procesu. Například při velkém úběru a nedostatečném chlazení může dojít k vyhřátí nebo popraskání nástroje. [13]

Leštitelnost

Získání značného lesku závisí na čistotě, poretitě, stejnoměrnosti struktury a tvrdosti nástrojové oceli. Čím je povrch nástroje tvrdší, tím vyššího lesku se dosáhne. [13]

Tepelná únava

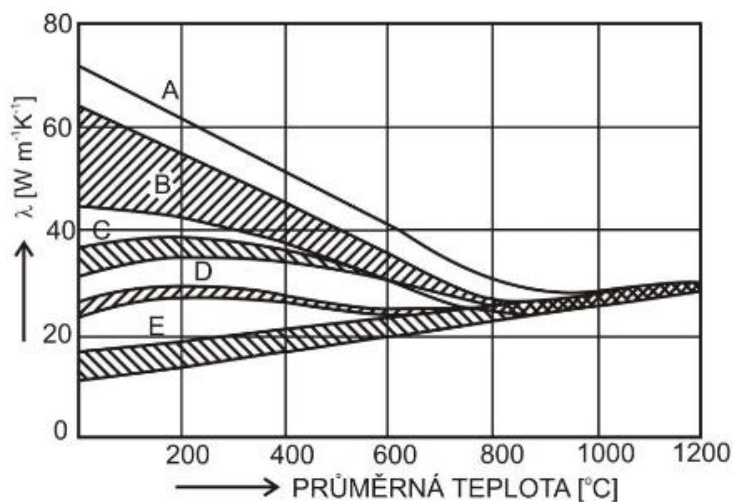
Odolnost proti tepelné únavě je podmíněna houževnatostí a mezi kluzu nástrojové oceli. Tepelná únava se objevuje u nástrojů, které pracují za tepla nebo při střídání teplot, a to většinou v podobě síťoví trhlin na funkčním povrchu. Únavové trhliny vznikají při střídání tlakového a tahového namáhání při změně teploty povrchu nástroje (ohřev – tlak, ochlazování – tah). Nejlépe snášejí tepelná napětí nástrojové oceli s přísadou chromu a molybdenu, protože mají velkou houževnatost při značné pevnosti. [11]

Odolnost proti korozi

Koroze je definována jako chemická či fyzikálně chemická degradace materiálu za působení okolí, které je většinou kapalně nebo plynné. Jedná se o heterogenní reakci na povrchu kovů, kdy materiál přechází do okysličeného stavu, tzn., že kovový materiál přichází o elektrony. Kov lze chránit buď vhodným chemickým složením, změnou korozního okolí, úpravou konstrukce nástroje, elektrochemickou ochranou (katodická, anodická), či volbou ochranného povlaku (kovové, anorganické, organické). [14]

Tepelná vodivost

Tepelná vodivost nástrojových ocelí je závislá na chemickém a fázovém složení (homogenit, atd.), teplotě a podmínkách zpracování. Nástrojová ocel má z důvodu velkého obsahu legur malou tepelnou vodivost, proto musí být její ohřev při tepelném zpracování pomalejší nebo stupňovitý. Mezi hlavní požadavky na nástrojovou ocel pro práci za tepla je co nejlepší tepelná vodivost. Vodivost můžeme zvýšit například přidáním molybdenu. U vysokolegovaných ocelí se tepelná vodi-



Obr. 2.3: Závislost tepelné vodivosti železa a různých typů ocelí na teplotě – A: čistě železo, B: uhlíková a nízkolegovaná ocel, C: středně legovaná ocel, D: vysoce legovaná ocel, E: rychlořezná ocel [15]

vost mírně zvýší se vzrůstající teplotou. Zvyšuje-li se tepelná vodivost, zrychluje se přestup tepla z povrchu do středu materiálu a zmenšují se tepelná napětí. Na obr. 2.3 je závislost tepelné vodivosti různých typů ocelí na teplotě. [15]

Možnost chemicko-tepelného zpracování

Pro některé nástroje je chemicko-tepelné zpracování velmi významné. Toto zpracování zvyšuje povrchovou tvrdost, odolnost proti opotřebení a otěru a také odolnost proti korozi. Chemicko-tepelné zpracování spočívá v nasycování povrchových vrstev nástrojové oceli prvky, jako jsou například uhlík, dusík, síra, chróm, bor atd. [13]

2.3 Přísadové prvky nástrojových ocelí

V každé oceli jsou jak doprovodné prvky (škodlivé: S, O, P, N, H, prospěšné: Mn, Si, Al, Cu), tak i legující (Cr, Ni, Mn, Si, Mo, W, V, Co, Al, Ti, Nb, Cu, Zr, B, N, Be). Množství legujícího prvku bývá od několika setin % (B) až do desítek % (Cr). Tyto prvky zajišťují požadované mechanické, fyzikální a technologické vlastnosti, které nelze získat pouze uhlíkem. Dosažení těchto vlastností je spojeno jak s optimálním legováním, tak zároveň s vhodným tepelným zpracováním. Legury vytváří spolu se železem tuhé roztoky, u vyšších množství intermediální fáze. Přísady výrazně ovlivňují teplotu a kinetiku fázových transformací a také snižují negativní vliv doprovodných prvků a přísad z celého výrobního procesu. U nástrojových ocelí se vyskytuje různé množství uhlíku a legury jako chróm, wolfram, nikl, molybden a vanad. Mangan a křemík se používají méně. Aby byly vlastnosti dle chemického složení správně určeny, je potřeba znát základní vlivy legujících prvků a přímíšenin na nástrojové oceli. Základní mikrostrukturní stav nástrojové oceli bývá feritický, aby kalení proběhlo správně, musí dojít k úplné austenitizaci oceli (matrice pouze jako homogenní austenit). V nástrojových ocelích jsou karbidy s různou tvrdostí, chemickým složením, tepelnou stabilitou, proto dochází k tomu, že se během austenitizace některé legury v tuhém roztoku rozpustí a to při nízkých teplotách, jiné se nerozpustí. Přísady o nízké teplotní stabilitě zlepšují prokalitelnost, tvrdost martenzitu a umožňují vzniku sekundární tvrdosti. Přísady, které mají vysokou termickou stabilitu (vanad) ovlivňují velikost zrna a odolnost proti opotřebení. Legury zvyšují množství zbytkového austenitu po tepelném zpracování nástrojových ocelí, dále snižují teplotu M_f a tepelnou vodivost nástrojové oceli. [9, 12, 14]

Volba legur a jejich množství v nástrojové oceli je podřízeno hlavnímu účelu oceli:

1. Snížení kritické rychlosti rozpadu austenitu – chróm, mangan, nikl, molybden, křemík, vanad
2. Tvorba tvrdých karbidů odolných proti opotřebení – wolfram, molybden, chróm, vanad
3. Snížení růstu zrna při tepelném zpracování za vysokých teplot – vanad, titan, hliník, niob
4. Potlačení popouštěcí křehkosti – molybden
5. Dosažení změn fyzikálních a mechanických vlastností: zvýšení pevnosti a zachování houževnatosti (nikl), zvýšení odolnosti proti opotřebení (mangan), elektrické a magnetické vlastnosti (chróm, křemík, kobalt, hliník)
6. Zlepšení žárovevnosti – chróm, vanad, molybden
7. Zlepšení žárovzdornosti – křemík, chróm, hliník
8. Zvýšení korozivzdornosti – chróm, molybden, měď, nikl, křemík
9. Proti vyloučení nežádoucích karbidů a nitridů – titan, niob [14]

Uhlík – zvýšení tvrdosti a pevnosti, snížení plasticity a houževnatosti, zvýšení odolnosti proti otěru i řezivosti, vyšším obsahem snižuje obrobiteľnost. S Fe tvoří cementit, s Cr, W, V, Mo speciální karbidy. U nástrojových ocelí se obsah C pohybuje v širokém rozmezí asi od 0,2 až

do 2 %. C rozšiřuje oblast železa gama, nejvíce ze všech prvků snižuje teplotu počátku martenzické transformace. [2, 12]

Mangan – rozšiřuje oblast železa gama, zlepšuje prokalitelnost, dochází k hrubnutí zrna a zhoršení svařitelnosti, množství manganu u nástrojových ocelí není větší než 2 %. [2, 12]

Křemík – netvoří karbidy, mírně zlepšuje prokalitelnost, odolnost proti popuštění, mez pružnosti a mez únavy, zhoršuje svařitelnost. Při výrobě ocelí použit jako desoxidovadlo. U nástrojových ocelí bývá množství křemíku do 2 %. [2, 12]

Nikl – netvoří karbidy, používá se pro zvýšení pevnosti, houževnatosti a prokalitelnosti, rozšiřuje oblast železa gama. U nástrojových ocelí nepřekračuje množství 5 % niklu, ale některé obsahují i 13 % tohoto prvku. [2, 12]

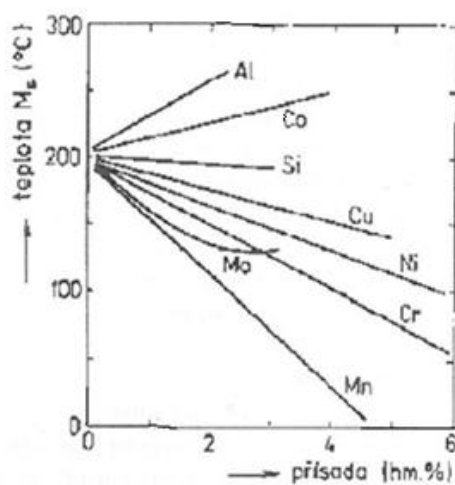
Chróm – tvoří speciální karbidy, zužuje oblast železa gama. Zlepšuje prokalitelnost, odolnost proti popuštění, odolnost proti korozi a tvrdost. Množství chrómu u nástrojových ocelí je v rozmezí 0,5 až 13 %, některé speciální typy mají až 16 % této legury. [2, 12]

Wolfram – velmi stabilní karbidy, zužuje oblast železa gama, zlepšuje odolnost proti popuštění, prokalitelnost, tvorbu bainitu, při vyšším obsahu je snížena houževnatost. Množství wolframu je u nástrojových ocelí od 0,2 do 19 %, nejvyšší obsahy bývají u rychlořezných ocelí. [2, 12]

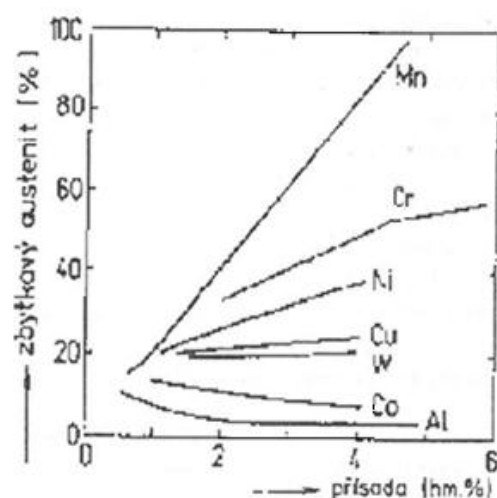
Molybden – tvoří speciální karbidy, zlepšuje odolnost proti popuštění a prokalitelnost, díky molybdenu lze potlačit popouštěcí křehkost, houževnatost oceli je vyšším obsahem snížena. U molybdenových ocelí často dochází k oduhlčení při tepelném zpracování a také mají tendence k okujení. Množství molybdenu bývá u nástrojových ocelí od 0,2 do 9 %, nejvyšší obsahy mají oceli rychlořezné. [2, 12]

Vanad – tvoří speciální karbidy, nejlépe zvyšuje odolnost proti opotřebení a oteru. Malý obsah zjemňuje zrna a zvyšuje houževnatost, vysoké obsahy houževnatost velmi snižují. Množství vanadu je u nástrojových ocelí mezi 0,1 až 5 %. [2, 12]

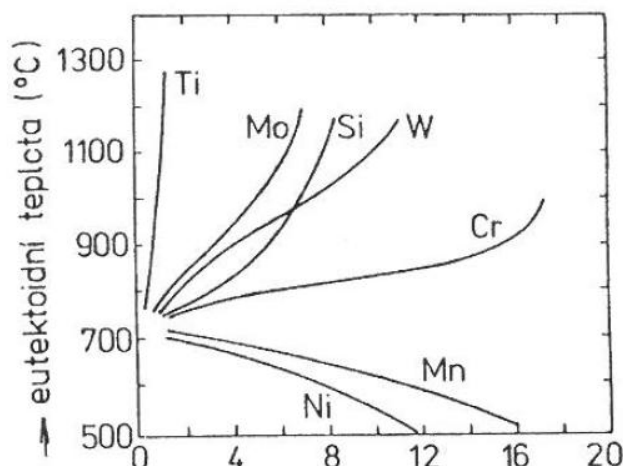
Kobalt – netvoří karbidy, v základní matici oceli je rozpustný, zvyšuje odolnost proti popuštění a náchylnost k oduhlčení, snižuje prokalitelnost. Množství kobaltu u nástrojových ocelí je kolem 2 až 12 %, nejvíce však u ocelí rychlořezných. [2, 12]



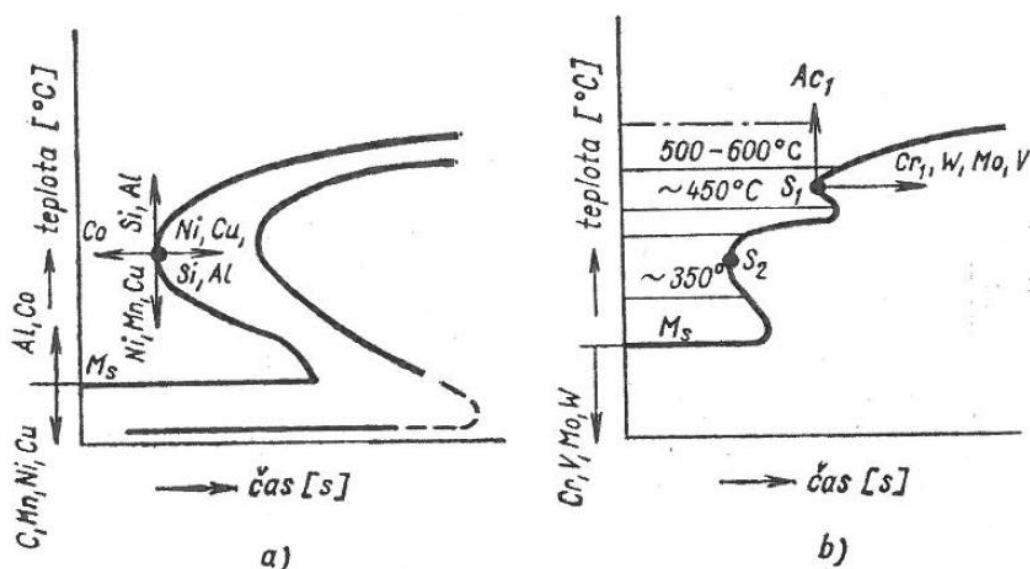
Obr. 2.4: Vliv přísadových prvků na teplotu M_s [11]



Obr. 2.5: Vliv přísadových prvků na obsah zbytkového austenitu při martenzické transformaci [11]

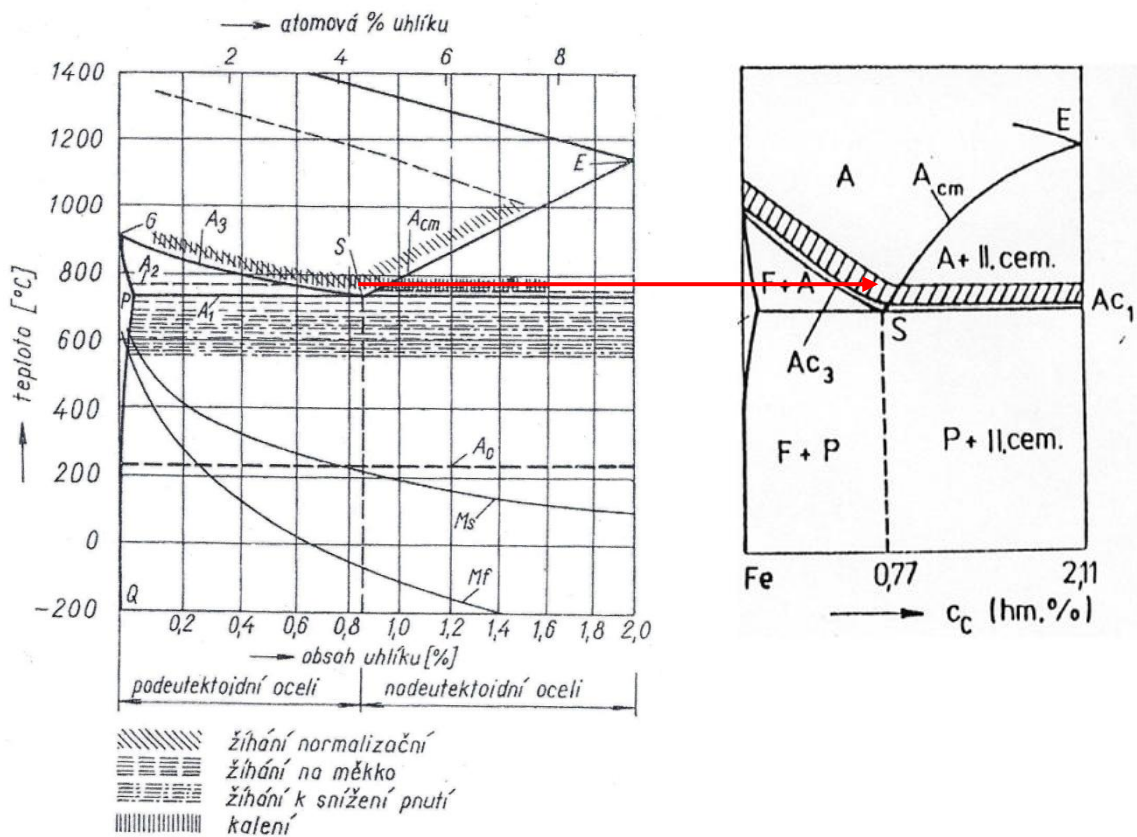


Obr. 2.6: Vliv přísadových prvků na teplotu eutektoidní přeměny oceli [17]

Obr. 2.7: Vliv přísadových prvků na polohu a tvar křivek IRA a polohu M_s [18]

3 Specifika a aspekty zušlechťování nástrojových ocelí pro práci za tepla

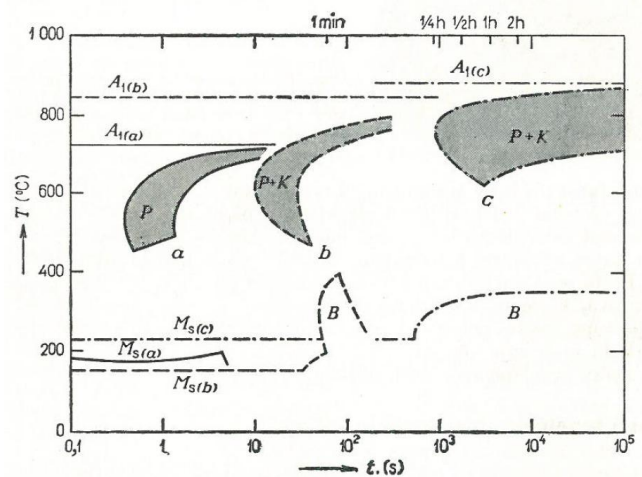
Vlastnosti a znaky nástrojových ocelí se dají velmi výrazně měnit tepelným zpracováním. Nástrojové oceli pro práci a tepla musí mít optimální kombinaci vlastností, jako jsou pevnost, houževnatost a odolnost proti opotřebení v závislosti na použití oceli. Zásadní není jen proces ohřevu, ale také výdrž na teplotě a způsob ochlazování. Tepelné zpracování je tedy závislé na účelu použití oceli, kterého se má dosáhnout. Obr. 3.1 ukazuje, že při tepelném zpracování nemusí vždy docházet k úplné překrystalizaci. [1, 13]



Obr. 3.1: Rovnovážný diagram Fe-C – rozsah teplotních oblastí pro různé způsoby žíhání a kalení, [13], pásmo kalících teplot v diagramu Fe-Fe₃C [15]

Specifika tepelného zpracování nástrojových ocelí jsou patrné při srovnání IRA diagramů (diagramy izotermického rozpadu austenitu) jednotlivých druhů nástrojových ocelí, viz obr. 3.2.

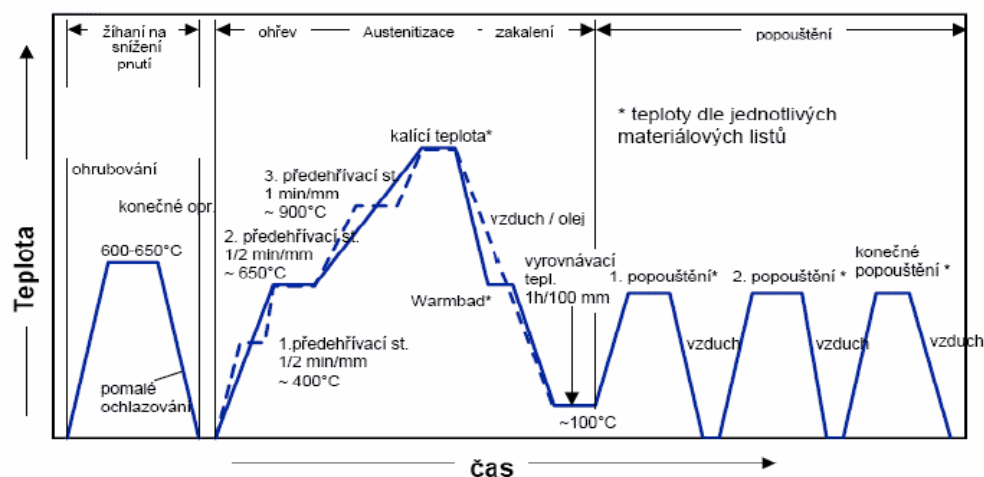
Porovnáme-li tepelná zpracování nástrojových ocelí pro práci za tepla s tepelným zpracováním ocelí konstrukčních, je zpracování nástrojových ocelí plně zvláštností plynoucí z použití ocelí a také ze specifických vlastností, protože jde o ocele s přísadovými prvky a vyšším množstvím uhlíku. Vysoký obsah uhlíku zvyšuje náchylnost nástrojové oceli k praskání a povrchovému oduhlíkování (snižuje se povrchová tvrdost). Nástrojové oceli pro práci za tepla mají také nižší tepelnou vodivost než konstrukční oceli, tudíž se u nich zvyšuje vnitřní napětí. Kvůli specifickým vlastnostem, náchylnostem a velkého množství legujících prvků se musí přesně dodržovat technologie tepelného zpracová-



Obr. 3.2: Porovnání IRA diagramů tří druhů nástrojových ocelí: a-uhlíková s 1 % C (ČSN 41 9192), b-chromová s 2 % C a 12 % Cr (ČSN 41 9436), c-rychllořezná s 0,8 % C, 9 % W, 4 % Cr, 1,2 % V (ČSN 41 9800); P-perlit, K-karbidy, B-bainit; kalící teploty: a – 790 °C, b – 950 °C, c – 1 260 °C [2, 14]

ní nástrojové oceli pro práci za tepla. [9, 14,15]

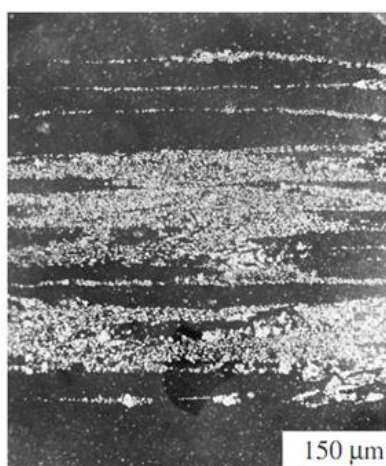
Technické charakteristiky nástrojových ocelí jsou obecně získány pomocí vícestupňového tepelného zpracování skládající se z kalení a několika popouštění, viz obr. 3.3.



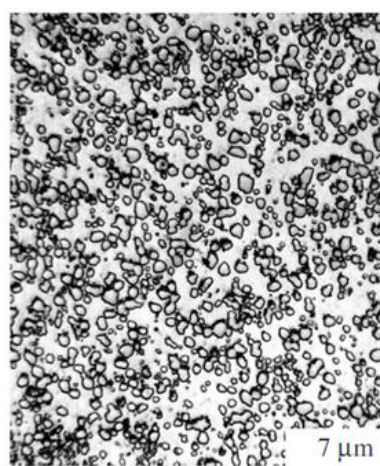
Obr. 3.3: Obecné klasické tepelné zpracování nástrojové oceli pro práci za tepla při několikanásobném popouštění [19]

3.1 Výchozí stav nástrojových ocelí pro práci za tepla před tepelným zpracováním

Z hutí, kde jsou nástrojové oceli pro práci za tepla vyrobeny, se do další výrobní etapy obvykle dodávají ve stavu po žhání na měkko, kdy je jejich struktura feritická s eutektoidními (zčásti sekundárními) globulárními karbidy. Když jsou oceli vysoce legované, objevují se v jejich struktuře také karbidy eutektické i primární. Je-li tato nástrojová ocel vyrobena klasicky (tavná metalurgie), eutektické a primární karbidy se odlišují od globulárních (žhání na měkko – sferoidizace je proces sbalování lamel perlitu do globulí) tvarem (hranaté), velikostí (větší) a uspořádáním, které je po primární metalurgii či následujícím tvářením zachováno, viz obr. 3.4. Je-li nástrojová ocel vyrobena metalurgií práškovou, karbidy jsou velikostně i tvarově podobné a jejich uspořádání ve struktuře je nahodilé, viz obr. 3.5. [9]



Obr. 3.4: Struktura nástrojové oceli pro práci za tepla vyrobené klasickou tavnou metalurgií [9]



Obr. 3.5: Struktura nástrojové oceli pro práci za tepla vyrobené práškovou metalurgií [9]

Eutektické a primární karbidy jsou v austenitu nerozpustné (austenitizace), proto se na tepelném zpracování nepodílejí, ale mohou zabraňovat růstu zrna a to je velmi důležité. Týká se to například karbidů vanadu (nerozpustné v austenitu), díky nim mají nástroje vysokou otěruvzdornost. [9]

3.2 Austenitizace a kalení nástrojových ocelí pro práci za tepla

Cílem kalení je zvýšení tvrdosti dosažením úplné martenzitické matrice. Za tímto účelem musí být nejdříve provedena austenitizace s určitou výdrží na teplotě austenitizace. Výběr správné kalicí teploty a doby výdrže na této teplotě má rozhodující vliv pro pozdější materiálové vlastnosti. Příliš vysoká teplota austenitizace a dlouhé výdrže na teplotě mohou způsobit vážné narušení soudržnosti, zhrubnutí zrna a dosažení špatných mechanických vlastností. To platí zejména pro rychlořezné ocele, jejichž teplota austenitizace je v blízkosti křivky solidu. Příliš nízká teplota kalení zase vede k nízké tvrdosti, což má negativní vliv na odolnost proti opotřebení. Při příliš malých výdržích na teplotě u velkých součástí je rizikem to, že jádro nedosáhne požadované teploty a nedojde tedy k úplnému prokalení. [1]

Po austenitizaci se nástrojová ocel rychle ochladí z kalicí teploty na teplotu místnosti. Rychlost ochlazování musí být dostatečně vysoká, aby byl potlačen difúzní pochod a vytvořila se martenzitická struktura. Současně ovšem nesmí být rychlost příliš vysoká a to z důvodu rizika vzniku deformace a trhlin. Jako kalicí médium se používá olej, vzduch, proud vzduchu, stlačený plyn či solná lázeň. U součástí velkých průřezů je vhodné kvůli vzniku trhlin přerušované kalení. [1]

3.3 Popouštění nástrojových ocelí pro práci za tepla

Nástrojové oceli musí mít optimální kombinaci vlastností (jako jsou pevnost, houževnatost a odolnost proti opotřebení) v závislosti na použití oceli. Tyto technické charakteristiky jsou obecně získány pomocí víceúrovňového tepelného zpracování skládající se z kalení a několika popouštění. Cílem popouštění je snížit vnitřní pnutí a odstranit zbytkový austenit, který se může během mechanického namáhání při provozu nástroje transformovat na martenzit. Martenzitická přeměna je spojena se zvýšením objemu, dochází tedy k objemové změně vedoucí k napětí v nástroji. Transformace austenitu na martenzit nastává během ochlazování z austenitické teploty na teplotu okolí. Obecně platí, že pro téměř úplnou přeměnu austenitu na martenzit je nezbytně nutné vícenásobné popouštění a to při teplotách vyšších než 450 °C. Cílem vícenásobného popouštění je tedy lepší přeměna zbytkového austenitu na martenzit a současně popouštění martenzitu, který tou přeměnou vzniká. [1]

Pro vysoce namáhané součásti (například na otěr) je popouštění také využíváno ke vzniku sekundární tvrdosti. Při popouštění pro vznik maximální sekundární tvrdosti (u nástrojových ocelí obvykle při 550 °C) dochází k precipitaci tzv. speciálních karbidů (0,005 až 0,1 μm – velikost částic menší než 100 nm neboli ultrajemné částice) z martenzitu. [1]

Primární tvrdost – nízkoteplotní popouštění (do 200 °C) nelegovaných nástrojových ocelí transformuje tetragonální martenzit na kubický a zbytkový austenit na kubický martenzit. Výsledná tvrdost je tvrdostí kubického martenzitu. U vysokolegovaných nástrojových ocelí při nízkoteplotním popouštění (do 200 °C) se transformuje pouze tetragonální martenzit na kubický, zbytkový austenit se u této oceli při tak nízkých teplotách popouštění nepřemění. [11, 20]

Sekundární tvrdost – je-li popouštěcí teplota v rozmezí od 550 do 600 °C, dochází k precipitaci jemné disperze částic speciálních karbidů jak v martenzitu, tak i ve zbytkovém

austenitu. Precipitace těchto karbidů ve zbytkovém austenitu vede k ochuzení této fáze o uhlík a legury. To snižuje stabilitu zbytkového austenitu a zvýší se teploty přeměn Ms a Mf, tento ochuzený zbytkový austenit se při ochlazení z popouštěcí teploty přeměňuje na kubický martenzit a dochází ke zvýšení tvrdosti oceli po popouštění, na které se podílí zmíněná precipitace speciálních tvrdých karbidů. [11, 20]

Vícenásobné popouštění – při ochlazování z teploty popouštění 500 až 600 °C nedochází k přeměně značného množství zbytkového austenitu ve struktuře po kalení na martenzit. Proto se musí popouštění opakovat. [11, 20]

Tab. VI: Tabulka karbidů

Karbid	Tvrdost [HV]	Prvky	Charakteristika
M ₃ C	kolem 950	Fe, Cr	Karbidy cementického typu.
M ₂₃ C ₆	1000 – 1100	Cr	Při ohřevu na teplotu austenitizace zcela rozpuštěn, Cr do tuhého roztoku, zvyšuje prokalitelnost.
M ₆ C	1200 – 1300	W	Při ohřevu na teplotu austenitizace zčásti rozpuštěn, zčásti zachován a omezuje růst zrna austenitu.
M ₇ C ₃	1600 – 1800	Cr	–
M ₄ C ₃	–	V	Precipituje při popouštění 500 – 600 °C.
M ₂ C	1700 – 1900	W, Mo	Precipitují při popouštění 500 – 600 °C.
MC	2200 – 3000	V	Jemné karbidy s vysokou tvrdostí, při austenitizaci rozpuštěn zčásti, zabraňuje zhrubnutí austenitického zrna.

[11, 20]

3.4 Objemové a rozměrové změny při tepelném zpracování nástrojových ocelí pro práci za tepla

Při tepelném zpracování nástrojových ocelí pro práci za tepla je zvláště důležité si uvědomit, že zpracování způsobuje objemové změny, které vznikají tepelnou roztažností a strukturální transformací. Proto musí být mezi každou operaci tepelného zpracování vložena prodleva na patřičné teplotě. Hlavně tedy u součástí, které mají tvarově a rozměrově odlišná místa. Rozměrové změny vyplývají z teplotních gradientů a fázových transformací, zatímco příčinou změny tvaru je asymetrický ohřev. Pro menší nářadí a součásti je změna objemu vlivem tepelné roztažnosti reverzibilní (vratné), proto by nemělo docházet k trvalým deformacím po tepelném zpracování. Nicméně pokud je rozložení teploty nehomogenní, k strukturální transformaci a tepelné roztažnosti se přidá i vnitřní napětí. Lokálně mohou být tyto napětí vyšší než mez kluzu a může tedy docházet k plastickým deformacím. K nehomogennímu rozložení teploty dojde například během kalení velkých součástí, kdy povrch a jádro chladnou různou rychlostí. Kromě toho musí být u austenitizace a kalení nástrojových ocelí brány v úvahu různé strukturální složky. Jednotlivé strukturální složky se přeměňují při ochlazování z teploty austenitizace na teplotu místnosti podle jejich koeficientu tepelné roztažnosti. Nicméně je tento objemový nárůst schován při martenzitické transformaci za objemovou změnu. Rozpuštěný uhlík zvětšuje více objem při přeměně austenitu na martenzit než na ferit a cementit. [1, 21, 22]

4 Martenzitická transformace v nástrojových ocelích pro práci za tepla

Martenzitická transformace je základem pro vytvoření hlavní části struktury všech nástrojových ocelí pro práci za tepla a má rozhodující význam pro jejich vlastnosti. Nejprve budou popsány mřížkové struktury austenitu a martenzitu, uspořádání atomů a volných míst. Poté budou vysvětleny a diskutovány aspekty kinetiky a krystalografie martenzitické transformace. [1]

4.1 Složení a krystalografie martenzitické přeměny

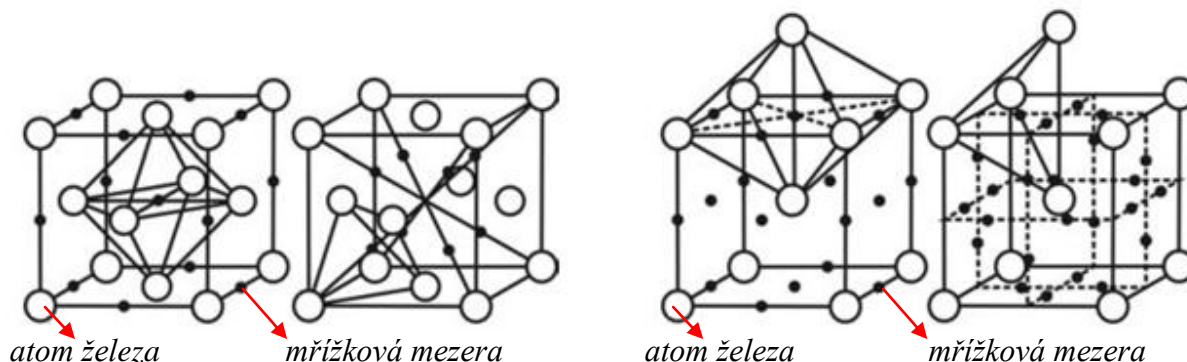
U nástrojových ocelí pro práci za tepla jsou dva hlavní typy krystalových mřížek. Jedná se o mřížku krychlovou plošně středěnou (FCC) u γ železa a krychlovou prostorově středěnou u α železa (BCC). Na obr. 4.1 je vidno, že mezi atomy železa zůstávají v mřížce mezery, v nichž mohou být intersticiální prvky, jako je uhlík nebo dusík. Vzhledem k tomu, že mezery nejsou pro atomy uhlíku dostatečně veliké, mají krystalové mříže omezenou rozpustnost. Mřížka krychlová plošně středěná má ve srovnání s krychlovou prostorově středěnou víc volných míst, což vede k vyšší rozpustnosti malých atomů, jako jsou uhlík, dusík či vodík. V mřížce krychlové prostorově středěné existuje nízký počet volných míst, to vede k nižší hustotě a nižšímu difúznímu koeficientu. [1]

Mřížka krychlová plošně středěná (FCC)

- oktaedrická mezera - tetraedrická mezera

Mřížka krychlová prostorově středěná (BCC)

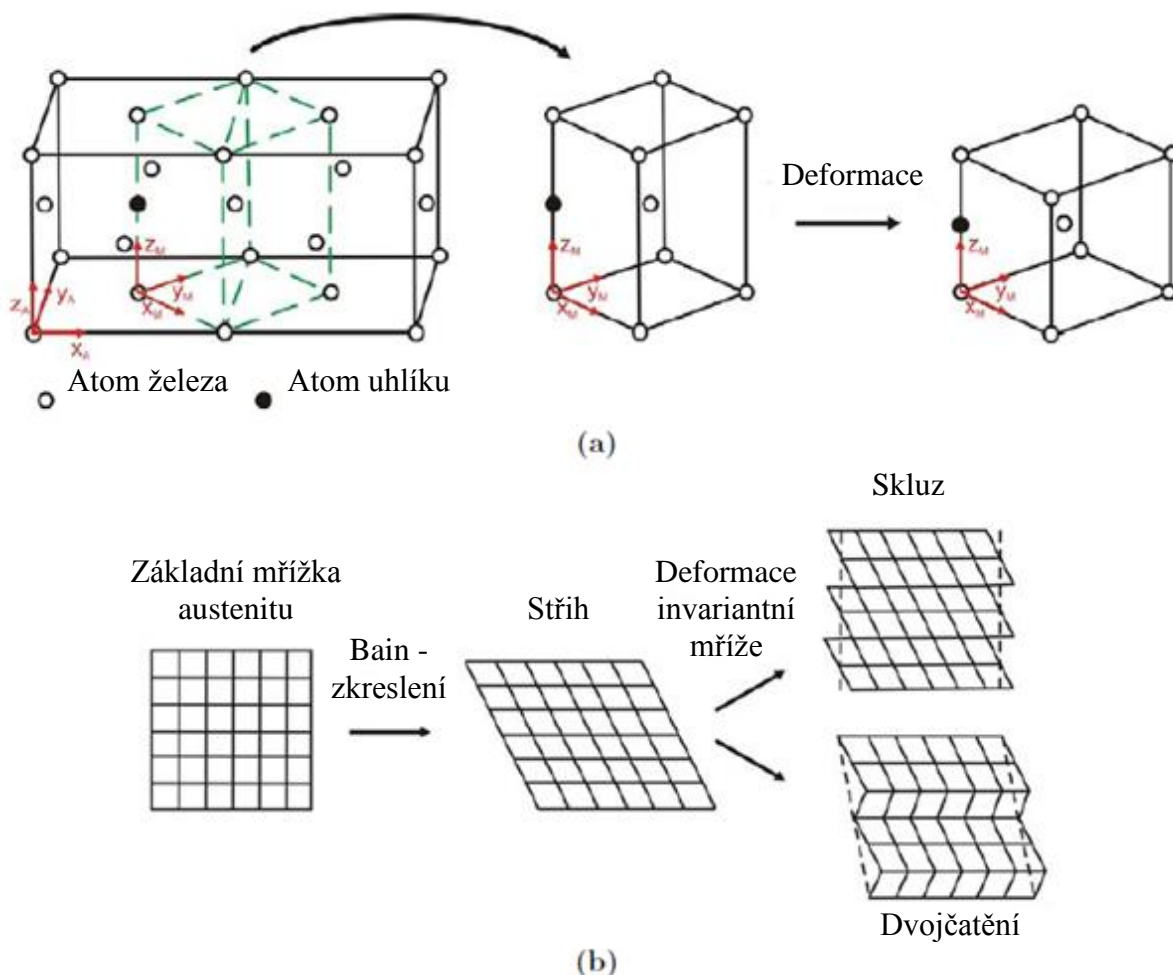
- oktaedrická mezera - tetraedrická mezera



Obr. 4.1: Schematické znázornění pozic atomů γ a α železa a mřížkové mezery v mřížce krychlové plošně středěné (FCC) a krychlové prostorově středěné (BCC) [1, 21]

Obecně platí, že martenzitická transformace je bezdifúzní střižová fázová přeměna, při které je rychlost nukleace zárodků přibližná rychlosti zvuku v kovech. Příslušné atomy drží své sousední atomy a přijímají svou novou pozici v mřížce společně. Jednoduchý model znázorňující vztah mezi mřížkou austenitu a martenzitu navrhl a popsal v roce 1924 Bain. Obr. 4.2 ukazuje odvození martenzitické mřížky od dvou sousedních buněk mřížky austenitické vzájemnou rotací os x a y o 45° , osa z struktur je rovnoběžná. Výsledné otočení a protažení mřížky musí být ve směru x a y , ve směru z je mřížka stlačena. Oktaedrické mezery jsou v porovnání s mezerami tetraedrickými u FCC mřížky železa γ skoro dvakrát tak velké (0,103 nm / 0,055 nm) a přítomnost uhlíku je tedy u těchto mezer výhodná. Vzhledem k tomu, že martenzitická transformace probíhá bez difúze, musí atomy uhlíku zůstat po přeměně v oktaedrických mezerách martenzitické mřížky. Oktaedrické mezery v mřížce austenitu jsou totožné pouze s jedním typem oktaedrické mezery martenzitu, kde atomy uhlíku mohou obsadit pouze určitá místa. Příčinou je pak tetragonální zkreslení martenzitické mřížky ve srovnání

s krychlovou prostorově středěnou mřížkou základní buňky. Bainův model transformace popisující mřížkové deformace není zcela dokonalý. Kromě zvýšení objemu v důsledku různých hustot martenzitu, je makroskopický smyk martenzitické struktury z pozorování podstatně menší než znázorňuje Bain. Také nelze pomocí Bainova modelu vysvětlit to, že v martenzitu zůstává neměnná rovina, která je buď totožná s rozhraním martenzitu, nebo středem. [1, 21]



Obr. 4.2: Schematické znázornění fenomenologického popisu martenzitické transformace: a) porovnání austenitické a martenzitické mřížky a deformace mřížky, tvorba martenzitu ve skutečném poměru (Bainův model), b) Bilby a Chrisitan - deformace invariantní mříže [1]

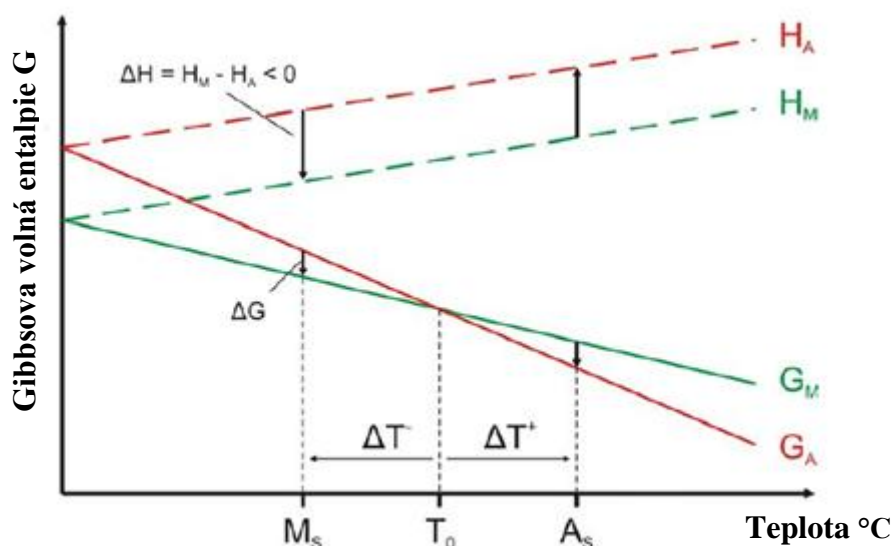
4.2 Kinetika martenzitické transformace

V martenzitické přeměně je kinetika transformace i morfologie výsledného martenzitu spojena s deformací mřížky a deformační energií. Vznik a tvorba austenitu a martenzitu závisí na složení slitiny, teplotě, vnějšímu tlaku a určité volné energii G . Obr. 4.3 ukazuje u konkrétního složení slitiny a předpokladu konstantního tlaku závislost volné energie dvou fází na teplotě. Jsou zde také vyneseny i závislosti entalpie H na teplotě. Entalpie H je přibližně rovnoběžná, protože mají austenit a martenzit podobné teploty v závislosti na specifické tepelné kapacitě. Systém vždy usiluje o stav nejnižší volné energie, při ochlazení z austenitizační teploty na teplotu nižší než T_0 je martenzit oproti austenitu stabilnější ($G_M < G_A$). Transformace austenitu na martenzit však není spuštěna přesně v teplotě T_0 , ale v určitém podchlazení ΔT . Podchlazení je nutné, protože musí být energie martenzitické přeměny použita na zvětšení povrchového rozhraní pružným smykem, kromě toho část ener-

gie přispívá i na objemové změny a vytváření mřížkových poruch. Obdobně by pro zpětnou přeměnu na austenit bylo potřeba přehřátí ΔT^+ . Transformace austenitu na martenzit začíná při teplotě $T - \Delta T^-$ a působení termodynamické hnací síly ΔG která přeměnu podporuje, dle rovnice 4.1. Na obr. 4.3 je také znázorněna volná entalpie H , která se při přeměně uvolňuje, rovnice 4.2. [1]

- $\Delta G = G_M - G_A < 0$ (4.1)

- $\Delta H = H_M - H_A < 0$ (4.2)

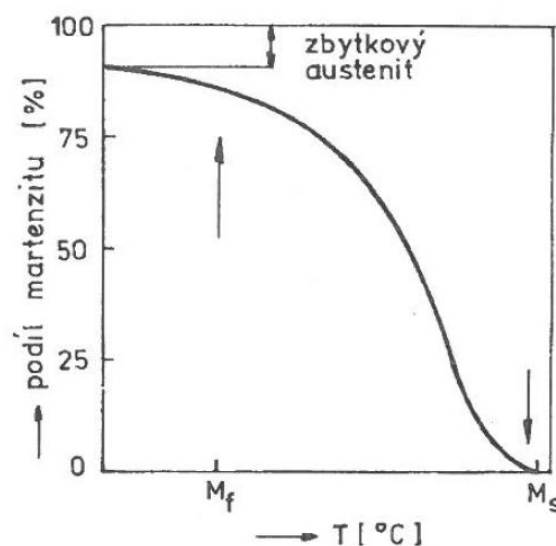


Obr. 4.3: Schematické znázornění Gibbsovy volné entalpie G a entalpie H při přeměně austenitu a martenzitu [1]

Martenzitická transformace probíhá při kontinuálním chlazení, přeměněný podíl je v důsledku rychlejší nukleace a růstu nezávislý na čase, závisí pouze na ochlazení pod M_s . Průběh přechodu pod M_s je popsán Koistinen-Marburgerovou rovnicí 4.3 popisující bezdifúzní transformaci martenzitu, kde x je objemový podíl martenzitu, a je materiálová konstanta, M_s teplota počátku martenzitické přeměny a T značí konečnou teplotu.

- $x = 1 - e^{-a \cdot (M_s - T)}$ (4.3)

Rovnice také ukazuje, že určitý podíl austenitu vždy zůstává ve struktuře a prakticky žádná teplota M_f neexistuje. Pro zjednodušení je teplota M_f definována jako teplota, při které se 95 % austenitu transformuje na martenzit. [1]



Obr. 4.4: Martenzitická křivka [11]

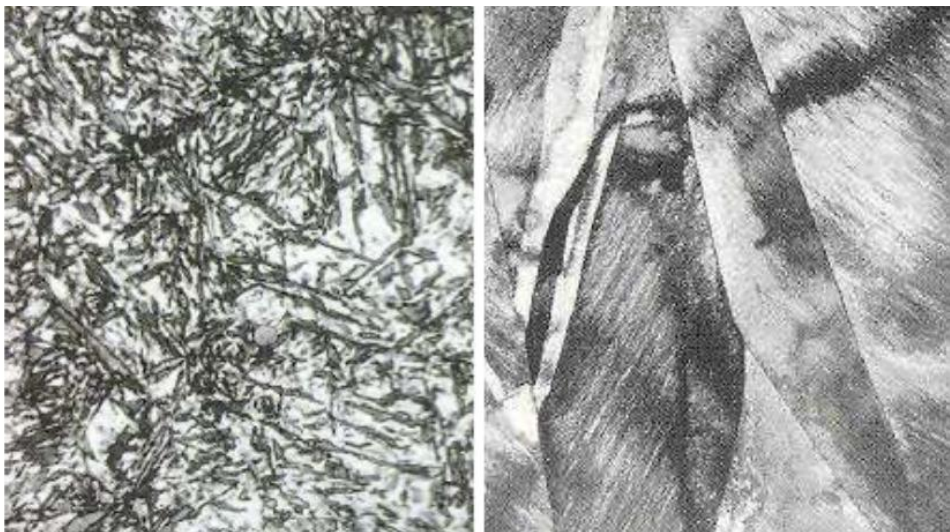
4.3 Morfologie martenzitu

V závislosti na složení slitiny (a to zejména na obsahu uhlíku) se mohou tvořit různé morfologie martenzitu. U nástrojových ocelí je třeba rozlišovat dva druhy martenzitu. Je-li obsah uhlíku v matici 0,4 – 0,5 % a vyšší teplota M_s , vyskytuje se martenzit převážně

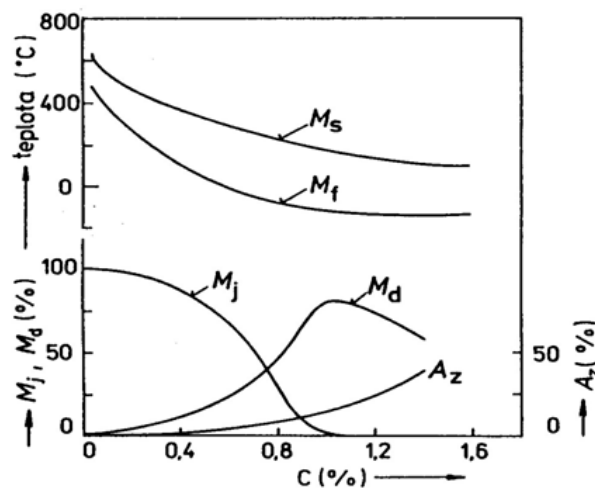
ve tvaru jehlic (širokých méně než $1 \mu\text{m}$), viz obr. 4.5. Jehlicový martenzit je charakteristický dislokační substrukturou (vysoká hustota dislokací, žádná dvojčata). Tento martenzit má relativně dobrou tažnost [23] a vzhledem k nízkému obsahu uhlíku v něm nezůstává zbytkový austenit. [1, 24]

Je-li obsah uhlíku v matici vyšší než 0,8 %, vyskytuje se martenzit převážně ve tvaru desek s dvojčatovou strukturou (je pevnější a méně houževnatý než jehlicový), viz obr. 4.5. Jsou to jemné jehlové desky nacházející se v různých úhlových směrech. Desky rostou v austenitických zrnech a dělí zrno na menší a menší plochy. Mezi těmito oblastmi zůstává netransformovaný zbytkový austenit.[1]

Pokud je koncentrace uhlíku v matici mezi 0,5 až 0,8 %, vyskytuje se ve struktuře po kalení směs martenzitu jehlicového a deskového se zbytkovým austenitem. [1]



Obr. 4.5: Mikrostruktura martenzitu z transmisní elektronové mikroskopie: jehlicový a deskový martenzit [25]



Obr. 4.6: Vliv obsahu uhlíku na teploty M_s a M_f , na množství jehlicovitého (M_j) a deskového (M_d) martenzitu a na množství zbytkového austenitu (A_z) po ochlazení na pokojovou teplotu [20]

5 Kryogenní zpracování nástrojových ocelí pro práci za tepla

V současnosti se na mnoha výzkumných pracovištích [1, 26, 27, 28, 29, 30, 31, 32, 33, 34, 35] zkoumají možnosti využití kryogenního tepelného zpracování ke zvýšení výkonových parametrů různých typů nástrojů. Díky kryogennímu zpracování lze zajistit snížení intenzity opotřebování a tím pádem zvýšenou životnost nástrojů. Z ekonomického hlediska může tento způsob tepelného zpracování vést k významnému zredukování nákladů na provozní cyklus nástroje a ke zvýšení výkonnosti nástrojů. [2, 36]

Kryogenní zpracování ocelí bylo v posledních cca. 20 letech předmětem řady výzkumných a experimentálních prací. Jeho praktický význam roste s novými poznatky, které ukazují, že tato technologie může výrazně zvýšit životnost různých typů nástrojů. Z technického hlediska představuje kryogenní zpracování jednorázovou technologickou operaci prováděnou bezprostředně po klasickém zakalení (před popuštěním). Je však třeba rozlišovat mezi kryogenním zpracováním a konvenčním nízkoteplotním zpracováním, které je v průmyslové praxi běžně využíváno již od 50. let 20. století. Nízkoteplotní zpracování má (stejně jako několikanásobné popuštění) za cíl odstranit z mikrostruktury zušlechtné oceli zbytkový austenit. Při klasickém kalení zůstane ve struktuře zakalené nástrojové oceli menší či větší procento zbytkového austenitu, kvůli kterému se nedosáhne tvrdosti odpovídající použitému množství legujících prvků. Dalším nepříznivým dopadem je postupný rozpad zbytkového austenitu, ke kterému dochází u nástrojových ocelí. Tento rozpad vede k objemovým změnám a deformacím nástroje. Zbytkový austenit zůstává u vysoce legovaných nástrojových ocelí stabilní až do teploty cca. -80 až -120 °C, u nízkoteplotního zpracování jde tedy o jednorázové podkročení této teploty. Výsledkem jsou lepší mechanické vlastnosti (zejména pevnost) a vyšší rozměrová stabilita takto zpracovaných nástrojů. Ta souvisí s eliminací procesu pomalé difuzní stabilizace zbytkového austenitu v mikrostruktuře nástrojových ocelí. Účelným postupem či opatřením pro dosažení úplné martenzitické přeměny je tedy nízkoteplotní zpracování. [2, 26, 36]

Naproti tomu při kryogenním zpracování je eliminace zbytkového austenitu pouze vedlejším efektem. Mikrostruktura nástrojové oceli se v průběhu dlouhodobého kryogenního zpracování transformuje na strukturu, která má vyšší odolnost proti opotřebení. Austenitická struktura se mění v martenzitickou. Austenit je nestabilní a měkká fáze, martenzit je naopak tvrdý a křehký, proto se musí nástrojová ocel po dlouhodobém kryogenním zpracování popuštět (analogicky s popuštěním prováděným po klasickém zakalení). Popuštěním vzniká popuštěný martenzit, který si zachovává relativně vysokou tvrdost, zároveň také houževnatost. V průběhu zpracování se ve struktuře nástrojové oceli vylučují jemné karbidy, jedná se o precipitaci. Karbidy jsou tvrdší než základní matrice nástrojové oceli, tím se zvyšuje odolnost proti opotřebení. Karbidy jsou tvořeny přísadovými prvky nástrojové oceli. Jejich vliv se zvyšuje ze zvyšující se tvrdostí a hustotou výskytu. Struktura oceli je tedy složena z kovové matrice a koherentních precipitátů. Dlouhodobé kryogenní zpracování vede ke zjemnění těchto koherentních precipitátů a díky tomu dochází ke zvýšení odolnosti proti opotřebení a životnosti nástrojové oceli pro práci za tepla. [2, 26, 36]

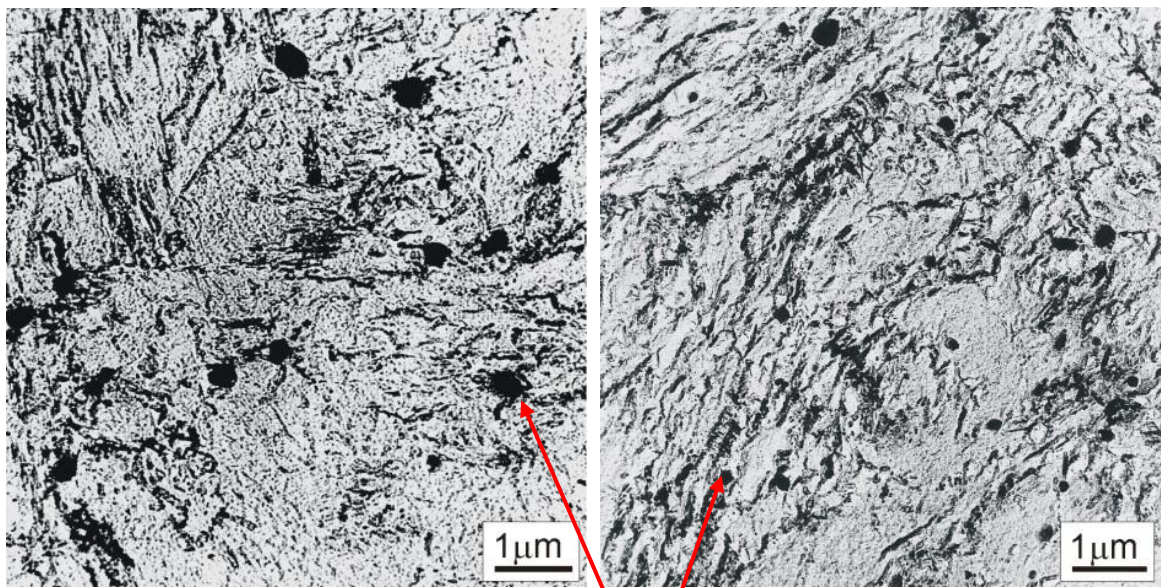
Zvýšení životnosti nástrojů vlivem kryogenního zpracování bylo v nedávné době popsáno u nejrůznějších typů obráběcích i tvářecích nástrojů. U kovacíh zápusťek z oceli ČSN 41 9552 (1.2343, X37CrMoV5-1) byl opakovaně prokázán nárůst životnosti o 40 % ve srovnání s konvenčním zušlechtním bez kryogenního zpracování [26]. Rozsáhlá série experimentů s různými typy razníků, fréz a vrtáků z různých typů nástrojových ocelí ukázala rovněž jednoznačný přínos kryogenního zpracování ke zvýšení životnosti [27]. Další široce publikovaná série experimentů byla provedena se soustružnickými noži z rychlořezné oceli

HS10-4-3-10 [28]. Zde byl také prokázán nárůst životnosti břitů vlivem kryogenního zpracování.

Výzkumem mikrostrukturní podstaty uvedených efektů se v 90. letech zabýval Collins a kol. [29, 30, 31, 32]. Vedle vyšší odolnosti proti opotřebení ve srovnání se stavem po klasickém zušlechtnění byl u oceli X155CrVMo12-1 po kryogenním zpracování zjištěn také vysoký podíl jemných sekundárních karbidů. Změny mikrostruktury, ke kterým dochází v průběhu nízkoteplotního zpracování, Collins shrnuje jako nízkoteplotní úpravu martenzitu. Tato úprava podle něj spočívá ve vzniku velkého množství mřížkových poruch, které při popouštění slouží jako zárodky pro precipitaci zmíněných jemných karbidů. Je však třeba poznamenat, že veškeré tyto závěry jsou založeny pouze na kvantitativní analýze snímků ze světelného mikroskopu, což se z dnešního pohledu jeví jako nedostatečně podrobný rozbor mikrostruktury.

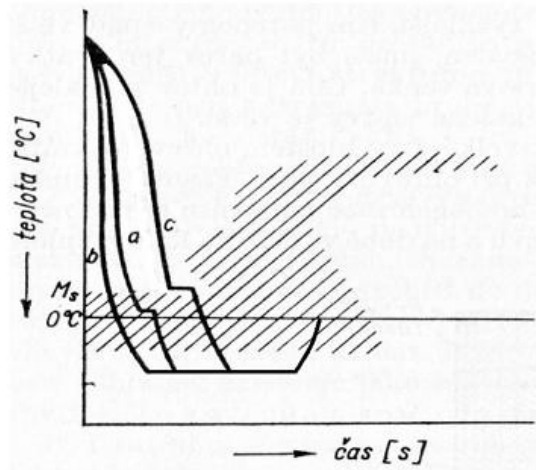
Další podrobný výzkum chování oceli X155CrVMo12-1 po kryogenním zpracování přinesl Das a kol. [33, 34, 35]. Při zkouškách odolnosti proti opotřebení bylo zjištěno zlepšení o 12 – 39 % po nízkoteplotním zpracování a o 34 – 88 % při kryogenním zpracování, obojí ve srovnání s klasickým zušlechtněním. Kromě toho Das uvádí, že kryogenní zpracování vede k trvalé změně kinetiky precipitace karbidů. Ve srovnání se vzorky po klasickém zušlechtnění podle něj obsahuje materiál po kryogenním zpracování o 22 % více karbidů na jednotku objemu.

Zatím nejnovější poznatky v oblasti kryogenního zpracování publikoval v roce 2011 Oppenkowski [1], který provedl podrobné analýzy na několika typech rychlořezných ocelí zpracovaných různými technologiemi včetně nízkoteplotního a kryogenního zpracování. Prokázal, že se v ocelích po různých způsobech zušlechtnění vyskytují různé typy martenzitu. Pro materiály po kryogenním zpracování je podle něj typický vysoký podíl martenzitu s nižší tetragonalitou a jemnějšími dvojčatovými strukturami. Tyto mikrostrukturní změny pak pravděpodobně způsobují precipitaci velkého množství velmi jemných karbidů při následném popouštění a to bývá v literatuře zmiňováno jako příčina zlepšení oteruvzdornosti. Tato podstata je zřejmá na snímcích obr. 5.1.



Obr. 5.1: Morfologie karbidů (tmavé částice) v oceli X37CrMoV5-1 (ČSN 41 9552) po klasickém zušlechtnění (vlevo) a po kryogenním zpracování (vpravo)

Řada odborných publikací ukazuje, že podchlazení oceli na teplotu pod $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ a následná dlouhodobá výdrž (v řádu jednotek až desítek hodin) na této teplotě vede k výraznému zvýšení odolnosti proti provoznímu opotřebení, a to i ve srovnání s materiály po konvenčním nízkoteplotním zpracování (tj. s nulovým obsahem zbytkového austenitu).



Obr. 5.2: Různé způsoby kryogenního kalení: a) po ochlazení na teplotu kalící lázně, b) plynulé zmrazení z teploty M_s , c) s vyrovnáním teploty středu a povrchu [18]

EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

Experimentální část diplomové práce popisuje vliv kryogenního zpracování na mikrostrukturu a vlastnosti nástrojové oceli ČSN 41 9552 (1.2343, X37CrMoV5-1) a modifikované nástrojové oceli 1.2343 s niobem a borem.

Zvolené režimy tepelného zpracování byly simulovány v dilatometru. Odolnost proti opotřebení vzorků obou experimentálních materiálů po kryogenním zpracování byla vyhodnocena metodou pin-on-disc při teplotě odpovídající pracovní teplotě kovacíh zápustek ($400\text{ }^{\circ}\text{C}$) a výsledky byly srovnány se vzorky po klasickém tepelném zpracování (kalení a popouštění). Mikrostruktury jednotlivých vzorků byly analyzovány pomocí světelné a řádkovací elektronové mikroskopie. Mechanické vlastnosti byly analyzovány pomocí zkoušky tahem a zkoušky vrubové houževnatosti.

6 Experimentální materiál

Výběr zkušebních materiálů vychází z požadavku zadavatele. Materiálem pro experimentální část diplomové práce je ocel X37CrMoV5-1 (ČSN 41 9552). Dílčím úkolem experimentální části bylo také vylepšit tuto ocel přidáním legur, které teoreticky zvyšují odolnost proti opotřebení a životnost, a oba experimentální materiály porovnat.

Hlavní efekty dlouhodobého kryogenního zpracování:

- je eliminace zbytkového austenitu, výsledkem jsou lepší mechanické vlastnosti (zejména pevnost) a vyšší rozměrová stabilita
- vede ke zjemnění koherentních precipitátů, výsledkem je zvýšení odolnosti proti opotřebení a životnosti nástrojové oceli

6.1 Nástrojová ocel X37CrMoV5-1 (1.2343, ČSN 41 9552)

Jedná se o nástrojovou středně legovanou Cr-Mo-V ocel pro práci za tepla, která se vyznačuje dobrou kalitelností, vysokou prokalitelností, houževnatostí, dobrou tepelnou vodivostí, odolností proti tvorbě trhlin za tepla a také dobrou pevností za tepla. Je velmi málo citlivá na prudké změny teploty (může se chladit vodou). Po kalení je jen málo rozměrově deformovaná. Její obrobiteľnosť je rovnomerná a dobrá. Nástrojová ocel X37CrMoV5-1 se používá ve stavu po zušlechťení. Při popouštění dochází v důsledku precipitace k sekundárnímu vytvrzení. Předchází-li popouštění ochlazení oceli do oblasti nízkých teplot, má ocel po tepelném zpracování výrazně lepší odolnost vůči abrazi. Příčiny tohoto jevu nejsou zatím zcela objasněny. Podle literárních pramenů mohou souviset s výskytem precipitátů s vyšší koherencí k mřížce matrice než v případě klasického zušlechťení. [2, 18, 37]

Nástrojová ocel X37CrMoV5-1 je univerzální ocelí pro práci za tepla. Používá se na nástroje pro stříhání za tepla – malé až středně velké nože strojních nůžek, střížníky, střížnice, to vše mechanicky i tepelně velmi namáhané a s velkými nároky na houževnatost (velké tloušťky). Dále na nástroje pro tváření za tepla – patří sem malé až středně velké lisovací zápustky, vložky zápustek, nástroje pro kování, lisovací trny, nástroje k protlačování Cu, Ni, Zn, Al, Mg, a jejich slitin, to vše mechanicky i tepelně velmi namáhané a s velkými nároky na houževnatost. Z této oceli se vyrábí také formy pro tlakové lití, tvarové části forem a jiné nástroje a jejich součásti. [2, 18, 37]

Chemické složení experimentální oceli X37CrMoV5-1 dodané pro tuto diplomovou práci bylo změřeno na optickém emisním spektrometru Bruker Q4 TASMÁN ve firmě COMTES FHT a.s., viz tabulka VII. Předepsané způsoby technologického zpracování této oceli jsou uvedeny v tabulce VIII.

Tab. VII: Chemické složení (hmot. %) oceli X37CrMoV5-1 (ČSN 41 9552)

Standard X37CrMoV5-1							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
0,36 - 0,42	0,90 - 1,20	0,30 - 0,50	max. 0,030	max. 0,030	4,80 - 5,50	1,10 - 1,40	0,25 - 0,50
Experimentální materiál							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
0,41	0,88	0,35	0,023	0,003	5,01	1,20	0,43
Cu	Al	As	Co	Sn	W		
0,11	0,021	0,010	0,020	0,007	0,061		

Tab. VIII: Předepsané způsoby technologického zpracování oceli X37CrMoV5-1 (ČSN 41 9552)

Technologický proces	Teplota [°C]	Poznámka
Kování	850 - 1100	pomalou ochlazovat v suchém popelu, silné průřezy v peci
Válcování	850 - 1100	pomalou ochlazovat v suchém popelu, silné průřezy v peci

Žihání na měkko	780 - 820	ochlazování v peci
Žihání ke snížení pnutí	600 - 650	ochlazování v peci
Kalení	980 - 1 030	ochlazovat v oleji, jednodušší nástroje
Kalení	980 - 1 030	ochlazovat na vzduchu, členitější nástroje
Popouštění	570 - 650	tvrdost podle potřeby

Prokalitelnost: při kalení do oleje nebo na vzduchu v celém průřezu do 150 mm

Teploty přeměn: $A_{c1} \sim 840 \text{ } ^\circ\text{C}$, $M_s \sim 280 \text{ } ^\circ\text{C}$

Pevnost: 750 MPa

Tvrdost ve stavu žíhaném na měkko: max. 230 HB

Dosažitelná tvrdost po kalení: 54 HRC [37, 38]

Schéma tepelného zpracování, ARA diagram a popouštěcí křivka nástrojové oceli X37CrMoV5-1 z materiálového listu jsou uvedeny v obrazové části diplomové práce, viz obr. 1, 2 a 3.

Zkušební vzorky pro experiment byly vyrobeny z bloku materiálu o rozměrech 300 x 100 x 90 mm, viz obr. 6.1. Výchozí struktura materiálu byla po žíhání na měkko. Karbidy jsou sbaleny do globulárního tvaru, rovnoměrně rozložené a tvoří náznak hranic původního austenitického zrna (obr. 4).

Tab. IX: Tvrdost žíhaného stavu X37CrMoV5-1

Tvrdost	1. měření	2. měření	3. měření	Průměr
HV30	250,1	251,0	252,3	251,1
HRC	22,4	22,5	22,7	22,5



Obr. 6.1: Blok nástrojové oceli X37CrMoV5-1

Před samotným experimentem bylo důležité zjistit rozdíl velikosti a tvaru zrn mikrostruktury v podélném a příčném řezu (Obr. 5 a 6). Velikost zrna byla stanovena podle normy ČSN EN ISO 643 Ocel – Mikrografické stanovení velikosti zrn. Na zviditelnění hranic austenitických zrn bylo použito leptání ve vodním roztoku nasycené kyseliny pikrové při teplotě 80 °C po dobu 2 s. Měření bylo provedeno pomocí optického mikroskopu NIKON EPIPHOT 200, který je vybaven softwarem pro digitální zpracování a analýzu obrazu NIS Elements. Tento program obsahuje modul pro stanovení velikosti zrn. Průměrná velikost zrna v podélném směru je 50,4 μm $\rightarrow G = 5$, průměrná velikost zrna v příčném směru je 53 μm \rightarrow

G = 5. Z toho plyne, že je v bloku oceli X37CrMoV5-1 struktura homogenní a je možno vyrobit experimentální vzorky v jakémkoli směru.

6.2 Modifikace nástrojové oceli ČSN 41 9552 (1.2343) s niobem a borem

Úkolem experimentální části diplomové práce bylo také vyvinout novou progresivní nástrojovou ocel s vyšší úrovní kombinace vlastností (s výbornou kombinací prokalitelnosti, houževnatosti, odolnosti proti opotřebením, proti lomu a tepelné únavě) a navrhnout vhodné způsoby tepelného zpracování této nové oceli. Tato nová nástrojová ocel je modifikací oceli X37CrMoV5-1 (ČSN 41 9552) a byla vytvořena přidáním legur, které teoreticky zvyšují odolnost proti opotřebením.

V rámci řešeného experimentu bylo provedeno odlití oceli na bázi ČSN 41 9552 s modifikací chemického složení. Pro návrh nového chemického složení oceli byl také využit software JMatPro, který na základě zadaného chemického složení predikuje výsledné mechanické a termodynamické parametry materiálu, včetně konečné mikrostruktury a podílů fází. Při srovnávacích výpočtech byla sledována tvrdost po Jominyho zkoušce pro různá chemická složení nástrojové oceli a také diagramy ARA, viz grafy v obrazové části obr. 7 až 12.

Úkolem tedy bylo vyvinout zcela novou ocel, která bude mít lepší vlastnosti než standardní. Jako hlavní nový přísadový prvek byl zvolen niob, jehož vliv byl již dříve sledován, a prokázaly se lepší vlastnosti zápustek. Při volbě koncepce s borem byly inspirací konstrukční oceli, kde se mikrolegování borem už nějakou dobu celkem úspěšně používá. Bor i v množstvích v řádu desítek ppm výrazně zvyšuje prokalitelnost a zároveň mírně brání růstu zrna, čímž může zlepšovat i houževnatost. Proto se tato koncepce – legování oceli X37CrMoV5-1 o niob a bor jeví jako vhodná pro další vývoj a výzkum. V této modifikaci je předpoklad dovytvrzování (díky nitridům) a zvýšení odolnosti i houževnatosti. Je jistě zajímavé, že nástrojové oceli pro práci za tepla s přísadou Nb v nabídce výrobců chybí. V tabulce X je chemické složení experimentální oceli X37CrMoV5-1 a návrh modifikace experimentální oceli X37CrMoV5-1.

Bor

Tento prvek se v nástrojových ocelích částečně rozpouští v matici, částečně se vylučuje jako precipitát na hranicích sekundárních austenitických zrn. Přednostně segreguje na hranicích zrn, kde díky této leguře je zpomalena difuze uhlíku a potlačeno vylučování feritu. Počátek austenitické přeměny je prodloužena, proto se zvyšuje prokalitelnost. Vliv boru na zvýšení prokalitelnosti ocelí je několikanásobně vyšší než u jiných legur. [39]

Niob

Niob tvoří karbidy NbC, je stabilní při vyšších teplotách a je přínosný pro zjemnění zrna. Niob zvyšuje po precipitačním vytvrzení (500 až 600 °C) mez kluzu. Niob zlepšuje houževnatost a pevnost, používá se v kombinaci s vanadem kvůli zredukování velikosti austenitického zrna (niob) a precipitaci karbonitridů (vanad). Niob má příznivý vliv na odolnost proti opotřebením. Optimální množství niobu se pohybuje v rozmezí od 0,02 do 0,06 %. [39]

Tab. X: Chemické složení navržené varianty

Standard X37CrMoV5-1							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
0,39	1,05	0,40	0,015	0,015	5,15	1,25	0,38

[37]

Experimentální materiál X37CrMoV5-1							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
0,41	0,88	0,35	0,023	0,003	5,01	1,20	0,43
Cu	Al	Co	W				
0,11	0,021	0,020	0,061				
Modifikace X37CrMoV5-1 s niobem a borem							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
0,41	0,88	0,35	0,023	0,003	5,01	1,20	0,43
Cu	Al	Co	W	B	Nb		
0,11	0,021	0,020	0,061	0,004	0,1		

Po navržení modifikace nástrojové oceli X37CrMoV5-1 (ČSN 41 9552) bylo umožněno tuto ocel vyrobit ve vakuové indukční peci (VIM) ve firmě COMTES FHT a.s. Tato pec taví různé materiály ve vakuu nebo v atmosféře inertního plynu i za přetlaku s možností mikrolegování a makrolegování v průběhu tavby s průběžným odběrem vzorků k provozní zkoušce, dále umožňuje lití do kokil pro další zpracování tvářením nebo odlévání do malých pískových forem.

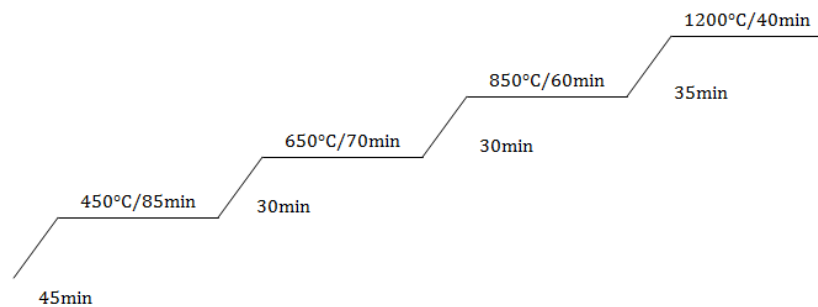
Technologií popsanou v předchozích odstavcích byl odlit ingot (obr. 6.2) o chemickém složení znázorněném v tab. X - modifikace s niobem a borem. Tento ingot byl následně překován na kovací lisu ve firmě COMTES FHT a.s.



Obr. 6.2: Pohled na 50 kg ingot s hlavou

Technologický postup (zkrácený) kování ingotu:

- teplota kování 1000 – 1200 °C, viz obr. 6.3
- kováno na průměr 80 mm
- přechováno na ½ délky
- tento postup byl opakován 4 krát
- minimální stupeň prokování 4



Obr. 6.3: Ohřev na teplotu kování

Chemické složení vyrobené experimentální oceli bylo změřeno na optickém emisním spektrometru Bruker Q4 TASMEN ve firmě COMTES FHT a.s. Vypočtené hodnoty a diagramy vyrobené oceli jsou téměř shodné s ocelí navrženou (tab. XII, obr. 13 a 14).

Tab. XI: Chemické složení navržené nástrojové oceli pro práci za tepla

Modifikace X37CrMoV5-1 s niobem a borem							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
0,41	0,94	0,20	0,022	0,004	4,98	1,08	0,42
Cu	Al	Co	W	B	Nb		
0,12	0,024	0,018	0,065	0,004	0,099		

Tab. XII: Vypočtené hodnoty tvrdosti pro Jominyho zkoušku prokalitelnosti pomocí JMatPro

Materiál	HRC 0 cm	HRC 10 cm	HRC 20 cm
Standard X37CrMoV5-1	55,79	55,55	55,11
Experimentální materiál X37CrMoV5-1	56,15	55,67	55,16
Modifikace X37CrMoV5-1 s Nb a B	55,12	55,12	55,12
Vyrobena modifikace X37CrMoV5-1 s Nb a B	55,35	55,35	55,35

7 Návrh tepelného zpracování, konstrukce popouštěcích křivek

Tepelné zpracování bylo navrženo tak, aby došlo k úplné austenitizaci oceli a rozpuštění legujících prvků ve struktuře a aby při následném popouštění došlo k optimální precipitaci karbidů. Navržené tepelné zpracování se snaží vyzdvihnout hlavní vlivy projevující se na výsledcích jiných výzkumných prací, protože z časových důvodů není možné v diplomové práci zrealizovat různé kombinace parametrů, jako jsou výše austenitizační teploty, výdrž na této teplotě či doba a teplota popouštění. Při volbě parametrů se vycházelo hlavně z materiálových listů, odborných publikací a ze zkušenosti firmy COMTES FHT a.s.

Pro tepelné zpracování nástrojové oceli X37CrMoV5-1 a její modifikace byla zvolena jedna teplota austenitizace, dva způsoby kalení (kvůli porovnání klasického a konvenčního zpracování) a 3 výdrže na kryogenní teplotě (porovnání vlivu výdrže na kryogenní teplotě

experimentálních vzorků). Celé tepelné zpracování bylo provedeno ve firmě COMTES FHT a.s.

Tab. XIII: Režimy tepelného zpracování zkušebních vzorků z oceli X37CrMoV5-1 (ČSN 41 9552) a její modifikace s niobem a borem

Označení režimu	Režim tepelného zpracování
1 (H)	Stupňovitý ohřev na 1030 °C, kalení do oleje
2 (H+6C)	Stupňovitý ohřev na 1030 °C, kalení do oleje, zmrazení na -160 °C, výdrž 6 hodin
3 (H+12C)	Stupňovitý ohřev na 1030 °C, kalení do oleje, zmrazení na -160 °C, výdrž 12 hodin
4 (H+24C)	Stupňovitý ohřev na 1030 °C, kalení do oleje, zmrazení na -160 °C, výdrž 24 hodin

Z bloku nástrojové oceli X37CrMoV5-1 (ČSN 41 9552) a z překovaného ingotu modifikované oceli byly vyrobeny vzorky o rozměrech 10 x 10 x 25 mm, které byly použity pro konstrukci popouštěcích křivek.

Konstrukce popouštěcích křivek X37CrMoV5-1

Vzorky byly zpracovány režimy uvedenými v tabulce XIII a následně popuštěny při popouštěcích teplotách od 200 do 615 °C. Z tvrdostí jednotlivých vzorků po tepelném zpracování byly vytvořeny popouštěcí diagramy jednotlivých režimů tepelného zpracování. Ohřev vzorků na teplotu austenitizace proběhl ve vakuové žíhací peci Clasic pod ochrannou atmosférou argonu na kalící teplotu 1030 °C, s výdrží na austenitizační teplotě 30 minut, poté kalení do oleje. Během zpracování byly vzorky chráněny ochranným nátěrem Tinderex proti zokujení a oduhličení (Obr. 7.1). Kryogenní zpracování bylo provedeno v kryoboxu Voltcraft. Popouštění bylo provedeno bezprostředně po kalení. Popouštění vzorků proběhlo v atmosférických pecích na teploty 200, 300, 400, 450, 480, 500, 515, 530, 550, 565, 600, 650 °C s výdrží 2 hodin na těchto teplotách s následným ochlazením na vzduchu. Tvrdosti byly měřeny na tvrdoměru Wilson Wolpert 430 SVD ve firmě COMTES FHT a.s. Toto zařízení umožňuje naměřené hodnoty převádět z HV na HRC.



Obr. 7.1: Vzorek chráněný ochranným nátěrem Tinderex

Tab. XIV: Tvrdost jednotlivých vzorků oceli X37CrMoV5-1 po tepelném zpracování

Režim	Vzorek	Popouštěcí teplota [°C]	Tvrdost	1. měření	2. měření	3. měření	Průměr
1 (H)	1.	200	HV30	633,0	632,8	629,8	631,9
			HRC	57,0	57,0	56,8	56,9
	2.	300	HV30	640,4	641,5	647,2	643,0
			HRC	57,4	57,4	57,7	57,5
	3.	400	HV30	630,5	622,9	621,2	624,9
			HRC	56,9	56,5	56,4	56,6
	4.	500	HV30	648,3	636,0	642,3	642,2
			HRC	57,8	57,1	57,5	57,5
	5.	600	HV30	498,0	496,9	499,4	498,1
			HRC	49,0	48,9	49,1	49,0
	6.	650	HV30	368,4	372,0	368,9	369,8
			HRC	37,6	38,0	37,7	37,8
2 (H+6C)	7.	200	HV30	635,6	637,3	641,0	638,0
			HRC	57,1	57,2	57,4	57,2
	8.	300	HV30	621,5	624,8	632,2	626,2
			HRC	56,4	56,6	57,0	56,7
	9.	400	HV30	633,7	629,0	635,5	632,7
			HRC	57,0	56,8	57,2	57,0
	10.	500	HV30	637,3	632,6	628,2	632,7
			HRC	57,2	57,0	56,8	57,0
	11.	600	HV30	494,8	487,5	489,7	490,7
			HRC	48,8	48,3	48,4	48,5
	12.	650	HV30	378,7	374,6	371,8	375,0
			HRC	38,7	38,3	38,0	38,3
13.	200	HV30	630,9	624,4	630,7	628,7	
		HRC	56,9	56,6	56,9	56,8	

3 (H+12C)	14.	300	HV30	621,2	624,8	624,4	623,5
			HRC	56,4	56,6	56,6	56,5
	15.	400	HV30	645,2	629,6	633,0	635,9
			HRC	57,6	56,8	57,0	57,1
	16.	500	HV30	640,4	639,3	644,1	641,3
			HRC	57,4	57,3	57,6	57,4
	17.	600	HV30	492,5	489,7	486,7	489,6
			HRC	48,6	48,4	48,2	48,4
	18.	650	HV30	405,0	408,3	402,8	405,4
			HRC	41,3	41,6	41,1	41,3
4 (H+24C)	19.	200	HV30	633,7	635,8	638,4	636,0
			HRC	57,0	57,1	57,3	57,1
	20.	300	HV30	651,4	643,4	638,4	644,4
			HRC	57,9	57,5	57,3	57,6
	21.	400	HV30	632,2	629,2	635,8	632,4
			HRC	57,0	56,8	57,1	57,0
	22.	500	HV30	647,8	653,2	654,5	651,8
			HRC	57,7	58,0	58,1	57,9
	23.	600	HV30	499,9	495,9	492,9	496,2
			HRC	49,1	48,9	48,6	48,9
	24.	650	HV30	382,5	383,9	376,5	381,0
			HRC	39,0	39,2	38,5	38,9
1 (H)	25.	450	HV30	629,6	635,8	629,0	631,5
			HRC	56,8	57,1	56,8	56,9
	26.	480	HV30	660,4	650,5	658,3	656,4
			HRC	58,4	57,9	58,3	58,2
	27.	515	HV30	650,0	647,8	639,5	645,8
			HRC	57,9	57,7	57,3	57,6
	28.	530	HV30	643,0	629,4	633,7	635,4

			HRC	57,5	56,8	57,0	57,1
	29.	550	HV30	614,9	607,6	609,4	610,6
			HRC	56,1	55,7	55,8	55,9
	30.	565	HV30	566,1	567,7	575,6	569,8
			HRC	53,4	53,5	53,9	53,6
2 (H+6C)	31.	450	HV30	633,0	641,0	645,4	639,8
			HRC	57,0	57,4	57,6	57,3
	32.	480	HV30	632,0	638,0	622,9	631,0
			HRC	56,9	57,2	56,5	56,9
	33.	515	HV30	618,1	626,1	623,5	622,6
			HRC	56,3	56,7	56,5	56,5
	34.	530	HV30	614,2	627,1	624,8	622,0
			HRC	56,1	56,7	56,6	56,5
	35.	550	HV30	608,8	603,0	610,8	607,5
			HRC	55,8	55,4	55,9	55,7
	36.	565	HV30	617,3	612,4	607,4	612,4
			HRC	56,2	56,0	55,7	56,0
3 (H+12C)	37.	450	HV30	659,9	653,2	664,5	659,2
			HRC	58,3	58,0	58,6	58,3
	38.	480	HV30	631,1	628,4	624,8	628,1
			HRC	56,9	56,8	56,6	56,8
	39.	515	HV30	647,8	654,5	643,2	648,5
			HRC	57,7	58,1	57,5	57,8
	40.	530	HV30	601,0	604,8	606,0	603,9
			HRC	55,3	55,6	55,6	55,5
	41.	550	HV30	567,3	565,5	575,6	569,5
			HRC	53,4	53,3	53,9	53,5
	42.	565	HV30	559,4	558,9	561,2	559,8
			HRC	53,0	52,9	53,1	53,0

4 (H+24C)	43.	450	HV30	641,2	634,8	639,9	638,6
			HRC	57,4	57,1	57,3	57,3
	44.	480	HV30	633,9	627,9	638,8	633,5
			HRC	57,0	56,7	57,3	57,0
	45.	515	HV30	631,1	624,8	621,0	625,6
			HRC	56,9	56,6	56,4	56,6
	46.	530	HV30	612,6	611,0	609,4	611,0
			HRC	56,0	55,9	55,8	55,9
	47.	550	HV30	608,2	595,7	600,8	601,6
			HRC	55,7	55,0	55,3	55,3
	48.	565	HV30	574,8	591,4	588,4	584,9
			HRC	53,9	54,8	54,6	54,4

Všechny zkušební vzorky pro experimenty z nástrojové oceli X37CrMoV5-1 (ČSN 41 9552) byly, dle popouštěcích diagramů, popuštěny na tvrdost 50 HRC +/- 1 HRC po každém režimu tepelného zpracování. Pro tuto tvrdost byla pro všechny režimy, dle diagramů v obrazové části diplomové práce (obr. 15 až 19), zvolena teplota popouštění 595 °C, výdrž na této teplotě 2 hodiny s následným ochlazením na vzduchu.

Tab. XV: Konečné tepelné zpracování zkušebních vzorků z nástrojové oceli X37CrMoV5-1

Označení režimu	Austenitizace			Kryogenní zpracování		Popouštění		
	Teplota	Výdrž	Chlazení	Teplota	Výdrž	Teplota	Výdrž	Chlazení
1 (H+T)	1030 °C	30 min	Olej	-	-	595 °C	2 hod	Vzduch
2 (H+6C+T)	1030 °C	30 min	Olej	-160 °C	6 hod	595 °C	2 hod	Vzduch
3 (H+12C+T)	1030 °C	30 min	Olej	-160 °C	12 hod	595 °C	2 hod	Vzduch
4 (H+24C+T)	1030 °C	30 min	Olej	-160 °C	24 hod	595 °C	2 hod	Vzduch

Konstrukce popouštěcích křivek modifikované oceli

U modifikace nástrojové oceli X37CrMoV5-1 s niobem a borem bylo nutné vytvořit popouštěcí křivky pro další etapu tepelného zpracování - popouštění. Vzorky byly zpracovány režimy uvedenými v tabulce XIII. a následně popuštěny při popouštěcích teplotách od 450 do 615 °C. Z tvrdostí jednotlivých vzorků po tepelném zpracování byly vytvořeny popouštěcí

diagramy jednotlivých režimů tepelného zpracování. Ohřev vzorků na teplotu austenitizace proběhl stejně jako u nástrojové oceli X37CrMoV5-1 ve vakuové žíhací peci Clasic pod ochrannou atmosférou argonu na kalicí teplotu 1030 °C, s výdrží na austenitizační teplotě 30 minut, poté kalení do oleje. Během zpracování byly vzorky chráněny ochranným nátěrem Tinderex proti zokujení a oduhličení (Obr. 7.1). Popouštění vzorků proběhlo v atmosférických pecích na požadované teploty 450, 480, 515, 530, 550, 565, 575, 590, 615 °C s výdrží 2 hodin na těchto teplotách s následným ochlazováním na vzduchu. Tvrdosti byly měřeny na tvrdoměru Wilson Wolpert 430 SVD ve firmě COMTES FHT a.s.

Tab. XVI: Tvrdost jednotlivých vzorků modifikované nástrojové oceli X37CrMoV5-1 s niobem a borem po tepelném zpracování

Režim	Vzorek	Popouštěcí teplota [°C]	Tvrdost	1. měření	2. měření	3. měření	Průměr
Mod 1 (H)	1.	450	HV30	653,8	642,5	643,3	646,5
			HRC	58,0	57,5	57,5	57,7
	2.	480	HV30	638,0	636,3	631,1	635,1
			HRC	57,2	57,2	56,9	57,1
	3.	515	HV30	648,5	653,8	654,9	652,4
			HRC	57,8	58,0	58,1	58,0
	4.	530	HV30	606,2	603,4	608,2	605,9
			HRC	55,6	55,5	55,7	55,6
	5.	550	HV30	585,3	593,6	584,9	587,9
			HRC	54,5	54,9	54,4	54,6
	6.	565	HV30	576,5	568,4	578,2	574,4
			HRC	54,0	53,5	54,1	53,9
Mod 2 (H+6C)	7.	450	HV30	634,1	637,8	636,7	636,2
			HRC	57,1	57,2	57,2	57,2
	8.	480	HV30	628,4	627,1	626,9	627,5
			HRC	56,8	56,7	56,7	56,7
	9.	515	HV30	630,5	635,0	634,1	633,2
			HRC	56,9	57,1	57,1	57,0
	10.	530	HV30	621,5	630,3	623,3	625,0
			HRC	56,4	56,9	56,5	56,6

	11.	550	HV30	582,1	586,1	578,3	582,2
			HRC	54,3	54,5	54,1	54,3
	12.	565	HV30	558,0	560,9	552,9	557,3
			HRC	52,9	53,1	52,6	52,9
Mod 3 (H+12C)	13.	450	HV30	643,2	647,4	639,9	643,5
			HRC	57,5	57,7	57,3	57,5
	14.	480	HV30	648,9	659,2	652,6	653,6
			HRC	57,8	58,3	58,0	58,0
	15.	515	HV30	659,7	644,5	642,1	648,8
			HRC	58,3	57,6	57,5	57,8
	16.	530	HV30	603,0	602,6	611,2	605,6
			HRC	55,4	55,4	55,9	55,6
	17.	550	HV30	593,8	581,3	579,8	585,0
			HRC	54,9	54,2	54,2	54,4
	18.	565	HV30	565,3	562,8	560,3	562,8
			HRC	53,3	53,2	53,0	53,2
Mod 4 (H+24C)	19.	450	HV30	626,5	622,7	629,0	626,1
			HRC	56,7	56,5	56,8	56,7
	20.	480	HV30	650,9	656,3	650,5	652,6
			HRC	57,9	58,2	57,9	58,0
	21.	515	HV30	633,7	633,5	637,8	635,0
			HRC	57,0	57,0	57,2	57,1
	22.	530	HV30	594,5	603,4	595,9	597,9
			HRC	55,0	55,5	55,0	55,2
	23.	550	HV30	578,5	582,5	586,3	582,4
			HRC	54,1	54,3	54,5	54,3
	24.	565	HV30	585,3	575,6	584,4	581,8
			HRC	54,5	53,9	54,4	54,3
	25.	575	HV30	570,0	555,4	572,2	565,9

Mod 1 (H)	26.	590	HRC	53,6	52,7	53,7	53,3
			HV30	511,6	508,2	515,9	511,9
	27.	615	HRC	49,9	49,7	50,2	49,9
			HV30	472,6	480,1	474,5	475,7
Mod 2 (H+6C)	28.	575	HV30	557,7	558,5	553,1	556,4
			HRC	52,9	52,9	52,6	52,8
	29.	590	HV30	520,9	514,9	522,2	519,3
			HRC	50,5	50,1	50,6	50,4
	30.	615	HV30	443,8	447,2	452,0	447,7
			HRC	44,8	45,1	45,5	45,1
Mod 3 (H+12C)	31.	575	HV30	548,1	543,8	545,7	545,9
			HRC	52,3	52,0	52,1	52,1
	32.	590	HV30	512,7	523,0	517,4	517,7
			HRC	50,0	50,7	50,3	50,3
	33.	615	HV30	477,3	568,2	470,0	505,2
			HRC	47,5	46,8	46,9	47,1
Mod 4 (H+24C)	34.	575	HV30	570,0	558,9	551,5	560,1
			HRC	53,6	52,9	52,5	53,0
	35.	590	HV30	527,0	519,8	522,1	523,0
			HRC	50,9	50,5	50,6	50,7
	36.	615	HV30	481,7	486,7	487,5	485,3
			HRC	47,8	48,2	48,3	48,1

Všechny zkušební vzorky pro zkoušení modifikované nástrojové oceli X37CrMoV5-1 byly, dle popouštěcích diagramů, popuštěny na tvrdost 50 HRC +/- 1 HRC po každém režimu tepelného zpracování. Pro tuto tvrdost byla pro všechny režimy, dle následujících diagramů, zvolena teplota popouštění 590 °C, výdrž na této teplotě 2 hodiny s následným ochlazením na vzduchu, viz obr. 20 až 24 v obrazové části diplomové práce.

Tab. XVII: Konečné tepelné zpracování zkušebních vzorků z modifikované nástrojové oceli s niobem a borem

Označení režimu	Austenitizace			Kryogenní zpracování		Popouštění		
	Teplota	Výdrž	Chlazení	Teplota	Výdrž	Teplota	Výdrž	Chlazení
1 (H+T)	1030 °C	30 min	Olej	-	-	590 °C	2 hod	Vzduch
2 (H+6C+T)	1030 °C	30 min	Olej	-160 °C	6 hod	590 °C	2 hod	Vzduch
3 (H+12C+T)	1030 °C	30 min	Olej	-160 °C	12 hod	590 °C	2 hod	Vzduch
4 (H+24C+T)	1030 °C	30 min	Olej	-160 °C	24 hod	590 °C	2 hod	Vzduch

8 Měření tvrdosti zkušebních vzorků po tepelném zpracování

Po volbě tepelného zpracování a navržení popouštění na tvrdost 50 HRC +/- 1 HRC bylo dalším úkolem diplomové práce vyrobit a tepelně zpracovat zkušební vzorky na měření a analýzy. Po tepelném zpracování zkušebních vzorků musela být zkontrolována tvrdost, aby splňovala dovolené rozmezí. U každé série vzorků byl vyroben vždy jeden navíc, na kterém se provedlo měření tvrdosti. Tvrdost byla měřena na tvrdoměru Wilson Wolpert 430 SVD ve firmě COMTES FHT a.s.

Tab. XVIII: Tvrdost tepelně zpracovaných zkušebních vzorků z nástrojové oceli X37CrMoV5-1 – HRC

Režim	Vzorek na zkoušku:	1. měření	2. měření	3. měření	Průměr
1 (H+T)	Měření podílu zb. austenitu	50,3	50,1	50,0	50,1
	Odolnost proti opotřebení	49,8	50,2	50,1	50,0
	Zkouška tahem	49,7	50,0	49,9	49,9
	Zkouška rázem v ohybu	50,4	50,1	50,6	50,4
	Analýza mikrostruktury	50,0	49,8	50,3	50,6
2 (H+6C+T)	Měření podílu zb. austenitu	50,4	50,1	50,5	50,3
	Odolnost proti opotřebení	50,6	50,3	50,7	50,5
	Zkouška tahem	50,8	50,4	50,5	50,6
	Zkouška rázem v ohybu	50,6	50,6	50,4	50,5
	Analýza mikrostruktury	50,5	50,3	50,3	50,4
3 (H+12C+T)	Měření podílu zb. austenitu	50,8	50,4	50,7	50,6
	Odolnost proti opotřebení	50,6	50,7	50,5	50,6

	Zkouška tahem	50,6	50,6	50,4	50,5
	Zkouška rázem v ohybu	50,7	50,6	50,7	50,7
	Analýza mikrostruktury	50,5	50,4	50,4	50,4
4 (H+24C+T)	Měření podílu zb. austenitu	50,4	50,3	50,5	50,4
	Odolnost proti opotřebení	50,5	50,2	50,4	50,4
	Zkouška tahem	50,4	50,4	50,2	50,3
	Zkouška rázem v ohybu	50,6	50,3	50,3	50,4
	Analýza mikrostruktury	50,2	50,4	50,3	50,3

Předchozí tabulka ukazuje, že tepelné zpracování nástrojové oceli X37CrMoV5-1 bylo provedeno dle plánu správně. Zkušební vzorky mohou být tedy použity na experimenty.

Tab. XIX: Tvrdost tepelně zpracovaných zkušebních vzorků z modifikované nástrojové oceli s niobem a borem – HRC

Režim	Vzorek na zkoušku:	1. měření	2. měření	3. měření	Průměr
1 (H+T)	Odolnost proti opotřebení	49,4	49,4	49,5	49,4
	Zkouška rázem v ohybu	49,6	49,6	49,4	49,5
	Analýza mikrostruktury	49,8	49,7	49,5	49,7
2 (H+6C+T)	Odolnost proti opotřebení	49,6	49,8	49,8	49,7
	Zkouška rázem v ohybu	50,0	49,9	50,0	50,0
	Analýza mikrostruktury	50,0	49,9	49,9	49,9
3 (H+12C+T)	Odolnost proti opotřebení	50,1	50,3	50,1	50,2
	Zkouška rázem v ohybu	50,0	50,2	50,1	50,1
	Analýza mikrostruktury	50,3	50,3	50,1	50,2
4 (H+24C+T)	Odolnost proti opotřebení	50,2	50,1	50,2	50,2
	Zkouška rázem v ohybu	50,3	50,2	50,1	50,2
	Analýza mikrostruktury	50,2	50,0	50,3	50,2

Předchozí tabulka ukazuje, že tepelné zpracování modifikované nástrojové oceli s niobem a borem bylo provedeno dle plánu správně. Zkušební vzorky mohou být tedy použity na experimenty.

9 Měření podílu zbytkového austenitu

Objemový podíl zbytkového austenitu ve zkoumaných vzorcích nástrojové oceli X37CrMoV5-1 byl změřen metodou rentgenové difrakce. Tato zkouška byla provedena v NTC Západočeské univerzity v Plzni.

RTG difrakční metoda je poměrně vysoce přesná. Fáze jsou identifikovány podle souboru mezivzdálených vzdáleností, které byly určeny z difrakčních měření, to se pak porovnává s databází. Každá fáze má svoji záložku obsahující všechny údaje (difrakční, krystalografické, chemický vzorec, atd.) Data získaná ze změřeného difraktogramu se porovnávají s daty v databázi, poté se provede difrakční fázová analýza, kdy se zjišťují fáze v konkrétním zkušebním vzorku.

Každý vzorek byl změřen třikrát s různým úhlem dopadajícího rentgenového záření kvůli potlačení vlivu textury povrchu vzorků. Výsledky jsou uvedeny v následující tabulce XX.

Tab. XX: Podíl zbytkového austenitu po 4 režimech tepelného zpracování nástrojové oceli X37CrMoV5-1

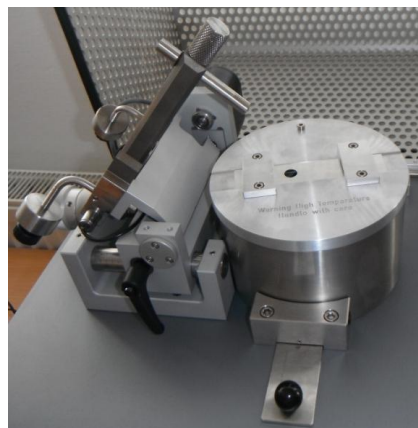
Označení vzorku dle režimu	Zprůměrovaný podíl zbytkového austenitu
1 (H+T)	7,3 %
2 (H+6C+T)	0 %
3 (H+12C+T)	0 %
4 (H+24C+T)	0 %

Z těchto výsledků vyplývá, že při konvenčním tepelném zpracování bez zmrazení nedojde k úplné eliminaci zbytkového austenitu. Aby došlo k dokonalému potlačení austenitu v mikrostruktuře, je zapotřebí vzorky zmrazit. Zbytkový austenit může být při provozu nástrojů z nástrojové oceli X37CrMoV5-1 a její modifikace s niobem a borem příčinou nerovnoměrného opotřebení nebo rozměrové nestability. Tomu se dá předejít buď několikanásobným popouštěním, nebo kryogenním zpracováním.

10 Odolnost proti opotřebení

Analýza tření a opotřebení materiálů při zvýšených teplotách nabývá stále větší důležitosti, proto byly experimentální materiály podrobeny zkoušce odolnosti proti opotřebení na vysokoteplotním tribometru firmy CSM Instruments, který dokáže přesně simulovat provozní podmínky. Měření bylo provedeno ve firmě COMTES FHT a.s.

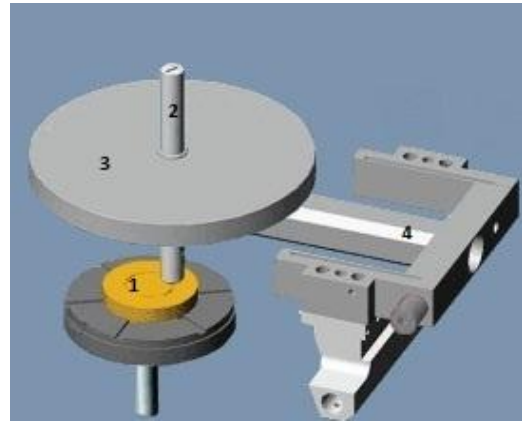
Účelem zkoušky je stanovení odolnosti materiálů proti opotřebení za pracovních podmínek. Principem zkoušky je vtlačování indentoru s kuličkou definovanou silou do zkušebního plochého tělesa, které rotuje. Indentor je k vzorku přitlačován předepsanou silou (pomocí závaží) a je připevněn na tuhé rameno zaznamenávající pomocí tenzometrů průběh třecí síly. Zkoušku lze vykonávat za podmínek simulujících pracovní podmínky ná-



Obr. 10.1: Vysokoteplotní tribometr firmy CSM Instruments

strojů. Zkušební vzorek může být zahřát na požadovanou pracovní teplotu díky zabudované peci.

Zkušební vzorek se vloží do rotační části přístroje, poté je pevně uchycen držákem. K tuhému rameni se připevní indentor s kuličkou tak, aby rameno balancovalo ve vodorovné poloze a mezi kuličkou a vzorkem byla malá vůle. Závaží, která se na konci ramene vyskytují, slouží k uvedení této části do vodorovné polohy. Zatěžovací těleso se vloží na rameno, mezi těmito částmi je umístěn gumový kroužek bránící ke vzniku vibrací. Poloměr stopy se nastaví posunutím celé hlavy po vedení s měřítkem. V programu TriboX se nastaví parametry zkoušky, poté se zkouška uvede do chodu.



Obr. 10.2: Schéma tribometru - 1. zkušební vzorek, 2. indentor s kuličkou, 3. závaží, 4. pružné rameno

Opotřebení materiálu se zjišťuje ze stopy indentoru zanechané po zkoušce ve zkoušeném materiálu. Jedná se jednak o objem vlastního opotřebení (ztráty), jednak o vtlačení (deformaci) zkušební vzorku. Tato jednoduchá metoda umožňuje sledovat tření a opotřebení při kontaktu dvou ploch téměř u všech tuhých látek při suchém eventuelně kapalném tření. Je zde možnost využití jak rotačního, tak i posuvného pohybu zkoušeného materiálu. Měření vyhodnocuje výkonný software TriboX.

Na základě dosavadních zkušeností s testováním odolnosti proti opotřebení touto metodou byly stanoveny následující standardní parametry zkoušek nástrojových ocelí pro práci za tepla. Experimentální vzorky z nástrojové oceli X37CrMoV5-1 a její modifikace s niobem a borem byly měřeny za těchto parametrů a podmínek:

- Teplota při zkoušce: **400 °C**
- Čistění vzorku i kuličky: metylalkohol
- Kulička: Si_3N_4
- Průměr kuličky: 6 mm
- Zatížení: 10 N
- Poloměr stopy: 3 mm
- Počet cyklů: 5000
- Celková vzdálenost: 94,2478 m
- Lineární rychlost 2.5 cm/s
- Rychlost otáčení: 80 ot/min

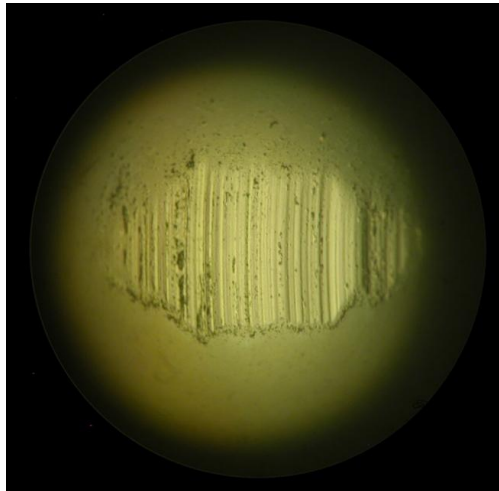


Obr. 10.3: Ukázka vzorku po provedené zkoušce

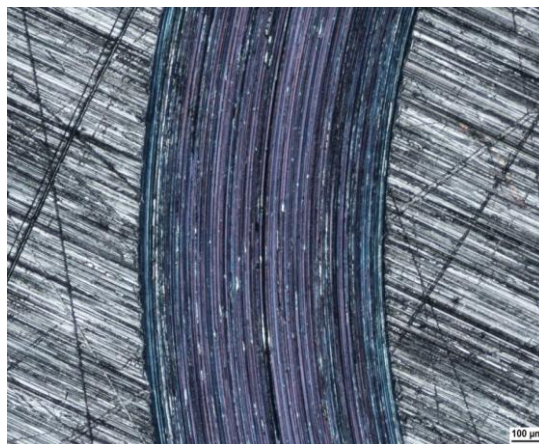
Teplota 400 °C byla zvolena proto, že zkoumaná ocel X37CrMoV5-1 je v průmyslu používána nejčastěji k výrobě kovacíh zápusťek, vstřikovacích forem a dalších nástrojů, jejichž povrch může mít v provozu vysokou teplotu. Např. při zápusťkovém kování se teploty povrchu zápusťek pohybují v rozsahu od 250 do 500 °C.

Pomocí optického mikroskopu lze po testu zjistit šířku stopy na vzorku, velikost a charakter opotřebení kuličky. Míra opotřebení vzorku se zjišťuje proměřením geometrického profilu vzniklé tribologické stopy (která vznikne působením indentoru) pomocí dotykového profiloměru SURTRONIC 25.

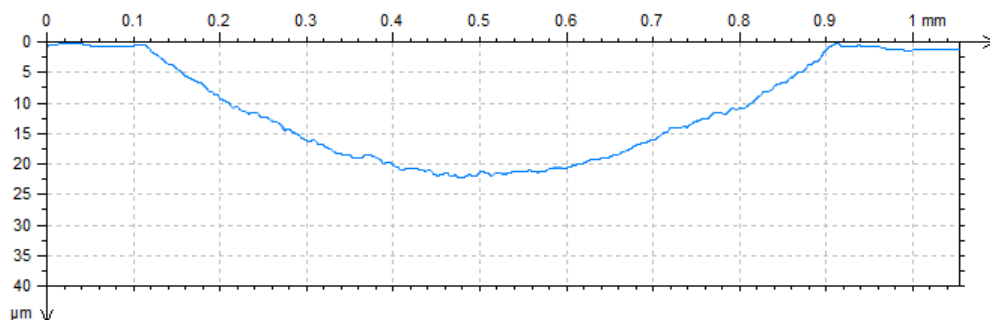
K celkovému vyhodnocení zkoušek je třeba podotknout, že metoda pin-on-disc používá pro měření odolnosti proti vysokoteplotnímu opotřebení pracuje s velmi malým objemem materiálu (malá styková plocha mezi kuličkou a vzorkem) a výsledek proto může být zatížen určitou chybou např. při zvýšeném výskytu karbidů nebo naopak při výskytu měkčích strukturních složek v dané stopě → při nehomogenitě daného vzorku.



Obr. 10.4: Opotřebení zatěžovací kuličky (Si_3N_4) po působení na zkušební materiál z nástrojové oceli X37CrMoV5-1



Obr. 10.5: Opotřebení zkušební vzorku z nástrojové oceli X37CrMoV5-1 (po působení zatěžovací Si_3N_4 kuličkou)



Obr. 10.6: Ukázka hloubky opotřebení zkušební vzorku z nástrojové oceli X37CrMoV5-1

Výpočet míry opotřebení zkušebního tělesa dle rovnice 10.1.

- $\frac{\text{objem opotřebení [mm}^3\text{]}}{\text{zatížení[N]} \cdot \text{dráha [m]}} [\text{mm}^3/\text{Nm}]$ (10.1)
- kdy objem opotřebení = plocha profilu stopy $[\text{mm}^2]$. průměr stopy $[\text{mm}]$. π

Výpočet míry opotřebení kuličky dle rovnice 10.2.

- $\frac{\text{objem opotřebení [mm}^3\text{]}}{\text{zatížení[N]} \cdot \text{dráha [m]}} [\text{mm}^3/\text{Nm}]$ (10.2)
- kdy objem opotřebení kuličky:

$$= \frac{\pi \cdot \text{opotřebovaná výška koule [mm]}}{6} \cdot (3 \cdot \text{poloměr střední opotřebované plochy [mm]} + \text{opotřebovaná výška koule [mm]}) [\text{mm}^3]$$

Výsledky měření jsou uvedeny v tabulkách XXI a XXII pro nástrojovou ocel X37CrMoV5-1, pro modifikaci této oceli s niobem a borem v tabulkách XXIII a XXIV a také na diagramech v obrazové části (obr. 25 až 31). Hodnoty v tabulkách jsou zprůměrované, každý režim byl změřen třikrát.

Tab. XXI: Opotřebení zkušebních vzorků nástrojové oceli X37CrMoV5-1

Vzorek	Plocha $[\mu\text{m}^2]$	Maximální hloubka $[\mu\text{m}]$	Šířka stopy $[\mu\text{m}]$	Objem opotřebení $[\mu\text{m}^3]$	Míra opotřebení $[\text{mm}^3/\text{Nm}]$	Koeficient tření - střední hodnota
1 (H+T)	11733,8	23,02	812,4	221177684,6	234,68	0,45
2 (H+6C+T)	9971,7	20,87	772,1	187962075,3	199,43	0,44
3 (H+12C+T)	7778,5	17,92	731,8	146620686,4	155,57	0,43
4 (H+24C+T)	8232,6	18,52	753,5	155180439,4	164,65	0,50

Tab. XXII: Opotřebení indentoru (keramické kuličky Si_3N_4) při měření vzorků nástrojové oceli X37CrMoV5-1 – keramická kulička Si_3N_4

Vzorek	a $[\mu\text{m}]$	b $[\mu\text{m}]$	(a+b)/2 $[\mu\text{m}]$	Objem opotřebení $[\mu\text{m}^3]$	Míra opotřebení $[\text{mm}^3/\text{Nm}]$
1 (H+T)	468	832	650	2932301,5	3,11
2 (H+6C+T)	481	843	662	3155375,7	3,35
3 (H+12C+T)	491	873	682	3555214,4	3,77
4 (H+24C+T)	451	914	683	3565674,4	3,78

Tab. XXIII: Opotřebení zkušebních vzorků modifikované nástrojové oceli s niobem a borem

Vzorek	Plocha $[\mu\text{m}^2]$	Maximální hloubka $[\mu\text{m}]$	Šířka stopy $[\mu\text{m}]$	Objem opotřebení $[\mu\text{m}^3]$	Míra opotřebení $[\text{mm}^3/\text{Nm}]$	Koeficient tření - střední hodnota
1 (H+T)	9760,1	23,02	812,4	183973550,75	195,20	0,45
2 (H+6C+T)	9291,4	20,87	772,1	175138763,89	185,83	0,44

3 (H+12C+T)	7881,4	17,92	731,80	148560890,04	157,63	0,43
4 (H+24C+T)	8088,7	18,52	753,50	152468402,98	161,77	0,50

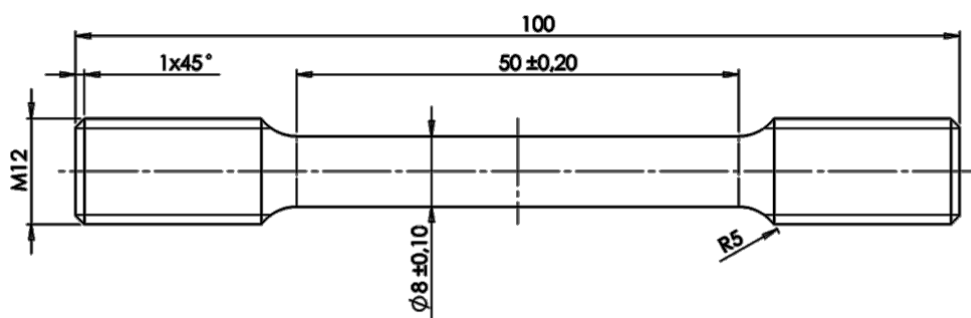
Tab. XXIV: Opotřebení indentoru (keramické kuličky Si_3N_4) při měření vzorků modifikované nástrojové oceli s niobem a borem

Vzorek	a [μm]	b [μm]	(a+b)/2 [μm]	Objem opotřebení [μm^3]	Míra opotřebení [mm^3/Nm]
1 (H+T)	468	832	650	2932301,52	3,11
2 (H+6C+T)	481	843	662	3155375,67	3,35
3 (H+12C+T)	491	873	682	3555214,35	3,77
4 (H+24C+T)	451	914	683	3565674,42	3,78

Provedené zkoušky odolnosti proti opotřebení ukázaly zlepšení vlastností experimentálních nástrojových ocelí po provedeném kryogenním zpracování. Nejvhodnější prodleva na kryogenní teplotě se jeví 12 hodinová. Modifikovaná nástrojová ocel s niobem a borem je oproti nástrojové oceli X37CrMoV5-1 odolnější proti opotřebení. Tento efekt se však nejvíce projevuje u klasického tepelného zpracování, zatímco u vzorků po kryogenním zpracování jsou naměřené hodnoty otěruvzdornosti pro obě oceli podobné.

11 Zkouška tahem

Zkouška tahem spočívá v deformaci zkušebního tělesa tahovým zatížením za účelem stanovení pevnostních a deformačních charakteristik, a to obvykle do lomu. Zkoušky tahem byly vykonány na servohydraulickém zařízení Inova a MTS 810 a snímač deformace byl extenzometr MTS 634.12F-25. Měření bylo provedeno pro každý typ režimu tepelného zpracování 6 krát, z toho 3 krát za teploty pokojové a 3 krát za 400 °C. Geometrie použitých vzorků je na obr. 11.1. V tabulce XXV jsou výsledky tahových zkoušek nástrojové oceli X37CrMoV5-1 (ČSN 41 9552) a jejich znázornění ve formě grafů je na obr. 32 až 36 v obrazové části diplomové práce.



Obr. 11.1: Geometrie vzorku pro zkoušky tahem



Obr. 11.2: Zkouška tahem – měřicí soustava

Jednotlivé vzorky jsou značeny:

- Dle tepelného zpracování
 1. Kalicí teplota 1030 °C + popouštění 595 °C / 2 hod / vzduch
 2. Kalicí teplota 1030 °C + zmrazení -160 °C / 6 hod + popouštění 595 °C / 2 hod / vzduch
 3. Kalicí teplota 1030 °C + zmrazení -160 °C / 12 hod + popouštění 595 °C / 2 hod / vzduch
 4. Kalicí teplota 1030 °C + zmrazení -160 °C / 24 hod + popouštění 595 °C / 2 hod / vzduch
- Dle teploty: 20 °C (vzorky 1, 2, 3), 400 °C (vzorky 4, 5, 6)
- Příklad značení: 1_5 → zpracováno režimem č. 1, zkušební teplota 400 °C

Vyhodnocení základních charakteristik:

D_0 – počáteční průřez

D_u – nejmenší průřez po přetržení

L_0 – počáteční měřená délka

L_u – konečná měřená délka po lomu

E – modul pružnosti v tahu

$R_{p0,2}$ – smluvní mez kluzu, index vyjadřuje hodnotu plastické deformace v [%]

R_m – mez pevnosti

A_g – tažnost při dosažení meze pevnosti

A_5 – tažnost A5 dle tohoto značení znamená, že rysky počáteční měřené délky byly vyneseny ve vzdálenosti pětinasobku průměru kulaté zkušební tyče

Z – kontrakce (zúžení)

Tab. XXV: Výsledky zkoušek tahem nástrojové oceli X37CrMoV5-1

Vzorek	Teplota °C	D_0 mm	D_u mm	L_0 mm	L_U mm	E GPa	$R_{p0,2}$ MPa	R_m MPa	A_g %	A_5 %	Z %
1_1	20	7,86	5,79	40,00	44,36	201,3	1437,2	1685,6	3,6	10,9	45,7
1_2	20	8,00	5,81	40,00	44,68	201,4	1453,9	1704,9	3,7	11,7	47,3
1_3	20	8,00	6,35	40,00	44,45	193,7	1476,2	1723,5	4,5	11,1	37,0
Průměr						198,8	1455,8	1704,7	3,9	11,2	43,3
1_4	400	7,99	5,24	40,00	46,40	182,5	1193,4	1430,7	4,0	16,0	57,0
1_5	400	7,98	5,16	40,00	45,80	204,5	1182,0	1424,1	3,3	14,5	58,2
1_6	400	8,00	5,29	40,00	45,73	201,7	1194,3	1438,4	3,5	14,3	56,3
Průměr						196,2	1189,9	1431,1	3,6	14,9	57,2

2_1	20	7,99	5,79	40,00	45,23	192,3	1442,2	1671,5	4,4	13,1	47,5
2_2	20	7,98	5,94	40,00	44,42	198,7	1464,3	1697,4	4,2	11,1	44,6
2_3	20	8,00	5,72	40,00	44,76	192,6	1439,0	1657,3	3,9	11,9	48,9
Průměr						194,5	1448,5	1675,4	4,2	12,0	47,0
2_4	400	8,00	5,21	40,00	45,82	206,7	1192,8	1414,3	3,5	14,6	57,6
2_5	400	8,00	5,20	40,00	45,87	174,2	1209,3	1418,7	3,7	14,7	57,8
2_6	400	8,00	5,17	40,00	46,13	191,3	1174,6	1395,6	3,8	15,3	58,2
Průměr						190,8	1192,2	1409,5	3,7	14,9	57,9
3_1	20	8,00	6,00	40,00	45,00	194,1	1536,9	1794,9	4,1	12,5	43,8
3_2	20	7,97	5,94	40,00	44,37	197,2	1516,5	1761,5	3,4	10,9	44,5
3_3	20	7,99	5,81	40,00	45,05	200,7	1486,9	1730,6	4,1	12,6	47,1
Průměr						197,3	1513,4	1762,3	3,9	12,0	45,1
3_4	400	7,99	5,32	40,00	46,32	192,4	1247,1	1546,7	3,5	15,8	55,7
3_5	400	8,00	5,26	40,00	45,74	196,2	1220,1	1463,9	3,7	14,4	56,8
3_6	400	7,98	5,07	40,00	46,93	194,8	1229,3	1482,0	3,5	17,3	59,6
Průměr						194,5	1232,2	1497,6	3,6	15,8	57,4
4_1	20	7,98	5,85	40,00	44,80	194,0	1449,2	1687,1	4,3	12,0	46,3
4_2	20	7,98	5,97	40,00	44,17	204,5	1419,1	1657,0	4,5	10,4	44,0
4_3	20	7,98	5,76	40,00	44,86	193,9	1440,4	1674,4	4,7	12,2	47,9
Průměr						197,4	1436,2	1672,8	4,5	11,5	46,1
4_4	400	7,99	5,20	40,00	46,02	199,0	1178,4	1414,8	3,6	15,1	57,6
4_5	400	7,99	5,07	40,00	46,30	194,8	1196,3	1424,4	4,0	15,8	59,7
4_6	400	7,98	5,33	40,00	45,75	191,9	1226,2	1437,0	3,4	14,4	55,4
Průměr						195,3	1200,3	1425,4	3,7	15,1	57,6

Výsledky ukazují, že kryogenní zpracování zásadně neovlivňuje pevnost v tahu a tažnost. Na modifikované nástrojové oceli s niobem a borem nebyly zkoušky tahem provedeny z důvodu malého množství materiálu, který byl k dispozici.



Obr. 11.3: Ukázka vzorků po provedené tahové zkoušce – pokojová teplota, teplota 400 °C

12 Instrumentovaná zkouška rázem v ohybu metodou Charpy

Jedná se o základní zkoušku hodnotící houževnatost materiálů. Ukazuje chování materiálu při dynamickém namáhání s místním koncentrátorem napětí. Při zkoušce je zkušební vzorek přeražen jedním rázem kyvadlového kladiva typu Charpy. Vzorek má uprostřed vrub (zde U vrub) a je zkoušen jako nosník na dvou podporách. Měřeným parametrem je nárazová práce KU, jejíž jednotky jsou v joulech. Tato práce je mírou odolnosti nástrojové oceli proti rázovému namáhání. Vrubová houževnatost je podílem nárazové práce a plochy pod vrubem. [40]

Instrumentace znamená, že je zařízení vybaveno o snímač síly a průhybu zkušební vzorku v průběhu rázu (tenzometry se umísťují na břit Charpyho kladiva). Tato metoda spočívá v tom, že je celý lomový proces lépe viditelný a umožňuje vyhodnocovat i jiné parametry než klasickou rázovou zkouškou. Výhodu instrumentace nejlépe vystihuje obr. 12.1. [41]

Standardní vzorky (10 x 10 x 55 mm s U vrubem, hloubka U vrubu 5 mm) z nástrojové oceli X37CrMoV5-1 a její modifikace s niobem a borem byly po tepelném zpracování testovány při pokojové teplotě a při 400 °C.

Vyhodnocení základních charakteristik:

KU_2 – nárazová práce

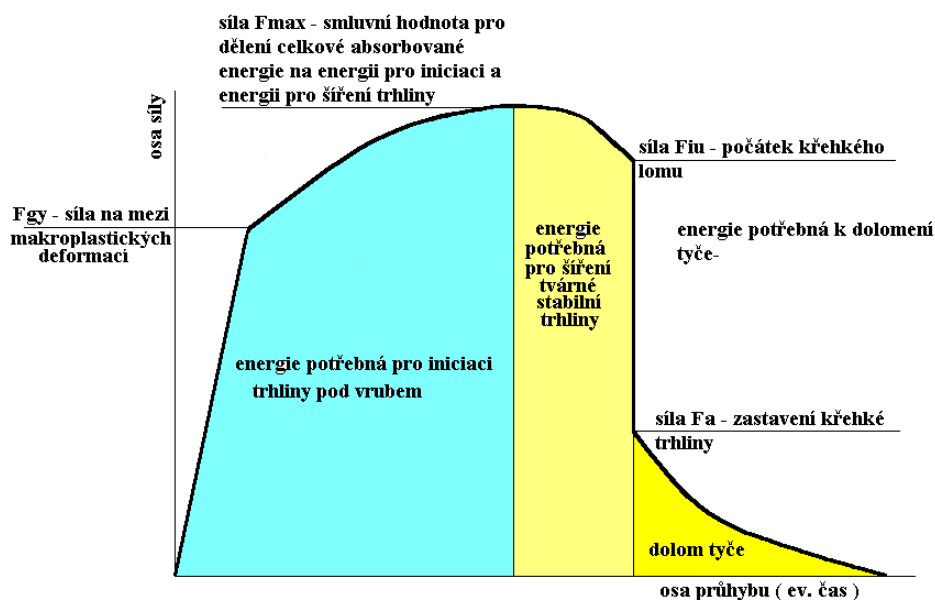
KCU – vrubová houževnatost

F_{gy} – síla na mezi makroplastických deformací

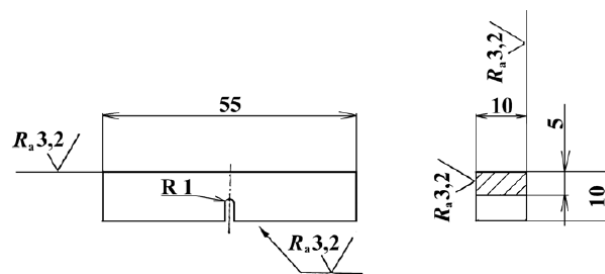
F_m – maximální síla

F_{iu} – velikost síly při inicializaci trhliny

F_a – velikost síly při zastavení trhliny



Obr. 12.1: Obecný průběh rázové zkoušky s instrumentací [41]



Obr. 12.2: Geometrie vzorku pro zkoušky rázem v ohybu metodou Charpy – U vrub

Jednotlivé vzorky jsou značeny:

- Dle tepelného zpracování
 1. Kalicí teplota 1030 °C + popouštění 595 °C (590 °C) / 2 hod / vzduch
 2. Kalicí teplota 1030 °C + zmrazení -160 °C / 6 hod + popouštění 595 °C (590 °C) / 2 hod / vzduch
 3. Kalicí teplota 1030 °C + zmrazení -160 °C / 12 hod + popouštění 595 °C (590 °C) / 2 hod / vzduch
 4. Kalicí teplota 1030 °C + zmrazení -160 °C / 24 hod + popouštění 595 °C (590 °C) / 2 hod / vzduch
- Dle teploty: 20 °C (vzorky 1, 2, 3), 400 °C (vzorky 4, 5, 6)
- Příklad značení: 1_5 → zpracováno režimem č. 1, zkušební teplota 400 °C

Tab. XXVI: Tabulka hodnot nástrojové oceli X37CrMoV5-1 po provedení zkoušek rázem v ohybu metodou Charpy

Vzorek	Rozměry		Hloubka U vrubu	Teplota	KU ₂	KCU	F _m	F _{iu}	F _a	F _{gy}	Křeh- ký lom
	Šířka	Výška									
	mm	mm									
1_1	10,02	10,00	5,03	20	15,5	30,8	13,05	13,05	0,00	10,79	92,0
1_2	10,00	9,98	5,02	20	17,8	35,5	13,32	13,32	0,00	11,20	92,6
1_3	10,00	10,00	5,02	20	15,7	31,3	13,03	13,03	0,00	11,09	93,1
Průměr					16,3	32,5					92,6
1_4	10,00	9,96	5,03	400	23,1	45,9	11,27	10,86	1,66	8,91	73,9
1_5	10,01	9,95	5,02	400	20,9	41,6	12,35	11,84	1,28	10,09	78,4
1_6	10,10	10,00	5,02	400	21,4	42,2	11,80	11,22	1,04	9,47	78,5
Průměr					21,8	43,2					76,9
2_1	10,01	10,01	5,02	20	14,9	29,7	13,03	13,03	0,00	11,21	93,5
2_2	10,01	10,00	5,02	20	15,0	29,9	12,31	12,31	0,00	11,02	95,0
2_3	10,01	10,00	5,02	20	15,4	30,6	12,65	12,65	0,00	10,85	93,4
Průměr					15,1	30,0					93,9
2_4	10,00	10,00	5,02	400	24,3	48,4	11,96	11,37	1,75	9,38	72,6
2_5	10,01	10,00	5,03	400	25,2	50,0	11,98	11,37	2,29	9,38	68,4
2_6	10,01	10,01	5,02	400	20,1	40,0	11,70	11,13	1,10	9,47	78,3
Průměr					23,2	46,2					73,1
3_1	10,01	9,96	5,02	20	15,3	30,4	13,30	13,30	0,00	11,67	94,2
3_2	10,01	10,00	5,03	20	16,1	32,0	13,21	13,21	0,00	11,16	92,8

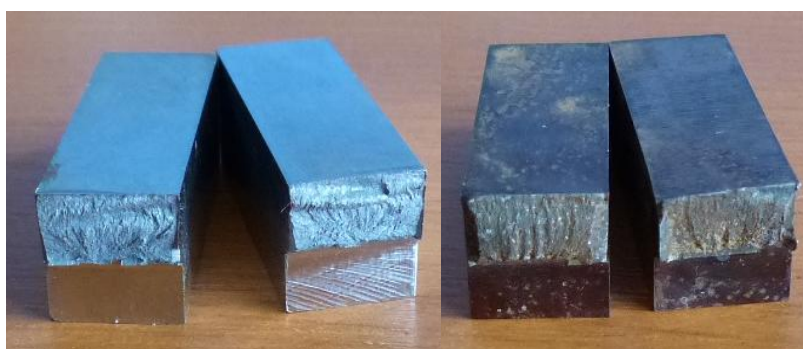
3_3	10,01	10,00	5,02	20	16,2	32,2	13,36	13,36	0,00	11,45	93,3
Průměr					15,9	31,6					93,5
3_4	10,01	9,99	5,02	400	23,2	46,2	11,87	10,89	2,00	9,41	67,9
3_5	10,01	10,00	5,02	400	26,1	51,9	11,76	11,25	3,09	9,32	62,8
3_6	10,01	9,97	5,02	400	23,3	46,4	11,77	10,92	2,46	9,50	65,5
Průměr					24,2	48,2					65,4
4_1	10,01	10,00	5,02	20	17,4	34,6	13,16	13,16	0,00	11,17	93,0
4_2	10,01	10,00	5,03	20	15,8	31,4	12,63	12,63	0,00	10,99	93,9
4_3	10,01	10,00	5,02	20	15,6	31,0	12,90	12,90	0,00	11,35	94,3
Průměr					16,3	32,4					93,7
4_4	10,01	10,01	5,02	400	26,5	52,7	11,96	11,37	1,63	9,46	73,8
4_5	10,01	10,00	5,03	400	23,2	46,1	12,40	12,02	1,16	9,38	78,1
4_6	10,01	10,00	5,03	400	18,2	36,1	11,96	11,96	1,25	9,71	81,8
Průměr					22,6	45,0					77,9

Tab. XXVII: Tabulka hodnot modifikované oceli po provedení zkoušek rázem v ohybu metodou Charpy

Vzorek	Rozměry		Hloubka U vrubu	Teplota	KU ₂	KCU	F _m	F _{iu}	F _a	F _{gy}	Křeh- ký lom
	Šířka	Výška									
	mm	mm									
1_1	9,99	10,01	5,02	20	11,6	23,1	14,92	14,90	0,00	10,60	87,3
1_2	9,99	10,01	5,02	20	9,8	19,5	13,14	13,09	0,00	10,42	90,3
1_3	9,99	10,02	5,03	20	9,7	19,3	13,22	13,18	0,00	10,21	89,5
Průměr					10,4	20,6					89,0
1_4	10,00	10,02	5,03	400	13,2	26,2	12,46	12,02	0,00	9,68	86,8
1_5	10,00	10,01	5,00	400	12,9	25,8	12,90	12,14	0,00	9,56	83,3
1_6	9,99	10,01	5,01	400	12,6	25,2	12,75	12,53	0,00	9,94	88,5
Průměr					12,8	25,7					86,2
2_1	10,00	9,99	4,98	20	10,5	21,1	13,66	13,63	0,00	10,27	88,8
2_2	10,00	9,99	4,99	20	10,3	20,6	13,55	13,54	0,00	10,54	90,0
2_3	10,00	9,98	4,98	20	12,5	25,1	14,50	14,13	0,00	11,72	88,9
Průměr					11,1	22,3					89,2
2_4	10,01	9,99	4,98	400	14,9	29,9	12,44	12,05	0,00	9,80	87,6
2_5	10,01	10,01	5,00	400	14,7	29,4	13,07	12,94	0,00	10,86	91,2
2_6	10,00	9,97	4,97	400	17,1	34,4	12,71	12,23	0,00	11,70	92,5
Průměr					15,6	31,2					90,4
3_1	10,01	9,99	5,00	20	9,7	19,4	13,46	13,30	0,00	10,57	89,2
3_2	10,01	9,98	4,98	20	9,3	18,7	13,42	13,15	0,00	10,30	87,8
3_3	10,00	10,01	5,01	20	10,3	20,6	13,63	13,60	0,00	10,69	90,1
Průměr					9,8	19,6					89,0

3_4	10,01	10,01	5,02	400	13,9	27,7	13,50	13,03	0,00	10,00	85,4
3_5	10,01	10,00	4,99	400	12,6	25,2	12,76	12,65	0,00	10,89	92,4
3_6	10,01	9,99	4,98	400	12,1	24,3	14,19	14,10	0,00	10,72	88,5
Průměr					12,9	25,7					88,8
4_1	10,00	9,98	4,97	20	12,2	24,5	14,95	14,66	0,00	11,13	87,0
4_2	10,00	10,00	5,01	20	9,5	19,0	13,30	13,09	0,00	10,48	89,0
4_3	10,00	10,00	5,02	20	10,5	20,9	13,78	13,74	0,00	10,63	89,5
Průměr					10,7	21,5					88,5
4_4	10,02	10,00	5,00	400	12,1	24,2	13,38	13,30	0,00	11,34	92,4
4_5	10,02	9,99	4,98	400	13,2	26,5	13,33	12,80	0,00	12,10	91,8
4_6	10,00	9,99	4,97	400	13,1	26,4	13,43	13,24	0,00	11,92	93,3
Průměr					12,8	25,7					92,5

Podobně jako u zkoušek tahem i zde nebyl významný vliv kryogenního zpracování na houževnatost vzorků z nástrojové oceli X37CrMoV5-1 i modifikované oceli. Porovnáme-li výsledky obou ocelí, vyplývá, že nástrojová ocel X37CrMoV5-1 je při zvýšené teplotě houževnatější oproti její modifikaci s niobem a borem, viz obr. 37 až 45 v obrazové části.



Obr. 12.3: Ukázka vzorků po provedené rázové zkoušce – pokojová teplota, teplota 400 °C

13 Dilatometrie

Dilatometrie sleduje rozměrové změny (dilatace) zkušebních vzorků, které nastávají při změnách rovnovážných poloh atomů v krystalové mřížce z důvodu změny teploty. Měřením je získána závislost rozměrových změn na teplotě a času. Jednotlivé fázové změny (transformace) se projevují zlomy na dilatačních křivkách. Vyhodnocením těchto zlomů lze určit teplotu i charakter transformací. Základní části dilatometru jsou pec, senzor dilatace, držák vzorku s táhly přenášejícími dilatace mezi vzorkem v peci a senzorem a registrační zařízení. Měření byla provedena u nástrojové oceli X37CrMoV5-1 (ČSN 41 9552). Dilatace během celého procesu kalení na -60°C a popouštění byly zaznamenány v kalicím dilatometru RITA L78 (Linseis). Průměr zkušebních vzorků byl 4 mm a délka 10 mm. Teplota byla snímána termočlánkem navařeným na povrch vzorku. Tyto vzorky byly sevřeny v křemenných táhlech silou 0,3 N. Dilatace vzorků popouštěných po kalení na -160°C (bez měření dilatací během procesu kalení) byly měřeny v dilatometru L75PT (Linseis) na vzorcích téže geometrie jako pro kalicí dilatometr.

Výsledky dilatometrických zkoušek jsou znázorněny v uvedených grafech na obr. 46 až 51 v obrazové části. Pro zjištění rozdílů mezi standardním a nízkoteplotním zpracováním byla provedena simulace těchto dvou režimů v dilatometru. Na obr. 46 je uveden průběh dilatace při tepelném zpracování bez zmrazování, to znamená austenitizaci na teplotu 1030 °C, kalení na teplotu 20 °C a popouštění při 595 °C. Graf na obr. 47 ukazuje, že zařazení podchlazení vzorku na -60 °C, vede ke změně dilatační křivky při následném popouštění (místo v kroužku). -60 °C bylo zvoleno kvůli technickým limitům kalicího dilatometru. Na obr. 48 je porovnání dilatačních křivek vzorků při popouštění po standardním a kryogenním zpracování. Tento rozdíl zřejmě souvisí s rozdílnou kinetikou precipitace karbidů u obou vzorků. Tento pozitivní výsledek umožnil pokračovat dále v dilatometrii. Dále, nad rámec technických limitů kalicího dilatometru, byly vzorky tepelně zpracovány klasicky, to znamená, že ohřev vzorků na teplotu austenitizace proběhl ve vakuové žíhací peci Clasic pod ochrannou atmosférou argonu na kalicí teplotu 1030 °C, s výdrží na austenitizační teplotě 30 minut, poté byly zkaleny do oleje. Kryogenní zpracování na -160 °C (prodlevy opět 6, 12 a 24 hodin) bylo provedeno v kryoboxu Voltcraft. Popouštění těchto vzorků se dále konalo v dilatometru. Popouštění následuje bezprostředně po kalení, proto bylo vždy vše organizačně připraveno na rychlé přemístění do dilatometru, kde se vzorek popouštěl při teplotě 595 °C s výdrží 2 hodin na této teplotě. Před tímto testováním bylo nutné změřit rychlost kalení do oleje a rychlost ochlazení z popouštěcí teploty 595 °C nástrojové oceli X37CrMoV5-1, aby bylo simulování v dilatometru co nejpřesnější. Výsledky z přípravy těchto důležitých parametrů jsou na obr. 49 a 50. Rychlost kalení do oleje se měřila pomocí termočlánků, kdy byla měřena teplota kaleného vzorku se vzorkovací frekvencí 0,1 sekundy. Průběh popouštění byl zaznamenáván se vzorkovací frekvencí 1 sekundy. Výsledky této experimentální zkoušky korespondují s předchozí dilatační zkouškou. I zde jsou vidět rozdíly v dilatační křivce mezi klasickým a kryogenním zpracováním, které souvisí s rozdílnou kinetikou precipitace karbidů.

Precipitace karbidů uvolňuje atomy uhlíku z intersticiálních poloh krystalové mříže, což se projevuje poklesem rozměru vzorku. Na rozdíl od přibližného zachování výchozího rozměru vzorku v případě klasického tepelného zpracování (obr. 51, křivka 1 (H+T)), po kryogenním zpracování docházelo k poklesu rozměru tím rychleji, čím delší byla prodleva na kryogenní teplotě (obr. 51).

14 Analýza mikrostruktury

Úkolem analýzy mikrostruktury bylo porovnání struktury experimentálních ocelí, které byly během tepelného zpracování ochlazeny na kryogenní teplotu, se strukturou po klasickém tepelném zpracování.

Analyzované vzorky pomocí světelné mikroskopie byly zpracovány standardní metalografickou přípravou zahrnující broušení a následné leštění. Mikrostruktura vzorků byla vyvolána leptáním ve Villela-Bain či 3 % Nitalu a zdokumentována pomocí optického mikroskopu NIKON EPIPHOT 200. Mikroskop je vybaven softwarem pro digitální zpracování a analýzu obrazu NIS Elements AR 3.2. Ve všech vzorcích z nástrojové oceli X37CrMoV5-1 se nachází struktura s popuštěným martenzitem a výraznou dendritickou segregací. Mezidendritické oblasti jsou obohacené zejména uhlíkem a molybdenem, méně vanadem a chromem. V důsledku dendritické segregace se povrch metalografického výbrusu naleptává nerovnoměrně – výrazněji v osách dendritů (tmavé oblasti), méně výrazně v mezidendritických prostorech (světlé oblasti), viz obr. 52 a 53. Typ struktury obou oblastí je u vzorku po klasickém zpracování stejný (obr. 54). Rozdíly jsou patrné při vyšším zvětšení, kdy se ve světlé oblasti vyskytuje vysoká hustota hrubých globulárních částic. Pokud se tmavší oblast (osy dendritů)

více naleptá, vynikne Widmannstättenova struktura popuštěného deskového martenzitu (obr. 56). Mikrostruktura režimu 3 (H+12C+T) zahrnující kryogenní zpracování je mikrostruktura tmavé oblasti podobná vzorku po klasickém zpracování (obr. 57), ve světlé oblasti je nevýrazná reliéfní matrice s vysokou hustotou spíše větších částic (obr. 58). Mikrostruktura režimu 4 (H+24C+T) je opět podobná 1 (H+T), ale desky martenzitu jsou hrubší (obr. 59 a 60). Světlé oblasti se podobají vzorku 3 (H+12C+T), kde je opět velké množství precipitátů. Mikrostruktura vzorků je ve světelné mikroskopii dosti podobná, přesto lze pozorovat menší rozdíly. Dá se říct, že nejhrubší mikrostrukturu má vzorek po režimu 1 (H+T) oproti kryogenně zpracovaným vzorkům. V tmavé oblasti je deskový martenzit vzorku 1 (H+T) jasnější oproti 3 (H+12C+T) a 4 (H+24C+T), naopak světlá oblast s velkými karbidy je jemnější. Světlá oblast mezi vzorky 3 (H+12C+T) a 4 (H+24C+T) je více rozdílná. Vzorek 3 (H+12C+T) má ze všech nejjemnější tmavou oblast, kde je jasně viditelná martenzitická struktura s jehlicemi nebo deskami. V mezidendritických oblastech jsou nejvýraznější jehlice a desky martenzitu u vzorku 1 (H+T), méně výrazné u 4 (H+24C+T) a nejméně patrné u 3 (H+12C+T). Částice karbidů vanadu a molybdeny precipitují zejména v mezidendritických prostorech (světlá oblast). Největší hustota částic je u vzorku 3 (H+12C+T), rozdíly mezi precipitáty jednotlivých vzorků jsou ukázány na obr. 61 až 63. Řádkovací elektronovou mikroskopií se dosahuje vysoké rozlišovací schopnosti, velkého zvětšení i hloubky ostrosti. Mikrostrukturu lze pozorovat pomocí sekundárních či odražených elektronů. Detailní snímky mikrostruktury nástrojové oceli X37CrMoV5-1 (ČSN 41 9552) byly pořízeny na řádkovacím elektronovém mikroskopu Jeol 6380. Při sledování pomocí odražených elektronů lze vidět karbidy molybdeny, které velmi svítí, na rozdíl od karbidů vanadu (obr. 64). V sekundárních elektronech toto nebylo patrné (obr. 65). Lokální chemické složení bylo ověřeno pomocí EDX analyzátoru (obr. 72 a 73) v transmisním elektronovém mikroskopu. U režimu 1 (H+T) bylo ve světlé oblasti (mezidendritická) větší hustota částic (karbidy vanadu a molybdeny) než v tmavé dendritické oblasti. Karbidy vanadu jsou drobnější a je jich více než molybdeny (obr. 66 až 67 a 72 až 73). Mikrostruktura tmavé oblasti režimu 3 (H+12C+T) je v porovnání s 1 (H+T) a 4 (H+24C+T) výrazně jemnější (bylo řečeno i u světelné mikroskopie), ale hustota karbidů je stejná. Naopak světlá část je mikrostruktura velmi jemné a hustota karbidů výrazně větší (obr. 68 a 69). Mikrostruktura 4 (H+24C+T) je podobná 3 (H+12C+T) avšak nemá tak vysokou hustotu jemných částic a jemný reliéf. Oproti 1 (H+T) je ale 4 (H+24C+T) jemnější s vyšší hustotou karbidů. Lze říci, že po kryogenním zpracování vznikají typy substruktur v martenzitu, které zřejmě usnadňují precipitaci jemných karbidů při finálním popuštění oceli [1].

Po odlití modifikované oceli s niobem a borem byla provedena zkouška makrostruktury, která je na snímku obr. 74 v obrazové části. Viditelné dendrity jsou příčinou heterogenity chemického složení. Dendrit vzniká krystalizací s negativním teplotním gradientem. Ve středu zkoumané makrostruktury jsou výrazné dva typy segregace, mezerová (v osové části ingotu) a stvolová (v mimoosové části ingotu). V ose ingotu je také zřetelná trhlinka. Mikrostruktura litého stavu je na obr. 75. Jde o hrubou martenzitickou strukturu, která vznikla z důvodu rychlého chladnutí ingotu o malém průřezu. Na obr. 76 je makrostruktura kovaného stavu modifikované oceli, která vykazuje viditelné dendritické odmišení, ve středu vzorku jsou póry a prasklina. Mikrostruktura kovaného stavu je na obr. 77 a je tvořena martenzitem s jehlicovitou morfologií a jemnými karbidy. Byla také stanovena velikost zrna podle normy ČSN EN ISO 643 Ocel – Mikrografické stanovení velikosti zrn. Na zviditelnění hranic austenitických zrn bylo použito leptání ve vodním roztoku nasycené kyseliny pikrové při teplotě 80 °C po dobu 2 s. Měření bylo provedeno pomocí optického mikroskopu NIKON EPIHOT 200, který je vybaven softwarem pro digitální zpracování a analýzu obrazu NIS Elements. Tento program obsahuje modul pro stanovení velikosti zrn. Průměrná velikost zrna je 23,

73 μm \rightarrow $G = 7,5$. Kovaná modifikovaná ocel je tedy jemnozrná (obr. 78). Po tepelném zpracování se ve všech vzorcích z modifikované nástrojové oceli s niobem a borem nachází struktura s popuštěným martenzitem a výraznou dendritickou segregací, kde se velmi často vyskytuje nerozpuštěný karbid niobu (karbid růžové barvy), protože teplota 1030 °C nevede k úplnému rozpuštění těchto primárních karbidů (obr. 79 a 80). Ve struktuře po klasickém tepelném zpracování je velmi malá hustota jemných precipitovaných karbidů (obr. 80). U vzorků po kryogenním zpracování je výskyt precipitátů výraznější oproti klasickému zpracování. Nejméně však u vzorku po 6 hodinové prodlevě na kryogenní teplotě (obr. 82). Největší hustota karbidů je opět jako u klasické nástrojové oceli X37CrMoV5-1 po prodlevě 12 hodin (obr. 84). Závěry rozboru mikrostruktury modifikované oceli korespondují se závěry nástrojové oceli X37CrMoV5-1. Pro potvrzení správnosti určení typu primárních karbidů bylo provedeno měření chemického složení pomocí EDX analyzátoru (obr. 87), viz tabulka XXVIII.

Tab. XXVIII: Chemické složení karbidů z EDX analýzy

Spektrum	Chemické složení			
	V	Cr	Fe	Nb
Spektrum 1	8,68	1,44	3,56	86,33
Spektrum 2	5,54	1,77	17,78	74,91

15 Diskuze výsledků

Tato diplomová práce „Vliv kryogenního zpracování na vlastnosti nástrojových ocelí pro práci za tepla“ si jako základní úkoly stanovila ověření vlivu kryogenního zpracování na mechanické vlastnosti nástrojových ocelí pro práci za tepla. Z dosažených výsledků vyplývá, že kryogenní zpracování vede k úplné eliminaci zbytkového austenitu v mikrostruktuře zkoumaných ocelí. Již tento efekt může vést k výraznému zvýšení užitných vlastností nástrojů, zejména díky vyšší rozměrové stabilitě martenzitu bez zbytkového austenitu.

V předložené práci byly sledovány dvě nástrojové oceli. Nástrojová středně legovaná Cr-Mo-V ocel pro práci za tepla - X37CrMoV5-1 a její modifikace s niobem a borem. U obou typů nástrojových ocelí bylo provedeno klasické tepelné zpracování a dlouhodobé kryogenní zpracování s prodlevami na kryogenní teplotě 6, 12 a 24 hodin. Tvrdost u nástrojové oceli X37CrMoV5-1 je stabilní do teploty 565 °C, poté prudce klesá. U modifikované oceli je tvrdost stabilní do 575 °C. Zkušební vzorky z obou ocelí byly popuštěny na tvrdost 50 HRC. Vzorky z oceli X37CrMoV5-1 byly popuštěny při teplotě 595 °C, vzorky z modifikované oceli při teplotě 590 °C.

Z výsledků měření zbytkového austenitu nástrojové oceli X37CrMoV5-1 vyplývá, že při konvenčním tepelném zpracování bez zmrazení nedojde k úplné eliminaci zbytkového austenitu. Aby došlo k dokonalému potlačení austenitu v mikrostruktuře, je zapotřebí vzorky zmrazit. Zbytkový austenit může být při provozu nástrojů z nástrojové oceli X37CrMoV5-1 a její modifikace s niobem a borem příčinou nerovnoměrného opotřebení nebo rozměrové nestability. Tomu se dá předejít buď několikanásobným popouštěním, nebo kryogenním zpracováním.

Provedené zkoušky odolnosti proti opotřebení ukázaly zlepšení vlastností experimentálních nástrojových ocelí po provedeném kryogenním zpracování. Tento výsledek odpovídá dřívějším výsledkům popsáním v odborných publikacích, které uvádí, že u nástrojových ocelí dochází po kryogenním zpracování ke zvýšení odolnosti proti opotřebení ve srovnání se stavem po klasickém zušlechtní. Potenciálně může tedy kryogenní zpracování u aplikací zkoumaných ocelí vést k následujícím efektům:

- Eliminace zbytkového austenitu - typickým problémem tepelného zpracování nástrojových ocelí je vysoký obsah zbytkového austenitu v mikrostruktuře po klasickém zakalení. Tento jev vyplývá z chemického složení těchto ocelí, díky kterému leží teplota M_f pod teplotou 0 °C. Vysoký podíl zbytkového austenitu vede ke zhoršení odolnosti materiálu proti opotřebení a u přesných nástrojů může být rovněž příčinou nedostatečné geometrické stability (postupná difuzní stabilizace austenitu v mikrostruktuře je spojená se změnami objemu příslušných zrn v materiálu). Zmrazením materiálu bezprostředně po zakalení dojde k podkročení teploty M_f a tedy k ukončení martenzitické transformace. Podíl zbytkového austenitu v takto zpracovaných ocelích je proto nulový, nebo zanedbatelně nízký.
- Zvýšení odolnosti proti opotřebení - kryogenní zpracování nástrojových ocelí bezprostředně po zakalení vede k vytváření velmi jemných karbidů při následném popuštění. Tyto karbidy jsou u ocelí zpracovaných kryogenní technologií příčinou vyšší odolnosti proti opotřebení.

Zkoušky odolnosti proti opotřebení při teplotě 400 °C vedly k následujícím výsledkům:

- U nástrojové oceli X37CrMoV5-1 vede zmrazení k zvýšení odolnosti proti opotřebení za vyšších teplot. S rostoucí dobou výdrže na teplotě zmrazování odolnost proti opotřebení postupně roste, při výdrži 6 hodin byla naměřena srovnatelná odolnost jako u vzorku

bez zmrazení. Nejlépe se jeví prodleva na kryogenní teplotě po dobu 12 hodin, po 24 hodinách se odolnost nevýrazně snižuje.

- U modifikace s niobem a borem jsou rozdíly mezi jednotlivými režimy podobné jako u nástrojové oceli X37CrMoV5-1, ale nejsou tak výrazné. Z výsledků vyplývá, že je modifikovaná ocel odolnější ve stavu klasicky kaleného oproti X37CrMoV5-1, u vzorků kryogenně kalených jsou rozdíly mezi ocelmi nepatrné.
- K celkovému vyhodnocení zkoušek je třeba podotknout, že metoda pin-on-disc použitá pro měření odolnosti proti vysokoteplotnímu opotřebení pracuje s velmi malým objemem materiálu (malá styková plocha mezi kuličkou a vzorkem) a výsledek proto může být zatížen určitou chybou např. při zvýšeném výskytu karbidů nebo naopak měkčích strukturních složek v dané stopě.
- Lze říci, že zlepšení odolnosti proti opotřebení zvyšuje životnost a výkonnost nástroje, snižuje náklady a zvyšuje konkurenceschopnost.

Výsledky tahových zkoušek ukazují, že kryogenní zpracování zásadně neovlivňuje pevnost v tahu a tažnost. Na modifikované nástrojové oceli s niobem a borem nebyly zkoušky tahem provedeny z důvodu malého množství materiálu, který byl k dispozici. Podobně jako u zkoušek tahem, i u rázových zkoušek nástrojové oceli X37CrMoV5-1 a její modifikace nebyl významný vliv kryogenního zpracování na houževnatost vzorků. Porovnáme-li výsledky obou ocelí, vyplývá, že nástrojová ocel X37CrMoV5-1 je při zvýšené teplotě houževnatější oproti její modifikaci s niobem a borem. Výsledky dilatometrických zkoušek ukazují rozdíl mezi standardním a nízkoteplotním zpracováním. Podchlazení vzorku už na $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ vede ke změně dilatační křivky při následném popuštění. Rozdíl mezi klasickým a nízkoteplotním zpracováním zřejmě souvisí s rozdílnou kinetikou precipitace karbidů u obou nástrojových ocelí. Zařazením kryogenního zpracování na $-160\text{ }^{\circ}\text{C}$ (prodlevy 6, 12 a 24 hodin) se předchozí zkouška s nízkoteplotním podchlazením potvrdila. I zde jsou vidět rozdíly v dilatační křivce mezi klasickým a kryogenním zpracováním, které souvisí s rozdílnou kinetikou precipitace karbidů. Precipitace karbidů uvolňuje atomy uhlíku z intersticiálních poloh krystalové mříže, což se projevuje poklesem rozměru vzorku, po kryogenním zpracování docházelo k poklesu rozměru tím rychleji, čím delší byla prodleva na kryogenní teplotě. U klasicky kaleného vzorku se rozměry zvětšují.

Při metalografické analýze je u všech vzorků zřetelné odmišení projevující se rozdílnou leptatelností, kdy se lépe leptají osově části dendritů než mezidendritická oblast, která je obohacena uhlíkem a přísadovými prvky. Mezi těmito oblastmi a jednotlivými vzorky byly zjištěny rozdíly v mikrostruktuře. Byl tedy prokázán vliv kryogenního zpracování na mikrostrukturní procesy, které probíhají při následném popuštění. Nejlépe se jeví mikrostruktura u obou ocelí po 12 hodinové prodlevě na kryogenní teplotě, kdy je ve struktuře oproti ostatním vzorkům nejvyšší koncentrace jemných karbidů a i struktura popuštěného martenzitu je velmi jemná až nevýrazná. Tyto závěry korespondují s výsledky odolnosti proti opotřebení.

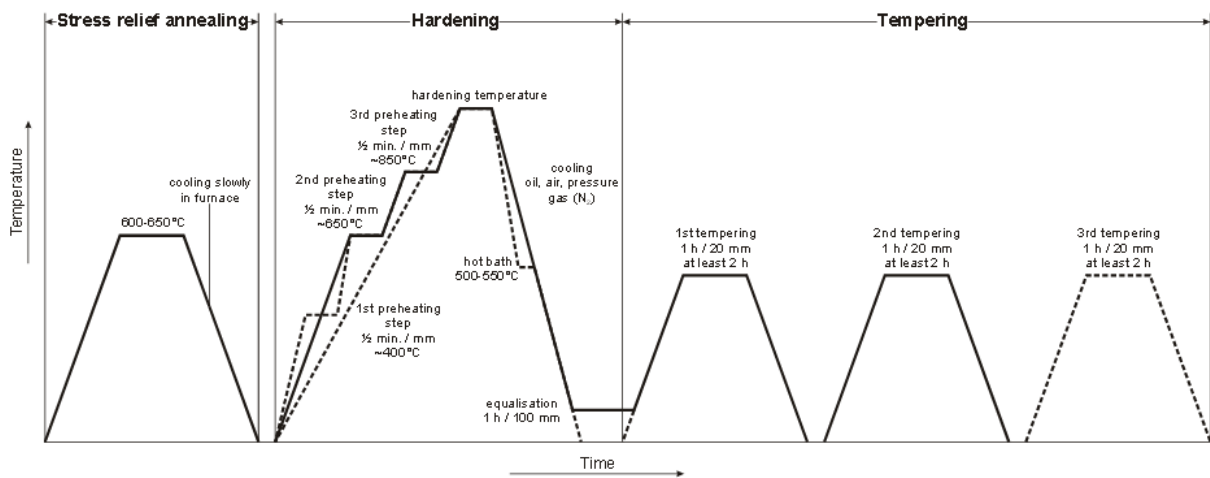
Byl tedy prokázán výrazný pozitivní vliv kryogenního zpracování na odolnost zkoumaných ocelí proti opotřebení. Z ekonomického hlediska vede zařazení kryogenního zpracování s výdrží 12 hodin na teplotě $-160\text{ }^{\circ}\text{C}$ do procesu zušlechťení ke zdražení tohoto procesu o cca. 30-50 % (při současných cenách elektrické energie a kapalného dusíku). Použití kryogenního zpracování je tedy ekonomicky zdůvodnitelné zejména u nástrojů používaných v sériové výrobě, kde je žádoucí minimalizovat dobu odstávek kvůli výměnám nástrojů. Kromě kovacích zápusťek může jít např. o součásti vstřikovacích forem, nástroje pro tváření plechů apod.

16 Závěr

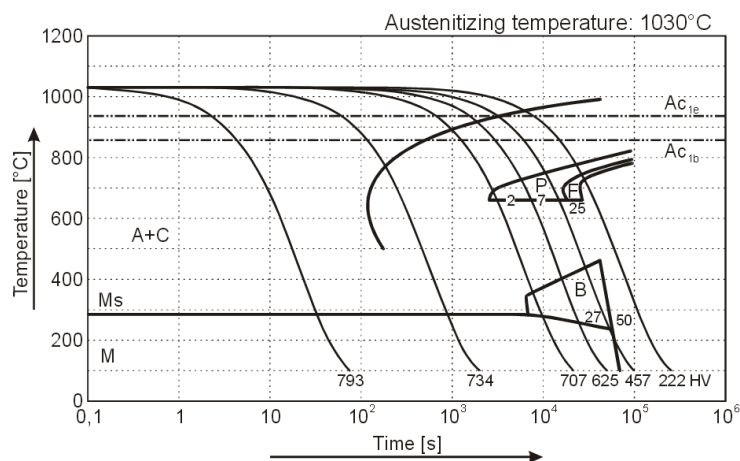
Výsledky této práce lze shrnout do následujících stručných závěrů:

- kryogenní zpracování oceli X37CrMoV5-1 (ČSN 41 9552) a její modifikace vede k zlepšení odolnosti proti opotřebení za tepla
- nejlépe se jeví prodleva na kryogenní teplotě po dobu 12 hodin
- na vrubovou houževnatost (X37CrMoV5-1 a modifikace), pevnost v tahu a tažnost (X37CrMoV5-1) nemá kryogenní zpracování vliv
- ocel modifikovaná s niobem a borem má nižší vrubovou houževnatost než standardní ocel X37CrMoV5-1
- z výsledků měření zbytkového austenitu v nástrojové oceli X37CrMoV5-1 vyplývá, že při kryogenním zpracování dochází k úplné eliminaci zbytkového austenitu
- po kryogenním zpracování vznikají v martenzitu substrukтуры, které zřejmě usnadňují precipitaci jemných karbidů při finálním popuštění oceli – mikrostruktura velmi jemná s vysokou hustotou jemných karbidů (opět 12 hodinová prodleva na kryogenní teplotě)
- lze očekávat, že zlepšení odolnosti proti opotřebení povede ke zvýšení životnosti nástrojů ze zkoumaných ocelí

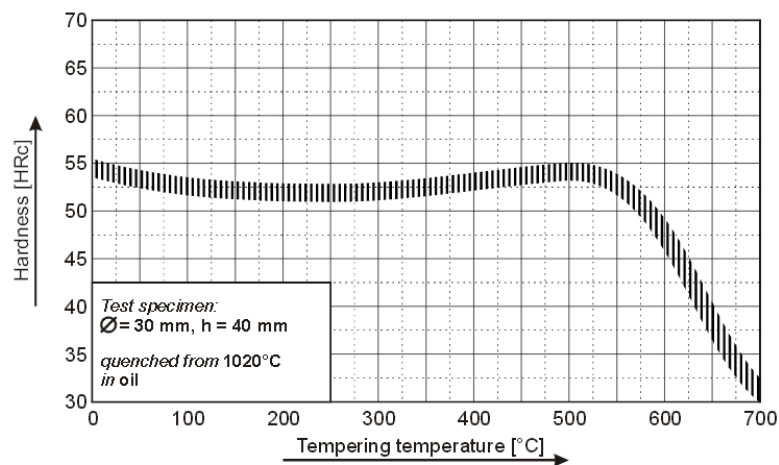
OBRAZOVÁ ČÁST



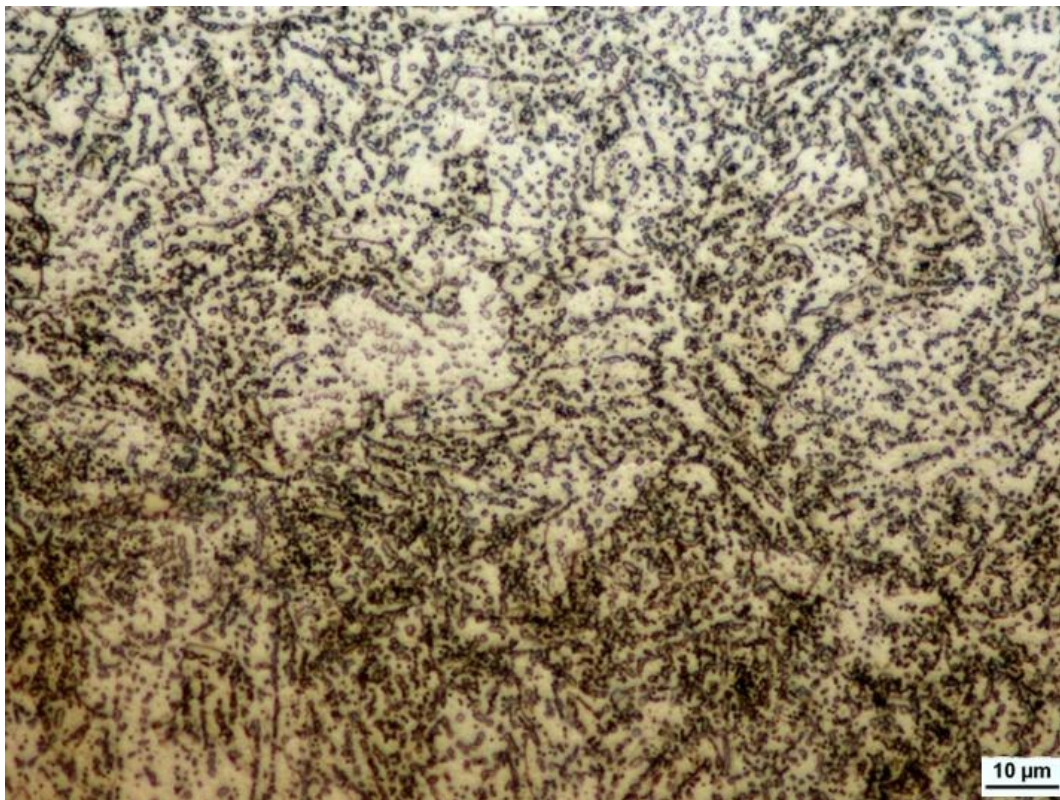
Obr. 1: Tepelné zpracování nástrojové oceli X37CrMoV5-1 pro práci za tepla [42]



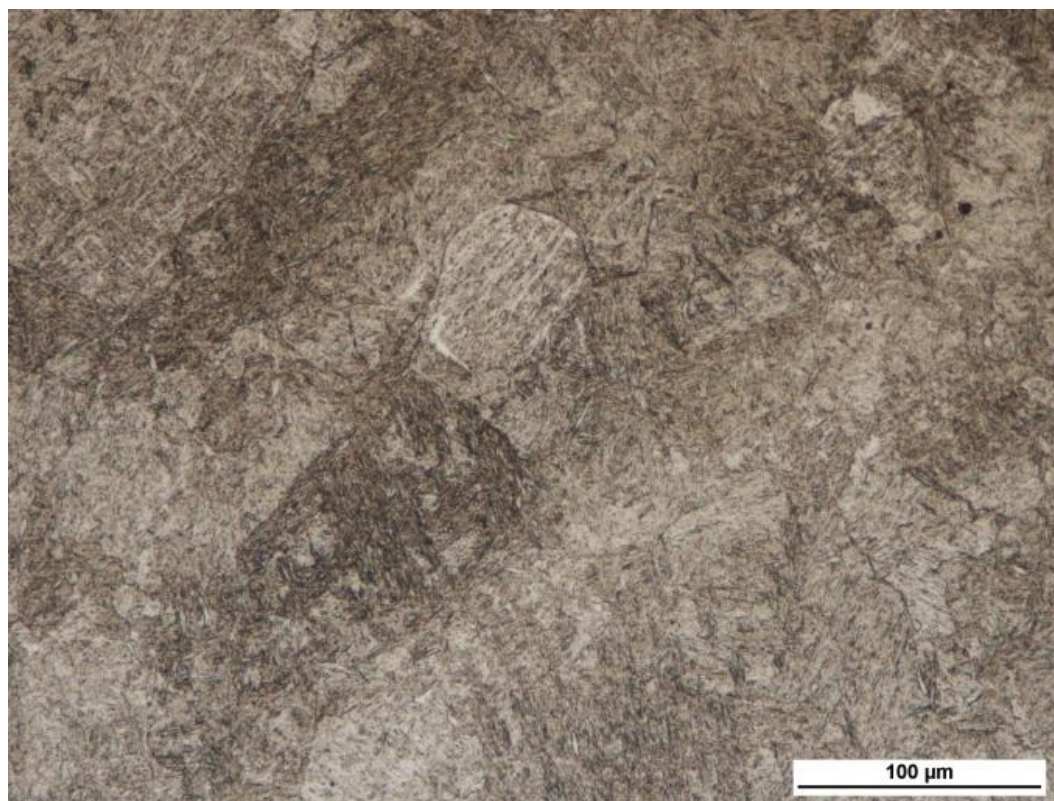
Obr. 2: CCT (ARA) diagram nástrojové oceli X37CrMoV5-1 pro práci za tepla [42]



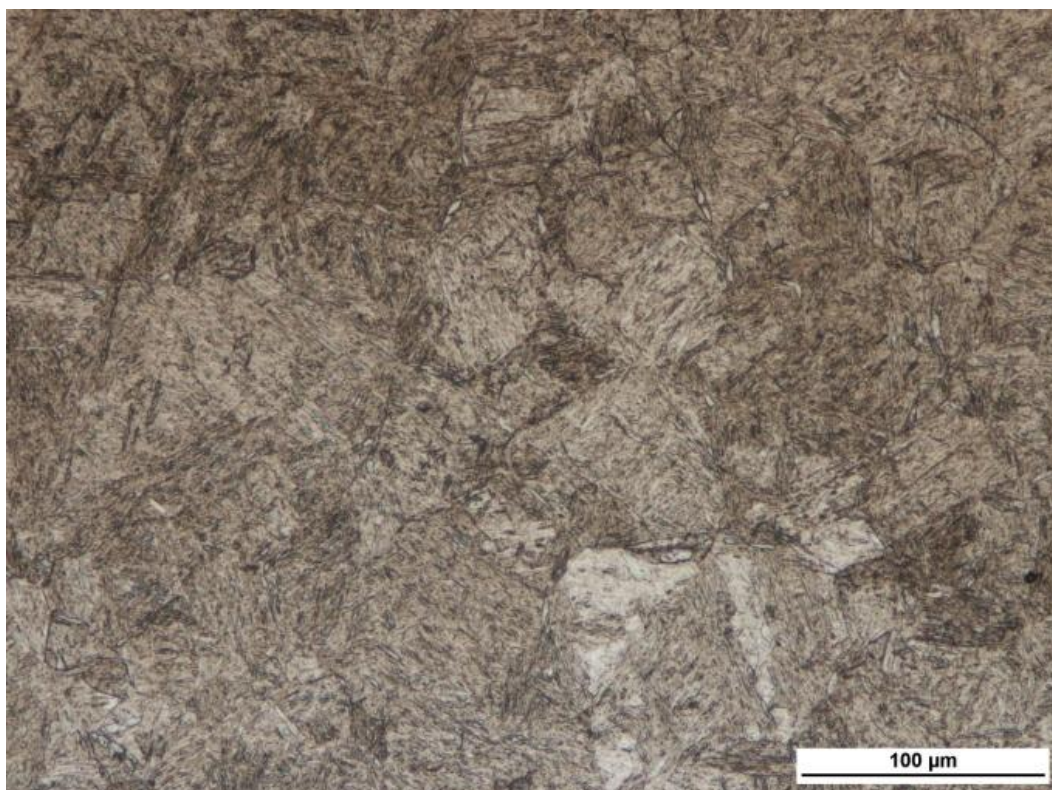
Obr. 3: Popouštěcí křivka nástrojové oceli X37CrMoV5-1 [42]



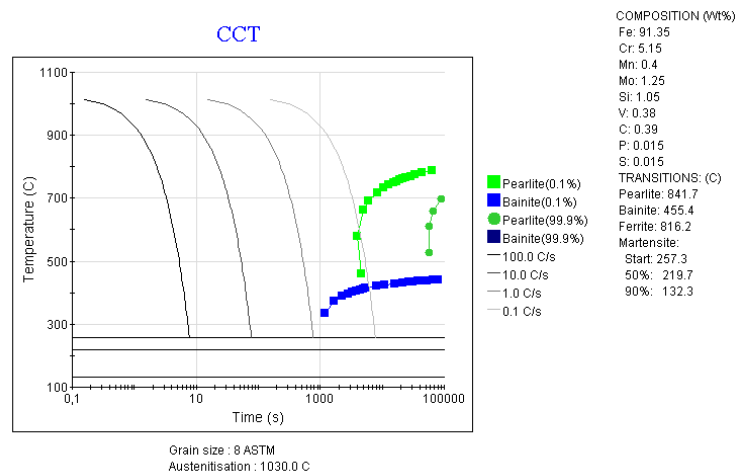
Obr. 4: Výchozí stav, 3 % Nital, zv. 500 x



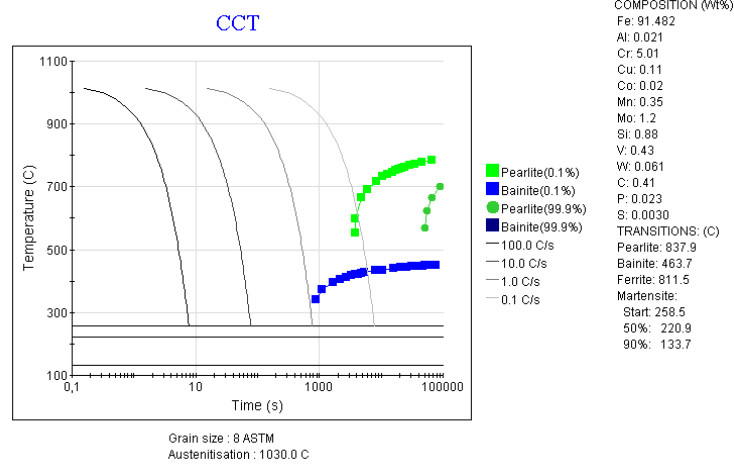
Obr. 5: Podélný řez, 3 % Nital, zv. 200 x



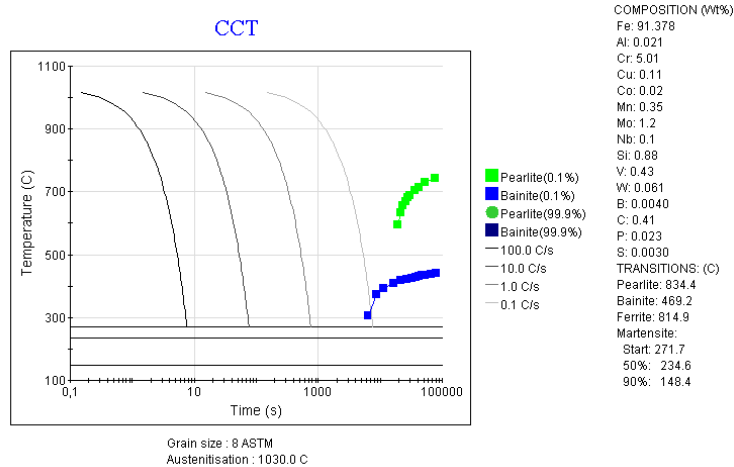
Obr. 6: Příčný řez, 3 % Nital, zv. 200 x



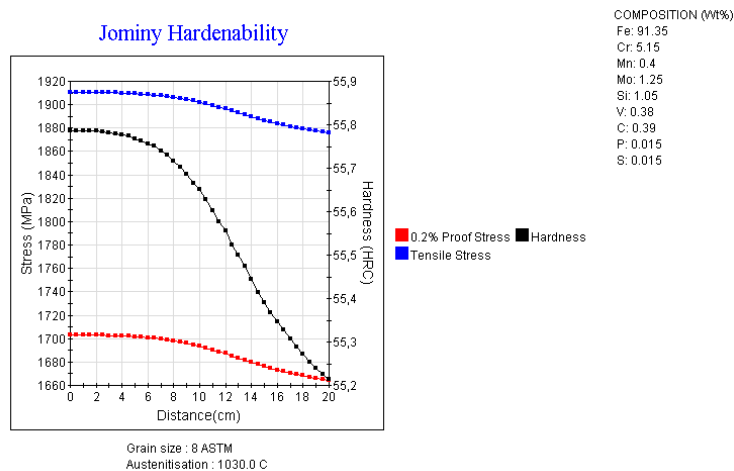
Obr. 7: Vypočtený tvar ARA diagramu pro standardní ocel ČSN 41 9552



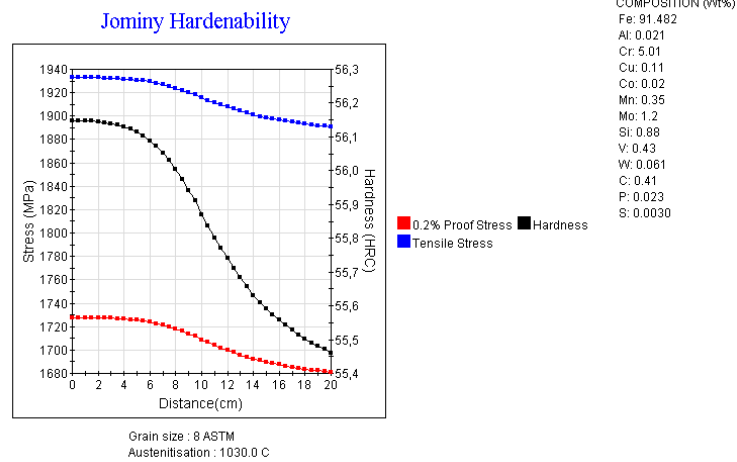
Obr. 8: Vypočtený tvar ARA diagramu pro experimentální ocel X37CrMoV5-1 (ČSN 41 9552)



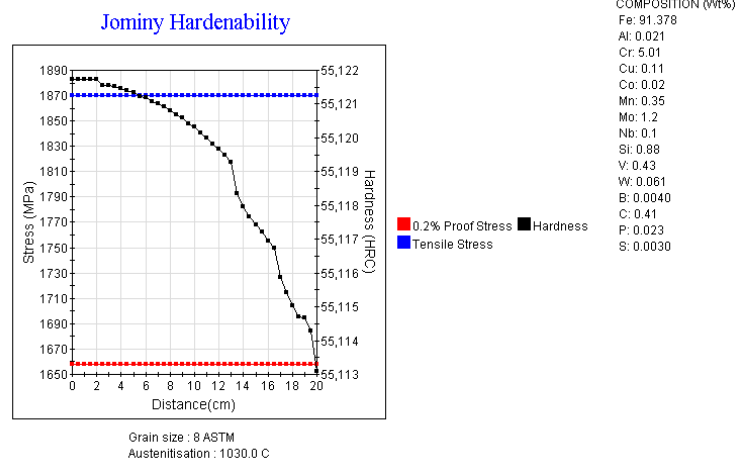
Obr. 9: Vypočtený tvar ARA diagramu pro modifikaci experimentální oceli X37CrMoV5-1 s niobem a borem



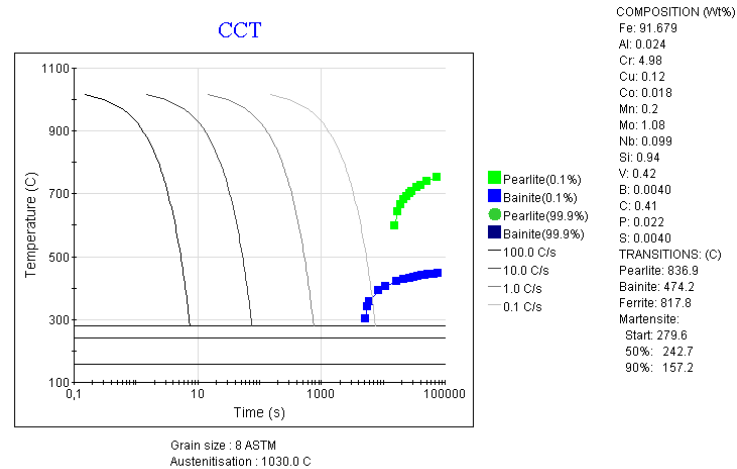
Obr. 10: Vypočtená křivka prokalitelnosti pro standardní ČSN 41 9552



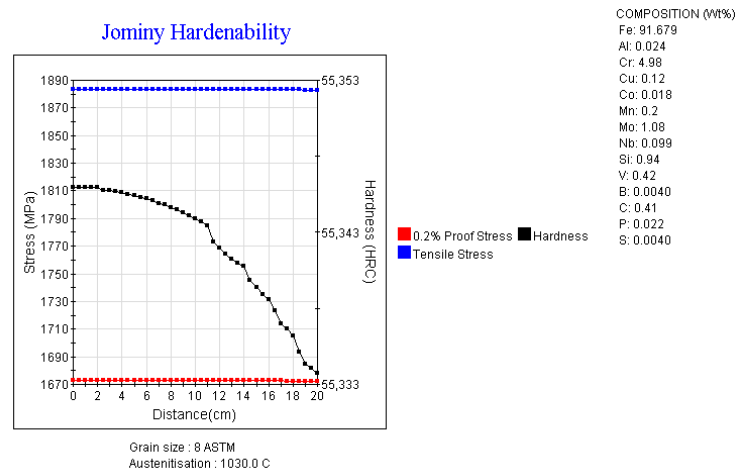
Obr. 11: Vypočtená křivka prokalitelnosti pro standardní ČSN 41 9552



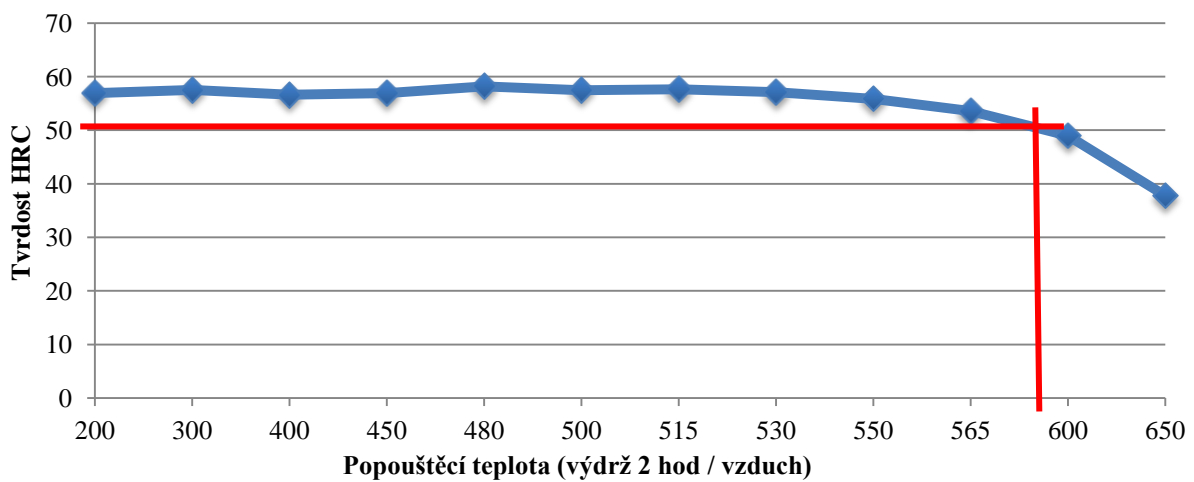
Obr. 12: Vypočtená křivka prokalitelnosti pro modifikaci oceli s niobem a borem



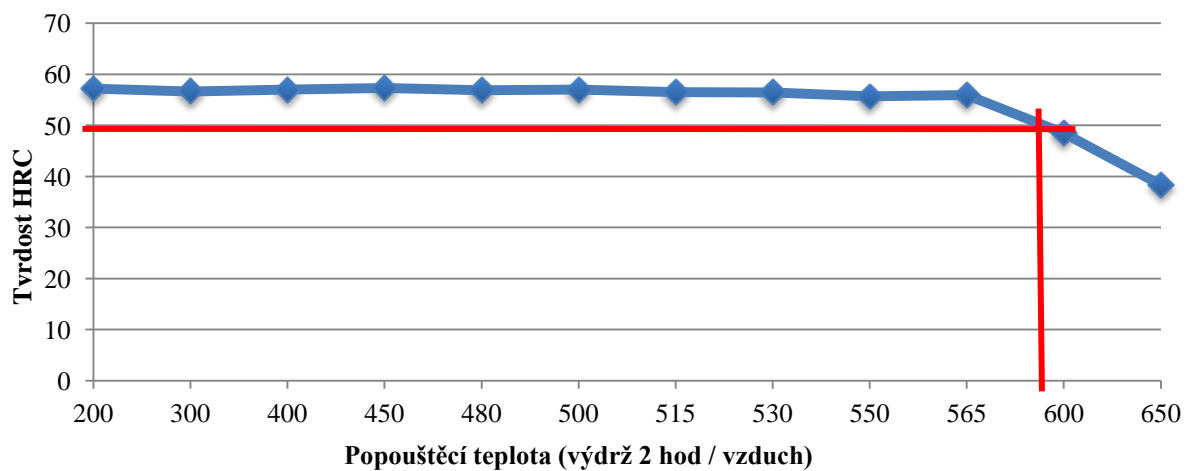
Obr. 13: Vypočtený tvar ARA diagramu pro vyrobenou modifikaci X37CrMoV5-1 s niobem a borem



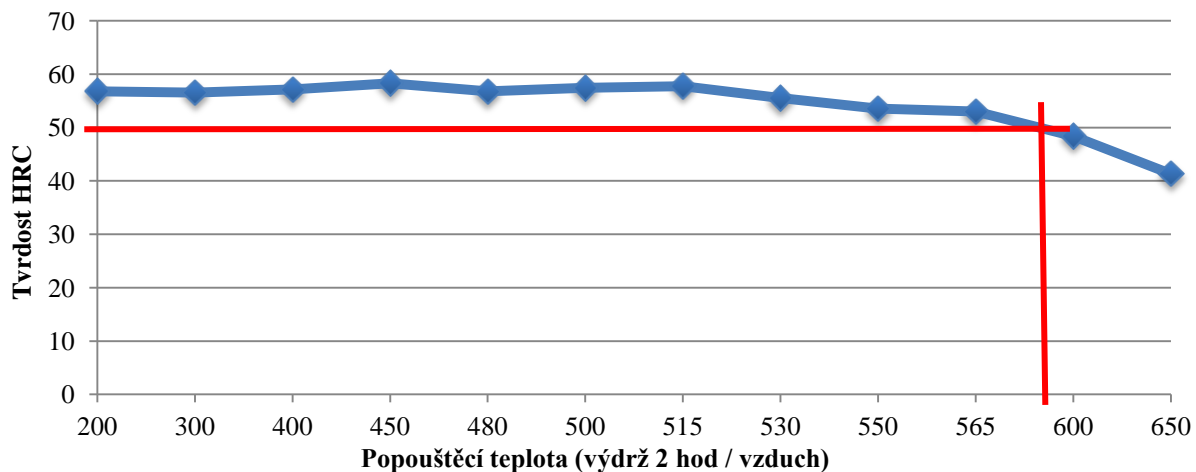
Obr. 14: Vypočtená křivka prokalitelnosti pro vyrobenou modifikaci X37CrMoV5-1 s niobem a borem



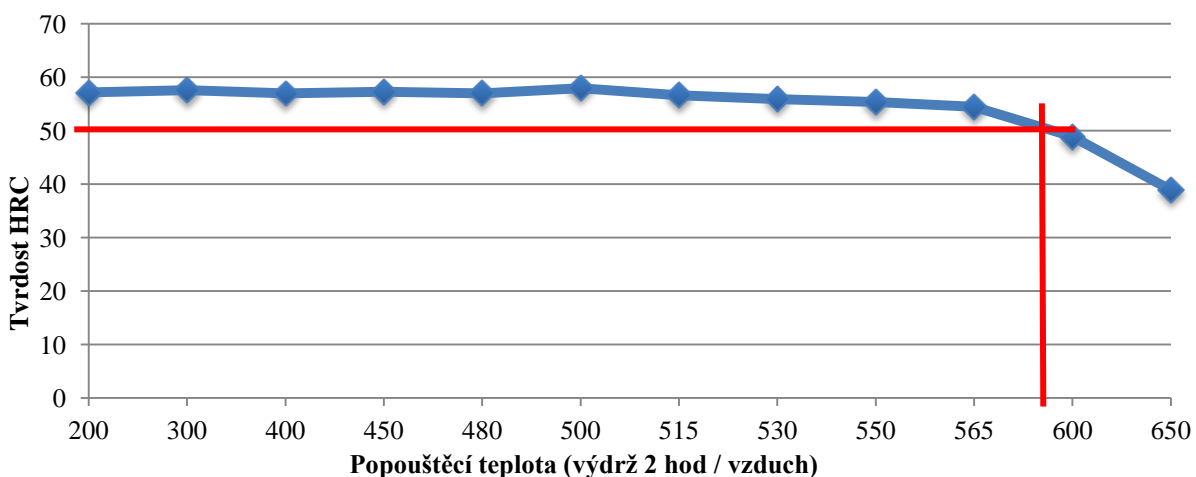
Obr. 15: Popouštěcí křivka režimu č. 1 nástrojové oceli X37CrMoV5-1: kalící teplota 1030 °C / výdrž 30 min / olej



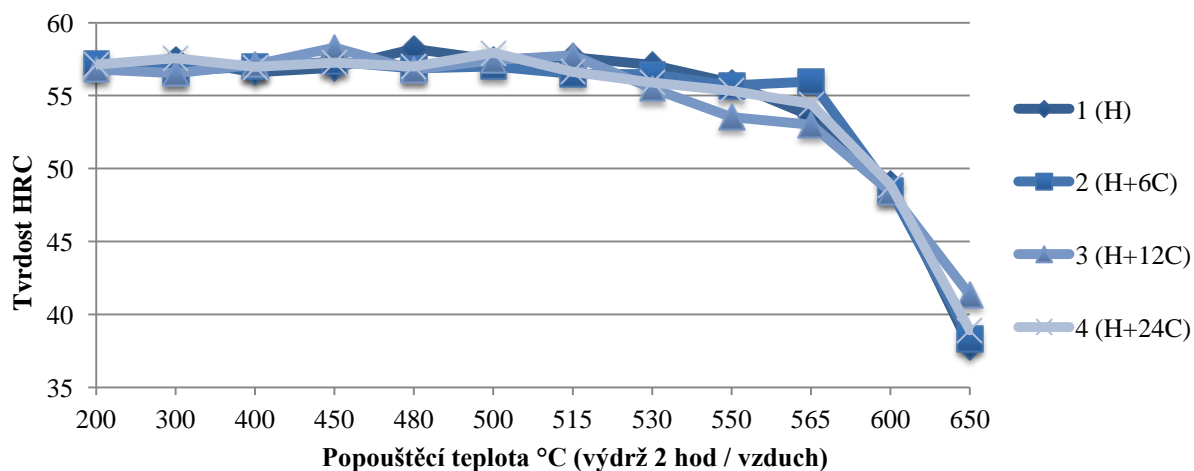
Obr. 16: Popouštěcí křivka režimu č. 2 nástrojové oceli X37CrMoV5-1: kalící teplota 1030 °C / výdrž 30 min / olej, zmrazení -160 °C / výdrž 6 hod / vzduch



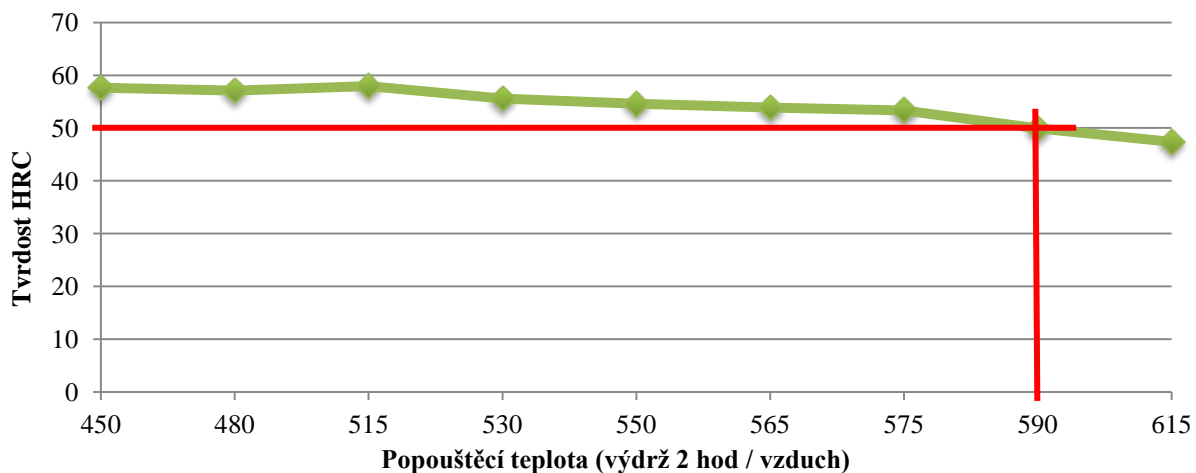
Obr. 17: Popouštěcí křivka režimu č. 3 nástrojové oceli X37CrMoV5-1: kalici teplota 1030 °C / výdrž 30 min / olej, zmrazení -160 °C / výdrž 12 hod / vzduch



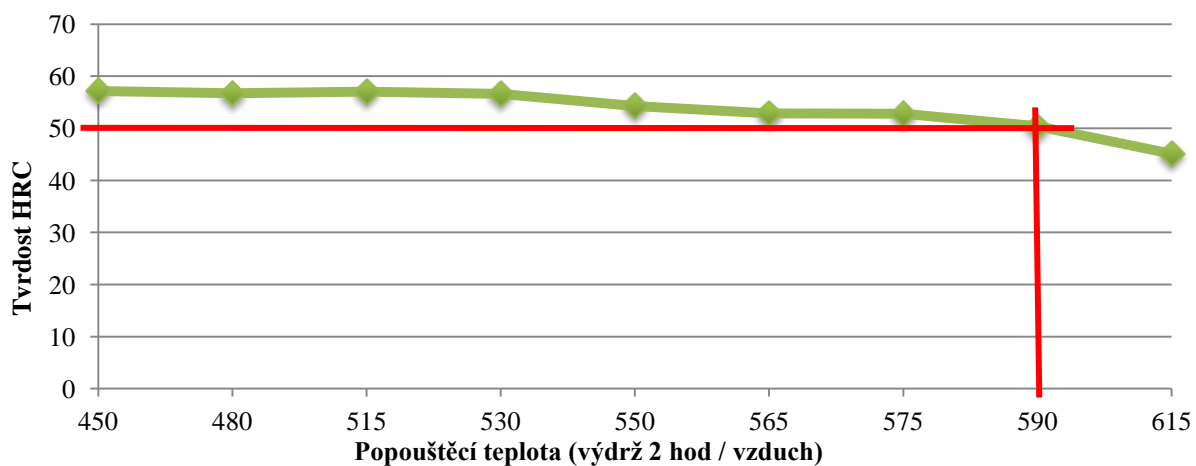
Obr. 18: Popouštěcí křivka režimu č. 4 nástrojové oceli X37CrMoV5-1: kalici teplota 1030 °C / výdrž 30 min / olej, zmrazení -160 °C / výdrž 24 hod / vzduch



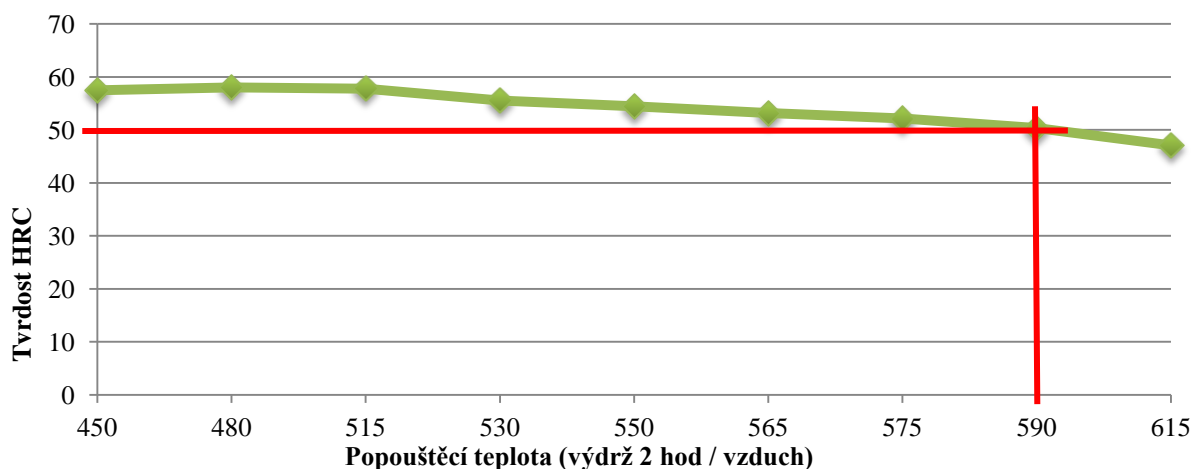
Obr. 19: Popouštěcí křivky všech režimů nástrojové oceli X37CrMoV5-1



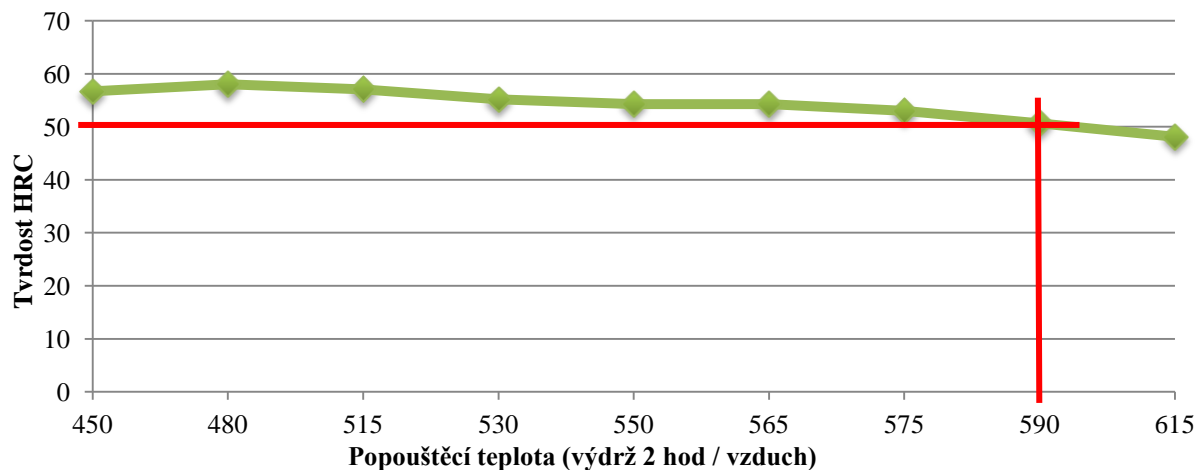
Obr. 20: Popouštěcí křivka režimu č. 1 modifikované nástrojové oceli s niobem a borem: kalicí teplota 1030 °C / výdrž 30 min / olej



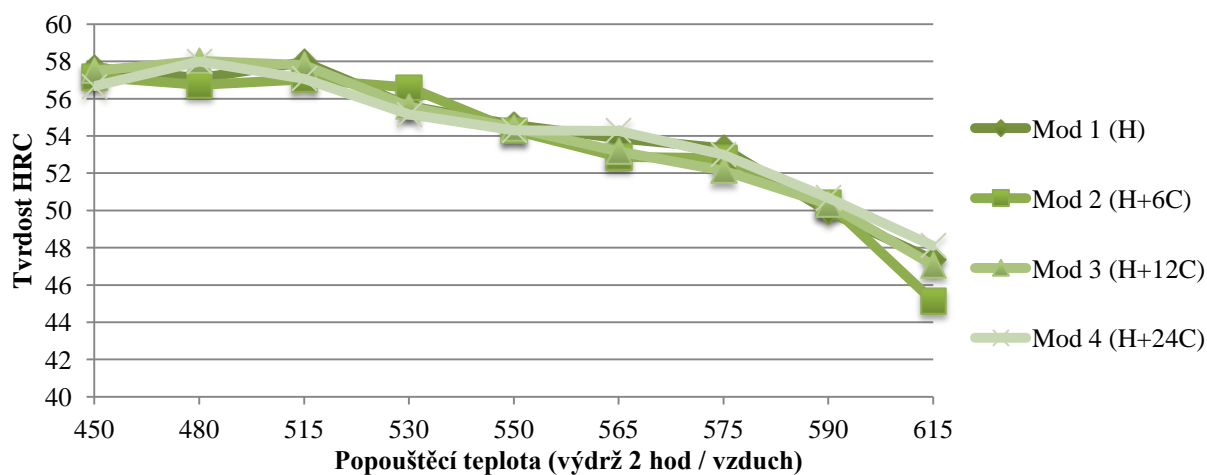
Obr. 21: Popouštěcí křivka režimu č. 2 modifikované nástrojové oceli s niobem a borem: kalicí teplota 1030 °C / výdrž 30 min / olej, zmrazení -160 °C / výdrž 6 hod / vzduch



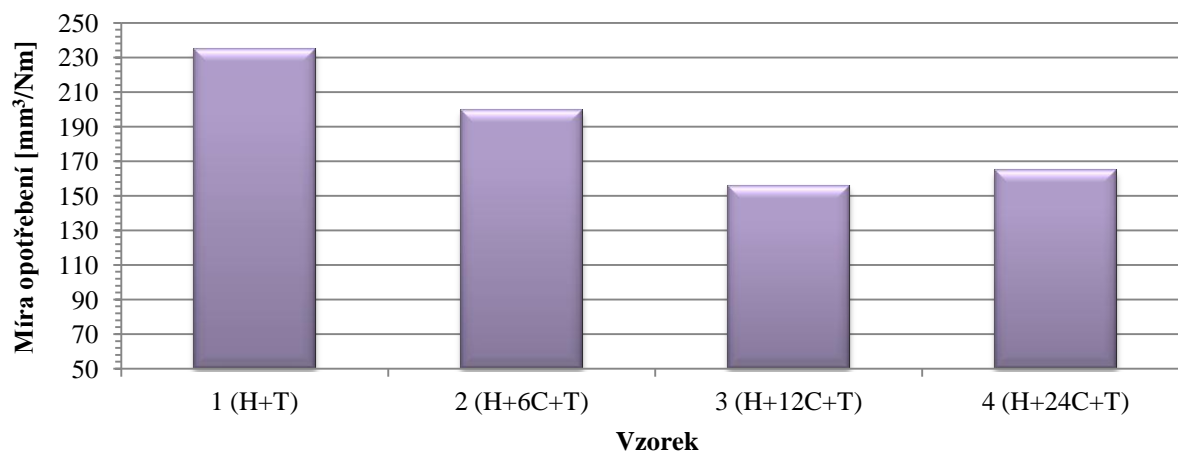
Obr. 22: Popouštěcí křivka režimu č. 3 modifikované nástrojové oceli s niobem a borem: kalicí teplota 1030 °C / výdrž 30 min / olej, zmrazení -160 °C / výdrž 12 hod / vzduch



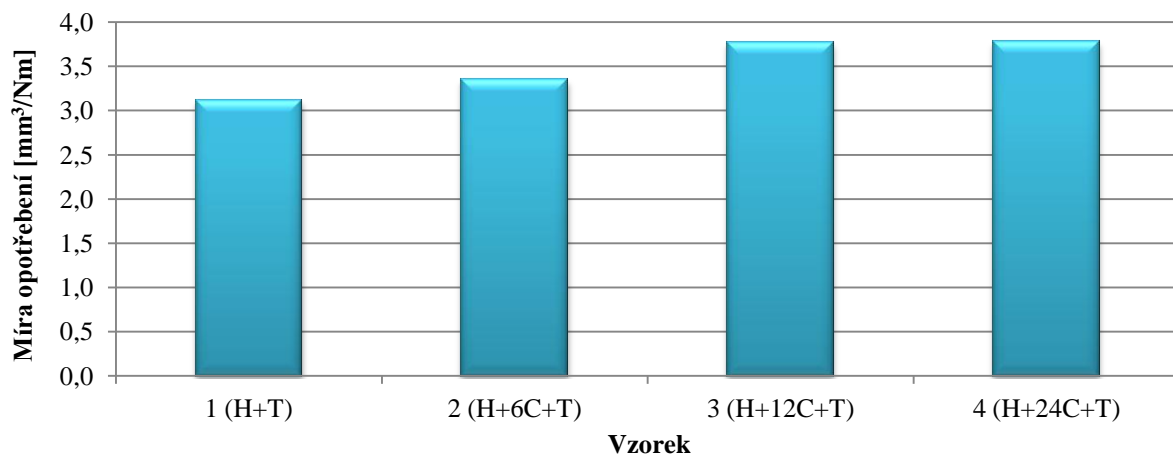
Obr. 23: Popouštěcí křivka režimu č. 4 modifikované nástrojové oceli s niobem a borem: kalicí teplota 1030 °C / výdrž 30 min / olej, zmrazení -160 °C / výdrž 24 hod / vzduch



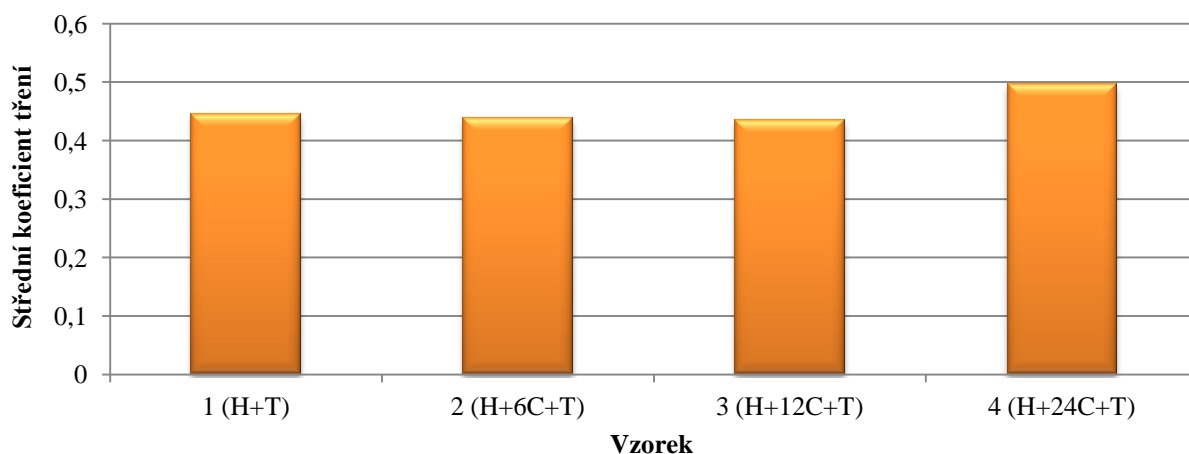
Obr. 24: Popouštěcí křivky všech režimů modifikované nástrojové oceli s niobem a borem



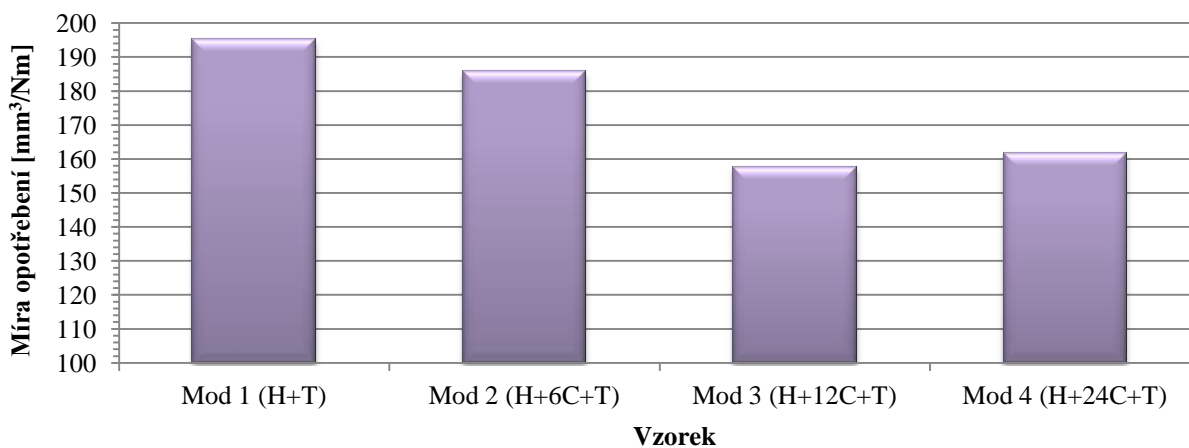
Obr. 25: Graf míry opotřebení zkušebních vzorků nástrojové oceli X37CrMoV5-1



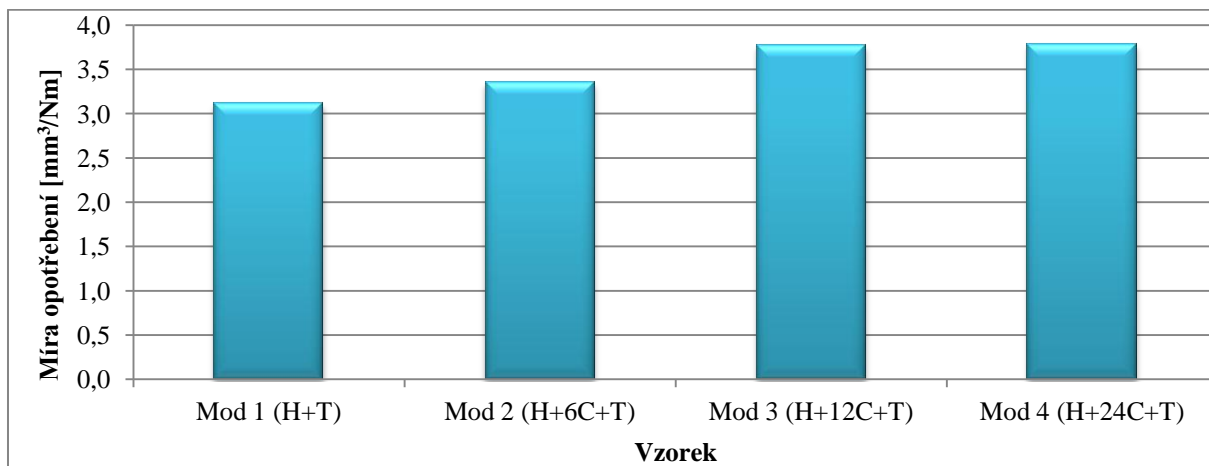
Obr. 26: Graf opotřebení protikusu při měření zkušebních vzorků z nástrojové oceli X37CrMoV5-1 – keramická kulička Si₃N₄



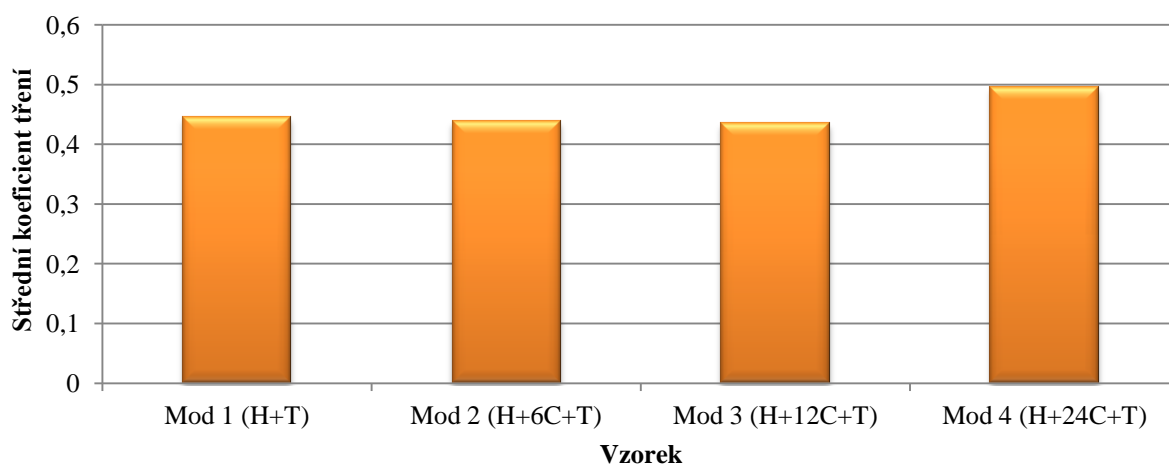
Obr. 27: Graf středního součinitele tření zkušebních vzorků z nástrojové oceli X37CrMoV5-1



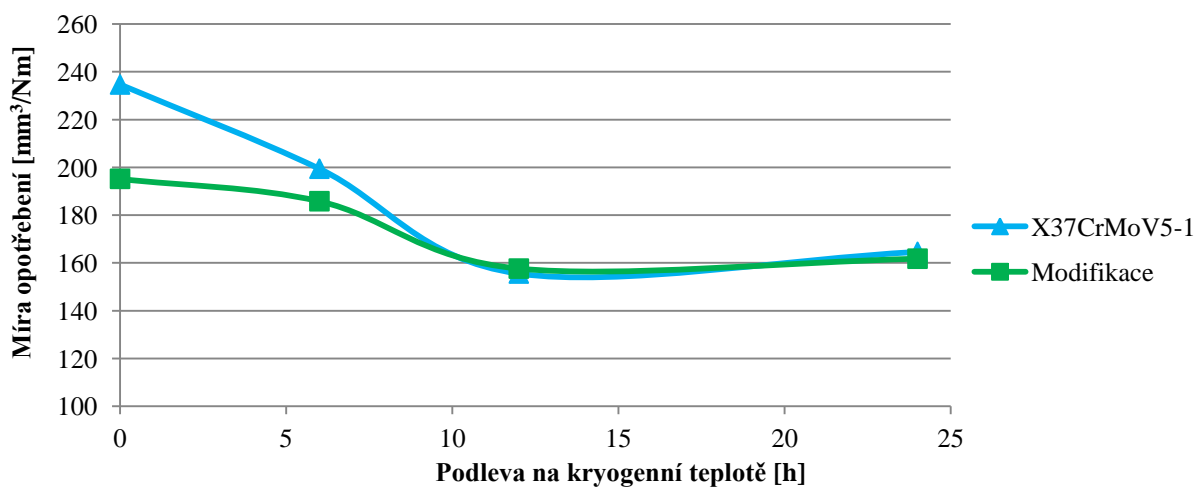
Obr. 28: Graf míry opotřebení zkušebních vzorků z modifikované nástrojové oceli



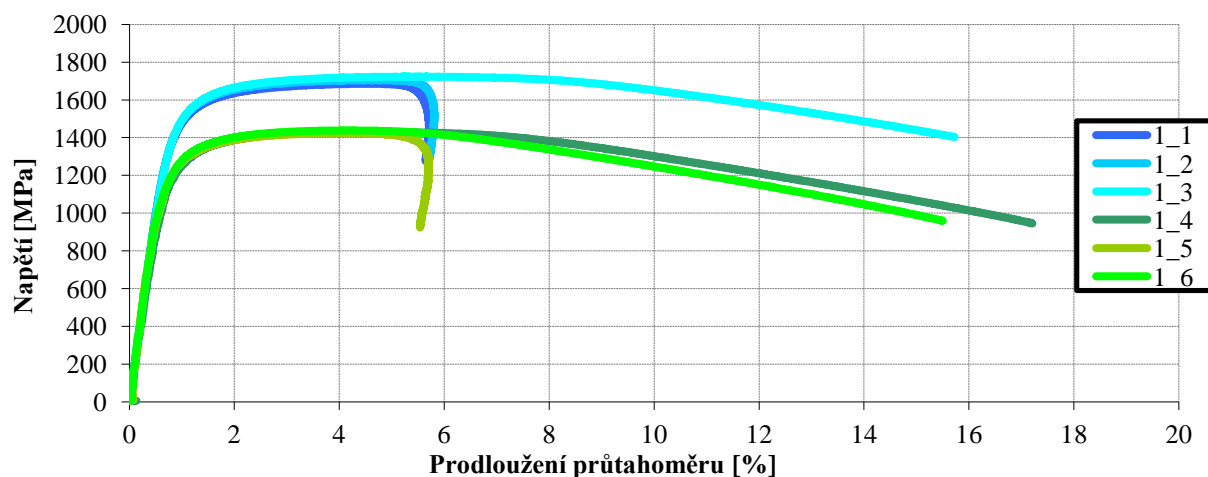
Obr. 29: Graf opotřebení protikusu při měření zkušebních vzorků z modifikované nástrojové oceli – keramická kulička Si_3N_4



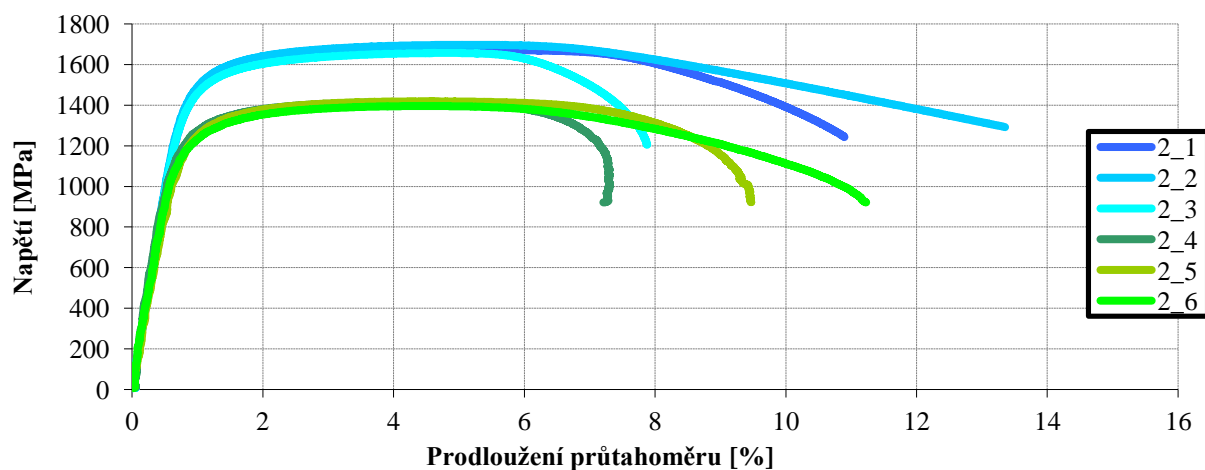
Obr. 30: Graf středního součinitele tření zkušebních vzorků z modifikované nástrojové oceli



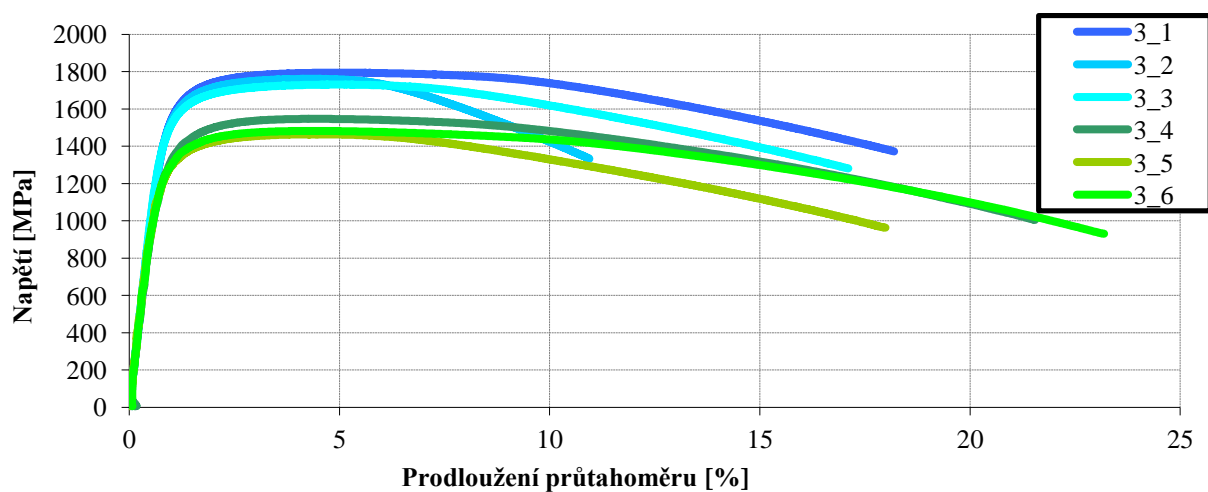
Obr. 31: Porovnání míry opotřebení obou ocelí v závislosti na prodlevě na kryogenní teplotě



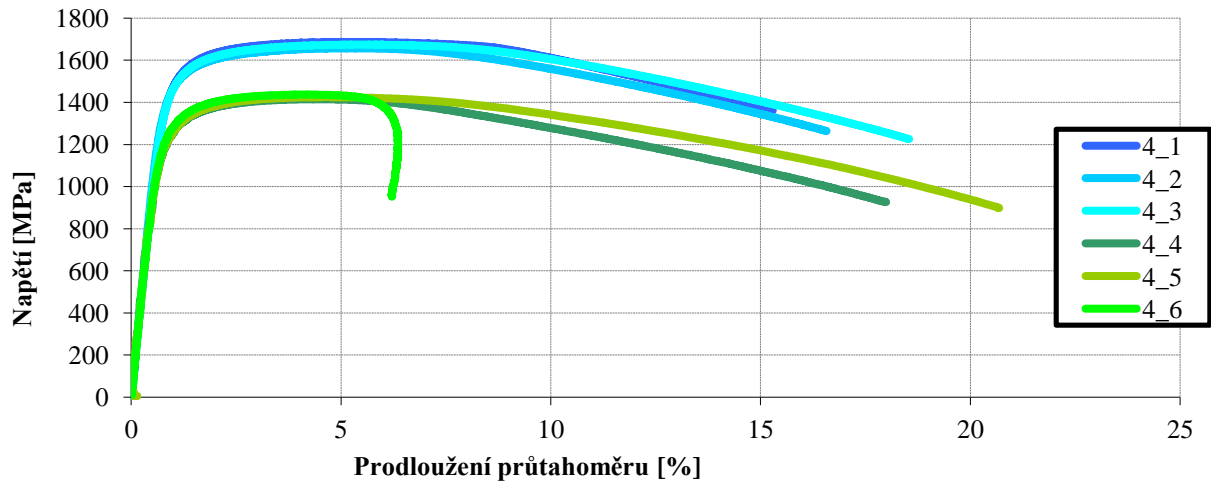
Obr. 32: Záznamy zkoušek tahem nástrojové oceli X37CrMoV5-1 – režim 1 (H+T)



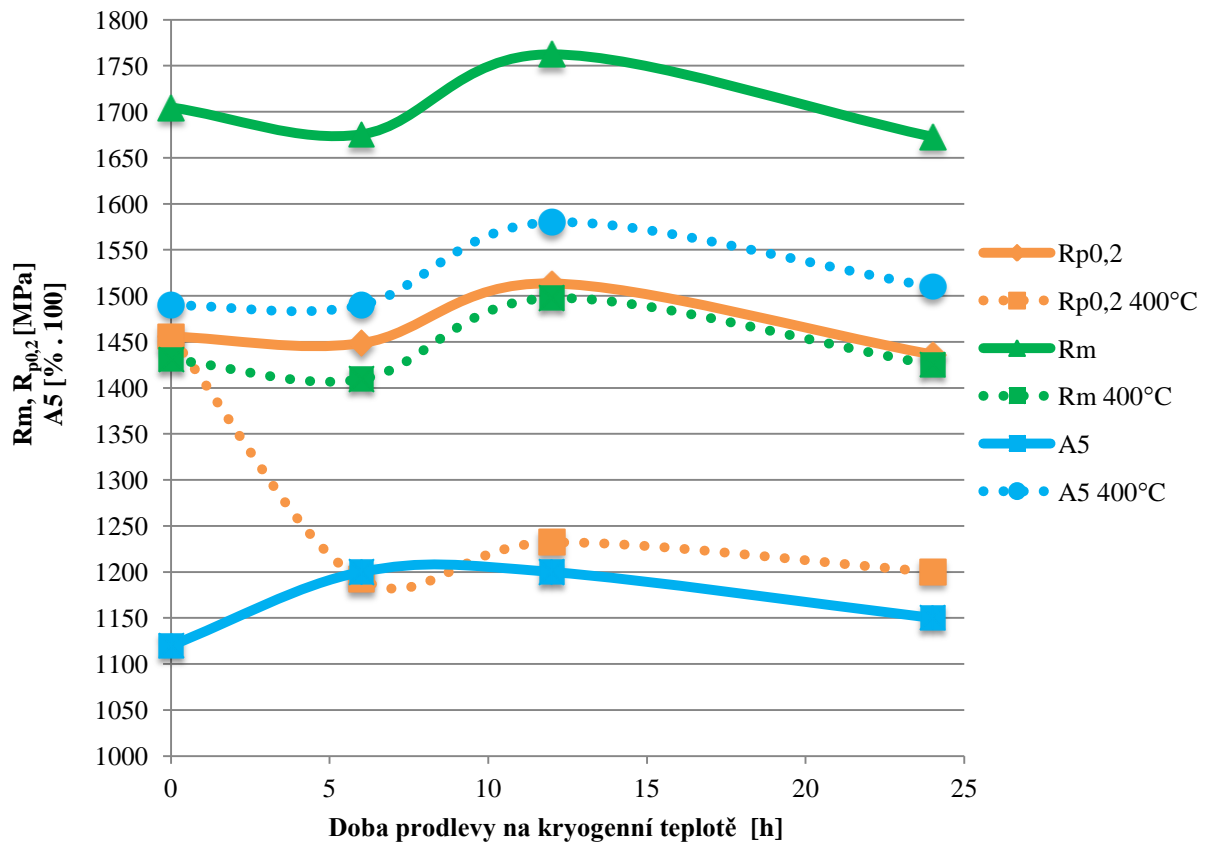
Obr. 33: Záznamy zkoušek tahem nástrojové oceli X37CrMoV5-1 – režim 2 (H+6C+T)



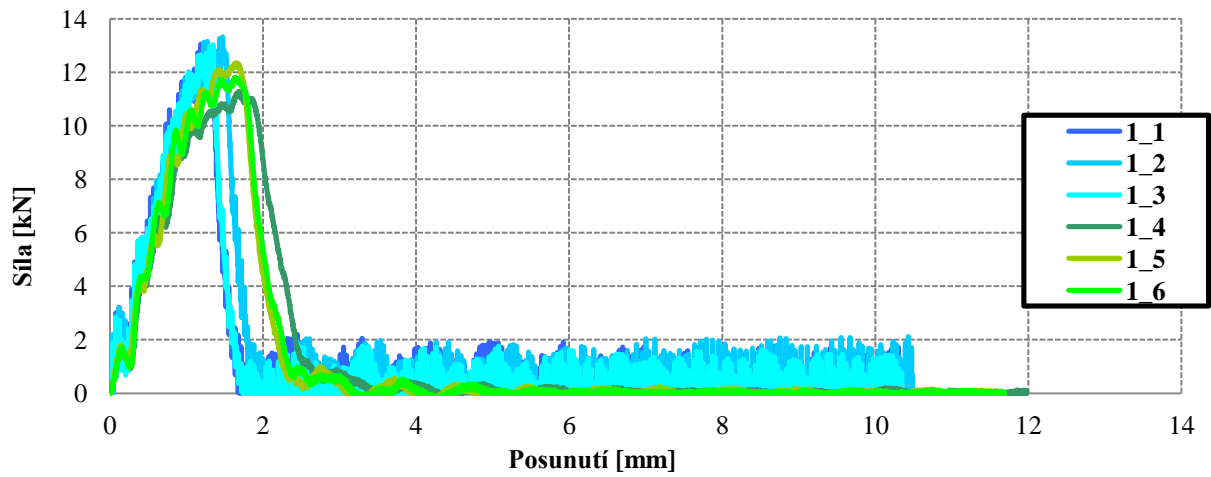
Obr. 34: Záznamy zkoušek tahem nástrojové oceli X37CrMoV5-1 – režim 3 (H+12C+T)



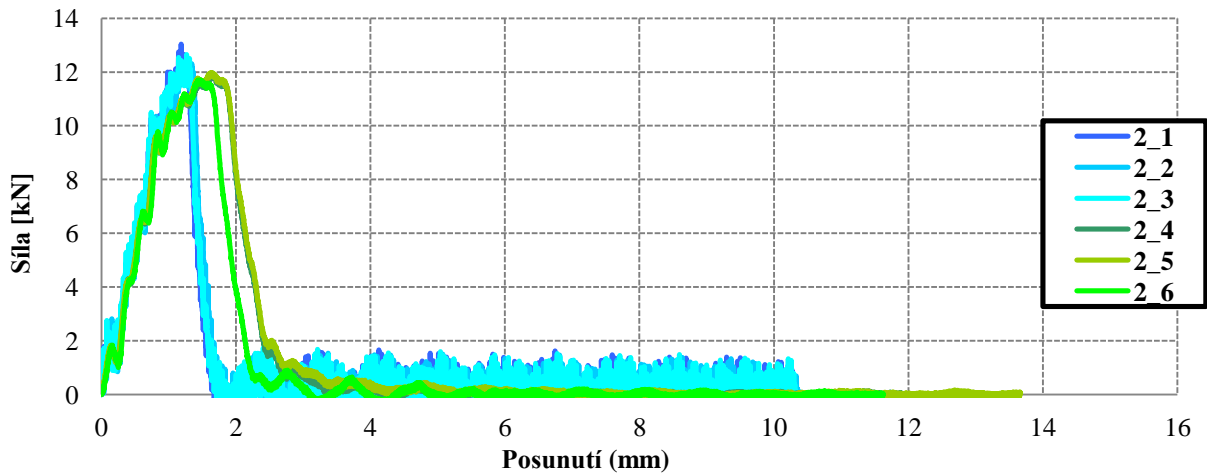
Obr. 35: Záznamy zkoušek tahem nástrojové oceli X37CrMoV5-1 – režim 4 (H+24C+T)



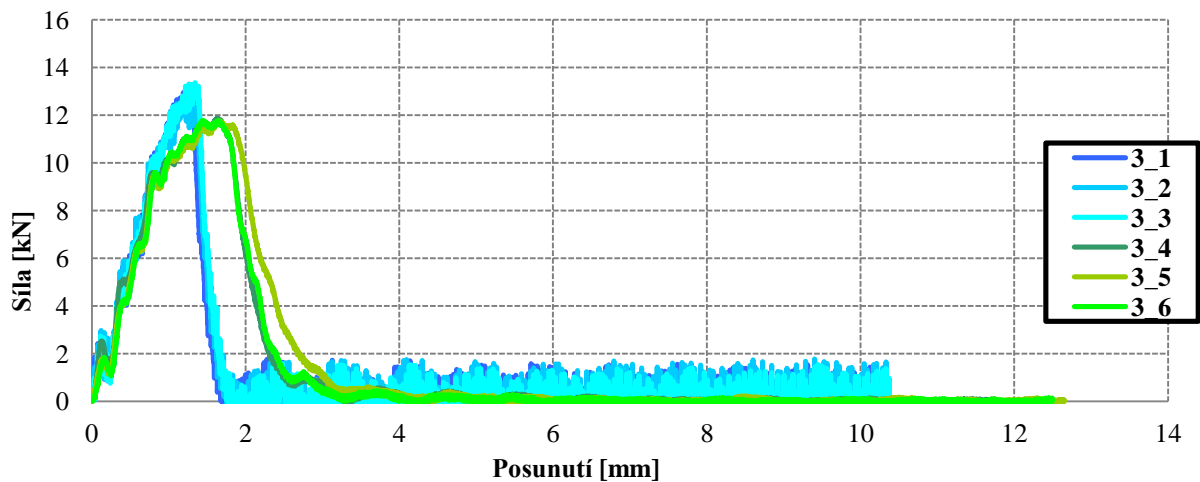
Obr. 36: Porovnání výsledků zkoušky tahem tepelně zpracovaných vzorků nástrojové oceli X37CrMoV5-1 za dílenské teploty a 400 °C



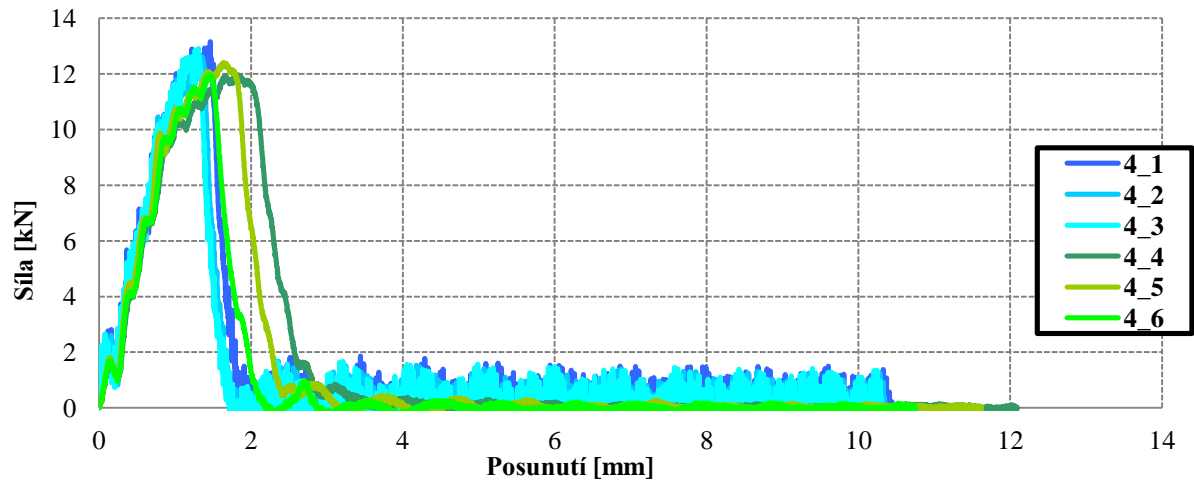
Obr. 37: Zkoušky rázem v ohybu nástrojové oceli X37CrMoV5-1 – režim 1 (H+T)



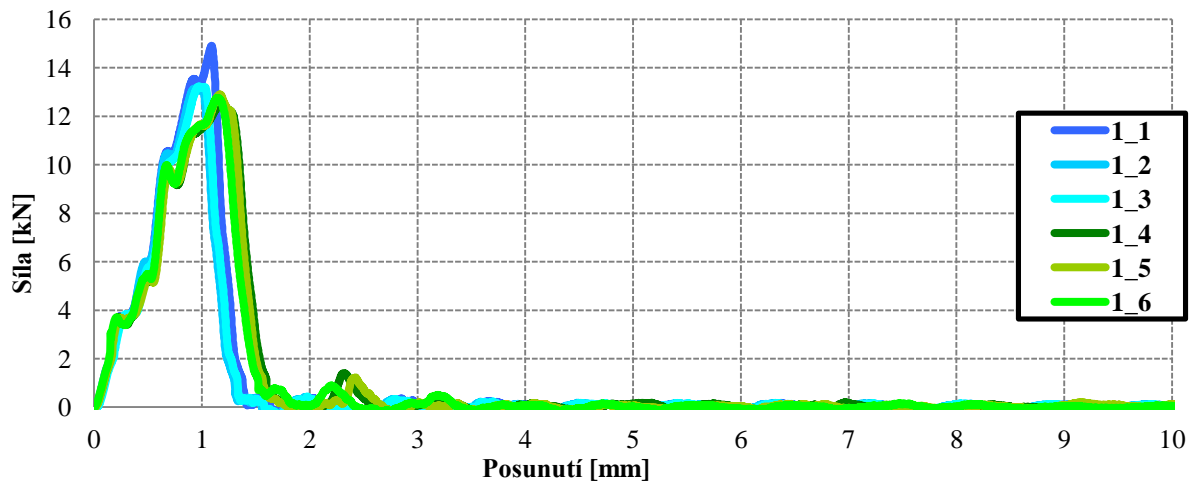
Obr. 38: Zkoušky rázem v ohybu nástrojové oceli X37CrMoV5-1 – režim 2 (H+6C+T)



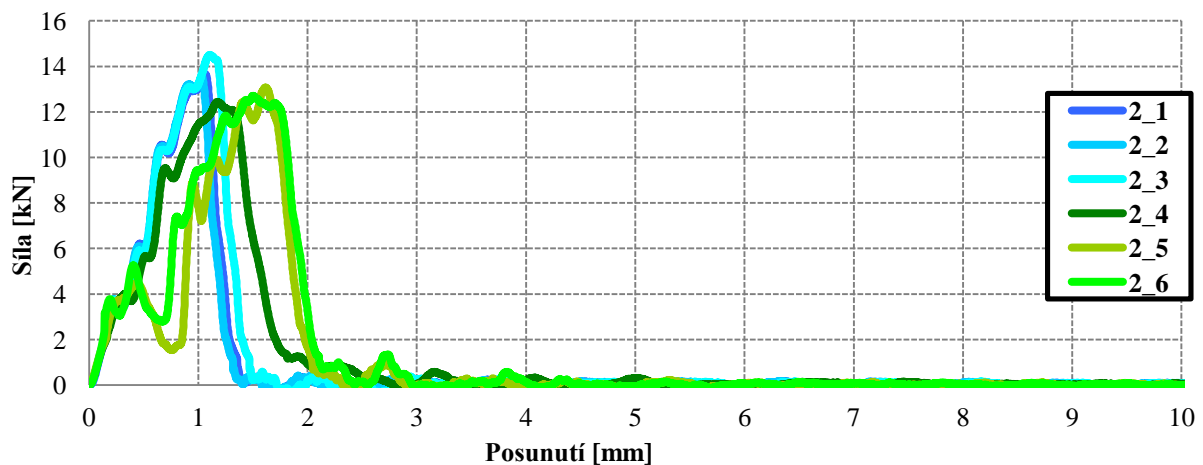
Obr. 39: Zkoušky rázem v ohybu nástrojové oceli X37CrMoV5-1 – režim 3 (H+12C+T)



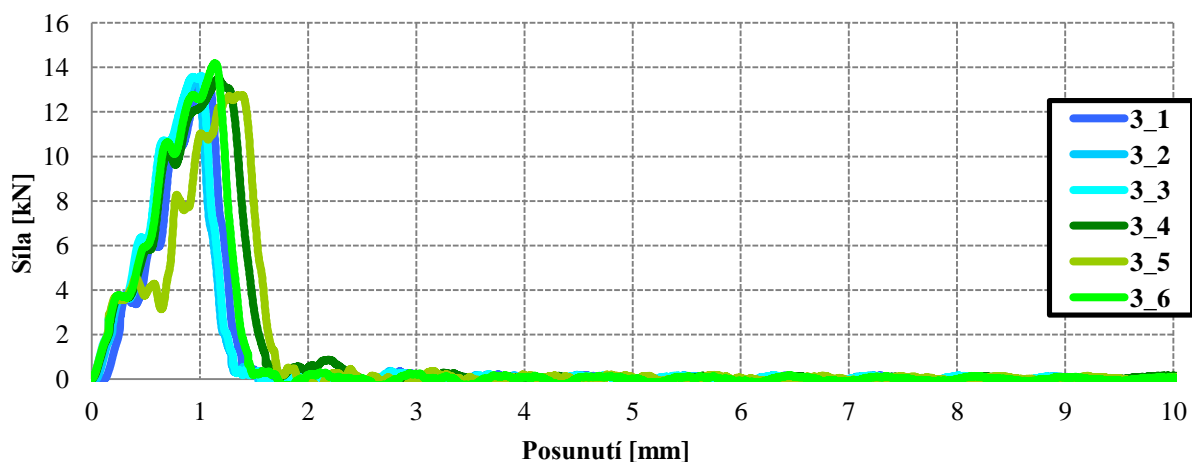
Obr. 40: Zkoušky rázem v ohybu nástrojové oceli X37CrMoV5-1 – režim 4 (H+24C+T)



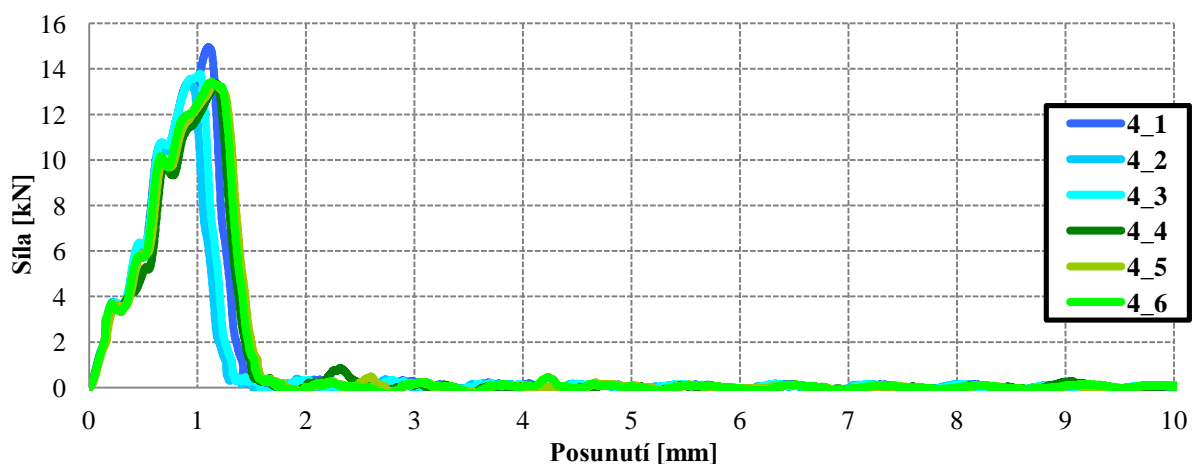
Obr. 41: Zkoušky rázem v ohybu modifikované oceli s niobem a borem – režim 1 (H+T)



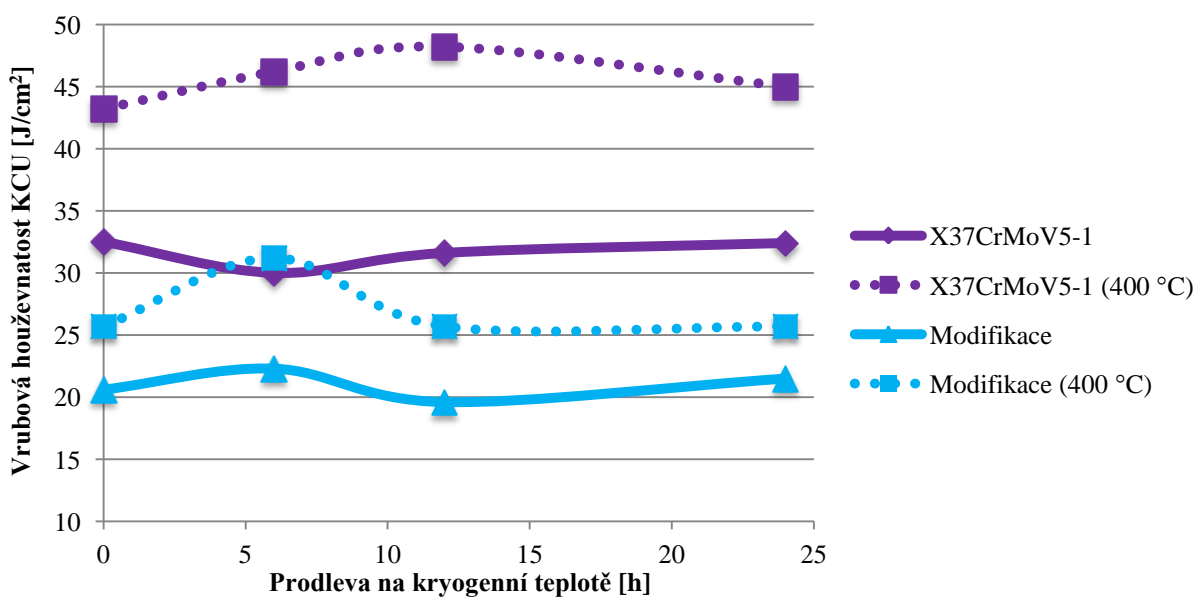
Obr. 42: Zkoušky rázem v ohybu modifikované oceli s niobem a borem – režim 2 (H+6C+T)



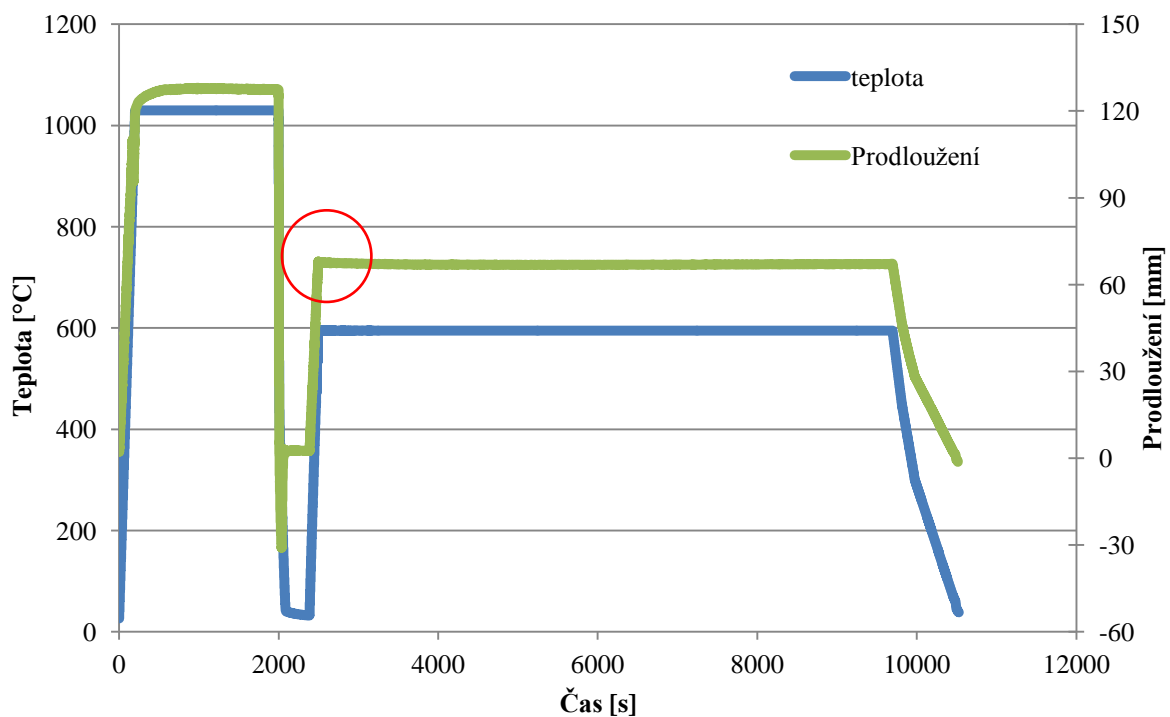
Obr. 43: Zkoušky rázem v ohybu modifikované oceli s niobem a borem – režim 3 (H+12C+T)



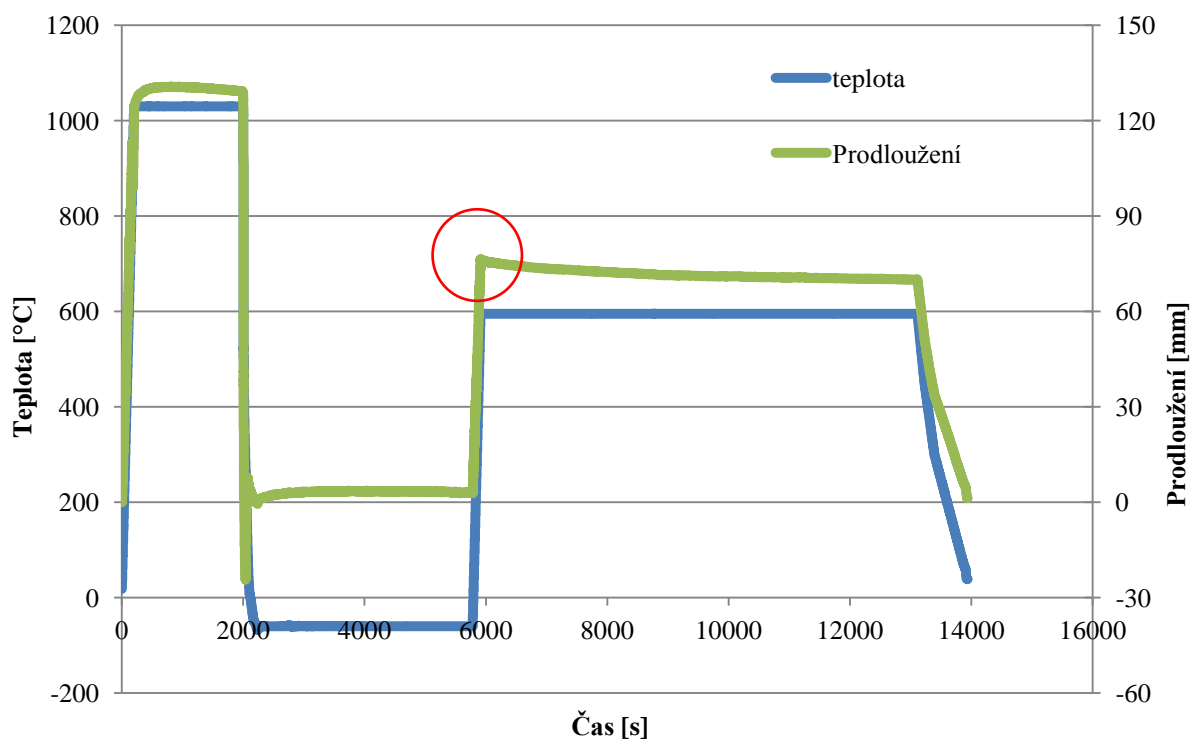
Obr. 44: Zkoušky rázem v ohybu modifikované oceli s niobem a borem – režim 4 (H+24C+T)



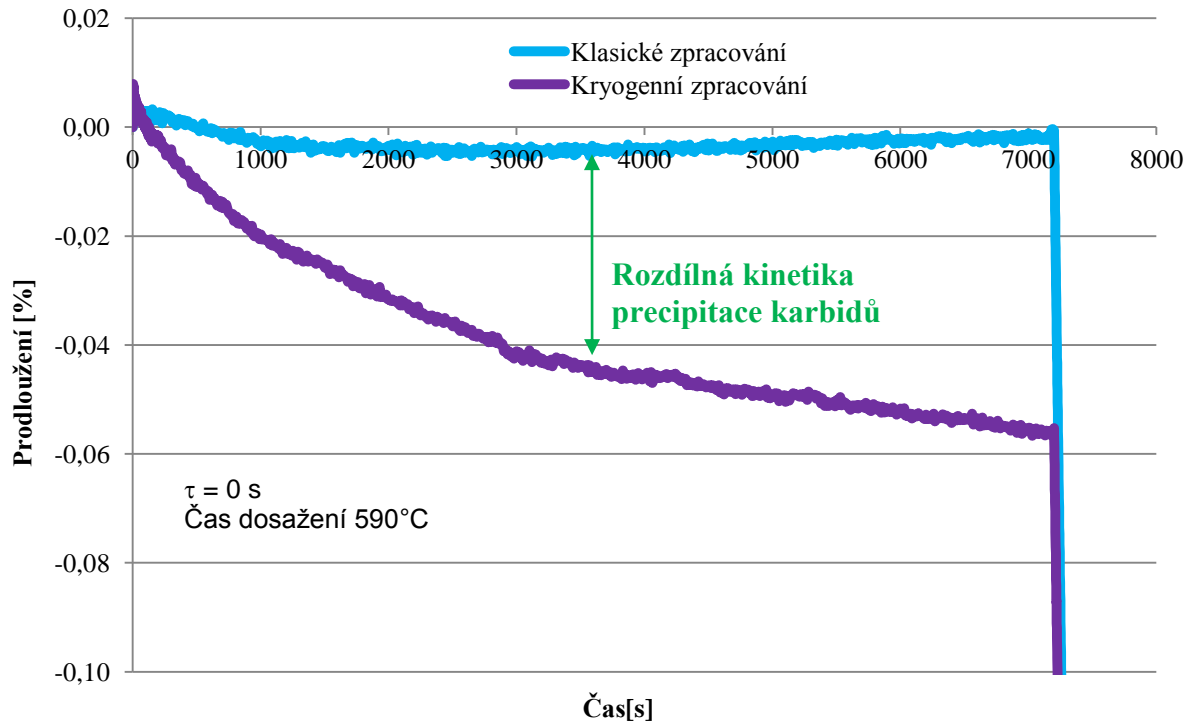
Obr. 45: Porovnání výsledků zkoušek vrubové houževnatosti tepelně zpracovaných vzorků obou ocelí za dílenské teploty a 400 °C



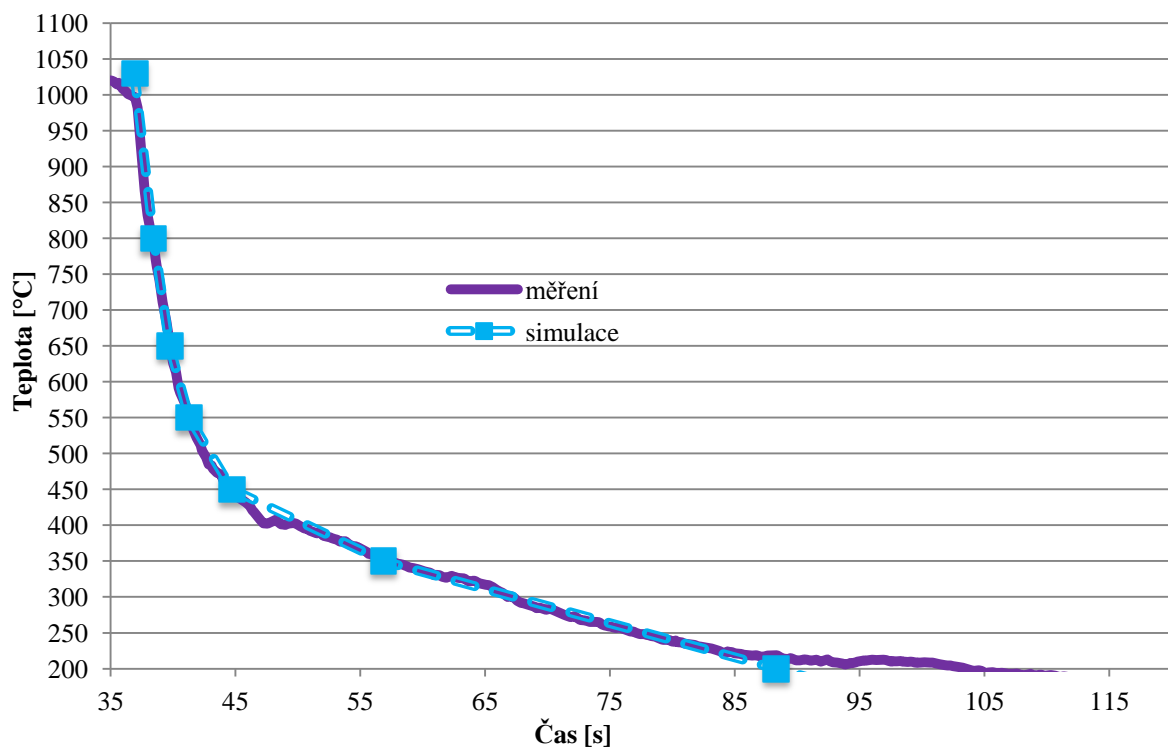
Obr. 46: Simulace klasického tepelného zpracování nástrojové oceli X37CrMoV5-1 – režim 1 (H+T)



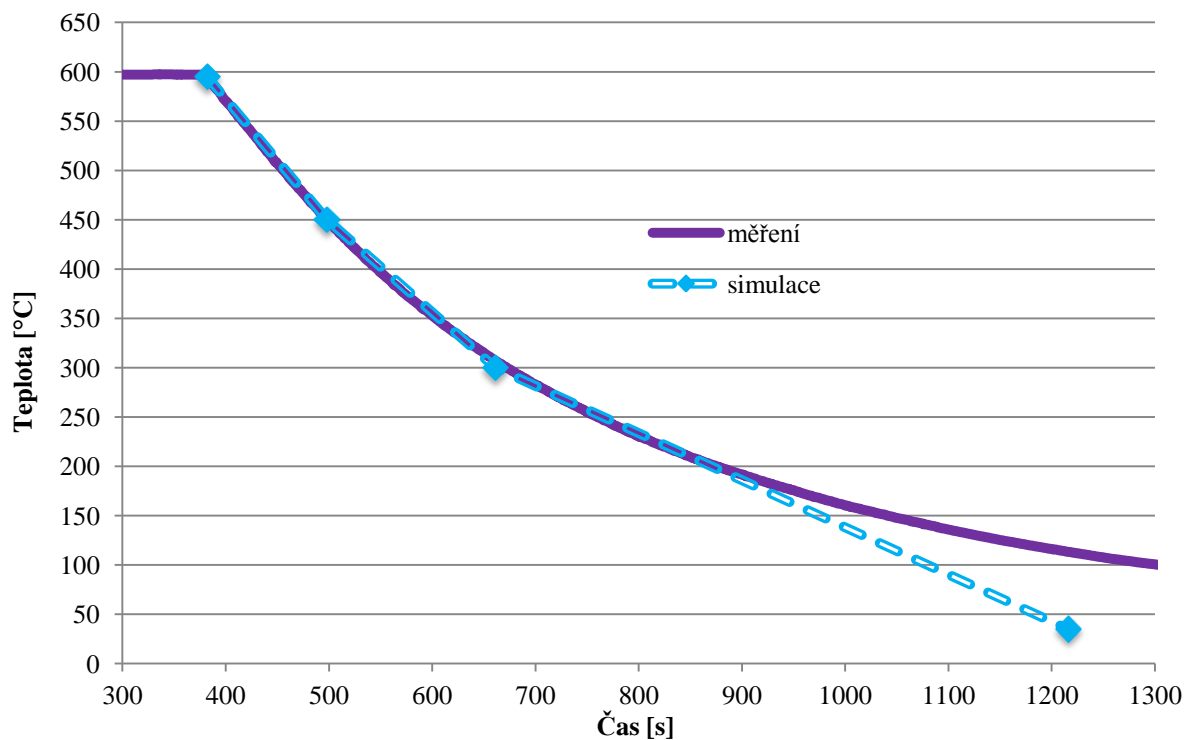
Obr. 47: Simulace tepelného zpracování s kryogenním kalením nástrojové oceli X37CrMoV5-1 – 6 hodin na -60 °C



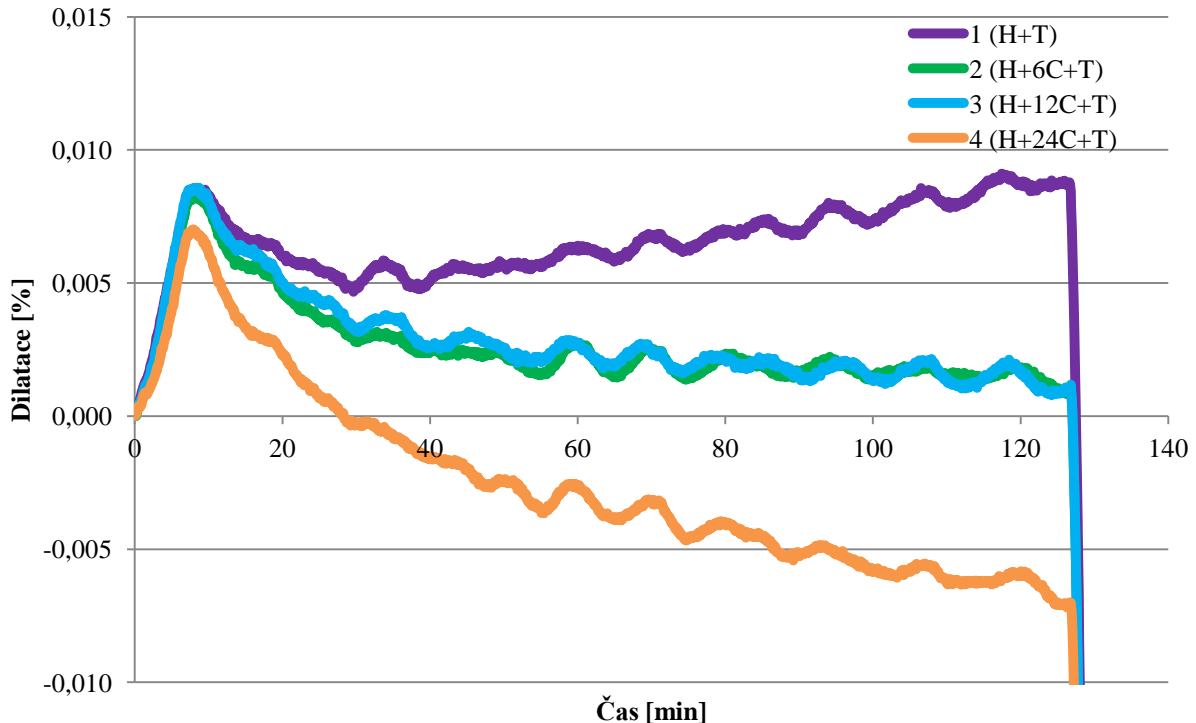
Obr. 48: Porovnání dilatačních křivek vzorků z nástrojové oceli X37CrMoV5-1 při popouštění po standardním a kryogenním zpracování



Obr. 49: Příprava programu pro simulaci kalení nástrojové oceli X37CrMoV5-1 spojenou s měřením dilatací podle záznamu reálného kalení do oleje



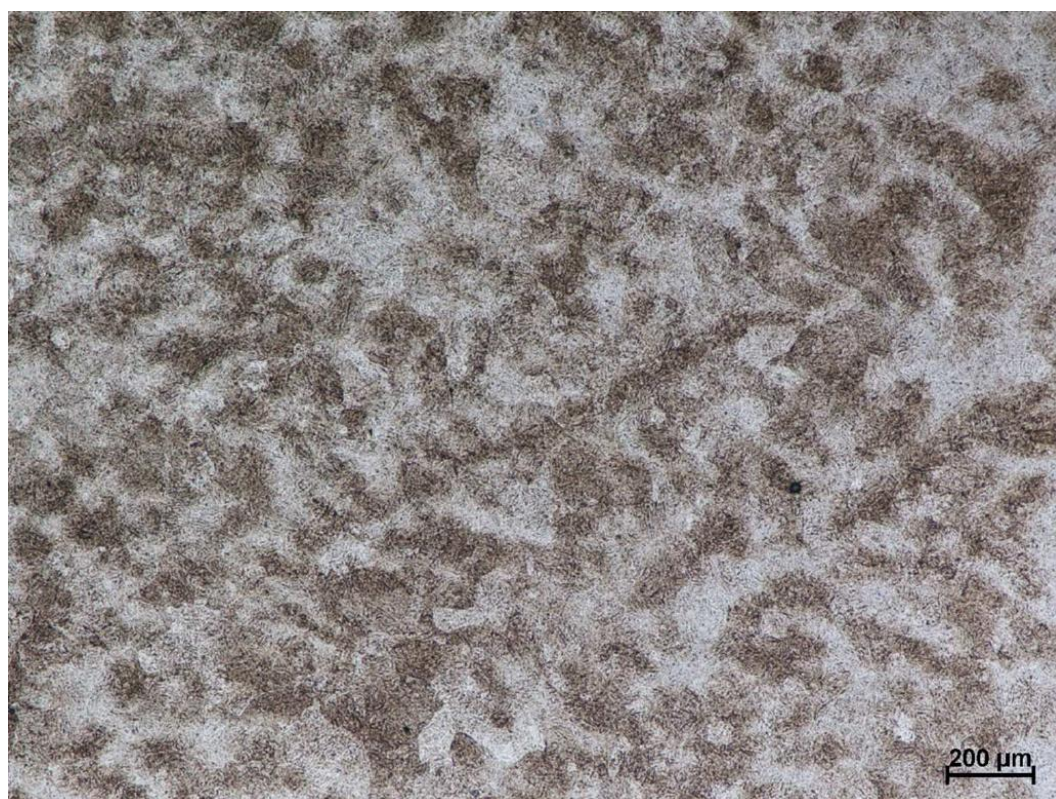
Obr. 50: Příprava programu pro simulaci ochlazování z popouštěcí teploty 595 °C nástrojové oceli X37CrMoV5-1 pro další měření dilatačních křivek (popouštění)



Obr. 51: Dilatometrický záznam popouštění vzorků nástrojové oceli X37CrMoV5-1 klasicky kalených a kryogenně kalených po různou dobu na -160°C



Obr. 52: Mikrostruktura režimu 1 (H+T), Vilela-Bain, zv. 50 x



Obr. 53: Mikrostruktura režimu 4 (H+24C+T), Vilela-Bain, zv. 50 x



Obr. 54: Mikrostruktura režimu 1 (H+T), Vilela-Bain, zv. 500 x



Obr. 55: Mikrostruktura režimu 1 (H+T), Vilela-Bain, zv. 1000 x



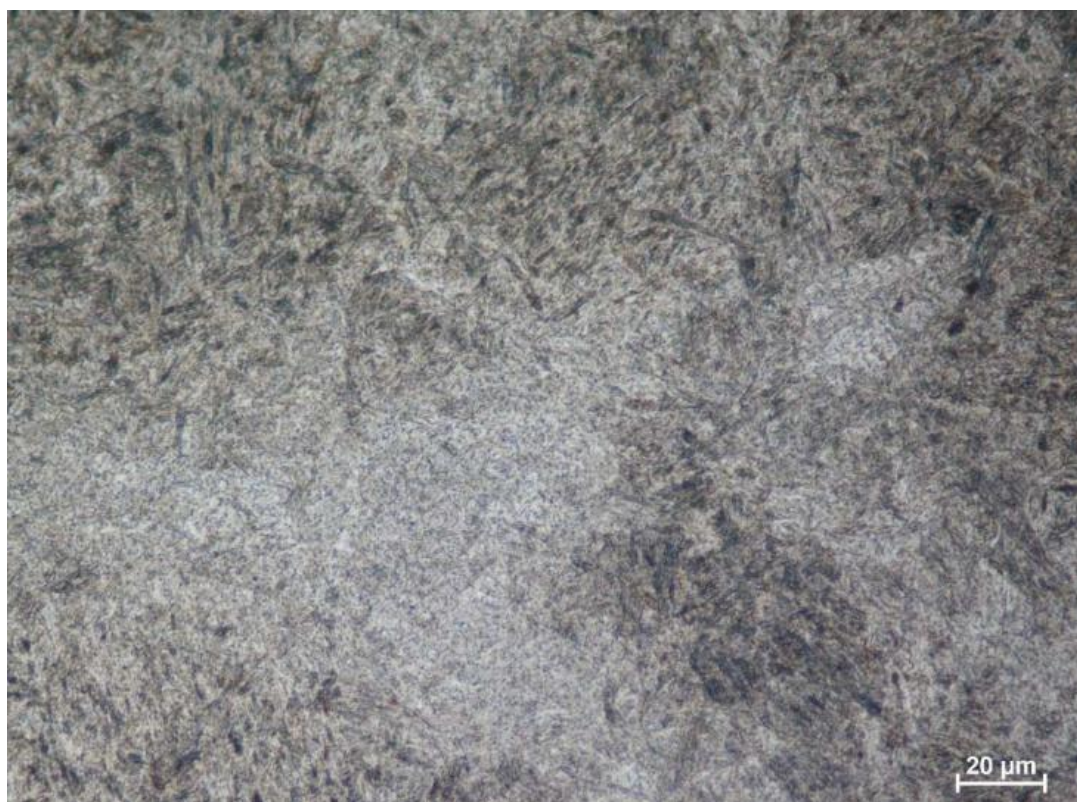
Obr. 56: Mikrostruktura režimu 1 (H+T), Vilela-Bain, zv. 1000 x



Obr. 57: Mikrostruktura režimu 3 (H+12C+T), Vilela-Bain, zv. 500 x



Obr. 58: Mikrostruktura režimu 3 ($H+12C+T$), Villela-Bain, zv. 1000 x



Obr. 59: Mikrostruktura režimu 4 ($H+24C+T$), Villela-Bain, zv. 500 x



Obr. 60: Mikrostruktura režimu 4 (H+24C+T), Villela-Bain, zv. 1000 x



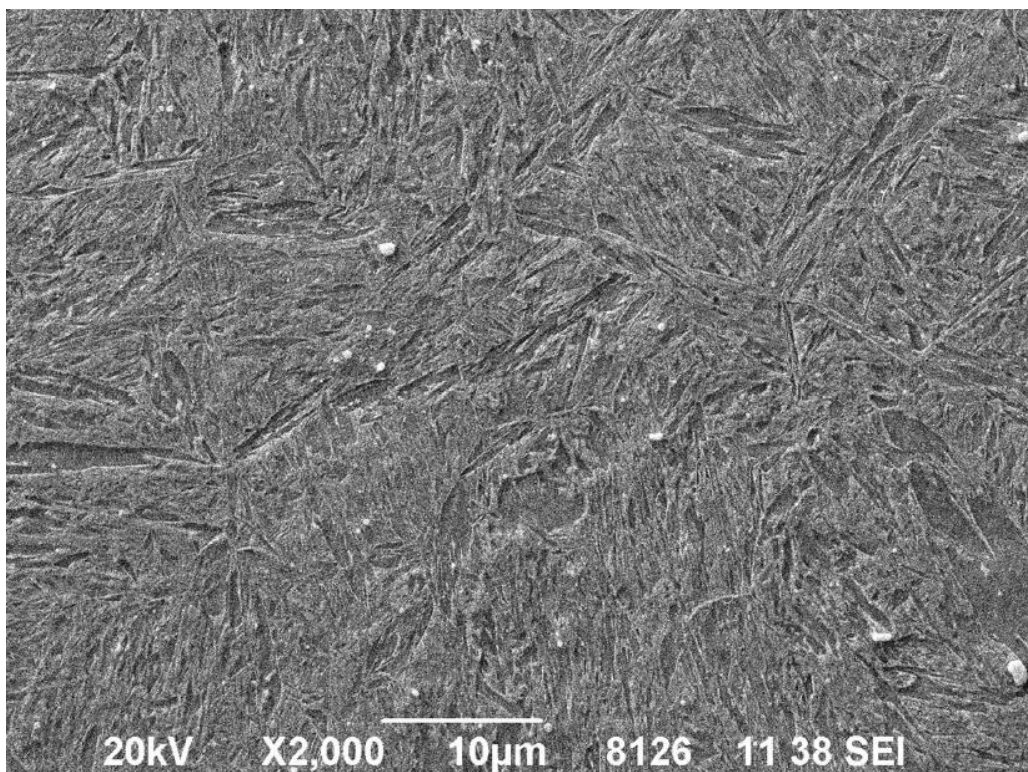
Obr. 61: Mikrostruktura režimu 1 (H+T), Villela-Bain, zv. 1000 x



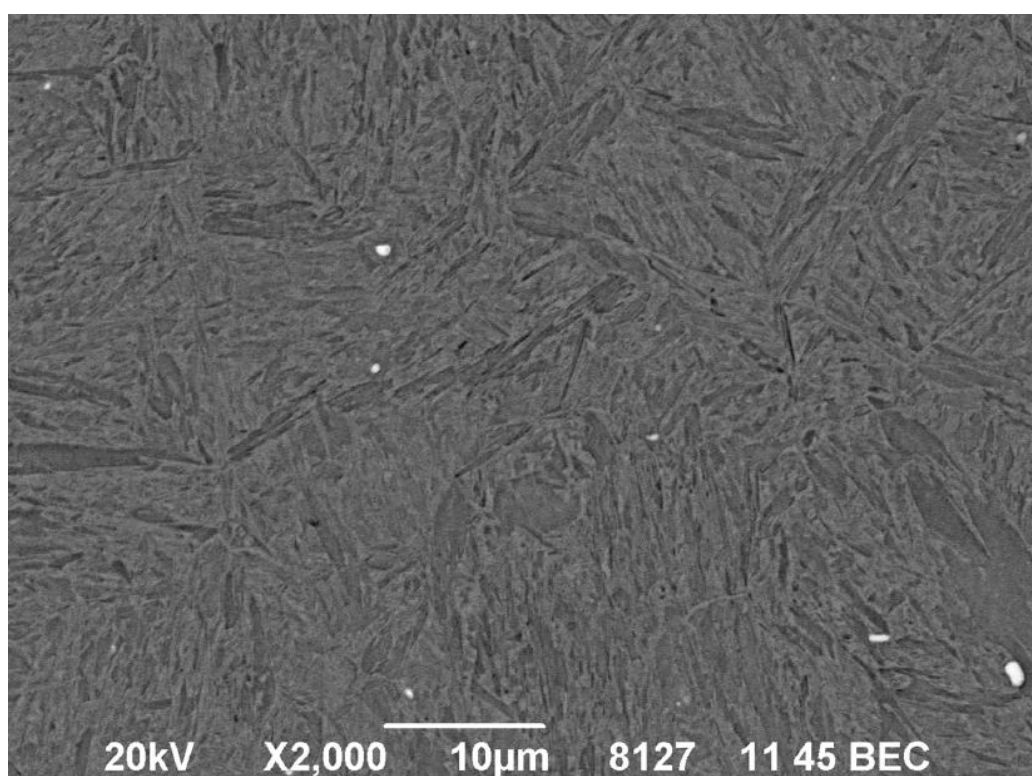
Obr. 62: Mikrostruktura režimu 3 (H+12C+T), Vilela-Bain, zv. 1000 x



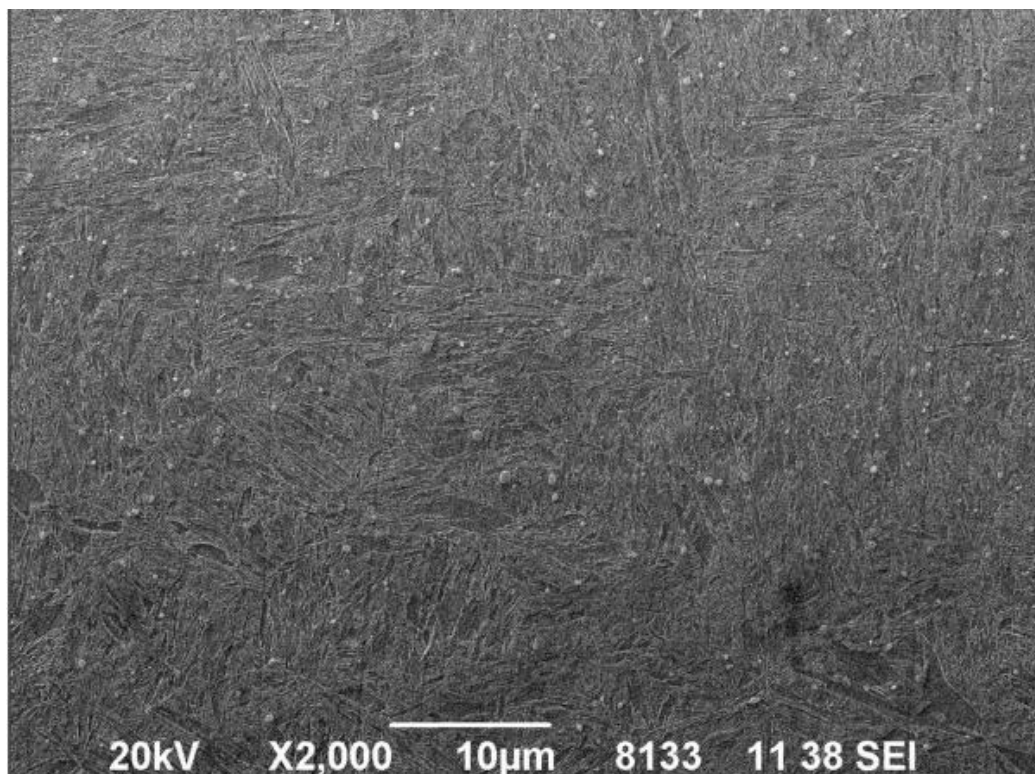
Obr. 63: Mikrostruktura režimu 4 (H+24C+T), Vilela-Bain, zv. 1000 x



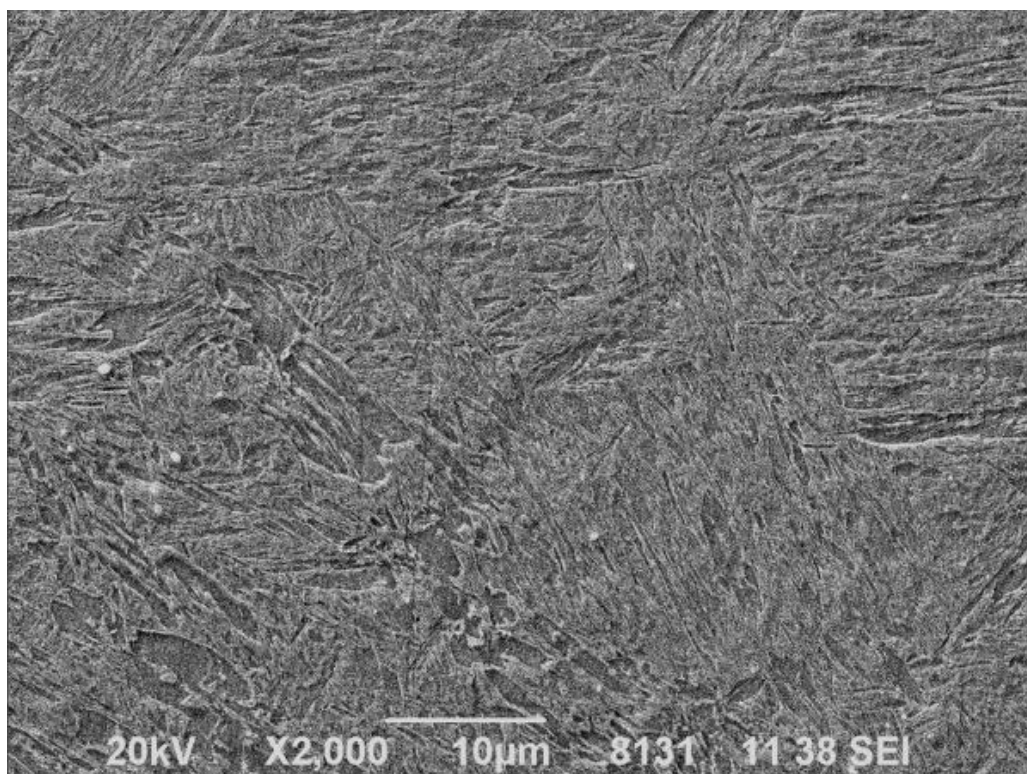
Obr. 64: Mikrostruktura režimu 1 (H+T), Vilella-Bain, sekundární elektrony, zv. 2000 x



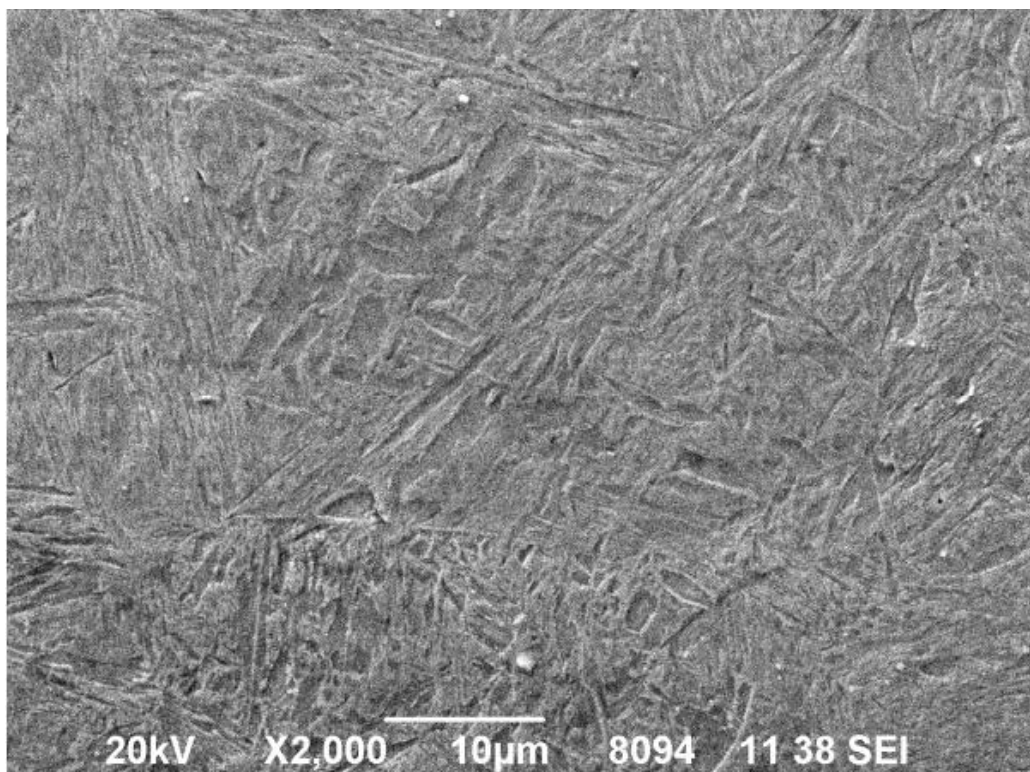
Obr. 65: Mikrostruktura režimu 1 (H+T), Vilella-Bain, odražené elektrony, zv. 2000 x



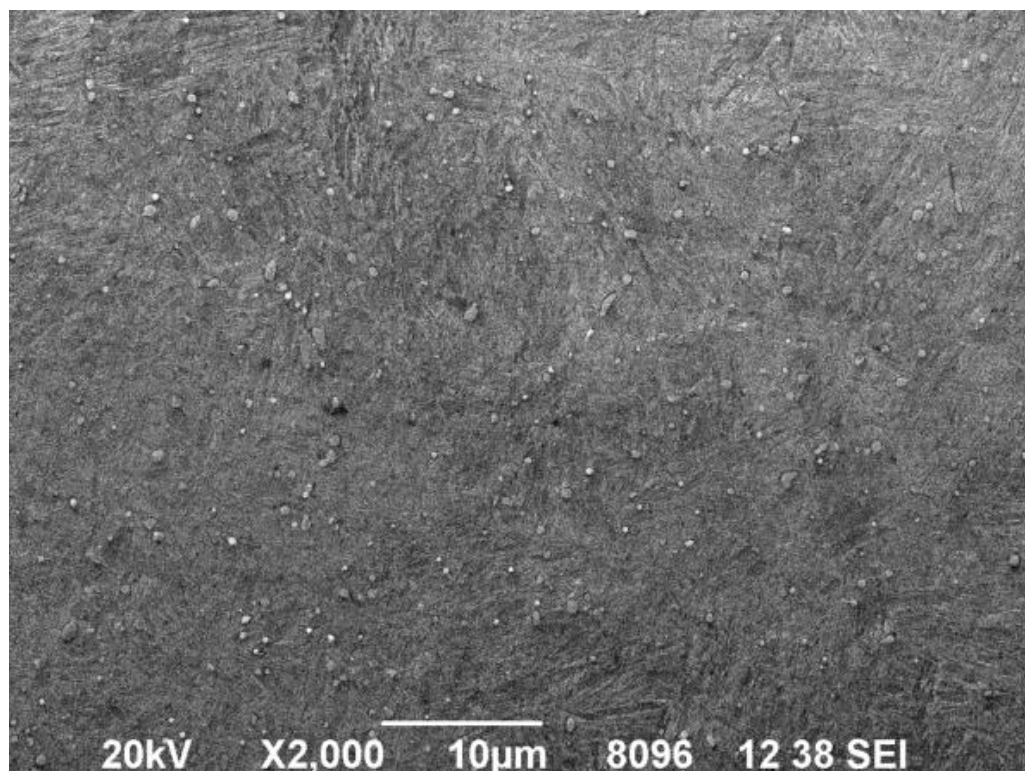
Obr. 66: Mikrostruktura světlé oblasti režimu 1 (H+T), Villela-Bain, sekundární elektrony, zv. 2000 x



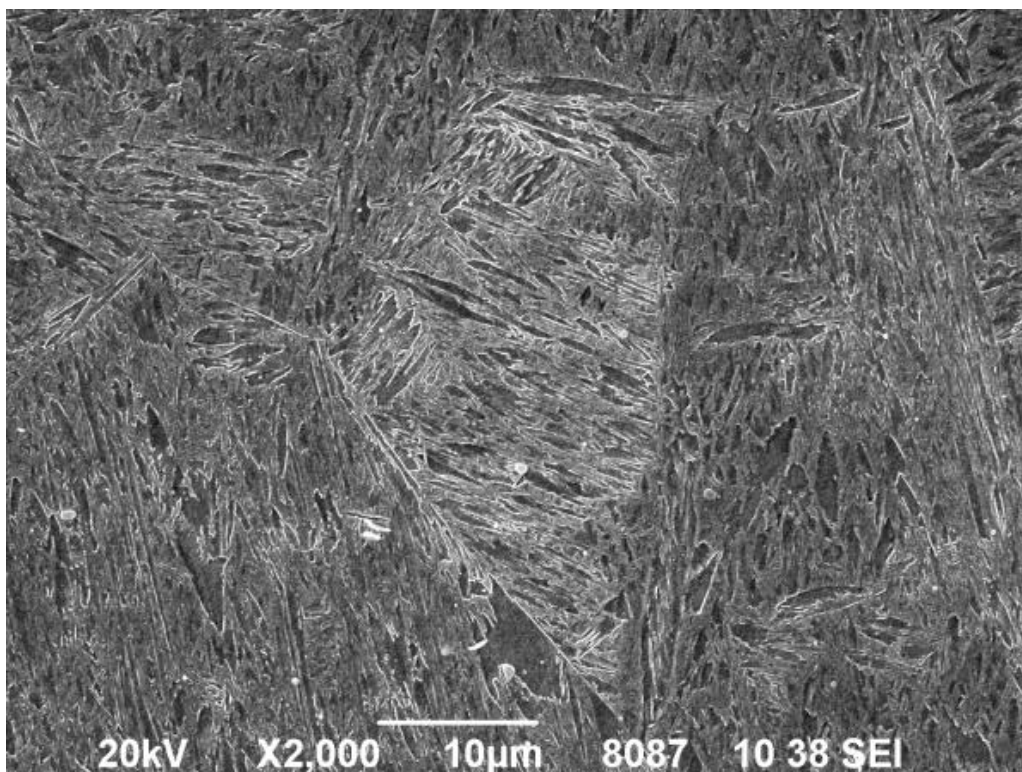
Obr. 67: Mikrostruktura tmavé oblasti režimu 1 (H+T), Villela-Bain, sekundární elektrony, zv. 2000 x



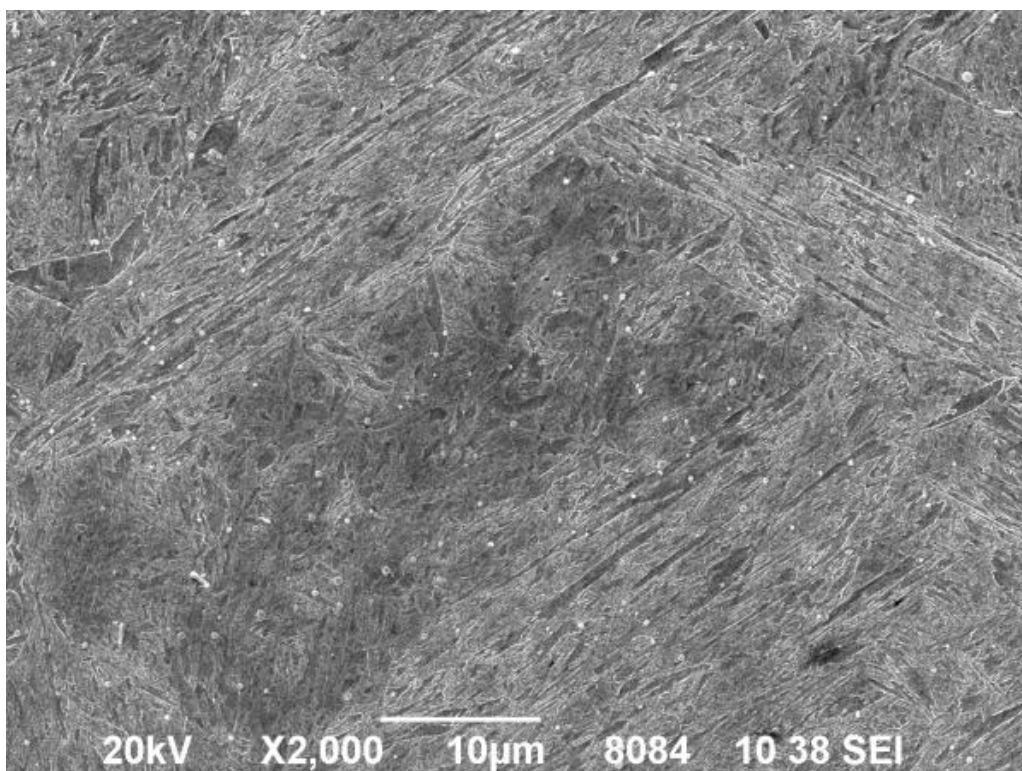
Obr. 68: Mikrostruktura tmavé oblasti režimu 3 ($H+12C+T$), Vilela-Bain, sekundární elektronky, zv. 2000 x



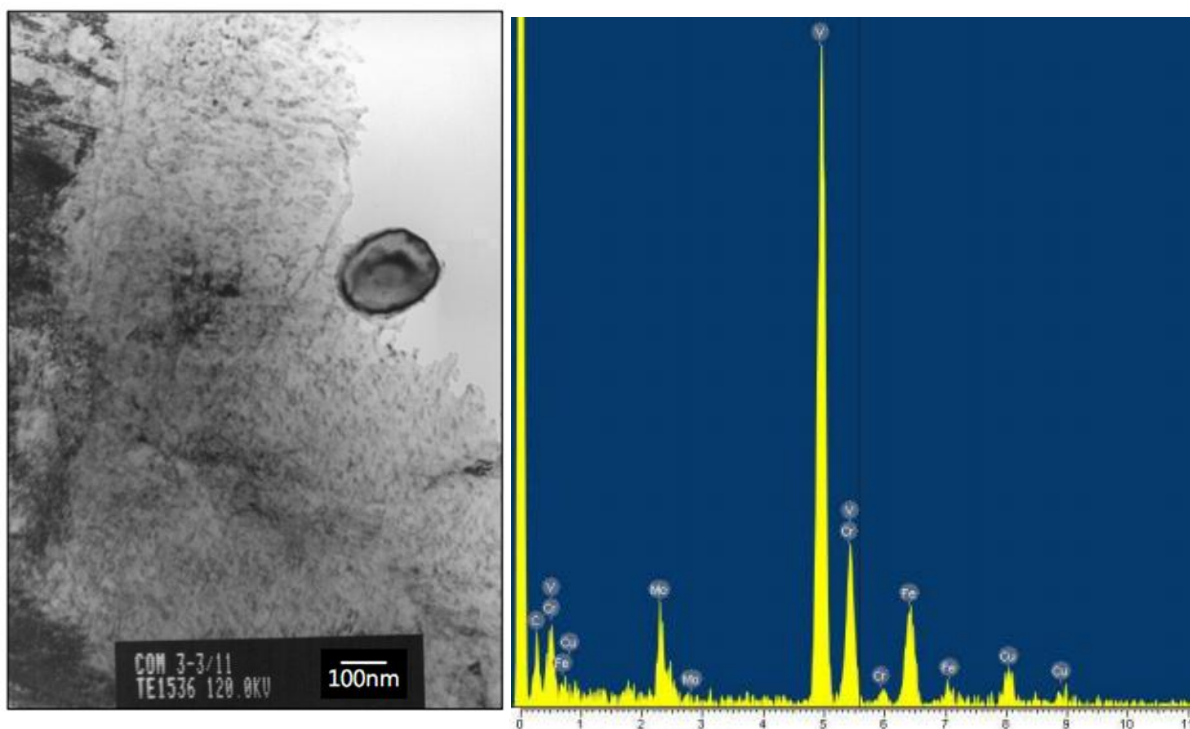
Obr. 69: Mikrostruktura světlé oblasti režimu 3 ($H+12C+T$), Vilela-Bain, sekundární elektronky, zv. 2000 x



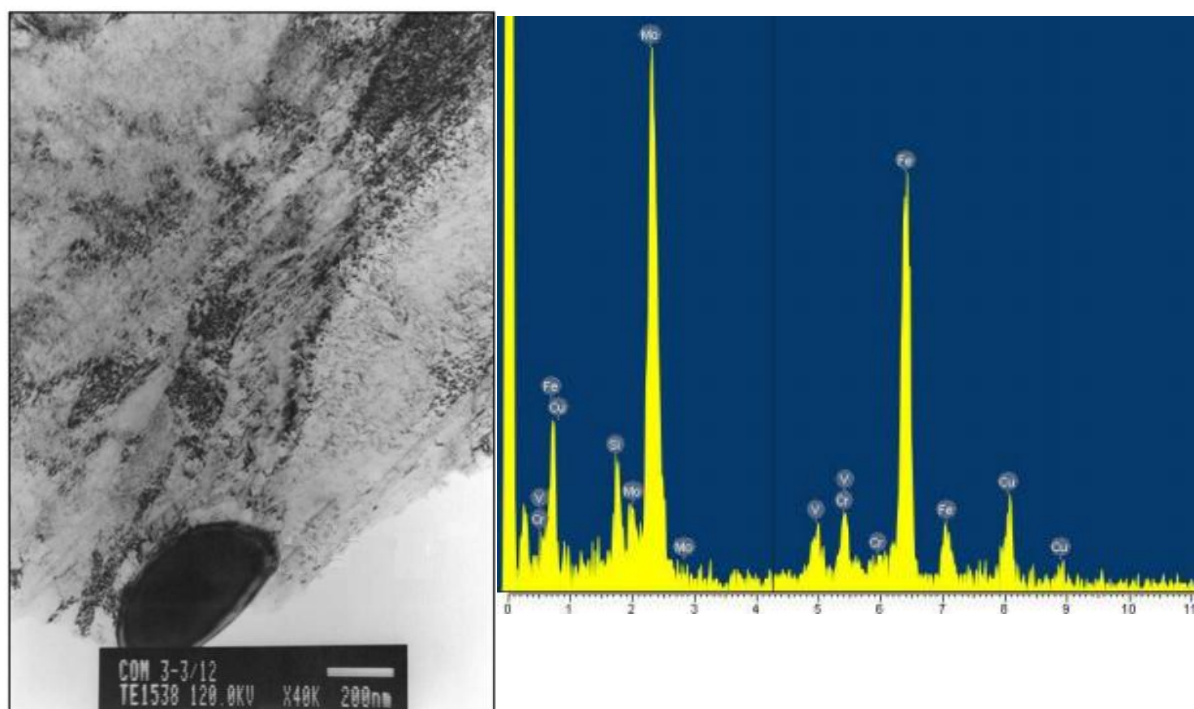
Obr. 70: Mikrostruktura tmavé oblasti režimu 4 ($H+24C+T$), Vilela-Bain, sekundární elektronu, zv. 2000 x



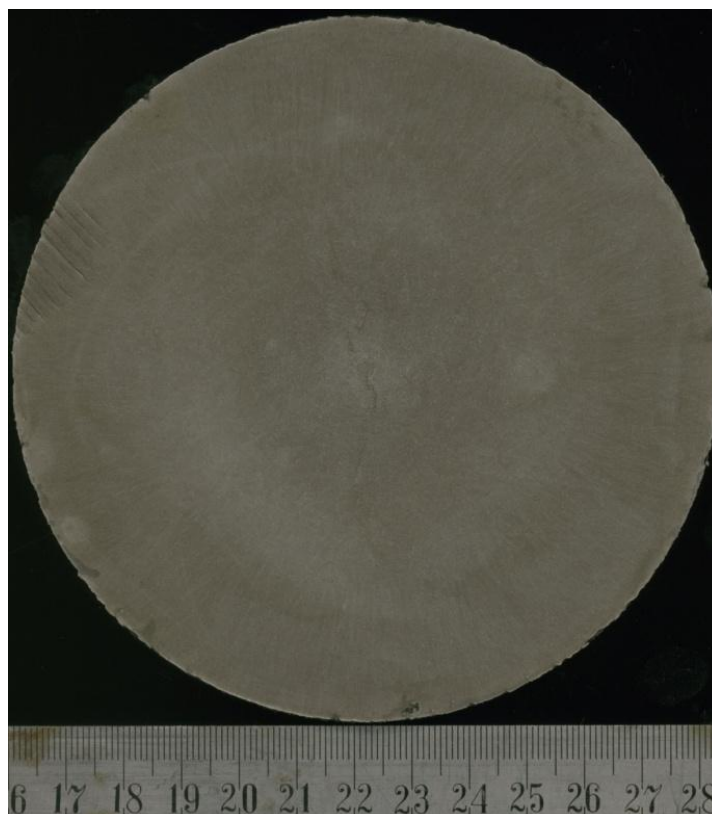
Obr. 71: Mikrostruktura světlé oblasti režimu 4 ($H+24C+T$), Vilela-Bain, sekundární elektronu, zv. 2000 x



Obr. 72: Karbid vanadu, transmisní elektronová mikroskopie, zv. 50000 x



Obr. 73: Karbid molybdenu, transmisní elektronová mikroskopie, zv. 40000 x



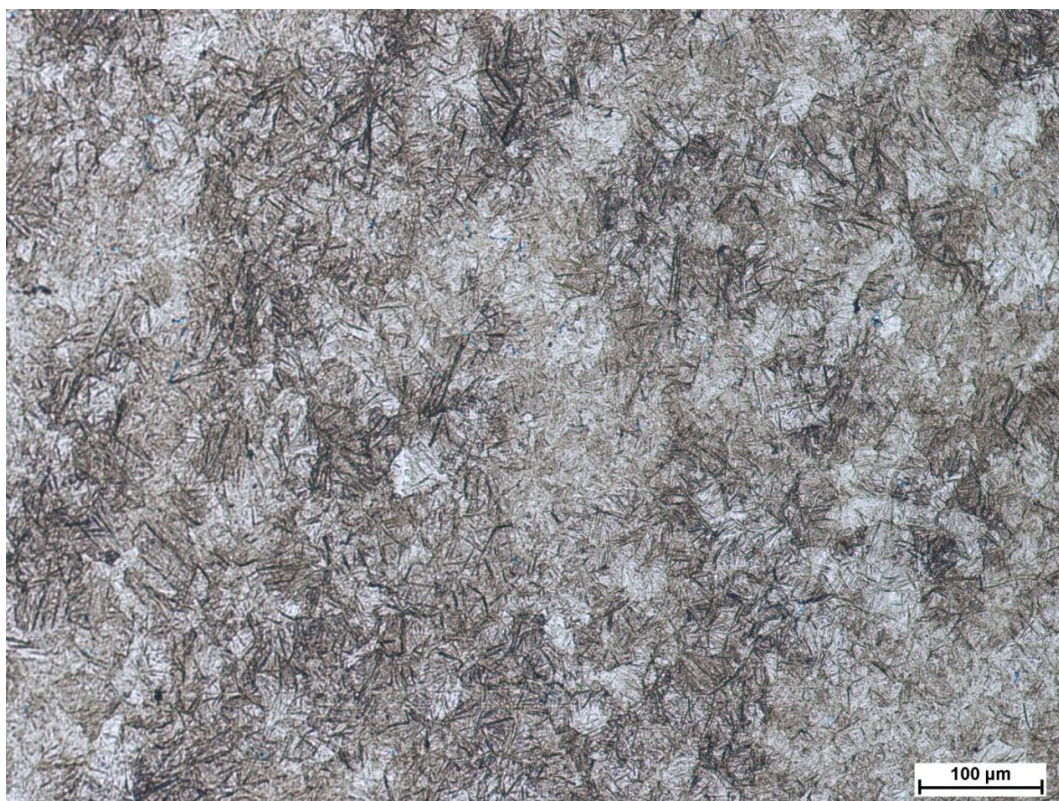
Obr. 74: Makrostruktura litého stavu modifikované oceli s niobem a borem



Obr. 75: Mikrostruktura litého stavu modifikované oceli s niobem a borem, 3 % Nital, zv. 500 x



Obr. 76: Makrostruktura kovaného stavu modifikované oceli s niobem a borem



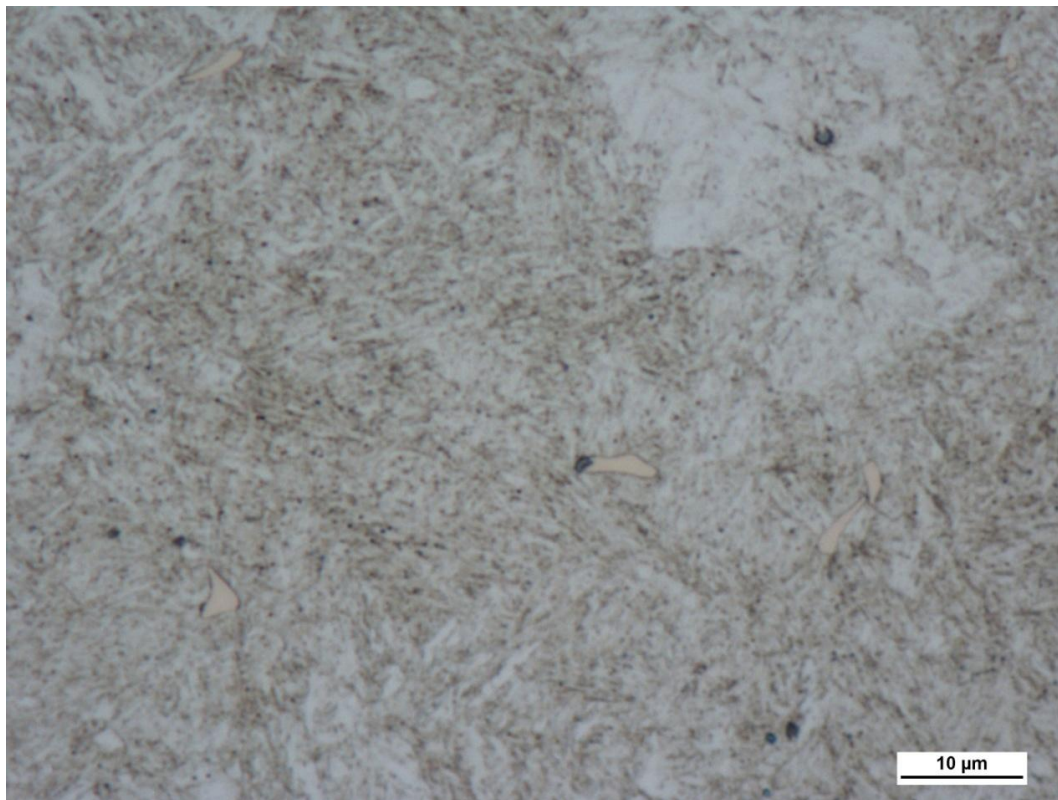
Obr. 77: Mikrostruktura kovaného stavu modifikované oceli s niobem a borem, 3 % Nital, zv. 100 x



Obr. 78: Snímek pro vyhodnocení velikosti zrna modifikované oceli, příčný řez zv. 200 x



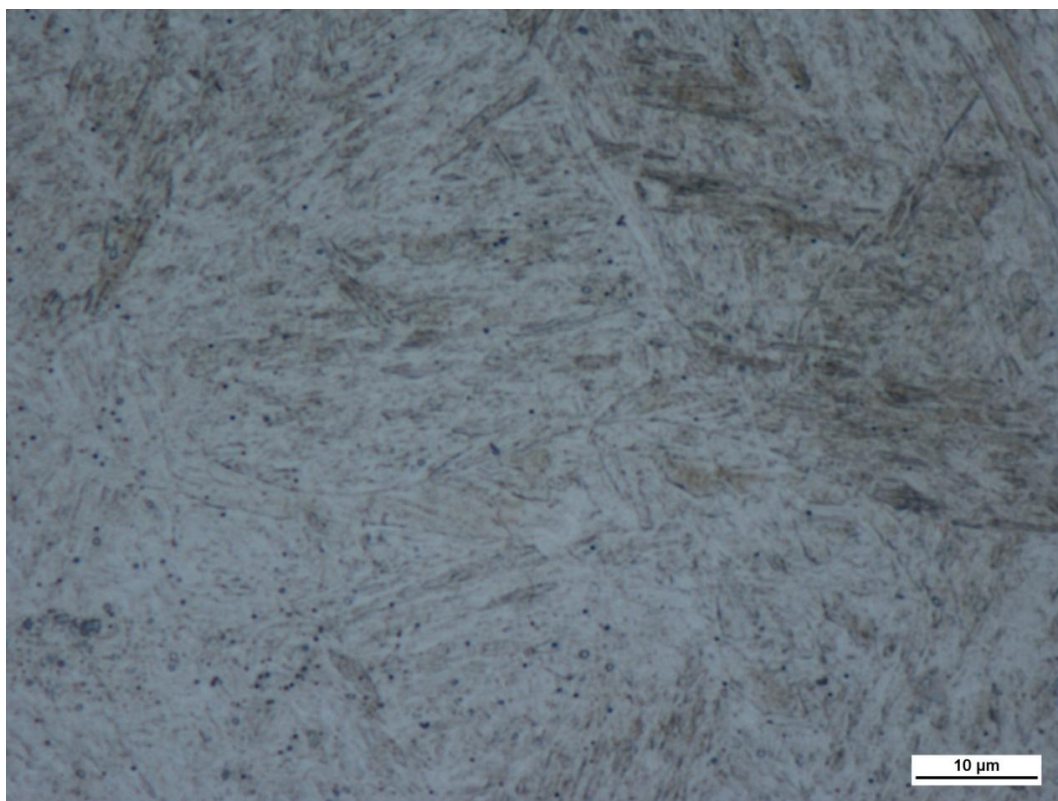
Obr. 79: Mikrostruktura režimu 1 (H+T) modifikované oceli, Villela-Bain, zv. 500 x



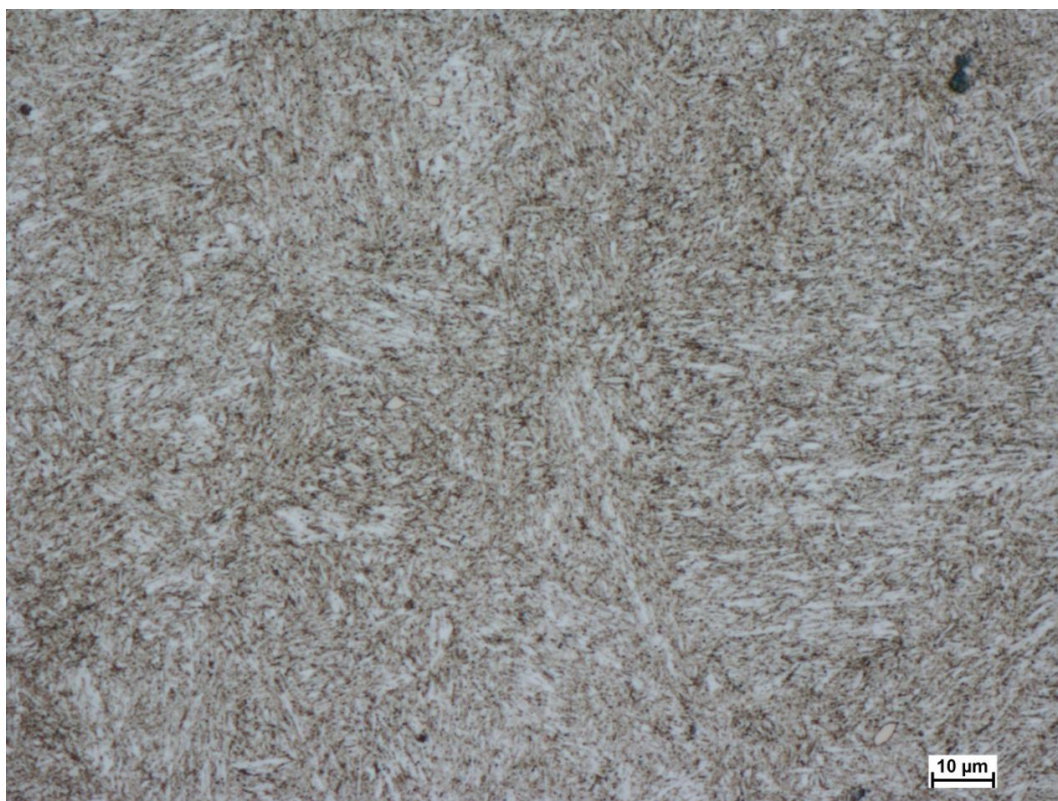
Obr. 80: Mikrostruktura režimu 1 (H+T) modifikované oceli, Villela-Bain, zv. 1000 x



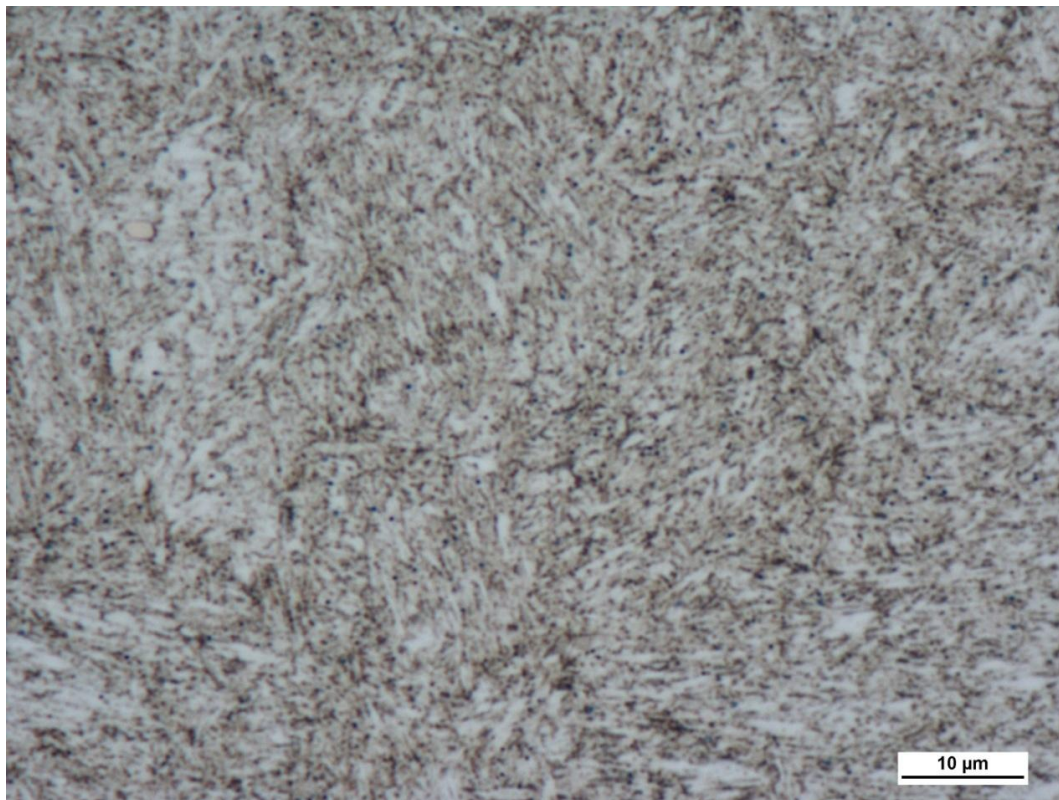
Obr. 81: Mikrostruktura režimu 2 (H+6C+T) modifikované oceli, Villela-Bain, zv. 500 x



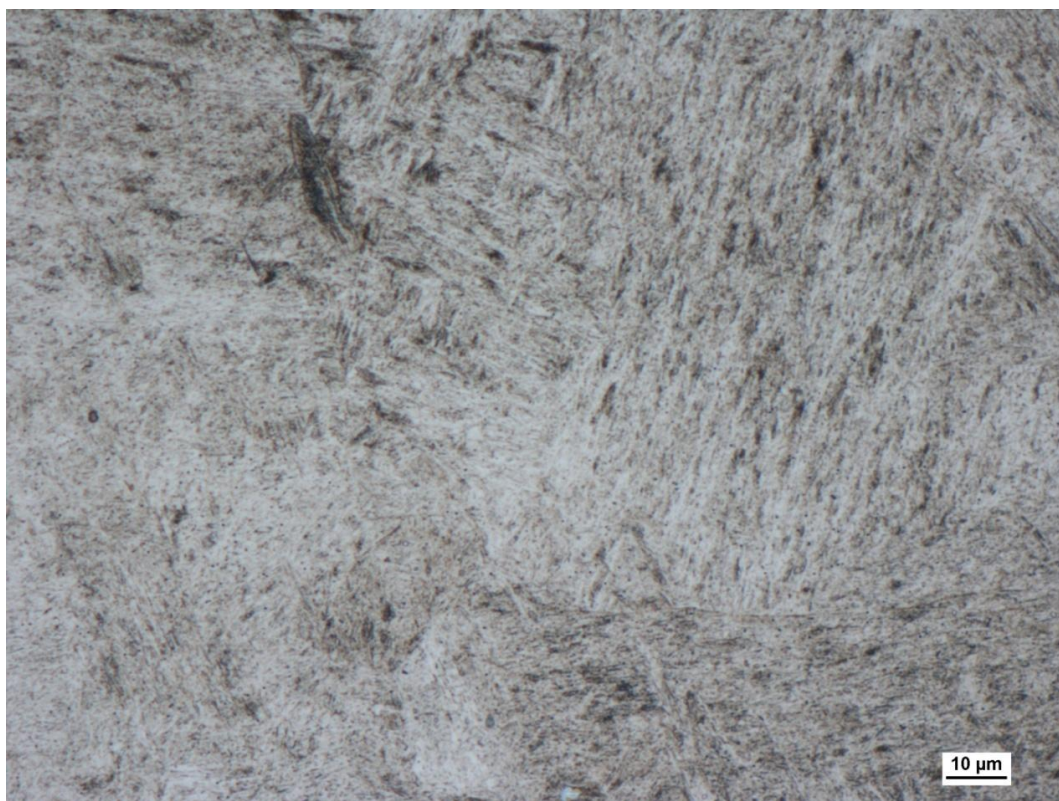
Obr. 82: Mikrostruktura režimu 2 (H+6C+T) modifikované oceli, Vilella-Bain, zv. 1000 x



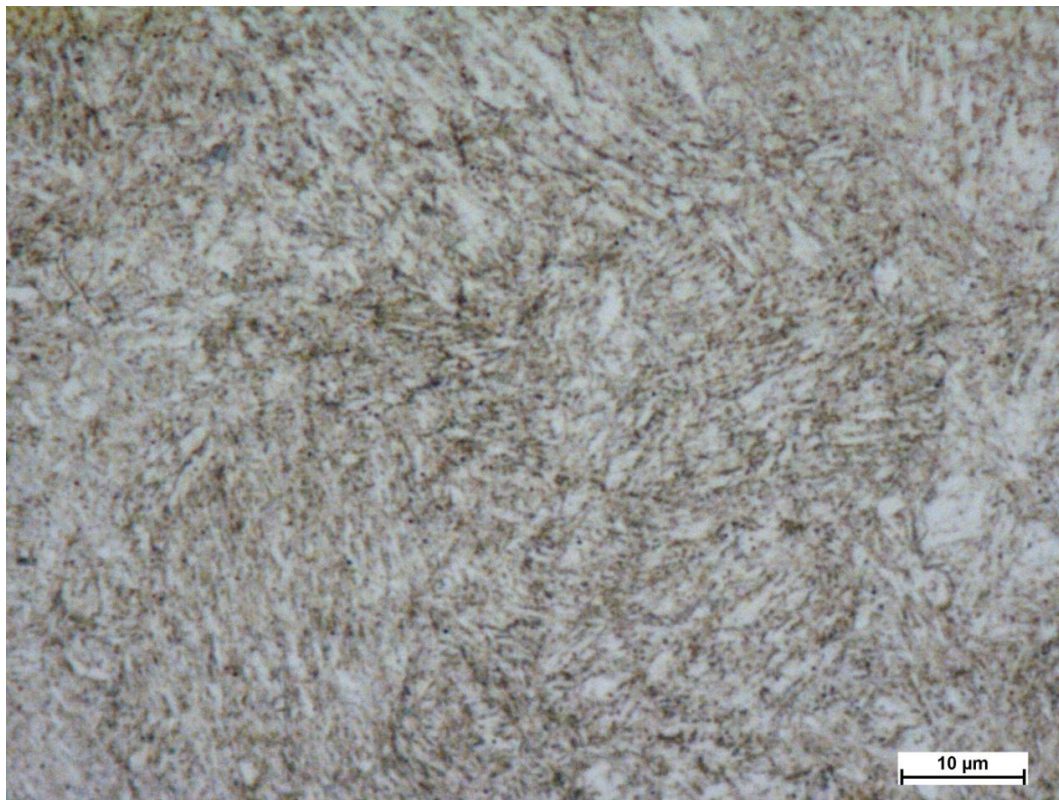
Obr. 83: Mikrostruktura režimu 3 (H+12C+T) modifikované oceli, Vilella-Bain, zv. 500 x



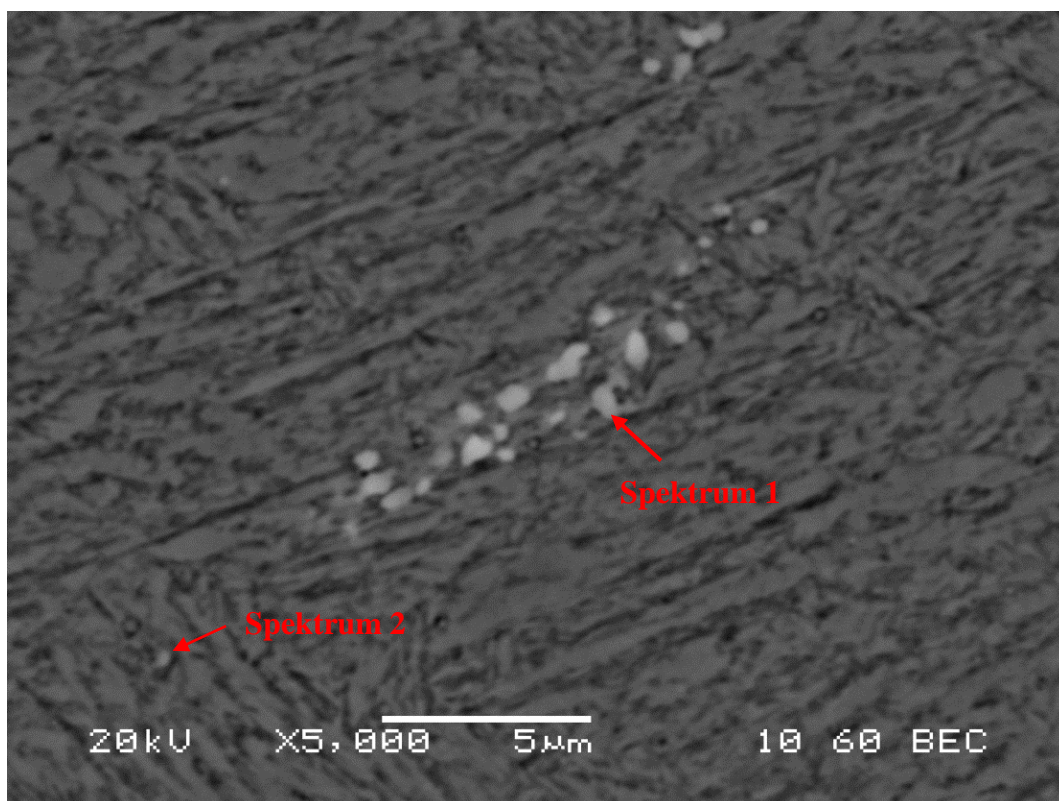
Obr. 84: Mikrostruktura režimu 3 (H+12C+T) modifikované oceli, Villela-Bain, zv. 1000 x



Obr. 85: Mikrostruktura režimu 4 (H+24C+T) modifikované oceli, Villela-Bain, zv. 500 x



Obr. 86: Mikrostruktura režimu 4 ($H+24C+T$) modifikované oceli, Vilela-Bain, zv. 1000 x



Obr. 87: Mikrostruktura režimu 3 ($H+12C+T$), Vilela-Bain, sekundární elektrony, zv. 5000 x

Poděkování

Děkuji vedoucímu diplomové práce panu Dr. Ing. Zbyškovi Novému za vedení práce, dále děkuji konzultantovi Ing. Pavlu Šuchmannovi za projevenou ochotu, příjemnou spolupráci a pomoc při organizování experimentů ve firmě COMTES FHT a. s. Děkuji také druhému konzultantovi Ing. Václavu Krausovi, CSc., který mi v průběhu řešení pomáhal s řadou problémů. Touto cestou bych také chtěla velmi poděkovat paní Doc. RNDr. Dagmar Jandové, Ph.D. za spolupráci, velmi cenné rady a odbornou pomoc při metalografické analýze.

Tato diplomová práce vznikla za podpory projektu ESF OP VpK „Posílení spolupráce mezi vysokými školami, výzkumnými ústavami a průmyslovými partnery v Plzeňském kraji - CZ.1.07/2.4.00/17.0052“. Tento projekt napomohl při propojení výstupů diplomové práce mezi aplikačním a akademickým prostředím.

Tato práce dále vznikla díky podpoře projektu „Alfa TA02010375 - Výzkum a vývoj progresivní nástrojové oceli pro tvářecí nástroje a nekonveční způsoby zpracování pro dosažení vysokých užitečných vlastností“.

Seznam použité literatury

- [1] OPPENKOWSKI, A.: *Cryobehandlung von Werkzeugstahl*, doktorská práce. Ruhr-Universität Bochum, Německo, 2011
- [2] NIŽŇANSKÁ, J.: *Moderní metody zpracování nástrojových ocelí*, bakalářská práce. KMM FST ZČU v Plzni, 2012
- [3] *History of Cryogenic Processing*. Controlled Thermal Processing, Inc. [online]. © 2009 - 2012 [Cit. 9. 12. 2013]. Dostupné z: <http://www.metal-wear.com/history.html>
- [4] *Historie*. Cryo centrum [online]. © Cryo 2009 [Cit. 9. 12. 2013]. Dostupné z: <http://www.cryo-centrum.cz/historie.html>
- [5] *Představení společnosti COMTES FHT a.s.* COMTES FHT [online]. Copyright © 2011 [Cit. 2. 2. 2014]. Dostupné z: <http://www.comtesfht.cz/o-nas/videogalerie/>
- [6] BRYSON, W. E.: *Cryogenics*, Hanser Gardner Publications, Cincinnati, USA, 1999
- [7] KULMBURG, A.: *Das Gefüge der Werkzeugstähle - Ein Überblick für den Praktiker. Teil 1: Einteilung, Systematik und Wärmebehandlung der Werkzeugstähle*. Praktische Metallographie 35, No. 4, str. 180 - 202, 1998
- [8] HLUCHÝ, M., KOLOUCH, J.: *Strojírenská technologie I*. Praha, Scientia, 2002
- [9] JURČI, P.: *Vlastnosti nástrojových ocelí*, habilitační přednáška. ČVUT, Praha, 2005
- [10] VÁVRA, P., LEINVEBER, J.: *Strojnické tabulky*. Praha, ALBRA, 2003
- [11] PTÁČEK, L. a kol.: *Nauka o materiálu I. a II.* Brno, CERM, 2003
- [12] PŘIBIL, E. a kol.: *Nástrojové oceli POLDI a jejich použití - I. díl*. Praha, SNTL, 1986
- [13] MORÁVEK, O.: *Nástrojové materiály a tepelné zpracování nástrojů*. Praha, SNTL, 1975
- [14] PLUHAŘ, J. a kol.: *Strojírenské materiály*. Praha, SNTL, 1977
- [15] KRAUS, V.: *Tepelné zpracování a slinování*. Plzeň, ZČU, 2000
- [16] PŘIBIL, E. a kol.: *Nástrojové oceli POLDI a jejich použití - II. díl*. Praha, SNTL, 1986
- [17] SKÁLOVÁ, J., KOUTSKÝ, J., MOTYČKA, V.: *Nauka o materiálech*. Plzeň, ZČU, 2003
- [18] JECH, J.: *Tepelné zpracování oceli: metalografická příručka*. Praha, SNTL, 1983
- [19] *Zpracování nástrojových ocelí*. Bohdan Bolzano s.r.o. [online]. Copyright © 1998 [Cit. 2. 3. 2014]. Dostupné z: <http://prirucka.bolzano.cz/cz/technicka-podpora/technicka-prirucka/nastrojovky/zpracovaniNO/>
- [20] PLUHAŘ, J. a kol.: *Nauka o materiálech*. Praha, SNTL, 1989
- [21] BERNS, H., THEISEN, W.: *Eisenwerkstoffe - Stahl und Gusseisen 4*. Heidelberg Springer, Berlín, 2008
- [22] BERNS, H.: *Verzug von Stählen infolge Wärmebehandlung: Disstortion of Steels due to Heat Treatment*. Werkstofftechnik 8, str. 149 - 157, 1977
- [23] SCHUMANN, H.: *Metallographie: mit 91 Tabellen*. 13. vydání, Weinheim, Wiley-VCH, 2001

- [24] PLUHAŘ, J. a kol.: *Fyzikální metalurgie a mezní stav materiálu*. Praha, SNTL, 1987
- [25] ROUBALOVÁ, J.: *Optimalizace tepelného zpracování cementační oceli*, bakalářská práce. VUT Brno, 2013
- [26] ŠUCHMANN, P., CISKI, A.: *Enhancing of lifetime of forging dies by means of deep cryogenic treatment*. 19th International Forging Congress, 7. – 8. září, Chicago, USA, 2008
- [27] STRATTON, F. P.: *Optimizing nano-carbide precipitation in tool steels*. Materials Science and Engineering A449, str. 809 – 812, 2007
- [28] TATED, G. R., KAJALE, R. S., IYER, K.: *Improvement in tool life of cutting tools by application of deep cryogenic treatment*. 7th International Tooling Conference, 2. – 5. květen, Torino, Italy, 2006
- [29] COLLINS, N. D., O'ROURKE, G.: *Response of Tool Steels to Deep Cryogenic Treatment, Effect of Alloying Elements*. ASM, 1998
- [30] COLLINS, N. D.: *Deep Cryogenic Treatment of Tool Steels: a Review*. časopis Heat Treatment of Metals, str. 40 - 42, 1996
- [31] COLLINS, N. D., DORMER, J.: *Deep Cryogenic Treatment of a D2 Cold-Work Tool Steel*. časopis Heat Treatment of Metals, str. 71 - 74, 1997
- [32] MOORE, K., COLLINS, N. D.: *Cryogenic Treatment of Three Heat-Treated Tool Steels*. časopis Key Engineering Materials 86 - 87, str. 47 - 54, 1993
- [33] DAS, D., DUTTA, K. A., TOPPO, V., RAY, K. K.: *Effect of deep cryogenic treatment on the carbide precipitation and tribological behavior of D2 steel*. časopis Materials and Manufacturing Processes 22, No. 4, str. 474 - 480, 2007
- [34] DAS, D., DUTTA, K. A., RAY, K. K.: *Correlation of microstructure with wear behavior of deep cryogenically treated AISI D2 steel*. časopis Wear 267, No. 9 - 10, str. 1371 - 1380, 2009
- [35] DAS, D., DUTTA, K. A., TOPPO, V., RAY, K. K.: *Inconsistent wear behavior of cryo-treated tool steels: the role of mode and mechanism*. časopis Materials Science and Technology 25, No. 10, str. 1249 - 1257, 2009
- [36] *Technologie*. Cryo centrum [online]. © Cryo 2009 [Cit. 1. 3. 2013]. Dostupné z: <http://www.cryo-centrum.cz/technologie.html>
- [37] *1.2343 (X38CrMoV5-1, 19 552)*. PRECIS, s. r. o. [online]. © Copyright 2012 PRECIZ s.r.o. [Cit. 5. 3. 2014]. Dostupné z: <http://www.preciz.cz/sluzby-hlavni/material-normal/1.2343>
- [38] *1.2343/X37CrMoV51/19552*. AKROSTAL. [online]. © Copyright by Akrostal 2010 [Cit. 5. 3. 2014]. Dostupné z: <http://www.akrostal.pl/cs/12343WCL.html>
- [39] *Vliv legovacích prvků na vlastnosti ocelí*. Stránky o nožích [online]. Soukromé stránky pana Pavla Švandy [Cit. 5. 3. 2014]. Dostupné z: <http://svanda.webz.cz/vyuka/legury.htm>
- [40] SKÁLOVÁ, J., KOUTSKÝ, J., MOTYČKA, V.: *Základní zkoušky kovových materiálů*. Plzeň, ZČU, 2005
- [41] MENTL, V.: *Problematika křehkého lomu*. Podkladové materiály pro výuku strojírenských materiálů na ZČU, Plzeň, 2003

- [42] 1.2343. AKM Steels Ltd. [online]. © Copyright by AKM Steels 2014 [Cit. 5. 3. 2014]. Dostupné z: http://www.akmsteelsltd.co.uk/our-products/downloads/hot-working-tool-steel/1.2343_en.pdf