

**ČESKÉ VYSOKÉ  
UČENÍ TECHNICKÉ  
V PRAZE**

**FAKULTA  
STROJNÍ**



**DISERTAČNÍ  
PRÁCE**

**2022**

**MARTIN  
KUŘÍK**

České vysoké učení technické v Praze  
Fakulta strojní  
Ústav materiálového inženýrství

**Disertační práce**

**Vliv nekonvenčních metod tepelného  
zpracování na užité vlastnosti  
vybraných nástrojových ocelí**

Studijní program: Strojní inženýrství  
Obor: Materiálové inženýrství

Autor: Ing. Martin Kuřík  
Školitel: Doc. Ing. Jana Sobotová, Ph. D

### **Prohlášení**

Prohlašuji, že jsem tuto práci vypracoval samostatně, a to výhradně za použití pramenů a literatury v seznamu citovaných zdrojů

V Praze dne: .....

.....

## **Poděkování**

Rád bych touto cestou poděkoval paní doc. Ing. Janě Sobotové Ph. D za vedení, věcné připomínky, cenné rady a neuvěřitelnou trpělivost, bez které by tato práce nevznikla.

Dále musím poděkovat kolegům, kteří přispěli velkou měrou k dokončení práce. Jmenovitě Ing. Stanislavovi Krumovi Ph.D. za elektronovou mikroskopii, Ing. Janu Krčilovi Ph.D. za pomoc s měřením únavy.

## Název práce

Vliv nekonvenčních metod tepelného zpracování na užité vlastnosti vybraných nástrojových ocelí

## Abstrakt

Tepelné zpracování nástrojových ocelí je klíčovou operací pro správné fungování daného nástroje. Různými postupy může být dosaženo výkresové tvrdosti, ale kombinace dalších mechanických vlastností nemusí být výhodná pro danou kombinaci nástroj/aplikace a vést tak k nižší životnosti. Moderní výrobní postupy nástrojových ocelí umožňují dosažení vysoké kvality struktury oceli i unikátního chemického složení. Dostupné podklady k těmto ocelím obvykle obsahují pouze popouštěcí křivky, které nemusí vždy být dostatečným zdrojem informací pro správné navržení tepelného zpracování vzhledem k použití nástroje. V rámci této práce se autor zaměřil na dvě nástrojové oceli pro práci za studena připravované práškovou metalurgií ASP 2023 a ASP 2005 s cílem nalézt vhodné tepelné zpracování pro razník. Použité režimy tepelného zpracování byly navrženy s ohledem na dosažení požadované tvrdosti 62+2 HRC a také, aby bylo možné vyhodnotit vliv teploty austenitizace a zmrazování. Výsledné vlastnosti byly hodnoceny pomocí tvrdosti, analýzy mikrostruktury včetně kvantifikace a kvalifikace karbidů, odolnosti proti opotřebení a odolnosti proti cyklickému namáhání.

## Klíčová slova

Prášková metalurgie, nástrojové oceli, tepelné zpracování, kryogenní zpracování, opotřebení, Pin on Disk, zkouška únavy

## The title of thesis

The influence of unconventional methods of heat treatment on the useful properties of selected tool steels

## Abstract

Heat treatment of tool steels is a key operation for the proper functioning of tools. Required hardness can be achieved by various procedures of heat treatment, but the impact to the other mechanical properties may not be advantageous for a given tool/application combination and thus lead to a lower lifetime of tool. Modern production processes of tool steels enable the achievement of high-quality steel structure and unique chemical composition. The available data sheets for these steels usually contain only tempering diagrams, which may not always be a sufficient source of information for the correct design of the heat treatment of part. As part of this work, the author focused on two tool steels for cold work prepared by powder metallurgy ASP 2023 and ASP 2005 with the aim of finding a suitable heat treatment for the punch. The heat treatment modes used were designed with regard to achieving the required hardness of 62+2 HRC and also to evaluate the effect of austenitizing and cryogenic temperatures. The evaluating was done by hardness, microstructure analysis including carbide quantification and qualification, wear resistance and cyclic stress resistance.

## Key words

Powder metallurgy, tool steels, heat treatment, cryogenic treatment, wear, Pin on disk, fatigue test

## OBSAH

1	ÚVOD .....	9
2	TEORETICKÁ ČÁST .....	10
2.1	<b>Nástrojové oceli .....</b>	<b>10</b>
2.2	<b>Výroba nástrojových ocelí .....</b>	<b>16</b>
2.2.1	Příprava taveniny .....	17
2.2.2	Klasická metalurgie (KM).....	20
2.2.3	Prášková metalurgie.....	23
2.3	<b>Tepelné zpracování nástrojových ocelí .....</b>	<b>28</b>
2.3.1	Austenitizace .....	28
2.3.1.1	Austenitizace nástrojových ocelí .....	31
2.3.2	Přeměny austenitu .....	33
2.3.3	Kalení.....	38
2.3.3.1	Kalicí teplota .....	38
2.3.3.2	Kalicí prostředí.....	40
2.3.3.3	Způsoby kalení.....	43
2.3.4	Popouštění .....	44
2.3.5	Zmrazování.....	47
2.4	<b>Volba nástrojové oceli pro práci za studena .....</b>	<b>52</b>
3	CÍLE DISERTAČNÍ PRÁCE .....	55
4	EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST .....	56
4.1	<b>Příprava vzorků .....</b>	<b>56</b>
4.2	<b>Tepelné zpracování .....</b>	<b>57</b>
4.3	<b>Popis experimentu .....</b>	<b>60</b>
4.3.1	Zkouška tvrdosti .....	60
4.3.2	Metalografická analýza .....	60
4.3.3	Odolnost proti opotřebení .....	61
4.3.4	Zkouška únavy .....	63
5	VÝSLEDKY A JEJICH DISKUZE.....	65
5.1	<b>Tvrdość.....</b>	<b>65</b>
5.1.1	Vliv teploty austenitizace na tvrdost.....	66

5.1.2	Vliv zmrazování na tvrdost .....	67
<b>5.2</b>	<b>Metalografická analýza – hodnocení struktury .....</b>	<b>70</b>
5.2.1	Světelná mikroskopie .....	70
5.2.2	Elektronová mikroskopie.....	71
5.2.2.1	Výchozí stav .....	72
5.2.2.2	Vliv teploty austenitizace na strukturu oceli .....	75
5.2.2.3	Vliv zmrazování na strukturu .....	80
<b>5.3</b>	<b>Metalografická analýza – velikostní rozdělení karbidů .....</b>	<b>85</b>
5.3.1	Výchozí stav .....	85
5.3.2	Vliv teploty austenitizace na velikostní rozdělení karbidů .....	86
5.3.3	Vliv zmrazování na velikostní rozložení karbidů.....	90
<b>5.4</b>	<b>Odolnost proti opotřebení .....</b>	<b>94</b>
5.4.1	Vliv teploty austenitizace na odolnost proti opotřebení.....	97
5.4.2	Vliv zmrazování na odolnost proti opotřebení.....	99
<b>5.5</b>	<b>Zkouška únavy .....</b>	<b>100</b>
5.5.1	Vliv teploty austenitizace na únavu .....	102
5.5.2	Vliv zmrazování na únavu.....	105
<b>6</b>	<b>ZÁVĚR.....</b>	<b>108</b>
<b>6.1</b>	<b>Závěry disertační práce .....</b>	<b>108</b>
<b>6.2</b>	<b>Perspektiva pro další výzkum .....</b>	<b>109</b>
<b>7</b>	<b>LITERATURA .....</b>	<b>110</b>
<b>8</b>	<b>SEZNAM OBRÁZKŮ.....</b>	<b>120</b>
<b>9</b>	<b>SEZNAM TABULEK.....</b>	<b>124</b>
<b>10</b>	<b>PUBLIKAČNÍ ČINNOST AUTORA.....</b>	<b>125</b>
<b>10.1</b>	<b>Tematické publikace v databázích WoS a SCOPUS.....</b>	<b>125</b>
<b>10.2</b>	<b>Ostatní publikace v databázích WoS a SCOPUS .....</b>	<b>125</b>
<b>11</b>	<b>PŘÍLOHY .....</b>	<b>126</b>



# 1 ÚVOD

V současnosti je na trhu nepřeberné množství nástrojových ocelí, které se mimo chemické složení mohou výrazně lišit na základě postupu výroby. Kromě klasického zpracování ingotů se v případě nástrojových ocelí stále častěji uplatňuje výroba polotovaru pomocí práškové metalurgie. Ta umožňuje připravit velmi jemnou homogenní strukturu o chemickém složení, které by jinak bylo nedosažitelné vzhledem k segregacním dějům při tuhnutí. Výsledkem je významný posun mechanických vlastností ocelí připravených práškovou metalurgií a jejich rostoucí uplatnění při výrobě nástrojů [1].

Otázkou ovšem zůstává, jestli tento významný rozdíl ve struktuře bude mít vliv na obecná pravidla a závislosti tepelného zpracování známá a ověřená dlouholetou praxí v kombinaci s technologickým pokrokem. Ten lze zejména pozorovat na poli řízení a kontroly procesních parametrů v moderních vakuových pecích, a také používáním nekonvenčních postupů jakým je například zmrazování [2].

Veřejně dostupné informace v materiálových listech těchto nástrojových ocelí jsou často omezeny pouze na popouštěcí křivku a doporučené teploty austenitizace a již zde se dají najít první rozdíly v doporučeních oproti ocelím připravených klasickou metalurgií. Podrobný popis dopadů na další mechanické vlastnosti není obvyklý a v případě dynamických zkoušek spíše vzácný.

Předložená práce se primárně zaměřuje na nástrojové oceli pro práci za studena připravené práškovou metalurgií a zkoumá vliv vybraných parametrů tepelného zpracování na užité vlastnosti daných ocelí.

Konkrétně se jedná o ocel ASP 2023, která se řadí mezi velmi používané oceli a ocel ASP 2005, která se dle výrobce vyznačuje vyšší houževnatostí a odolností proti opotřebení ve srovnání s ocelí ASP 2023. Obě oceli by měly být zpracovány na stejnou tvrdost 62 +2 HRC s cílem určit nejuvhodnější kombinaci vlastností pro lisovací nástroj pro postupový lis pracující za studena.

Prvním sledovaným vlivem je teplota austenitizace, která by správně měla být volena s ohledem na požadovanou tvrdost stejně tak jako na aplikaci konkrétního nástroje. Teplota austenitizace přímo ovlivňuje výslednou strukturu jako je hrubost matrice, její nasycení legujícími prvky, množství a velikost karbidů [3].

Druhým sledovaným aspektem je zařazení zmrazování mezi kalení a popouštění. Správně provedené zmrazování by mělo iniciovat precipitaci jemných karbidů ve struktuře oceli a obecně snížit množství zbytkového austenitu [2]. Výsledný materiál by měl být tvrdší a houževnatější zároveň oproti nezmrávané variantě.

Oba sledované vlivy jsou hodnoceny z pohledu výsledné tvrdosti, struktury matrice, velikostního rozložení karbidů, odolnosti proti opotřebení a odolnosti proti únavě. Zkouška únavy je volena s ohledem na podobnost s reálným namáháním nástroje.

## 2 TEORETICKÁ ČÁST

### 2.1 Nástrojové oceli

První nástrojové oceli se objevily kolem roku 1868 ve formě jednoduchých uhlíkových ocelí. Počátkem 20. století se začínají objevovat první vysokolegované nástrojové oceli. Vyznačovaly se vysokým legováním wolframem, molybdenem, vanadem a chromem. V kombinaci s tepelným zpracováním bylo již možné připravit nástroje pro výrobu kovových dílů [4].

V současné době se nástrojové oceli vyznačují velmi přesným chemickým složením s nízkým obsahem nežádoucích příměsí a vměstků. K legování se využívají kromě již uvedených kovů další legury jako kobalt, nikl. Efekt jednotlivých legujících prvků je uveden v Tab. 1

Tab. 1 Přehled obvyklých legujících prvků a jejich vliv na vlastnosti oceli [4; 5; 6]

Prvek	Zn.	Popis
Hliník	Al	Při výrobě oceli se používá jako deoxidovadlo. V rámci legování se obvykle dosahuje 1 %. Je hlavní legurou pro nitridační oceli. Omezuje růst zrna, pokud je ve struktuře vyloučen ve formě disperzních částic oxidů, popřípadě nitridů.
Uhlík	C	Zvyšuje tvrdost a pevnost za cenu snížení plastických vlastností a houževnatosti. Dále má pozitivní vliv na otěruvzdornost a řezivost. Při vyšších obsazích zhoršuje obrobiteľnosť. Rozšiřuje oblast $\gamma$ -Fe a v porovnání s ostatními prvky nejvíce snižuje $M_s$ . U většinou legujících prvků vytváří tvrdé karbidy. U nástrojových ocelí se obsah pohybuje od 0,2 – 2,0 %.
Kobalt	Co	Netvoří karbidy a je vždy rozpuštěn v matici, kde je jeho rozpustnost neomezená. Výrazně zlepšuje odolnost proti popuštění, ale má negativní vliv na prokalitelnost a zvyšuje náchylnost k oduhlíčení. Používá se v rozmezí 2,0 – 12,0 %, přičemž vyšší hodnoty jsou typické pro rychlořezné oceli.
Chrom	Cr	Zužuje oblast $\gamma$ -Fe, kde jeho rozpustnost je 12,8 %, ta roste s rostoucím obsahem uhlíku (20,0 % při 0,5 % C). S uhlíkem tvoří speciální karbidy a zvyšuje tak pevnost, tvrdost, prokalitelnost a odolnost proti popuštění. Tendence k tvorbě karbidů je vyšší než v případě manganu, ale nižší než u wolframu. Pokud je rozpuštěn v matici, účinně zvyšuje korozní odolnost. Obvyklý obsah v nástrojových ocelích je v rozmezí 0,5 – 13,0 %, vzácně až 16,0 %.
Mangan	Mn	Při výrobě se používá k deoxidaci a navázání síry. S uhlíkem tvoří nestabilní karbidy s vyšší tendencí než železo, ale nižší než chrom. Zlepšuje prokalitelnost, ale podporuje hrubnutí zrna. Jeho rozpustnost je neomezená v železe, ale u nástrojových ocelí se pohybuje jeho obsah do 2,0 %.
Molybden	Mo	Tvoří speciální karbidy, které zvyšují odolnost proti abrazi. Zvyšuje prokalitelnost, odolnost proti popouštění a tečení. Stejně jako wolfram při nízkých obsazích potlačuje popouštěcí křehkost, ale zároveň má negativní vliv na houževnatost. Zvyšuje zokujení a náchylnost na oduhlíčení v případě tepelného zpracování za přítomnosti kyslíku. V nástrojových ocelích se používá v obsahu 0,2 – 9,0 %.
Nikl	Ni	Netvoří karbidy. Rozšiřuje oblast $\gamma$ -Fe. Zvyšuje prokalitelnost, pevnost a houževnatost. Na druhou stranu v ocelích s vyšším obsahem uhlíku zvyšuje množství zbytkového austenitu po kalení. Rozpustnost je neomezená a pro nástrojové oceli se používá v obsazích 0,3 – 5 %.
Vanad	V	Tvoří speciální karbidy. Výrazně zvyšuje odolnost proti popouštění a otěru (více jak Mo a W) a zvyšují prokalitelnost. Při nízkých obsazích zjemňují zrno, ale při vysokých velmi prudce snižuje houževnatost. Podporuje řezivost, ale obrobiteľnosť zhoršuje. Běžně se používá od 0,1 % po 5 %
Wolfram	W	Zužuje oblast $\gamma$ -Fe. Vytváří speciální stabilní karbidy. Má velmi pozitivní vliv na odolnost proti popouštění, zvyšuje prokalitelnost a podporuje bainitickou strukturu. Při nízkých obsazích potlačuje popouštěcí křehkost, ale při vyšších naopak snižuje houževnatost. Běžně se používá 0,2 - 19 %, přičemž vyšší obsahy jsou typické pro rychlořezné oceli.

Obecně platí, že legující prvky mají nejčastěji vliv na prokalitelnost, která je definovaná jako schopnost martenzitické přeměny do určité hloubky od povrchu [3].

Lze se také setkat s méně obvyklými legujícími prvky. Oceli jako Vancron [7] od firmy Uddeholm či W350 [8] od firmy Böhler jsou legované dusíkem. Ten může být do oceli přidáván během ESR přetavování (technologie bude popsána v kap 2.2.2). Pomáhá ve struktuře vytvářet nitridy a karbidy, které mají pozitivní vliv na otěruvzdornost, jak například dokládá práce [9] zkoumající vliv dusíku na rychlořeznou ocel M41. Případně lze dusík použít jako substituční prvek za nikl a snížit tak náklady na výrobu oceli, jak dokládá práce [10].

Velký důraz je u nástrojových ocelích kladen na samotnou výrobu oceli s cílem co nejjemnější homogenní struktury. Té lze dosáhnout různými metalurgickými postupy, které budou představeny v následných kapitolách. Stejně důležitá je i specifikace tepelného zpracování pro docílení požadovaných mechanických vlastností vzhledem k aplikaci daného nástroje. Problematika nastavení vhodného postupu tepelného zpracování vzhledem k použité technologii přípravy oceli, jejího chemického složení a aplikaci bude podrobněji řešena v následných kapitolách.

Nástrojové oceli lze rozdělit pomocí mnoha kritérií. Nejčastěji se u výrobců jednotlivých značek setkáme s dělením na základě použití, a to do skupin [6; 11; 12]:

- Pro práci za studena
- Pro práci za tepla
- Rychlořezné oceli
- Oceli odolné dynamickému namáhání

V materiálových listech některých výrobců ocelí se můžeme setkat s kombinovaným označením oceli jako je rychlořezná ocel pro práci za studena [13; 14].

U ocelí pro práci za studena se neočekává dlouhodobé či opakované vystavování teplotám vyšším než 205 °C do 260 °C [6; 12]. Používají se primárně pro nástroje na stříhání, lisování za studena, válcování a jiné. Obecně se vyznačují vysokým obsahem uhlíku často i chromu pro získání dostatečné tvrdosti a otěruvzdornosti.

Značení dle AISI rozlišuje nástrojové oceli pro práci za studena do tří skupin, a to na kalitelné na vzduchu (skupina „A“), kalitelné do oleje (skupina „O“) a s vysokým obsahem uhlíku a chromu (skupina „D“).

Skupina „A“ je dostatečně legovaná tak, aby dosáhla plné prokalitelnosti pro průměry vyšší než 100 mm při ochlazování vzduchem. Díky tomu se oceli vyznačují malými deformacemi při kalení a nízkým rizikem vzniku kalicích trhlin. Legování je hlavně postaveno na manganu, molybdenu a chromu [6; 12].

Pro oceli skupiny „O“ je charakteristická jejich vysoká odolnost proti opotřebení díky vysokému podílu uhlíku. Na druhou stranu, nízký podíl karbidotvorných prvků způsobuje nízkou

odolnost proti poklesu tvrdosti při vyšších provozních teplotách. Výhodou je možnost provádět opravy či renovaci nástrojů pomocí navařování, pokud je dodržován technologický postup [12].

Oceli skupiny „D“ obsahují od 1,50 do 2,35 % C a více jak 12 % Cr. Díky vysokému obsahu chromu je ve struktuře přítomné velké množství karbidů (hlavně chromových). Výsledkem je zvýšená odolnost této skupiny ocelí proti poklesu tvrdosti za vyšších teplot [12].

„H“ označuje oceli pro práci za tepla dle AISI. Hlavním cílem je zachování mechanických vlastností při vyšších teplotách. Mají snížený obsah uhlíku v rozmezí 0,35 – 0,45 % a lze je rozdělit do dalších podskupin na základě hlavní legury na chromové, wolframové a molybdenové. Součet těchto legur dosahuje až 26 % [12].

Rychlořezné oceli jsou primárně určeny pro obrábění kovových materiálů. Vyznačují se hlavně vysokou odolností proti opotřebení a zachováním tvrdosti i za vyšších teplot až do 650 °C [12]. Těchto vlastností je dosaženo vysokým obsahem legujících prvků. Pokud je hlavní složkou wolfram, hovoříme o wolframových rychlořezných ocelích. V takovém případě se jeho obsah pohybuje od 10 do 21 % a oceli se označují písmenem „T“. Druhou skupinou jsem molybdenové rychlořezné oceli, kde je množství wolframu sníženo (0,00 – 8,00 %) a obsah molybdenu se pohybuje do 10 %. Dalšími obvyklými legurami je chrom (do 5 %), vanad (okolo 2 %) a kobalt (0–13 %). Pro obě skupiny rychlořezných ocelí platí, že ve struktuře je velké množství karbidů, jejichž podíl činí 5–30 %. Karbidy se vyskytují ve formě MC (bohaté na vanad),  $M_2C$  (wolframové nebo molybdenové),  $M_6C$  (chrom, vanad a kobalt) a  $M_{23}C_6$  (bohaté na chrom, doprovodnými prvky je železo, vanad, molybden a wolfram) [12; 15].

Oceli odolné proti dynamickému namáhání jsou dle AISI označovány písmenem „S“. Jak název napovídá, hlavně se vyznačují vysokou houževnatostí a mezí pružnosti, na druhou stranu mají sníženou odolnost proti opotřebení. Společným znakem je obsah uhlíku okolo 0,50 %. Dále následuje legování manganem, křemíkem, chromem, wolframem v různých kombinacích [12].

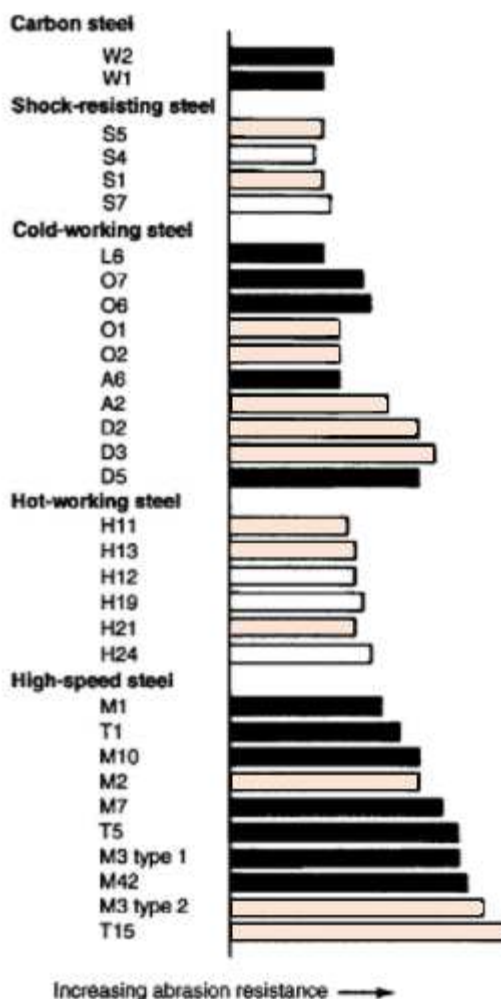
Přehled vybraných značek nástrojových ocelí označených dle AISI a případného DIN ekvivalentu je uveden v Tab. 2 [6; 12; 16] včetně chemického složení jednotlivých značek. Výběr byl volen jako ukázka charakteristického chemického složení pro jednotlivé skupiny a podskupiny uvedené v předchozím textu.

Vzhledem k širokému aplikačnímu potenciálu nástrojových ocelí, jsou od nich požadovány různé, na první pohled protichůdné, vlastnosti. Mezi základní patří zejména tvrdost, tvrdost za vyšších teplot (v angličtině se tato vlastnost označuje jako „hot hrdneš“ [12]), odolnost proti opotřebení (často se lze setkat s rozlišením abrazivního či adhezivního opotřebení [17]), houževnatost i specifické vlastnosti jako odolnost proti deformacím, vylamování hran a jiné [17]. Samotné porovnání jednotlivých nástrojových ocelí je dosti složité. Často se používají místo hodnocení konkrétních laboratorních výsledků a jejich hodnot relativní porovnání jedné či více vlastností vycházející z praktických pozorování, popřípadě se zavádějí různé charakteristiky kombinující více vlastností [17].

Tab. 2 Vybrané nástrojové oceli a jejich chemické složení [6; 17]

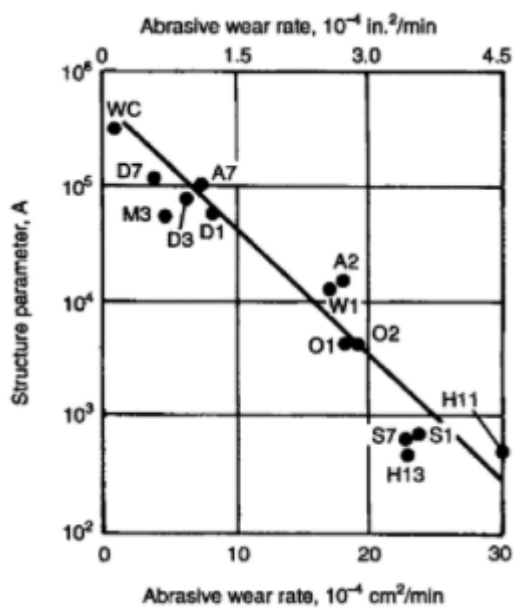
Chemické složení [hm. %]										
Nástrojové oceli pro práci za studena										
AISI [6; 17]	DIN [16]	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co
A2	1.2363	0,95 1,05	Max 1,00	Max 0,50	4,75 5,50	Max 0,30	0,90 1,40	-	0,15 0,50	-
D2	1.2379	1,40 1,60	Max 0,60	Max 0,60	11,00 13,00	Max 0,30	0,70 1,20	-	Max 1,10	-
D3	1.2080	2,00 2,35	Max 0,60	Max 0,60	11,00 13,50	Max 0,30	-	Max 1,00	Max 1,10	-
D6	1.2436	2,00 2,20	0,20 0,40	0,20 0,40	11,50 12,50	-	-	0,60 0,90	-	-
O1	1.2510	0,85 1,00	1,00 1,40	Max 0,50	0,40 0,60	Max 0,30	-	0,40 0,60	Max 0,30	-
O2	1.2842	0,85 0,95	1,40 1,80	Max 0,50	Max 0,50	Max 0,30	Max 0,30	-	Max 0,30	-
Nástrojové oceli pro práci za tepla										
AISI [6; 17]	DIN [16]	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co
H10	1.2365	0,35 0,45	0,25 0,70	0,80 1,20	3,00 3,75	Max 0,30	2,00 3,00	-	0,25 0,75	-
H11	1.2343	0,33 0,43	0,20 0,50	0,80 1,20	4,75 5,50	Max. 0,30	1,10 1,60	-	0,30 0,60	-
H13	1.2344	0,32 0,45	0,20 0,50	0,80 1,20	4,75 5,50	Max 0,30	1,10 1,75	-	0,80 1,20	-
H21	1.2581	0,28 0,36	0,15 0,40	0,15 0,50	3,00 3,75	Max. 0,30	-	8,50 10,00	0,30 0,60	-
H23	1.2625	0,25 0,35	0,15 0,40	0,15 0,60	11,00 12,75	Max. 0,30	-	11,00 12,75	0,75 1,25	-
H42	-	0,55 0,70	0,15 0,40	-	3,75 4,50	Max 0,30	4,50 5,50	5,50 6,75	1,75 2,20	-
Rychlořezné oceli										
AISI [6; 17]	DIN [16]	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co
M2	1.3343	0,78 0,88	0,15 0,40	0,20 0,45	3,75 4,50	Max 0,30	4,50 5,50	5,50 6,75	1,75 2,20	-
M3:2	1.3395	1,15 1,25	0,15 0,40	0,20 0,45	3,75 4,50	Max 0,30	4,75 6,50	5,00 6,75	2,75 3,75	-
M35	1.3243	0,82 0,88	0,15 0,40	0,20 0,45	3,75 4,50	Max 0,30	4,50 5,50	5,50 6,75	1,75 2,20	4,50 5,50
M41	-	1,05 1,15	0,20 0,60	0,15 0,50	3,75 4,50	Max 0,30	3,25 4,25	6,25 7,00	1,75 2,25	4,75 5,75
T1	1.3355	0,35 0,80	0,10 0,40	0,20 0,40	3,75 4,50	Max 0,30	-	17,25 18,75	0,90 1,30	-
T15	1.3202	1,50 1,60	0,15 0,45	0,15 0,40	3,75 5,00	Max 0,30	Max 1,00	11,75 13,00	4,50 5,25	4,75 5,25
Oceli odolné proti dynamickému namáhání										
AISI [6; 17]	DIN [16]	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co
S1	1.2550	0,40 0,55	0,10 0,40	0,15 1,20	1,00 1,80	Max 0,30	Max 0,50	1,50 3,00	0,15 0,30	-
S5	-	0,50 0,65	0,60 1,00	1,75 2,25	Max 0,50	-	0,20 1,35	-	Max 0,35	-
S7	1.2357	0,45 0,55	0,20 0,90	0,20 1,00	3,00 3,50	-	1,30 1,80	-	0,20 0,30	-

Jak již bylo uvedeno, jednou z nejdůležitějších vlastností nástrojových ocelí je odolnost proti opotřebení. Ukázka relativního porovnání odolnosti proti abrazivnímu opotřebení je uvedena na Obr. 1, kde rostoucí délka znázorněného vodorovného sloupce odpovídá rostoucí odolnosti proti danému opotřebení. Lze si povšimnout, že zde není uvedena žádná jednotka opotřebení.



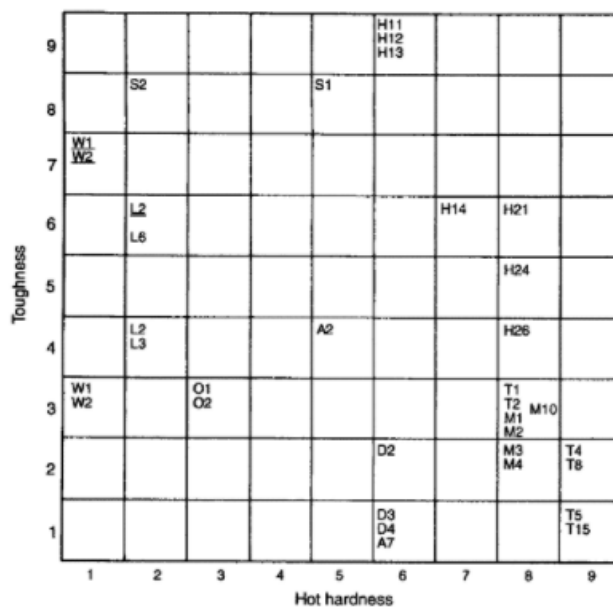
Obr. 1. Relativní porovnání odolnosti proti abrazivnímu opotřebení vybraných značek nástrojových ocelí [17], upraveno pro potřeby disertační práce, zvýrazněny jsou oceli uvedené v Tab. 2.

Další možností, jak pro nástrojové oceli porovnat odolnost proti abrazivnímu opotřebení, je vztáhnout více charakteristik pod jeden parametr. Příklad je uveden v práci [17], kde je zaveden tzv. strukturní parametr „A“, který je určen součinem velikosti primárních karbidů, objemového podílu karbidů ve struktuře a jejich tvrdostí. Výsledný diagram porovnávající vybrané značky ocelí značených podle AISI [6; 17] je uveden na Obr. 2. Je vidět, že s poklesem parametru „A“ roste velikost opotřebení, což je v souladu s teoretickými předpoklady [17].

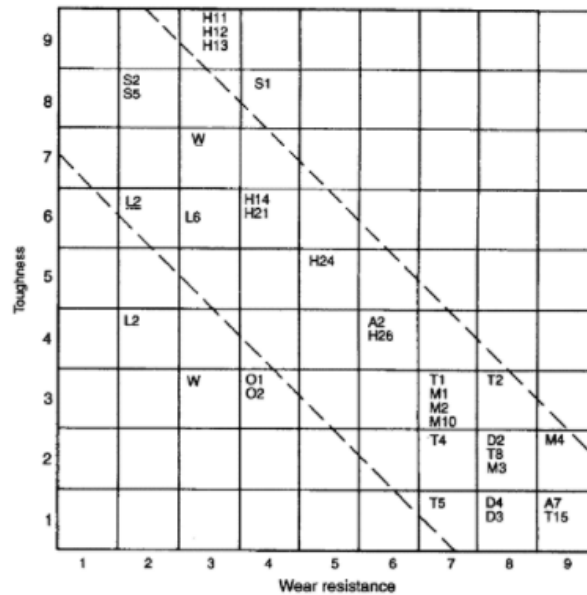


Obr. 2 Vyjádření závislosti odolnosti proti abrazivnímu opotřebení na základě vytvořeného strukturního parametru "A" [17]

Posledním příkladem možného porovnání nástrojových ocelí jsou tzv. mapy, kde na ose y je houževnatost a na ose x tvrdost za tepla (Obr. 3) anebo nespecifikovaná odolnost proti opotřebení (Obr. 4). Číslice na osách označují pouze rostoucí hodnotu dané vlastnosti. Podtržením některých značek ocelí označuje kalení z nižší teploty [17]. Problematice tepelného zpracování nástrojových ocelí bude věnována celá kapitola.



Obr. 3 Porovnání houževnatosti oceli vzhledem k tvrdosti za vyšší teploty [17]



Obr. 4. Porovnání houževnatosti oceli vzhledem k odolnosti proti opotřeбенí [17]

Všechny z výše uvedených možností porovnání jednotlivých nástrojových ocelí lze použít jako vodítko pro určení vhodné kombinace nástroj/aplikace/ocel. Nicméně, zde je třeba upozornit na skutečnost, že v již zmíněných diagramech se logicky mohou v identických oblastech vyskytovat i oceli různých druhů. Poté se zdá, že se jejich vlastnosti překrývají. Vzhledem k již zmíněným požadavkům na vlastnosti nástrojových ocelí není možné pro výběr vhodného materiálu pro konkrétní nástroj použít pouze jeden typ diagramu. Vždy je třeba k řešení přistupovat komplexně. Tím je myšleno řešit problém výběru nástrojové oceli individuálně vzhledem ke konkrétní aplikaci a neomezovat se pouze na jeden způsob porovnání nástrojových ocelí.

## 2.2 Výroba nástrojových ocelí

Kvalita nástrojové oceli je přímo spojená se stavem struktury dosažené během její výroby. Získání homogenní jemnozrné struktury je vzhledem k legování a segregačním procesům obtížné a nevhodnými či nedostatečnými metalurgickými postupy lze získat nevyhovující strukturu, která se negativně projeví na mechanických vlastnostech. Většinu takto vzniklých vad nelze následnými postupy jako je tvářením (za studena, za tepla) nebo tepelným zpracováním odstranit [18].

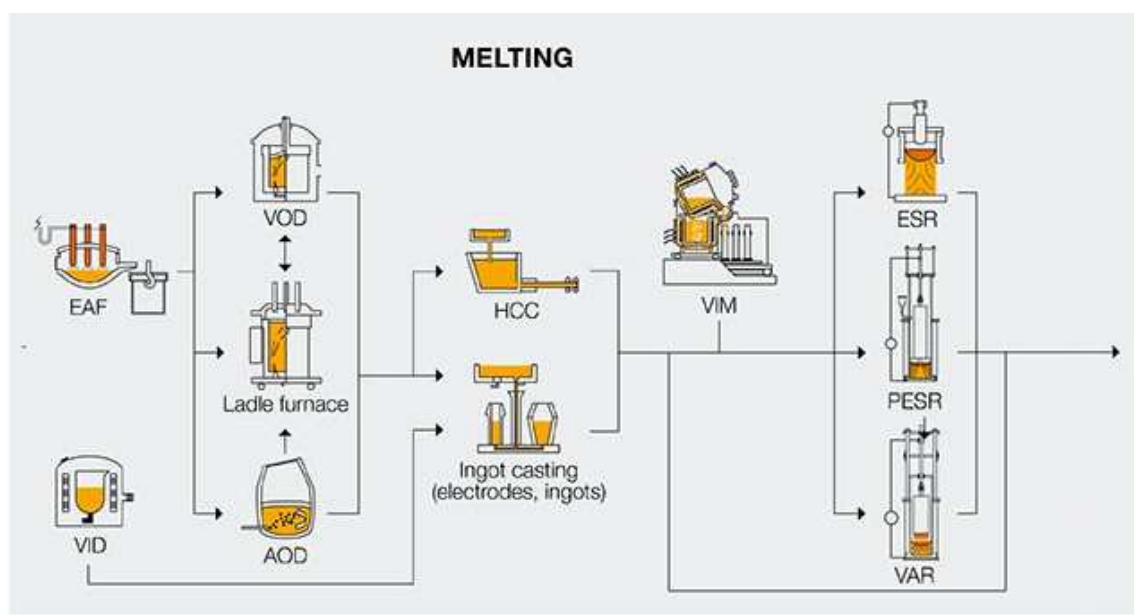
Následující kapitoly se věnují přípravě taveniny nástrojové oceli, kterou poté lze zpracovat klasickými metalurgickými postupy vycházejícími z odlití ingotu a jeho následným zpracováním, nebo ji použít pro výrobu jemného prášku pomocí práškové metalurgie a následné konsolidace.



## 2.2.1 Příprava taveniny

Jak je známo, nástrojové oceli se zpravidla připravují v nízko-tonážních elektrických obloukových pecích (electric arc furnace – **EAF**), kde se hmotnost tavby obvykle pohybuje od 20 do 50 tun [19]. Jedná se o kompromis mezi náklady a udržitelností vysoké čistoty a kvality dané tavby. S tím souvisí pečlivý výběr šrotu, který přijde do tavby [19]. Přehledové schéma jednotlivých kroků výroby nástrojových ocelí a k tomu používaných zařízení (nejedná se o všechny dostupné) je uvedeno na Obr. 5. Uvedené zkratky jsou vysvětleny dále v textu.

Tavení z **EAF** lze dočišťovat pomocí konvektorů, anebo přímo přemístit do pánvové pece (Ladle furnace) a postoupit k odlití do ingotu/elektrod či přímo do zásobníku pro kontilití.



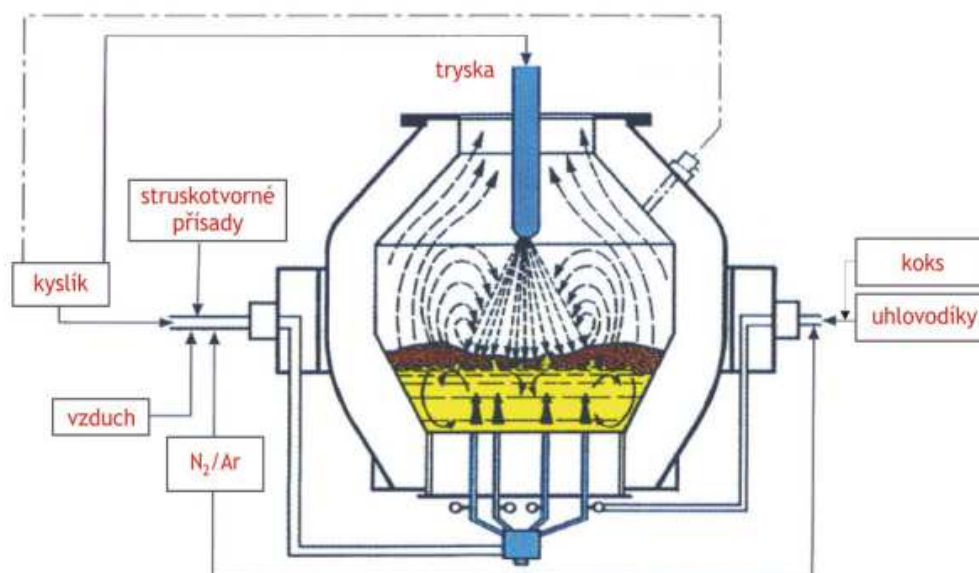
Obr. 5. Schéma obvyklých postupů výroby nástrojové oceli pomocí klasické metalurgie [20]

V konvertorech, probíhá ohřev taveniny, její dočišťování, oduhličení a homogenizace pomocí „probublávání“ plynu taveninou. Konstrukčně lze plyn přivádět shora, zezdola anebo kombinací obou zmíněných pomocí vodou chlazených trysek [21]. Nejčastěji se tak přivádí následující plyny

- Kyslík (čistotě 85 - 99,99 %) - ten v tavenině vytváří reakční zónu dosahující až 2500 °C a oxiduje železo a doprovodné prvky, které z části přechází do strusky [21]
- Argon (čistota 85 - 99,99 %) – inertní plyn čistě pro míchání a chlazení taveniny [22]
- Dusík (čistota 99 - 99,9 %) – inertní plyn čistě pro míchání a chlazení taveniny [22]
- Argon-kyslík (-dusík) – používá se v konvertorech s kombinovaným přívodem plynu. V angličtině se tento postup označuje „Argon oxygen decarburization“ (**AOD**) [22]
- Suchý vzduch – pomalejší reaktivní plyn [22]
- Oxid uhelnatý – může být přiváděn přímo nebo jako produkt rozpadu metanu, který se přivádí do taveniny [21]

Použití inertního plynu čerá taveninu, ale nepodílí se na dekarbonizaci oceli. V případě lamelárního proudění taveniny bublinky plynu na sebe naváží částice nekovových vměstků a vynášejí je do strusky, kde dochází k jejich rozpuštění za splnění určitých podmínek. V případě argonu se takto účinně dají odstraňovat vměstky na bázi oxidu hlinitého [22].

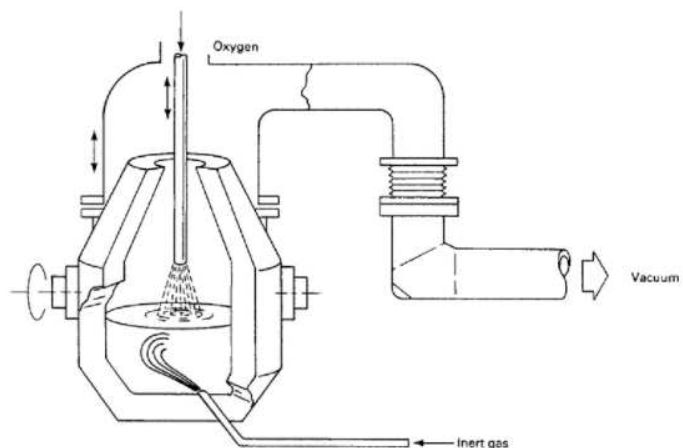
Metoda **AOD** byla vyvinuta za účelem snížení nákladů a zvýšení produktivity při výrobě chromových ložiskových ocelí, postupem času se její využití rozšířilo o výrobu středně legovaných nástrojových ocelí a nerezových ocelí [22]. Uhlík v tavenině lze tímto způsobem snížit k hodnotě 0,03 % [22]. Schéma samotného uspořádání kombinovaného konvertoru pro **AOD** je na Obr. 6. Horní tryska přivádí nad taveninu čistý kyslík. Zároveň dnem konvertoru je přiváděna směs kyslík/argon a případně další plyny či drobné částice. K ochraně dna před negativními účinky vzniklé reakční zóny s teplotou 2500 °C je do směsi přidáván metan (či jiný uhlovodík), který se v místě ústí trysky rozkládá a částečně oxidaci, kdy tato reakce je endotermická [21].



Obr. 6. Schéma uspořádání konvertoru pro **AOD** [21]

Konstrukčně z kombinovaného konvertoru **AOD** vychází i „Vacuum Oxygen Decarburization (VOD) s tím rozdílem, že dnem je přiváděn pouze inertní plyn, který míchá taveninu. To snižuje požadavky na konstrukci dna. Nad taveninu je přivedena tryska, která přivádí čistý kyslík. Celé zařízení je uzavřeno ve vakuové komoře. Schéma je uvedeno na Obr. 7.

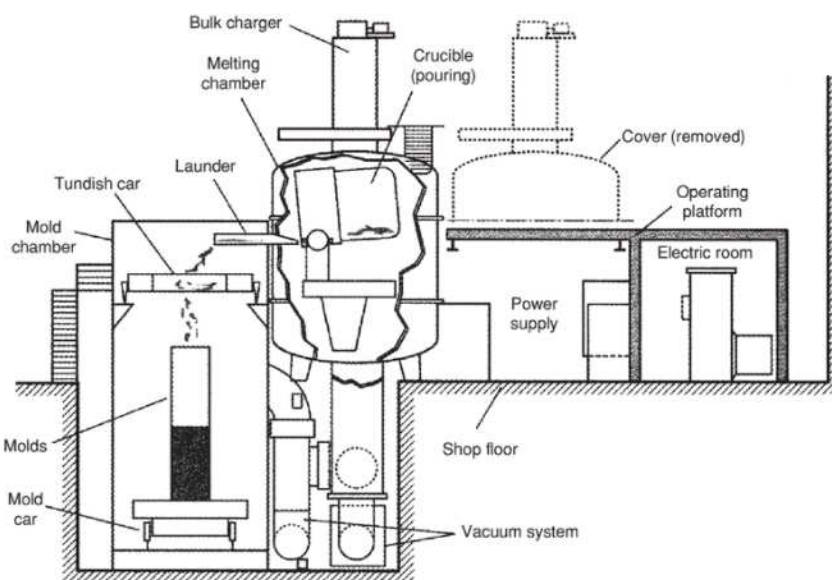
Uzavření systému od vnějších vlivů umožňuje přesnou kontrolu procesu deoxidace kontinuální analýzou odsávaných plynů pomocí plynového analyzátoru. Oproti **AOD** se jedná o složitější zařízení, ale dosahuje vyšší rychlosti dekarbonizace taveniny a nižšího propalu legujících prvků jako je chrom a jiné [22].



Obr. 7. Schéma konstrukce VOD [22]

Po provedení AOD nebo VOD je tavenina přemístěna do pánvové pece (**Ladle furnace**). Poté mohou následovat další metalurgické procesy pro dodatečné snížení uhlíku, odplynění taveniny nebo finální legování. V pánvové peci následně dojde k zahřátí taveniny na zvolenou lící teplotu a její následné zpracování pomocí klasických metod metalurgie jako jsou odlití do ingotu/elektrody (**Ingot/electrodes casting**), nebo zásobníku pro kontilití (**Horizontal continuous casting, HCC** [23]). Vzhledem k objemu výroby konkrétní nástrojové oceli je obvyklé odlití do ingotu. Další variantou je použití takto připravené taveniny pro atomizaci v rámci postupu práškové metalurgie [24].

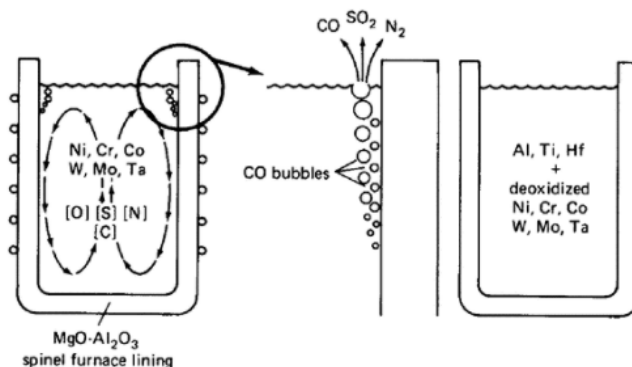
Jednou z dalších možností, jak připravit taveninu oproti EAF, je pomocí metody VIM (vacuum induction melting [25]). Ta spočívá v ohřevu vsázky pomocí indukce, kdy nádoba s kovem je umístěna ve vakuovaném kontejneru, jak je uvedeno na Obr. 8.



Obr. 8 Obecné schéma systému VIM pro výrobu ingotu otevřeným litím ze shora [25]

Z obrázku je patrné, že jak tavení, tak i lití probíhá ve vakuu. Samotná konstrukční řešení lití, transportu ingotu atd. se mohou lišit mezi jednotlivými zařízeními. Moderní zařízení jsou schopná měnit frekvenci indukčního ohřevu v závislosti na fázi tavení a požadované teplotě, čímž se zvyšuje celková efektivita zařízení. Tavenina samotná je pak v těchto zařízeních míchána právě pomocí proměnného magnetického pole. Do taveniny je možné taky v průběhu procesu přidávat potřebné legury a provádět kontrolu chemického složení [25].

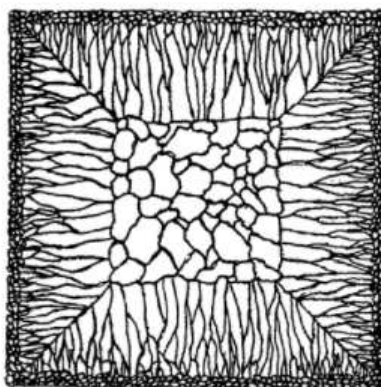
VIM byl primárně vyvinut pro přípravu slitin silně reaktivních s kyslíkem, ale nyní se používá i pro výrobu ocelí. Mezi hlavní přednosti patří minimální ztráta legujících prvků díky jejich oxidaci a potenciál dosáhnout velmi přesného chemického složení. Během tavení dochází také k účinnému odplynění oceli. Jak znázorňuje Obr. 9, na stěně nádoby dochází k vzniku drobných, CO bublinek, které vynášejí k povrchu další rozpuštěné plyny jako je dusík, oxid siřičitý, ale také nežádoucí příměsi s nízkým bodem tavení, jako je olovo, stříbro, bismut, selen telur [25].



Obr. 9. Znázornění místa vzniku bublinek, CO v tavenině, míchání taveniny [25]

## 2.2.2 Klasická metalurgie (KM)

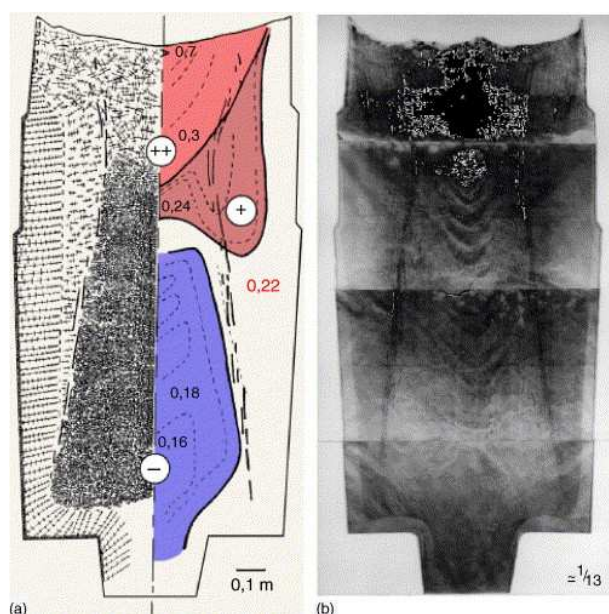
Samotné tuhnutí v ingotu probíhá i desítky hodin vzhledem k jeho velikosti. Pomalé chladnutí taveniny podporuje makrosegregační jevy, kdy vzniká výrazně rozdílná struktura mezi povrchem a jádrem ingotu (viz. Obr. 10) a nehomogenita v chemickém složení (Obr. 11). Se zvyšujícím se stupněm legování oceli roste náchylnost k těmto negativním jevům [18; 26; 27].



Obr. 10. Schéma růstu primárních krystalů při tuhnutí oceli v ingotu (příčný řez) [26]

Je známo, že povrch ingotu je ochlazen díky kontaktu se stěnou kokily velmi rychle a vzniká zde jemnozrnná struktura. Směrem k jádru rychlost ochlazování klesá a dochází k postupnému růstu dendritů směrem k jádru [26; 27]

Obr. 11 (a) dokumentuje změnu obsahu uhlíku v průběhu tuhnutí 65 tunového ingotu. Střední obsah uhlíku je v tomto případě 0,22 %. V dolní části ingotu došlo k snížení jeho obsahu až o 0,05 %, označující se jako „záporná segregace“. To je dáno vytvořením specifické fáze během tuhnutí, která je bohatá na uhlík, fosfor a síru. Ta je lehčí a má tendence vystupovat do horní části ingotu, kterou tím obohacuje (kladná segregace). V tomto konkrétním případě až na trojnásobek průměrné hodnoty. Obr. 11 (b) tento trend potvrzuje pomocí rozložení síry v ingotu, kde tmavá (černá) místa označují vyšší koncentraci [28].



Obr. 11. Ukázka průběhu chemického složení v ose ingotu pro uhlík, (a) a síru (b), kde černá barva označuje vyšší koncentraci [28]

Tato diference v chemickém složení způsobuje vznik vycezenin. V oblasti kladné segregace se jedná o vycezeniny typu „A“ a „V“, jejichž důsledkem mohou být mezery či trhliny [28].

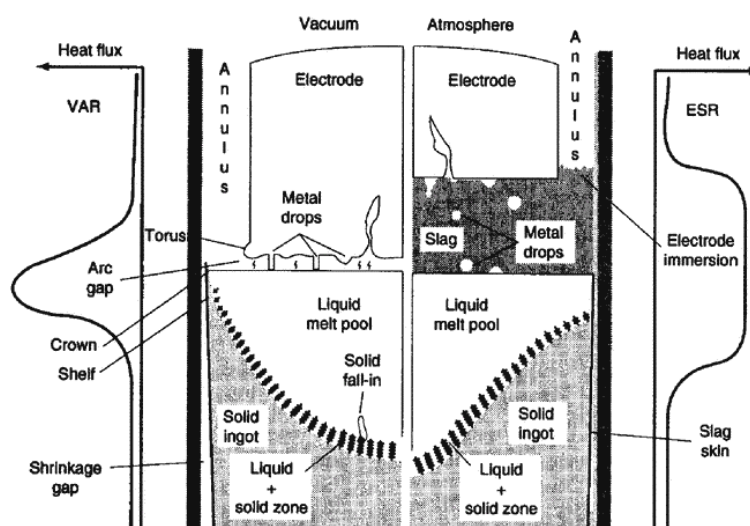
Obecně lze vady ingotů dělit na vnitřní a vnější. Mezi vnitřní patří bubliny, vločky, staženiny, řediny a vnitřní porozita. Míra a rozsah vad je dán přípravou taveniny, její čistotou, chemickým složením a kvalitou odplynění, dále licí teplotou, velikostí a tvarem kokily a samotnou technologií odlévání. Je známo, že vadám jako takovým nelze zcela předejít v rámci tuhnutí ingotu. Nástrojové oceli díky míře legování při tuhnutí ingotu vykazují i vyšší množství těchto vad a nežádoucích segregací jednotlivých legur, což není slučitelné s požadavkem na kvalitu a homogenitu ocelí této skupiny [28].

Proto je ingot dále zpracováván metodami jako je elektrostruskové přetavení (Electroslag remelting, **ESR**), elektrostruskové přetavení za vyššího tlaku (Pressure electroslag remelting **PESR**), což je modifikací samotné metody **ESR** a **VAR** (Vacuum arc remelting) [29; 30].

**ESR** a **VAR** jsou principiálně dosti podobné. V obou případech je ingot elektrodou, jejíž volný konec je postupně taven elektrickým obloukem. Vzniklá tavenina odkapává skrz strusku na dno krystalizátoru, který je tvořen měděnou nádobou s intenzivním vodním chlazením. Struska chrání taveninu před okolní atmosférou, ale lze ji modifikovat tak, aby zároveň pojímala nečistotu a zvyšovala kvalitu oceli. Díky chlazení krystalizátoru tavenina tuhne od spodu výrazně rychleji než v případě ingotu a dochází k potlačení negativních segregáčních dějů [29; 30].

Jak bylo zmíněno, **ESR** probíhá za atmosférického tlaku, naproti tomu **VAR** probíhá za tlaku od 0,1 do 1,0 Pa [29; 30]. Výboj již neprochází skrz strusku jako v případě **ESR**, ale přímo. Kombinace vysoké teploty výboje a nízkého tlaku má pozitivní vliv na snížení množství plynů v tavenině, jako je kyslík, vodík, dusík a oxid uhelnatý. Dochází také k odstranění oxidů [29; 30].

Porovnání obou metod je uvedeno na Obr. 12. Levá část obrázku ilustruje metodu **VAR**, pravá poté **ESR**. První významný rozdíl je v přítomnosti strusky, která významně mění tepelný tok v krystalizátoru, jak názorně ukazuje ilustrační křivka na okrajích Obr. 12 [29; 30].



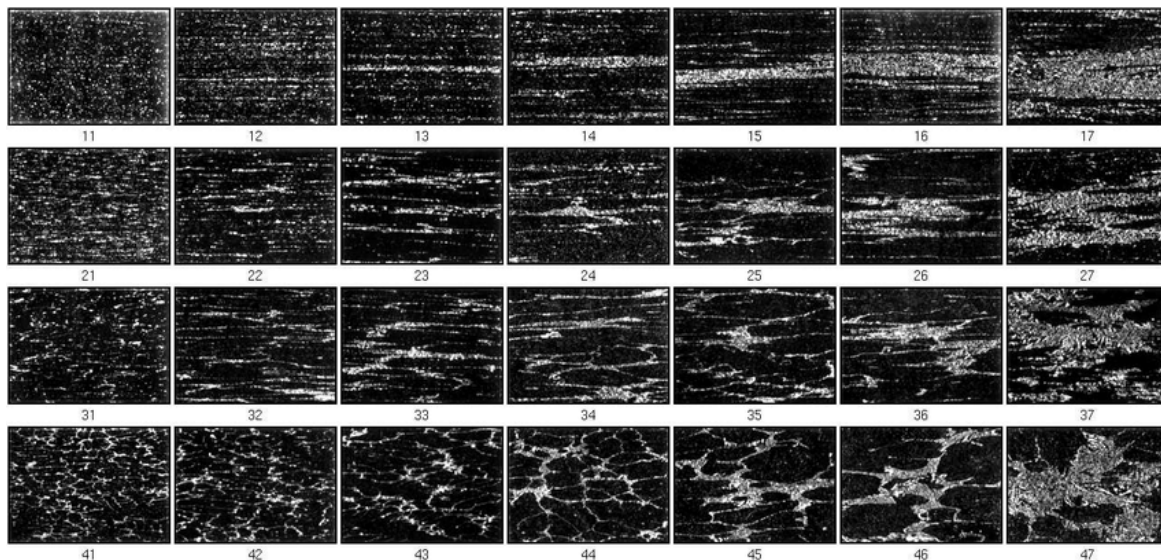
Obr. 12. Schéma tuhnutí taveni přetavované v zařízení VAR (vlevo) a ESR (vpravo) [29]

V případě **ESR** je oblast tepelného toku (Heat flux) výrazně větší s ohledem na větší mezeru mezi elektrodou a odkapanou taveninou, která je dána přítomností strusky. Ta akumuluje velkou část energie z oblouku a zároveň působí jako izolační vrstva, která zpomaluje tuhnutí taveniny pod elektrodou. U systému **VAR** oblast taveniny téměř nedosahuje stěny krystalizátoru, navíc znázorněné dendrity (na Obr. 12. vyobrazeny jako černé čáry na rozhraní tavenina/pevný kov) se směrem od středu zmenšují. V případě **ESR** tavenina dosahuje stěny krystalizátoru díky vrstvě strusky nad taveninou, která taveninu dohřívá. Zároveň tak zpomaluje její tuhnutí, a to se projevuje i na velikosti vznikajících dendritů [29; 30].

Jak již bylo řečeno, **PESR** je modifikací metody **ESR** s tím rozdílem, že tavení taveniny neprobíhá za normálního tlaku, ale za přetlaku dusíku. S rostoucím parciálním tlakem dusíku roste i jeho rozpustnost v tavenině a lze tak ocel legovat tímto prvkem [29; 30].

Ani přetavovací procesy však neodstraňují rozdíl mezi strukturou povrchu a jádra. Proto u ingotu, ale i přetaveného polotovaru následuje tváření za tepla. Jak je známo, jeho cílem je mechanicky rozbít vzniklé licí struktury po tuhnutí a přetvořením nastartovat dynamickou rekrytalizaci [31]. Výsledkem by měla být homogenní jemnozrnná struktura s rovnoměrně rozloženými karbidy (pokud se ve struktuře vyskytují). Té se dá často dosáhnout až opakovaným tvářením za tepla [31; 32].

Pro klasifikaci stupně překování lze použít například Obr. 13, z kterého je patrné různé rozložení karbidů ve struktuře nástrojové oceli s obsahem 12 % Cr.



Obr. 13. Klasifikace rozložení karbidů u nástrojové oceli s obsahem 12 % chromu, bílá místa označují karbidy [33]

Všechny z uvedených struktur mají stejné chemické složení, nicméně v závislosti na rozložení karbidů se budou vlastnosti zhoršovat v porovnání s nevhodnější strukturou na pozici „11“. Obecně platí, že struktury pod vedlejší diagonálou jsou nevhodné pro nástrojovou ocel, protože rostoucí velikost karbidů a jejich nehomogenní rozložení vede ke snížení pevnostních charakteristik [34].

Po ukončeném tváření je ocel žhána naměkko pro co nejjednodušší obrábění na finální prodejní rozměr a následné zpracování u zákazníka.

Jak je patrné z předchozího textu, klasická výroba nástrojové oceli je náročná a vyžaduje aplikaci různých metalurgických postupů a technologií. Jakákoliv odchylka od předepsaného technologického postupu ovlivní strukturu a tím i užité vlastnosti nástrojové oceli.

### 2.2.3 Prášková metalurgie

Výroba nástrojové oceli konsolidací prášku připraveného přímo z taveniny značně omezuje negativní dopady klasické metalurgie popsané v předchozí kapitole. Maximální velikost karbidů je omezena velikostí částic prášku. Heterogenita v chemickém složení, ke které dochází při

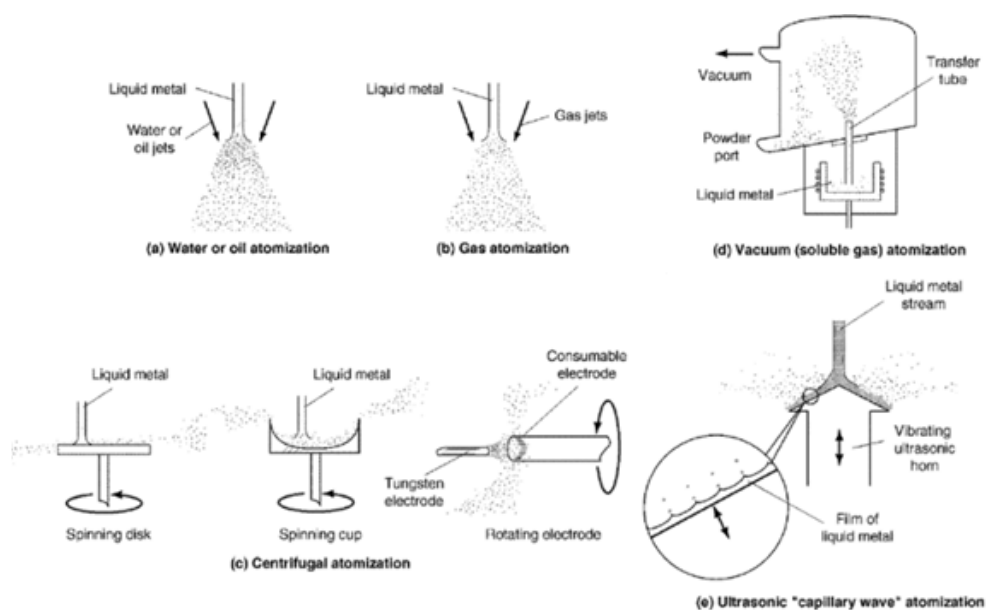
pomalém tuhnutí nástrojové oceli, je práškovou metalurgií také omezena na jednotlivé částice. Ocel připravená práškovou metalurgií by se obecně měla vyznačovat [35; 36; 37].

- Jemnozrnnou strukturou (v závislosti na velikosti zrn prášku)
- Homogenitou chemického složení
- Rovnoměrným rozložením karbidů
- Homogenní strukturou v jednotlivých rovinách (nevyskytuje se karbidická řádkovitost)

Jednotlivá zařízení pro výrobu prášku z ocelí se od sebe mohou lišit a využívat různého přístupu k dosažení co nejprudšího ochlazení taveniny a pokud možno nejjemnější granulometrie prášku. Volba některých z nich je závislá na zpracovávaném materiálu.

Základem je rozstřík taveniny pomocí tlakového média a nejčastěji se provádí [38; 39]:

- Dvou-kapalinovou atomizací – tavenina je po výstupu z injektoru strhnuta proudem druhého média, které je přiváděno tryskami v blízkém okolí ústí. Může se jednat o:
  - Vysokotlakou vodou (oxidická vrstva) nebo olejem (nutnost čistit prášek). Ukázka Obr. 14a.
  - Vzduchem (vytváří se oxidická vrstva), inertními plyny (nejčastěji dusík, minimalizace vzniku oxidické vrstvy). Ukázka Obr. 14b.
- Odstředivou atomizací (centrifugal atomization) – tavenina odkapává na rotující podklad ve formě disku, kalíšku nebo elektrody, Obr. 14c.
- Vakuovou atomizací – tavenina je nasávaná do vakuové komory, používá se v kombinaci s nosným plynem (nejčastěji vodík), Obr. 14d.
- Ultrazvukovou atomizací – tavenina je rozrušována pomocí vibrací, Obr. 14e.



Obr. 14. Ukázka jednotlivých způsobů atomizace [39]

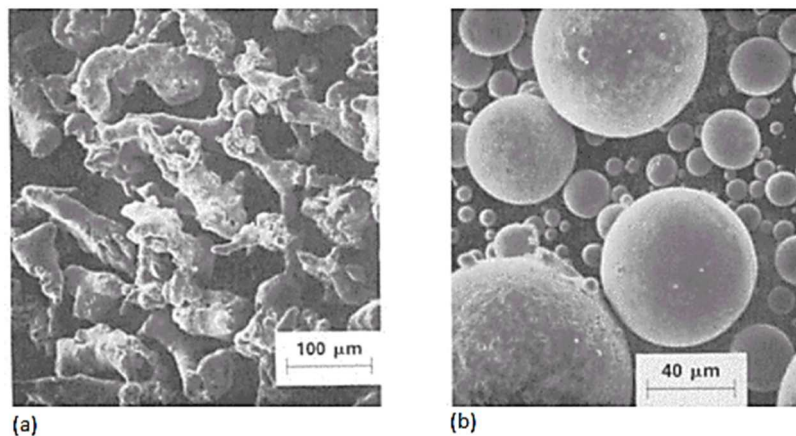


Všechny z výše uvedených metod jsou v praxi používány, nicméně 95 % atomizace je prováděno dvou-kapalinovou technologií [39]. V principu stejného konceptu lze použít i pro tlakovou vodu s tím rozdílem, že prášek je dodatečně zbavován vody a dosušován. I tak patří atomizace vodou k nejproduktivnějším. Podle autorů [39] lze dosáhnout produktivity až 1000 kg / hod [39].

Použitá technologie přímo ovlivňuje jednotlivé parametry vzniklého prášku, jako je velikost částic a velikostní rozdělení, tvar částic, kvalita povrchu, mikrostruktura [39].

Na Obr. 15a je ukázka struktury prášku připraveného atomizací oceli vysokotlakou vodou a na Obr. 15b atomizací dusíkem. Prášek po atomizaci inertním plynem vykazuje sférický tvar o různé velikosti. Ten je výhodný z pohledu budoucí konsolidace. V případě atomizace vodou je výsledný prášek tvarově složitější a na jeho povrchu se vytváří oxidická vrstva. Výzkumy dokázaly, že vzniklé oxidy na povrchu vodou vzniklého prášku komplikují následnou konsolidaci prášku a je nutné je odstranit (nejčastěji žiháním ve vodíkové atmosféře) [38; 39].

Po výrobě práškového materiálu následuje jeho konsolidace do polotovarů. Nejdříve se používalo klasického spékání (popřípadě slinování). Následovaly modifikace v podobě slinování za přítomnosti kapalně fáze, extruzi za tepla apod. V současnosti nejpoužívanější komerční metodou pro konsolidaci prášků z nástrojových ocelí je izostatické lisování za tepla (Hot Isostatic Pressing – HIP) [35; 1].



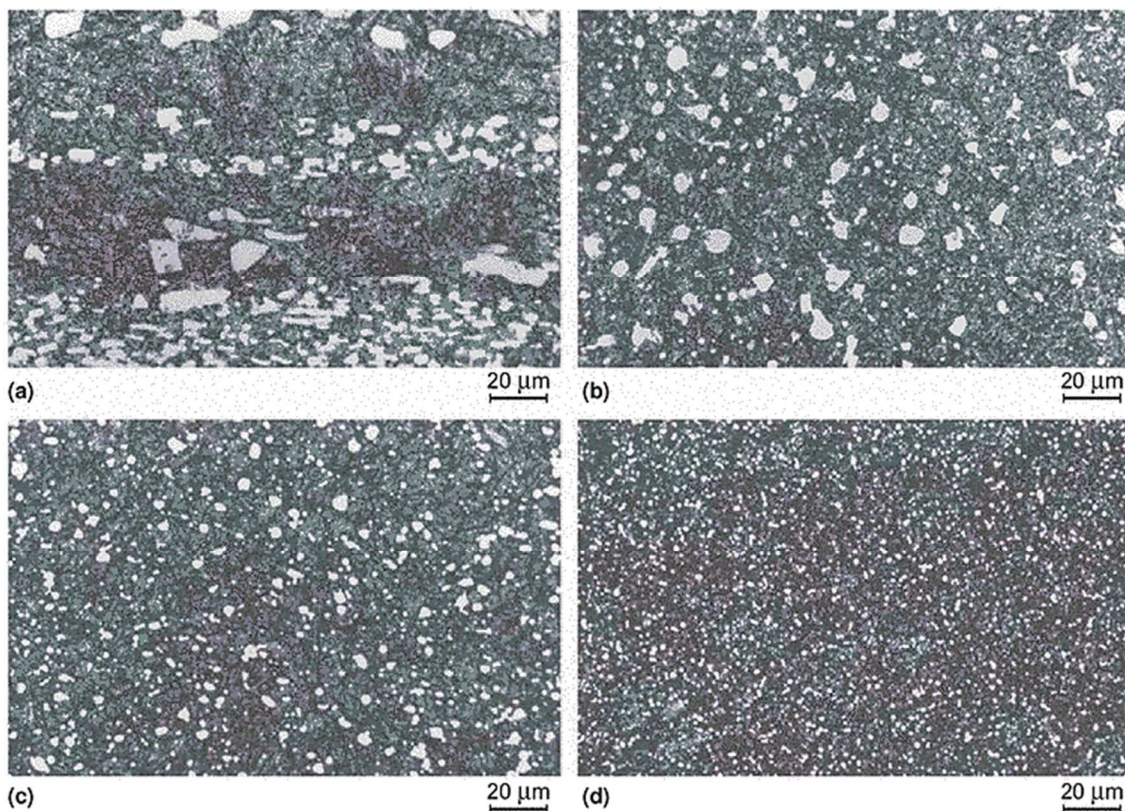
Obr. 15. Struktura prášku z rychlořezné oceli připraveného vysokotlakým tlakem vody (a) a dusíkem (b) [39].

Použití klasického postupu spékání je značně komplikováno chemickým složením nástrojových ocelí obsahujících velké množství karbidů, které při atomizaci mají tendenci vytvářet kontinuální skelety kolem primární fáze. Tyto křehké a tvrdé skelety velmi znesnadňují slinování. V kombinaci se stavem povrchu prášku a jeho případnou kontaminací oxidy trpěl výsledný materiál vysokou zbytkovou pórovitostí. Pro zlepšení se začala používat tekutá fáze (s přísadkami lubrikantu, aktivátoru nebo i bez nich), výsledky však nebyly zcela uspokojivé především s ohledem na houževnatost [40].

Naproti tomu HIP umožňuje v podstatě dosáhnout teoretické hustoty bez nutnosti tekuté fáze, a tedy i dosažení nejlepšího komplexu vlastností a struktury. Technologie je založena na uzavření prášku do ocelového kontejneru, jeho "zavaření" v komoře za vysokého vakua. Před samotným uzavřením proběhne ještě sušení prášku při teplotě 300-500 °C pro odstranění vlhkosti a přebytečných plynů z povrchu. Následuje ohřev v tlakové komoře izostatického lisu za zvyšování tlaku plynu. Ve finální fázi je kontejner vystaven po dobu několika hodin obvykle tlaku 105 MPa (v případě ocelí odolných proti tečení může tlak dosahovat až 310 MPa [1; 41]) při teplotě 100 °C pod teplotou solidu. Výsledkem je kompaktní izotropní a v podstatě bezpórovitý materiál [35; 1; 41].

Po ukončení procesu HIP je konsolidovaný polotovár dále tvářen za tepla pro dosažení požadovaného tvaru a rozměru. Poté je materiál kontejneru odebrán z polotovaru třískovým obráběním a tím je dosaženo finálního/prodejného rozměru [35; 1].

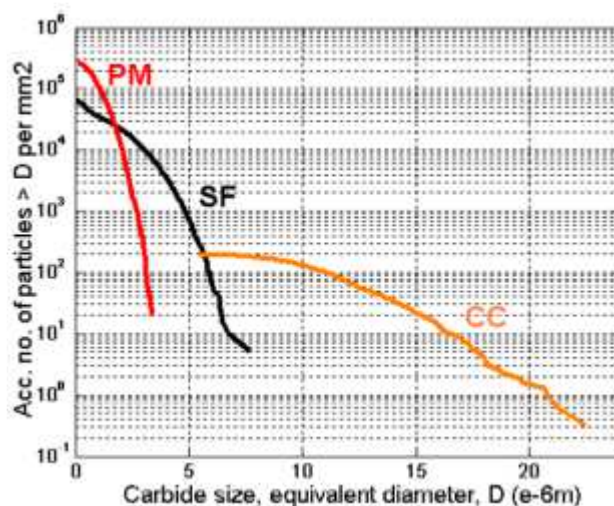
Vzniklá nástrojová ocel nemá ve své struktuře žádné póry a vykazuje jemnozrnější strukturu a rovnoměrnější rozložení karbidů než v případě klasické metalurgie. Porovnání mikrostruktury rychlořezné oceli T15 (1.3202) je uvedeno na Obr. 16, kde ocel byla připravena různými metalurgickými postupy, které jsou konkrétně rozepsány v popisku.



Obr. 16. Efekt přípravy oceli na výslednou mikrostrukturu rychlořezné oceli T15 (1.3202) v tepelně zpracovaném stavu. (a) konvenčně připravená kruhová tyč o  $\varnothing$  80 mm, odebráno ze stěžení části, (b) vakuově sin térováno při teplotě 1255 °C do plné hustoty, (c) vakuově sinterováno při teplotě 1220 °C pro uzavření pórů, (d) konsolidace pomocí HIP při 1150 °C a následně kováno. Snímky byly pořízeny pomocí světelné mikroskopie po leptání Nitalem [36]

Mikrostruktura na snímku (a) vykazuje přítomnost větších částic karbidů (bílé oblasti) o velikosti až 20  $\mu\text{m}$  různých tvarů, které vytváří řádky ve směru tváření. Snímky (b) a (c) se liší velikostí částic karbidů v závislosti na teplotě slinování, nicméně jejich distribuce je rovnoměrná bez projevu řádkovitosti. Částice jsou převážně globulární. Rovnoměrně rozložené drobné karbidy globulárního tvaru jsou pak pozorovány v případě snímku (d), kdy konsolidace proběhla pomocí HIP [36].

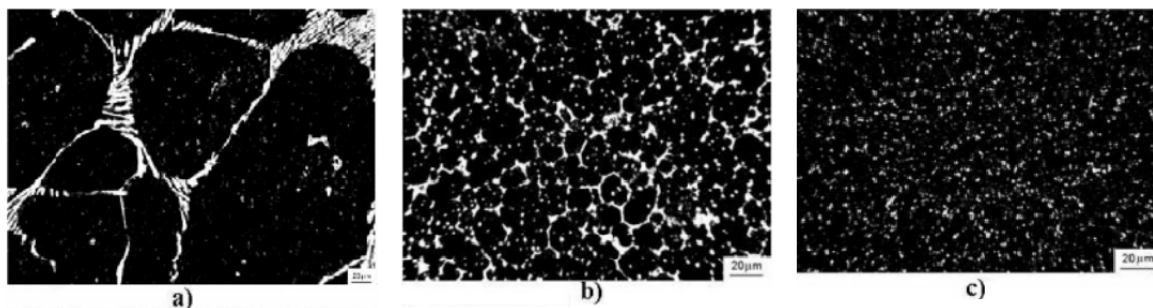
Kvantifikací karbidů ve struktuře rychlořezné oceli připravované různými způsoby se věnuje práce [42]. Autoři potvrdili předešlé závěry, že ocel připravená práškovou metalurgií, na Obr. 17 označena jako PM, vykazuje velké množství drobných karbidů oproti vzorku připraveného pomocí „spray forming“ (SF) a vzorku připraveného klasickou metalurgií (CC). U vzorků PM oceli nebyly pozorovány karbidy větší než 4  $\mu\text{m}$  a ty drobnější se vyskytovaly ve vyšší četnosti. Na druhou stranu vzorek CC obsahoval karbidy větší než 5  $\mu\text{m}$ , a tedy i nižší četnost.



Obr. 17. Vliv technologie přípravy rychlořezné oceli na množství a velikost karbidů ve struktuře [42]

Je známo, že s rostoucí velikostí karbidických částic klesá pevnost v ohybu [35]. Vliv použité výrobní technologie na rozdílné mechanické vlastnosti sledovali autoři [43], kteří posuzovali vlastnosti RO ocelí o přibližně stejném chemickém složení připravované klasicky (CC), pomocí spray formingu (SF) a práškovou metalurgií (PM).

Na Obr. 18 je metalografické porovnání distribuce karbidů v závislosti na použité technologii výroby. Bílé oblasti značí výskyt karbidů. V případě konvenčně připravovaného vzorku jsou ve struktuře karbidická síťová kolem hranic zrn. PM vzorek vykazuje rovnoměrně rozložené globulární karbidy.



Obr. 18. Rozdíly v distribuci karbidů o rychlořezné oceli připravované: a) klasicky, b) spray forming, c) PM v základním stavu, snímek ze světelného mikroskopu po leptání 4 % Nitalem [43]

## 2.3 Tepelné zpracování nástrojových ocelí

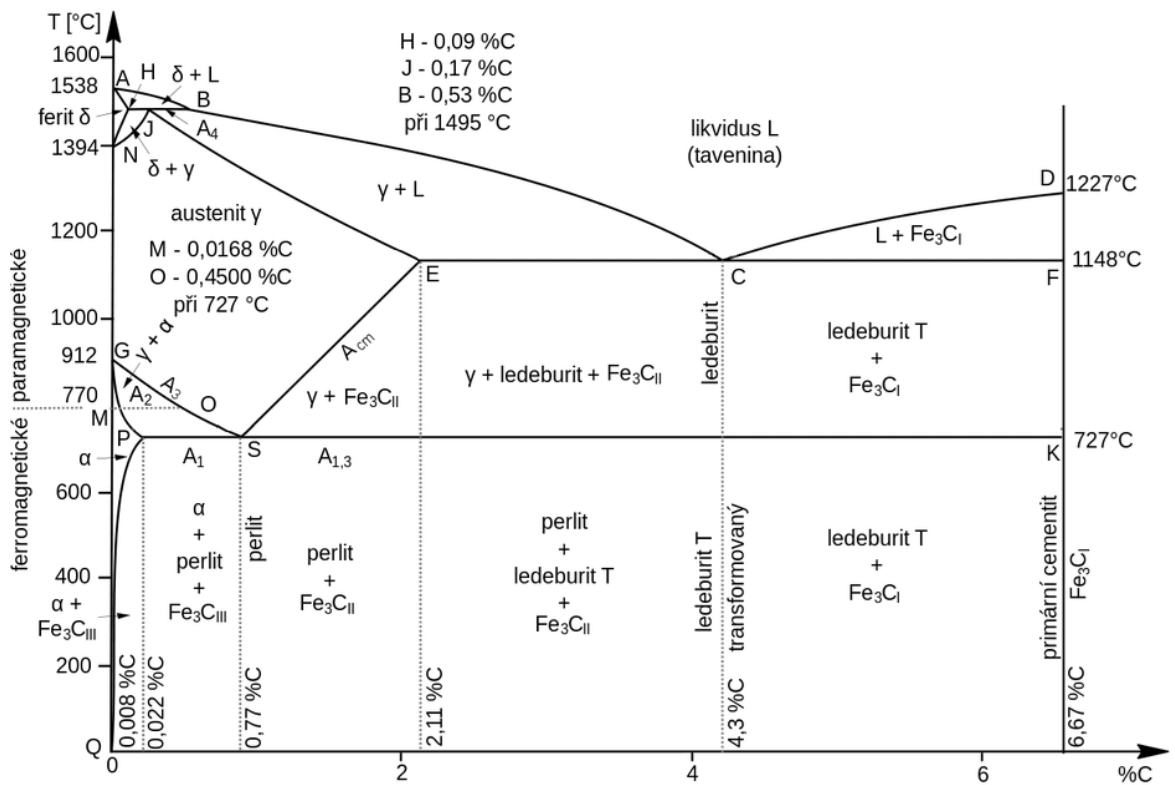
Jak již bylo uvedeno, pro dosažení požadovaných vlastností nástrojových ocelí je nezbytné provést odpovídající tepelné zpracování. V následujících kapitolách jsou uvedeny jednotlivé fáze a rozebrán jejich vliv na celkový výsledek provedeného tepelného zpracování.

Jak je známo, ve výkresové dokumentaci je požadavek na mechanické vlastnosti reprezentován obvykle povrchovou tvrdostí daného dílu. Toto pramení z jednoduchosti zkoušky samotné a skutečnosti, že při ní nedojde k destrukci dílu. Nicméně, různou kombinací parametrů tepelného zpracování lze dosáhnout požadované tvrdosti, i když se další mechanické vlastnosti jako houževnatost, mez pevnosti a jiné mohou významně lišit. Proto je nanejvýš důležité pečlivě volit průběh tepelného zpracování s vědomím dopadu jednotlivých parametrů a s ohledem na konkrétní aplikaci nástroje. V opačném případě roste riziko selhání nástroje a tím snížení jeho životnosti, i když byla vhodně vybrána nástrojová ocel o vysoké kvalitě a dosaženo požadované tvrdosti.

### 2.3.1 Austenitizace

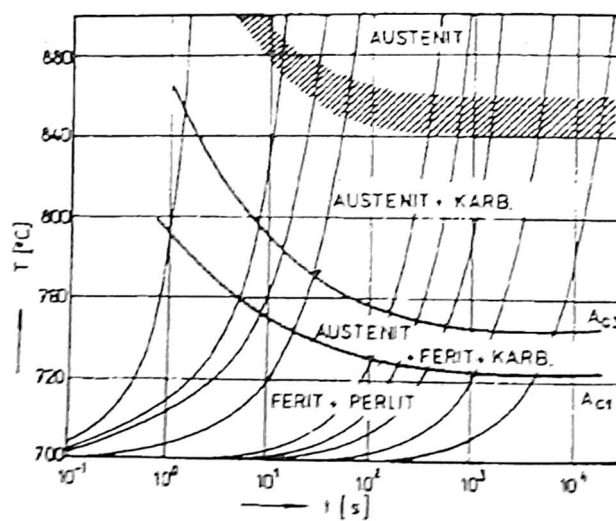
Austenitizace je základním procesem při tepelném zpracování s překrystalizací. Spočívá v ohřevu nad kritickou teplotu a přeměnu feriticko-perlitické (oceli podeutektoidní) potažmo perliticko-cementitické (oceli nadeutektoidní) struktury na austenitickou. Hlavní jsou zejména dva děje. Tvorba a homogenizace austenitu a následný růst austenitického zrna, které zásadním způsobem ovlivňují výsledné mechanické vlastnosti oceli [44; 45].

Za rovnovážných podmínek probíhá přeměna v rozmezí teplot  $A_1$  až  $A_3$ , respektive  $A_1$  až  $A_{cm}$  viz. Obr. 19. Zárodky austenitu vznikají na místě perlitického feritu potažmo rozhraní ferit-cementit. Karbidy přítomné v perlitu po přeměně v austenitu zůstávají a postupně se rozpouští. Vzniklé lokální rozdíly v chemickém složení se vyrovnávají v průběhu času a při zvyšování teploty. Kinematiku austenitizace lze znázornit pomocí transformačního diagramu austenitizace (izotermický/anizotermický) [44; 45].



Obr. 19. Rovnovážný diagram metastabilní soustavy Fe – Fe<sub>3</sub>C [46]

Příklad anizotermického diagramu pro těsně podeutektoidní ocel je na Obr. 20. Výchozí struktura je jemný perlit a ferit. První dvě linie (A<sub>1</sub> a A<sub>3</sub>) označují začátek a konec tvorby austenitu vzhledem ke zvolené rychlosti ohřevu. Je patrné, že rychlost ohřevu přímo tyto kritické teploty ovlivňuje. S klesající rychlostí klesají teploty A<sub>1</sub> a A<sub>3</sub>. Šrafovaná oblast pak označuje nehomogenní austenit



Obr. 20. Austenitizační diagram uhlíkové oceli (0,7 hm % C) s výchozí strukturou lamelárního perlitu a feritu [44]

Množství vzniklých zárodků austenitu je závislé na teplotě, rychlosti ohřevu, výchozí struktuře a chemickém složení oceli. Nejrychleji tak austenitizace probíhá v jemnozrnném sorbitu, nejpomaleji pak v hrubozrnném perlitu. Pozitivní vliv na austenitizaci má také obsah uhlíku, naproti tomu karbidotvorné legující prvky ji zpomalují [44; 45].

Jak již bylo uvedeno, je známo, že velikost austenitického zrna má podstatný vliv na mechanické a technologické vlastnosti ocelí. Příklady vlivů jsou uvedeny v Tab. 3.

Při tuhnutí taveniny vznikají lící zrna, ze kterých se při dalším chladnutí vytváří hrubá primární austenitická zrna. Jejich velikost je závislá na jemnosti dendritů a lze je snížit postupy jako minimalizace lící teploty, kontilitím, litím do kokil, případně velmi prudkým ochlazením taveniny. Primární austenitické zrno lze také zjemnit legurami jako jsou Mo, Ti, Zr, Nb a Ta [44; 45].

Tab. 3. Vliv velikosti zrna na vybrané mechanické a technologické vlastnosti ocelí [44]

Stav oceli	Vlastnost	Vliv zrna o menší velikosti
Ve stavu austenitickém	Kovatelnost	Horší
	Rychlost oduhličení	Menší
Po žíhání	Obrobitelnost	Horší
	Pevnostní charakteristiky	Mírně vyšší
	Tvárné charakteristiky	Větší
	Houževnatost	Větší
Po zakalení a popuštění	Prokalitelnost	Mnohem menší
	Houževnatost	Mnohem vyšší
	Negativní děje způsobené vnitřním pnutím <ul style="list-style-type: none"> <li>• Množství zbytkového austenitu</li> <li>• Sklon k deformacím</li> <li>• Povrchové trhliny po kalení</li> </ul>	Menší sklon k tvorbě

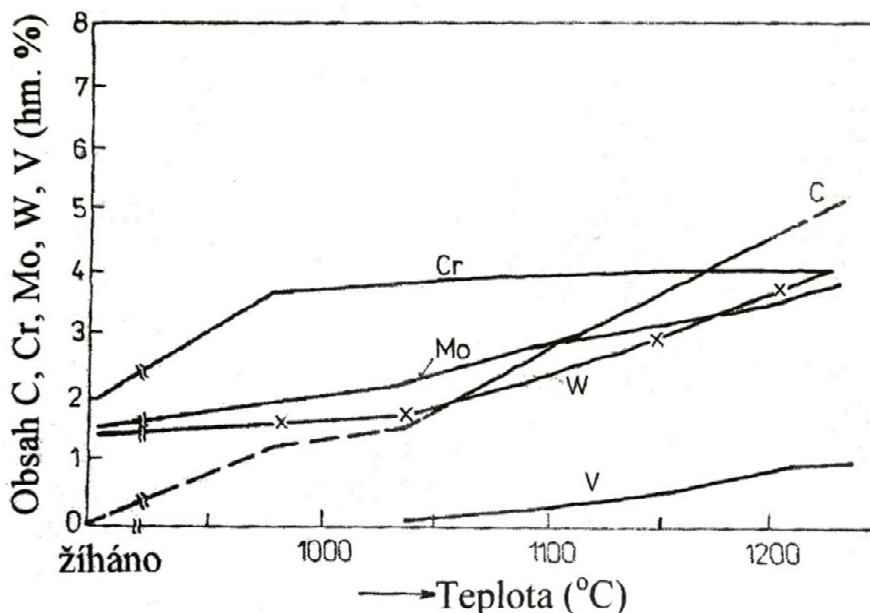
Sekundárním austenitickým zrnem se rozumí zrno, které vzniklo při jakékoliv feriticko-karbidické překrystalizaci i opakované. Během austenitizace dochází k růstu austenitického zrna prostřednictvím srůstání nebo posuvem hranic. Srůstáním dochází ke spojení několik menších zrn v jedno velké. Ke změně velikosti tak dochází náhle. Postupný posuv hranic zrn je naproti

tomu pozvolný proces, jehož rychlost je dána teplotou austenitizace a účinně mu také brání karbidotvorné prvky (V, W, Nb, Ti, Cr), dokud se jejich karbidy nerozpustí v austenitu [44].

### 2.3.1.1 Austenitizace nástrojových ocelí

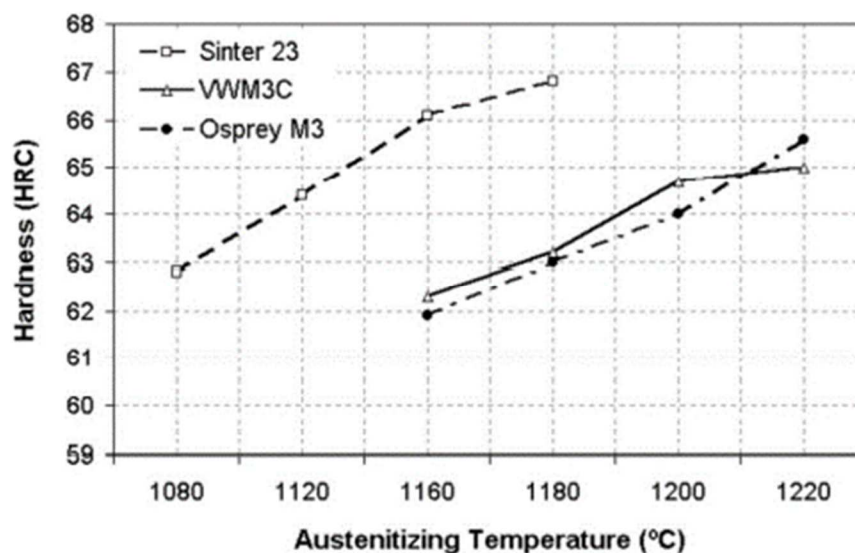
V případě nástrojových ocelí je teplota austenitizace oproti uhlíkovým a nízkolegovaným ocelím podstatně vyšší. Zpravidla se pohybuje od 980–1100 °C a v případě RO až do 1250 °C [47]. Volba teploty souvisí s rozpouštěním karbidů ve struktuře a s tím spojené sycení matrice legurami.

Vliv teploty austenitizace na rozpouštění vybraných karbidotvorných legur v oceli HS 6-5-2 (1.3343) je uveden na Obr. 21. Je patrné, že chromové karbidy typu  $M_{23}C_6$  [15] se rozpouští již při 1000 °C, kdežto wolframové  $M_6C$  se začínají pozvolna rozpouštět při 1050 °C. Práce [48] zkoumala rozpouštění sekundárních karbidů chromu a vanadu během austenitizace PM oceli Vanadis 6 a potvrdila rozpouštění chromových karbidů při teplotě 1000 °C.



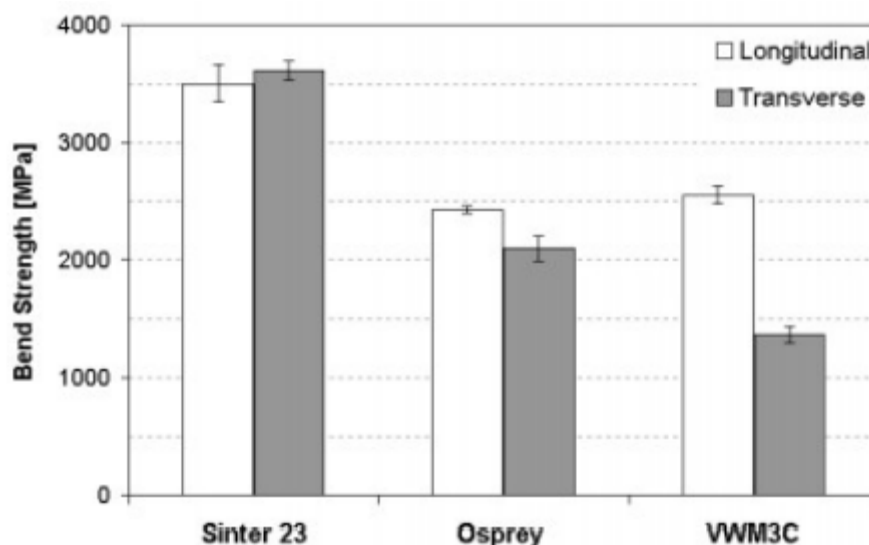
Obr. 21. Rozpouštění sekundárních karbidů a nasycení austenitu rychlořezné oceli HS 6-5-2 (1.3343) [46]

V již zmíněné práci [43] takto byly kromě rozdílů v distribuci karbidů (viz Obr. 18) pozorovány rozdíly ve struktuře. Ty se odrazily na výsledné tvrdosti v zakaleném stavu a pevnosti v ohybu. Závislost tvrdosti na austenitizační teplotě je uvedena na Obr. 22. Dokazuje, že v případě PM oceli se dosahuje stejné tvrdosti jako u konvenčně vyráběných ocelí při nižších teplotách austenitizace. Celkově PM ocel vykazuje dle očekávání vyšší tvrdost ve srovnání s konvenčně vyráběnými ocelmi [43].



Obr. 22. Vliv austenitizační teploty na tvrdost v zakaleném stavu pro jednotlivé technologie přípravy materiálu [43]

Měření pevnosti třibodovým ohybem bylo provedeno na vzorcích o rozměrech 5x 7x 65 mm s vyhodnocením v příčném a podélném směru, na základě čehož byl stanoven i vliv anizotropie. Výsledky udává Obr. 23. PM ocel Sinter 23 vykazuje výrazně vyšší pevnost, výpočtem stanovená izotropie dosahuje 100 %, pro spray forming ocel Osprey vyšla 88 % a pro ocel VWM3C připravenou KM pouze 55 % [43].



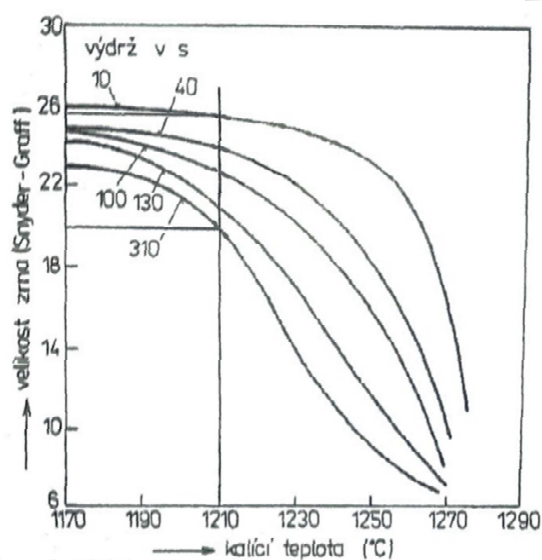
Obr. 23. Výsledky z měření pevnosti v ohybu pro vzorky připravené v podélném a příčném směru [43]

Uvedené výsledky potvrzují již dříve zmíněné skutečnosti, že nástrojové oceli připravované práškovou metalurgií vykazují jemnozrnější strukturu než v případě klasicky připravovaných ocelí. To má pozitivní vliv na jejich mechanické vlastnosti. Jak ale dokládají data v práci [43], je zapotřebí u takto připravených ocelí přizpůsobit teplotu austenitizace. Pokud by byla pro austenitizaci PM nástrojové oceli použita identická teplota jako pro KM nástrojovou ocel, bylo by dosaženo vyšší tvrdosti.



Stejně jako teplota austenitizace, tak i výdrž na austenitizační teplotě má zásadní vliv na její výsledek. Při krátké době austenitizace nedojde k dostatečnému rozpuštění karbidů a následné homogenizaci tuhého roztoku. Na druhou stranu příliš dlouhá výdrž povede k růstu austenitického zrna a tím snížení mechanických vlastností oceli [44; 47].

Délka výdrže na austenitizační teplotě se odvíjí od zvolené technologie pro ohřev. V solné lázni se doporučuje 10–25 minut pro nástrojové oceli, pro RO poté 80–150 s. Tento významný časový rozdíl je vázán na používané teploty austenitizace pro tento druh oceli [47]. Jak dokládá Obr. 24, velikost zrna se může v RO 1.3343 významně změnit. Z původní velikosti  $G=26$  dojde ke zhrubnutí zrna na velikost  $G=20$  v při austenitizaci 1210 °C a prodloužení výdrže z původních 10 sekund na 310 sekund [46].



Obr. 24. Vývoj velikost zrna v závislosti na teplotě a času austenitizace v solné lázni RO 1.3343 [46]

Pro vakuové pece je zapotřebí čas prodloužit vzhledem k méně účinnému přenosu tepla oproti solné lázni na více jak 30 minut, s tím i často souvisí snížení teploty austenitizace [46].

V případě PM ocelí se doporučuje volit kratší doby výdrží v jednotkách minut, jak je třeba uvedeno v materiálových listech výrobce pro ocel Vanadis 23 [13] a Vanadis 30 [49]. Nicméně v publikaci [46] se naopak doporučuje dobu austenitizace prodloužit. PM oceli díky své jemnozrnné struktuře a rovnoměrné distribuci karbidů mají lépe odolávat zhrubnutí zrna. Práce [50] neprokázala negativní vliv prodloužení doby austenitizace na velikost zrna v případě PM oceli Vanadis 30 a to ani v případě, kdy austenitizace probíhala 30 minut oproti doporučovaným 5 minutám.

### 2.3.2 Přeměny austenitu

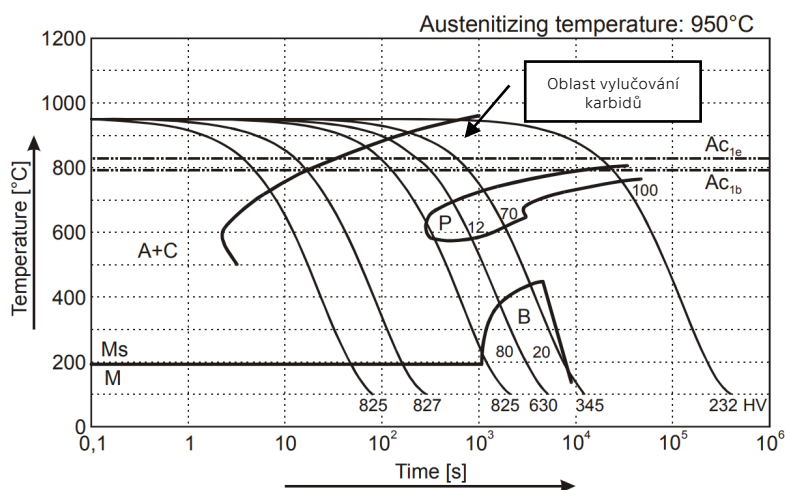
Klesne-li teplota oceli pod kritické teploty  $A_3$ ,  $A_{cm}$  a  $A_1$ , dochází k přeměnám přechlazeného austenitu. Základem je přeměna ve ferit, při které se zásadně mění rozpustnost uhlíku. S klesající teplotou se snižuje difúze železa a uhlíku, a to má přímý vliv na průběh přeměny [44].

V intervalu teploty  $A_1$  až  $500\text{ }^\circ\text{C}$  je dostatečně účinná difuze uhlíku i železa a dochází k perlitické přeměně. V rozmezí  $200\text{--}500\text{ }^\circ\text{C}$  je difuze železa v podstatě nulová, ale uhlík je schopen stále rychle difundovat. Bezdifúzní přeměna mřížky železa se kombinuje se změnou rozložení uhlíku. Vznikající tuhý roztok má výrazně nižší rozpustnost uhlíku oproti původnímu austenitu a dochází tak k vylučování cementitu (karbidů), tedy bainitické přeměně. Zhruba při teplotách nižších než  $200\text{ }^\circ\text{C}$  již nedifunduje ani uhlík. Transformace se realizuje koordinovaným pohybem atomů na vzdálenost menší než mřížkový parametr – martenzitická přeměna [44].

Pro tepelné zpracování nástrojových ocelí za účelem zvýšení pevnostních charakteristik je zásadní martenzitická přeměna, okrajově i bainitická.

Pro popis transformací konkrétní oceli slouží transformační diagramy. S těmi je možné se setkat ve dvou formách. Diagram „anizotermického rozpadu austenitu“ je označován jako ARA, který udává dobu přeměn austenitu při různých rychlostech jeho ochlazování. Dále „izotermický rozpad austenitu“, který udává rozpad austenitu za izotermických podmínek (IRA). Pro tepelné zpracování se více uplatňují diagramy ARA [44; 51; 52].

Diagramy obou druhů jsou obvykle závislotí  $T=f(\log t)$ , kde  $T$  je teplota [ $^\circ\text{C}$ ] a „ $t$ “ je čas [s]. V diagramech jsou vyneseny kritické teploty  $A_1$ ,  $A_3$ ,  $A_{cm}$  a polohy začátku a konce přeměny perlitické ( $P_s$ ,  $P_f$ ), bainitické ( $B_s$ ,  $B_f$ ) a martenzitické ( $M_s$ ,  $M_f$ ). V případě ocelí tvořících karbidy bývá zobrazena oblast jejich vylučování. Obvykle je diagram ARA doplněn o podíl přeměny dané fáze pro konkrétní rychlost ochlazování a také o výslednou tvrdost. Diagramy se sestavují na základě experimentálně zjištěných hodnot, nebo v posledních letech častěji pomocí výpočtových modelů. Příklad ARA diagramu pro nástrojovou ocel je na Obr. 25.



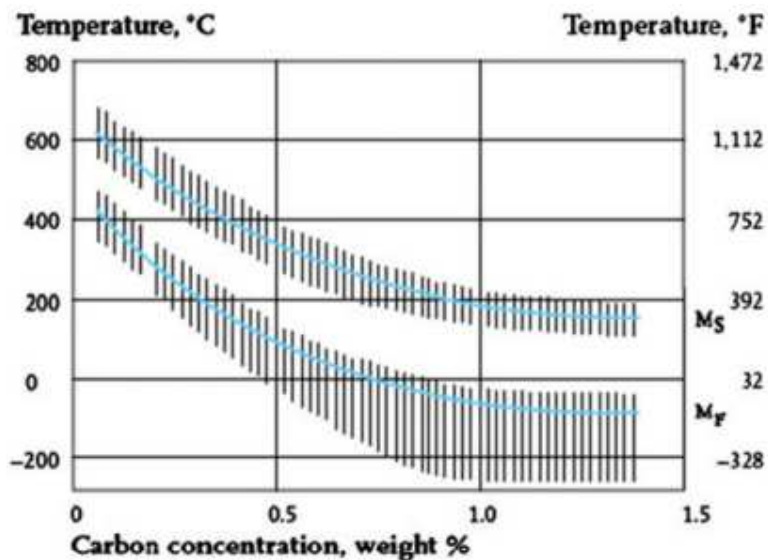
Obr. 25. ARA diagram nástrojové oceli D6 (1.2436) [53]

Je známo, že k martenzitické transformaci dochází při kritické nebo vyšší rychlosti ochlazování, která je definovaná jako minimální rychlost ochlazení pro potlačení perlitické či bainitické transformace. Při pomalejších rychlostech ochlazování dochází k dalším transformacím dle ARA diagramu [44].

Teplota počátku transformace (martenzit start,  $M_s$ ) je závislá především na chemickém složení austenitu. Reakce v oceli začíná bezprostředně po dosažení teploty  $M_s$ , to je bez inkubační doby. Každé teplotě pod  $M_s$  odpovídá pro danou ocel určitý podíl martenzitu. Tohoto podílu se dosáhne okamžitě po snížení teploty. Z toho plyne, že setrvání na dané teplotě pod  $M_s$  nezvyšuje celkový podíl martenzitu ve struktuře. Pro zvýšení podílu je zapotřebí dále snížit teplotu [54; 55].

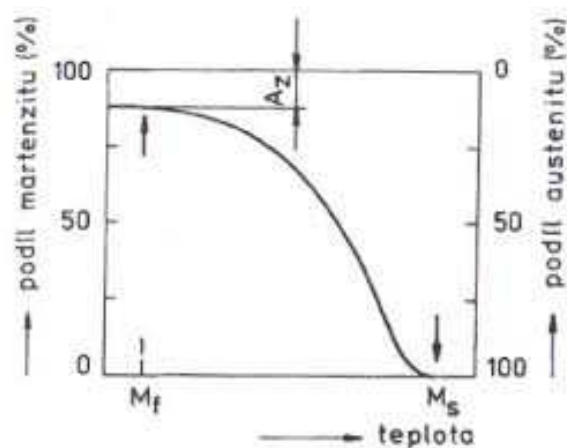
Martenzit finish ( $M_f$ ) není definován jako teplota, při které v zakalené struktuře je obsaženo 100 % martenzitu. I pod touto teplotou zůstává ve struktuře jistý podíl netransformovaného austenitu. Definujeme ji jako teplotu, pod kterou již neprobíhá (nebo probíhá neznatelně) transformace [54; 55].

Na Obr. 26 je uveden efekt zvyšujícího se obsahu uhlíku v oceli a následné snižování  $M_s$  a  $M_f$ . Stejný efekt mají i jednotlivé legury přítomné v oceli. V případě nástrojových ocelí tak teplota  $M_f$  dosahuje teplot hluboko pod 0 °C, z tohoto důvodu je dosažení této teploty technologicky komplikované.



Obr. 26. Závislost teploty  $M_s$  a  $M_f$  na množství uhlíku v oceli [56]

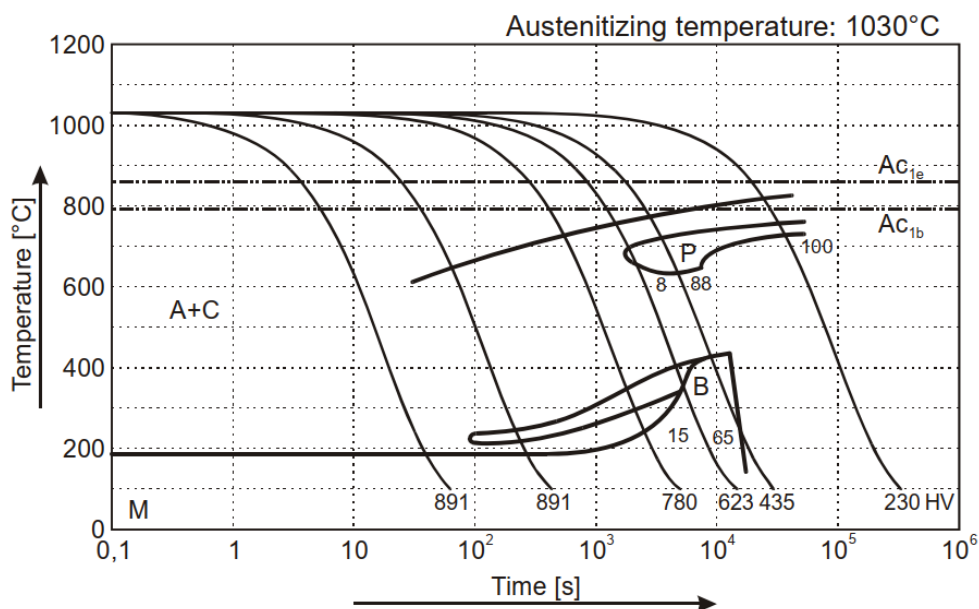
Jak již bylo uvedeno, při martenzitické transformaci zůstává ve struktuře vždy podíl zbytkového austenitu jak dokládá Obr. 27. Množství zbytkového austenitu závisí na chemickém složení oceli. S rostoucím množstvím legujících prvků v oceli roste i podíl zbytkového austenitu po martenzitické transformaci [54; 55].



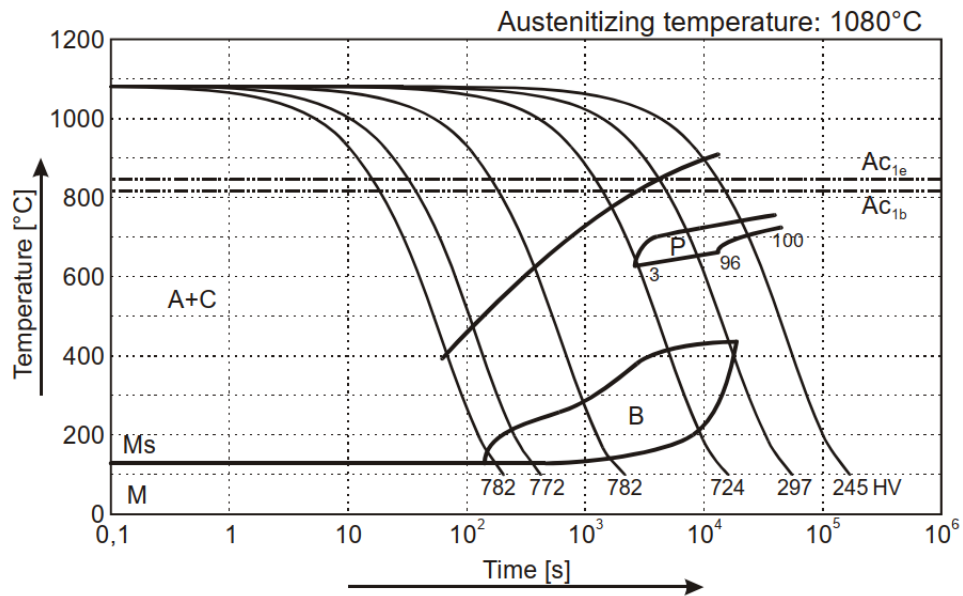
Obr. 27. Obecná martenzitická křivka oceli popisující podíl mezi austenitem a martenzitem vzhledem k teplotě v intervalu  $M_s$  a  $M_f$  [55]

Obecně je zbytkový austenit ve struktuře nežádoucí, protože snižuje tvrdost zakalené oceli [57]. Kromě toho se jedná o nestabilní strukturu, která se pod napětím rozpadá na feriticko-karbidickou směs bainitického typu a dochází tak k indukci vnitřního pnutí vzhledem k objemové změně. V malém množství případů může být jeho výskyt přínosný na tvárnost, houževnatost, především, pokud vytváří obálky martenzitických zrn [57]

Jak již bylo uvedeno, ARA diagram je vždy sestaven pro konkrétní ocel, ale jeho tvar je také závislý na austenitizační teplotě, jak dokládá dvojice ARA diagramů Obr. 28 a Obr. 29 pro nástrojovou ocel D2 (1.2379). V souladu s teorií v práci [57] dochází k poklesu teploty  $M_s$  v závislosti na rostoucí teplotě austenitizace.



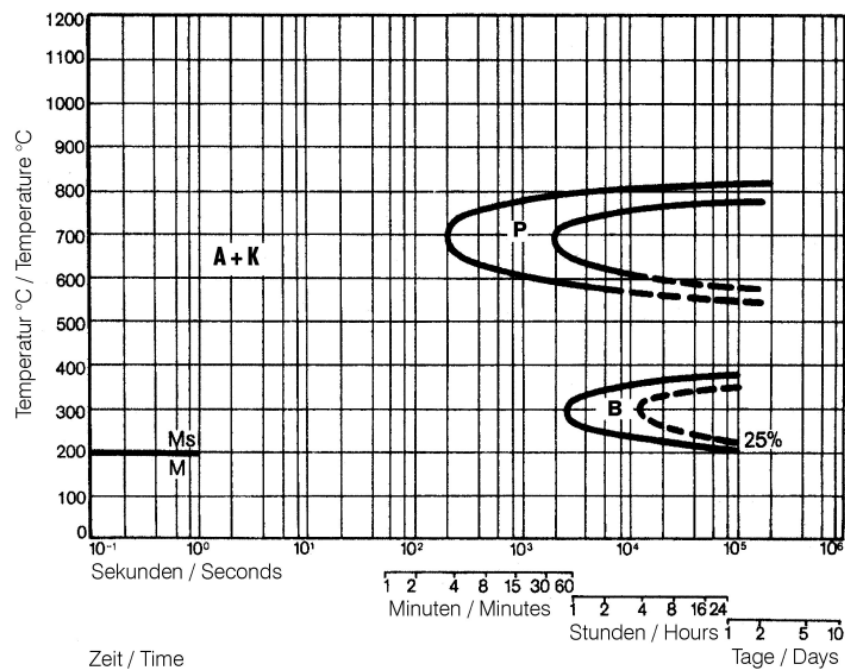
Obr. 28. ARA diagram nástrojové oceli D2 (1.2379) při teplotě austenitizace 1030 °C [58]



Obr. 29. ARA diagram nástrojové oceli D2 (1.2379) při teplotě austenitizace 1080 °C [58]

Stejně tak oblasti perlitické a bainitické přeměny mění svoji polohu v diagramu. Výsledná tvrdost martenzitické struktury při dosažení pokojové teploty v tomto konkrétním případě s nárůstem austenitizační teploty o 50 °C způsobuje pokles tvrdosti až o 109 HV. Tato skutečnost souvisí s tím, že se při vyšší teplotě austenitizace v matici rozpustí větší podíl legujících prvků z karbidů. Sníží se teplota  $M_s$  a tím se zvýší podíl zbytkového austenitu, který je nositelem uvedené nižší tvrdosti.

IRA diagram pro ocel D2 (1.2379) je uveden na Obr. 30. Jak je patrné, izotermická přeměna pro takto legovanou ocel je značně zdlouhavá.



Obr. 30. IRA diagram pro ocel D2 (1.2379) [59]

Při teplotě 300 °C se během 4 hodin vyskytuje ve struktuře pouze 25 % bainitu. Čas pro úplnou transformaci není vyznačen. Lze předpokládat, že by dosahoval několika dnů. V souladu s tím se izotermické (bainitické) tepelné zpracování obvykle neprovádí.

### 2.3.3 Kalení

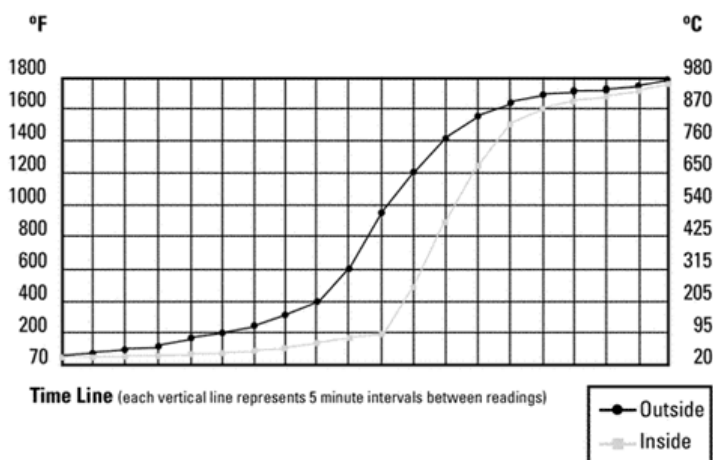
Obecně platí, že kalením se rozumí ohřev materiálu nad teplotu  $A_1$ , respektive  $A_3$ , výdrž na dané teplotě a ochlazování takovou rychlostí, aby se potlačil vznik rovnovážných struktur a důsledkem toho se docílilo zvýšení tvrdosti. Na základě převažující struktury lze kalení rozdělit na martenzitické a bainitické, kdy kalení pro získání martenzitické struktury je obecně častější. Nicméně, zde je třeba upozornit na skutečnost, že u valné většiny nástrojových ocelí nelze při volbě kalicí teploty vycházet z diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C, protože se jedná o oceli vysoko legované [3; 60; 61].

#### 2.3.3.1 Kalicí teplota

Jak již bylo uvedeno, obvyklé kalicí teploty pro nástrojové oceli se pohybují v rozmezí 950 °C až 1250 °C pro některé rychlořezné oceli [47]. Při ohřevu je nutné vždy zajistit rovnoměrné zahřívání dílu, v opačném případě roste riziko výrazné deformace [46; 47; 60; 62]

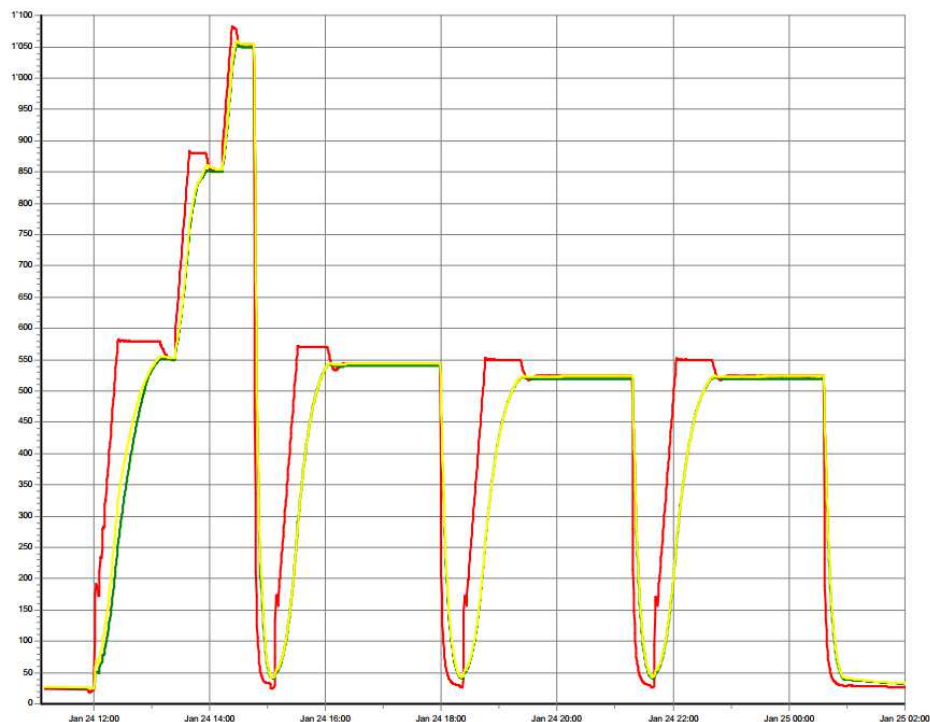
Doporučené teploty pro jednotlivé značky ocelí jsou součástí jejich materiálových listů, které si obvykle vydává každý výrobce sám. Konkrétní teplota se volí s ohledem na velikost nástroje, jeho tvarovou složitost a použití. Obecně platí, že pro dosažení vyšší houževnatosti nástroje se volí teploty nižší a pro vyšší otěruvzdornost/tvrdost teploty naopak vyšší [47].

Nástrojové oceli, zvláště pak rychlořezné, se vyznačují nízkou tepelnou vodivostí, a proto se ohřev na kalicí teplotu provádí stupňovitě, aby se předešlo velkým vnitřním pnutím indukovanými rozdílnými teplotami povrchu a jádra. Rozdíl v teplotách mezi povrchem a jádrem při ohřevu kostky o délce hrany 3 palce (přibližně 75 mm) je dokumentován na Obr. 31. Z obrázku je patrné, že při dosažení 650 °C na povrchu dílu je teplota v jádře přibližně 230 °C.



Obr. 31. Průběh ohřevu povrchu a jádra ocelové kostky o délce hrany 3 palce (cca 75 mm) [63]

Výdrž na jednotlivých stupních předehřevů nemá vliv na výslednou austenitizaci a velikost zrna [40; 47; 64]. Obvyklé teploty předehřevů jsou 650 °C a 850 °C, pro větší a tvarově složitě součásti se doporučuje i třetí předehřev 950 °C [47].



Obr. 32. Záznam tepelného zpracování nástrojové oceli ASP 2023 [14] ve vakuové peci firmy TAV. červená čára dokumentuje nastavenou teplotu v peci, žlutá teplotu povrchu a zelená teplotu jádra.

V současné době se nejčastěji provádí tepelné zpracování nástrojových ocelí ve vakuových pecích, které díky své instrumentální vybavenosti běžně kontrolují kromě teploty v komoře také teplotu v jádře a na povrchu dílu pomocí termočlávků. To umožňuje přesnou kontrolu průběhu ohřevu dílu a případné zkrácení jednotlivých výdrží. Lze se také setkat se zvýšením teploty v komoře v prvotní fázi ohřevu oproti nastavené teplotě, jak dokládá záznam na Obr. 32. V tomto konkrétní případě byla teplota navýšena vždy o 30 °C a k jejímu snížení na původní nastavenou teplotu došlo v momentě, kdy byla dosažena požadovaná teplota na povrchu dílu. Vzhledem k velikosti zpracovávaných dílů (v tomto konkrétním případě tyčky Ø14 mm) zde není vidět výrazný rozdíl mezi teplotou povrchu a jádra.

Jak již bylo uvedeno, výdrž na kalicí teplotě musí být volena tak, aby nedošlo k nežádoucímu hrubnutí původního austenitického zrna.

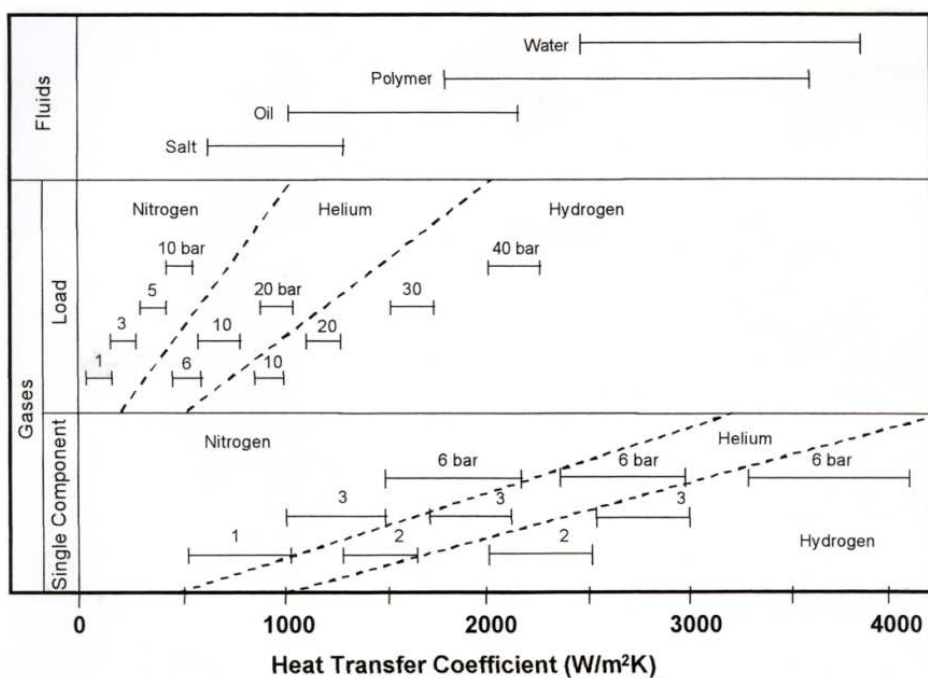
Obecně platí, že vzhledem k běžně používaným kalicím teplotám dochází v této fázi tepelného zpracování nástrojových ocelí k nežádoucímu oduhličení povrchu. Tomu lze zabránit použitím vhodné ochranné atmosféry nebo zpracováním ve vakuových pecích.

### 2.3.3.2 Kalicí prostředí

Optimálním ochlazovacím prostředím se rozumí prostředí, které umožní ochlazovat příslušný objem oceli rychlostí jen o málo vyšší, než je kritická ochlazovací rychlost. Další nárůst rychlosti ochlazování s sebou nese rizika spojená s rostoucím tepelným a strukturním napětím v dílu [3]. Jednotlivá kalicí prostředí lze dělit následujících způsobem [65]:

- Pevné
  - „Kalení do desek“
- Kapalné
  - Voda
  - Polymer
  - Olej
  - Solná lázeň
- Plynné
  - Klidný vzduch
  - Proud stlačeného plynu

Ochlazovací účinnost jednotlivých médií je dána tepelnou vodivostí, měrným a varným teplem i viskozitou. Přehled jednotlivých ochlazovacích rychlostí je na Obr. 33. Jak je patrné, voda má nejvyšší hodnotu přestupu tepla, následuje polymer a olej. Pouze vysokým přetlakem vodíku (nad 20 barů) je možné dosáhnout přibližně stejných hodnot jako mají oleje. Nicméně, použití takto vysokých tlaků pro kalení klade veliké nároky na konstrukci pece, která musí být schopná tento tlak udržet. S rostoucím přetlakem zároveň roste i potřebný výkon motoru pro nucenou cirkulaci atmosféry v pecím prostoru.



Obr. 33. Porovnání součinitele přestupu tepla vybraných kalících médií [66]

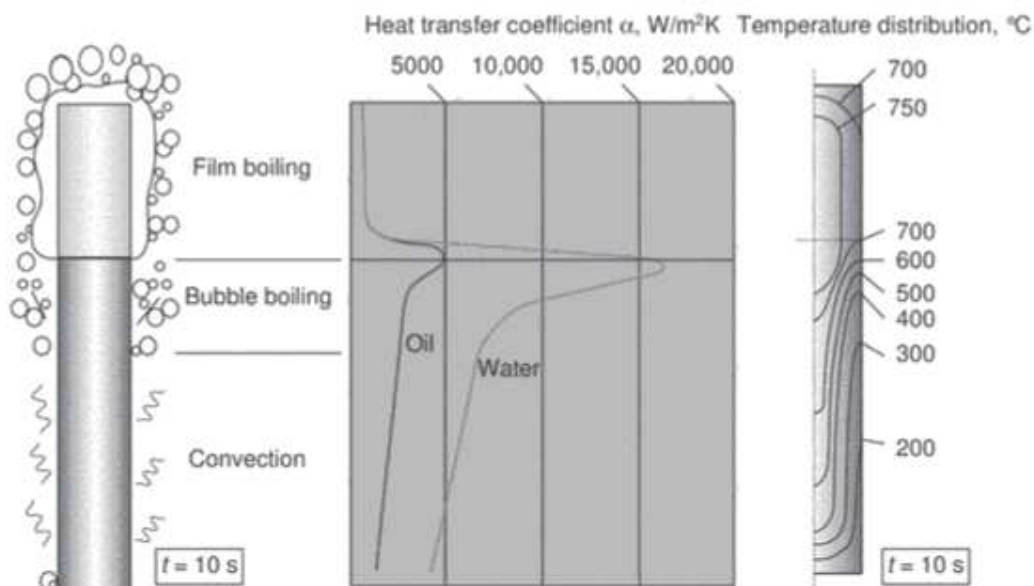


V případě, že během kalení dochází k vypařování kalicího média (voda, polymer, olej), je nutné vznikající „parní polštář“ (Obr. 34) takzvaně „odtrhnout“ od povrchu dílu. Toho se docílí relativním pohybem dílu, případně dostatečným vířením kapaliny. V opačném případě dochází k výraznému narušení průběhu ochlazování a tím se zvyšuje riziko deformací vzhledem k nerovnoměrnému ochlazování dílu. Dále vzniká riziko, že nedojde k požadovanému prokalení [65].



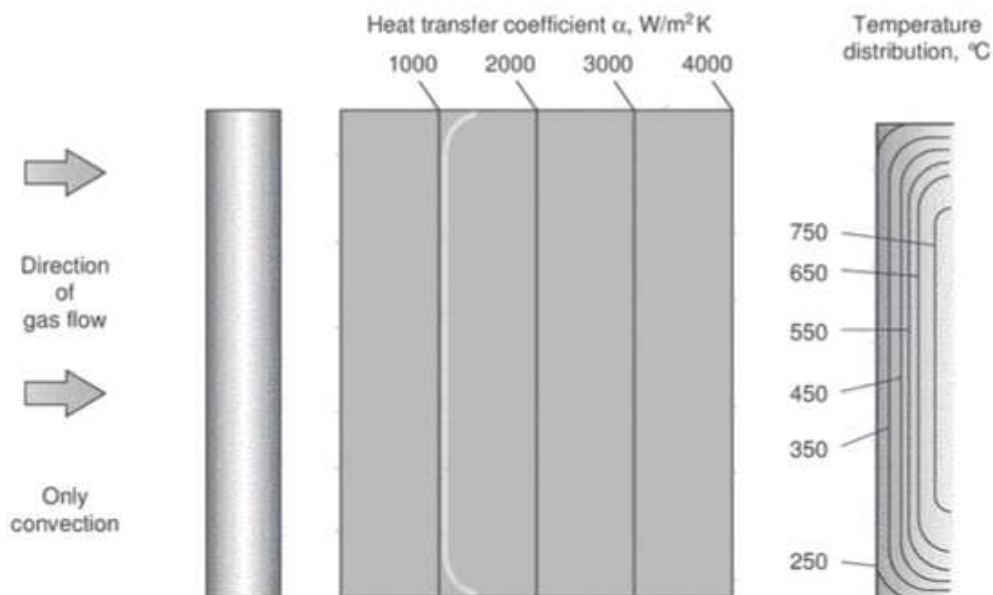
Obr. 34. Průběh odtržení parního polštáře vzniklého během kalení do 30 °C vody válečku z chrom-niklové oceli o průměru 25 mm a výšce 100 mm [65]

U médiu, u kterých nevzniká parní polštář (sůl, plyny), je ochlazování rovnoměrnější. Rozdíl v přestupu tepla a rozložení teploty v dílu v případě ochlazování za vzniku parního polštáře a opačném případě je patrný z porovnání Obr. 35 a Obr. 36. Je vidět, že „utrnutí“ parního polštáře s sebou nese výrazné zvýšení přestupu tepla, se kterým je spojené prudké ochlazení dílu. Výsledkem je nerovnoměrné ochlazování dílu ve směru ponoření do lázně, potažmo stoupání parního polštáře [65].



Obr. 35. Vliv parního polštáře na koeficient přestupu tepla při kalení do vody nebo oleje a vliv na teplotu v dílu [65]

Jak dokládá Obr. 36, koeficient přestupu tepla při použití plynu je na ochlazované straně stejný s výjimkou hran, kde se mění poměr mezi objemem materiálu a jeho plochou. Dochází tak k intenzivnějšímu odběru tepla. V případě vakuových pecí lze průběh ochlazování upravovat pomocí změny přetlaku v komoře a rychlosti cirkulace plynu [65].

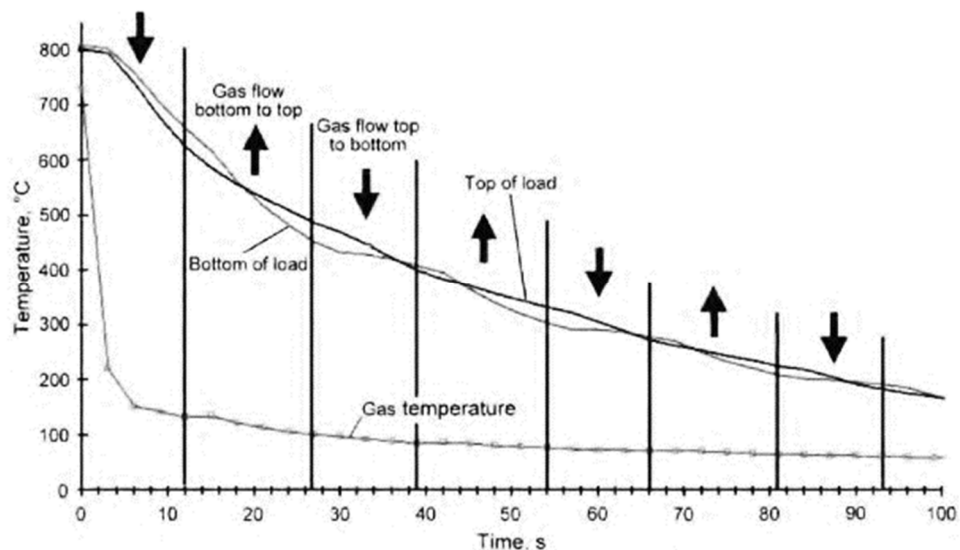


Obr. 36. Koeficient přestupu tepla během kalení stlačeným plynem a vliv na teplotu dílu [65].

Nicméně, Obr. 36 hodnotí ochlazování na čele ochlazované plochy. Je logické, že ochlazování druhé strany dílu nebude stejně intenzivní vzhledem k jinému proudění média a také ke skutečnosti, že plyn bude mít již vyšší teplotu. Aby se snížilo riziko deformací při ochlazování plynem, obvykle se mění směr proudění plynu v komoře i několikrát za minutu. Příklad výsledného průběhu ochlazování je na Obr. 37, který zachycuje teplotu v horní části vsázky a dolní části vsázky. Rozdíl v časových intervalech je dán skutečností, že při proudění plynu „ze spodu vzhůru“ prochází plyn přes zavážecí rošt a až poté ke vsázce [65].

Obecně platí, že vhodné médium pro kalení nástrojových ocelí je dáno především množstvím legujících prvků, které přímo ovlivňují jejich prokalitelnost. Ta je definována jako schopnost martenzitické transformace v závislosti na vzdálenosti od povrchu kaleného dílu [3].

V některých případech je z hlediska deformací vhodné použít kalení do solné lázně. Nicméně, díly je poté zapotřebí zbavit zbytků soli a samotný provoz lázně je provozně a ekonomicky náročný [65].



Obr. 37. Průběh chlazení vsázky pomocí přetlaku plynu zachycující rozdíl mezi dnem a vrchem vsázky [65]

V současné době se lze nejčastěji setkat s kalením nástrojových ocelí ve vakuové peci pomocí přetlaku inertního plynu případně do oleje. Jak již bylo zmíněno, výhodou je velmi přesná kontrola parametrů tepelného zpracování, nižší riziko deformací a vysoká kvalita povrchu.

### 2.3.3.3 Způsoby kalení

Jednotlivé způsoby kalení se od sebe liší použitím a/nebo kombinací odlišných kalicích prostředí. Obecně jsou voleny tak, aby byla snížena diference teplot mezi povrchem a jádrem a tím omezena deformace a riziko vzniku kalicích trhlin. Opět záleží na požadovaných vlastnostech nástroje, jeho velikosti, tvaru a na druhu použité oceli. Při plynulém ochlazení jsou předměty obvykle kaleny v prostředí o pokojové teplotě daným médiem. Při přetržitém kalení se využívá dvou prostředí o pokojové teplotě nebo teplé lázně. Obecně přetržité způsoby kalení jsou voleny za účelem snížení diference teplot mezi povrchem a jádrem, a tak omezení deformace či rizika vzniku kalicích trhlin [3].

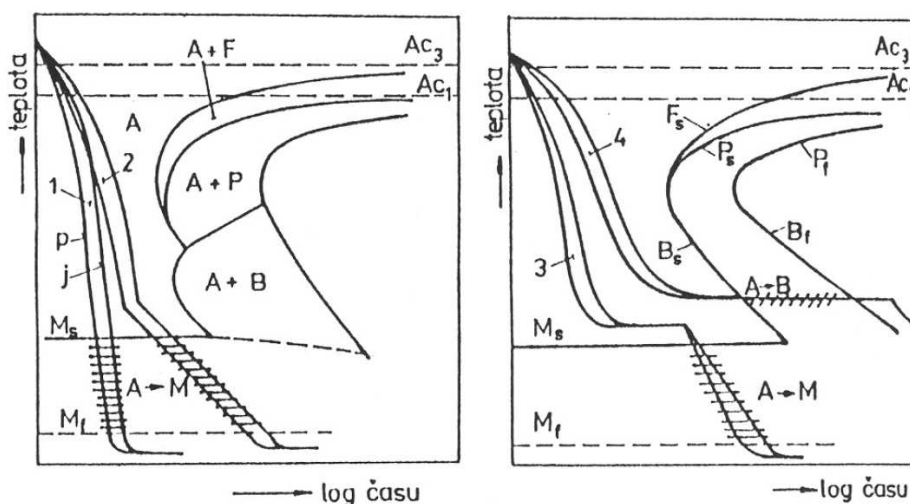
Martenzitické kalení do studené lázně (voda, olej, plyn) je nejběžnější a nejjednodušší způsob kalení. Hlavním nedostatkem je vysoká úroveň vnitřního pnutí. Některé vysokolegované oceli jsou také kalitelné pouze na vzduchu [3; 45; 65].

Lomené kalení spočívá v rychlém ochlazení na teplotu těsně nad  $M_s$ , aby nedošlo k perlitické přeměně. Poté je předmět přemístěn do ochlazovacího prostředí s nižší hodnotou přestupu tepla. Často se tak kombinuje voda/olej případně voda/vzduch. Ve vakuových pecích lze v průběhu kalení snížit tlak a úroveň cirkulace pro dosažení podobného výsledku. Tento postup je vhodný zejména pro velké a tvarově složité díly, které při intenzivním chlazení v oblasti perlitické přeměny mají tendenci praskat [3].

Termické kalení je velmi podobné lomenému jen s tím rozdílem, že při dosažení teploty těsně nad  $M_s$  následuje prodleva pro vyrovnání teplot mezi povrchem a jádrem. Nicméně prodleva by neměla přesahovat do bainitické přeměny. Poté následuje martenzitické kalení [3].

Výdrž na teplotě nad  $M_s$  je označována jako izotermické zušlechťení a jeho cílem je získání bainitické struktury. Proto je předmět držen na dané teplotě (obvykle 300–400 °C) do ukončení bainitické transformace. Díl poté již není zapotřebí popouštět a také se výrazně omezuje teplotní a strukturální pnutí, které s sebou nese snížení rizika deformace [3].

Schématické znázornění jednotlivých metod je uvedeno na Obr. 38. Nástrojové oceli se obvykle kalí do studené lázně. Lomené a termální kalení není tak časté, i když je zvláště pro rychlořezné nástrojové oceli velmi vhodné. Izotermické kalení se vzhledem k velmi dlouhým časům výdrže v případě nástrojových ocelí moc nepoužívá. Všechny uvedené způsoby kalení lze provádět ve vakuové peci vhodnou změnou parametrů ochlazování.



Obr. 38. Ukázka jednotlivých způsobů kalení. Písmeny "p" a "j" je označen průběh ochlazování povrchu a jádra dílu. 1- martenzitické kalení do studené lázně, 2 – lomené kalení, 3 – termální kalení, 4- izotermické zušlechťení [3].

### 2.3.4 Popouštění

Je známo, že popouštění se skládá z ohřevu na teplotu nižší, než je  $A_1$ , dostatečné výdrže (z pravidla v jednotkách hodin) a následného ochlazování vhodnou rychlostí v závislosti na tepelně zpracovávané oceli. Výše popouštěcí teploty je dána požadavkem na mechanické vlastnosti oceli [3; 45; 60].

Při popouštění dochází k fázovým změnám základních nerovnovážných struktur vzniklých během kalení, jako jsou zbytkový austenit a tetragonální martenzit, tak i minoritních struktur, které vznikly při kalení nebo v průběhu samotného popouštění. U ocelí s obsahem uhlíku vyšším než 0,25 % jsou obvykle rozlišována 4 stádia popouštění na základě fázových přeměn. Teplotní

hranice jednotlivých fází nejsou jednoznačně vymezeny teplotou vzhledem k překryvu jednotlivých pochodů [3; 45; 60].

- 1. stádium (do 200 °C)  
Tetragonální martenzit (silně přesycený tuhý roztok  $\alpha'$ ) se rozpadá za vzniku kubického (nízkouhlíkového) martenzitu a nerovnovážných karbidů  $\epsilon$  ( $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$ ). Dochází k mírnému snížení vnitřního pnutí a mírně klesá objem [3; 45; 60].
- 2. stádium (200–300 °C)  
Zbytkový austenit se rozpadá na struktury podobné bainitu. Mechanismus se dosti podobá bainitické přeměně při izotermickém kalení při stejné teplotě. Zároveň roste měrný objem oceli [67; 51; 64].
- 3. stádium (nad 250 °C)  
Vzniká rovnovážný tuhý roztok  $\alpha$  – ferit. Do teplot přibližně 400 °C vzniká cementit s tyčkovou morfologií. Nad touto teplotou se tyčky rozpouštějí a vylučuje se cementit ve formě kulových zrn. Změna nízkouhlíkového martenzitu na ferit vede k poklesu uhlíku v tuhém roztoku. Výsledná feriticko-cementitická struktura se nazývá sorbit.  
Přeměny vedou k výrazným změnám vlastností oceli. Dochází k poklesu tvrdosti a vnitřního pnutí. Naopak roste houževnatost a tvárnost. Objem oceli se zmenšuje. [3; 45; 60]  
Precipitace lamelárního cementitu ze zbytkového austenitu na povrchu martenzitických jehlic při nižších teplotách popouštění vede ke snížení vrubové houževnatosti. Tento pokles se nazývá „nízkoteplotní popouštěcí křehkost“ nebo také trvalá popouštěcí křehkost. Její dopady lze zmínit zpevněním hranice austenitických zrn například legováním Al či Co. Případně aplikovat vyšší teploty popouštění, aby vnikající cementit měl globulární podobu. Po provedeném popouštění při vyšší teplotě opakované popouštění při nízké teplotě již nezpůsobí popouštěcí křehkost [3; 45; 60].
- 4. stádium (nad 500 °C)  
Částice cementitu a feritu hrubnou. Při zvyšující se teplotě přechází sorbitická struktura v zrnitý perlit (teploty blízké  $A_1$ ). Pevnostní vlastnosti dále klesají a zvyšuje se houževnatost a plasticita oceli.  
U legovaných ocelí dochází k obohacování cementitu karbidotvornými prvky případně i vzniku nových karbidů s odlišnou mřížkou od cementitu. Nejčastěji typu  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $V_4C_3$ ,  $Mo_6C$ ,  $Mo_2C$ . Precipitace těchto jemných karbidů vede ke zvyšování tvrdosti, která se u legovaných ocelí může projevit i jako tak zvaná „sekundární tvrdost“ [3; 45; 60].  
Segregace některých nečistot (P, S, Sn, Sb, Bi) na hranicích zrn během popouštění (izotermicky), více pak při pomalém ochlazení (anizotermicky), může vést k „vysokoteplotní popouštěcí křehkosti“. Jevu se dá předejít rychlým ochlazením z teploty popouštění nebo některými legurami, které potlačují segregaci (Mn, Mo, Co).

Opakované popouštění a následné rychlé ochlazení tuto křehkost odstraní, na druhou stranu, pokud při opakovaném popouštění bude ochlazování pozvolné, popouštěcí křehkost se opět vyvolá [3; 45; 60].

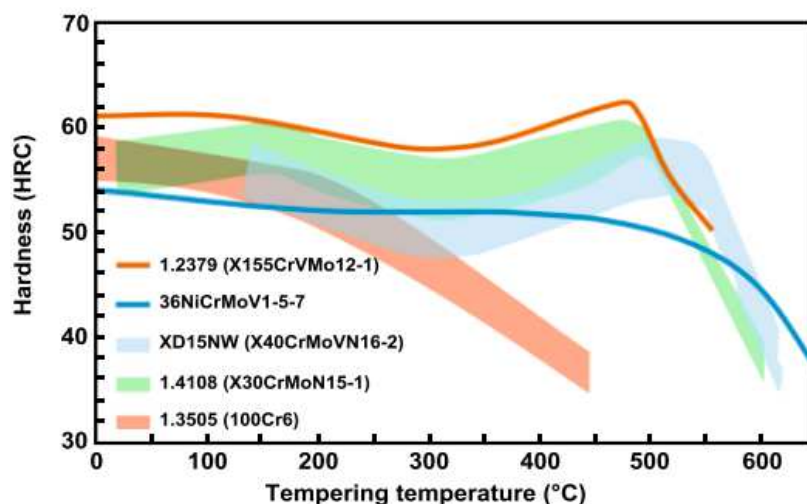
Jak již bylo uvedeno, nástrojové oceli díky svému legování mají po kalení ve své struktuře velké množství termicky stabilního zbytkového austenitu. Proto je nutné, v co nejkratším čase zahájit popouštění. Pro dosažení úplné přeměny je nutné provádět popouštění 2x, lépe však 3x, v případě kobaltových ocelí dokonce alespoň 4x a zpravidla i na vyšší teplotu než v případě ocelí bez kobaltu. Důvodem je substituční zpevňování tuhého roztoku kobaltem a tím zpomalená difúze.

V praxi se v případě vícenásobného popouštění volí pro všechna z nich stejná teplota, jak doporučují ve svých materiálových listech výrobci ocelí jako Voestalpine [13; 59] či Erasteel [14; 68] a jiní. Tedy například 3x 560 °C. Vychází se z vysoké kvality oceli jako takové a přesného tepelného zpracování ve vakuových pecích, což vede ke stabilním výsledkům tepelného zpracování.

Na druhou stranu, například hutě Poldi [47] doporučovaly provádět druhé popouštění za nižší teploty než první, o 20–50 °C. V případě ocelí kalených na sekundární tvrdost volily teplotu těsně za vrcholem sekundární tvrdosti. Po provedené kontrole tvrdosti měly být díly popuštěny na požadovanou hodnotu a třetí popouštění opět o 20-50 °C níže než předešlé popouštění. Tento postup je výhodný až nutný v případě nestálé kvality tepelně zpracovávané oceli a snižuje riziko nedosažení požadované tvrdosti nástroje. Zároveň je ale náročnější z pohledu obsluhy, protože s ním musí být častěji manipulováno.

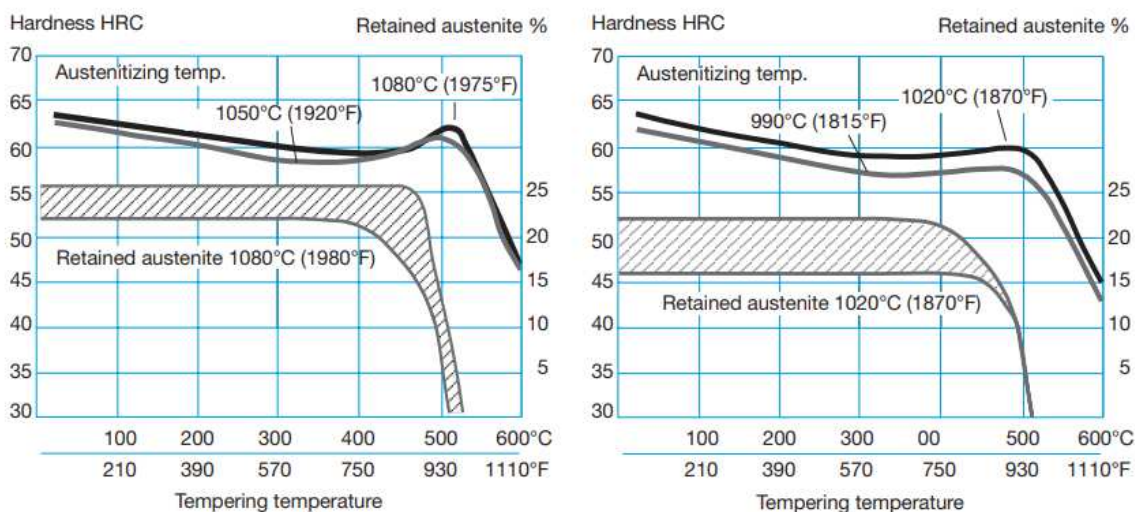
V každém případě, hlavní vliv na strukturní změny během popouštění má zvolená teplota. Výdrž na popouštěcí teplotě podle [3; 45; 60] již na strukturní změny nemá takový vliv. Nicméně uhlíkové a nízkolegované oceli se mají popouštět alespoň 1 hodinu. V případě nástrojových ocelí se vzhledem k legování doporučuje popouštět alespoň 2 hodiny.

Pro popis vlivu výše teploty popouštění na výslednou tvrdost oceli slouží tzv. popouštěcí diagramy. Jejich tvar a průběh je závislý na chemickém složení oceli a na použité kalicí teplotě, stejně tak i na kalicím médiu. Ukázka popouštěcí křivky pro různé třídy oceli je uvedena na Obr. 39. Z obrázku je patrné, že pro všechny oceli do teploty zhruba 300 °C dochází k poklesu tvrdosti po popouštění. Dále se pak popouštěcí křivky liší v závislosti na míře legování. U některých ocelí tvrdost dále klesá s různou intenzitou. U vysokolegovaných ocelí může docházet při popouštěcí okolo 500 °C k již dříve popsané sekundární tvrdosti.



Obr. 39. Popouštěcí diagram pro různé oceli [69]

Na Obr. 40 je příklad popouštěcího diagramu pro ocel D2 (1.2379) vyrobenou firmou Uddeholm pod označením Sverker 21 [70]. Je zřejmé a v souladu s teorií, že s rostoucí kalicí teplotou roste podíl zbytkového austenitu ve struktuře, který je na obrázku označen šrafovanou oblastí. Zároveň roste hodnota sekundární tvrdosti a její „peak“ se posouvá směrem k vyšším teplotám popouštění. To vše je v souladu, s již zmíněnými pochody. Ocel Sverker 21 má ve své struktuře velký podíl primárních chromových karbidů, které se kolem teploty 1050 °C plně rozpouští, a tak obohacují matici a zvyšují její přesycení při kalení. S tím roste i množství zbytkového austenitu, ze kterého při popouštění nad 500 °C precipitují velmi jemné sekundární karbidy zvyšující výslednou tvrdost.



Obr. 40. Popouštěcí křivka oceli Sverker 21 (D2, 1.2379) od firmy Uddeholm pro různé teploty kalení [70]

### 2.3.5 Zmrazování

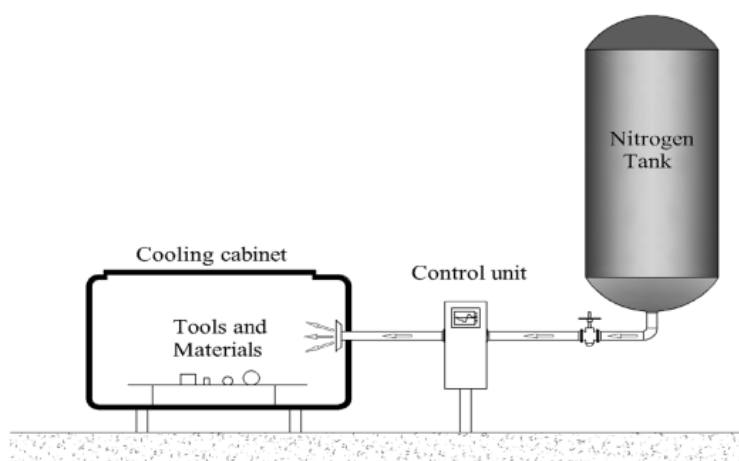
Zmrazování jako způsob tepelného zpracování je známo již mnoho desetiletí. Jak již bylo uvedeno, legované oceli nemusí při pokojové teplotě dosáhnout hodnoty  $M_f$  a z tohoto důvodu

mají ve struktuře vyšší podíl zbytkového austenitu. Ten má za následek nižší tvrdost po kalení a vznik dodatečného vnitřního pnutí, které je indukováno následným rozpadem zbytkového austenitu. Pro jeho odstranění se obecně používá popouštění, u vysokolegovaných ocelí, čím dál tím častěji i zmrazování [2].

Až během 2. světové války došlo k jeho většímu využití, a to ve zbrojním průmyslu. Nejdříve se součásti mrazily na  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  za použití alkoholu a suchého ledu. Později se dělaly i pokusy s tekutým dusíkem při teplotě  $-184\text{ }^{\circ}\text{C}$ , ale při této aplikaci docházelo k častému praskání. Lze předpokládat, že toto bylo způsobeno teplotním šokem spojeným s prudkým podchlazením dílů [56].

Definice kryogenního zpracování se mezi jednotlivými autory odlišuje. Podle [71] se rozlišují dva způsoby zmrazování dle použité teploty. V rozmezí teplot  $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$  až do  $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$  hovoří o tzv. „Shallow Cryogenic Treatment“ (SCT) a pokud jsou použity teploty nižší jak  $-125\text{ }^{\circ}\text{C}$ , hovoří o „Deep Cryogenic Treatment“ (DCT). V práci [72] se za SCT považuje zpracování v rozmezí teplot od  $-140$  do  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  a DCT návazně od  $-140\text{ }^{\circ}\text{C}$  níže. Publikace [2] hovoří o kryogenním zpracování při teplotách nižších jak  $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$  a nerozlišuje tak SCT a DCT.

Pro dosažení teplot do  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  se běžně používá kombinace lihu a pevného kysličníku uhličitého [73]. Pro nižší teploty se využívá dusíku v kapalně fázi různými způsoby. Základním je ponoření materiálu do ochlazovacího média, kdy neexistuje možnost žádné regulace a materiál je v nejkratší době ochlazen na  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ . V takovém případě, jak již bylo uvedeno, roste riziko poškození dílu vlivem vnitřního pnutí. Často se používá mrazicí box, který se ochlazuje vstřikováním tekutého dusíku (Obr. 41). Tento způsob umožňuje pomalejší ochlazování materiálu a také regulaci teploty v pracovním prostoru [73].

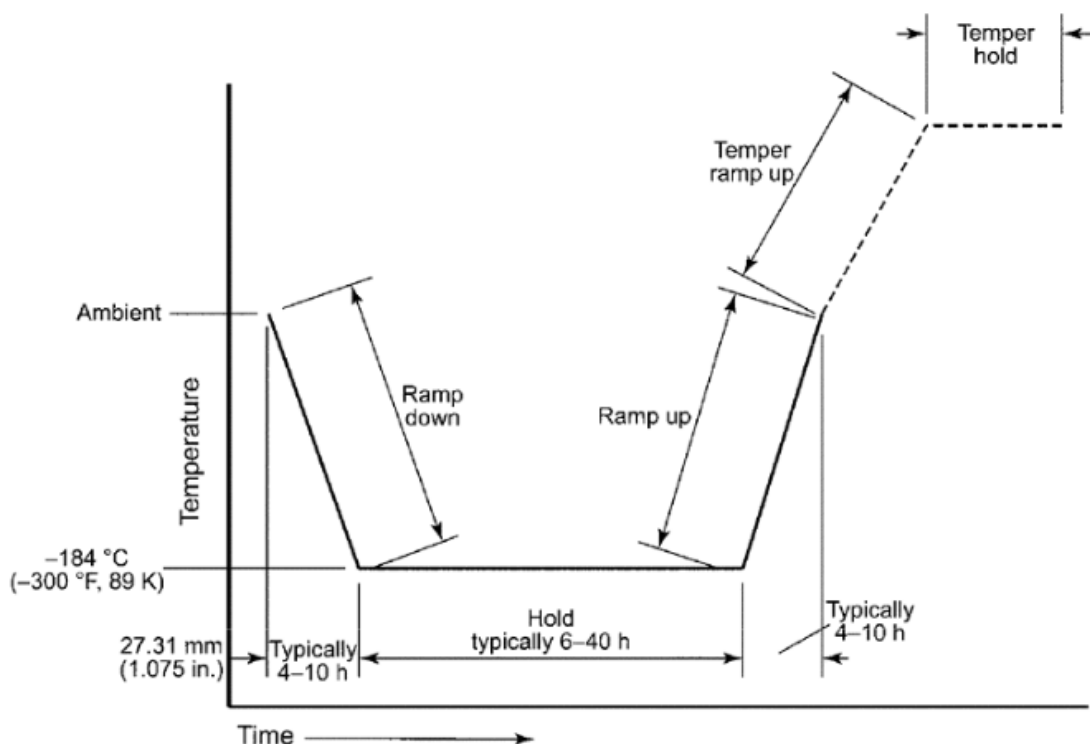


Obr. 41 Schéma zařízení pro kryogenní zpracování [72]

Ukázalo se, že teploty zmrazování a výdrže na ni nejsou jedinými řídicími parametry zmrazování. Dalšími jsou rychlost ochlazování a ohřevu materiálu z kryogenní teploty [2] případně i počet opakování postupu [74]. Publikace [2] uvádí jako doporučenou rychlost ochlazování  $0,25 - 0,50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ . Cílem tohoto pomalého ochlazování je snížit riziko velkého



teplotního gradientu v materiálu a indukci nežádoucího pnutí. Zároveň poskytnout krystalové mřížce dostatek času pro přizpůsobení se změnám. Výdrž na teplotě se obvykle pohybuje od 6 - 40 hodin (v literatuře často označované jako „soaking time/period“). Následný ohřev by měl probíhat přibližně rychlostí 2,5 °C/min [2] až do pokojové teploty. Obvykle je po zmrazování zařazeno popouštění na požadovanou tvrdost případně nízkoteplotní popouštění pro snížení vnitřního pnutí ve zmrazovaném materiálu (obvykle okolo 250 °C). Výsledný průběh s obvyklým rozmezím časů pro jednotlivé kroky je znázorněn na Obr. 42.

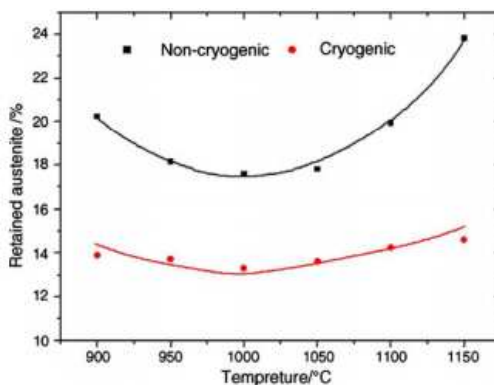


Obr. 42. Diagram běžného postupu zmrazování s následným popouštěním [2]

Nejčastěji se zmrazování zařazuje do tepelného zpracování mezi kalení a popouštění [72; 75; 76; 77]. Lze se také v odborné literatuře setkat se zmrazováním, které je zařazeno po popouštění [78; 79; 80; 81]. Druhá zmíněná varianta je méně častá a podle závěrů práce [82] méně výhodná.

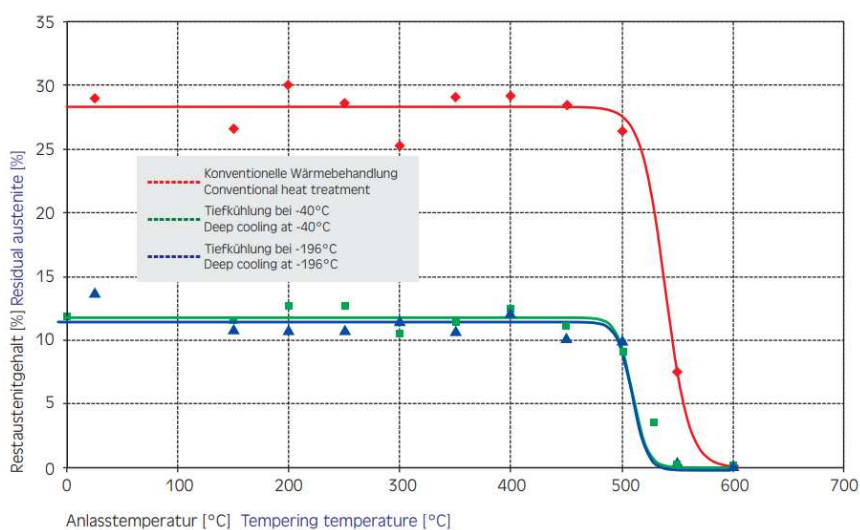
Je známo [56; 78; 82], že zmrazování způsobuje strukturní změny a ovlivňuje užité vlastnosti materiálu. Nejčastěji se pro hodnocení vlivu kryogenního zpracování používá metalografická analýza, měření tvrdosti a hodnocení ořezuvzdornosti. Zde je třeba upozornit na skutečnost, že vzhledem k množství již uvedených parametrů kryogenního zpracování, lze pro jeden konkrétní materiál zpracovaný na určité kryogenní teplotě a výdrži na ní, nalézt více či méně odlišné výsledky [40; 72-82]. Z uvedeného je patrné, že nejsou-li zcela přesně specifikovány jednotlivé parametry kryogenního zpracování, vzájemné porovnání výsledků může být zavádějící.

Práce [56; 72; 76] potvrdily, že během zmrazování dochází k poklesu podílu zbytkového austenitu ve struktuře po kalení, jak například dokládá Obr. 43. Autoři [83] sledovali vliv kalicí teploty na velikost podílu zbytkového austenitu, a to v případě, pokud bylo aplikováno pouze kalení (non-cryogenic) nebo po kalení následovalo zmrazování -196 °C po 3 hodiny (cryogenic). Z Obr. 43 je patrné, že ve všech případech, v souladu s teoretickými předpoklady, došlo ke snížení podílu zbytkového austenitu ve struktuře po kryogenním zpracování. Toto snížení je pro sledované kalicí teploty 900–1150 °C v rozmezí 4–10 %. K největšímu snížení podílu zbytkového austenitu došlo při nejvyšší sledované kalicí teplotě 1150 °C. Tomu odpovídá nárůst tvrdosti o 2 HRC.



Obr. 43. Vliv doby austenitizace a zmrazování na množství zbytkového austenitu ve struktuře [83]

V práci [84] autoři pozorovali vývoj podílu zbytkového austenitu při různých režimech tepelného zpracování D2 (1.2379). Kalicí teplota byla ve všech případech 1080 °C. Jedna sada vzorků byla po kalení následně popouštěna při různých teplotách (CHT). Druhá byla před popouštěním zmrazena na teplotu -40 °C po dobu 1 hodiny (SCT) a třetí sada zmrazena před popouštěním na -196 °C po dobu 1 hodiny (DCT). Obr. 44 zobrazuje změnu podílu zbytkového austenitu v závislosti na popouštěcí teplotě.

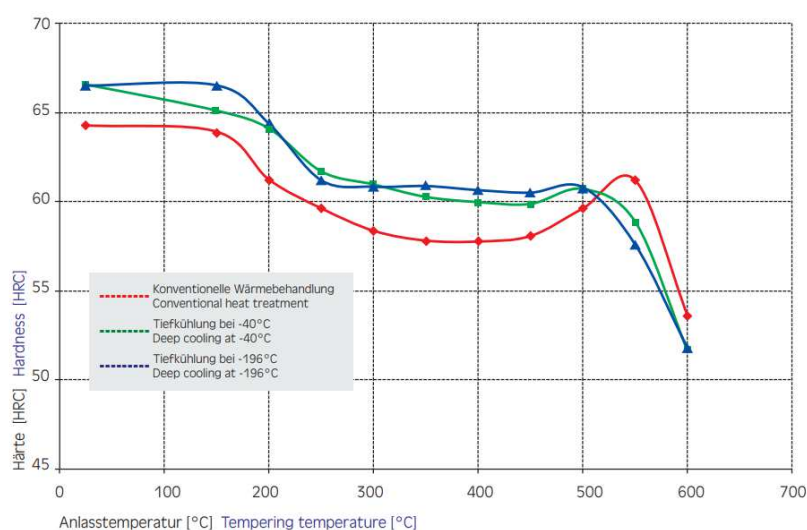


Obr. 44. Množství zbytkového austenitu ve struktuře oceli D2 (1.2379) při různých režimech tepelného zpracování v závislosti na teplotě popouštění [84]

Struktura oceli po zakalení obsahuje přibližně 28 % zbytkového austenitu. Po zmrazování došlo k jeho snížení na 12 %, přičemž rozdíl mezi SCT a DCT je zanedbatelný. Autoři to nijak nekomentují.

Pro ocel D2 (1.2379) je dle dostupné literatury teplota  $M_f$   $-10$  °C [85]. Z prezentovaných výsledků práce [84] je patrné, že zvyšující se míra podchlazení nijak již nesnižuje podíl zbytkového austenitu ve struktuře. To je v souladu s již zmíněnou teorií (kap 2.3.2), že po ukončené martenzitické přeměně obsahuje struktura jistý podíl zbytkového austenitu [54; 55].

Další pokles podílu zbytkového austenitu nastal při popouštění nad teplotu 500 °C. Při teplotě popouštění 550 °C klesá jeho obsah pro režim CHT na 7,5 %, ale u zmrazovaného materiálu již není zbytkový austenit detekován. Doložená změna ve struktuře se odrazila i na popouštěcí křivce oceli, jak dokládá Obr. 45.



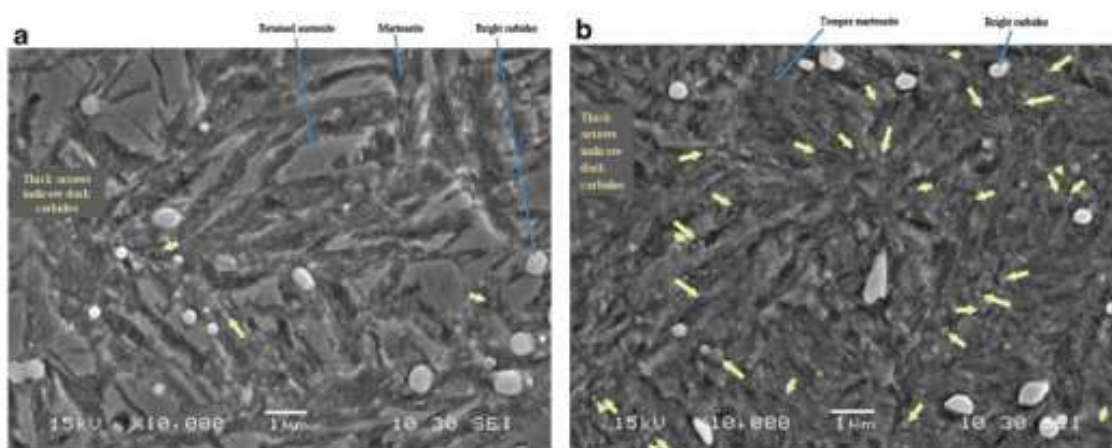
Obr. 45. Popouštěcí křivka oceli D2 (1.2379) pro různé postupy tepelného zpracování [84]

Z Obr. 45 je patrný posun „píku“ sekundární tvrdosti v případě SCT a DCT k nižším teplotám popouštění a mírně nižší sekundární tvrdosti ve srovnání s CHT. Zároveň mezi SCT a DCT stejně jako v případě zbytkového austenitu je minimální rozdíl v průběhu tvrdosti. Změna popouštěcí křivky ve vztahu k zmrazování byla pozorována také například v práci [86]. Posun „peaku“ sekundární tvrdosti k nižší popouštěcí teplotě okolo 500 °C lze pozorovat také v materiálovém listu PM oceli pro práci za studena K340 [87], nicméně zde „peak“ sekundární tvrdosti dosahuje vyšších hodnot než v případě tepelného zpracování bez zmrazování.

Rozpadu zbytkového austenitu předchází precipitace sekundárních karbidů. Právě precipitací dojde ke snížení obsahu legujících prvků v austenitu, a to způsobí jeho následný rozpad na martenzit [3; 45; 60].

Tento mechanismus potvrdila například práce [88], která se zaměřila na nástrojovou ocel AISI A2, kdy během zmrazování docházelo k precipitaci „tmavých karbidů“ (Cr a V) a navýšení

jejich množství, jak uvádí Obr. 46b v porovnání se zakaleným a popuštěným stavem Obr. 46a. Výsledkem bylo mírné navýšení tvrdosti a ořezuvzdornosti na úkor lomové houževnatosti.



Obr. 46. SEM topografie oceli AISI A2: a) kalena do oleje a popuštěna, b) kalena do oleje, zmrazena a popuštěna (šipky označují výskyt "tmavých karbidů") [88]

Z výše uvedené literatury a prostudovaných přehledových článků [56; 72; 76; 82] lze konstatovat, že zmrazování je přínosný krok tepelného zpracování nástrojových ocelí, pokud je provedeno vhodným způsobem. Tedy především řízené ochlazování odpovídající rychlostí, dostatečně nízká teplota zmrazování, aby bylo dosaženo teploty martenzit finish, výdrž na teplotě a pozvolný ohřev. Ve výsledku jsou tyto parametry závislé na druhu zpracovávané oceli a nelze očekávat, že by existoval jeden univerzální postup zmrazení.

Literatura se primárně zaměřuje na mapování vlivu zmrazování na mikrostrukturu, tvrdost a odolnost proti opotřebení. Zkoumání dalších mechanických vlastností je okrajovou záležitostí jako například cyklické namáhání či vrubová houževnatost [56; 72; 76; 82].

V případě konkrétního hodnocení jednotlivých dopadů na vlastnosti ocelí je porovnání prací komplikované vzhledem k rozmanitosti zkoumaných nástrojových ocelí, jejich samotnému tepelnému zpracování předcházejícímu zmrazování či následujícímu po něm. Výsledkem je značná rozmanitost v hodnocení přínosů, které se mohou od sebe lišit i několikanásobně tak jako v případě odolnosti proti opotřebení, kde si v podstatě každý autor aplikoval vlastní parametry zkoušky [56; 72; 76; 82].

## 2.4 Volba nástrojové oceli pro práci za studena

Jak již bylo popsáno, každá nástrojová ocel má svou unikátní kombinaci mechanických vlastností, kterou lze v jistých ohledech a rozsahu dále upravovat pomocí tepelného zpracování. To se jako celek odrazí na výsledné životnosti daného nástroje. Nicméně životnost nástroje nezávisí pouze na materiálu a jeho tepelném zpracování. Zde je třeba podotknout, že vlivy jako nevhodná konstrukce nástroje, jeho výrobní postup, povrchová úprava či jeho samotná montáž do sestavy nejsou předmětem hodnocení životnosti nástrojů v rámci předložené práce.

Lze nalézt řadu publikací, které se zabývají metodikou, jak vybrat vhodnou ocel a navrhnout tepelné zpracování s ohledem na daný nástroj a jeho aplikaci [47; 89; 90; 91]. Obecně se shodují, že by volba měla vycházet z následujících parametrů:

- Tvar a velikost nástroje
- Způsob namáhání
- Charakter opotřebení
- Provozní podmínky
- Následné zpracování

Tvar a velikost nástroje ovlivňuje tepelné zpracování, kdy je zapotřebí zohlednit rychlost prohřevu, potřebné výdrže a případně riziková místa daná tvarem nástroje s ohledem na deformace či porušení kontinuity povrchu [94]. Praktické zkušenosti autora potvrzují, že u některých nástrojových ocelí je velikost nástroje limitující z hlediska požadované prokalitelnosti a s tím související dosažitelné tvrdosti. V neposlední řadě samotné vsázkování do pecí pro tepelné zpracování musí brát v potaz tvar a funkční plochy daného nástroje.

Způsob namáhání lze posoudit podle sil působících na nástroj na statické či dynamické nebo podle módu zatěžování na tah/tlak/ohyb/střih. Nástroj je ve většině případů namáhán více způsoby současně a se způsobem namáhání souvisí i charakter opotřebení. Opotřebení samotné lze dělit na šest základních druhů [95]:

- Adhezivní
- Abrazivní
- Erozní
- Kavitační
- Únavové
- Vibrační

Na nástrojích pro práci za studena se nejčastěji objevuje opotřebení abrazivní, adhezivní a vibrační/únavové [97]. Ukázka možných projevů jednotlivých opotřebení je na Obr. 47.



Obr. 47. Typy obvyklého poškození nástrojů pro práci za studena [98].

Provozní podmínky jsou specifikovány primárně provozní teplotou nástroje a sekundárně okolním prostředím.

Následným zpracováním jsou myšleny především dodatečné povrchové úpravy, jejichž cílem je zvýšení odolnosti proti opotřebení povrchu. Jedná se chemicko-tepelné zpracování, povlakování a jiné. Každá z uvedených metod má své podmínky pro nanášení/vytváření vrstvy. Zvolená nástrojová ocel nesmí během těchto procesů měnit své výsledné vlastnosti. V opačném případě se zvyšuje riziko deformace, nebo snížení mechanických vlastností během deponace jako takové na jinak již hotovém nástroji.

Z výše uvedeného je patrné, že pro volbu vhodné nástrojové oceli je nutné mít komplexní znalost o nástroji i o oceli samotné. Současné materiálové listy se ale omezují na základní informace o nástrojových ocelích jako je jejich chemické složení, obvyklé použití, doporučené tepelné zpracování a výsledná tvrdost [53; 58], případně dalšími údaji jako je množství zbytkového austenitu ve struktuře, nárazová práce a jiné [7; 8; 13; 14; 49].

Nicméně, uvedené podklady nemusí být dostatečné z hlediska volby nástrojové oceli a jejího zpracování pro konkrétní nástroj. Hledání vhodné kombinace nástroj/materiál/tepelné zpracování pomocí provozních zkoušek je časově a finančně velmi náročné a málokterý provoz si tento typ zkoušek může dovolit. Nedostatek podkladů je pak zvláště evidentní v případě nástrojových ocelí připravených práškovou metalurgií, pro které detailní rozborů podobné těm z publikací jako dříve uvedené [47; 89; 90; 91] v současné době neexistují.

### 3 CÍLE DISERTAČNÍ PRÁCE

Tato disertační práce je zaměřena na určení vhodných parametrů tepelného zpracování pro nástrojové oceli pro práci za studena vyrobené pomocí práškové metalurgie. Tyto oceli jednoznačně patří mezi perspektivní nástrojové oceli, které mají díky svým vlastnostem výrazný průmyslový aplikační potenciál, ačkoliv jsou ve srovnání s nástrojovými oceli připravenými klasickými metalurgickými postupy výrazně dražší.

Z rešerše vyplývá, že takto připravené oceli není vhodné tepelně zpracovávat za obvyklých podmínek používaných již desítky let známé pro klasicky připravované oceli. Stejně tak současně dostupné technologie pro zpracování nástrojových ocelí dovolují mnohem přesnější řízení procesu, než tomu bylo dříve.

Jak je známo, ve výkresové dokumentaci je požadavek na mechanické vlastnosti reprezentován obvykle povrchovou tvrdostí daného dílu. Nicméně, různou kombinací parametrů tepelného zpracování lze dosáhnout požadované tvrdosti, i když se další mechanické vlastnosti jako houževnatost, mez pevnosti a jiné mohou významně lišit.

Nicméně, dostupné informace k jednotlivým PM nástrojovým ocelím se omezují na úzký výčet mechanických vlastností, které jsou nedostatečné pro vhodné nastavení jednotlivých parametrů tepelného zpracování pro konkrétní nástroje pro práci za studena.

Cíle práce je možné rozdělit do několika následujících bodů:

- Na základě znalostí a předešlých prací navrhnout různé režimy tepelného zpracování včetně zařazení zmrazování pro dvě progresivní PM nástrojové oceli pro práci za studena tak, aby ve všech případech bylo dosaženo podobné tvrdosti.
- Provést podrobnou metalografickou analýzu takto zpracovaných vzorků založenou na stanovení velikostního rozložení karbidů, jejich distribuci v oceli a stavu matrice pro jednotlivé režimy tepelného zpracování.
- Metodou Pin on disk hodnotit vliv podmínek tepelného zpracování na odolnost proti opotřebení sledovaných ocelí a jejich stavů.
- Pomocí zkoušek únavy simulovat dynamické namáhání razníku pracujícího za studena a sledovat tak vliv režimu tepelného zpracování na výslednou životnost nástroje.
- Soubor získaných dat použít pro predikci vhodného tepelného zpracování vybraných PM ocelí pro konkrétní nástroj ve vazbě na jeho výslednou životnost.

## 4 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

Pro experiment byly zvoleny oceli připravované pomocí práškové metalurgie a určené pro práci za studena.

Provedené experimenty lze z hlediska časové posloupnosti rozdělit na dvě etapy.

V první byla pozornost věnována PM nástrojovým ocelím Vanadis 6 [99], Vanadis 23 [100] a Vanadis 30 [101; 102]. Předmětem zkoumání byl vliv podmínek tepelného zpracování na uvedené PM oceli. Na základě výsledků uvedených prací byla vybrána ocel a její konkrétní tepelné zpracování, které bylo aplikováno na rolnách pro tváření za studena. Tytéž nástroje byly pro porovnání životnosti vyrobeny z oceli D2 (1.2379) připravené pomocí klasické metalurgie [103].

Druhá etapa navázala na předešlé výsledky. Byly hodnoceny dvě PM nástrojové oceli pro práci za studena, které byly voleny na základě požadavků výroby lisovacích nástrojů pro tváření za studena ve firmě SFS Group CZ a.s. s mateřským závodem ve Švýcarském Heerbruggu.

ASP 2023 svým chemickým složením odpovídá oceli Vanadis 23 a je firmou obvykle používána pro výrobu nástrojů. Ocel ASP 2005 byla zvolena jako alternativa k ASP 2023. Podle dostupných informací od výrobce se vyznačuje vyšší houževnatostí a odolností proti opotřebení. Na druhou stranu je broušení a následné leštění náročnější. Obdobně jako v první etapě byl hodnocen vliv tepelného zpracování na vlastnosti těchto materiálů. Přehled středního chemického složení pro jednotlivé oceli je uveden v Tab. 4.

Tab. 4. Chemické složení jednotlivých ocelí dle jejich výrobců

Skutečné chemické složení [hm. %]									
Ocel	Výrobce	Etapa	Výroba	C	Cr	Mo	W	V	Co
D2 (1.2379)	-	1.	KM	1,55	11,30	0,75	-	0,75	-
ASP 2023 (1.3395)	Erasteel [14]	2.	PM	1,28	4,10	5,00	6,40	3,10	-
Vanadis 23 (1.3395)	Uddeholm [13]	1.	PM	1,28	4,20	5,00	6,40	3,10	-
Vanadis 30 (1.3294)	Uddeholm [49]	1.	PM	1,28	4,20	5,00	6,40	3,10	8,50
ASP 2005 (1.3377)	Erasteel [68]	2.	PM	1,50	4,00	2,50	2,50	4,00	-

### 4.1 Příprava vzorků

Příprava a zpracování vzorků z první etapy včetně metodiky vyhodnocení jsou podrobně popsány ve výše zmíněných publikacích [99; 101; 102; 103].

Pro výrobu vzorků druhé etapy byly použity dva polotovary  $\varnothing$  16 mm a  $\varnothing$  32 mm pro ASP 2023 (dále značeny jako A23), potažmo  $\varnothing$  15 mm a  $\varnothing$  30 mm pro ASP 2005 (označeny A05). Obě značky ocelí byly dodány ve stavu žíhaném naměkko. Neodpovídající průměry jednotlivých



značek jsou dány dostupností na evropském skladu výrobce. Nicméně, tato skutečnost byla eliminována následným opracováním materiálu. Chemické složení vzorků ocelí uvedeném na atestu je v Tab. 5 a dokládá, že rozdíly mezi jednotlivými šaržemi jsou minimální a nebudou mít měřitelný vliv na výsledky jednotlivých zkoušek.

Tab. 5 Chemické složení polotovarů dle Atestů od dodavatele

Deklarované chemické složení [hm. %]										
Polotovar	Šarže	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	W
A23_Ø16	407741	1,290	0,250	0,660	0,019	0,010	3,890	4,820	2,960	6,070
A23_Ø32	817646	1,280	0,230	0,630	0,018	0,020	3,840	4,770	2,980	5,970
A05_Ø15	818581	1,500	0,270	0,550	0,015	0,016	3,980	2,440	3,960	2,470
A05_Ø30	407938	1,480	0,280	0,570	0,014	0,016	3,970	2,460	4,030	2,540

Menší průměr polotovaru byl použit na výrobu tyčí pro zkoušku únavy (výkres finálního tvaru je součástí příloh, Příloha 11.1). Vzorky o rozměru Ø 14x10 mm byly použity pro hodnocení struktury a kontrolu tvrdosti. Z polotovaru Ø 32 mm (potažmo Ø 30 mm) byly vyrobeny vzorky Ø 30 x 5 mm pro zkoušku odolnosti proti opotřebení metodou Pin On Disk. Veškeré mechanické zpracování vzorků bylo prováděno tak, aby nedošlo k jejich tepelnému ovlivnění.

Vzorky byly rozděleny do jednotlivých dávek na TZ tak, aby se vždy zpracovaly na co nejméně vsázek, aby byla zaručena co nejlepší porovnatelnost. Konkrétní parametry tepelného zpracování a značení jednotlivých vzorků jsou popsány dále.

## 4.2 Tepelné zpracování

Tepelné zpracování bylo ve všech případech voleno s ohledem na obvykle požadovanou tvrdost nástrojů 62 + 2 HRC. Tvrdost byla zvolena v souladu s požadavky firmy SFS Group CZ a. s.

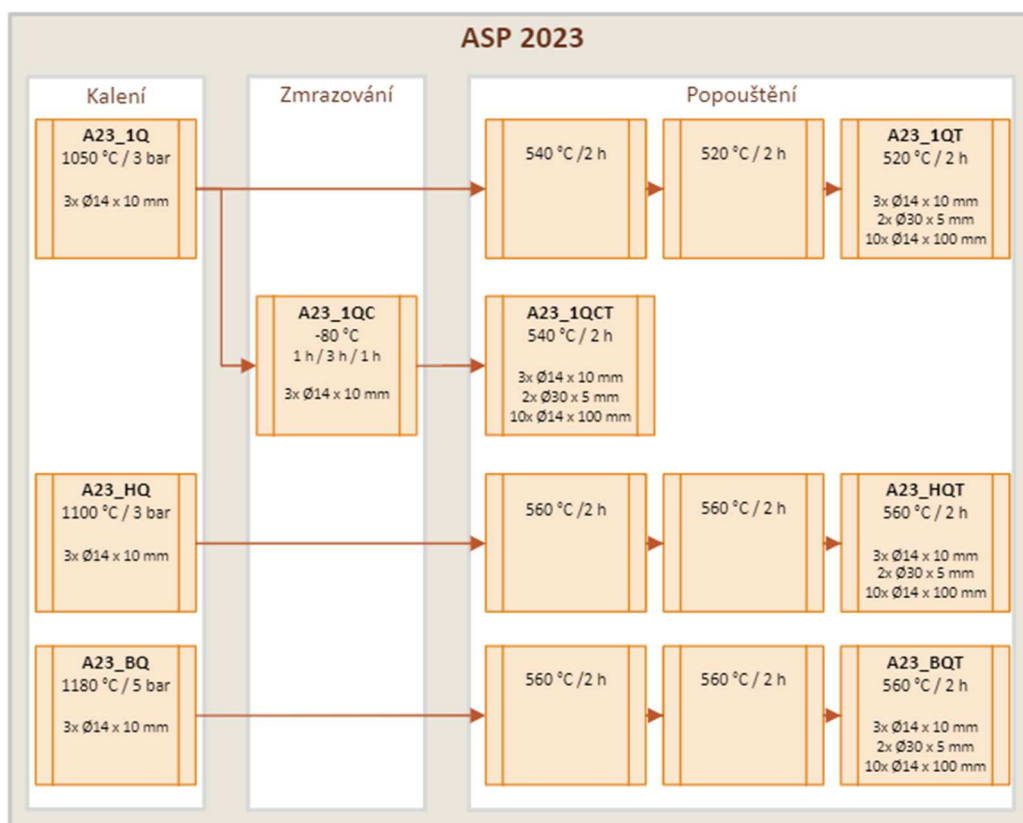
Dosud používané tepelné zpracování oceli ASP 2023 je reprezentováno sérii A23\_BQT a bylo provedeno v kalírně Bodycote. Postup tepelného zpracování je nastaven kalírnou na základě požadavku na tvrdost. Kalení bylo provedeno ve vakuové peci od firmy B.M.I. B84T1 s třemi přehřevy při teplotě 650 °C, 850 °C a 1050 °C. Austenitizační teplota je dle programu 1180 °C s výdrží 15 minut, poté následovalo kalení proudem dusíku o tlaku 5 barů. Popouštění bylo provedeno ve vakuové peci B.M.I. B54R, a to 3x 560 °C s výdrží 2 hodiny po prohřátí na danou teplotu.

Ostatní série vzorků byly zpracovány mateřským závodem firmy SFS Group CZ a. s. ve Švýcarském Heerbruggu. Postup ohřevu na kalicí teplotu byl pro všechny skupiny shodný a spočíval v přehřevu na teplotu 650 °C a 850 °C. Výdrž na austenitizační teplotě byla nastavena na 20 minut, poté následovalo kalení proudem dusíku o tlaku 3 bary.

Série A23\_HQT reprezentuje postup tepelného zpracování běžně používané v mateřském závodu pro dosažení tvrdosti 62 + 2 HRC. Austenitizační teplota byla 1100 °C a popouštění bylo stejně jako v případě A23\_BQT 3x 560 °C / 2 hod.

Série A23\_1QT vychází z dříve popsané praxe [47; 64], kdy pro dosažení vyšší houževnatosti nástrojové oceli se volí nižší austenitizační teplota z doporučeného rozsahu teplot. Vzorky tak byly kaleny z 1050 °C a popouštěcí teplota byla v návaznosti na materiálové listy [13; 14] upravena na 540 °C / 2 hod, 520 °C / 2 hod a 520 °C / 2 hod. Tato série byla také rozšířena o sadu vzorků (A23\_1QCT), které byly po kalení kryogenně zpracovány dle doporučení [13], a to postupným ochlazením na teplotu -80 °C během 1 hodiny. Teplota -80 °C je v dostupných materiálových listech považována za teplotu  $M_f$  [104] pro ocel 1.3395. Poté následovala výdrž na teplotě 3 hodiny a postupný ohřev na pokojovou teplotu rychlostí 2 °C / min. Následné popouštění bylo 1x 540 °C / 2 hod.

Schématické znázornění tepelného zpracování oceli ASP 2023 je na Obr. 48, kde kromě hlavních parametrů TZ je uvedeno také značení jednotlivých vzorků. Z obrázku je patrné, že vzorky A23\_1QT a A23\_1QCT byly kaleny společně. Zároveň byly vždy odebrány 3 kusy Ø14 x 10 mm v zakaleném stavu (A23\_1Q, A23\_HQ, A23\_BQ) pro následné hodnocení tvrdosti a struktury. Stejně tak byly odebrány vzorky po samotném zmrazování (A23\_1QC).



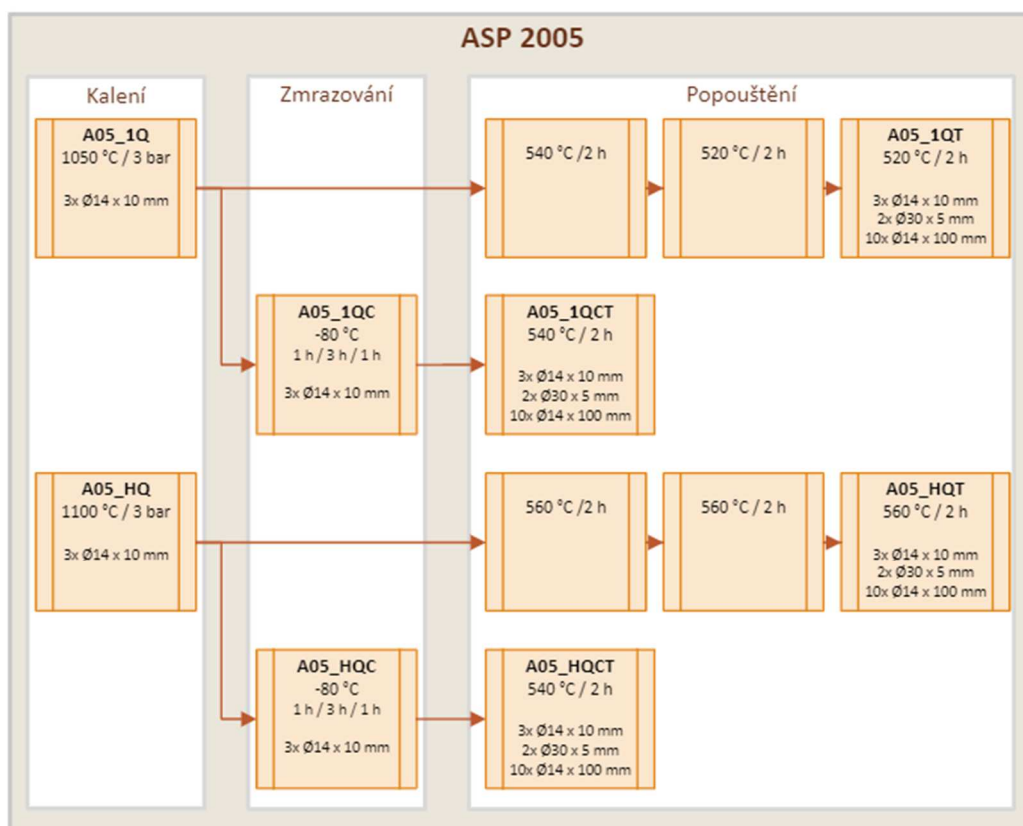
Obr. 48. Vývojový diagram tepelného zpracování oceli ASP 2023

PM nástrojová ocel pro práci za studena ASP 2005 není společností SFS Group CZ a.s. běžně používaná pro výrobu nástrojů. Pro návrh tepelného zpracování se tak vycházelo

z materiálového listu a vzhledem k podobnosti s ocelí ASP 2023 byly použity parametry z programů pro vzorky A23.

Předehřevy byly nastaveny stejně jako v případě ASP 2023. Austenitizační teploty byly zvoleny 1050 °C (A05\_1QT) a 1100 °C (A05\_HQT). Pro obě teploty byly také připraveny série pro kryogenní zpracování, které proběhlo za stejných podmínek jako v případě A23\_1QCT, protože výrobce neuvádí žádná vlastní doporučení pro zmrazování, ani teplotu  $M_f$ . Připraveny tak byly série A05\_1QCT a A05\_HQCT.

Celkový přehled tepelného zpracování PM oceli ASP 2005 včetně popouštěcích teplot a počtu opakování je uveden na Obr. 49. Značení a počty jednotlivých vzorků jsou v souladu se značením s ocelí ASP 2023.



Obr. 49. Vývojový diagram tepelného zpracování oceli ASP 2005

## 4.3 Popis experimentu

### 4.3.1 Zkouška tvrdosti

Zkouška tvrdosti byla provedena na tvrdoměru Duramin AC1 na vzorcích Ø 14 x 10 mm. Pro vyhodnocení tvrdosti bylo provedeno na každém vzorku vždy 12 měření. Z naměřených hodnot byl určen průměr a směrodatná odchylka.

Pro samotné měření byla zvolena metoda dle Vickerse popsaná normou ČSN EN ISO 6507 [105]. V souladu s ní byla použita zátěžná síla 10 kp (98,06 N) a doba výdrže při plném zatížení 10 s. Po třech sériích měření (36 vtiscích) bylo provedeno kontrolní měření tvrdosti na tvrdoměrné destičce o deklarovaném rozsahu tvrdostí 626–666 HV10.

### 4.3.2 Metalografická analýza

Metalografická analýza byla provedena na vzorcích Ø 14 x 10 mm. Hodnoceny byly jednotlivé stavy materiálu v průběhu tepelného zpracování tak, jak je uvedeno na Obr. 48 a Obr. 49.

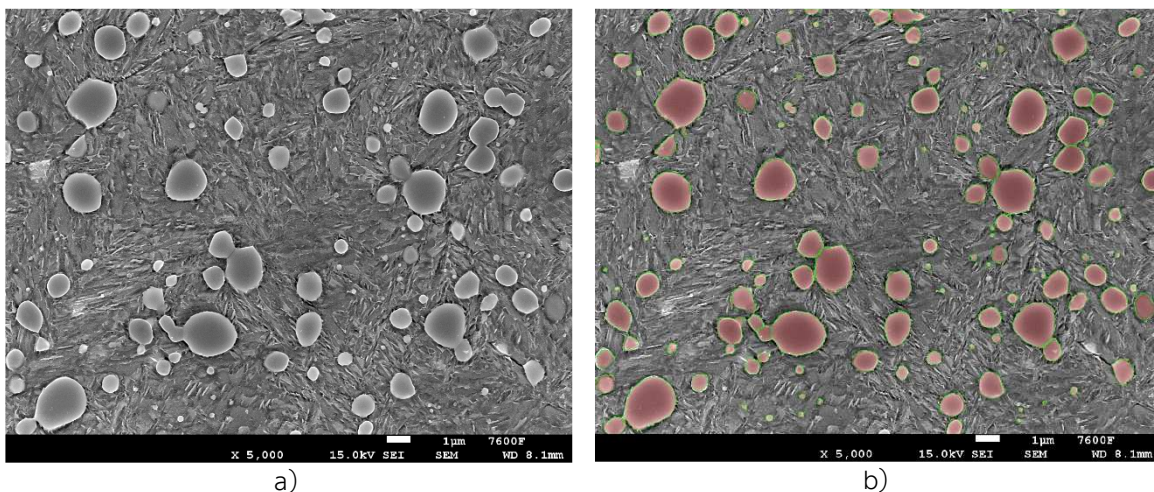
Všechny vzorky byly připraveny stejným postupem broušení, leštění a chemicko-mechanického leštění pro dosažení co nejvíce hladkého povrchu bez rýh. V neleptaném stavu byla provedena kontrola přítomnosti vměstků a pórů při zvětšení 250 x pomocí světelné mikroskopie.

Vzorky ve stavu QT a QCT byly následně leptány 2 % Nitalem [106]. Stavy Q a QC při leptání Nitalem vykazovaly velké narušení původních hranic austenitických zrn, které vedlo k uvolnění karbidů umístěných v blízkém okolí hranic zrn, aniž by došlo k zviditelnění struktury matrice. Na základě toho bylo použito leptadlo Villela [106].

Světelná mikroskopie byla provedena na metalografickém mikroskopu NEOPHOT 32. Vzhledem k jemnosti struktury sloužila pouze pro kontrolu přípravy povrchu vzorku a míry naleptání.

Struktura samotná byla hodnocena pomocí elektronového mikroskopu JOEL 7600 F s EDX analyzátozem Oxford Inca při zvětšení 5 000 x a 10 000 x.

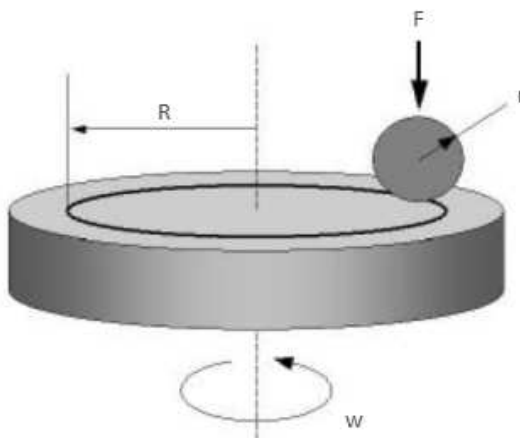
Celkový obsah a velikostní rozložení karbidů ve struktuře byly určeny pomocí obrazového analyzátoru NIS Elements AR. Pro vyhodnocení bylo použito vždy pět snímků při zvětšení 5000 x. Obr. 50 demonstruje výsledek prahování jednoho ze snímků struktury vzorku A23\_1QCT. Zvýrazněné oblasti reprezentují jednotlivé karbidy a systém určuje jejich plochu, která slouží jako podklad pro velikostní rozdělení.



Obr. 50. Struktura oceli ASP 2023 ve stavu po kalení, zmrazování a popuštění a) snímek SEM, b) Snímek SEM po prahování v programu NIS Elements AR

### 4.3.3 Odolnost proti opotřeбенí

Pro určení odolnosti proti opotřeбенí u sledovaných materiálů po jednotlivých postupech tepelného zpracování byla použita metoda „Pin on Disk“ (PoD). Během zkoušky je pin/kulička daného rozměru „r“ přitlačována stálou silou „F“ k disku ve vzdálenosti od středu rotace „R“. Podložka se během zkoušky otáčí kolem své osy rychlostí „w“. Schéma zkoušky je uvedeno na Obr. 51. Dalšími parametry zkoušky je celková absolvovaná vzdálenost, popřípadě počet cyklů, vlhkost prostředí, teplota nebo lubrikant.



Obr. 51. Schéma zkoušky Pin on Disk [107]

Zkouškou lze určit míru opotřeбенí různými způsoby. V první řadě váhovým úbytkem, to ale podle normy [107] vyžaduje určení hmotnosti vzorku s přesností 0,000 1 g. V případě problematického odečtení hmotnosti lze dopočítat úbytek objemu materiálu na základě odečtení šířky vzniklé drážky „d“ a dosazením do rovnice (1). Šířku drážky lze určit pomocí profilometru, popřípadě měřením na optickém mikroskopu.

$$V_{ub} = 2\pi R \left[ r^2 * \sin^{-1} \left( \frac{d}{2r} \right) - \frac{d}{4} * (4r^2 - d^2)^{\frac{1}{2}} \right] \quad [mm^3] \quad (1)$$

Hodnoceny byly vzorky o rozměru  $\varnothing$  30 x 5 mm. Povrch vzorků byl postupně broušen a leštěn tak, aby splňoval požadavky pro přípravu dle normy ASTM G99 [107] min Ra = 0,8  $\mu$ m. Dosažení této drsnosti bylo ověřeno na každém vzorku pomocí drsnoměru Hommel-Etamic W10 s ramenem T1E Pro.

Zkouška samotná proběhla na zařízení tribometr HTT CSM Instruments. Parametry a podmínky zkoušky jsou uvedeny v Tab. 6. Vzhledem k nedostatku informací o hodnocení opotřebení metodou Pin on Disk pro PM nástrojové oceli, byly zvoleny dvoje parametry této zkoušky. Před měřením byl povrch pinu a vzorku vždy očištěn acetonem.

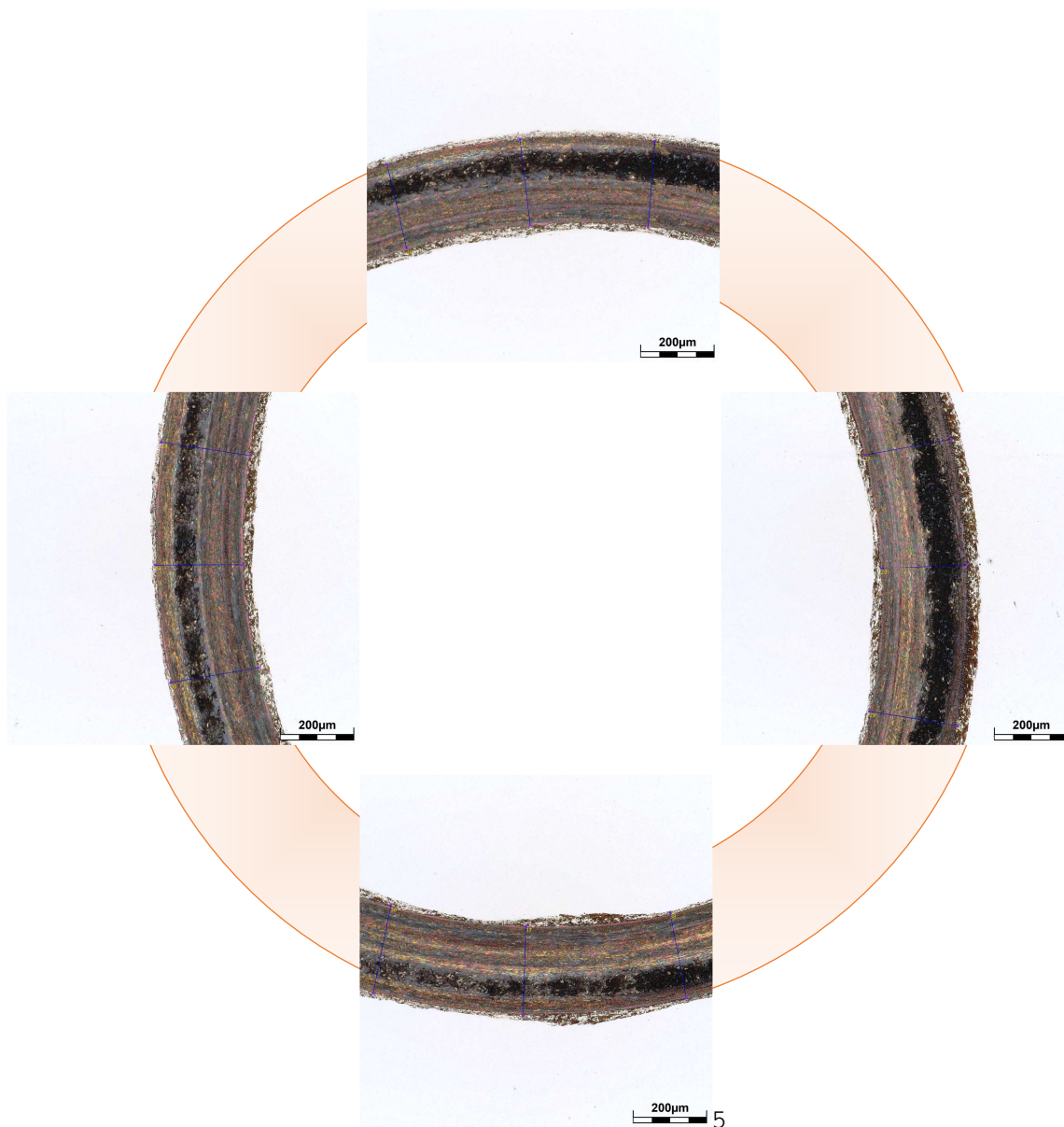
Tab. 6. Parametry zkoušky PoD.

Parametr	1.	2.
Teplota	22 °C	22 °C
Vlhkost	25-30 %	25-30 %
Mazivo	-	-
Materiál pinu (kuličky)	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Poloměr pinu (r)	3 mm	3 mm
Poloměr drážky (R)	2 mm	2 mm
Celková dráha	100 m	200 m
Rychlost (w)	6,4 cm/s	6,4 cm/s
Zatížení (F)	5,0 N	10,0 N

Při těchto podmínkách byla na každém vzorku  $\varnothing$  30x5 mm provedena dvě měření. K vyhodnocení vzniklých drážek byla použita světelná mikroskopie a pro porovnání odečtení profilu drážky pomocí drsnoměru Hommel-Etamic W10 s ramenem T1E. Pro vybrané stavy byla provedena podrobná analýza tvaru vzniklé drážky pomocí laserového skenovacího mikroskopu LEXT™ OLS5000-SAF za použití objektivu MPLAPON20xLEXT a elektronového mikroskopu ZEISS EVO 50 XVP s analýzou EDS za pomoci senzoru Bruker XFlash 6|30 (Quantax 200).

Pro odečtení šířky drážky pomocí světelné mikroskopie byl použit mikroskop Zeiss Lab. A1 a software pro analýzu obrazu ZEN 2 core. Hodnoceny byly vždy 4 snímky drážky pořízené rovnoměrně po celém jejím obvodu. V každém místě byly odečteny 3 hodnoty šířky drážky. Software umožňuje odečíst lineární rozměr s přesností na 0,001  $\mu$ m. S ohledem na subjektivní určování hranic byly hodnoty dále zpracovávány s přesností na 1,0  $\mu$ m. Příklad snímků a místa jejich pořízení v rámci drážky je uveden na Obr. 52.

Z odečtených hodnot šířky jednotlivých drážek světelnou mikroskopií byl vypočten aritmetický průměr a dosazením do rovnice (1) byla určena objemová ztráta materiálu disku. Pro každý režim tepelného zpracování byly tak získány 4 hodnoty objemové ztráty, určen jejich průměr a směrodatná odchylka.



Obr. 52. Ukázka jednotlivých snímků drážky po PoD pro vzorkem A05\_1QCT

V případě měření pomocí drsnoměru byla provedena 4 měření na každé drážce a ze získaných profilů byla vždy odečtena hloubka drážky vzhledem k obtížnému zajištění měření profilu směrem ke středu drážky pro určení její šířky. Na základě hloubky byl vypočten objemový úbytek dle rovnice (2).

$$V_{ub} = \pi R \left\{ \left[ \frac{\pi r^2}{180} * \cos^{-1} \left( 1 - \frac{h}{r} \right) \right] - \left[ 2(r - h) \sqrt{h(2r - h)} \right] \right\} \quad [mm^3] \quad (2)$$

#### 4.3.4 Zkouška únavy

Zkouška únavy byla provedena na vysokofrekvenčním únavovém stroji LabTest 6.25H.8.01.1. Na základě konzultace s technologií firmy SFS Group byly určeny zkušební parametry zkoušky tak, aby přibližně odpovídaly obvyklému namáhání. Konkrétní parametry zkoušky jsou uvedeny v Tab. 7.

Tab. 7. Parametry zkoušky únavy

Parametr	1.
Teplota	22 °C
Amplituda síly	12 kN
Frekvence	10 Hz
Přibližné napětí v maximu	1700 MPa

Jak již bylo uvedeno, vzorky byly vyrobeny dle doporučení normy ASTM E606/E606M-21 [108]. Výkres je uveden v příloze kap. 11.1. Povrch činné části byl broušen dle normy na stav lepší než Ra 0,2 mm.

Zkouška probíhala do porušení/přetržení vzorku. Sledovanými veličinami byl počet cyklů do porušení, prodloužení vzorku a průběh momentu v průběhu zkoušky s frekvencí zápisu každých 500 cyklů. Ze získaných hodnot byl určen aritmetický průměr a stanovena směrodatná odchylka.

Pro každý režim tepelného zpracování byly připraveny dvě sady vzorků. První odpovídal výkresu v příloze 11.1 a střední část byla broušena tzv. na kulato. Vzniklé reliéf po broušení vykazoval rýhy kolmé ke směru namáhání. V případě druhé sady byla střední část přebroušena tak, aby povrch byl broušen ve směru namáhání.

Cílem je stanovit citlivost odolnosti proti únavě ve vztahu ke kvalitě povrchu nástroje.

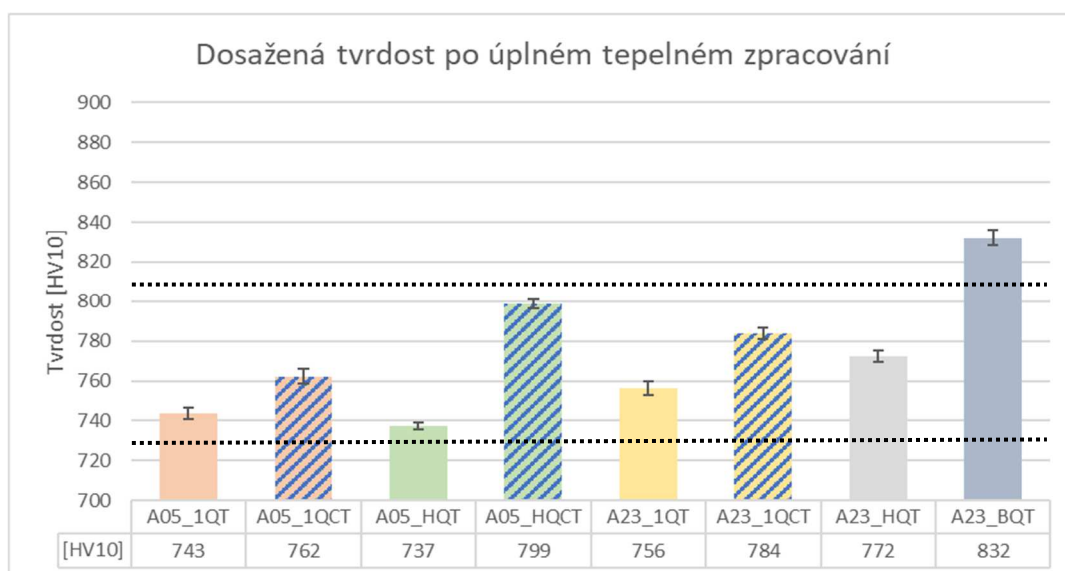


## 5 VÝSLEDKY A JEJICH DISKUZE

Vzhledem k množství sledovaných vlivů na jednotlivé výsledky provedených zkoušek a analýz jsou dále v textové části pro větší přehlednost prezentovány výsledky zohledňující daný parametr tepelného zpracování. V důsledku této skutečnosti mohou být některé výsledky v rámci diskuse uváděny opakovaně. Kompletní přehled naměřených hodnot je uveden v přílohách kapitola 11.2 -11.8

### 5.1 Tvrdość

Jak již bylo zmíněno, požadovaná výkresová tvrdość je  $62 + 2 \text{ HRC}$ , pro účely měření byla tato hranice převedena dle normy [109] na  $731\text{--}813 \text{ HV } 10$ . Jak dokládá Obr. 53, tento požadavek byl splněn až na skupinu A23\_BQT (zpracováno firmou Bodycote), která dosáhla hodnoty  $832 \pm 4 \text{ HV}10$ . V souladu s materiálovým listem [68] vzorek A05\_HQT dosahuje dolní hranice požadované tvrdości.



Obr. 53. Dosažená tvrdość po úplném tepelném zpracování [HV10]

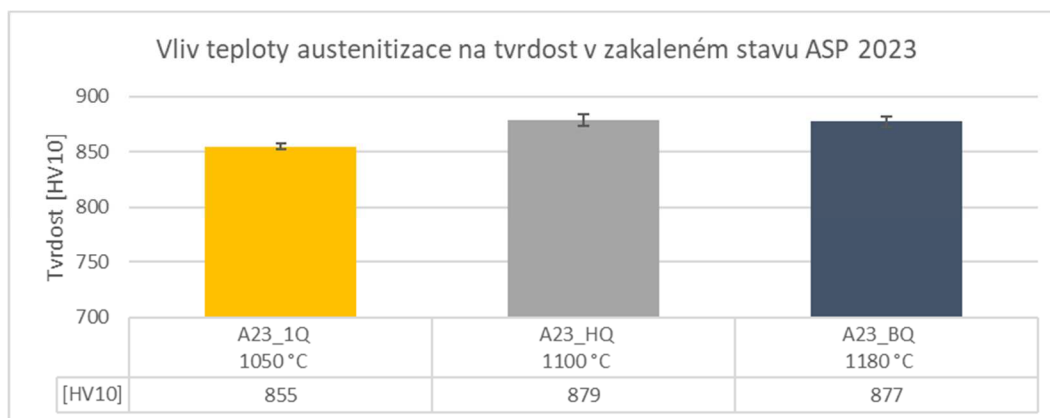
Vyšší tvrdość vzorku A23\_BQT je spojena s výškou austenitizační teploty a s použitím vyššího přetlaku dusíku při kalení ve srovnání s ostatními sériemi. Přesto je uvedená hodnota v souladu s předpoklady dle údajů v materiálovém listě [14]. Z pohledu požadavku na výslednou tvrdość jsou série zpracovávané ve firmě SFS vyhovující a lze je použít pro zpracování reálných nástrojů. Nicméně, v souladu s teorií, je otázka, jak konzistentní budou výsledky dalších analýz.

Přestože vzorky obou sledovaných ocelí zpracované ve firmě SFS Group jsou vyhovující z hlediska požadovaného rozmezí pro výslednou tvrdość, je možné konstatovat, že výsledné tvrdości druhé ze sledovaných ocelí ASP 2005 jsou mírně nižší, než pro ocel ASP 2023 při identickém tepelném zpracování. Lze předpokládat, že důvodem je odlišné chemické složení zejména obsah molybdenu a wolframu viz Tab. 4.

### 5.1.1 Vliv teploty austenitizace na tvrdost

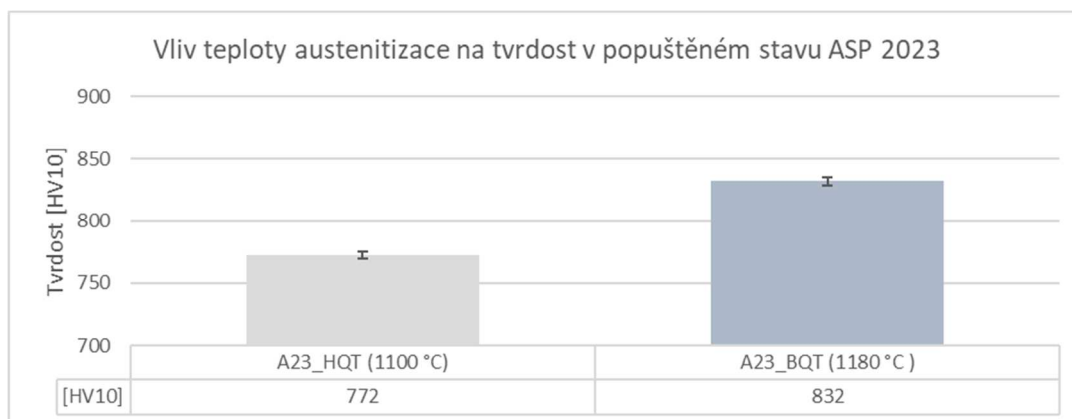
V souladu s teorií závisí tvrdost oceli ASP 2023 na teplotě austenitizace, jak dokládá Obr. 54.

Z Obr. 54 je patrné, že zvýšení austenitizační teploty z 1050 °C na 1100 °C u oceli ASP 2023 přineslo zvýšení tvrdosti o 33 HV10. Další nárůst austenitizační teploty se na tvrdosti v zakaleném stavu již neprojevil.



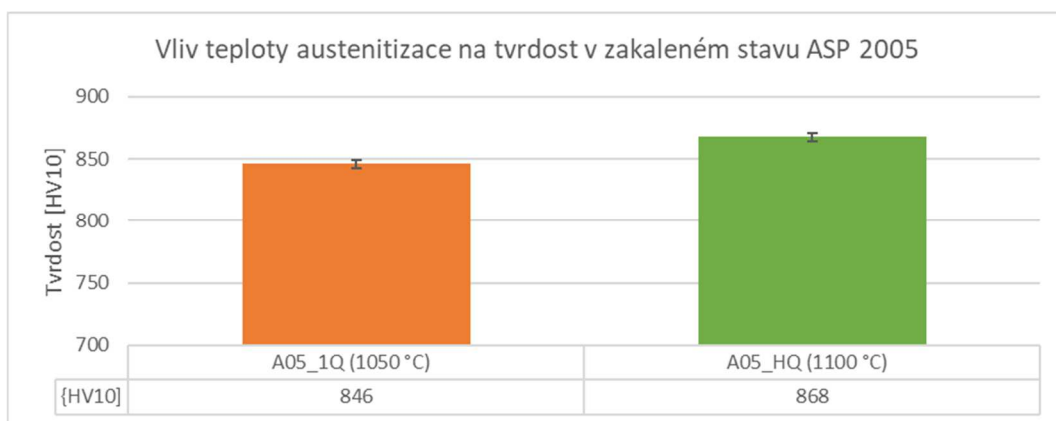
Obr. 54. Vliv teploty austenitizace na tvrdost v zakaleném stavu ASP 2023

Následné popuštění 3x 560 °C / 2 hodiny série A23\_\_HQ a A23\_\_BQ přineslo očekávaný pokles tvrdosti, který se mezi jednotlivými režimy tepelného zpracování výrazně liší, jak je patrné z Obr. 55. Rozdíl činí 60 HV10, což je v souladu s dostupnými daty v materiálovém listě [14] a souvisí s vyšším nasycením matrice legujícími prvky z rozpuštěných karbidů.



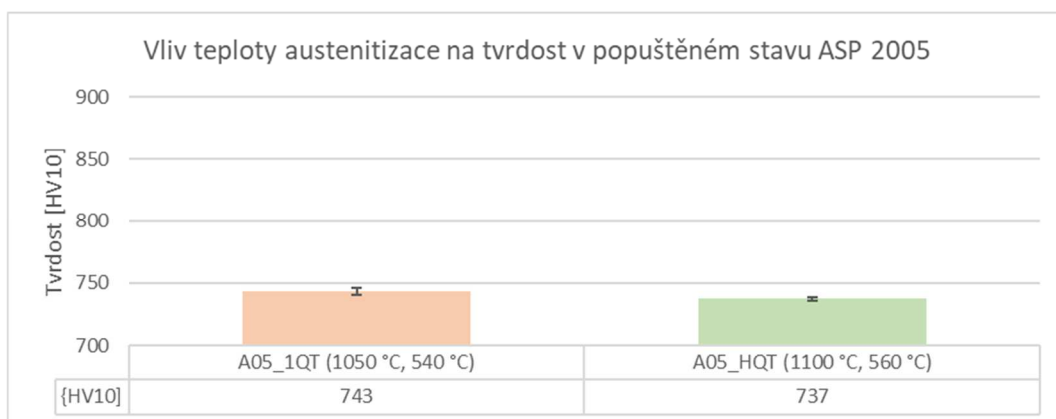
Obr. 55. Vliv teploty austenitizace na tvrdost v popuštěném stavu ASP 2023

V souladu s předpoklady a materiálovým listem [68] lze pozorovat v případě oceli ASP 2005 mírný nárůst tvrdosti v zakaleném stavu v závislosti na aplikaci vyšší austenitizační teploty, jak dokládá Obr. 56. Naměřený rozdíl činí 13 HV10.



Obr. 56. Vliv teploty austenitizace na tvrdost v zakaleném stavu ASP 2005

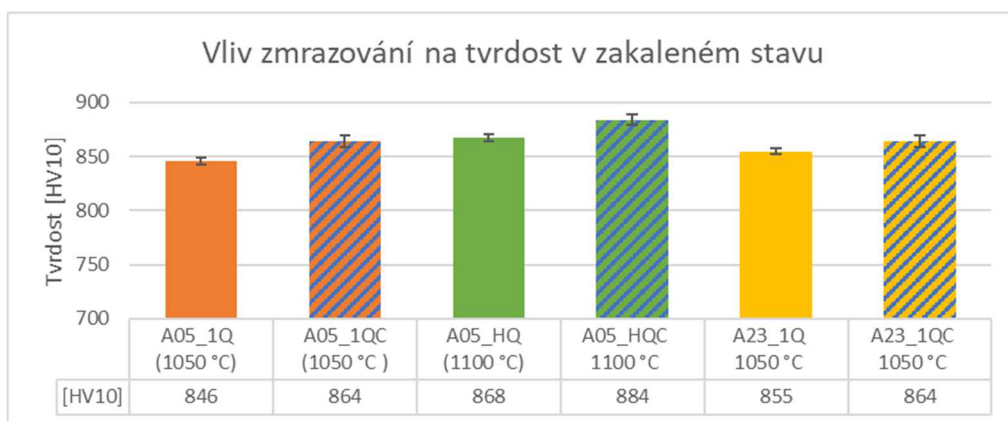
V popuštěném stavu nepatrně vyšší hodnotu tvrdosti vykazuje vzorek A05\_1QT, což je dáno nižší teplotou popouštění než v případě vzorku A05\_HQT. Pokud by byla zachována teplota popouštění 560 °C, pro teplotu austenitizace 1050 °C by podle materiálového listu [68] nebyl splněn požadavek 62+2 HRC. Porovnání obou stavů je na Obr. 57.



Obr. 57. Vliv teploty austenitizace na tvrdost v popuštěném stavu ASP 2005

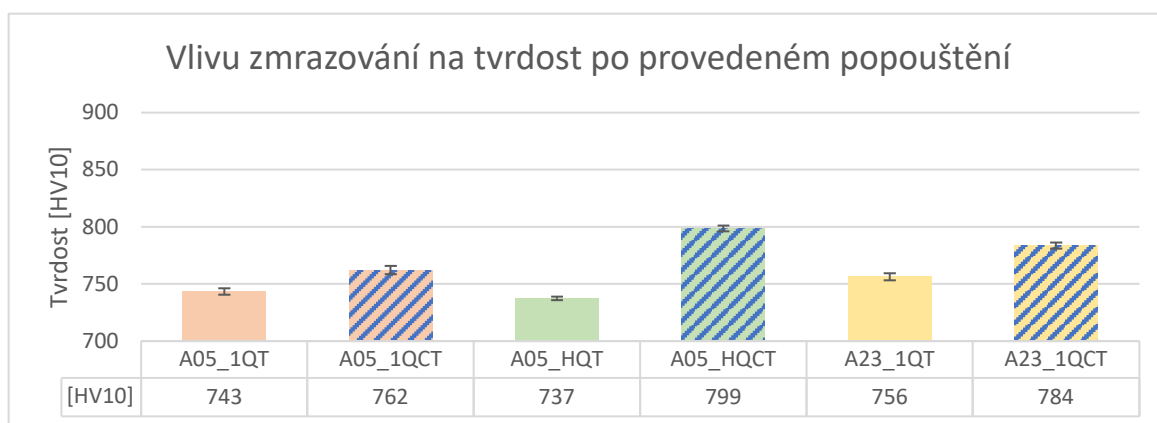
### 5.1.2 Vliv zmrazování na tvrdost

Ve všech sledovaných případech zmrazování ocelí ASP 2005 a ASP 2023 byl pozorován mírný nárůst tvrdosti (9–18 HV10) ve stavu po zmrazování Obr. 58. Uvedená skutečnost je v souladu s citovanou literaturou [56; 78; 82], která tento nárůst spojuje s poklesem zbytkového austenitu ve struktuře nástrojové oceli po kalení.



Obr. 58. Tvrdosti ocelí ASP 2005 a ASP 2023 v zakaleném stavu a po následném zmrazování

Z Obr. 59 je patrné, že provedené zmrazování způsobilo ve všech sledovaných případech nárůst výsledné tvrdosti i po popouštění. U skupiny A05\_1QCT a A23\_1QCT činí nárůst 19 HV10 potažmo 28 HV10. Nárůst tvrdosti o 62 HV10 v případě vzorku A05\_HQCT oproti nezmrazenému vzorku A05\_HQT je spojen v souladu s teoretickými předpoklady kromě použití zmrazování i s nižší popouštěcí teplotou.



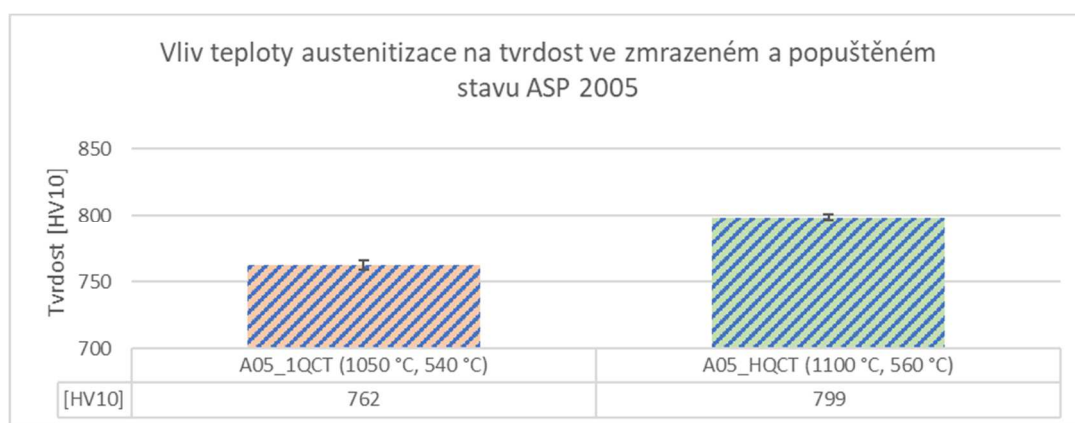
Obr. 59. Tvrdosti ocelí ASP 2005 a ASP 2023 v popouštěném stavu

Nárůst tvrdosti po zmrazování a následném popouštění není však v souladu s předešlými výsledky pro PM nástrojovou oceli Vanadis 23 [100] ani s prací [77], kde byl zkoumán vliv zmrazování na ocel M3/2 (ekvivalent Vanadis 23 a ASP 2023) připravovanou klasickou metalurgií. V těchto pracích byl zjištěn mírný pokles tvrdosti po aplikovaném zmrazování a následném popouštění. Autoři práce [77] si tento pokles tvrdosti vysvětlují pozorovaným snížením obsahu wolframu a molybdenu v matici oceli v důsledku precipitace jemných karbidů uvedených legujících prvků během hlubokého zmrazování. V obou pracích bylo provedeno zmrazování na teplotu -196 °C s různou rychlostí ochlazování a výdrží na této teplotě. V práci [74] byl pozorován stejný pokles tvrdosti po kompletní tepelném zpracování se zmrazováním. Velikost poklesu tvrdosti byla závislá na délce výdrže na kryogenní teplotě, kdy s rostoucí výdrží byl pokles výraznější (až 2 HRC). Autoři konstatují, že pokles tvrdosti je spojen s poklesem obsahu uhlíku v martenzitu až na jednu pětinu v porovnání se zpracováním bez zmrazování.

Na druhou stranu, autoři práce [110] pozorovali na rychlořezné oceli W9Mo3Cr4V nárůst tvrdosti o 2 HRC v případě zmrazení na  $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$  a následném popouštění. Nižší teploty se již neprojevovaly na výsledné tvrdosti, ale měly pozitivní vliv na vrubovou houževnatost a odolnost proti opotřebení. Nárůst tvrdosti si autoři spojují s poklesem zbytkového austenitu ve struktuře. Stejně pozorování je uvedeno v pracích [111; 112; 113] nebo třeba v materiálovém listě oceli K340 [87].

Práce [75] zaznamenala u nástrojových ocelí AISI M2, M2/3 (1.3395), M35 [6] změnu tvrdosti po provedeném zmrazování a následném popouštění v závislosti na teplotě austenitizace. Při austenitizaci  $1180\text{ }^{\circ}\text{C}$  byl pozorován mírný pokles tvrdosti ( $\sim 2\%$ ) u oceli M2/3 při zařazeném zmrazování oproti nezmraženému vzorku. Na druhou stranu při teplotě austenitizace  $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$  zmrazovaný vzorek vykázal vyšší tvrdost o  $\sim 5\%$ . Podobné chování bylo pozorováno i u ostatních sledovaných ocelí. Autoři si spojují pokles tvrdosti při vyšší austenitizaci s poklesem obsahu uhlíku v matici po zmrazování.

Z Obr. 60 je patrné pro ocel ASP 2005, že při nárůstu austenitizační teploty z  $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$  na  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  a použitím identického zmrazování dochází po finálním popouštění k nárůstu tvrdosti.



Obr. 60. Vliv teploty austenitizace na tvrdost ve zmraženém a popuštěném stavu ASP 2005

Jak již bylo uvedeno, všechny zmrazované vzorky v této práci vykazují vyšší tvrdost než jejich nezmrazované protějšky. Nárůst tvrdosti v případě zmrazovaných vzorků se podle dostupné literatury spojuje s poklesem zbytkového austenitu ve struktuře a precipitací drobných karbidů, které by měly být pozorovatelné pomocí SEM.

Dle dostupné literatury [114] by pod teplotou  $M_f$  již neměl probíhat rozpad zbytkového austenitu, a pokud je spojován přínos zmrazování právě s rozpadem zbytkového austenitu, neměla by hloubka zmrazování mít významný vliv. Nicméně, jak již bylo uvedeno, z výsledků autora předložené práce je patrné, že teplota zmrazování má jednoznačný vliv na výslednou tvrdost nástrojové oceli.

V první etapě experimentu bylo zjištěno, že po kompletním tepelném zpracování se zmrazováním dochází u oceli Vanadis 23 k mírnému poklesu tvrdosti. Naopak u ocelí

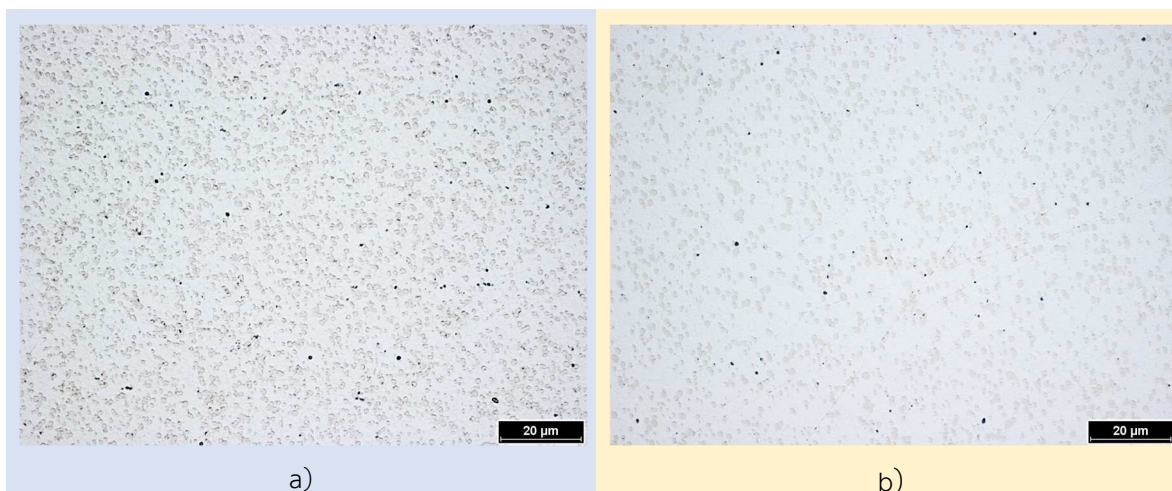
sledovaných v 2. části experimentu bylo pozorované mírné navýšení tvrdosti oceli. Zde se nabízí otázka, jak tyto změny tvrdosti budou ovlivňovat další velmi důležitou vlastnost nástrojových ocelí, jakou je například odolnost proti opotřebení.

Z výše uvedeného je zřejmé, že zmrazování má vliv na popouštěcí křivky nástrojových oceli, jak je například uvedeno v materiálovém listě oceli K340 [87]. Dá se předpokládat, že samotné parametry zmrazování budou ovlivňovat popouštěcí křivku podobně jako například teplota austenitizace. Z toho důvodu by bylo vhodné v následujících experimentech pro sledované oceli doplnit popouštěcí křivky pro různé parametry zmrazování.

## 5.2 Metalografická analýza – hodnocení struktury

### 5.2.1 Světelná mikroskopie

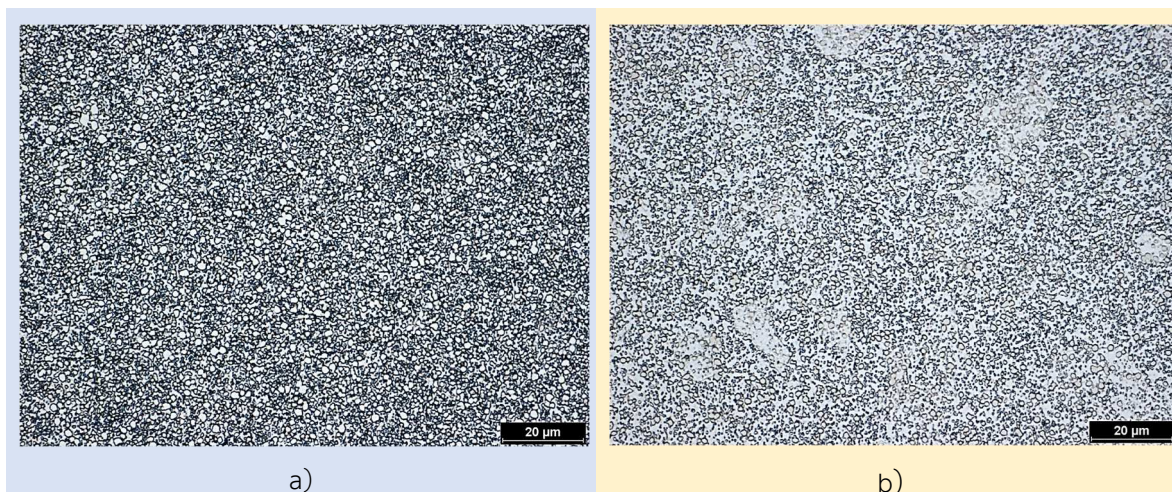
V neleptaném stavu žádný ze sledovaných vzorků nejevil známky pórovitosti či přítomnosti vměstků. Vzhledem k finálnímu mechanicko-chemickému leštění jsou již v neleptaném stavu viditelné karbidy. Snímky takto připraveného dodaného stavu sledovaných ocelí ASP 2023 a ASP 2005 jsou na Obr. 61.



Obr. 61. SM, nenaleptaný povrch metalografického vzorku dodaného stavu a) ASP 2023 a b) ASP 2005

Oba materiály se dle předpokladu vyznačují velkým množstvím rovnoměrně rozložených karbidů a mezi jednotlivými vzorky není možné při použitém rozlišení pozorovat žádné rozdíly.

Na Obr. 62 jsou vidět struktury vzorků ocelí ASP 2023 a ASP 2005 v dodaném stavu po leptání 2 % Nitalem. Pozorovaná struktura je velmi jemná a v obou případech je dle předpokladu tvořena perlitem a velkým množstvím jemných karbidů. Specifikace jednotlivých karbidů není při pozorování pomocí SM možná. Lze konstatovat, že také v naleptaném stavu Obr. 62 nebyl pomocí SM nalezen žádný významnější rozdíl mezi jednotlivými sledovanými oceli.



Obr. 62. SM, 2 % Nital, dodaný stav ocelí a) ASP 2023, b) ASP 2005

Na Obr. 63 jsou vidět struktury vzorků ocelí ASP 2023 a ASP 2005 po kalení a popuštění naleptané 2 % Nitalem. Pozorovaná struktura je velmi jemná a v obou případech je dle předpokladu tvořena popuštěným martenzitem, zbytkovým austenitem a velkým množstvím jemných karbidů. Detekce zbytkového austenitu není pomocí SM proveditelná. Lze konstatovat, že také v naleptaném stavu nebyl pomocí SM nalezen žádný významnější rozdíl mezi jednotlivými režimy tepelného zpracování sledovaných ocelí. Z tohoto důvodu jsou uvedeny pouze dva ilustrativní příklady.



Obr. 63. SM, 2 % Nital, a) ASP 2023, 1050 °C, 540 °C/ 520 °C/ 520 °C, b) ASP 2005, 1050 °C, 540 °C/ 520 °C/ 520 °C

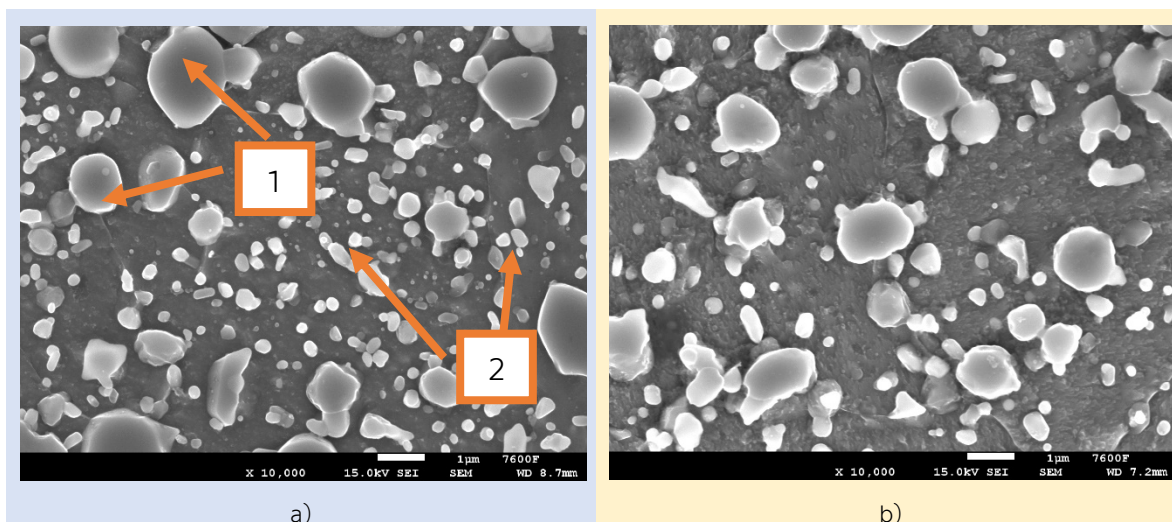
Rozlišovací schopnosti použitého světelného mikroskopu nejsou vhodné pro podrobnou metalografickou analýzu žíhaného stavu sledovaných PM ocelí.

### 5.2.2 Elektronová mikroskopie

Pro větší přehlednost a orientaci jsou v této kapitole uváděny snímky ze SEM pouze ve zvětšení 10 000 x. Snímky s nižším zvětšením (5000 x), které lépe dokumentují homogenitu pozorovaných stavů, jsou uvedeny v rámci příloh v kapitolách 11.3 - 11.6.

### 5.2.2.1 Výchozí stav

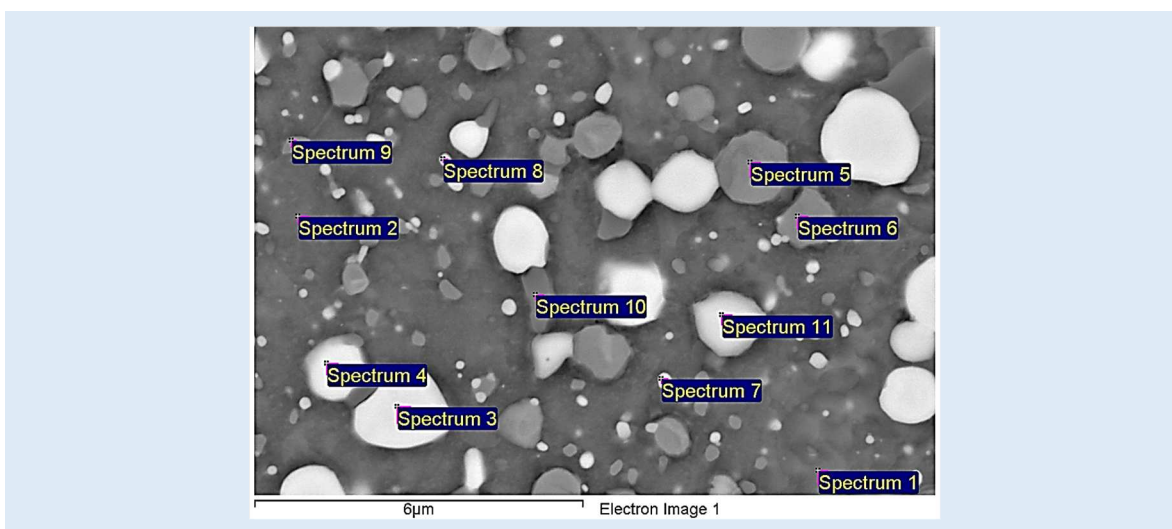
Oceli ASP 2005 a ASP 2023 byly dodány ve stavu žíhaném naměkko. Struktura ve výchozím stavu je dle očekávání tvořena perlitem a velkým množstvím drobných karbidů s velikostí okolo 1  $\mu\text{m}$  (na Obr. 64. označeny číslem „1“) a velmi jemnými karbidy (na Obr. 64. označeny číslem „2“). Zdá se, že těchto velmi jemných karbidů je více ve výchozím stavu oceli ASP 2023. Tuto skutečnost lze přičíst vyšší míře legování karbidotvornými prvky ve srovnání s oceli ASP 2005.



Obr. 64. SEM, leptadlo Nital 2 %, struktura oceli a) ASP 2023, b) ASP 2005

Karbidy v obou případech mají sférický tvar a jsou rovnoměrně rozloženy v matrici bez známek karbidické řádkovitosti či jiné heterogenity. Struktura svojí jemností a homogenitou odpovídá nástrojové oceli připravené práškovou metalurgií.

Pozorované karbidy a matrice byly podrobeny chemické analýze metodou EDS. Obr. 65 dokumentuje jednotlivá místa měření pro ocel ASP 2023 v dodaném stavu. Výsledky analýzy jsou poté uvedeny v Tab. 8.



Obr. 65. Analyzovaná struktura oceli ASP 2023 v dodaném stavu EDS metodou



Tab. 8. Chemické složení jednotlivých měřených bodů EDS analýzy oceli ASP 2023, včetně odhadu typu karbidů na základě práce [115]

Chemické složení [hm. %]								
Spectrum	C	Cr	Mo	W	V	Co	Fe	Typ
Spectrum 1	3,47	2,02	0,98	1,79	0,80	1,31	89,63	Matrice
Spectrum 2	3,46	2,87	0,85	1,69	0,80	1,33	88,99	Matrice
Spectrum 3	6,04	3,13	16,78	27,48	1,93	0,68	43,95	M <sub>6</sub> C
Spectrum 4	5,20	7,42	13,01	20,71	2,04	0,71	50,91	M <sub>6</sub> C
Spectrum 5	6,39	3,97	4,37	6,51	8,72	1,04	69,00	MC
Spectrum 6	13,48	3,62	5,65	7,50	11,40	0,74	57,62	MC
Spectrum 7	5,37	3,15	6,89	9,06	1,29	1,13	73,11	-
Spectrum 8	2,84	2,42	1,71	2,68	0,63	1,28	88,44	-
Spectrum 9	5,36	2,40	1,06	1,87	0,49	1,25	87,57	-
Spectrum 10	3,31	2,58	1,04	2,12	0,99	1,19	88,78	-
Spectrum 11	8,44	2,69	13,58	18,23	1,21	0,88	54,96	M <sub>6</sub> C

K výsledkům EDS analýzy je nutné podotknout, že tato metoda není vhodná pro stanovení obsahu uhlíku. Uvedené hodnoty byly určeny dopočtem do 100 % sledovaných prvků, kdy lze očekávat, že v oceli jsou přítomny ještě další prvky, které nejsou předmětem analýzy [116].

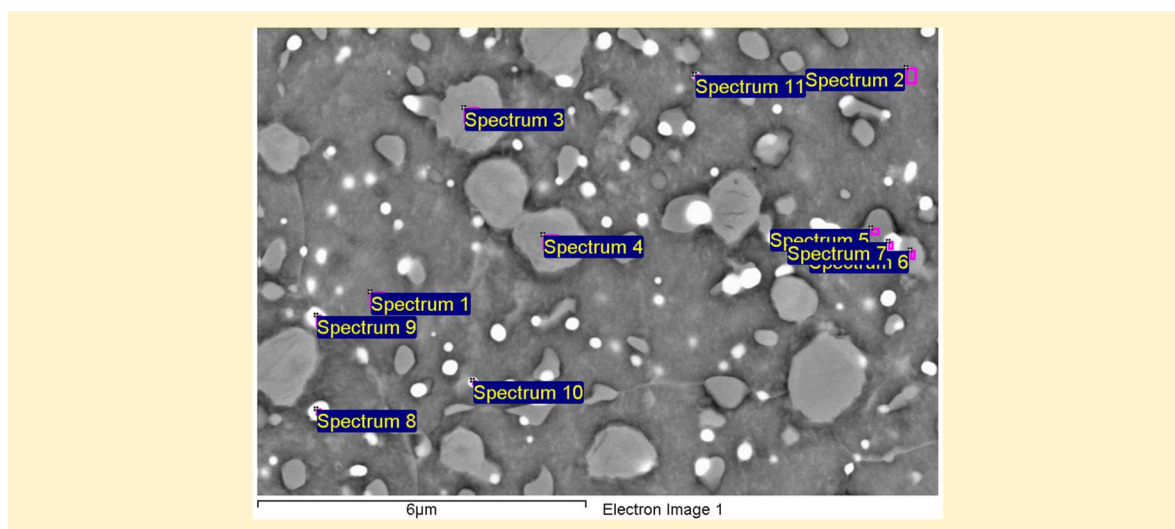
Podrobnou analýzou karbidů nástrojové oceli 1.3395, která je ekvivalentem ASP 2023, provedli autoři práce [115]. Ačkoliv v práci analyzují karbidy v zakalené a popouštěné struktuře, mohou být jejich výsledky podkladem pro specifikaci karbidů ve výchozím stavu oceli ASP 2023. Jejich data v kombinaci s obecnými poznatky uvedenými v práci [117] byla použita pro stanovení typů jednotlivých karbidů (doplněno v Tab. 8).

Chemické složení matrice je reprezentováno spektry 1 a 2 v Tab. 8. Zbylá spektra karbidů (3-11) lze rozdělit do tří skupin. První skupina je tvořena spektry 3, 4 a 11. Vyznačují se vysokým obsahem molybdenu a wolframu a dle literatury se jedná o karbid typu M<sub>6</sub>C [115; 117]. Druhá skupina jsou spektra 5, 6 s dominantním obsahem vanadu a odpovídají typu MC [115]. Třetí skupina se skládá ze spekter 7–10, zde se jedná o analýzu velmi jemných karbidů, které mají vysoký podíl železa. Dle [115] se nejspíš jedná o karbidy typu M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Nicméně, pro přesné určení je dle autorů zapotřebí provést analýzu pomocí TEM. Toto tvrzení je v souladu s teorií uvedenou v práci [117].

Na Obr. 66 jsou označena místa měření chemického složení určeného pomocí EDS analýzy oceli ASP 2005 ve stavu žíhaném naměkko, získaná spektra jsou uvedena v Tab. 9.

Zde je potřebné upozornit na skutečnost, že v dostupné literatuře nebyly nalezeny výsledky EDS analýz, na základě kterých by bylo možné blíže určit typ pozorovaných karbidů ve struktuře žíhané oceli ASP 2005, tak jako v případě oceli ASP 2023 a práci [115].

Spektra 1 a 2 reprezentují matrici oceli. Výrazné rozdíly chemického složení u ostatních spekter naznačují výskyt více typů karbidů, stejně jako v případě ASP 2023.



Obr. 66. Analyzovaná struktura oceli ASP 2005 v dodaném stavu pomocí EDS metodou

Tab. 9. Chemické složení jednotlivých měřených bodů EDS analýzy oceli ASP 2005, včetně odhadu typu karbidů na základě práce [115]

Chemické složení [hm. %]								
Spectrum	C	Cr	Mo	W	V	Co	Fe	Typ
Spectrum 1	2,79	2,22	0,82	1,55	1,07	0,60	90,95	Matrice
Spectrum 2	3,22	2,17	0,53	1,47	0,68	0,65	91,28	Matrice
Spectrum 3	18,39	4,59	13,31	14,42	40,03	0,05	9,21	(MC)
Spectrum 4	17,41	4,20	10,92	12,54	33,20	0,13	21,60	(MC)
Spectrum 5	9,62	13,64	2,25	2,49	1,80	0,35	69,85	-
Spectrum 6	15,84	5,59	9,97	11,34	8,40	0,28	48,58	(M <sub>2</sub> C)
Spectrum 7	14,94	29,75	4,25	3,68	3,67	0,14	46,57	-
Spectrum 8	3,75	2,23	1,94	3,07	1,95	0,53	86,52	-
Spectrum 9	3,68	2,34	4,71	0,00	0,86	0,55	87,86	-
Spectrum 10	2,78	2,49	1,29	2,30	0,68	0,68	89,78	-
Spectrum 11	12,90	21,55	4,62	4,42	2,84	0,28	53,39	-

Spektra 3 a 4 jsou bohatá na vanad, a dle dostupné literatury [115; 117] by se mělo jednat o karbidy typu MC. Podle [115] spektrum 6 svým složením odpovídá karbidu M<sub>2</sub>C. Zbývající spektra, která nejsou specifikována typem karbidů v Tab. 9 mají rozdílné chemické složení. Podle uvedených publikací [115; 117] lze předpokládat, že se jedná o karbidy typu M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Práce [117] uvádí, že pokud se v žíhaném stavu ve struktuře vyskytuje u tohoto typu oceli karbid bohatý na chrom, jedná se o zmíněný karbid typu M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, který by se měl vyskytovat pouze v žíhaném stavu a při austenitizaci by mělo dojít k jeho rozpuštění. Tomuto stavu odpovídají spektra 5, 7 a 11. Spektra 8-10 se svým složením velmi podobají karbidům v oceli ASP 2023 určené také jako typ M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, které jsou bohaté primárně na železo [115]. Jak již bylo dříve uvedeno, i v tomto případě by pro přesné určení nspecifikovaných karbidů v (Tab. 9) bylo nutné provést TEM analýzu.

EDS analýza obou sledovaných ocelí v žíhaném stavu prokázala výskyt více druhů komplexních karbidů, což je v souladu s pozorováním na SEM a vysvětluje to různý kontrast některých karbidů. V souladu s teorií [118] je matrice v obou případech ochuzena o karbidotvorné prvky, jako je vanad, wolfram a molybden, které jsou vyloučeny ve formě karbidů.

#### 5.2.2.2 Vliv teploty austenitizace na strukturu oceli

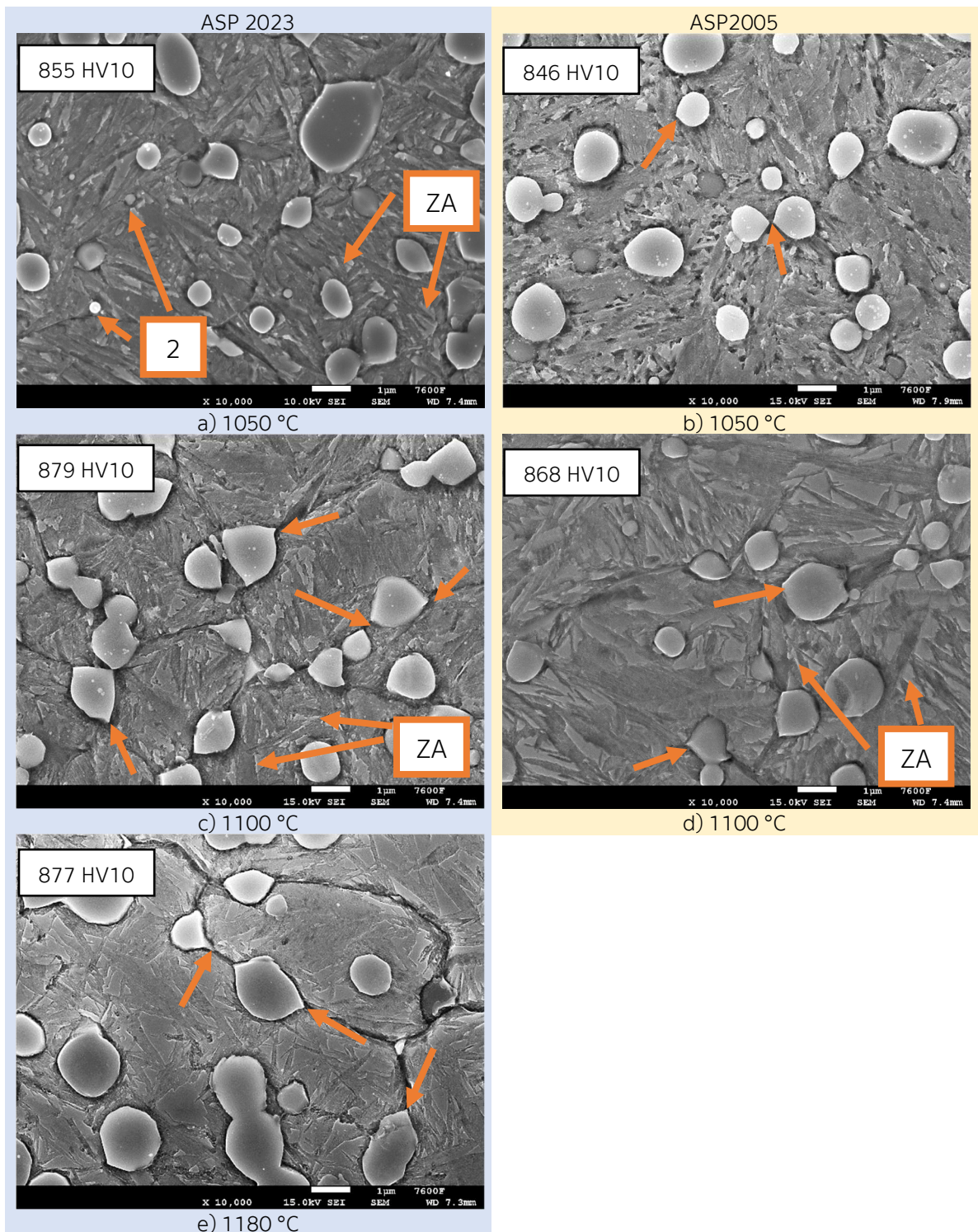
Na Obr. 67 jsou uvedeny struktury ocelí ASP 2023 a ASP 2005 kalených při teplotě austenitizace 1050 °C, 1100 °C a 1180 °C. Struktury jsou doplněny o hodnoty naměřené tvrdosti.

Ve všech sledovaných případech je struktura tvořena jehlicemi martenzitu, karbidy a dle předpokladu zbytkovým austenitem, jehož množství není možné blíže specifikovat. Karbidy mají sférický tvar a jsou rovnoměrně rozloženy ve struktuře. Obecně lze konstatovat, v souladu s výchozím stavem, že ocel ASP 2023 vykazuje vyšší podíl karbidů oproti oceli ASP 2005.

Při porovnání jednotlivých struktur lze konstatovat, že v souladu s teoretickými předpoklady hrubnou jehlice martenzitu s rostoucí austenitizační teplotou. V případě ASP 2023 je zbytkový austenit částečně viditelný (na Obr. 67 a, c, e označen písmeny „ZA“) stejně tak jako u oceli ASP 2005 (Obr. 67 d označen písmeny „ZA“), nicméně pomocí obrazové analýzy nelze jeho přesné množství stanovit. Při austenitizaci 1050 °C (Obr. 67 a) a 1100 °C (Obr. 67 c) se zdá, že v souladu s teoretickými předpoklady, s rostoucí teplotou austenitizace roste i podíl zbytkového austenitu. Tento předpoklad lze potvrdit pomocí RTG analýzy.

Velikost karbidů dříve označených „1“ se odhadem pohybuje okolo 1,0  $\mu\text{m}^2$  a více. Karbidy „2“ pozorované v žíhaném stavu (Obr. 64) obou ocelí se ve struktuře v průběhu austenitizace více či méně rozpouští. U oceli ASP 2005 již nebyly pozorovány, během austenitizace zřejmě došlo k jejich úplnému rozpuštění, a to při obou sledovaných teplotách austenitizace. V případě oceli ASP 2023 při austenitizaci 1050 °C (Obr. 67 a) se karbidy „2“ ve struktuře v malém množství stále vyskytují. Při teplotě austenitizace 1100 °C (Obr. 67 c) a 1180 °C (Obr. 67 e) se zdá, že došlo k jejich úplnému rozpuštění. To vedlo k vyššímu nasycení matrice legujícími prvky, a tedy k odhadovanému vyššímu podílu zbytkového austenitu (vyznačen na Obr. 67 c). Tato skutečnost, jak již bylo uvedeno, je v souladu s teorií.

V případě austenitizace 1100 °C a 1180 °C lze dále pozorovat prodloužení karbidů „1“ ve směru hranic zrn. Příklady tohoto jevu jsou na snímcích označeny šipkami. Uvedený jev je v souladu s teoretickými předpoklady uvedenými v práci [119] a byl pozorován již v 1. etapě experimentu [100], případně na SEM snímcích autorů prací [115; 120; 121]. Navíc, v případě nejvyšší sledované austenitizační teploty 1180 °C, lze nalézt případy karbidů, u kterých došlo k jejich „spojení“ díky jejich růstu. U oceli ASP 2005 se tento jev neprojevuje v takové míře, což by mohlo být spojeno s již uvedeným nižším obsahem legujících prvků.



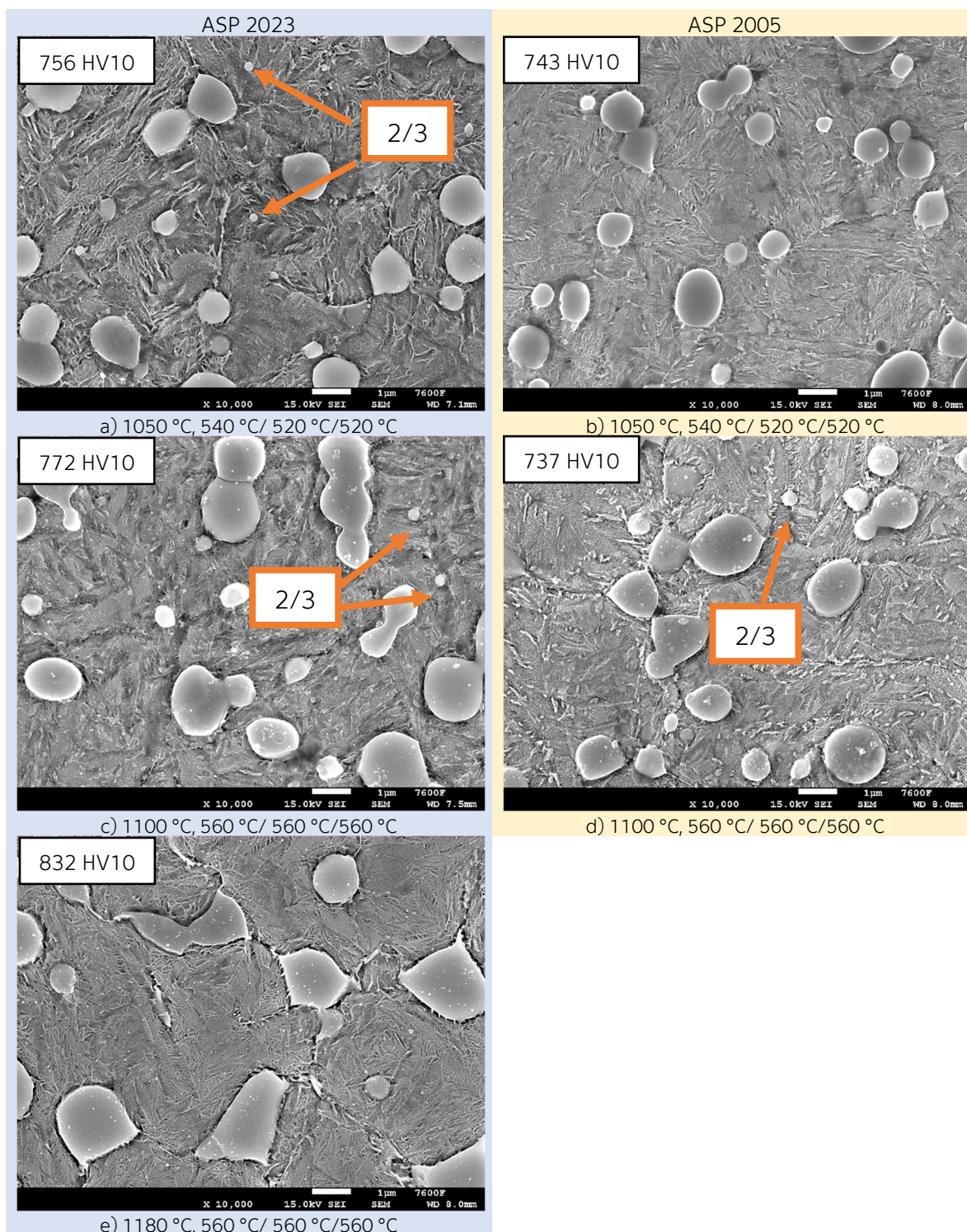
Obr. 67. SEM, leptadlo Vilella, zakalená struktura včetně naměřené tvrdosti daného stavu.

Oba výše uvedené příklady dokládají růst karbidů „1“. Zdá se, že intenzita tohoto jevu je spojená s mírou legování sledovaného materiálu a vyšší austenitizační teploty.

Pro obě sledované oceli lze konstatovat, že kombinace sycení matrice legujícími prvky z rozpuštěných karbidů „2“ a případný růst primárních karbidů „1“ vede s rostoucí teplotou austenitizace k vyšší výsledné tvrdosti i přes hrubnutí matrice. U oceli ASP 2023 došlo mezi

teplotami austenitizace 1100 °C a 1180 °C k vyrovnání výše uvedených vlivů a v důsledku toho je tvrdost téměř shodná.

Na Obr. 68 jsou uvedeny strukturu ocelí ASP 2023 a ASP 2005 dokumentující popuštěný stav při sledovaných teplotách austenitizace 1050 °C, 1100 °C, a 1180 °C.



Obr. 68. SEM, leptadlo 2 % Nital, popuštěná struktura včetně naměřené tvrdosti daného stavu

Ve všech případech je dle očekávání struktura tvořena popuštěným martenzitem a karbidy. Zbytkový austenit není přímo viditelný v matrici a jeho případné množství nelze možné určit

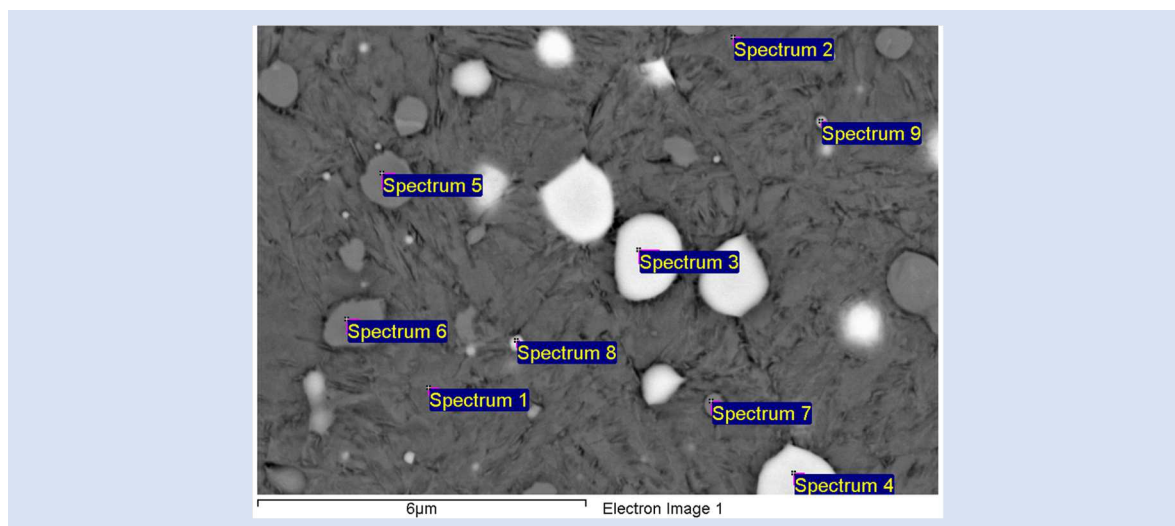
touto zobrazovací metodou. Je patrné, že stejně tak jako v zakaleném stavu, tak i v popuštěném stavu, roste v souladu s teoretickými předpoklady hrubost matrice s rostoucí austenitizační teplotou.

Ve struktuře je možné rozlišit primární karbidy (dříve označené jako „1“), které oproti zakalenému stavu na Obr. 67 významně nezměnily tvar a velikost. Dále jemné karbidy, kde nelze zcela určit, zda pochází z výchozího stavu („2“) částečným rozpuštěním větších útvarů nebo nově vznikly během precipitace v průběhu popouštění (systémově by mohly být označeny číslem „3“). Proto jsou na snímcích označeny jako karbidy „2/3“. Případná precipitace v tomto případě by měla být zřejmá z hodnocení velikostního rozdělení karbidů uvedeného v další kapitole. Pokud bude pozorován nárůst jemných karbidů oproti zakalenému stavu, mohla by část těchto jemných karbidů vznikat během popouštění.

Na základě pozorování oceli ASP 2023 na Obr. 68 a, c, e lze konstatovat, že při nejnižší sledované austenitizační teplotě je ve struktuře nejvyšší podíl jemných karbidů „2/3“. Lze předpokládat, že pokud došlo k precipitaci při popouštění, tak tato skutečnost je dána tím, že při dané teplotě austenitizace došlo k nejmenšímu uplatnění růstu primárních karbidů „1“ ve směru hranic zrn. Z termodynamického hlediska by při těchto parametrech byly nejvýhodnější podmínky pro precipitaci sekundárních karbidů „3“.

Jak již bylo uvedeno v kapitole 5.1.1, v zakaleném stavu ocel ASP 2023 dosáhla při teplotách austenitizace 1100 °C a 1180 °C podobné tvrdost. Naproti tomu v popuštěném stavu se tvrdost dosažená po austenitizaci liší o 50 HV10. Ze zkoumaných struktur lze předpokládat, že tento rozdíl je spojen s vyšším uplatněním růstu primárních karbidů „1“ během austenitizace.

Výsledky EDS analýzy oceli ASP 2023 kalené z 1050 °C a popuštěné dokládá Obr. 69 a Tab. 10



Obr. 69. Analyzovaná struktura oceli ASP 2023 pomocí EDS metody s vyznačenými místy měření

Chemické složení reprezentováno spektry 1 a 2. Pro názornost je v tomto případě uveden v závorkách rozdíl oproti obsahu daného ve srovnání s dodaným stavem. Jedná se pouze o ilustrativní vyjádření změn v chemickém složení matrice, které nelze analyzovat v identickém

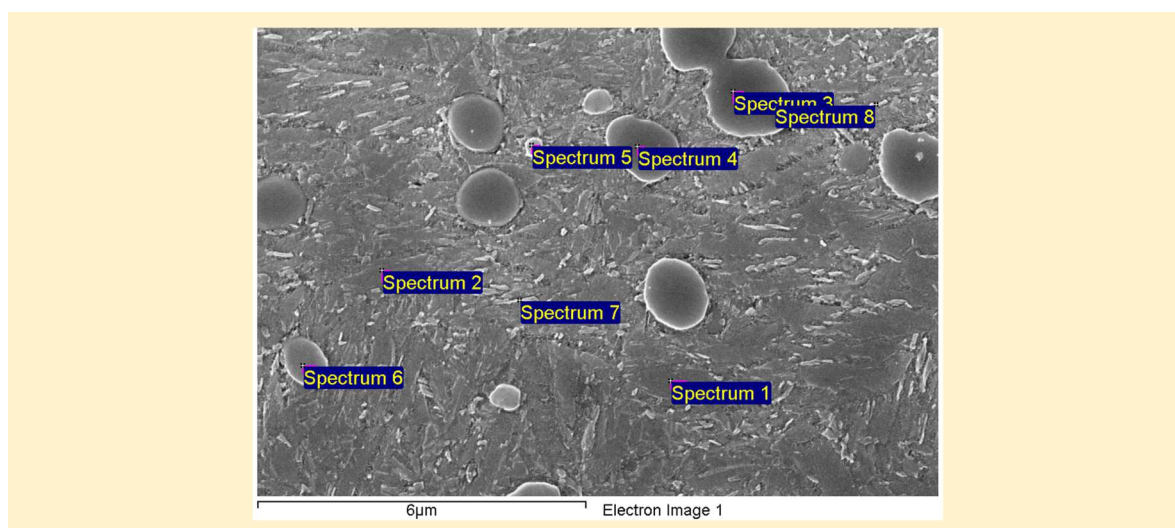
místě v obou sledovaných stavech. Nicméně, z uvedených hodnot je patrné obohacení matrice o chrom, molybden a wolfram. Hodnoty vanadu tímto způsobem nebyla zaznamenána změna. Sycení matrice chromem z důvodů rozpouštění karbidů na bázi chromu je v souladu s předešlým pozorování v pracích [48; 102].

Tab. 10. Chemické složení jednotlivých měřených bodů EDS analýzy oceli ASP 2023 v zakaleném a popuštěném stavu, včetně odhadu typu karbidů na základě práce [115]

Chemické složení [hm. %]								
Spectrum	C	Cr	Mo	W	V	Co	Fe	Typ
Spectrum 1	2,98 (-0,49)	3,96 (+1,94)	2,35 (+1,47)	3,22 (+1,43)	0,71 (-0,09)	1,03 (-0,28)	85,76 (-3,87)	Matrice
Spectrum 2	3,14 (-0,38)	3,88 (+1,01)	1,92 (+1,07)	2,67 (+0,98)	0,67 (-0,13)	1,07 (-0,26)	86,66 (-2,33)	Matrice
Spectrum 3	6,99	3,23	22,86	33,79	2,37	0,35	30,41	M <sub>6</sub> C
Spectrum 4	6,58	3,14	23,98	34,83	2,31	0,28	28,88	M <sub>6</sub> C
Spectrum 5	14,43	4,14	9,84	11,66	22,71	0,42	36,77	MC
Spectrum 6	14,34	4,29	8,76	10,55	20,66	0,45	40,92	MC
Spectrum 7	7,85	4,03	3,98	5,19	6,43	0,82	71,69	-
Spectrum 8	3,90	3,90	4,40	6,71	0,80	0,90	79,37	-
Spectrum 9	3,56	3,95	2,33	3,48	0,75	0,96	84,97	-

Chemické složení spekter 3 a 4 odpovídá karbidu typu M<sub>6</sub>C, je spektrech 5 a 6 je dominantní obsah vanadu, pravděpodobně se jedná o karbidy MC dle práce [115]. Jemné karbidy spekter 7–9 by podle dříve uvedených závěrů měly být typu M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Jak již bylo popsáno, zdá se, že jejich počet ve struktuře klesl ve srovnání s výchozím stavem, což je v souladu s teorií [117] i dřívějšími pozorováními [47; 101].

EDS analýzy oceli ASP 2005 kalené z 1050 °C, a popuštěné dokládá Obr. 70 a Tab. 11.



Obr. 70. Analyzovaná struktura oceli ASP 2005 pomocí EDS metody s vyznačenými místy měření

Spektra 3, 4 a 6, která vykazují vysoký obsah vanadu, odpovídají dřívějšímu popisu na typ MC. Zbýlá spektra velmi jemných karbidů 5, 7 a 8 by v souladu s předchozí diskusí měli být typu M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Typ M<sub>6</sub>C nebyl v dané oblasti sledovaného vzorku detekován.

Tab. 11. Chemické složení jednotlivých měřených bodů EDS analýzy oceli ASP 2005 v zakaleném a popuštěném stavu, včetně odhadu typu karbidů na základě práce [115]

Chemické složení [hm. %]								
Spectrum	C	Cr	Mo	W	V	Co	Fe	Typ
Spectrum 1	2,88 (+0,09)	4,12 (+1,90)	1,83 (+1,01)	2,43 (+0,88)	1,30 (+0,23)	0,55 (-0,05)	86,89 (-4,06)	Matrice
Spectrum 2	3,25 (+0,03)	4,13 (+1,96)	1,78 (+1,25)	2,30 (+0,83)	0,89 (+0,21)	0,46 (-0,19)	87,22 (-4,06)	Matrice
Spectrum 3	17,10	4,98	12,14	13,31	35,79	0,09	16,55	MC
Spectrum 4	16,82	4,83	13,82	14,22	40,31	0,05	9,94	MC
Spectrum 5	7,13	4,13	2,81	3,67	3,33	0,61	78,32	-
Spectrum 6	15,26	4,77	12,06	12,44	26,94	0,23	28,31	MC
Spectrum 7	5,9	4,28	1,81	2,31	0,96	0,54	84,20	-
Spectrum 8	3,89	4,20	1,92	2,45	1,03	0,54	85,95	-

EDS analýza v obou případech potvrdila rozpuštění jemných karbidů a obohacení matrice legurami. Chrom, který byl u sledovaných ocelí v žíhaném stavu z části vyloučen v karbidech, se během austenitizace rozpouští a sytí matici. Následně vysokoteplotní popouštění již nevede k jeho precipitaci, což dokládá i jeho obsah v matici, který odpovídá deklarovanému složení obou ocelí [14; 68]. Popsané výsledky EDS analýzy by se měly projevit i při hodnocení velikostního rozdělení karbidů.

### 5.2.2.3 Vliv zmrazování na strukturu

Obr. 71 dokumentuje vliv zmrazování na strukturu sledovaných ocelí v zakaleném stavu při teplotě austenitizace 1050 °C a 1100 °C. Levá strana zobrazuje struktury bez zařazeného zmrazování, které byly již dříve popsány. Na pravé straně jsou vždy struktury odpovídající režimům tepelného zpracování se zařazeným zmrazování -80 °C provedeném bezprostředně po zakalení. Snímky jsou doplněny o průměrnou hodnotu naměřené tvrdosti.

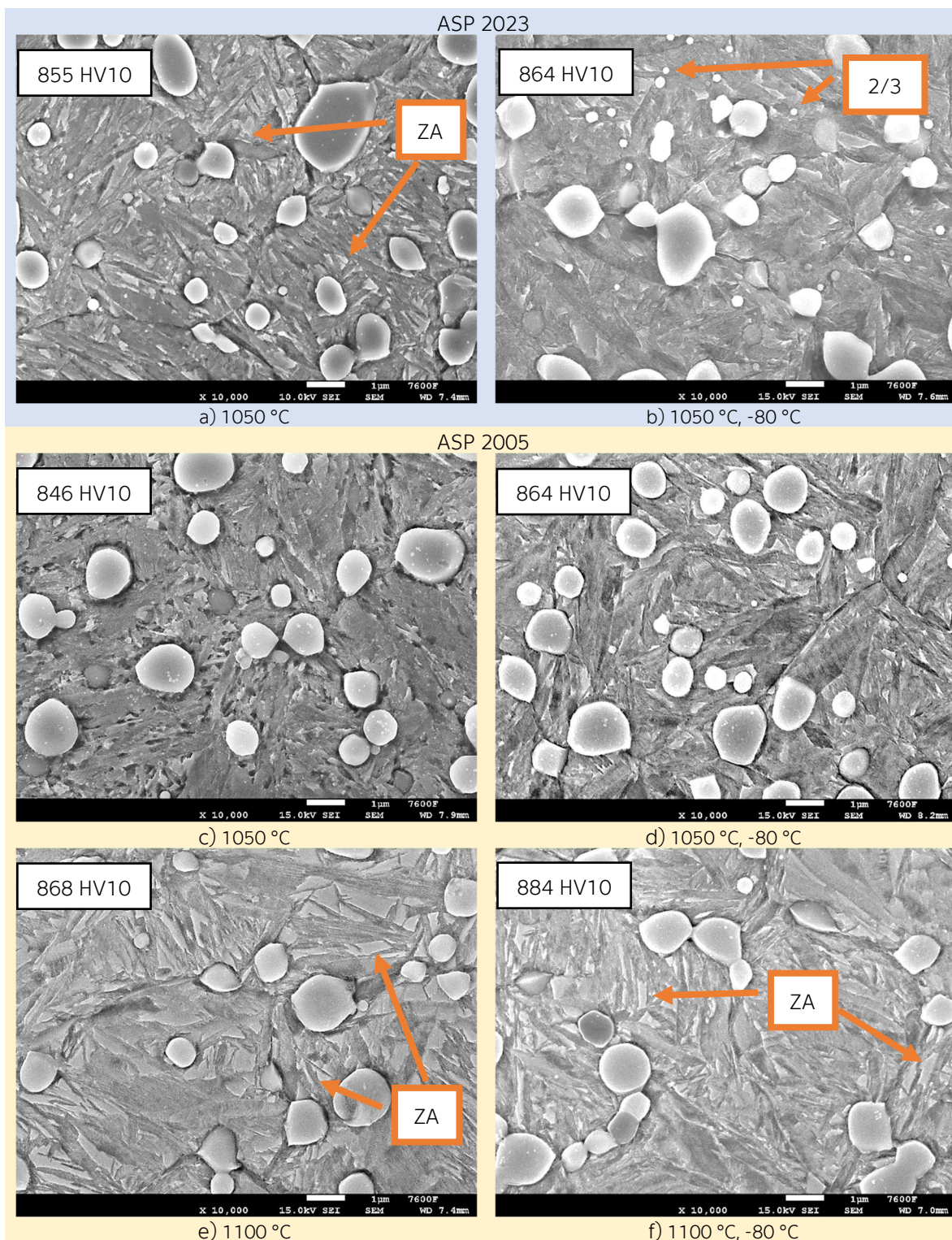
Struktura je ve všech případech dle očekávání tvořena martenzitem, zbytkovým austenitem a karbidy. Jak již bylo uvedeno, množství zbytkového austenitu není možné ze snímků určit.

Ve struktuře oceli ASP 2023 je po zmrazování patrný nárůst množství drobných karbidů označovaných číslem „2/3“. Zde je zapotřebí upozornit na skutečnost, že v tomto případě se jsou „3“ označeny karbidy, které mohly vzniknout precipitací v průběhu zmrazování, ale nelze je bezpečně odlišit od původních jemných karbidů z žíhání struktury. Přítomnost zbytkového austenitu není již tak dobře potvrditelná, jako v případě nezamrazované struktury. Lze konstatovat, že struktura po zmrazování odpovídá dřívějšímu pozorování struktury Vanadis 23 po zmrazování na teplotu -196 °C [101].

Ačkoliv v matici ASP 2005 nebyl v případě použití teploty austenitizace 1050 °C pozorován zbytkový austenit. Při vyšší teplotě 1100 °C (Obr. 71 e) lze zbytkový austenit v malém množství pozorovat (označen jako „ZA“). Podobné útvary lze pozorovat i v případě provedeného zmrazování (Obr. 71 f). Tato skutečnost naznačuje, že kombinace vyššího obsahu uhlíku v oceli



ASP 2005 oproti ASP 2023, vyšší teplota austenitizace a prokázané úplné rozpouštění karbidů „2“, vedlo ke snížení teploty  $M_f$  pod teplotu  $-80\text{ }^\circ\text{C}$ . V souvislosti s tímto tvrzením není pozorována precipitace jemných karbidů „3“ při porovnání zmrazeného a nezmrazeného stavu.

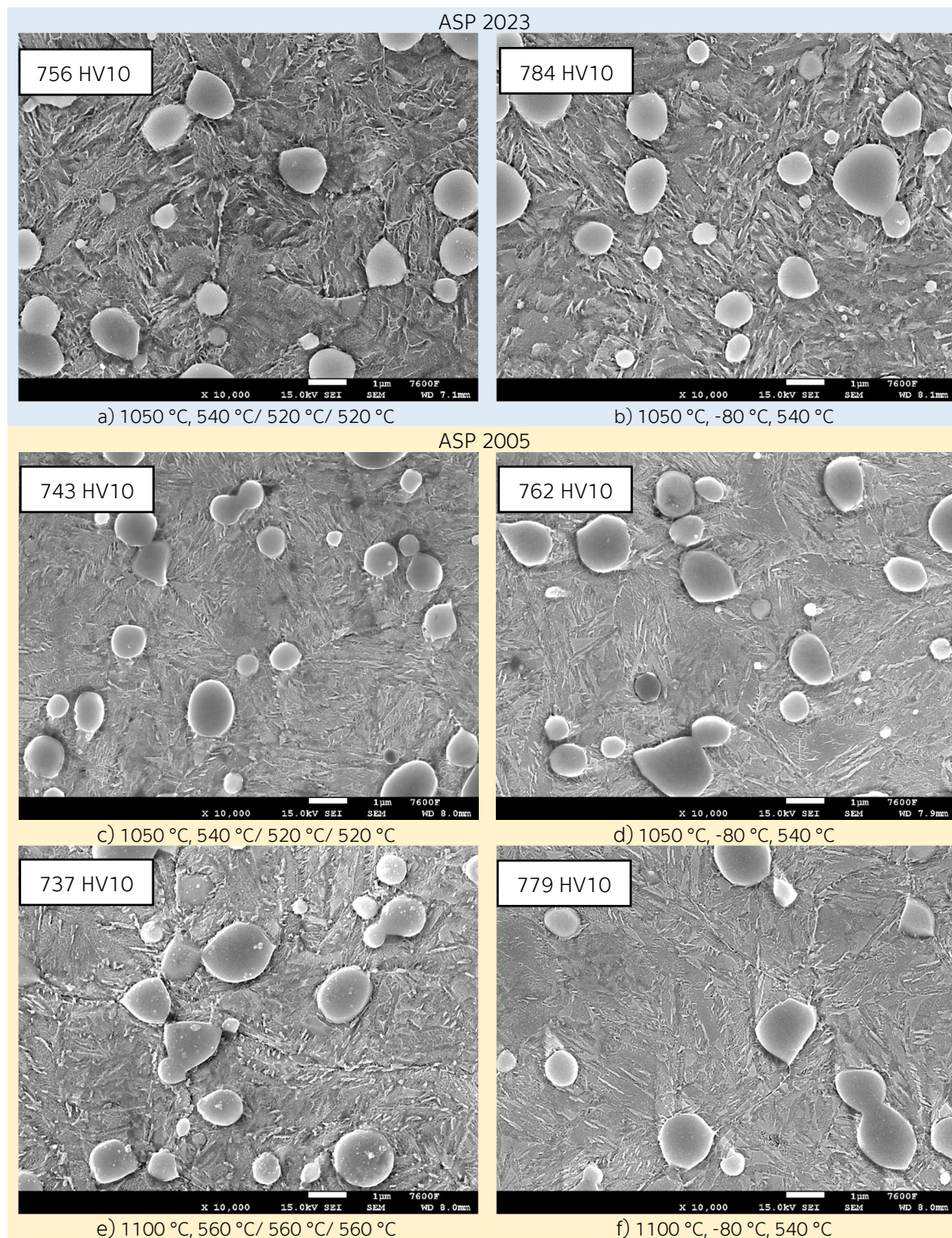


Obr. 71. SEM, leptadlo Vilella, zakalená potažmo zakalená a zmrazená struktura, včetně naměřené tvrdosti daného stavu

Nicméně se zná, že i když nebylo dosaženo teploty nižší, než je  $M_f$ , došlo ke snížení množství zbytkového austenitu, které lze pozorovat mezi snímky Obr. 71 e a Obr. 71 f. Tento závěr

podporuje i měření tvrdosti, které prokázalo mírný nárůst po provedení zmrazování a je v souladu s teoretickými předpoklady o rozpadu austenitu a jeho vlivu na tvrdost (viz kap. 2.3.2).

Na Obr. 72 jsou uvedeny struktury oceli ASP 2023 a ASP 2005 po kompletním tepelném zpracování, kde v pravém sloupci jsou struktury se zařazeným zmrazováním na  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  mezi kalení a popouštění.



Obr. 72. SEM, leptadlo 2 % Nital, popuštěná struktura včetně naměřené tvrdosti daného stavu

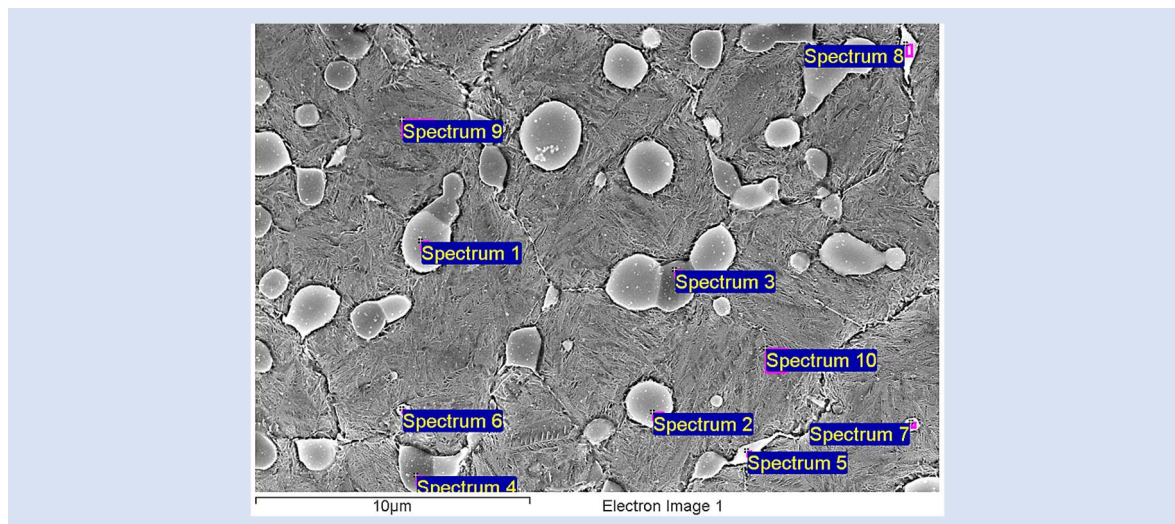
Struktura je ve všech případech dle očekávání tvořena popuštěným martenzitem, zbytkovým austenitem a karbidy. Jak již bylo uvedeno, množství zbytkového austenitu není možné ze snímků určit.

Při porovnání matrice sledovaných ocelí nebyl na SEM pozorován výrazný vliv použitého zmrazování. Přestože zmrazované vzorky byly popuštěny pouze jednou a nezmrazené 3x. Tento výsledek je v souladu s dřívějšími pozorováními [75; 122]. Případné rozdíly struktury sledovaných ocelí, pokud je mezi kalení a popuštění vloženo zmrazování, by musely být identifikovány například použitím TEM či RTG analýzy [123]

U zmrazované oceli ASP 2023 (Obr. 72 b) je po kompletním tepelném zpracování ve struktuře vidět více jemných sekundárních karbidů „2/3“ než v případě nezmrazovaného vzorku (Obr. 72 a). Stejně chování je patrné pro teplotu austenitizace 1050 °C u oceli ASP 2005 (Obr. 72 c potažmo Obr. 72 d). Tento jev by mohly potvrdit výsledky velikostního rozdělení karbidů.

Výsledky EDS analýzy oceli ASP 2023 kalené z 1050 °C, zmrazené a popuštěné dokládá Obr. 73 a Tab. 12.

Chemické složení matrice je určují spekter 9 a 10. Hodnoty byly doplněny tak jako v předchozích tabulkách o rozdíl složení oproti odpovídajícímu stavu bez zmrazování. Proti očekávání není pozorován pokles legujících prvků v matrici, který by bylo možné interpretovat jako projev precipitace jemných karbidů, nýbrž mírný nárůst obsahu chromu, wolframu, molybdenu a vanadu.



Obr. 73. Analyzovaná struktura oceli ASP 2023) pomocí EDS metody s vyznačenými místy měření

Na základě dříve popsaných principů lze karbidy spekter 1, 2 5 a 8 s ohledem na jejich chemické složení určit jako karbidy typu  $M_6C$ . Jak již bylo uvedeno, karbidy s převahou vanadu jsou typu  $MC$  [115]. Spektra 6 a 7 indikují, že by se mohlo jednat o karbidy  $M_{23}C_6$  s převažující složkou železa, pro přesné stanovení stechiometrického složení těchto karbidů by bylo zapotřebí udělat TEM analýzu. Dle [88] by tyto karbidy mohly precipitovat v průběhu zmrazování.

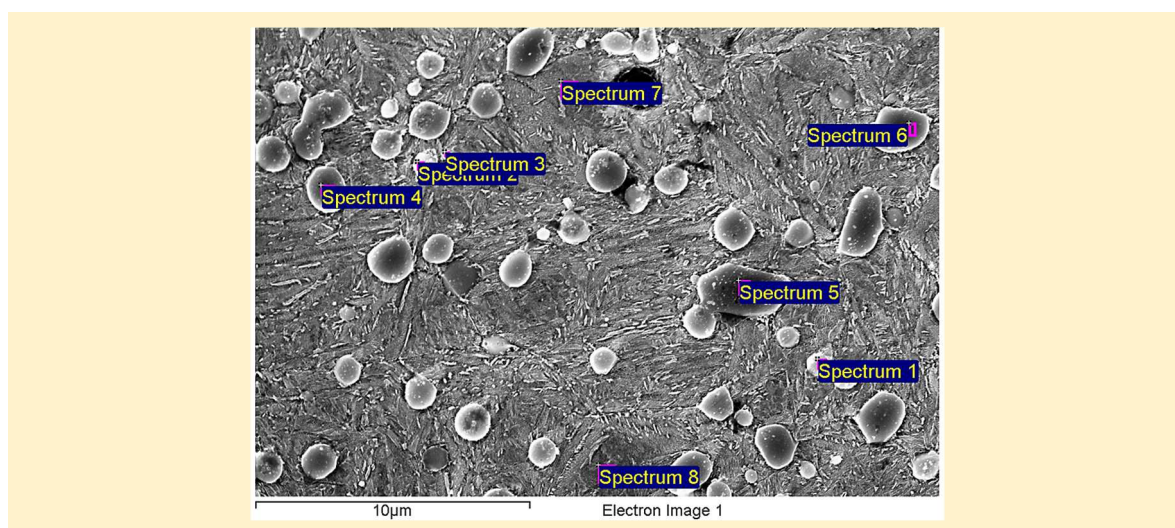
Tab. 12. Chemické složení jednotlivých měřených bodů EDS analýzy oceli ASP 2023 v zakaleném a popuštěném stavu (A23\_1QT), včetně odhadu typu karbidů na základě práce [115]

Chemické složení [hm. %]								
Spectrum	C	Cr	Mo	W	V	Co	Fe	Typ
Spectrum 1	5,68	2,96	22,68	35,24	3,00	0,44	30,00	M <sub>6</sub> C
Spectrum 2	6,39	3,11	21,12	33,93	2,91	0,36	32,27	M <sub>6</sub> C
Spectrum 3	16,36	4,08	14,99	18,02	32,78	0,45	13,33	MC
Spectrum 4	14,43	4,47	12,65	15,48	31,05	0,31	21,61	MC
Spectrum 5	7,25	3,67	14,29	21,96	2,03	0,27	50,54	M <sub>6</sub> C
Spectrum 6	13,78	4,04	8,31	11,32	14,79	0,47	47,29	-
Spectrum 7	14,13	4,12	8,28	10,98	14,11	0,33	48,05	-
Spectrum 8	6,85	3,79	14,19	22,42	2,06	0,42	50,16	M <sub>6</sub> C
Spectrum 9	2,89 (-0,09)	4,12 (+0,18)	3,13 (+0,28)	3,51 (+0,29)	1,12 (+0,39)	0,81 (-0,22)	84,92 (-0,84)	Matrice
Spectrum 10	3,04 (-0,10)	4,08 (+0,20)	2,13 (+0,21)	2,73 (+0,06)	1,10 (+0,33)	0,70 (-0,37)	85,22 (-1,44)	Matrice

Výsledky EDS analýzy oceli ASP 2005 kalené z 1050 °C, zmrazené a popuštěné dokládá Obr. 74 a Tab. 13.

Spektra 7 a 8 byla, stejně jako v případě matrice oceli ASP 2023, doplněna o rozdíl chemického složení oproti odpovídajícímu nezmrazenému vzorku. Z uvedených hodnot je patrné, že se jedná pouze o nepatrné rozdíly u sledovaných prvků a lze považovat chemické složení obou matic za stejné. Zdá se, že případná precipitace velmi jemných karbidů v průběhu zmrazování oceli ASP 2005 nelze potvrdit SEM analýzou matrice.

Stejně jako v předešlých případech se potvrdila přítomnost již dříve určených a popsanych karbidů MC a M<sub>6</sub>C a jsou reprezentovány spektry 1-6.



Obr. 74. Analyzovaná struktura oceli ASP 2005 pomocí EDS metody s vyznačenými místy měření.

Tab. 13. Chemické složení jednotlivých měřených bodů EDS analýzy oceli ASP 2005 v zakaleném, zmrazeném a popuštěném stavu včetně odhadu typu karbidů na základě práce [115]

Chemické složení [hm. %]								
Spectrum	C	Cr	Mo	W	V	Co	Fe	Typ
Spectrum 1	17,58	4,28	5,83	7,66	14,86	0,42	49,78	MC
Spectrum 2	14,54	4,32	4,18	5,62	8,31	0,47	63,04	MC
Spectrum 3	9,76	4,41	2,79	3,93	3,83	0,36	75,28	-
Spectrum 4	19,84	4,62	12,99	14,49	41,59	0,41	6,47	M <sub>6</sub> C
Spectrum 5	19,19	4,55	13,04	14,54	43,06	0,37	5,51	M <sub>6</sub> C
Spectrum 6	19,25	4,63	13,84	14,97	41,07	0,40	6,24	M <sub>6</sub> C
Spectrum 7	3,06 (+0,18)	4,13 (+0,01)	1,87 (+0,04)	2,81 (+0,37)	1,08 (-0,22)	0,76 (+0,21)	86,39 (-0,50)	Matrice
Spectrum 8	3,14 (-0,11)	4,10 (-0,01)	1,89 (+0,11)	2,86 (+0,56)	1,15 (+0,26)	0,82 (+0,36)	86,04 (-1,18)	Matrice

SEM analýza potvrdila u oceli ASP 2023 precipitaci velmi jemných karbidů, pokud bylo mezi kalení a popouštění zařazeno zmrazování na teplotu -80 °C. U oceli ASP 2005 nebyla precipitace jednoznačně potvrzena. Důvodem může být skutečnost, že teplota zmrazování byla nedostatečná. Otázkou je, jakým způsobem se tyto strukturní změny projeví na materiálových charakteristikách jako je odolnost proti opotřebení či odolnost proti únavě.

### 5.3 Metalografická analýza – velikostní rozdělení karbidů

Pro větší názornost naměřených hodnot velikostního rozložení karbidů jsou data zobrazena ve formě histogramů. Plocha je odstupňovaná po 0,25 μm<sup>2</sup> do velikosti 4,00 μm<sup>2</sup>. Větší karbidy jsou poté společně zahrnuty v poslední kategorii do 10,0 μm<sup>2</sup>, kdy největší detekovaný karbid měl plochu 9,6 μm<sup>2</sup>.

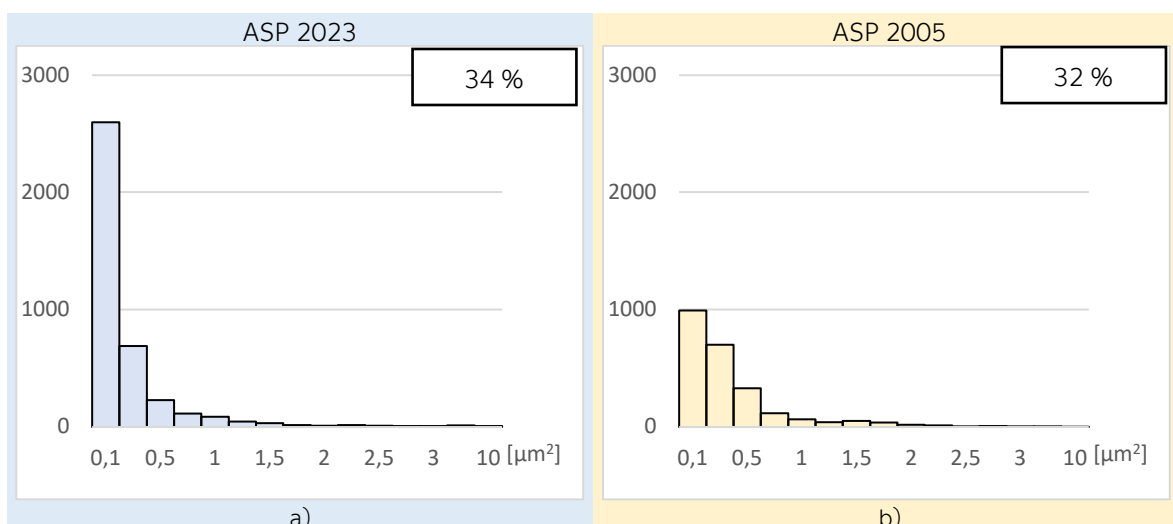
Každý stav má sestaven vlastní histogram a barva sloupců koresponduje již s aplikovaným značením z měření tvrdosti. Grafy jsou také doplněny o celkový plošný podíl karbidů vzhledem k matici (pravý horní roh). Křivky reprezentující podíl dané velikostní třídy karbidů vůči celkové ploše jsou vedeny ve zvláštních grafech.

Konkrétní hodnoty počtu jednotlivých karbidů a jejich celková plocha jsou uvedeny v rámci příloh v kapitole 11.7 potažmo 11.8.

#### 5.3.1 Výchozí stav

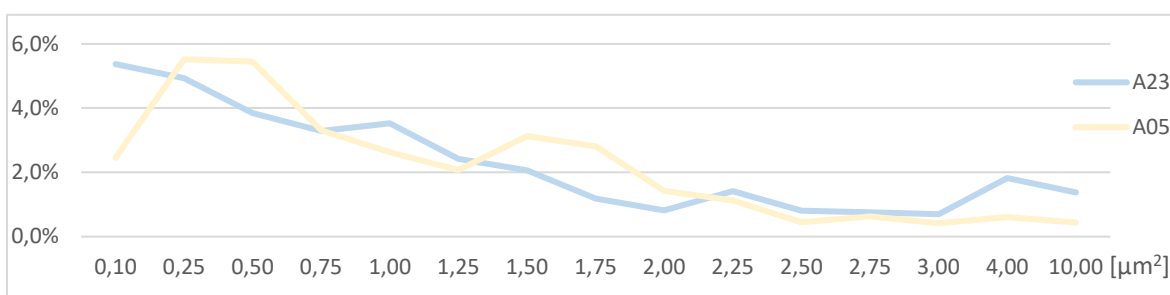
Na Obr. 75 jsou uvedena velikostní rozdělení karbidů oceli ve výchozím stavu ASP 2023 (Obr. 75 a) a ASP 2005 (Obr. 75 b).

Ocel ASP 2023 vykazuje o 2 % větší plošné zastoupení karbidů než ASP 2005. Tento rozdíl je spojen, jak již bylo uvedeno, s vyšším obsahem karbidotvorných prvků v oceli ASP 2023.



Obr. 75. Velikostní rozdělení karbidů ve výchozím stavu oceli a) ASP 2023, b) ASP 2005

Významný rozdíl lze pozorovat v počtu velmi jemných karbidů s velikostí do  $0,1 \mu\text{m}^2$ , kdy u oceli ASP 2023 je detekováno o cca 1500 těchto karbidů více než u oceli ASP 2005. Tento rozdíl v počtu nejjemnějších karbidů je i patrný v plošném podílu, jak dokládá Obr. 76, kdy u oceli ASP 2023 činí podíl 5,4 % a u oceli ASP 2005 v podstatě polovinu, tedy 2,5 %.



Obr. 76. Plošný podíl jednotlivých velikostních tříd karbidů sledovaných ocelí v dodaném stavu

Obecně lze říct, že velikostní rozdělení karbidů u obou ocelí potvrzuje přítomnost velmi jemných karbidů, které svojí velikostí odpovídají očekávání pro oceli připravované práškovou metalurgií.

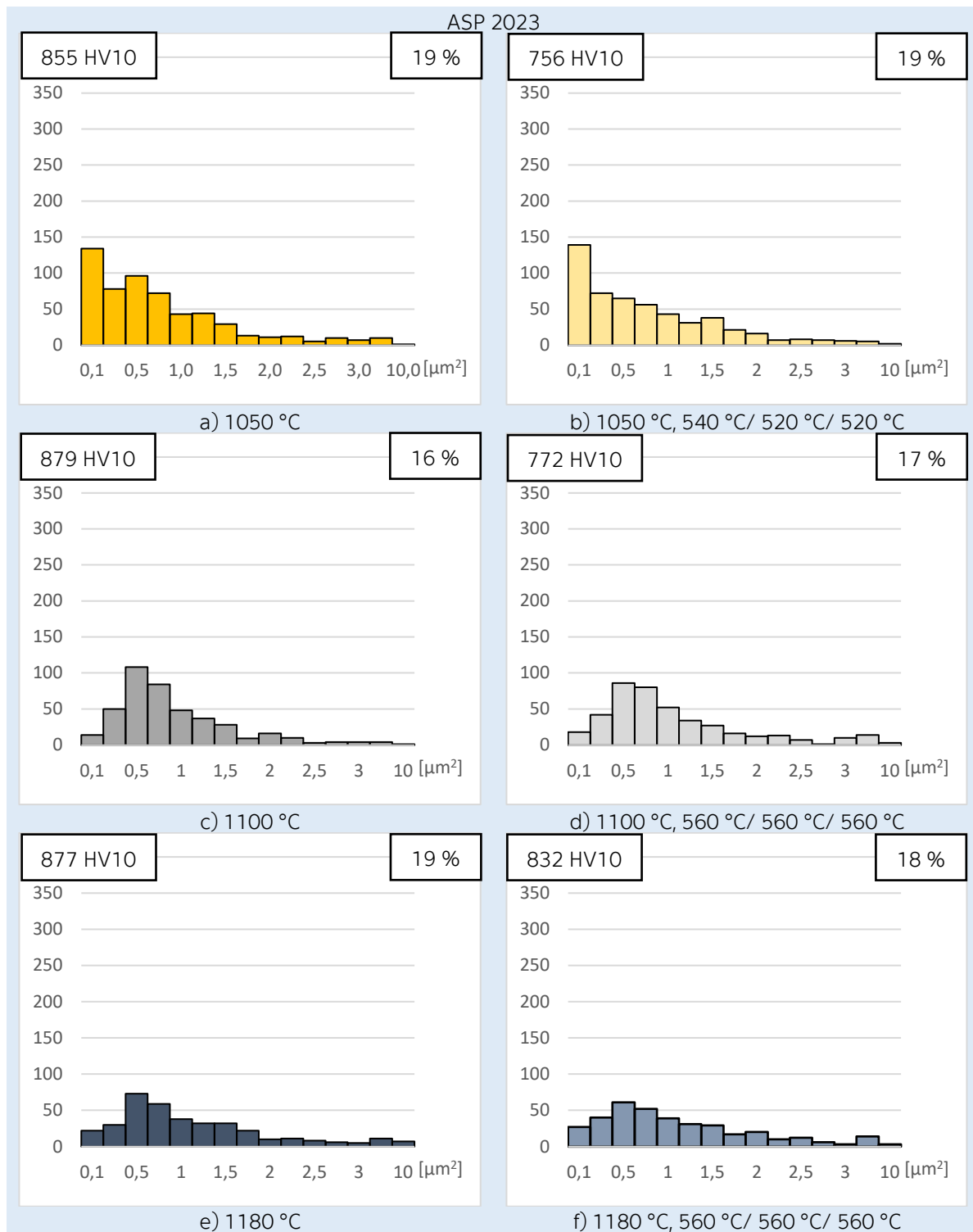
### 5.3.2 Vliv teploty austenitizace na velikostní rozdělení karbidů

Na Obr. 77 je patrný vliv teploty austenitizace na velikostní rozdělení karbidů v oceli ASP 2023 v zakaleném (Obr. 77 a, c, e) a zakaleném a popuštěném stavu (Obr. 77 b, d, f). Zatímco z Obr. 75 je vidět, že nejmenší velikostní třídě je ve výchozí struktuře ASP 2023 přes 2500 karbidů, ve stavu zakaleném z teploty  $1050 \text{ }^\circ\text{C}$  je to pouze 134. Zároveň klesá celkový podíl karbidů z 34 % na 19 %. Je tedy vidět, že již při austenitizaci  $1050 \text{ }^\circ\text{C}$  dochází k částečnému rozpouštění jemných karbidů a sycení matrice, jak bylo již popisováno na základě SEM analýz.

S rostoucí teplotou austenitizace výrazně klesá podíl jemných karbidů do velikosti  $1 \mu\text{m}^2$ . V návaznosti na rozpouštění karbidů klesá při austenitizační teplotě  $1100 \text{ }^\circ\text{C}$  celkový plošný podíl karbidů ve struktuře z 19 % (při  $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ ) na 16 %. Pro austenitizaci  $1180 \text{ }^\circ\text{C}$  je patrný další

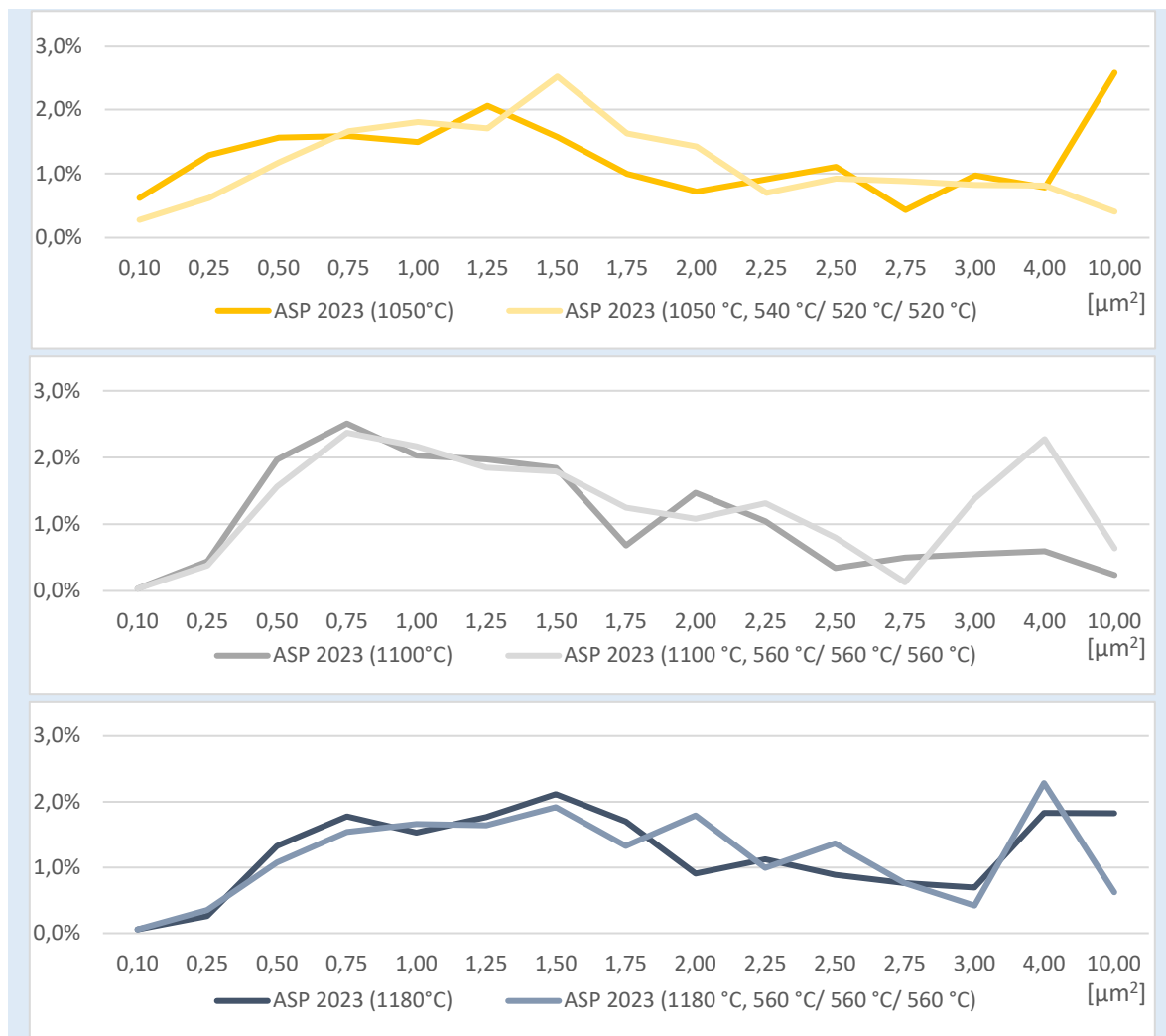
pokles množství drobných karbidů a nárůst počtu karbidů s velikostí nad  $2 \mu\text{m}^2$ . Celková určená plocha karbidů činí 19 %.

Jak je patrné z naměřených dat, popouštění nevedlo k výrazné změně velikostního rozdělení karbidů pro žádnou ze sledovaných teplot austenitizace u oceli ASP 2023. Celková plocha karbidů se liší v rámci 1 %, což může být spojeno s chybou samotného vyhodnocení.



Obr. 77. Vliv teploty austenitizace na velikostní rozdělení karbidů oceli ASP 2023 v kaleném a kaleném a popouštěném stavu včetně naměřené tvrdosti a celkového plošného podílu

Plošné zastoupení jednotlivých velikostních tříd karbidů je uvedeno na Obr. 78. Je patrný pokles podílu jemných karbidů ve struktuře s rostoucí austenitizační teplotou a koresponduje se snížením počtu těchto karbidů. Popouštění pak nezpůsobuje výrazné rozdíly v plošném podílu jednotlivých tříd, ale je zde vidět nepatrný posun plošného podílu směrem „vpravo“, tedy ke třídám s větší plochou karbidů.



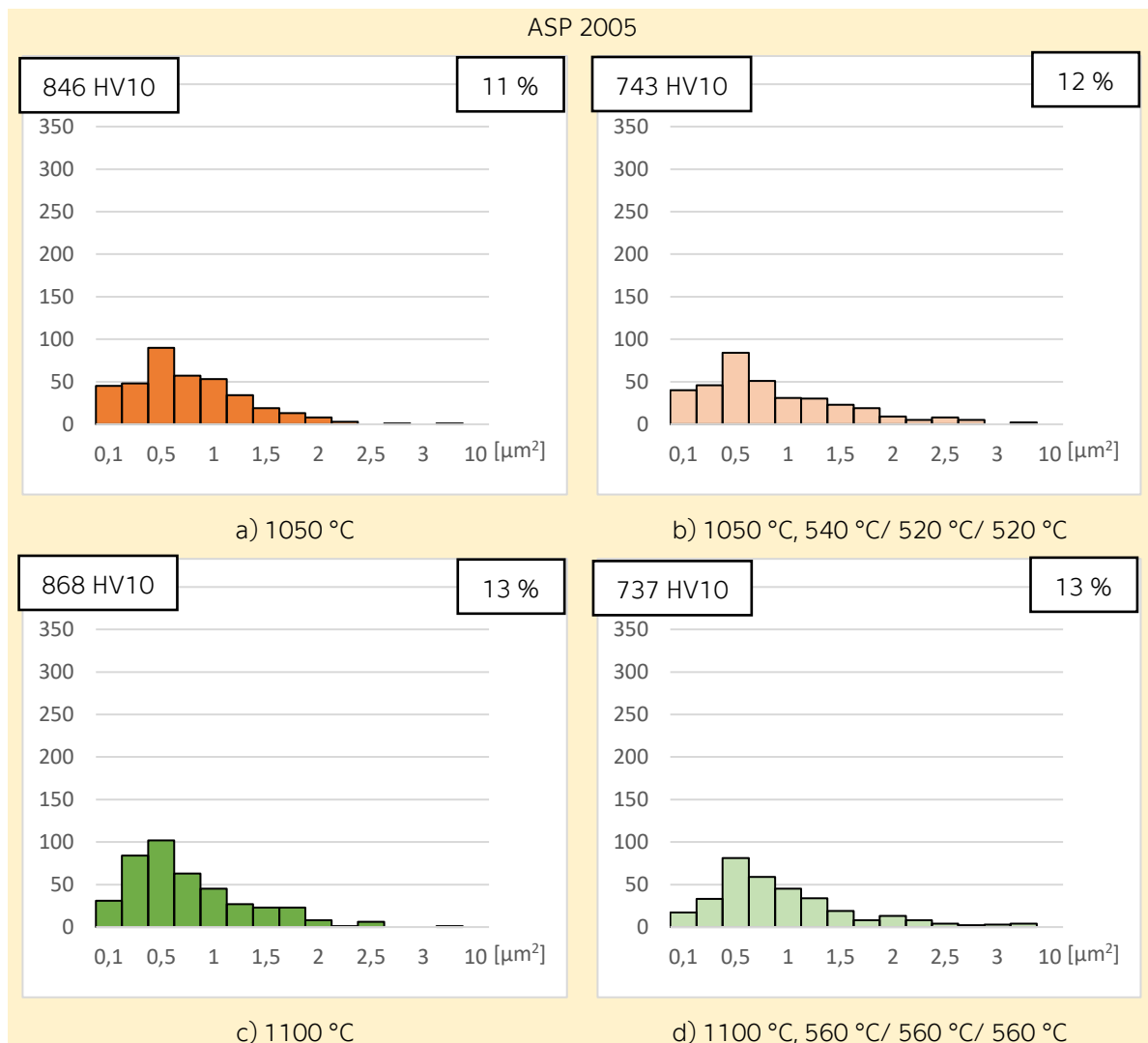
Obr. 78. Vliv teploty austenitizace na plošné zastoupení jednotlivých velikostních tříd karbidů oceli ASP 2023 v kaleném a kaleném a popuštěném stavu

Přestože je plošný podíl karbidů v popuštěném stavu téměř totožný pro teploty austenitizace 1050 °C a 1180 °C, je zde významný rozdíl ve výsledné tvrdosti (76 HV10). Tento rozdíl lze spojit s plošným zastoupením větších karbidů s velikostí od 2,0 μm². Tyto karbidy jsou více zastoupeny ve struktuře oceli po kalení z teploty 1180 °C. V tomto případě, jak již bylo popsáno, tyto karbidy rostou ve směru hranic zrn a v souladu s teorií budou vytvrzovat samotnou ocel [119]. Nicméně je otázka, jestli a do jaké míry budou uvedené karbidy ovlivňovat odolnost proti únavě.

Na Obr. 79 je uvedeno velikostní rozdělení karbidů v oceli ASP 2005 v zakaleném (Obr. 79 a, c) a zakaleném a popuštěném stavu (Obr. 79 b, d) při různých teplotách austenitizace.

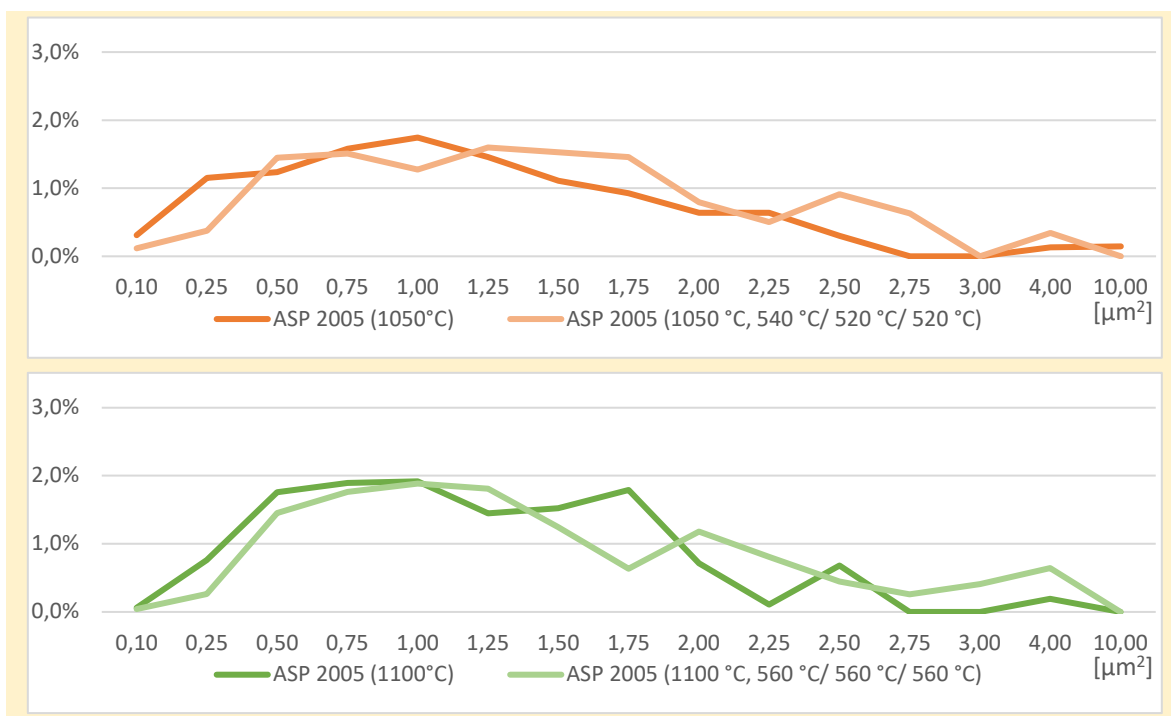


Z Obr. 79 je patrné, že pro změny velikostního rozdělení karbidů oceli ASP 2005 v zakaleném stavu jsou obdobné jako již popsané strukturální změny v oceli ASP 2023. V porovnání s výchozím stavem výrazně klesá počet velmi jemných karbidů (do velikosti  $0,75 \mu\text{m}^2$ ) a mírně roste počet větších karbidů (od  $2,00 \mu\text{m}^2$ ). Popsané chování je v souladu, s již diskutovaným výraznějším uplatněním růstu primárních karbidů ve směru hranic zrn (viz kap. 5.3.2). Zdá se, že s rostoucí teplotou austenitizace mírně roste celkový podíl karbidů.



Obr. 79. Vliv teploty austenitizace na velikostní rozdělení karbidů oceli ASP 2005 v kaleném a kaleném a popuštěném stavu včetně naměřené tvrdosti a celkového plošného podílu

V popuštěném stavu u oceli ASP 2005 klesá počet těch nejmenších karbidů oproti zakalenému stavu, ale není to na úkor poklesu celkového plošného podílu karbidů. Ten lze prohlásit za shodný vzhledem k přesnosti měření. Toto chování dokumentuje i posun plošného podílu mezi kaleným a kaleným a popuštěným stavem pro jednotlivé teploty austenitizace na Obr. 80.



Obr. 80. Vliv teploty austenitizace na plošné zastoupení jednotlivých velikostních tříd karbidů oceli ASP 2005 v kaleném a kaleném a popuštěném stavu

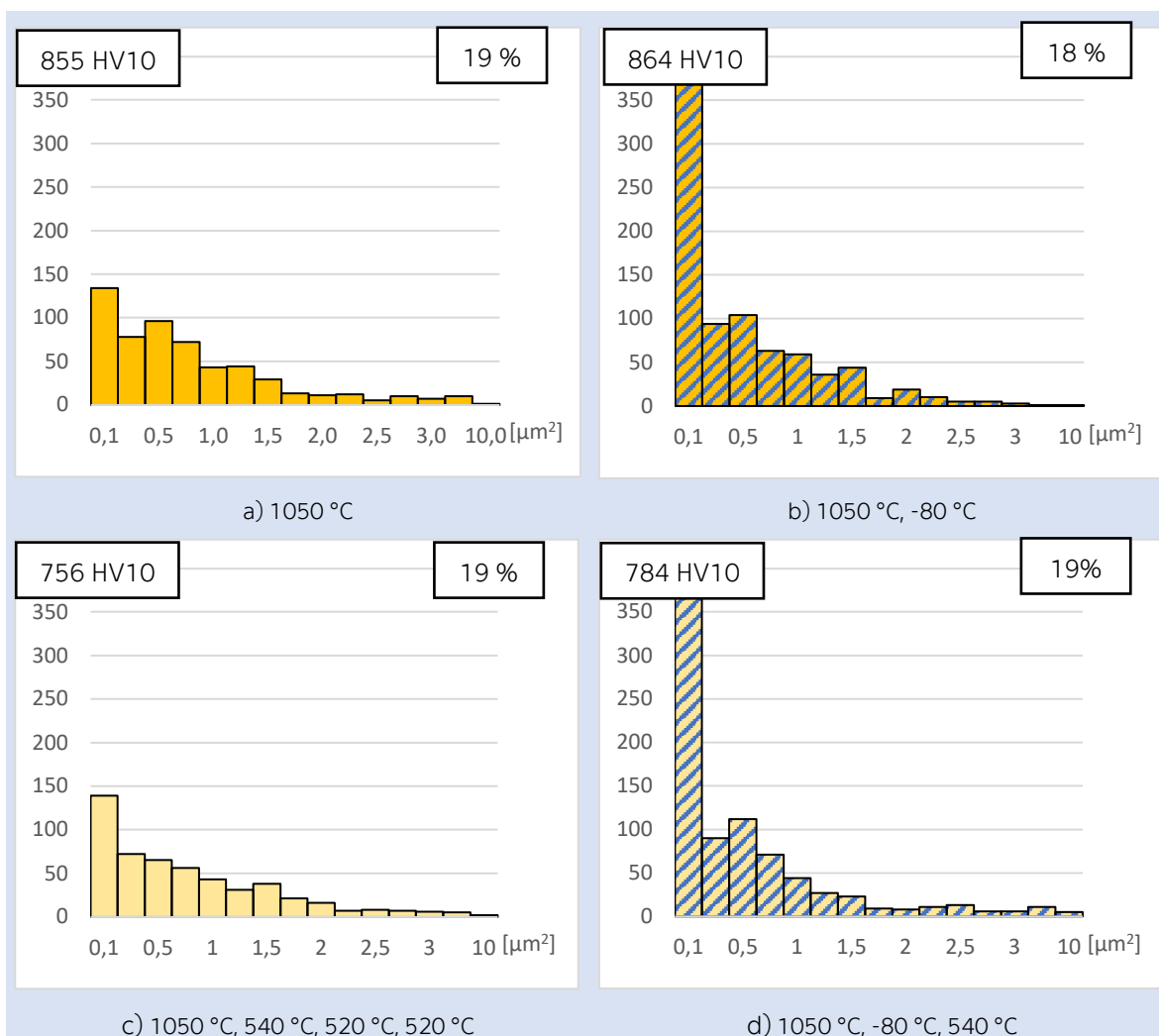
Dle očekávání lze konstatovat, že austenitizace vedla ke snížení podílu karbidů ve struktuře sledovaných ocelí. Především dochází k rozpuštění jemných karbidů. Na základě metalografické analýzy by se mělo jednat o karbidy na bázi chromu typu  $M_{23}C_6$ . Velikostí rozdělení také potvrdilo metalografickou analýzou pozorovaný růst primárních karbidů. V souladu s teorií je tento jev výraznější s rostoucí teplotou austenitizace a ovlivňuje velikostní rozdělení karbidů.

Nebyla potvrzena precipitace jemných karbidů během popouštění. To je v souladu s předpokládaným chováním na základě popouštěcí křivky uvedené v materiálových listech [14; 68], kde obě oceli nevykazují sekundární tvrdost pro sledované austenitizační teploty.

### 5.3.3 Vliv zmrazování na velikostní rozložení karbidů

Obr. 81 dokumentuje velikostní rozdělení karbidů oceli ASP 2023 v kaleném a kaleném i popuštěném stavu (Obr. 81 a, c) a ve stavu se zařazeným zmrazováním na teplotu  $-80\text{ °C}$  po zakalení (Obr. 81 b, d).

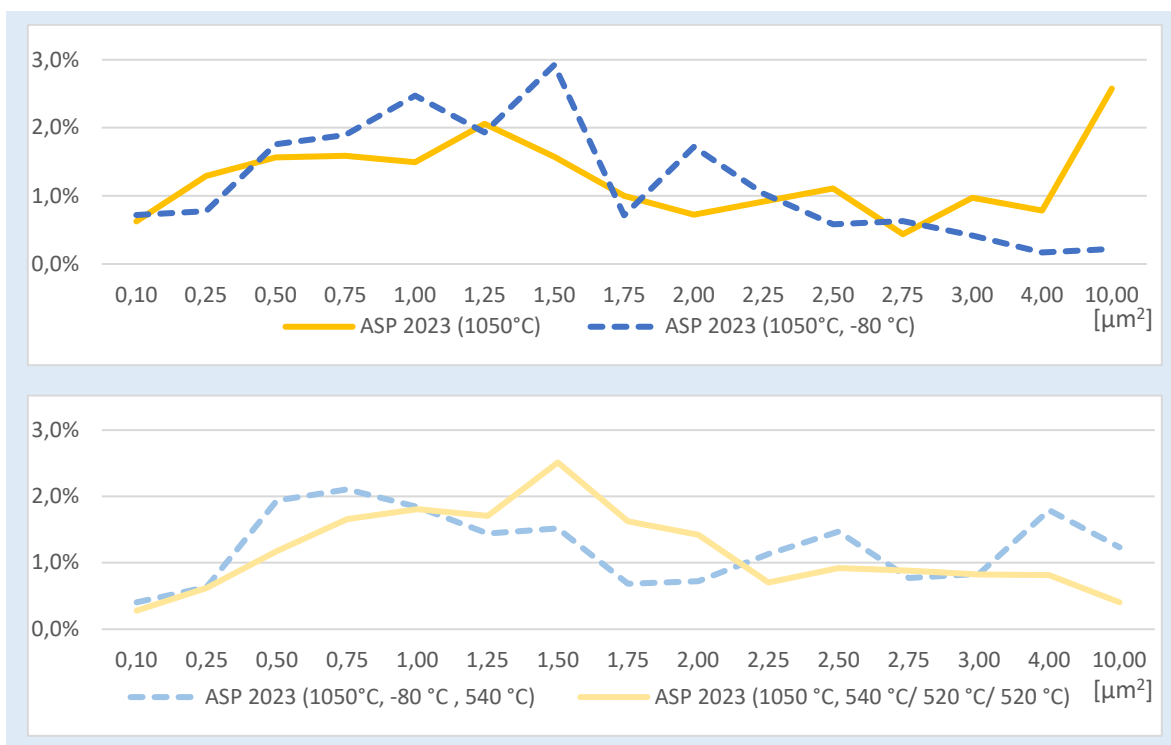
Analýza velikostní rozdělení karbidů prokázala výrazný nárůst jemných karbidů u oceli ASP 2023 po provedeném zmrazování. Počet karbidů v zakaleném a zmrazeném stavu s plochou do  $0,1\ \mu\text{m}^2$  se téměř ztrojnásobil oproti nezmrazenému stavu a potvrzuje tak precipitaci jemných karbidů v důsledku zmrazování, jak již bylo dříve pozorováno v autorových pracích [99; 100; 101] stejně jako v dostupné literatuře [56; 72; 76; 82]. Uvedený nárůst však vzhledem k rozměru karbidů nezpůsobil nárůst karbidů v ploše. Růst počtu karbidů je patrný i v dalších velikostních třídách do plochy  $0,50\ \mu\text{m}^2$ .



Obr. 81. Vliv zmrazování na velikostní rozdělení karbidů, včetně naměřené tvrdosti daného stavu a celkového podílu karbidů

Následné popouštění nepřineslo žádné prokazatelné změny v distribuci karbidů oproti zakalenému stavu. Rozdíl v naměřené tvrdosti po kompletním tepelném zpracování nezmrazeného a zmrazeného vzorku lze tedy mimo jiné spojit s prokázaným nárůstem velmi jemných karbidů s plochou pod  $0,1 \mu\text{m}^2$ .

Obr. 82 dokumentuje vývoj plošného zastoupení jednotlivých velikostních tříd karbidů vzhledem k aplikovanému zmrazování. Lze konstatovat, že i když byl pozorován velký nárůst počtu nejjemnější karbidů vlivem zmrazování, plošné rozložení tyto nepatrné karbidy neovlivnily.



Obr. 82. Vliv zmrazování na plošné zastoupení karbidů u oceli ASP 2023, teplota austenitizace 1050 °C

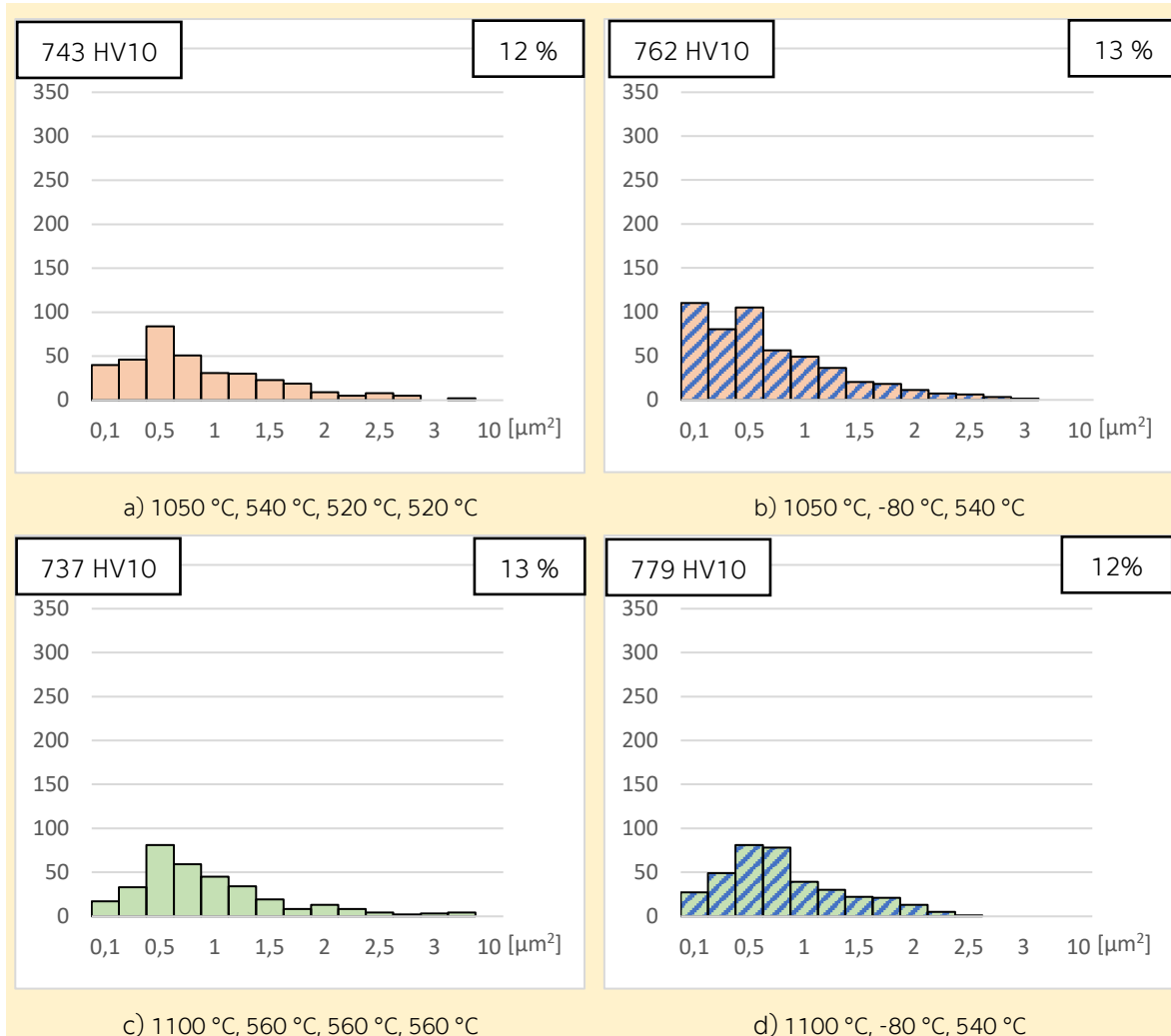
Obr. 83 dokumentuje velikostní rozdělení počtu karbidů oceli ASP 2005 v kaleném a popuštěném stavu po austenitizaci 1050 °C a 1100 °C bez zařazeného zmrazování (Obr. 83 a, c) a se zmrazováním -80 °C mezi kalením a popouštěním (Obr. 83 b, d).

Podrobná analýza velikostního rozdělení karbidů v zakaleném stavu, případně zakaleném a zmraženém stavu zde nebude podrobně popisována vzhledem k minimálním rozdílům oproti stavu po kompletním tepelném zpracování oceli ASP 2005. Rozdíly mezi rozložením karbidů před popouštěním a po popouštěním jsou stejně jako v případě ASP 2023 minimální. Jak již bylo uvedeno, kompletní data velikostního rozdělení všech režimů tepelného zpracování včetně sledovaných mezikroků jsou k uvedeny v příloze kapitola 11.7 a 11.8.

Při teplotě austenitizace 1050 °C v případě kompletního tepelného zpracování je patrný výrazný nárůst karbidů zmrazované oceli v kategorii do 0,10  $\mu\text{m}^2$ , kde hodnota je téměř trojnásobná. Ve velikostní třídě 0,25  $\mu\text{m}^2$  a 0,50  $\mu\text{m}^2$  je pozorováno také navýšení počtu karbidů, ale ne již tak výrazné. V ostatních kategoriích nejsou viditelné významné rozdíly oproti nezmráženému stavu. Ocel ASP 2005 se tak chová podobně jako výše zmíněná ocel ASP 2023 při stejné teplotě austenitizace. Nicméně, navýšení počtu karbidů není tak výrazné, jako právě v případě oceli ASP 2023. To souvisí s již uvedeným nižším množstvím legujících prvků v oceli ASP 2005 oproti ASP 2023.

Jak již bylo uvedeno, při austenitizaci 1100 °C oceli ASP 2005 je ve struktuře pozorován nižší počet jemných karbidů oproti austenitizaci z 1050 °C (Obr. 83 a, c). Zařazené zmrazování (Obr. 83 d) nezpůsobilo očekávanou míru precipitace jemných karbidů a lze konstatovat, že velikostní rozdělení se zmrazováním a bez zmrazování se jen mírně liší ve velikostní třídě 0,10  $\mu\text{m}^2$  a

0,25  $\mu\text{m}^2$ . Toto pozorování podporuje předešlou domněnku, že zmrazováním na  $-80\text{ }^\circ\text{C}$  nebylo dosaženo teploty  $M_r$ , které by se dle předchozích pozorování projevilo precipitací velmi jemných karbidů s velikostí do 0,50  $\mu\text{m}^2$  ve větší míře.

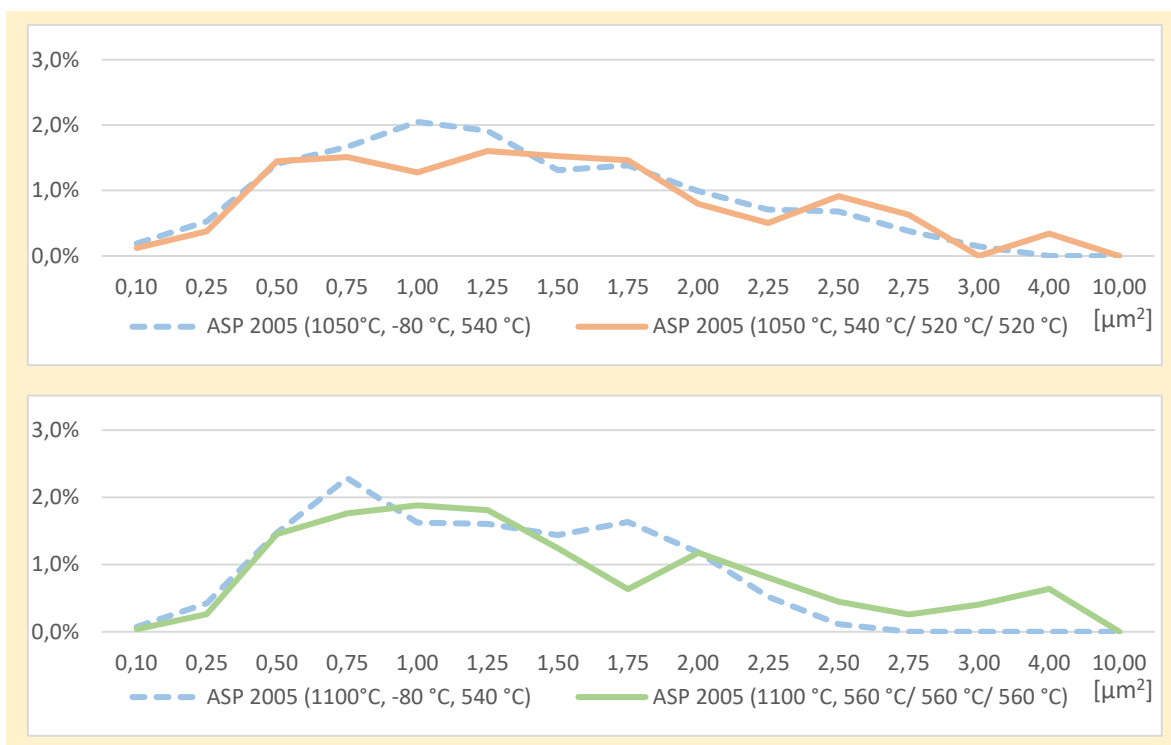


Obr. 83. Vliv zmrazování na velikostní rozdělení karbidů oceli ASP 2005, teplota austenitizace 1050 °C a 1100 °C

Stejně jako v případě oceli ASP 2023 přinesla precipitace jemných karbidů po zmrazování mírný nárůst výsledné tvrdosti po kompletním tepelném zpracování v případě teploty austenitizace 1050 °C. U austenitizace 1100 °C je tento rozdíl více spjat s nižší teplotou popouštění. Nicméně, jak již bylo uvedeno, v zakaleném stavu byl přínos zmrazování na tvrdost pozorován.

Plošný podíl jednotlivých velikostních tříd oceli ASP 2005 při teplotě austenitizace 1050 °C a 1100 °C včetně režimů se zařazeným zmrazováním je uveden na Obr. 84.

Jak je z Obr. 84 patrné, v obou případech nejsou pozorovány výrazné rozdíly v plošném rozdělení karbidů. Precipitace jemných karbidů po zmrazování oceli ASP 2005 kalené z 1050 °C se na celkovém plošném zastoupení neprojevila stejně tak jako v případě oceli ASP 2023. Jak již bylo uvedeno, souvisí to s velmi malou plochou jednotlivých karbidů v této skupině.



Obr. 84. Vliv zmrazování na plošné rozdělení karbidů u oceli ASP 2005, Při teplotě austenitizace 1050 °C a 1100 °C

Při austenitizaci 1050 °C a zmrazování na teplotu -80 °C obě oceli dosáhly teploty  $M_r$ , které bylo způsobilo precipitací velmi jemných karbidů ve velikostní třídě do 0,50 μm<sup>2</sup>. Navýšení počtu těchto karbidů se pouze minimálně promítlo do celkové plochy karbidů na pozorovaných snímcích. V obou případech je tento jev doprovázen mírným zvýšením tvrdosti, které dle předešlého pozorování nejspíš spojeno s poklesem zbytkového austenitu ve struktuře ale především s precipitací jemných karbidů, jak uvádí dostupná literatura [56; 72; 76; 82].

Pozorované jemné karbidy by měly mít pozitivní vliv podle teoretických [119] kromě tvrdosti na odolnost proti únavě. Tento pozitivní vliv na odolnost proti opotřebení byl již prokázán v předešlé práci autora [99] a také dostupné literatuře například [56; 72; 76; 82].

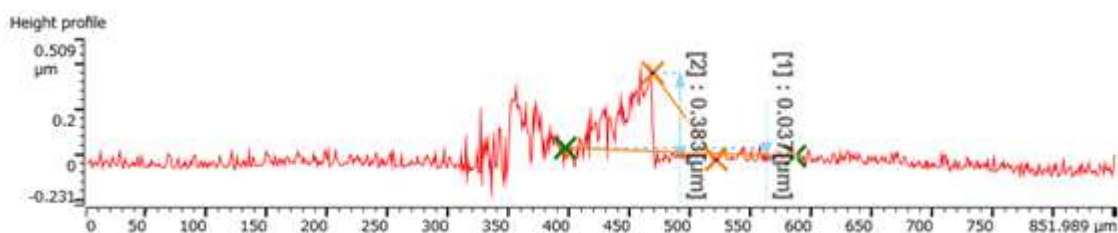
V případě zmrazování po austenitizaci 1100 °C oceli ASP 2005 je změna velikostního rozdělení karbidů minimální. Byl pozorován jen nepatrný nárůst v nejmenších třídách karbidů. Výsledek je v souladu s vysloveným předpokladem o nedosažení teploty  $M_r$ , jak již bylo diskutováno při metalografické analýze struktury. Otázkou zůstává, jak toto chování oceli ovlivní výsledky při dalších zkouškách, především dynamických.

## 5.4 Odolnost proti opotřebení

Jak již bylo uvedeno v popisu experimentu (kap 4.3), odolnost proti opotřebení Pin on disk (PoD) byla hodnocena pouze na vzorcích, které prošly kompletním tepelným zpracováním. Během měření byla také zaznamenávána tečná síla a na jejím základě určen koeficient tření.

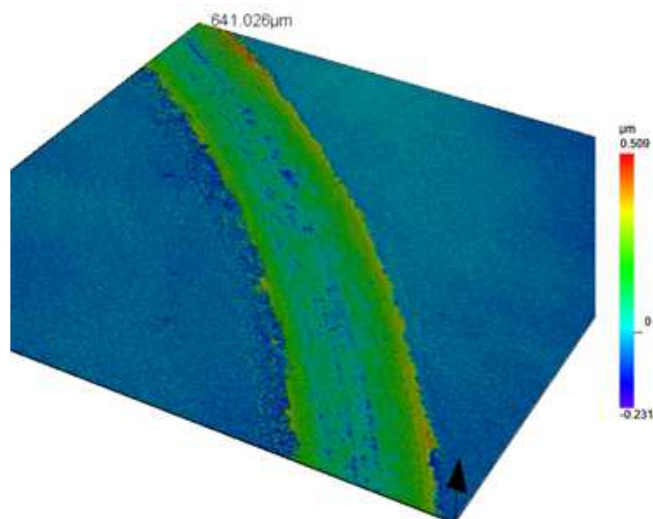
Všechny při zkoušce vytvořené drážky byly postupně vyhodnoceny pomocí světlené mikroskopie a drsnoměru. Dva vybrané stavy byly překontrolovány pomocí laserového skenovacího mikroskopu.

Měření hloubky drážky pomocí drsnoměru u nižší zátěže (5 N/100 m) nepřineslo pro žádný ze sledovaných stavů relevantní hodnoty. Dle měření byly drážky vystouplé nad původní povrch. Kontrola profilu drážky pomocí laserového skenovacího mikroskopu LEXT™ OLS5000-SAF za použití objektivu MPLAPON20xLEXT tento výsledek potvrdila, jako dokládá Obr. 85.



Obr. 85. LEXT™ OLS5000-SAF, profil drážky po zkoušce Pin on disk vzorku A23\_\_1QT, zátěžná síla 5 N, celková dráha 100 m

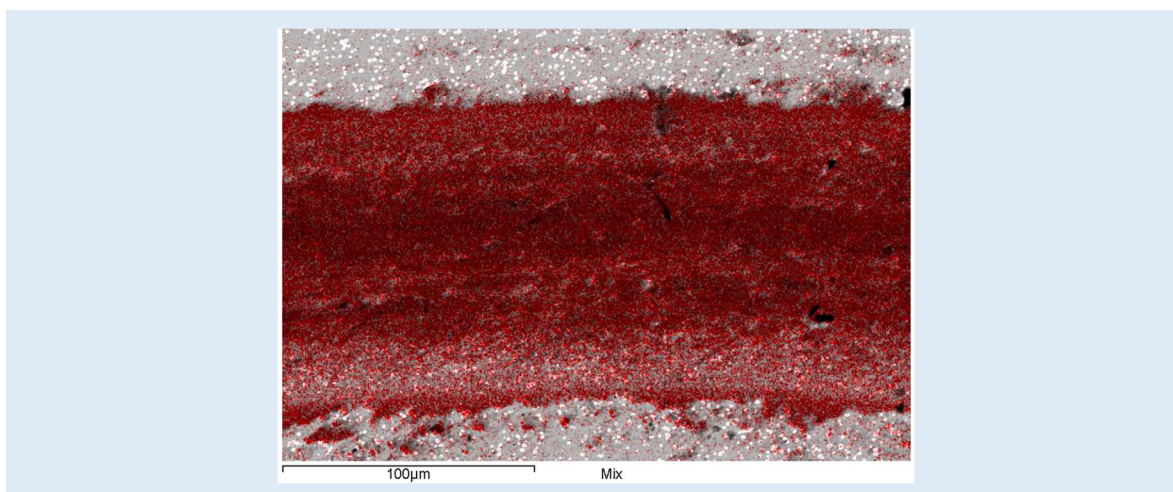
Obr. 86. dokumentuje 3D profil části drážky. Oblasti zabarvené zeleně, žlutě a červeně popisují vystoupení materiálu nad volný povrch, který je ztvárněn modrou barvou. Dle dostupné analýzy okraje vystupují až 0,5  $\mu\text{m}$  nad povrch. Jak je patrné, v drážce se vyskytují hlubší rýhy (do 0,2  $\mu\text{m}$ ), ale jejich výskyt je náhodný. Na SM jsou tato místa obtížně rozlišitelná a nehodnotitelná. Rýhy svými rozměry jsou i pod rozlišovací schopností běžně dostupných drsnoměrů.



Obr. 86. LEXT™ OLS5000-SAF, povrch části drážky po zkoušce Pin on disk vzorku A23\_\_1QT, zátěžná síla 5 N, celková dráha 100 m

Vystoupení materiálu nad volný povrch vzorku je proti očekávání. Lze předpokládat, že je spojeno s tepelným namáháním během zkoušky v místě kontaktu kuličky s volným povrchem vzorku vlivem tření. Za těchto podmínek došlo k oxidaci oceli. Vzniklé oxidy mají větší objem než základní materiál. Tato hypotéza byla potvrzena pomocí SEM snímků a EDS analýzy

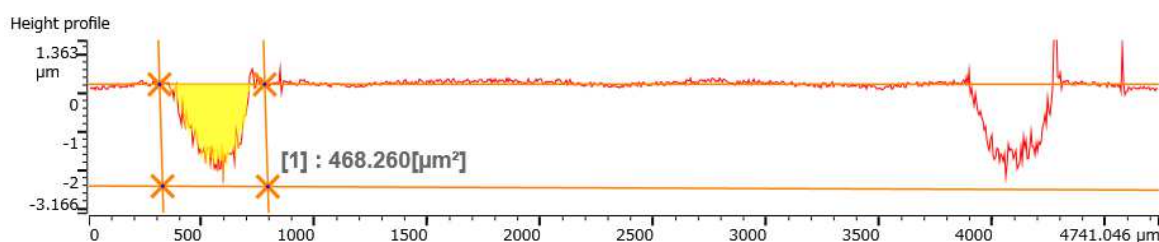
příslušného místa. Výsledná mapa rozložení kyslíku v rámci snímku drážky je uvedena na Obr. 87, kde červená barva označuje jeho výskyt.



Obr. 87. SEM, analyzovaná struktura drážky ASP 2023 s vyznačeným výskytem kyslíku (červená barva)

Vytváření oxidické vrstvy během zkoušek opotřebení bez lubrikace bylo pozorováno a popsáno například v pracích [124; 125].

V případě zkoušky s vyšší zátěží (10 N/200 m) byla vzniklá drážka výraznější, dle očekávání než při zátěži 5 N. Tento fakt dokládá zaznamenaný profil na Obr. 88 a celková analýza povrchu Obr. 89. Obojí provedeno pomocí laserového mikroskopu LEXT™ OLS5000-SAF.

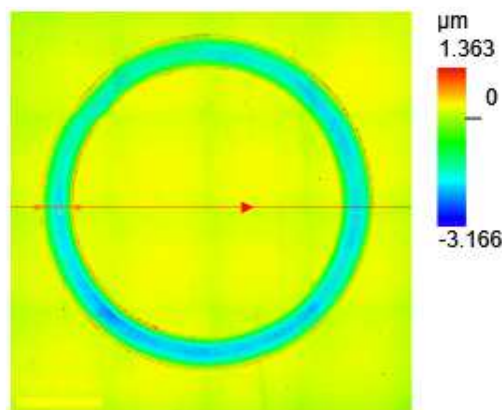


Obr. 88. LEXT™ OLS5000-SAF, profil drážky po zkoušce Pin on disk vzorku A23\_1QT, zátěžná síla 10 N, celková dráha 200 m

Z profilu na Obr. 88 je patrný profil drážky a také mírně vystouplé okraje drážky.

Oproti předešlé analýze na Obr. 86 je barevná škála na Obr. 89 posunuta. Žlutou je označena „nulová hladina“. Přechod zelená/modrá znázorňuje míru zahloubení oproti volnému povrchu. Červené okraje drážky jsou pak místa mírně vyčnívající nad povrch. Jedná se o oxidy vzniklé tepelným namáháním během zkoušky. Lze předpokládat, že tyto „valy“ na okraji drážky budou do jisté míry zkreslovat výslednou hodnotu opotřebení, vzhledem k jejich problematickému rozlišení při analýze na SM.





Obr. 89. LEXT™ OLS5000-SAF, povrch části drážky po zkoušce Pin on disk vzorku A23\_1QT, zátěžná síla 10 N, celková dráha 200 m

Lze konstatovat, že v žádném sledovaném režimu, nebyl v případě zkoušky PoD při parametrech 5 N/ 100 m dosaženo měřitelného opotřebení. Vzniklá drážka je tvořena oxidy vystupujícími nad volný povrch a náhodně rozmístěnými jemnými rýhami, které jsou na SM nerozlišitelné. Vzhledem k necelistvosti vzniklého opotřebení nelze drážku vyhodnotit ve smyslu rovnice (1) dle normy [107], ani pomocí drsnoměru.

Z těchto důvodů nejsou vzniklé drážky při nižší zátěži (5 N/100 m) dále hodnoceny a veškeré dále uvedené hodnoty se týkají hodnocení drážek vzniklých při větší zátěži (10 N/200 m). Pro další práci by bylo vhodné navýšit zátěžnou sílu pro navýšení intenzity opotřebení, které bude snáze měřitelné.

Ukázalo se, pro hodnocení vzniklé drážky po zkoušce PoD jsou skenovací laserové mikroskopy velmi vhodným nástrojem, umožňující zmapovat celou drážku oproti SM či drsnoměru, které kontrolují opotřebení v jednotlivých „řezech“. Na druhou stranu, dostupnost těchto zařízení je nižší.

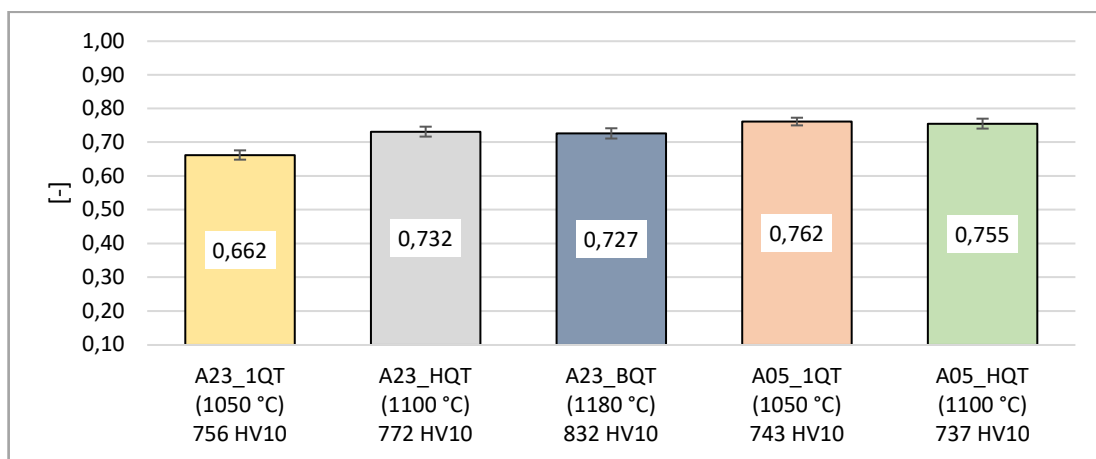
#### 5.4.1 Vliv teploty austenitizace na odolnost proti opotřebení

Na Obr. 90 jsou uvedeny střední hodnoty koeficientu tření určené během zkoušky PoD při větší zátěži (10 N/ 200 m).

Jak je z Obr. 90 patrné, jednotlivé hodnoty se téměř neliší a celkově se pohybují na horní hranici obvyklého koeficientu tření pro kluznou dvojici ocel/ocel, jak dokládá norma ASTM G99 [107].

Nejnižší hodnoty tření dosahuje ocel ASP 2023 při nejnižší sledované teplotě austenitizace 1050 °C a tím i dosažené tvrdosti. S rostoucí teplotou austenitizace u této oceli mírně roste výsledný koeficient tření, přičemž mezi hodnotami austenitizace 1100 °C a 1180 °C je rozdíl koeficientu tření minimální, přestože je mezi těmito stavy rozdílná tvrdost.

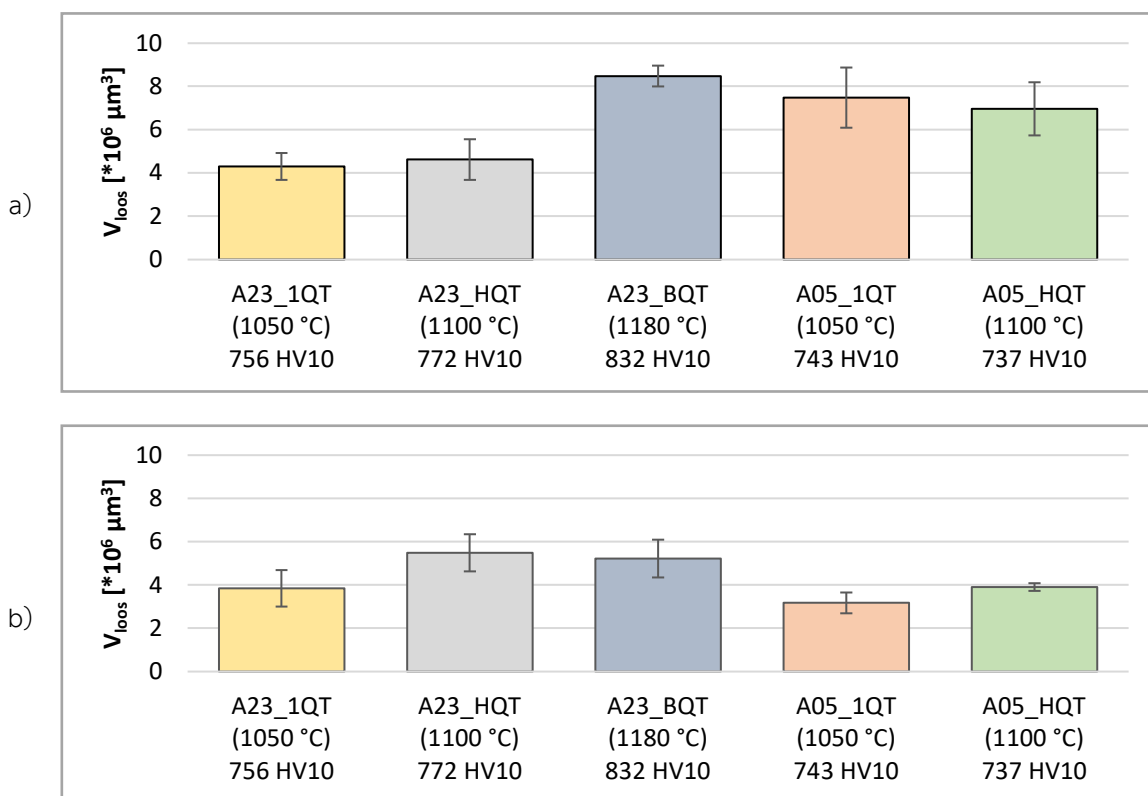
Ocel ASP 2005 vykazuje u obou sledovaných austenitizačních teplot minimální rozdíly v koeficientu tření.



Obr. 90. Průměrná hodnota koeficientu tření sledovaných ocelí v závislosti na teplotě austenitizace

Nicméně, ocel ASP 2005 dosahuje mírně vyššího koeficientu tření než ocel ASP 2023 ve všech sledovaných teplotách austenitizace. Nejnižší hodnoty koeficientu tření nedosahuje nejtvrdší vzorek, ale podle metalografické analýzy vzorků s nejvyšším podílem jemných karbidů ve struktuře.

Na Obr. 91 jsou uvedeny výsledné objemové ztráty určené pomocí SM (a) a drsnoměru (b).



Obr. 91. Objemový úbytek po zkoušce PoD určený na základě měření šířky drážky pomocí SM (a) a drsnoměru (b), zátěžná síla 10 N, celková dráha 200 m

Při hodnocení SM vyšlo nejnižší opotřebení u oceli ASP 2023 při teplotě austenitizace 1050 °C. Tento výsledek koresponduje s nejnižším koeficientem tření. S rostoucí teplotou austenitizace u oceli ASP 2023 roste i míra opotřebení. Do teploty 1100 °C mírně o jednotky

procent a v podstatě v rámci odchylky měření, ale při teplotě austenitizace 1180 °C se již jedná o dvojnásobné opotřebení oproti austenitizaci 1050 °C. ASP 2005 vykazuje v obou sledovaných teplotách austenitizace přibližně stejné opotřebení, které je vyšší než v případě ASP 2023 kalené z 1050 °C, ale mírně nižší než v případě austenitizace 1180 °C.

Míra opotřebení určená pomocí drsnoměru (Obr. 91 b) je obecně nižší než v případě SM. To je v souladu s poznatkem z analýzy profilu drážky uvedené na začátku kapitoly. Obě oceli vykazují nejnižší opotřebení při teplotě austenitizace 1050 °C a s rostoucí teplotou austenitizace mírně opotřebení roste. Nicméně, rozdíly mezi jednotlivými stavy již nejsou tak výrazné jako v případě analýzy dle SM.

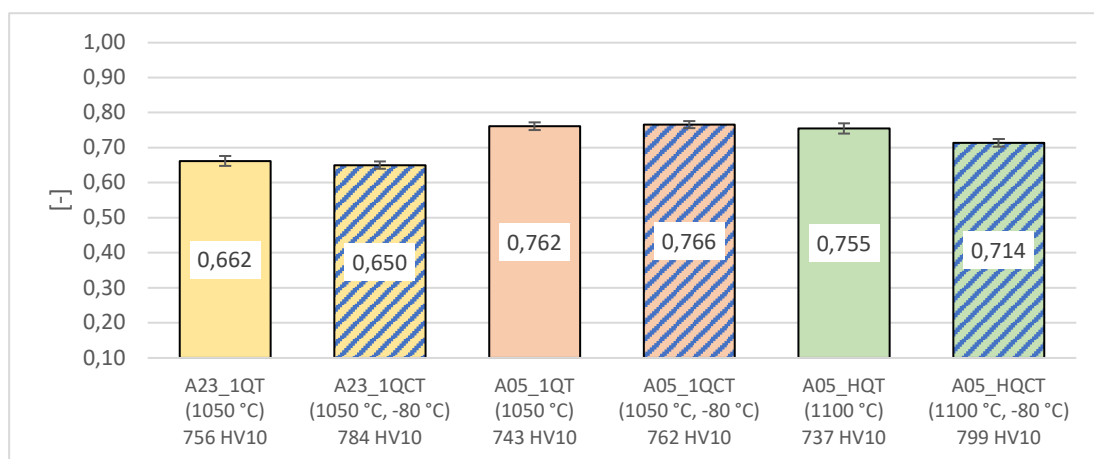
Lze se domnívat, že míra ovlivnění odečtu drážky vlivem započítání vystouplého okraje při analýze pomocí SM je úměrná koeficientu tření. Pro potvrzení této domněnky by bylo zapotřebí provést podrobnou analýzu celých drážek pomocí zařízení typu laserového skenovacího mikroskopu LEXT™ pro určení přesného podílu vystouplého okraje vůči zbytku drážky.

Pozorovaný rozdíl v opotřebení mezi ASP 2023 a ASP 2005 při hodnocení pomocí profilometru je v souladu s údaji v materiálových listech obou ocelí [14; 68], kdy výrobce udává větší odolnost proti opotřebení u oceli ASP 2005

#### 5.4.2 Vliv zmrazování na odolnost proti opotřebení

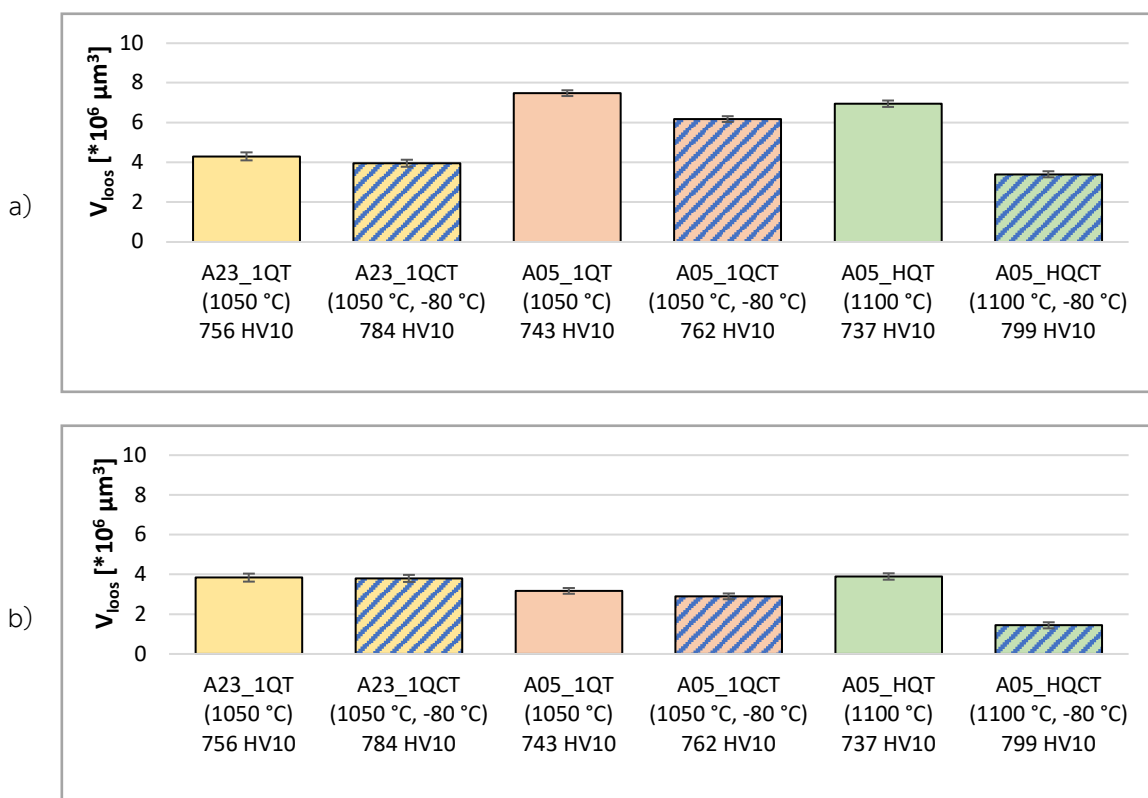
Obr. 92 porovnává hodnoty koeficientu tření při zkoušce PoD s větší zátěží (10 N/200 m) při zařazeném zmrazování.

Jak je patrné, hodnoty koeficientu tření se ve vztahu zmrazený/nezmrazený stav výrazně neliší a v rámci odchylky měření lze prohlásit za shodné. Lze se tedy domnívat, že ve sledovaných režimech tepelného zpracování nemá zmrazování vliv na koeficient tření i přes dříve popsané vlivy na tvrdost a strukturu.



Obr. 92. Průměrná hodnota koeficientu tření sledovaných ocelí s a bez zmrazování

Na Obr. 93 jsou uvedeny výsledné objemové ztráty po zkoušce PoD (10 N/200 m) určené pomocí SM (a) a drsnoměru (b).



Obr. 93. Objemový úbytek po zkoušce PoD zmrazeného a nezmrazeného stavu, určený na základě měření šířky drážky pomocí SM (a) a drsnoměru (b), zátěžná síla 10 N, celková dráha 200 m

Při obou metodách vyhodnocení je pozorován podobný vliv zmrazování na míru opotřebení.

V případě oceli ASP 2023 je rozdíl mezi nezmrazeným a zmrazeným vzorkem minimální. Výsledky lze považovat za totožné vzhledem k chybě měření. V případě ASP 2005, při stejné austenitizaci 1050 °C jako u ASP 2023, je pozorován nepatrný pozitivní vliv zmrazování na výsledné opotřebení při vyhodnocení pomocí SM. Na základě měření drsnoměrem je tento rozdíl nepatrný. Výrazné snížení opotřebení lze pozorovat u vzorku ASP 2005 kaleného z 1100 °C, kde se při obou metodách vyhodnocení snížilo opotřebení na polovinu.

Jak již bylo uvedeno, rozdíl ve výsledcích jednotlivých metod odečtu opotřebení může souviset s obtížným určením skutečného okraje drážky.

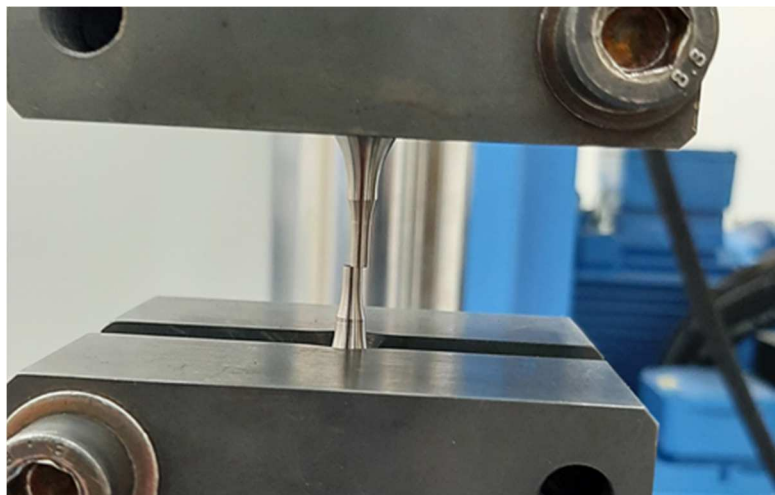
Pokles opotřebení v případě zařazení zmrazování mezi kalení a popouštění, potažmo zvýšení odolnosti proti opotřebení je v souladu s předešlým měřením na oceli Vanadis 23 [100] a také s již dříve citovanou literaturou [56; 72; 76; 82].

## 5.5 Zkouška únavy

Jak již bylo uvedeno, vzorky pro zkoušku únavy byly připraveny v souladu s normou ASTM E606/E606M [108]. Standardní uchycení do „kleštin“ se ukázalo jako nevýhodné. Vzhledem ke tvrdosti vzorků, která ve všech případech převyšuje tvrdost samotné kleštiny, nebyla fixace

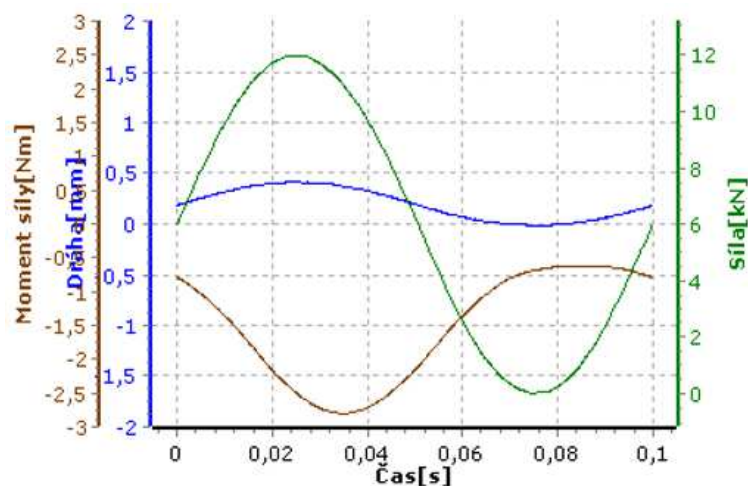
dostačující. Sevření nebylo v ose zatěžování, a tak během zkoušky byl vzorek vystaven kromě tahovému namáhání také působením vysokému momentu síly.

Nevhodné upnutí se projevilo po porušení vzorku vzájemným vychýlením vzniklých polovin oproti původní ose dílu, jak dokládá Obr. 94.



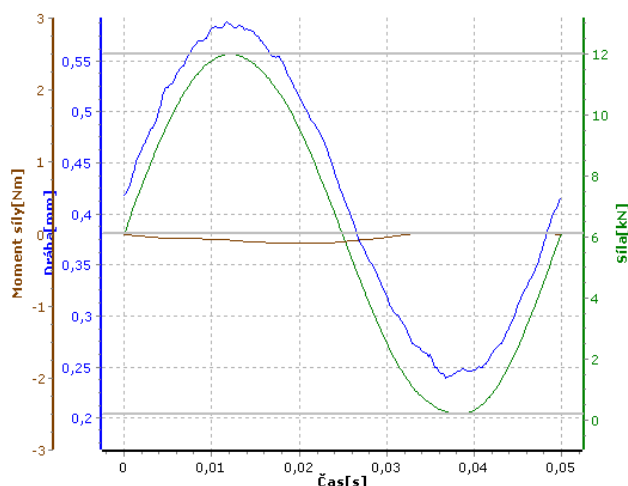
Obr. 94. Vychýlení vzniklých polovin vzorku po porušení

Tato skutečnost se projevila i na průběhu momentu síly, jak dokládá Obr. 95. Jsou zde uvedeny tři křivky: síla (zelená), dráha (modrá) a moment síly (hnědá), reprezentující vývoj dané veličiny v rámci jednoho cyklu. Moment síly v tomto konkrétním případě nabýval hodnot v rozmezí -2,8 až -0,8 Nm.



Obr. 95. Záznam průběhu zatížení během jednoho cyklu s kleštinovým držákem

V návaznosti na tento poznatek byl navržen, vyroben a použit nový přípravek, který nefixuje vzorek pomocí sevření čelistí, ale „zaháknutím“ vzorku v pouzdře. Tento koncept sice neumožňuje zatěžovat vzorek v tlaku, ale to nebylo cílem této práce. Výkres přípravku je uveden v kap 11.9. Nové uchycení vedlo ke snížení momentu síly během zkoušky, jak je uvedeno na Obr. 96.



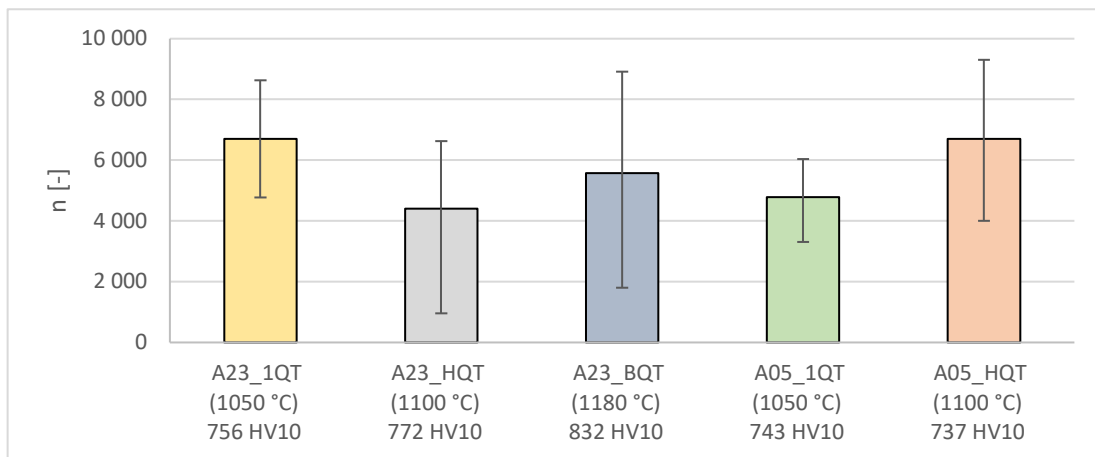
Obr. 96. Záznam průběhu zatížení během jednoho cyklu s novou konstrukcí držáku

Snížením oscilace momentu síly během cyklického namáhání však nevedlo k výrazné stabilizaci výsledků zkoušky únavy. Její rozptyl se v rámci série rozcházel až o desítky procent. Analýzou kořenové příčiny tohoto chování pomocí diagramu dle Ishikawa [126] byla určena jako další příčina kvalita povrchu činné části vzorku. Normou [108] je sice doporučena drsnost činné části minimálně Ra 0,2 mm, ale ta se ukázala jako nedostatečná pro hodnocení sledovaných nástrojových ocelí.

Polovina vzorků tak byla přebroušena ve směru podélné osy pro minimalizaci výskytu potencionálních vrubů. Pro každý ze vzorků z obou skupin byla stanovena hodnota Rz a dána do souvislosti s výsledným počtem cyklů a zaznamenanou hodnotu momentu síly. Vzhledem k velmi rozdílným výsledným hodnotám mezi jednotlivými stavy povrchu, mají uvedené grafy různá měřítka na osách.

### 5.5.1 Vliv teploty austenitizace na únavu

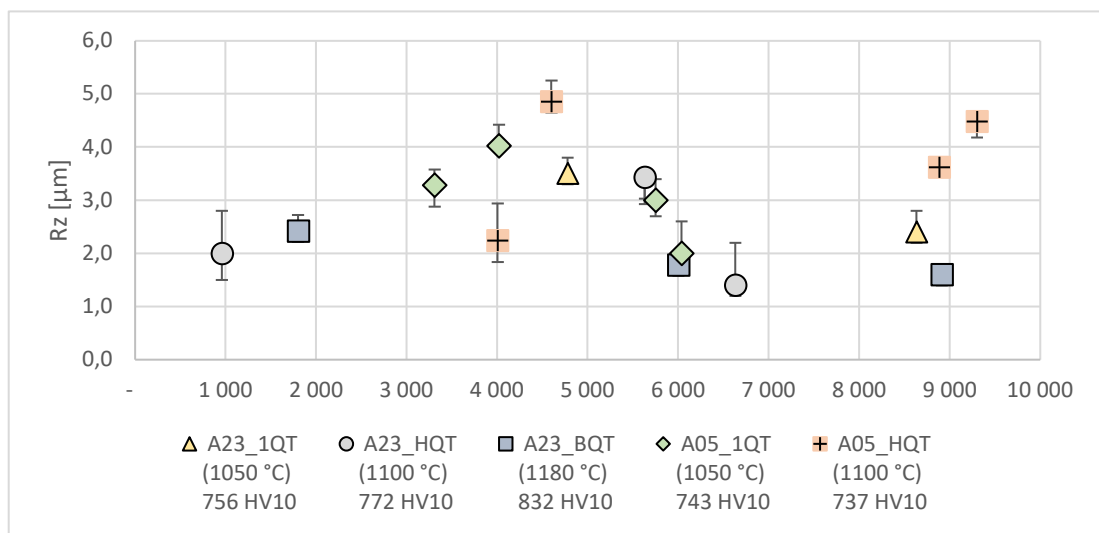
Na Obr. 97 jsou vyneseny průměrné počty cyklů do porušení vzorku bez přebroušení. Hodnoty jsou doplněny o směrodatnou odchylku.



Obr. 97. Průměrný počet cyklů do porušení vzorku před přebroušením povrchu

Jak je patrné, s rostoucí teplotou austenitizace klesá střední počet cyklů do porušení u oceli ASP 2023. Směrodatná odchylka je všech sledovaných případech velmi vysoká a dosahuje desítek procent. U oceli ASP 2005 se zdá, že naopak s rostoucí austenitizační teplotou se zvyšuje střední hodnota počtu cyklů do porušení.

Vliv výše zmíněné drsnosti  $R_z$  a momentu síly během zkoušky je uveden na Obr. 98. Autor si je vědom, že je zavádějící zobrazit moment síly jako rozptyl u jednotlivých hodnot bez odpovídající stupnice. Nicméně, zobrazení slouží jako ukázka rozdílu stavu mezi jednotlivými měřeními. Kompletní data z měření jsou součástí příloh v kap. 11.10.



Obr. 98. Vliv drsnosti  $R_z$  a momentu síly na výsledek zkoušky únavy před přebroušením povrchu

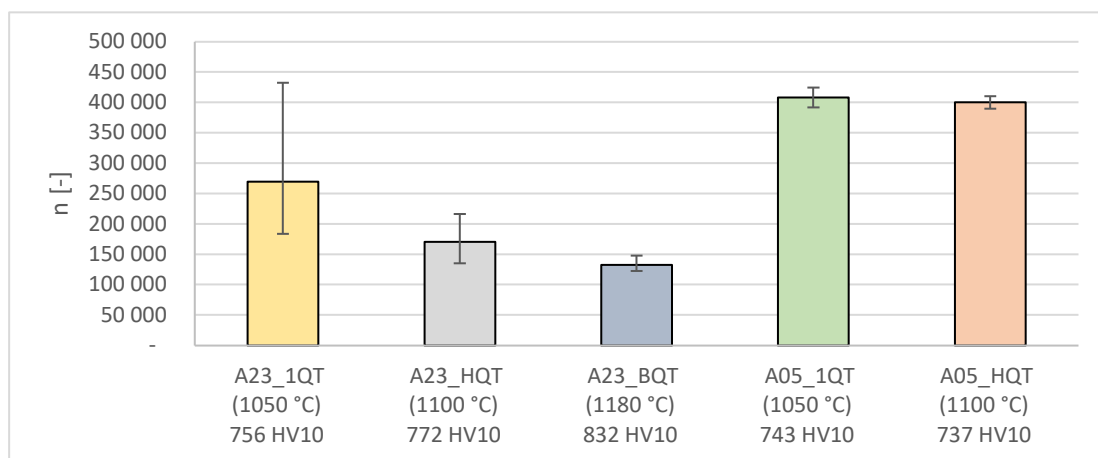
Z Obr. 98 je patrná citlivost jednotlivých vzorků na drsnost povrchu vzhledem k teplotě austenitizace. Oceli ASP 2023 kalená z 1050 °C ( $\Delta$ ) dosáhla přibližně 8600 cyklů, což je méně v porovnání se vzorkem kalným při 1180 °C ( $\square$ ). Nicméně při odpovídající drsnosti dosáhl vzorek kalný z 1180 °C ( $\square$ ) porušení po 1801 cyklech.

Ocel ASP 2005 ( $\diamond$ , potažmo  $+$ ), obecně dosahuje podobného počtu cyklů jako ocel ASP 2023 s tím rozdílem, že kvalita povrchu je o poznání horší a  $R_z$  nabývá hodnot obvykle vyšších než 2,0  $\mu\text{m}$ . Z toho lze usuzovat, že ocel ASP 2005 vykazuje lepší vrubovou houževnatost.

Obr. 99 dokumentuje odolnost vzorku proti únavě po jemném přebroušení povrchu ve směru namáhání. U oceli ASP 2023 lze pozorovat klesající počet cyklů do porušení s rostoucí teplotou austenitizace. Rozdíl v počtu cyklů činí mezi austenitizací 1050 °C a 1180 °C přes 160 000 (tedy cca 50 %). Tento negativní posun může být spjat s vyšší tvrdostí po kompletním tepelném zpracování. Nicméně se zdá, že růst karbidů ve směru hranic zrn při vyšší teplotě austenitizace by se také mohl podílet na tomto poklesu odolnosti, vzhledem k méně výhodnému tvaru karbidů.

U oceli ASP 2005 lze také pozorovat pokles počtu cyklů v případě vyšší teploty austenitizace. Nicméně, vzhledem k nižšímu popouštění při austenitizaci 1050 °C bylo dosaženo mírně vyšší

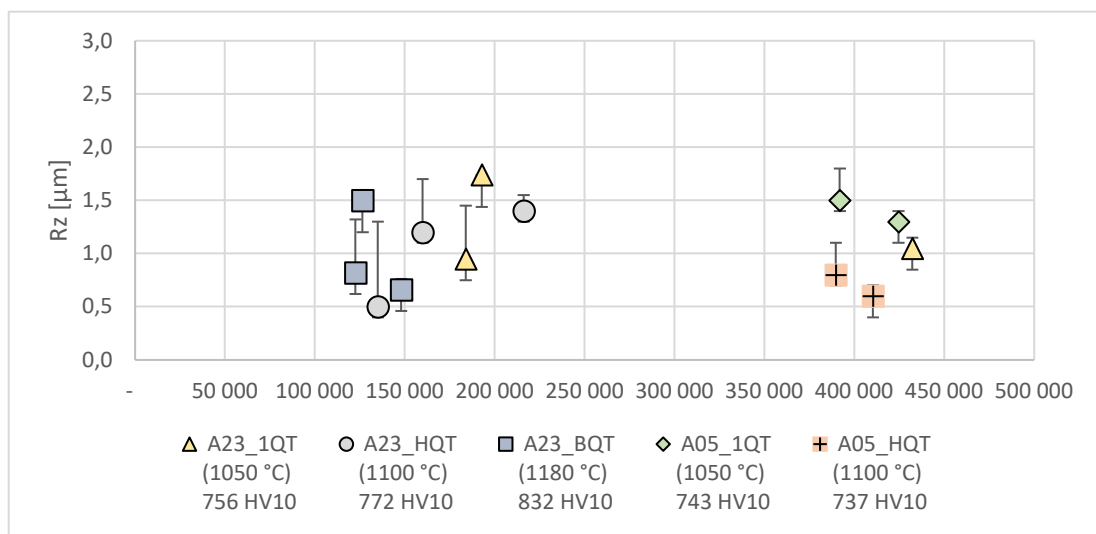
tvrdosti než v případě austenitizace 1100 °C. Lze se domnívat, že rozdíl v odolnosti proti únavě je spojen s rozdíly ve struktuře, především s distribucí a velikostí karbidů a podporuje tak domněnky z pozorování u oceli ASP 2023 o méně výhodném tvaru karbidů s rostoucí teplotou austenitizace.



Obr. 99. Průměrný počet cyklů do porušení vzorku po přebroušení povrchu

Na Obr. 100 jsou uvedeny jednotlivé výsledky měření odolnosti proti únavě v závislosti na kvalitě povrchu ( $R_z$ ) doplněná o rozptyl momentu síly po přebroušení povrchu ve směru namáhání.

Jak je patrné, ocel ASP 2023 při teplotě austenitizace 1050 °C ( $\triangle$ ) dosahuje výrazně vyššího počtu cyklů než v případě austenitizační teploty 1180 °C ( $\square$ ) při stejné drsnosti povrchu a vystavenému momentu síly. Rozdíl činí cca 300 000 cyklů. Vzorky kalené z teploty 1100 °C ( $\circ$ ) vykazují mírně vyšší citlivost na kvalitu povrchu než v případě zmíněné teploty austenitizace 1050 °C ( $\triangle$ ), přestože byla aplikována vyšší teplota popouštění.



Obr. 100. Vliv drsnosti  $R_z$  a momentu síly na výsledek zkoušky únavy po přebroušení povrchu



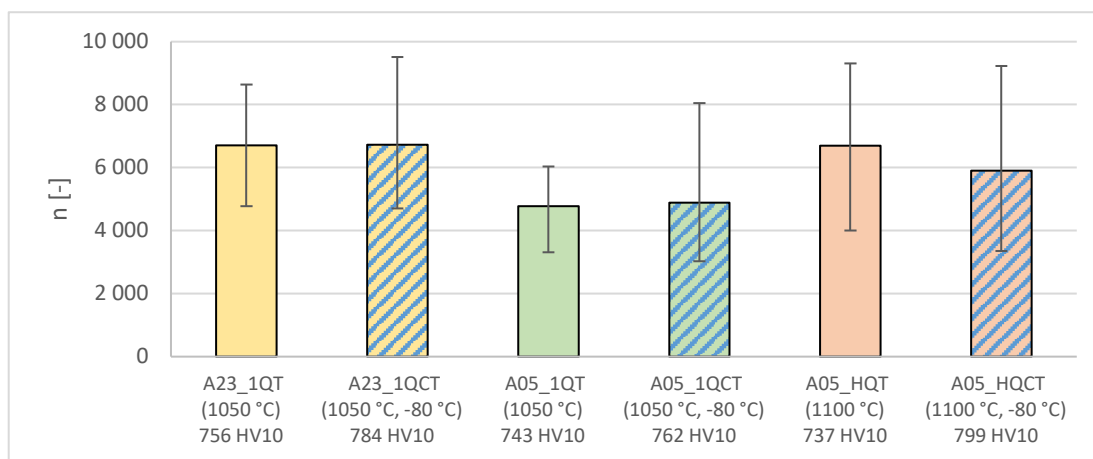
V případě oceli ASP 2005 pozorujeme výrazně vyšší počty cyklů oproti ASP 2023. Dále je patrné, že i když průměrné hodnoty počtu cyklů byly pro obě sledované teploty austenitizace podobné, tak u oceli ASP 2005 v případě teploty 1050 °C ( ) jich bylo dosaženo při horší kvalitě povrchu. Lze tedy předpokládat, že pokud by byla kvalita povrchu přibližně stejná, byl by rozdíl mezi teplotami austenitizace výraznější ve prospěch teploty austenitizace 1050 °C ( ).

Obecně lze konstatovat, že obě sledované oceli vykazují nižší odolnost při zkoušce únavy s rostoucí teplotou austenitizace. Výsledek samotné zkoušky je velmi citlivý na stav povrchu činné části a případný dodatečný moment síly působící na vzorek v jednotlivých cyklech. Tato citlivost také roste s rostoucí teplotou austenitizace.

Z pohledu lisovacího nástroje určeného pro práci za studena je tedy výhodnější provést tepelné zpracování z nižší teploty austenitizace, jak je mimo jiné doporučováno v publikacích [47; 89; 90; 91]. Zdá se, že pokles odolnosti proti dynamickému namáhání souvisí mimo jiné s vývojem tvaru karbidů a jejich počtu vzhledem k teplotě austenitizace. Otázkou zůstává, jestli tento mechanismus se stejnou měrou projevuje i u klasicky připravovaných ocelí, kde velikost primárních karbidů bývá zpravidla vyšší.

### 5.5.2 Vliv zmrazování na únavu

Obr. 101 zobrazuje průměrné hodnoty počtu cyklů v závislosti na zmrazování před přebroušením povrchu činné části.



Obr. 101. Průměrný počet cyklů do porušení vzorku před nepřebroušením povrchu

Jak je patrné, u oceli ASP 2023 zmrazování přineslo jen nepatrnou změnu a hodnoty jsou v rámci tolerance stejné.

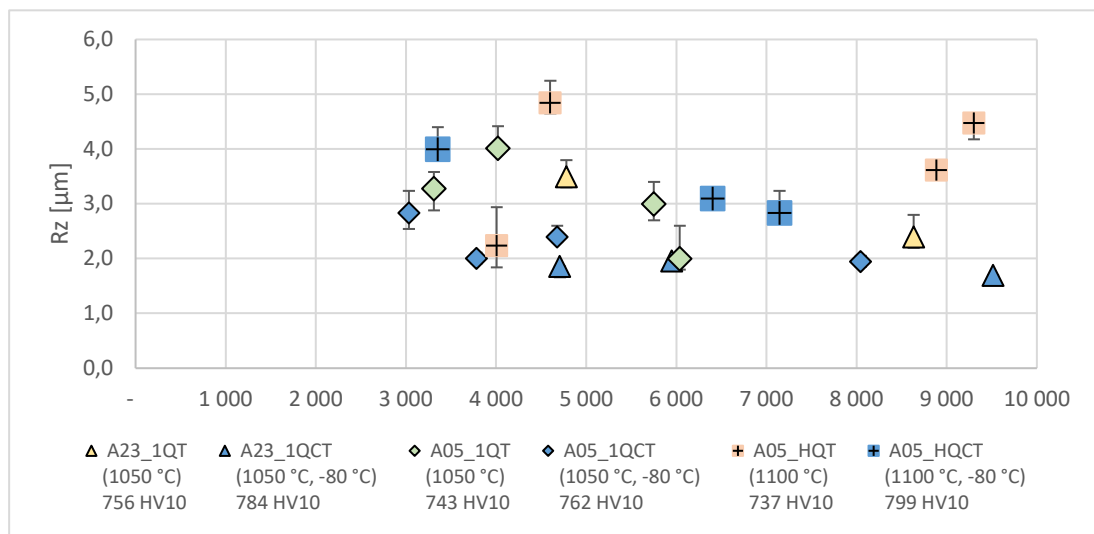
U oceli ASP 2005 při austenitizaci 1050 °C lze pozorovat také mírné zlepšení odolnosti proti únavě, ale výrazně vzrostl i rozptyl hodnot. Při teplotě austenitizace 1100 °C byl po zmrazování zaznamenán pokles odolnosti proti únavě.

Ve všech sledovaných případech dosahuje rozptyl naměřených hodnot desítek procent.

Detailní analýza jednotlivých výsledků zkoušky únavy je na Obr. 102. Hodnoty jsou v grafu vyneseny v závislosti na  $R_z$  povrchu a doplněny o moment síly měřený během zkoušky. Zmražený stav je vždy zabarven modře, a tvar označení odpovídá vzorku bez zmrazování.

Zdá se, že zmrazování oceli ASP 2023 přineslo vyšší citlivost na kvalitu povrchu oproti nezmraženému stavu. Jak dokládají například výsledky při cca 4 800 cyklů, kde nezmražený vzorek ( $\triangle$ ) měl  $R_z$  3,5  $\mu\text{m}$  a zmražený ( $\triangle$ )  $R_z$  1,8  $\mu\text{m}$ .

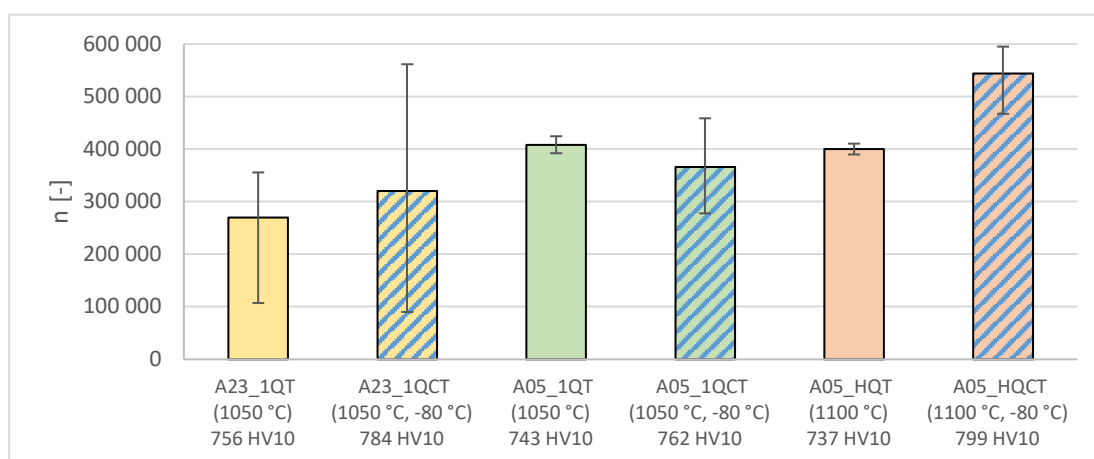
Stejné chování je patrné i pro ocel ASP 2005 při obou teplotách austenitizace. Podobných výsledků odolnosti proti únavě se dosahuje při lepších stavu povrchu zmraženého vzorku.



Obr. 102. Vliv drsnosti  $R_z$  a momentu síly na výsledek zkoušky únavy před přebroušením povrchu

Na Obr. 103 jsou uvedeny počty cyklů po přebroušení činné části ve směru namáhání.

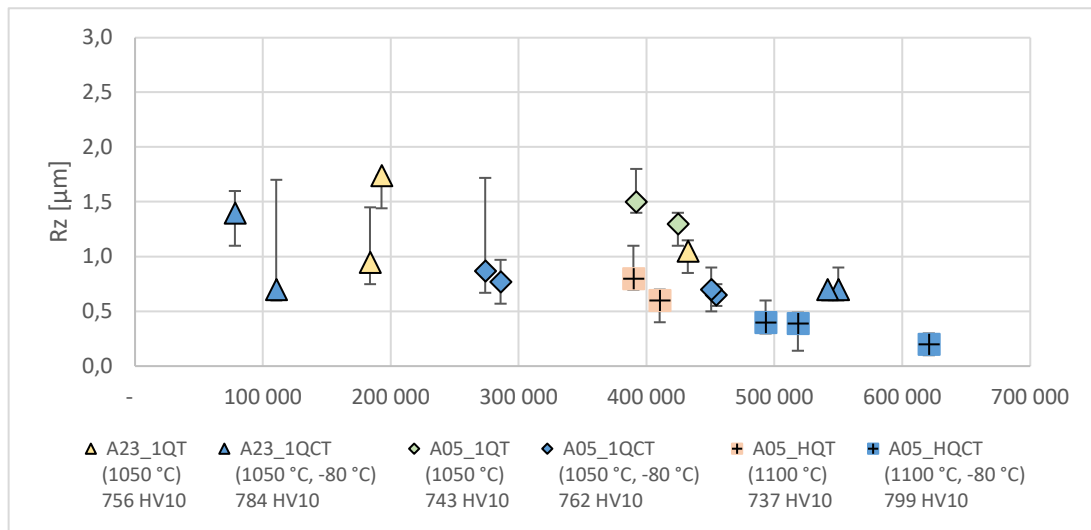
Ocel ASP 2023 po zmrazování dosahuje sice vyšší odolnosti proti únavě než nezmražený protějšek, ale velmi významně vzrostla i odchylka měření.



Obr. 103. Průměrný počet cyklů do porušení vzorku po přebroušení povrchu

Zmrazení oceli ASP 2005 po austenitizaci 1050 °C vedlo ke snížení průměrné hodnoty a výraznému nárůstu odchylky. To neodpovídá pozorování před přebroušením. Zmrazování po austenitizaci 1100 °C vedlo k nárůstu odolnosti oproti předešlému pozorování.

Detailní porovnání jednotlivých hodnot ze zkoušky únavy v závislosti na kvalitě povrchu a momentu síly je uvedeno na Obr. 104.



Obr. 104. Vliv drsnosti  $R_z$  a momentu síly na výsledek zkoušky únavy po přebroušení povrchu

Jak je patrné, u oceli ASP 2023 po zmrazování (▲) je dosaženo vyššího počtu cyklů na vzorcích s vyšší kvalitou povrchu oproti nezmrazenému (▲) stavu tak, jak bylo již pozorováno před přebroušením povrchu. Stejné chování je patrné v případě oceli ASP 2005 po austenitizaci 1050 °C a 1100 °C. Nezmrazené (◆, potažmo +) vzorky sice dosahují nižší počtu cyklů než zmrazené (◆, potažmo ■), ale s horším stavem povrchu.

Zdá se, že přes dokumentované pozitivní změny ve struktuře ocelí ASP 2023 a ASP 2005 po zmrazování, roste citlivost vzorků na kvalitu povrchu reprezentovanou v tomto případě parametrem  $R_z$ . U austenitizace 1050 °C lze toto pozorování spojit s vyšším vnitřním pnutím v materiálu díky intenzivnějším transformacím během zmrazování a skutečností, že díly byly poté pouze jednou popuštěny. Oproti předpokladům [79; 110] se zdá, že počet popuštění po zmrazování může mít vliv na výsledek zkoušky únavy.

Bylo by vhodné tuto domněnku podpořit měřeními zbytkového napětí ve vzorcích po kompletním tepelném zpracování, případně připravit další sadu vzorků pro zkoušku únavy, které by byly po zmrazování popuštěny alespoň 2x.

## 6 ZÁVĚR

### 6.1 Závěry disertační práce

Předložená práce se zabývá vlivem parametrů tepelného zpracování na strukturu a užité vlastnosti nástrojových ocelí vyráběných práškovou metalurgií. Dvě vybrané oceli byly zpracovány tak, aby mohl být pozorován vliv teploty austenitizace a zmrazování. Na základě výše popsaných experimentů lze konstatovat následující.

- Ve všech sledovaných případech tepelného zpracování bylo dosaženo požadované tvrdosti 62 +2 HRC.
- V souladu s teoretickými předpoklady, s rostoucí teplotou austenitizace roste výsledná tvrdost u obou sledovaných ocelí.
- Zařazení zmrazování na  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  u sledovaných ocelí vedlo k mírnému nárůstu výsledné tvrdosti.
- Strukturální analýza potvrdila, že:
  - Míra rozpouštění jemných karbidů roste s rostoucí teplotou austenitizace.
  - V průběhu austenitizace dochází k růstu primárních karbidů ve směru hranic zrn. Intenzita růstu roste s vyšší austenitizační teplotou.
  - Při dosažení teploty  $M_f$  během zmrazování dochází k precipitaci jemných karbidů o velikosti do  $0,50\text{ }\mu\text{m}^2$ .
  - Zdá se, že u oceli ASP 2005 je teplota  $M_f$  nižší než  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  v při austenitizaci  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ .
- Odolnost proti opotřebení s rostoucí teplotou austenitizace klesá u obou sledovaných ocelí.
- Při zkoušce PoD se zátěžnou silou 5 N nebylo možné určit opotřebení na základě hloubky drážky, protože vzniklá drážka vystupovala nad volný povrch. Vystoupení drážky bylo způsobeno tepelnou oxidací povrchu v místě kontaktu pinu a disku.
- Ve všech sledovaných případech mělo zmrazování pozitivní vliv na odolnost proti opotřebení ve srovnání s nezmrazenými vzorky
- Zdá se, že opotřebení po zkoušce PoD určené na základě hloubky drážky je zatíženo menší chybou než v případě odečtu na základě šířky drážky.
- Výsledek zkoušky únavy je u nástrojových ocelí velmi citlivý na kvalitu povrchu činné části, kdy se doporučuje provádět závěrečné broušení ve směru namáhání vzorku.
- Vyšší vypovídajícího hodnotu pro popis stavu povrchu pro zkoušku únavy má parametr  $R_z$  než  $R_a$ .
- Zdá se, že růst karbidů během austenitizace ve směru hranic zrn se negativně projevuje na výsledné odolnosti proti únavě.
- V souladu s předpoklady, ocel ASP 2005 dosahuje při stejné teplotě austenitizace vyšší odolnosti proti únavě než ocel ASP 2023.

- Zmrazování mělo ve všech sledovaných případech negativní vliv na citlivost výsledku zkoušky únavy ve vztahu ke kvalitě povrchu.
- Sledované oceli dosahují lepších mechanických vlastností vhodných pro práci za studena při aplikování nižší austenitizační teploty. Zařazené zmrazování s následným jedním popouštěním nepřineslo zvýšení odolnosti proti únavě.

## 6.2 Perspektiva pro další výzkum

Z hlediska dalších experimentálních hodnocení v rámci sledované problematiky autor předložené práce doporučuje provést následující:

- Strukturní analýzu doplnit o stanovení množství zbytkového austenitu v zakaleném stavu, po popouštění a se zařazeným zmrazováním.
- Doplnit podrobnou analýzu precipitovaných karbidů během zmrazování.
- Provést tepelné zpracování ASP 2005 s hlubším zmrazováním než na teplotu  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ .
- Rozšířit parametry měření opotřebení o vyšší zátěžnou sílu.
- Vyhodnocení drážky po PoD provést pomocí laserového skenovacího mikroskopu.
- Zkoušku únavy provést na vzorcích, které budou po zmrazování 2x popouštěny.
- Pro hodnocení kvality povrchu před zkouškou únavy využít metody pro plošné hodnocení drsnosti jako umožňuje například laserový skenovací mikroskop.
- Provést měření životnosti na skutečných lisovacích nástrojích pracujících za studena.

## 7 LITERATURA

- [1] Powder metallurgy processing by Hot Isostatic Pressing. *ASM Handbook - Powder Metallurgy*. Ohio: ASM International, 2015, (7), 260-270.
- [2] DIEKMAN, F. Cold and cryogenic treatment of steel. In: DOSSETT, J. a G. TOTTEN. *ASM Handbook - Steel heat Treating Fundamentals and Processes* [online]. Volume 04A. Pennsylvania: ASM International, 2013, s. 382-386 [cit. 2022-04-18]. ISBN 978-1-62870-203-3. Dostupné z: <https://app.knovel.com/hotlink/pdf/id:kt00C6YHSI/asm-handbook-volume-4a/stress-relief>
- [3] FORET, R. Tepelné zpracování slitin železa. In: PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, s. 82-110. ISBN 80-7204-248-3.
- [4] Steel Selection for Hardening. In: DOSSETT, J. a G. TOTTEN. *ASM Handbook - Heat Treating of Irons and Steels*. Volume 04D. ASM International, 2014, s. 29-43. ISBN 978-1-68015-235-7.
- [5] Další prvky ve slitinách železa s uhlíkem. In: PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, s. 18-29. ISBN 80-720-4248-3.
- [6] Tool steels. In: DAVIS, J. *Alloying - Understanding the Basics*. 1. Ohio: ASM International, 2001, s. 211-233. ISBN 978-0-87170-744-4.
- [7] VANCRON. *Materiálový list, nástrojová legovaná ocel pro práci za studena: Vancron*. Sweden, 2017. Dostupné také z: [https://www.uddeholm.com/app/uploads/sites/49/2017/09/vancron-eng\\_p\\_2001-e4.pdf](https://www.uddeholm.com/app/uploads/sites/49/2017/09/vancron-eng_p_2001-e4.pdf)
- [8] W350. *Böhler- Nástrojová ocel pro práci za tepla*. 1. 2021. Dostupné také z: [https://www.boehler-edelstahl.com/app/uploads/sites/92/2021/11/productdb/api/w350-isobloc\\_cs.pdf](https://www.boehler-edelstahl.com/app/uploads/sites/92/2021/11/productdb/api/w350-isobloc_cs.pdf)
- [9] MATTAR, T, K. IBRAHIM, S. FATHY a H. EL FARAMAWY. Improving the wear resistance of M41 steel by nitrogen alloying and ESR. *Materials Characterization*. 2007, **58**(5), 407-415. ISSN 10445803. Dostupné z: doi:10.1016/j.matchar.2006.06.007
- [10] PANTYUKHIN, A., A. SHEVAKIN a N. KOZLOVA. Heat-Resistant Economically Alloyed Nitrogen-Containing Steels with Improved Set of Operating Properties at 700–1100 °C. *Metallurgist*. 2020, **63**(11-12), 1186-1191. ISSN 0026-0894. Dostupné z: doi:10.1007/s11015-020-00941-w
- [11] FORET, R. Nástrojové oceli. In: PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, s. 140-147. ISBN 80-720-4248-3.
- [12] Tool Materials. In: CAMPBELL, F. *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*. 1. Ohio: ASM International, 2008, s. 411-431. ISBN 978-0-87170-867-0.

- [13] *Materiálový list, nástrojová legovaná ocel pro práci za studena*. -. Sweden: -, 2014. Dostupné také z: [http://www.uddeholm.com/files/PB\\_Uddeholm\\_vanadis\\_23\\_english.pdf](http://www.uddeholm.com/files/PB_Uddeholm_vanadis_23_english.pdf)
- [14] *ASP 2023: Powder metallurgy HSS*. V3. Paris (France): EraSteel, 2022. Dostupné také z: [https://www.erasteel.com/wp-content/uploads/2022/01/GB\\_Grade\\_ASP-2023.pdf](https://www.erasteel.com/wp-content/uploads/2022/01/GB_Grade_ASP-2023.pdf)
- [15] Karbidické fáze. In: JURČI, P. *Nástrojové oceli ledeburitického typu*. 1. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009, s. 29-38. ISBN 978-80-01-04439-1.
- [16] ČSN EN 10027-1. *Systémy označování ocelí - Část 1: Stavba značek oceli*. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkoušení, 2017.
- [17] Tool Steels. In: DAVIS, J. *Metals Handbook, Desk Edition*. 2nd Edition. Ohio: ASM International, 1998, s. 346-361. ISBN 978-1-68015-950-9.
- [18] BENEŠ, V. Nástrojové materiály. In: MACEK, K. *Kovové materiály*. Vyd. 1. Praha: Ediční středisko ČVUT, 1991, s. 69-87. ISBN 80-01-00682-4.
- [19] Electric Arc Furnace Melting. In: *ASM Handbook - Casting*. Volume 15. Ohio: ASM International, 2010, s. 87-98. ISBN 978-0-87170-711-6.
- [20] *Böhler- Výroba* [online]. Voestalpine High Performance Metals CZ: Böhler, 2022 [cit. 2022-03-13]. Dostupné z: <https://www.boehler.cz/cs/vyroba/>
- [21] Základy technologie výroby oceli v kyslíkových konventorech. In: BAŽAN, J. a L. SOCHA. *Základy teorie a technologie výroby železa a oceli*. Vyd. 1. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2013, s. 22-35. ISBN 978-80-248-3353-8.
- [22] Steel Melt Processing. In: *ASM Handbook - Casting*. Volume 15. Ohio: ASM International, 2010, s. 207-229. ISBN 978-0-87170-711-6.
- [23] PEHLKE, R. D. Steel Continuous Casting. In: *ASM Handbook - Casting*. Volume 15. Ohio: ASM International, 2010, s. 918-925. ISBN 978-0-87170-711-6.
- [24] BOETTINGER, W. J. Rapid Solidification. In: *ASM Handbook - Casting*. Volume 15. Ohio: ASM International, 2010, s. 386-389. ISBN 978-0-87170-711-6.
- [25] Vacuum Induction Melting. In: *ASM Handbook - Casting*. Volume 15. Ohio: ASM International, 2010, s. 116-123. ISBN 978-0-87170-711-6.
- [26] KRAUSS, G. Primary Processing Effects on Steel Microstructure and Properties. In: *Steels - Processing, Structure, and Performance*. 2nd Edition. Ohio: ASM International, 2015, s. 163-196. ISBN 978-1-62708-083-5.
- [27] HURTUK, D. J. Steel Ingot Casting. In: *ASM Handbook - Casting*. Volume 15. Ohio: ASM International, 2010, s. 911-917. ISBN 978-0-87170-711-6.
- [28] LESOULT, G. Macro-segregation in steel strands and ingots: Characterisation, formation and consequences. *Materials Science and Engineering: A*. 2005, **413-414**, 19-29. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2005.08.203
- [29] Electroslag Remelting. In: *ASM Handbook - Casting*. Volume 15. Ohio: ASM International, 2010, s. 124-131. ISBN 978-0-87170-711-6.

- [30] Vacuum Arc Remelting. In: *ASM Handbook - Casting*. Volume 15. Ohio: ASM International, 2010, s. 132-138. ISBN 978-0-87170-711-6.
- [31] Fyzikálně-metaurgická podstata tvářitelnosti. In: ŽÍDEK, M. *Metalurgická tvářitelnost ocelí za tepla a za studena*. Vyd. 1. Praha: Aleko, 1995, s. 8-46. ISBN 80-85341-45-x.
- [32] *Steel Forgings: Design, Production, Selection, Testing and Application*. ASTM International, 2005. ISBN 978-1-60119-417-6. Dostupné také z: <https://app.knovel.com/hotlink/toc/id:kpSFDPSTA1/steel-forgings-design/steel-forgings-design>
- [33] WILTSCHI, K., T. LINDEBERG a A. PINZ. Classification of carbide distributions using scale selection and directional distributions. *Proceedings of International Conference on Image Processing*. IEEE Comput. Soc, 1997, 122-125. ISBN 0-8186-8183-7. Dostupné z: doi:10.1109/ICIP.1997.632012
- [34] Výroba ledeburitických ocelí konvenčním metalurgickým postupem. In: JURČI, P. *Nástrojové oceli ledeburitického typu*. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009, s. 39-79. ISBN 978-80-01-04439-1.
- [35] Prášková metalurgie rychle ztuhlých částic. In: JURČI, P. *Nástrojové oceli ledeburitického typu*. Vyd. 1. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009, s. 80-112. ISBN 978-80-01-04439-1.
- [36] BEISS, P. Properties of Powder Metallurgy Tool Steel. In: SAMAL, P. a J NEWKIRK. *ASM Handbook- Powder Metallurgy*. Volume 07. Ohio: ASM International, 2015, s. 491-514. ISBN 978-1-62708-087-3.
- [37] GRINDER, Olle. The HIP way to make cleaner, better steels. *Metal Powder Report*. 2007, **62**(9), 16-22. ISSN 00260657. Dostupné z: doi:10.1016/S0026-0657(07)70190-X
- [38] PETRUŽELEK, Jiří. *Nekonvenční metody ve tváření*. 2 vydání, 2002. Skripta. Vysoká škola báňská.
- [39] SCHADE, Ch. a J. DUNKLEY. Atomization. *Powder Metallurgy*. Ohio: ASM International, 2015, (7), 58-71. ISBN 978-1-62708-175-7. Dostupné z: doi:10.31399/asm.hb.v07.a0006084
- [40] JURČI, Peter. *Nástrojové oceli ledeburitického typu*. Vyd. 1. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009, 221 s. ISBN 978-80-01-04439-1.
- [41] ATKINSON, H. a S. DAVIES. Fundamental aspects of hot isostatic pressing: An overview. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2000, **31**(12), 2981-3000. ISSN 1073-5623. Dostupné z: doi:10.1007/s11661-000-0078-2
- [42] RANDELIUS, Mats. *Influence of microstructure on fatigue and ductility properties of tool steels*. 1. Stockholm: Materialvetenskap, Kungliga Tekniska högskolan, 2008. ISBN 978-917-1788-597.
- [43] MESQUITA, R. a C. BARBOSA. *Advanced powder technology IV: proceedings of the 4th International Latin-American Conference on Powder Technology, November 19-21, 2003 Guarujá-São Paulo, Brazil*. 1. Enfield, NH, USA: Trans Tech Publications, 2005. ISBN 08-784-9984-9.



- [44] Fázové přeměny slitin železa v tuhém stavu. In: PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II.* 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, s. 57-81. ISBN 80-720-4248-3.
- [45] Tepelné zpracování ocelí a litin. In: KRAUS, V. *Tepelné zpracování a slinování.* 3. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2013, s. 60-101. ISBN 978-80-261-0260-1.
- [46] Tepelné zpracování. In: JURČI, P. *Nástrojové oceli ledeburitického typu.* 1. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009, s. 113-140. ISBN 978-80-01-04439-1.
- [47] *Nástrojové oceli POLDI a jejich použití.* 1. vyd. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1986, 412 s. ISBN -.
- [48] BÍLEK, Pavel. *Klasifikace strukturních změn v chrom-vanadové ledeburitické oceli v závislosti na teplotě austenitizace.* Praha, 2011. Diplomová práce. ČVUT, fakulta strojní. Vedoucí práce Ing. Jana Sobotová, PhD.
- [49] VANADIS 30. *Materiálový list, nástrojová legovaná ocel pro práci za studena.* -. Sweden: -, 2014. Dostupné také z: [http://www.uddeholm.com/files/PB\\_Uddeholm\\_vanadis\\_30\\_english.pdf](http://www.uddeholm.com/files/PB_Uddeholm_vanadis_30_english.pdf)
- [50] KUŘÍK, Martin. *Vliv tepelného zpracování na strukturu a mechanické vlastnosti P/M rychlořezné oceli Vanadis 30.* Praha, 2014. Diplomová práce. ČVUT, fakulta strojní. Vedoucí práce Ing. Jana Sobotová, PhD.
- [51] KRAUS, Václav. *Tepelné zpracování a slinování.* 3. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2013, 270 s. ISBN 978-80-261-0260-1.
- [52] Legované (slitinové) oceli. In: VOJTĚCH, D. *Kovové materiály.* Vyd. 1. Praha: Vydavatelství VŠCHT, 2006, s. 110-112. ISBN 80-7080-600-1.
- [53] 1.2436. *Dörrenberg- Nástrojová ocel pro práci za studena.* Dörrenberg Edelstahl GmbH, 2020. Dostupné také z: [https://www.doerrenberg.de/wp-content/uploads/2020/05/1.2436\\_en.pdf](https://www.doerrenberg.de/wp-content/uploads/2020/05/1.2436_en.pdf)
- [54] Heat Treatment of Steel. In: *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys.* 1st. Materials Park, Ohio: ASM International, 2008, s. 177-199. ISBN 978-0-87170-867-0.
- [55] Fázové přeměny v tuhém stavu. In: PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu I.* 2., opr. a rozš. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2003, s. 295-309. ISBN 80-7204-283-1.
- [56] GILL, S., J. SINGH, R. SINGH a H. SINGH. Metallurgical principles of cryogenically treated tool steels—a review on the current state of science. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* 2011, **54**(1-4), 59-82. ISSN 0268-3768. Dostupné z: doi:10.1007/s00170-010-2935-5
- [57] MACEK, Karel. *Kovové materiály.* Vyd. 1. Praha: Ediční středisko ČVUT, 1991, 157 s. ISBN 80-010-0682-4.
- [58] *Dörrenberg- Nástrojová ocel pro práci za studena.* Dörrenberg Edelstahl GmbH, 2020. Dostupné také z: [https://www.doerrenberg.de/wp-content/uploads/2020/05/1.2379\\_en.pdf](https://www.doerrenberg.de/wp-content/uploads/2020/05/1.2379_en.pdf)
- [59] K110. *Böhler- Nástrojová ocel pro práci za studena.* voestalpine BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG, 2022. Dostupné také z: [https://www.boehler.cz/app/uploads/sites/92/2022/03/productdb/api/k110\\_cs.pdf](https://www.boehler.cz/app/uploads/sites/92/2022/03/productdb/api/k110_cs.pdf)

- [60] Způsoby tepelného zpracování. In: JECH, J. *Tepelné zpracování ocelí: Metalografická příručka*. 3., upravené a dopln. vyd. Brno: Státní nakladatelství technické literatury, 1977, s. 76-115.
- [61] MESQUITA, R. a R. SCHNEIDER. Introduction to heat treating of tool steels. In: DOSSETT, J. a G. TOTTEN. *ASM Handbook - Heat Treating of Irons and Steels*. Volume 04D. Ohio: ASM International, 2014, s. 277-287. ISBN 978-1-62708-066-8.
- [62] BRYSON, W. E. Heat-Treatment Tools. In: *Heat Treatment - Master Control Manual*. 1st. Munich: Hanser Publishers, 2015, s. 66-71. ISBN 978-1-56990-485-5.
- [63] BRYSON, W. E. The Recipe for Heat Treating D2 Tool Steel. In: *Heat Treatment, Selection, and Application of Tool Steels (2nd Edition)* Heat Treatment, Selection, and Application of Tool Steels. 2nd Edition. Munich: Hanser Publishers, 2009, s. 29-47. ISBN 978-1-56990-376-6.
- [64] JECH, Jaroslav. *Tepelné zpracování oceli: Metalografická příručka : doplňková učebnice na středních průmyslových školách hutnických*. 3., upr. a dopl. vyd. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1969. Řada hutnické literatury.
- [65] TOTTEN, G., J. DOSSETT a N. KOBASKO. Steel Quenching Fundamentals and Processes. In: *ASM Handbook - Steel heat Treating Fundamentals and Processes*. Volume 04A. Ohio: ASM International, 2013, s. 91-255. ISBN 978-1-62708-011-8.
- [66] LIŠČÍČ, B. a S. SINGER. Calculation of the Heat Transfer Coefficient Based on Experiments by the Liscic Probes. *Comprehensive Materials Processing*. Elsevier, 2014, 123-176. ISBN 9780080965338. Dostupné z: doi:10.1016/B978-0-08-096532-1.01205-X
- [67] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-720-4248-3.
- [68] *ASP 2005: Powder metallurgy HSS*. V1. Paris (France): EraSteel, 2021. Dostupné také z: [https://www.erasteel.com/wp-content/uploads/2021/04/GB\\_Grade\\_ASP-2005.pdf](https://www.erasteel.com/wp-content/uploads/2021/04/GB_Grade_ASP-2005.pdf)
- [69] MOHRBACHER, H., M. WOYDT a Ch. SCHOLZ. *Slip-Rolling Resistance and Load Carrying Capacity of 36NiCrMoV1-5-7 Steel: Conference: Fundamentals and Applications of Mo and Nb Alloying in High Performance Steels* [online]. [cit. 2022-03-27]. Dostupné z: <https://www.researchgate.net/publication/333429513>
- [70] SVERKER 21. *Uddeholm- Nástrojová ocel pro práci za tepla*. Uddeholms AB, 2019. 13. Dostupné také z: [https://www.uddeholm.com/app/uploads/sites/49/2017/09/sverker-21-eng\\_p\\_0419-e13.pdf](https://www.uddeholm.com/app/uploads/sites/49/2017/09/sverker-21-eng_p_0419-e13.pdf)
- [71] AKHBARIZADEH, A, MA GOLOZAR, A SHAFEIE a M KHOLGHY. Effects of Austenizing Time on Wear Behavior of D6 Tool Steel After Deep Cryogenic Treatment. *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2009, **16**(6), 29-32. ISSN 1006706x. Dostupné z: doi:10.1016/S1006-706X(10)60023-4
- [72] AKINCIOĞLU, Sitki, Hasan GÖKKAYA a İlyas UYGUR. A review of cryogenic treatment on cutting tools. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*

- [online]. 2015, **78**(9-12), 1609-1627 [cit. 2022-04-18]. ISSN 0268-3768. Dostupné z: doi:10.1007/s00170-014-6755-x
- [73] BRYSON, William E. *Heat Treatment - Master Control Manual*. Hanser Publishers, 2015. ISBN 978-1-5231-0126-9. Dostupné také z: <https://app.knovel.com/hotlink/toc/id:kpHTMCM002/heat-treatment-master/heat-treatment-master>
- [74] LI, H., W. TONG, J. CUI, H. ZHANG, L. CHEN a L. ZUO. The influence of deep cryogenic treatment on the properties of high-vanadium alloy steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, **662**, 356-362. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2016.03.039
- [75] JOVIČEVIĆ-KLUG, P., G. PUŠ, M. JOVIČEVIĆ-KLUG, B. ŽUŽEK a B. PODGORNIK. Influence of heat treatment parameters on effectiveness of deep cryogenic treatment on properties of high-speed steels. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2022, **829**(142157) [cit. 2022-04-19]. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2021.142157
- [76] BALDISSERA, P. a C. DELPRETE. Deep Cryogenic Treatment: A Bibliographic Review. *The Open Mechanical Engineering Journal*. 2008, **2**(1), 1-11. ISSN 1874155x. Dostupné z: doi:10.2174/1874155X00802010001
- [77] JOVIČEVIĆ-KLUG, P. a B. PODGORNIK. Comparative study of conventional and deep cryogenic treatment of AISI M3:2 (EN 1.3395) high-speed steel. *Journal of Materials Research and Technology* [online]. 2020, **9**(6), 13118-13127 [cit. 2022-04-19]. ISSN 22387854. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmrt.2020.09.071
- [78] KALSI, N., R. SEHGAL a V. SHARMA. Cryogenic Treatment of Tool Materials: A Review. *Materials and Manufacturing Processes*. 2010, **25**(10), 1077-1100. ISSN 1042-6914. Dostupné z: doi:10.1080/10426911003720862
- [79] DHOKEY, N.B., S.S. MASKE a P. GHOSH. Effect of tempering and cryogenic treatment on wear and mechanical properties of hot work tool steel (H13). *Materials Today: Proceedings* [online]. 2021, **43**, 3006-3013 [cit. 2022-04-19]. ISSN 22147853. Dostupné z: doi:10.1016/j.matpr.2021.01.361
- [80] FANTINELLI, D., C. PARCIANELLO, T. ROSENDO, A. REGULY a M. TIER. Effect of heat and cryogenic treatment on wear and toughness of HSS AISI M2. *Journal of Materials Research and Technology* [online]. 2020, **9**(6), 12354-12363 [cit. 2022-04-19]. ISSN 22387854. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmrt.2020.08.090
- [81] CARDOSO, P.H.S., C.L. ISRAEL, M.B. DA SILVA, G.A. KLEIN a L. SOCCOL. Effects of deep cryogenic treatment on microstructure, impact toughness and wear resistance of an AISI D6 tool steel. *Wear* [online]. 2020, **456-457**(203382), 1-5 [cit. 2022-04-19]. ISSN 00431648. Dostupné z: doi:10.1016/j.wear.2020.203382
- [82] SONAR, T., S. LOMTE a Ch. GOGTE. Cryogenic Treatment of Metal – A Review. *Materials Today: Proceedings* [online]. 2018, **5**(11), 25219-25228 [cit. 2022-04-21]. ISSN 22147853. Dostupné z: doi:10.1016/j.matpr.2018.10.324
- [83] YANG, H-S, W. JUN, S. BAO-LUO, L. HAO-HUAI, G. SHENG-JI a H. SI-JIU. Effect of cryogenic treatment on the matrix structure and abrasion resistance of white cast

- iron subjected to destabilization treatment. *Wear*. 2006, **261**(10), 1150-1154. ISSN 00431648. Dostupné z: doi:10.1016/j.wear.2006.03.021
- [84] SOMMER, P. a M. ERNST. Influence of deep-temperature-treatment on the tempering behavior of the cold working steel 90MnCrV8. *The Heat Treatment Market* [online]. 2017, **17**(1), 5-9 [cit. 2022-04-19]. ISSN 09 43 - 80 25. Dostupné z: [https://werkstofftechnik.com/wp-content/uploads/2020/04/WBM\\_1\\_2017\\_JG24.pdf](https://werkstofftechnik.com/wp-content/uploads/2020/04/WBM_1_2017_JG24.pdf)
- [85] X153CrMoV12: (1.2379). In: *Gruppo Lucefin* [online]. Italia: Gruppo Lucefin, 2013 [cit. 2022-04-23]. Dostupné z: [https://www.lucefin.com/wp-content/files\\_mf/1.2379x153crmov12en.pdf](https://www.lucefin.com/wp-content/files_mf/1.2379x153crmov12en.pdf)
- [86] JURČI, P., M. DOMÁNKOVÁ, M. HUDÁKOVÁ, J. PTAČINOVÁ, M. PAŠÁK a P. PALČEK. Characterization of microstructure and tempering response of conventionally quenched, short- and long-time sub-zero treated PM Vanadis 6 ledeburitic tool steel. *Materials Characterization* [online]. 2017, **134**, 398-415 [cit. 2022-04-19]. ISSN 10445803. Dostupné z: doi:10.1016/j.matchar.2017.10.029
- [87] K340. *Böhler- Nástrojová ocel pro práci za studena*. 2020. Dostupné také z: [https://www.boehler-edelstahl.com/app/uploads/sites/92/2020/12/productdb/api/k340en\\_isodur.pdf](https://www.boehler-edelstahl.com/app/uploads/sites/92/2020/12/productdb/api/k340en_isodur.pdf)
- [88] ZURECKI, Zbigniew. Cryogenic Quenching of Steel Revisited. In: *Heat Treating*. Pennsylvania: ASM International, 2005, s. 106-113. ISBN 9780871708328.
- [89] BRYSON, W. E. Tool Steel Selection. In: *Heat Treatment, Selection, and Application of Tool Steels*. 2nd Edition. Ohio: Hanser Publishers, 2009, s. 135-163. ISBN 978-1-56990-376-6.
- [90] *Ušlechtilé nástrojové oceli Poldi*. 1. Kladno: Spojené ocelárny, n.p. Kladno, 1975.
- [91] DAVIS, J. R. Classification and Properties of Tool and Die Steels page. In: *ASM Specialty Handbook Tool Materials*. 1. Ohio: ASM International, 1995, s. 119-153. ISBN 978-0-87170-545-7.
- [92] BRYSON, William E. *Heat Treatment, Selection, and Application of Tool Steels*. 2nd edition. Hanser Publishers, 2009. ISBN 978-1-56990-376-6. Dostupné také z: <https://app.knovel.com/hotlink/toc/id:kpHTSATSE1/heat-treatment-selection/heat-treatment-selection>
- [93] *Tool materials*. Materials Park: ASM International, 1995. ASM specialty handbook. ISBN 08-717-0545-1. Dostupné také z: <https://app.knovel.com/hotlink/toc/id:kpASMSHTM1/asm-specialty-handbook/asm-specialty-handbook>
- [94] BRYSON, W. E. Good Design Practices. In: *Heat Treatment, Selection, and Application of Tool Steels*. 2nd Edition. Ohio: Hanser Publishers, 2009, s. 121-125. ISBN 978-1-56990-376-6.
- [95] Druhy opotřebení. In: *Tribologie*. Vyd. 1. Praha: České vysoké učení technické, 1997, s. 22-26. ISBN 80-010-1621-8.
- [96] BEČKA, Jan. *Tribologie*. 1. Praha: České vysoké učení technické, 1997. ISBN 80-010-1621-8.

- [97] TOTTEN, George E., ed. Tribology and Wear of tool steels. In: *ASM Handbook - Friction, Lubrication, and Wear Technology*. Volume 18. Portland: ASM International, 2017, s. 454-468. ISBN 978-1-62708-070-5.
- [98] Uddeholm tool steels for cold work tooling. In: *Uddeholm* [online]. Sweden: Uddeholm AB, 2016 [cit. 2022-04-16]. Dostupné z: [https://www.uddeholm.com/files/AB\\_cold\\_work\\_eng.pdf](https://www.uddeholm.com/files/AB_cold_work_eng.pdf)
- [99] SOBOTOVÁ, J., M. KUŘÍK, Z. KOLÁŘ a P. PRIKNEROVÁ. Effect of Conditions of Cryogenic Treatment on the Properties of Selected Cold Work Tool Steels. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* [online]. 2017, **72**(2), 99-103 [cit. 2018-08-27]. ISSN 1867-2493. Dostupné z: doi:10.3139/105.110318
- [100] KUŘÍK, M., J. LACZA, T. VLACH a J. SOBOTOVÁ. Study of the properties and structure of selected tool steels for cold work depending on the parameters of heat treatment. *Materiali in tehnologije*. 2017, **51**(4), 585-589. ISSN 15802949. Dostupné z: doi:10.17222/mit.2016.120
- [101] SOBOTOVÁ, J., M. KUŘÍK a J. LACZA. Effect of Chemical Composition and Heat Treatment Parameters on the Structure and Properties of Vanadis 23 and Vanadis 30 PM High-Speed Steels. *Solid State Phenomena*. Trans Tech Publications Ltd, 2017, **2017**(270), 258-264. ISSN 16629779. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/SSP.270.258
- [102] SOBOTOVÁ, J., M. KUŘÍK a J. CEJP. Influence of Heat Treatment Conditions on Properties of High-Speed P/M Steel Vanadis 30. *Key Engineering Materials*. 2015, **647**, 17-22. ISSN 1662-9795. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.647.17
- [103] KUŘÍK, M., J. SOBOTOVÁ a N. MORAVCOVÁ. Study of Differences between Results from Laboratory Tests and Tests of Real Tools for Selected Cold Work Tool Steels. *Defect and Diffusion Forum*. 2019, **395**, 113-123. ISSN 1662-9507. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/DDF.395.113
- [104] PMHS 6-5-3C: (1.3395). In: *Gruppo Lucefin* [online]. Italia: Gruppo Lucefin, 2013 [cit. 2022-04-23]. Dostupné z: [https://www.lucefin.com/wp-content/files\\_mf/pmhs653c.pdf](https://www.lucefin.com/wp-content/files_mf/pmhs653c.pdf)
- [105] ČSN EN ISO 6507. *Kovové materiály - Zkouška tvrdosti podle Vickerse*. 1.9.2018. Praha: Česká agentura pro standardizaci, 2018.
- [106] The Art of Revealing Microstructure. In: BRAMFITT, B. a A. BENSCOTER. *Metallographer's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels*. United States of America: ASM International, 2002, s. 215-242. ISBN 978-1-68015-235-7.
- [107] *ASTM G99-05(2010): Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus*. 03.02. West Conshohocken: ASTM International, 2010. Dostupné také z: [www.astm.org](http://www.astm.org)
- [108] *ASTM E606/E606M-21: Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing*. 03.01. West Conshohocken: ASTM International, 2021.
- [109] ČSN EN ISO 18265. *Kovové materiály - Převod hodnot tvrdosti*. 04/2014. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 2014.

- [110] YAN, X.G. a D.Y. LI. Effects of the sub-zero treatment condition on microstructure, mechanical behavior and wear resistance of W9Mo3Cr4V high speed steel. *Wear* [online]. 2013, **302**(1-2), 854-862 [cit. 2022-04-26]. ISSN 00431648. Dostupné z: doi:10.1016/j.wear.2012.12.037
- [111] DAS, D., A.K. DUTTA a K.K. RAY. Correlation of microstructure with wear behaviour of deep cryogenically treated AISI D2 steel. *Wear*. 2009, **267**(9-10), 1371-1380. ISSN 00431648. Dostupné z: doi:10.1016/j.wear.2008.12.051
- [112] LESKOVŠEK, V., M. KALIN a J. VIŽINTIN. Influence of deep-cryogenic treatment on wear resistance of vacuum heat-treated HSS. *Vacuum*. 2006, **80**(6), 507-518. ISSN 0042207x. Dostupné z: doi:10.1016/j.vacuum.2005.08.023
- [113] YUN, D., L. XIAOPING a X. HONGSHEN. Classic contributions: cryogenic treatment Deep cryogenic treatment of high speed steel. *International Heat Treatment and Surface Engineering*. 2013, **2**(2), 80-84. ISSN 1749-5148. Dostupné z: doi:10.1179/174951508X358482
- [114] CAMPBELL, F. C. *Elements of metallurgy and engineering alloys*. Materials Park, Ohio: ASM International, 2008. ISBN 978-0-87170-867-0.
- [115] JOVIČEVIĆ-KLUG, P., M. JOVIČEVIĆ-KLUG a B. PODGORNIK. Effectiveness of deep cryogenic treatment on carbide precipitation. *Journal of Materials Research and Technology* [online]. 2020, **9**(6), 13014-13026 [cit. 2022-06-10]. ISSN 22387854. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmrt.2020.09.063
- [116] Energy-Dispersive X-Ray Spectroscopy, EDS. In: *Encyclopedia of Materials Characterization - Surfaces, Interfaces, Thin Films*. United States of America: Elsevier, 1992, s. 120-134. ISBN 978-0-7506-9168-0.
- [117] Microstructure of Tool Steels. In: VOORT, V. *Metallography and Microstructure*. Volume 09. 2004, s. 649-669. ISBN 978-0-87170-706-2.
- [118] Strukturní parametry. In: JURČI, P. *Nástrojové oceli ledeburitického typu*. Vyd. 1. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009, s. 28-39. ISBN 978-80-01-04439-1.
- [119] Difúzní přeměny. In: VODÁREK, V. *Fázové přeměny: studijní opora*. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2014, s. 72 - 99. ISBN 978-80-248-3594-5.
- [120] YARASU, V., P. JURCI, J. HORNIK a S. KRUM. Optimization of cryogenic treatment to improve the tribological behavior of Vanadis 6 steel using the Taguchi and grey relation approach. *Journal of Materials Research and Technology*. 2022, **18**, 2945-2962. ISSN 22387854. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmrt.2022.03.145
- [121] ĐURICA, J., J. PTAČINOVÁ, M. DOMÁNKOVÁ, L. ČAPLOVIČ, M. ČAPLOVIČOVÁ, L. HRUŠOVSKÁ, V. MALOVCOVÁ a P. JURČI. Changes in microstructure of ledeburitic tool steel due to vacuum austenitizing and quenching, sub-zero treatments at -140°C and tempering. *Vacuum*. 2019, **170**. ISSN 0042207X. Dostupné z: doi:10.1016/j.vacuum.2019.108977
- [122] PELLIZZARI, M. Influence of deep cryogenic treatment on the properties of conventional and PM high speed steels. *Metallurgia Italiana* [online]. 2008, **100**, 17-22 [cit. 2022-06-27]. Dostupné z: [https://www.aimnet.it/allpdf/pdf\\_\\_pubbli/set08/pellizzari.pdf](https://www.aimnet.it/allpdf/pdf__pubbli/set08/pellizzari.pdf)

- [123] PTAČINOVÁ, J., V. SEDLICKÁ, M. HUDÁKOVÁ, I. DLOUHÝ a P. JURČI. Microstructure – Toughness relationships in sub-zero treated and tempered Vanadis 6 steel compared to conventional treatment. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2017, **702**, 241-258 [cit. 2018-12-09]. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2017.07.007
- [124] PROHAZKA, J., Z. POKORNÝ a D. DOBROCKÝ. Service Behavior of Nitride Layers of Steels for Military Applications. *Coatings* [online]. 2020, **10**(10) [cit. 2022-07-24]. ISSN 2079-6412. Dostupné z: doi:10.3390/coatings10100975
- [125] BACCOUCH, Z, R MNIF, R ELLEUCH a C RICHARD. Analysis of friction, wear and oxidation behaviour of X40CrMoV5/Fe360B steel couple in an open-sliding contact. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology* [online]. 2014, **228**(3), 276-287 [cit. 2022-07-24]. ISSN 1350-6501. Dostupné z: doi:10.1177/1350650113504564
- [126] Cause and Effect Analysis. In: KENDRICK, T. *The Project Management Tool Kit*. Third Edition. United States of America: American Management Association, 2014. ISBN 978-0-8144-3345-4.
- [127] DAVIS, J.R. *Alloying - Understanding the basics*. I. ASM International, 2001. ISBN 978-1-68015-941-7. Dostupné také z: <https://app.knovel.com/hotlink/toc/id:kpAUB00001/alloying-understanding/alloying-understanding>

## 8 SEZNAM OBRÁZKŮ

OBR. 1. RELATIVNÍ POROVNÁNÍ ODOLNOSTI PROTI ABRAZIVNÍMU OPOTŘEBENÍ VYBRANÝCH ZNAČEK NÁSTROJOVÝCH OCELÍ [15], UPRAVENO PRO POTŘEBY DISERTAČNÍ PRÁCE, ZVÝRAZNĚNY JSOU OCELI UVEDENÉ V TAB. 2 .....	14
OBR. 2 VYJÁDŘENÍ ZÁVISLOSTI ODOLNOSTI PROTI ABRAZIVNÍMU OPOTŘEBENÍ NA ZÁKLADĚ VYTVOŘENÉHO STRUKTURNÍHO PARAMETR "A" [15].....	15
OBR. 3 POROVNÁNÍ HOUŽEVNATOSTI OCELI VZHLEDEM K TVRDOSTI ZA VYŠŠÍ TEPLoty [15].....	15
OBR. 4. POROVNÁNÍ HOUŽEVNATOSTI OCELI VZHLEDEM K ODOLNOSTI PROTI OPOTŘEBENÍ [15] .....	16
OBR. 5. SCHÉMA OBVYKLÝCH POSTUPŮ VÝROBY NÁSTROJOVÉ OCELI POMOCÍ KLASICKÉ METALURGIE [18] .....	17
OBR. 6. SCHÉMA USPOŘÁDÁNÍ KONVERTORU PRO <b>AOD</b> [19] .....	18
OBR. 7. SCHÉMA KONSTRUKCE <b>VOD</b> [20] .....	19
OBR. 8 OBECNÉ SCHÉMA SYSTÉMU <b>VIM</b> PRO VÝROBU INGOTU OTEVŘENÝM LITÍM ZE SHORA [23].....	19
OBR. 9. ZNÁZORNĚNÍ MÍSTA VZNIKU BUBLINEK, CO V TAVENINĚ, MÍCHÁNÍ TAVENINY [23] .....	20
OBR. 10. SCHÉMA RŮSTU PRIMÁRNÍCH KRystalŮ PŘI TUHnutí OCELI V INGOTU (PŘÍČNÝ ŘEZ) [24] .....	20
OBR. 11. UKÁZKA PRŮBĚHU CHEMICKÉHO SLOŽENÍ V OSE INGOTU PRO UHLÍK, (A) A SÍRU (B), KDE ČERNÁ BARVA OZNAČUJE VYŠŠÍ KONCENTRACI [26].....	21
OBR. 12. SCHÉMA TUHnutí TAVENI PŘETAVOVANÉ V ZAŘÍZENÍ VAR (VLEVO) A ESR (VPRAVO) [27] .....	22
OBR. 13. KLASIFIKACE ROZLOŽENÍ KARBIDŮ U NÁSTROJOVÉ OCELI S OBSAHEM 12 % CHROMU, BÍLÁ MÍSTA OZNAČUJÍ KARBIDY [31] .....	23
OBR. 14. UKÁZKA JEDNOTLIVÝCH ZPŮSOBŮ ATOMIZACE [37].....	24
OBR. 15. STRUKTURA PRÁŠKU Z RYCHLOŘEZNÉ OCELI PŘIPRAVENÉHO VYSOKOTLAKÝM TLAKEM VODY (A) A DUSÍKEM (B) [37].....	25
OBR. 16. EFEKT PŘÍPRAVY OCELI NA VÝSLEDNOU MIKROSTRUKTURU RYCHLOŘEZNÉ OCELI T15 (1.3202) V TEPELNĚ ZPRACOVANÉM STAVU. (A) KONVENČNĚ PŘIPRAVENÁ KRUHOVÁ TYČ O Ø 80 MM, ODEBRÁNO ZE STŘENÍ ČÁSTI, (B) VAKUOVĚ SINTEROVÁNO PŘI TEPLotĚ 1255 °C DO PLNÉ HUSTOTY, (C) VAKUOVĚ SINTEROVÁNO PŘI TEPLotĚ 1220 °C PRO UZAVŘENÍ PŮRŮ, (D) KONSOLIDACE POMOCÍ HIP PŘI 1150 °C A NÁSLEDNĚ KOVÁNO. SNÍMKY BYLY POŘÍZENY POMOCÍ SVĚTELNÉ MIKROSKOPIE PO LEPTÁNÍ NITALEM [34].....	26
OBR. 17. VLIV TECHNOLOGIE PŘÍPRAVY RYCHLOŘEZNÉ OCELI NA MNOŽSTVÍ A VELIKOST KARBIDŮ VE STRUKTUŘE [41] .....	27
OBR. 18. ROZDÍLY V DISTRIBUCI KARBIDŮ O RYCHLOŘEZNÉ OCELI PŘIPRAVOVANÉ: A) KLASICKY, B) SPRAY FORMING, C) PM V ZÁKLADNÍM STAVU, SNÍMEK ZE SVĚTELNÉHO MIKROSKOPU PO LEPTÁNÍ 4% NITALEM [42] .....	28
OBR. 19. ROVNOVÁŽNÝ DIAGRAM METASTABILNÍ SOUSTAVY Fe – Fe <sub>3</sub> C [45] .....	29
OBR. 20. AUSTENITIZAČNÍ DIAGRAM UHLÍKOVÉ OCELI (0,7 HM % C) S VÝCHOZÍ STRUKTUROU LAMELÁRNÍHO PERLITE A FERITU [43] .....	29
OBR. 21. ROZPOUŠTĚNÍ SEKUNDÁRNÍCH KARBIDŮ A NASYCENÍ AUSTENITU RYCHLOŘEZNÉ OCELI HS 6-5-2 (1.3343) [45].....	31
OBR. 22. VLIV AUSTENITIZAČNÍ TEPLoty NA TVRDOST V ZAKALENÉM STAVU PRO JEDNOTLIVÉ TECHNOLOGIE PŘÍPRAVY MATERIÁLU [42] .....	32
OBR. 23. VÝSLEDKY Z MĚŘENÍ PEVNOSTI V OHYBU PRO VZORKY PŘIPRAVENÉ V PODÉLNÉM A PŘÍČNÉM SMĚRU [42].....	32
OBR. 24. VÝVOJ VELIKOST ZRNA V ZÁVISLOSTI NA TEPLotĚ A ČASU AUSTENITIZACE V SOLNÉ LÁZNI RO 1.3343 [45] .....	33
OBR. 25. ARA DIAGRAM NÁSTROJOVÉ OCELI D6 (1.2436) [52].....	34
OBR. 26. ZÁVISLOST TEPLoty M <sub>s</sub> A M <sub>f</sub> NA MNOŽSTVÍ UHLÍKU V OCELI [55] .....	35



OBR. 27. OBECNÁ MARTENZITICKÁ KŘIVKA OCELI POPISUJÍCÍ PODÍL MEZI AUSTENITEM A MARTENZITEM VZHLEDEM K TEPLOTĚ V INTERVALU $M_s$ A $M_f$ [54] .....	36
OBR. 28. ARA DIAGRAM NÁSTROJOVÉ OCELI D2 (1.2379) PŘI TEPLOTĚ AUSTENITIZACE 1030 °C [57] .....	36
OBR. 29. ARA DIAGRAM NÁSTROJOVÉ OCELI D2 (1.2379) PŘI TEPLOTĚ AUSTENITIZACE 1080 °C [57] .....	37
OBR. 30. IRA DIAGRAM PRO OCEL D2 (1.2379) [58] .....	37
OBR. 31. PRŮBĚH OHŘEVU POVRCHU A JÁDRA OCELOVÉ KOSTKY O DÉLCE HRANY 3 PALCE (CCA 75 MM) [62] .....	38
OBR. 32. ZÁZNAM TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ NÁSTROJOVÉ OCELI ASP 2023 [12] VE VAKUOVÉ PECI FIRMY TAV. ČERVENÁ ČÁRA DOKUMENTUJE NASTAVENOU TEPLITU V PECI, ŽLUTÁ TEPLITU POVRCHU A ZELENÁ TEPLITU JÁDRA. ....	39
OBR. 33. POROVNÁNÍ SOUČINITELE PŘESTUPU TEPLA VYBRANÝCH KALÍČICH MÉDII [65] .....	40
OBR. 34. PRŮBĚH ODRŽENÍ PARNÍHO POLŠTÁŘE VZNIKÉHO BĚHEM KALENÍ DO 30 °C VODY VÁLEČKU Z CHROM-NIKLOVÉ OCELI O PRŮMĚRU 25 MM A VÝŠCE 100 MM [64] .....	41
OBR. 35. VLIV PARNÍHO POLŠTÁŘE NA KOEFICIENT PŘESTUPU TEPLA PŘI KALENÍ DO VODY NEBO OLEJE A VLIV NA TEPLITU V DÍLU [64] .....	41
OBR. 36. KOEFICIENT PŘESTUPU TEPLA BĚHEM KALENÍ STLAČENÝM PLYNEM A VLIV NA TEPLITU DÍLU [64] .....	42
OBR. 37. PRŮBĚH CHLAZENÍ VSÁZKY POMOCÍ PŘETLAKU PLYNU ZACHYCUJÍCÍ ROZDÍL MEZI DNEM A VRCHEM VSÁZKY [64] .....	43
OBR. 38. UKÁZKA JEDNOTLIVÝCH ZPŮSOBŮ KALENÍ. PÍSMENY "P" A "J" JE OZNAČEN PROBĚH OCHLAZOVÁNÍ POVRCHU A JÁDRA DÍLU. 1- MARTENZITICKÉ KALENÍ DO STUDENÉ LÁZNĚ, 2 – LOMENÉ KALENÍ, 3 – TERMÁLNÍ KALENÍ, 4- IZOTERMICKÉ ZUŠLECHTĚNÍ [4]. ....	44
OBR. 39. POPOUŠTĚCÍ DIAGRAM PRO RŮZNÉ OCELI [68] .....	47
OBR. 40. POPOUŠTĚCÍ KŘIVKA OCELI SVERKER 21 (D2, 1.2379) OD FIRMY UDDEHOLM PRO RŮZNÉ TEPLITY KALENÍ [69] .....	47
OBR. 41. SCHÉMA ZAŘÍZENÍ PRO KRYOGENNÍ ZPRACOVÁNÍ [72] .....	48
OBR. 42. DIAGRAM BĚŽNÉHO POSTUPU ZMRAZOVÁNÍ S NÁSLEDNÝM POPOUŠTĚNÍM [70] .....	49
OBR. 43. VLIV DOBY AUSTENITIZACE A ZMRAZOVÁNÍ NA MNOŽSTVÍ ZBYTKOVÉHO AUSTENITU VE STRUKTUŘE [82] .....	50
OBR. 44. MNOŽSTVÍ ZBYTKOVÉHO AUSTENITU VE STRUKTUŘE OCELI D2 (1.2379) PŘI RŮZNÝCH REŽIMECH TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ V ZÁVISLOSTI NA TEPLOTĚ POPOUŠTĚNÍ [83] .....	50
OBR. 45. POPOUŠTĚCÍ KŘIVKA OCELI D2 (1.2379) PRO RŮZNÉ POSTUPY TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ [83] .....	51
OBR. 46. SEM TOPOGRAFIE OCELI AISI A2: A) KALENA DO OLEJE A POPUŠTĚNA, B) KALENA DO OLEJE, ZMRAZENA A POPUŠTĚNA (ŠIPKY OZNAČUJÍ VÝSKYT "TMAVÝCH KARBIDŮ") [87] .....	52
OBR. 47. TYPY OBVYKLÉHO POŠKOZENÍ NÁSTROJŮ PRO PRÁCI ZA STUDENA [97]. ....	53
OBR. 48. VÝVOJOVÝ DIAGRAM TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ OCELI ASP 2023 .....	58
OBR. 49. VÝVOJOVÝ DIAGRAM TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ OCELI ASP 2005 .....	59
OBR. 50. STRUKTURA OCELI ASP 2023 VE STAVU PO KALENÍ, ZMRAZOVÁNÍ A POPUŠTĚNÍ A) SNÍMEK SEM, B) SNÍMEK SEM PO PRAHOVÁNÍ V PROGRAMU NIS ELEMENTS AR.....	61
OBR. 51. SCHÉMA ZKOUŠKY PIN ON DISK [106].....	61
OBR. 52. UKÁZKA JEDNOTLIVÝCH SNÍMKŮ DRÁŽKY PO POD PRO VZORKEM A05_1QCT.....	63
OBR. 53. DOSAŽENÁ TVRDOST PO ÚPLNÉM TEPELNÉM ZPRACOVÁNÍ [HV10] .....	65
OBR. 54. VLIV TEPLoty AUSTENITIZACE NA TVRDOST V ZAKALENÉM STAVU ASP 2023 .....	66
OBR. 55. VLIV TEPLoty AUSTENITIZACE NA TVRDOST V POPUŠTĚNÉM STAVU ASP 2023.....	66

OBR. 56. VLIV TEPLoty AUSTENITIZACE NA TVRDOST V ZAKALENÉM STAVU ASP 2005.....	67
OBR. 57. VLIV TEPLoty AUSTENITIZACE NA TVRDOST V POPUŠTĚNÉM STAVU ASP 2005.....	67
OBR. 58. TVRDOSTI OCELÍ ASP 2005 A ASP 2023 V ZAKALENÉM STAVU A PO NÁSLEDNÉM ZMRAZOVÁNÍ.....	68
OBR. 59. TVRDOSTI OCELÍ ASP 2005 A ASP 2023 V POPUŠTĚNÉM STAVU .....	68
OBR. 60. VLIV TEPLoty AUSTENITIZACE NA TVRDOST VE ZMRAZENÉM A POPUŠTĚNÉM STAVU ASP 2005.....	69
OBR. 61. SM, NENALEPTANÝ POVRCH METALOGRAFICKÉHO VZORKU DODANÉHO STAVU A) ASP 2023 A B) ASP 2005 .....	70
OBR. 62. SM, 2 % NITAL, DODANÝ STAV OCELI A) ASP 2023, B) ASP 2005 .....	71
OBR. 63. SM, 2 % NITAL, A) ASP 2023, 1050 °C, 540 °C/ 520 °C/ 520 °C, B) ASP 2023, 1050 °C, 540 °C/ 520 °C/ 520 °C .....	71
OBR. 64. SEM, LEPTADLO NITAL 2 %, STRUKTURA OCELI A) ASP 2023, B) ASP 2005 .....	72
OBR. 65. ANALYZOVANÁ STRUKTURA OCELI ASP 2023 V DODANÉM STAVU EDS METODOU.....	72
OBR. 66. ANALYZOVANÁ STRUKTURA OCELI ASP 2005 V DODANÉM STAVU POMOCÍ EDS METODOU .....	74
OBR. 67. SEM, LEPTADLO VILELLA, ZAKALENÁ STRUKTURA VČETNĚ NAMĚŘENÉ TVRDOSTÍ DANÉHO STAVU. ....	76
OBR. 68. SEM, LEPTADLO 2 % NITAL, POPUŠTĚNÁ STRUKTURA VČETNĚ NAMĚŘENÉ TVRDOSTÍ DANÉHO STAVU.....	77
OBR. 69. ANALYZOVANÁ STRUKTURA OCELI ASP 2023 POMOCÍ EDS METODY S VYZNAČENÝMI MÍSTY MĚŘENÍ.....	78
OBR. 70. ANALYZOVANÁ STRUKTURA OCELI ASP 2005 POMOCÍ EDS METODY S VYZNAČENÝMI MÍSTY MĚŘENÍ.....	79
OBR. 71. SEM, LEPTADLO VILELLA, ZAKALENÁ POTAŽMO ZAKALENÁ A ZMRAZENÁ STRUKTURA, VČETNĚ NAMĚŘENÉ TVRDOSTI DANÉHO STAVU.....	81
OBR. 72. SEM, LEPTADLO 2 % NITAL, POPUŠTĚNÁ STRUKTURA VČETNĚ NAMĚŘENÉ TVRDOSTÍ DANÉHO STAVU.....	82
OBR. 73. ANALYZOVANÁ STRUKTURA OCELI ASP 2023) POMOCÍ EDS METODY S VYZNAČENÝMI MÍSTY MĚŘENÍ .....	83
OBR. 74. ANALYZOVANÁ STRUKTURA OCELI ASP 2005 POMOCÍ EDS METODY S VYZNAČENÝMI MÍSTY MĚŘENÍ.....	84
OBR. 75. VELIKOSTNÍ ROZDĚLNÍ KARBIDŮ VE VÝCHOZÍM STAVU OCELI A) ASP 2023, B) ASP 2005 .....	86
OBR. 76. PLOŠNÝ PODÍL JEDNOTLIVÝCH VELIKOSTNÍCH TŘÍD KARBIDŮ SLEDOVANÝCH OCELÍ V DODANÉM STAVU.....	86
OBR. 77. VLIV TEPLoty AUSTENITIZACE NA VELIKOSTNÍ ROZDĚLNÍ KARBIDŮ OCELI ASP 2023 V KALENÉM A KALENÉM A POPUŠTĚNÉM STAVU VČETNĚ NAMĚŘENÉ TVRDOSTI A CELKOVÉHO PLOŠNÉHO PODÍLU .....	87
OBR. 78. VLIV TEPLoty AUSTENITIZACE NA PLOŠNÉ ZASTOUPENÍ JEDNOTLIVÝCH VELIKOSTNÍCH TŘÍD KARBIDŮ OCELI ASP 2023 V KALENÉM A KALENÉM A POPUŠTĚNÉM STAVU .....	88
OBR. 79. VLIV TEPLoty AUSTENITIZACE NA VELIKOSTNÍ ROZDĚLNÍ KARBIDŮ OCELI ASP 2005 V KALENÉM A KALENÉM A POPUŠTĚNÉM STAVU VČETNĚ NAMĚŘENÉ TVRDOSTI A CELKOVÉHO PLOŠNÉHO PODÍLU .....	89
OBR. 80. VLIV TEPLoty AUSTENITIZACE NA PLOŠNÉ ZASTOUPENÍ JEDNOTLIVÝCH VELIKOSTNÍCH TŘÍD KARBIDŮ OCELI ASP 2005 V KALENÉM A KALENÉM A POPUŠTĚNÉM STAVU .....	90
OBR. 81. VLIV ZMRAZOVÁNÍ NA VELIKOSTNÍ ROZDĚLENÍ KARBIDŮ, VČETNĚ NAMĚŘENÉ TVRDOSTÍ DANÉHO STAVU A CELKOVÉHO PODÍLU KARBIDŮ .....	91
OBR. 82. VLIV ZMRAZOVÁNÍ NA PLOŠNÉ ZASTOUPENÍ KARBIDŮ U OCELI ASP 2023, TEPLOTA AUSTENITIZACE 1050 °C .....	92
OBR. 83. VLIV ZMRAZOVÁNÍ NA VELIKOSTNÍ ROZDĚLENÍ KARBIDŮ OCELI ASP 2005, TEPLOTA AUSTENITIZACE 1050 °C A 1100 °C .....	93
OBR. 84. VLIV ZMRAZOVÁNÍ NA PLOŠNÉ ROZDĚLENÍ KARBIDŮ U OCELI ASP 2005, PŘI TEPLOTĚ AUSTENITIZACE 1050 °C A 1100 °C .....	94

OBR. 85. LEXT™ OLS5000-SAF, PROFIL DRÁŽKY PO ZKOUŠCE PIN ON DISK VZORKU A23_1QT, ZÁTĚŽNÁ SÍLA 5 N, CELKOVÁ DRÁHA 100 M .....	95
OBR. 86. LEXT™ OLS5000-SAF, POVRCH ČÁSTI DRÁŽKY PO ZKOUŠCE PIN ON DISK VZORKU A23_1QT, ZÁTĚŽNÁ SÍLA 5 N, CELKOVÁ DRÁHA 100 M .....	95
OBR. 87. SEM, ANALYZOVANÁ STRUKTURA DRÁŽKY ASP 2023 S VYZNAČENÝM VÝSKYTEM KYSLÍKU (ČERVENÁ BARVA) .....	96
OBR. 88. LEXT™ OLS5000-SAF, PROFIL DRÁŽKY PO ZKOUŠCE PIN ON DISK VZORKU A23_1QT, ZÁTĚŽNÁ SÍLA 10 N, CELKOVÁ DRÁHA 200 M .....	96
OBR. 89. LEXT™ OLS5000-SAF, POVRCH ČÁSTI DRÁŽKY PO ZKOUŠCE PIN ON DISK VZORKU A23_1QT, ZÁTĚŽNÁ SÍLA 10 N, CELKOVÁ DRÁHA 200 M .....	97
OBR. 90. PRŮMĚRNÁ HODNOTA KOEFICIENTU TŘENÍ SLEDOVANÝCH OCELÍ V ZÁVISLOSTI NA TEPLOTĚ AUSTENITIZACE.....	98
OBR. 91. OBJEMOVÝ ÚBYTEK PO ZKOUŠCE POD URČENÝ NA ZÁKLADĚ MĚŘENÍ ŠÍŘKY DRÁŽKY POMOCÍ SM (A) A DRSNOMĚRU (B), ZÁTĚŽNÁ SÍLA 10 N, CELKOVÁ DRÁHA 200 M.....	98
OBR. 92. PRŮMĚRNÁ HODNOTA KOEFICIENTU TŘENÍ SLEDOVANÝCH OCELÍ S A BEZ ZMRAZOVÁNÍ .....	99
OBR. 93. OBJEMOVÝ ÚBYTEK PO ZKOUŠCE POD ZMRAZENÉHO A NEZMRAZENÉHO STAVU, URČENÝ NA ZÁKLADĚ MĚŘENÍ ŠÍŘKY DRÁŽKY POMOCÍ SM (A) A DRSNOMĚRU (B), ZÁTĚŽNÁ SÍLA 10 N, CELKOVÁ DRÁHA 200 M.....	100
OBR. 94. VYCHÝLENÍ VZNIKLYCH POLOVIN VZORKU PO PORUŠENÍ .....	101
OBR. 95. ZÁZNAM PRŮBĚHU ZATÍŽENÍ BĚHEM JEDNOHO CYKLU S KLEŠTINOVÝM DRŽÁKEM .....	101
OBR. 96. ZÁZNAM PRŮBĚHU ZATÍŽENÍ BĚHEM JEDNOHO CYKLU S NOVOU KONSTRUKCÍ DRŽÁKU.....	102
OBR. 97. PRŮMĚRNÝ POČET CYKLŮ DO PORUŠENÍ VZORKU PŘED PŘEBROUŠENÍM POVRCHU.....	102
OBR. 98. VLIV DRSNOSTI R <sub>Z</sub> A MOMENTU SÍLY NA VÝSLEDEK ZKOUŠKY ÚNAVY PŘED PŘEBROUŠENÍM POVRCHU .....	103
OBR. 99. PRŮMĚRNÝ POČET CYKLŮ DO PORUŠENÍ VZORKU PO PŘEBROUŠENÍ POVRCHU .....	104
OBR. 100. VLIV DRSNOSTI R <sub>Z</sub> A MOMENTU SÍLY NA VÝSLEDEK ZKOUŠKY ÚNAVY PO PŘEBROUŠENÍ POVRCHU .....	104
OBR. 101. PRŮMĚRNÝ POČET CYKLŮ DO PORUŠENÍ VZORKU PŘED NEPŘEBROUŠENÍM POVRCHU .....	105
OBR. 102. VLIV DRSNOSTI R <sub>Z</sub> A MOMENTU SÍLY NA VÝSLEDEK ZKOUŠKY ÚNAVY PŘED PŘEBROUŠENÍM POVRCHU .....	106
OBR. 103. PRŮMĚRNÝ POČET CYKLŮ DO PORUŠENÍ VZORKU PO PŘEBROUŠENÍ POVRCHU .....	106
OBR. 104. VLIV DRSNOSTI R <sub>Z</sub> A MOMENTU SÍLY NA VÝSLEDEK ZKOUŠKY ÚNAVY PO PŘEBROUŠENÍ POVRCHU .....	107
OBR. 105. SEM, LEPTADLO VILELLA, ZAKALENÁ STRUKTURA.....	128
OBR. 106. SEM, LEPTADLO 2 % NITAL, POPUŠTĚNÁ STRUKTURA .....	129
OBR. 107. SEM, LEPTADLO VILELLA, POPUŠTĚNÁ STRUKTURA .....	130
OBR. 108. SEM, LEPTADLO 2 % NITAL, POPUŠTĚNÁ STRUKTURA .....	131

## 9 SEZNAM TABULEK

TAB. 1 PŘEHLED OBVYKLÝCH LEGUJÍCÍCH PRVKŮ A JEJICH VLIV NA VLASTNOSTI OCELI [1; 2; 3].....	10
TAB. 2 VYBRANÉ NÁSTROJOVÉ OCELI A JEJICH CHEMICKÉ SLOŽENÍ [3; 15] .....	13
TAB. 3. VLIV VELIKOSTI ZRNA NA VYBRANÉ MECHANICKÉ A TECHNOLOGICKÉ VLASTNOSTI OCELÍ [43] .....	30
TAB. 4. CHEMICKÉ SLOŽENÍ JEDNOTLIVÝCH OCELÍ DLE JEJICH VÝROBCŮ.....	56
TAB. 5 CHEMICKÉ SLOŽENÍ POLOTOVARŮ DLE ATESTŮ OD DODAVATELE .....	57
TAB. 6. PARAMETRY ZKOUŠKY POD.....	62
TAB. 7. PARAMETRY ZKOUŠKY ÚNAVY .....	64
TAB. 8. CHEMICKÉ SLOŽENÍ JEDNOTLIVÝCH MĚŘENÝCH BODŮ EDS ANALÝZY OCELI ASP 2023, VČETNĚ ODHADU TYPU KARBIDŮ NA ZÁKLADĚ PRÁCE [116].....	73
TAB. 9. CHEMICKÉ SLOŽENÍ JEDNOTLIVÝCH MĚŘENÝCH BODŮ EDS ANALÝZY OCELI ASP 2005, VČETNĚ ODHADU TYPU KARBIDŮ NA ZÁKLADĚ PRÁCE [116].....	74
TAB. 10. CHEMICKÉ SLOŽENÍ JEDNOTLIVÝCH MĚŘENÝCH BODŮ EDS ANALÝZY OCELI ASP 2023 V ZAKALENÉM A POPUŠTĚNÉM STAVU, VČETNĚ ODHADU TYPU KARBIDŮ NA ZÁKLADĚ PRÁCE [116] .....	79
TAB. 11. CHEMICKÉ SLOŽENÍ JEDNOTLIVÝCH MĚŘENÝCH BODŮ EDS ANALÝZY OCELI ASP 2005 V ZAKALENÉM A POPUŠTĚNÉM STAVU, VČETNĚ ODHADU TYPU KARBIDŮ NA ZÁKLADĚ PRÁCE [116] .....	80
TAB. 12. CHEMICKÉ SLOŽENÍ JEDNOTLIVÝCH MĚŘENÝCH BODŮ EDS ANALÝZY OCELI ASP 2023 V ZAKALENÉM A POPUŠTĚNÉM STAVU (A23_1QT), VČETNĚ ODHADU TYPU KARBIDŮ NA ZÁKLADĚ PRÁCE [116] .....	84
TAB. 13. CHEMICKÉ SLOŽENÍ JEDNOTLIVÝCH MĚŘENÝCH BODŮ EDS ANALÝZY OCELI ASP 2005 V ZAKALENÉM, ZMRAZENÉM A POPUŠTĚNÉM STAVU VČETNĚ ODHADU TYPU KARBIDŮ NA ZÁKLADĚ PRÁCE [116] .....	85

## 10 PUBLIKAČNÍ ČINNOST AUTORA

### 10.1 Tematické publikace v databázích Os a SCOPUS

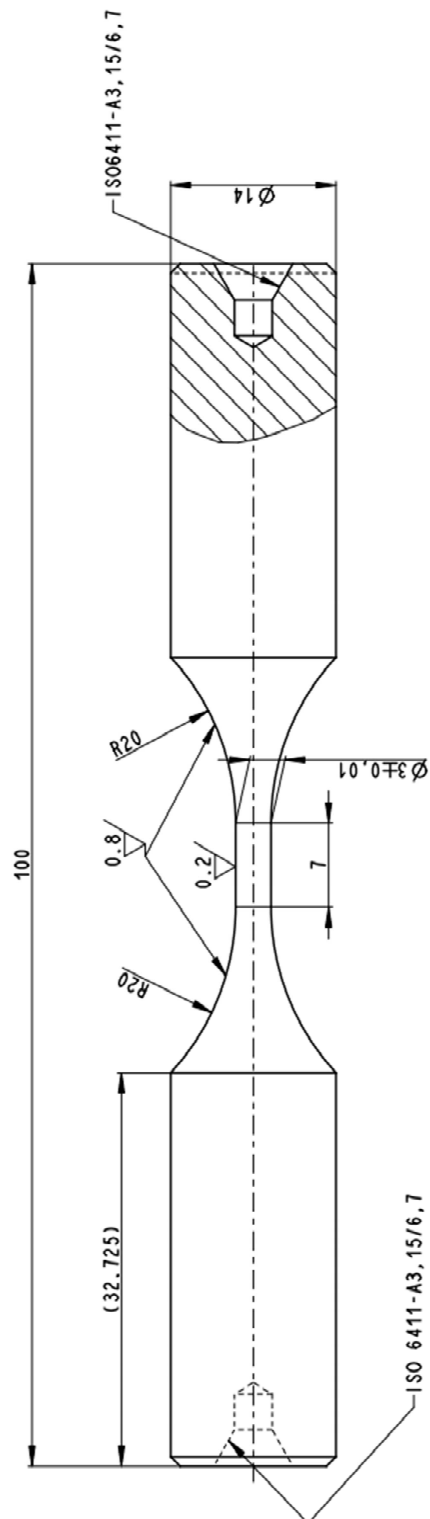
- [99] SOBOTOVÁ, J., M. KUŘÍK, Z. KOLÁŘ a P. PRIKNEROVÁ. Effect of Conditions of Cryogenic Treatment on the Properties of Selected Cold Work Tool Steels. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* [online]. 2017, 72(2), 99-103 [cit. 2018-08-27]. ISSN 1867-2493. Dostupné z: doi:10.3139/105.110318
- [100] KUŘÍK, M., J. LACZA, T. VLACH a J. SOBOTOVÁ. Study of the properties and structure of selected tool steels for cold work depending on *the parameters of heat treatment*. *Materiali in tehnologije*. 2017, 51(4), 585-589. ISSN 15802949. Dostupné z: doi:10.17222/mit.2016.120
- [101] SOBOTOVÁ, J., M. KUŘÍK a J. LACZA. Effect of Chemical Composition and Heat Treatment Parameters on the Structure and Properties of Vanadis 23 and Vanadis 30 PM High-Speed Steels. *Solid State Phenomena*. Trans Tech Publications Ltd, 2017, 2017(270), 258-264. ISSN 16629779. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/SSP.270.258
- [102] SOBOTOVÁ, J., M. KUŘÍK a J. CEJP. Influence of Heat Treatment Conditions on Properties of High-Speed P/M Steel Vanadis 30. *Key Engineering Materials*. 2015, 647, 17-22. ISSN 1662-9795. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.647.17
- [103] KUŘÍK, M., J. SOBOTOVÁ a N. MORAVCOVÁ. Study of Differences between Results from Laboratory Tests and Tests of Real Tools for Selected Cold Work Tool Steels. *Defect and Diffusion Forum*. 2019, 395, 113-123. ISSN 1662-9507. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/DDF.395.113

### 10.2 Ostatní publikace v databázích WoS a SCOPUS

- BARTKOWSKA, A., P. JURČI, M. HUDÁKOVÁ, D. BARTKOWSKI, D. PRZESTACKI, M. KUSÝ a M. KUŘÍK. *The influence of laser processing on microstructure and selected properties of the diffusion boronized layers produced on tool steel for metal forming*. In: Brno: TANGER, 2020, 2020, s. 295-301. ISBN 978-808729497-0. Dostupné z: doi:10.37904/metal.2020.3481
- ROHAN, P., T. KRAMÁR, K. KOVANDA, M. KUŘÍK, S. KRUM a L. FOREJTOVÁ. Renovation of high-speed steel by PTA hardfacing. In: *METAL 2017 - 26th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings*. Brno: TANGER, 2017, s. 1164-1170. ISBN 978-808729479-6.

# 11 PŘÍLOHY

## 11.1 Výkres vzorku na únavovou zkoušku



Proj.	Číslo výkresu	Měřítko - rozměr	Podoba	INŽENĚR INOVAVY	Mat. příkres	Mat. číslo tr. odp.	0,099
Měřítka	3:1	3	1	2	3		
Projekt	3:1	3	1	2	3		
Průběh	3:1	3	1	2	3		
Číslo výkresu	3 2 10 03791						
Průběh	3 2 10 03791						
Číslo výkresu	3 2 10 03791						
Průběh	3 2 10 03791						

Typ: BUB 50 B | Skupina: 1  
 Měřítko: 3 2 10 03791  
 Číslo výkresu: 3 2 10 03791  
 Průběh: 1

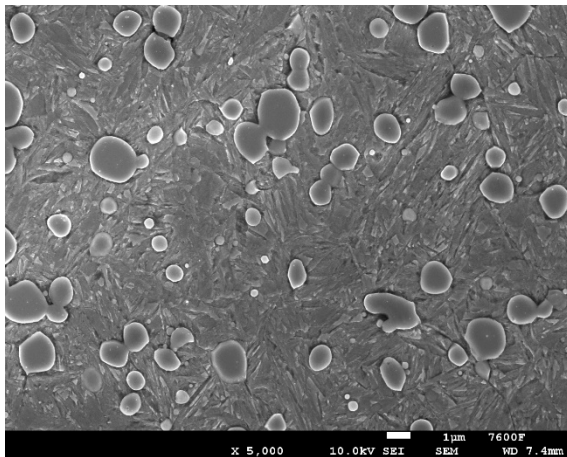
ISO 6411-A3, 15/6, 7  
 ISO 6411-A3, 15/6, 7

1.1.2 Hodnoty naměřené tvrdosti

Vzorek	Metoda	Měření												Průměr	Std
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12		
A05_1Q	HV10	850,1	841,5	847,2	847,3	847,3	844,4	847,3	847,2	847,3	841,4	841,5	850,1	<b>846,1</b>	<b>3,0</b>
A05_1QC	HV10	864,7	861,8	864,7	858,7	855,9	870,4	864,7	864,7	861,8	870,7	855,8	876,7	<b>864,2</b>	<b>5,9</b>
A05_1QCT	HV10	767,3	767,3	764,8	759,8	757,5	759,8	759,8	759,8	757,6	759,9	767,2	764,8	<b>762,1</b>	<b>3,7</b>
A05_1QT	HV10	743,1	747,8	747,8	740,7	740,7	738,4	745,5	743,0	745,4	740,7	743,0	745,0	<b>743,4</b>	<b>2,8</b>
A05_HQ	HV10	867,7	861,7	873,6	867,7	870,8	867,7	864,7	867,8	864,7	873,6	867,8	864,7	<b>867,7</b>	<b>3,4</b>
A05_HQC	HV10	888,9	888,9	879,7	889,0	876,7	882,8	876,7	888,9	882,8	882,9	888,9	882,7	<b>884,1</b>	<b>4,6</b>
A05_HQCT	HV10	792,5	800,4	800,4	797,8	800,4	800,5	797,8	800,4	800,5	795,2	800,4	797,7	<b>798,7</b>	<b>2,5</b>
A05_HQT	HV10	736,0	738,4	738,4	738,4	736,0	736,0	738,4	738,3	738,4	738,4	738,2	733,7	<b>737,4</b>	<b>1,5</b>
A23_1Q	HV10	850,0	858,9	853,0	853,0	853,0	853,0	855,9	856,0	855,9	855,9	858,9	853,0	<b>854,7</b>	<b>2,5</b>
A23_1QC	HV10	870,7	858,9	861,7	864,7	864,7	858,8	861,7	858,8	870,7	858,9	870,6	873,7	<b>864,5</b>	<b>5,3</b>
A23_1QCT	HV10	781,0	784,8	784,9	784,8	782,3	779,7	779,8	787,4	787,4	782,3	787,4	782,3	<b>783,7</b>	<b>2,7</b>
A23_1QT	HV10	759,9	752,6	762,2	757,4	759,9	757,4	755,0	756,2	757,4	752,6	752,6	752,5	<b>756,3</b>	<b>3,2</b>
A23_BQ	HV10	876,8	876,7	876,7	879,7	885,7	882,8	870,7	882,8	876,6	867,6	873,8	876,6	<b>877,2</b>	<b>4,9</b>
A23_BQT	HV10	830,3	830,2	830,3	824,7	833,1	835,8	838,7	833,0	833,1	833,0	827,5	835,8	<b>832,1</b>	<b>3,7</b>
A23_HQ	HV10	882,8	879,7	882,8	882,8	879,7	873,6	876,7	882,8	879,7	882,7	876,7	864,7	<b>878,7</b>	<b>5,1</b>
A23_HQT	HV10	772,2	774,7	767,2	769,7	772,2	772,3	772,2	777,3	769,7	769,7	777,3	774,7	<b>772,4</b>	<b>3,0</b>

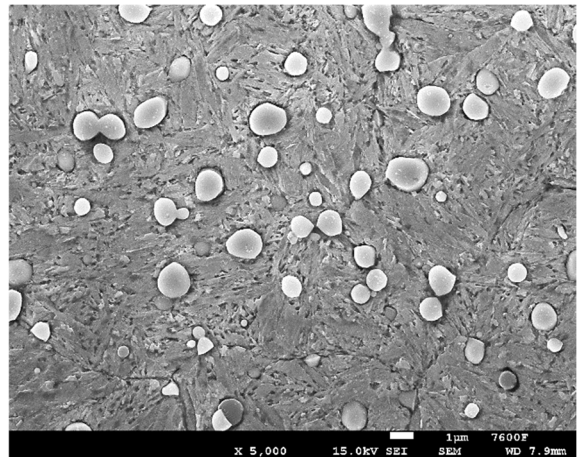
### 11.3 SEM snímky vlivu teploty austenitizace na zakalenou strukturu

ASP 2023

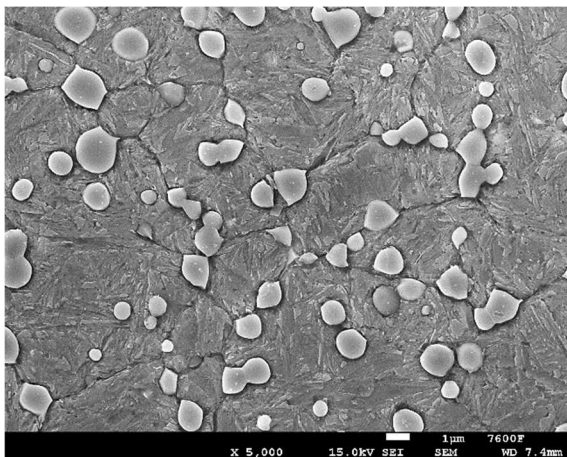


a) 1050 °C

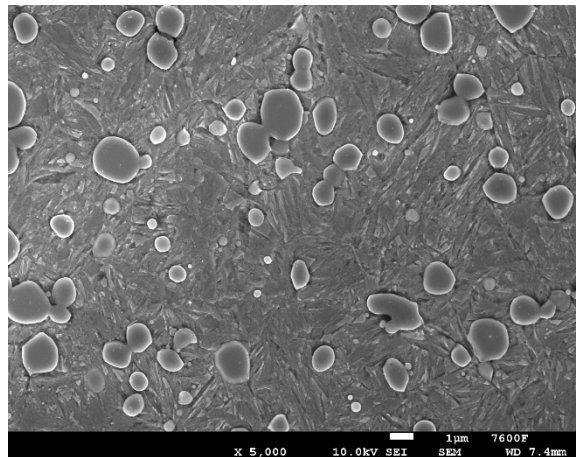
ASP2005



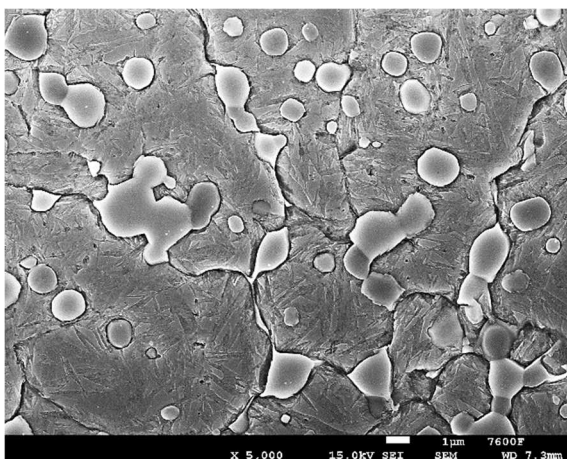
b) 1050 °C



c) 1100 °C



d) 1100 °C

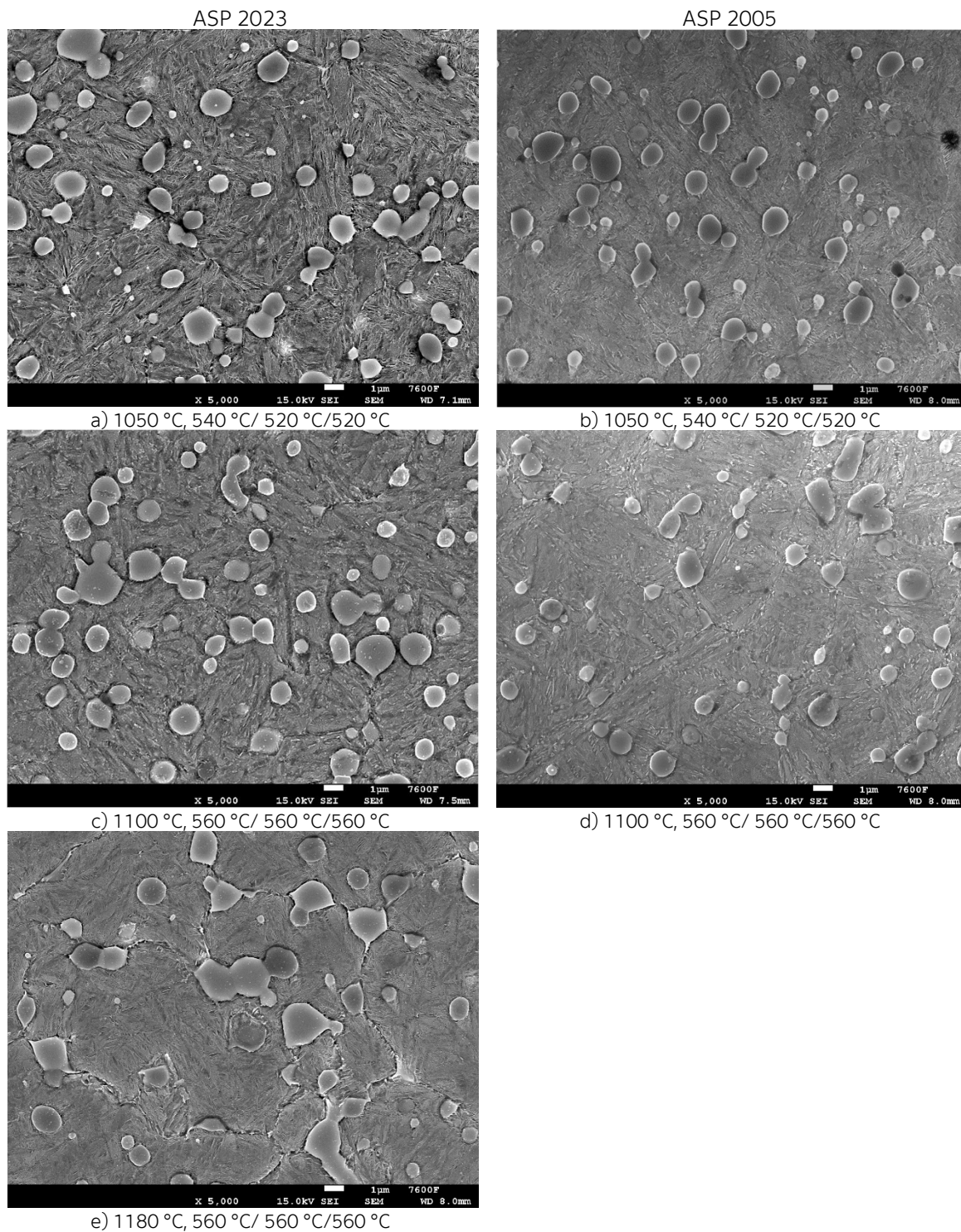


e) 1180 °C

Obr. 105. SEM, leptadlo Vilella, zakalená struktura



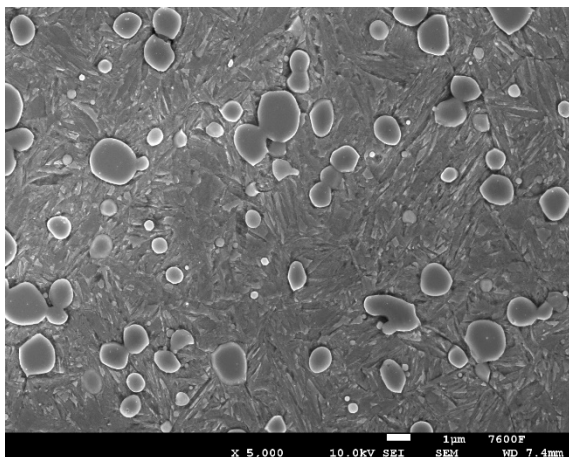
## 11.4 SEM snímky vlivu teploty austenitizace na konečnou strukturu



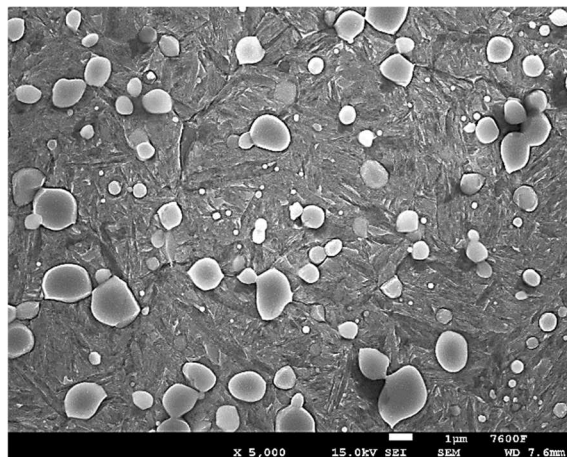
Obr. 106. SEM, leptadlo 2 % Nital, popuštěná struktura

## 11.5 SEM snímky vlivu zmrazování na zakalenou strukturu

ASP 2023

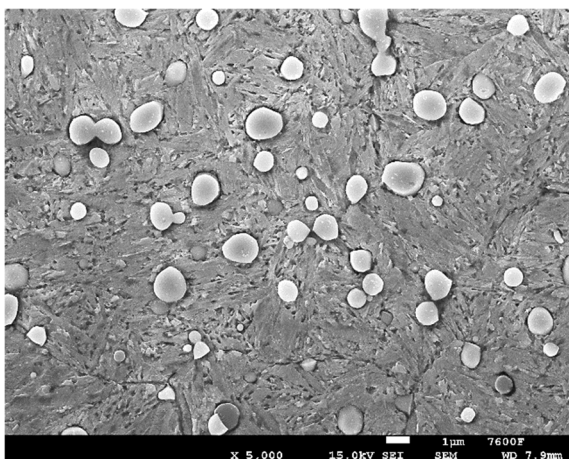


a) 1050 °C

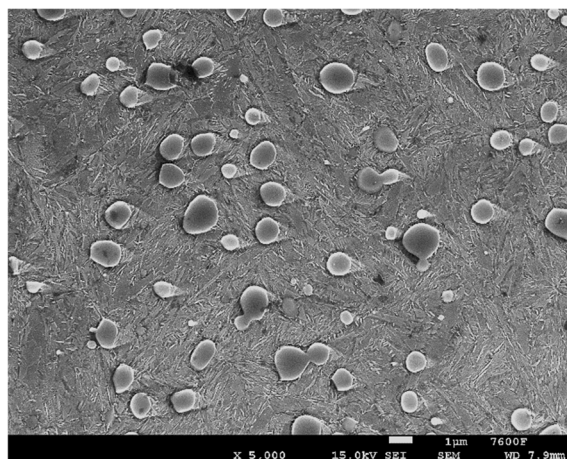


b) 1050 °C, -80 °C

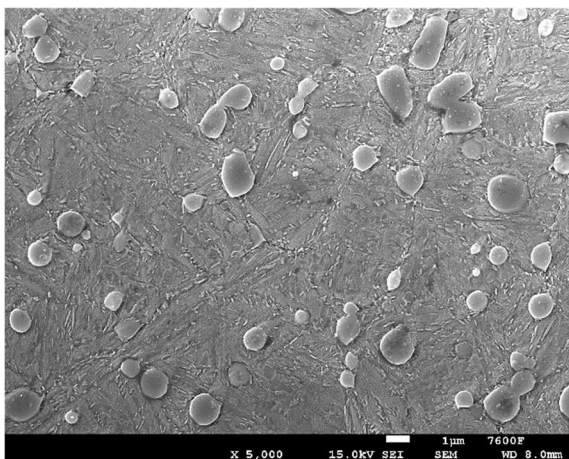
ASP 2005



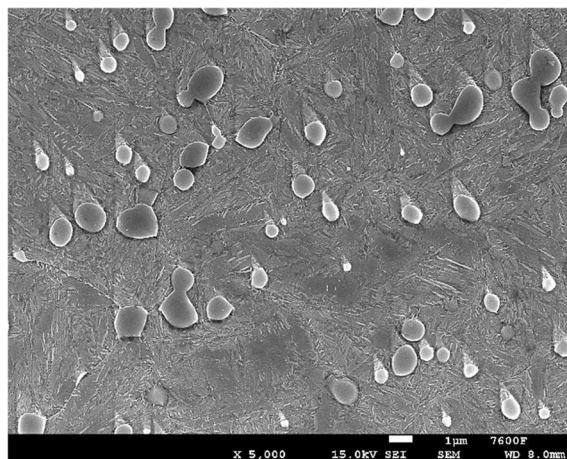
c) 1050 °C



d) 1050 °C, -80 °C



e) 1100 °C

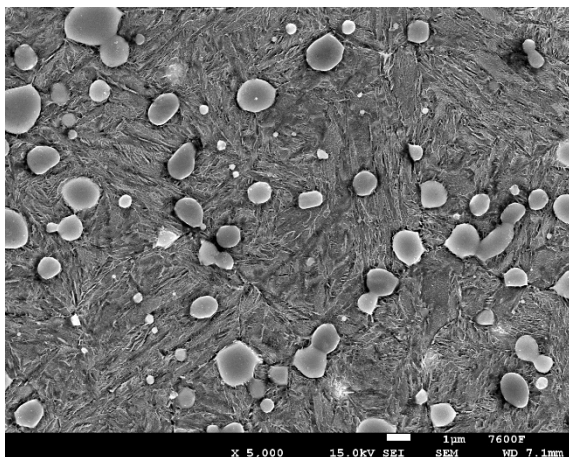


f) 1100 °C, -80 °C

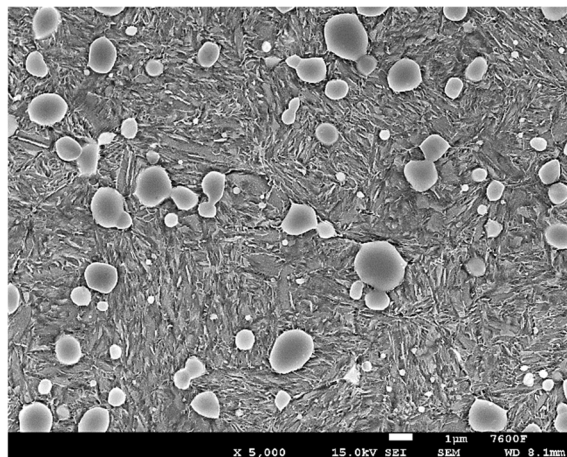
Obr. 107. SEM, leptadlo Vilella, popuštěná struktura

## 11.6 SEM snímky vlivu zmrazování na výslednou strukturu

ASP 2023

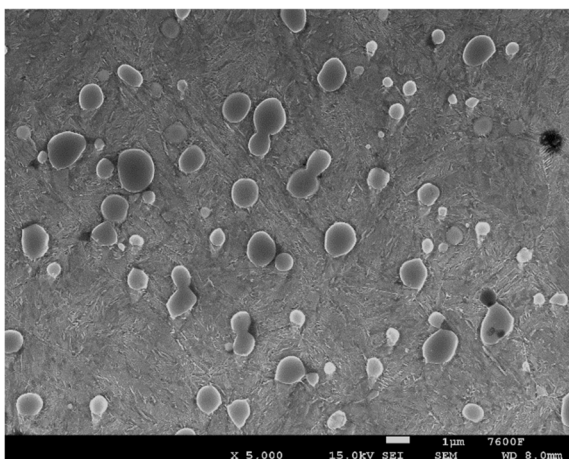


a) 1050 °C, 540 °C/ 520 °C/ 520 °C

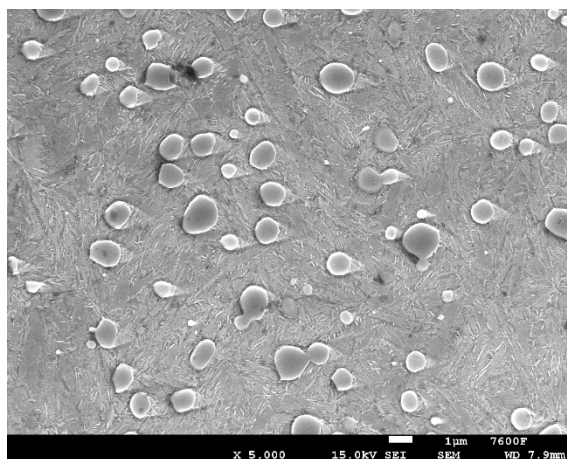


b) 1050 °C, -80 °C, 540 °C/ 520 °C/ 520 °C

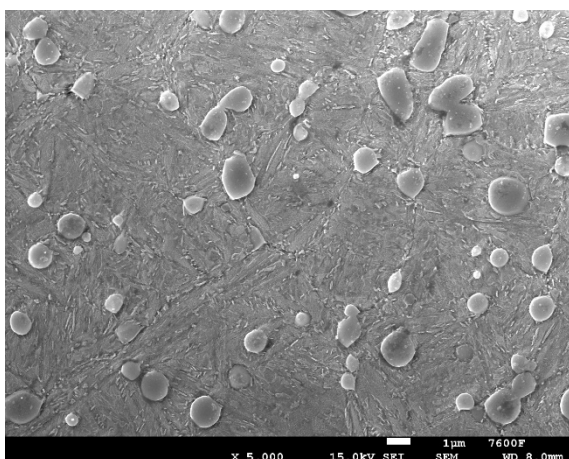
ASP 2005



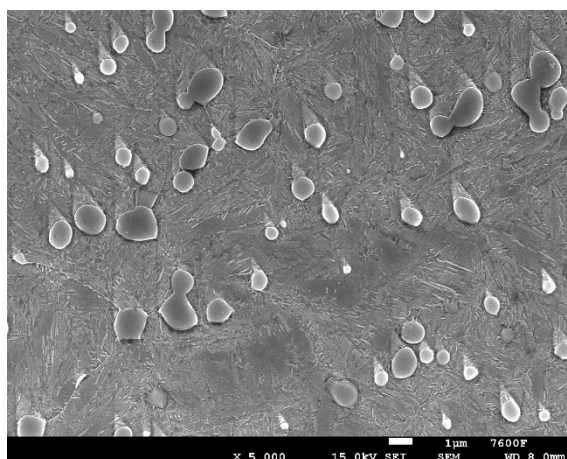
c) 1050 °C, 540 °C/ 520 °C/ 520 °C



d) 1050 °C, -80 °C, 540 °C/ 520 °C/ 520 °C



e) 1100 °C, 560 °C/ 560 °C/ 560 °C



f) 1100 °C, -80 °C, 540 °C/ 520 °C/ 520 °C

Obr. 108. SEM, leptadlo 2 % Nital, popuštěná struktura

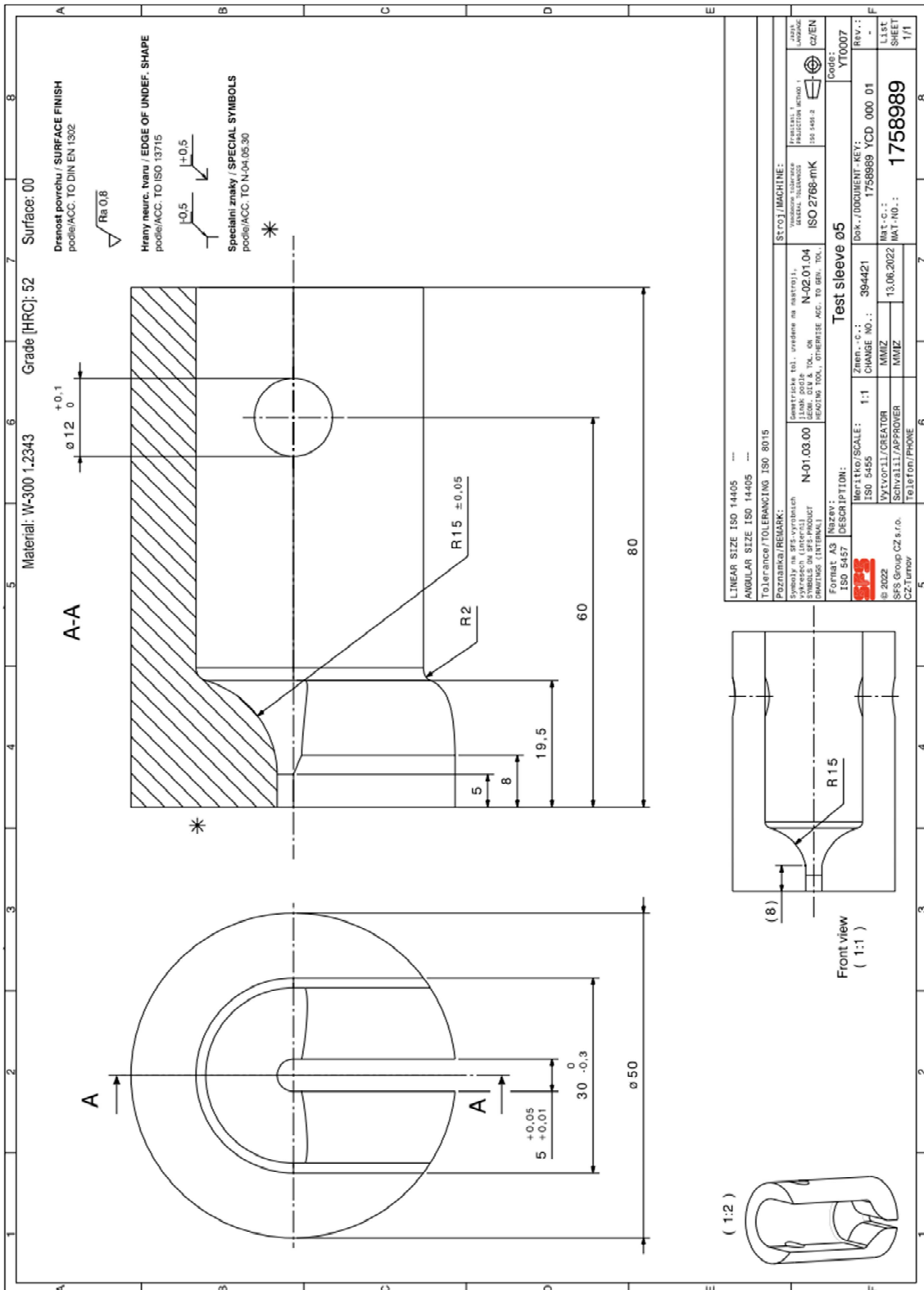
### 1.1.7 Velikostní rozdělení karbidů

	Hodnocená plocha [μm <sup>2</sup> ]	Celková plocha [μm <sup>2</sup> ]	Podíl karbidů	Velikostní rozdělení [μm <sup>2</sup> ]															
				0,1	0,25	0,5	0,75	1	1,25	1,5	1,75	2	2,25	2,5	2,75	3	4	10	
A05	2080,4	674,1	32,4%	990	699	329	115	64	39	48	36	16	11	4	5	3	4	2	
A05_1Q	2080,4	236,6	11,4%	45	48	90	57	53	34	19	13	8	3	0	1	0	1	0	
A05_1QT	2080,4	259,8	12,5%	40	46	84	51	31	30	23	19	9	5	8	5	0	2	0	
A05_1QC	2080,4	255,7	12,3%	118	99	114	69	26	34	27	11	9	1	2	1	1	2	0	
A05_1QCT	2080,4	277,5	13,3%	110	80	105	56	49	36	20	18	11	7	6	3	1	0	0	
A05_HQ	2080,4	266,6	12,8%	31	84	102	63	45	27	23	23	8	1	6	0	0	1	0	
A05_HQT	2080,4	266,2	12,8%	45	33	81	59	45	34	19	8	13	8	4	2	3	4	0	
A05_HQC	2080,4	262,3	12,6%	40	51	65	58	46	26	19	24	12	8	2	3	0	2	0	
A05_HQCT	2080,4	257,0	12,4%	41	49	81	78	39	30	22	21	13	5	1	0	0	0	0	
A23	2080,4	712,9	34,3%	2597	688	226	112	84	45	31	15	9	14	7	6	5	11	5	
A23_BQ	2080,4	399,5	19,2%	22	30	73	59	38	32	32	22	10	11	8	6	5	11	7	
A23_BQT	2080,4	370,3	17,8%	27	40	61	52	39	31	29	17	20	10	12	6	3	14	3	
A23_HQ	2080,4	337,1	16,2%	14	50	108	84	48	37	28	9	16	10	3	4	4	4	1	
A23_HQT	2080,4	360,9	17,3%	18	42	86	80	52	34	27	16	12	13	7	1	10	14	3	
A23_1Q	2080,4	388,6	18,7%	134	78	96	72	43	44	29	13	11	12	5	10	7	10	1	
A23_1QT	2080,4	385,2	18,5%	139	72	65	56	43	31	38	21	16	7	8	7	6	5	2	
A23_1QC	2080,4	372,8	17,9%	370	94	104	63	59	36	44	9	19	10	5	5	3	1	1	
A23_1QCT	2080,4	395,4	19,0%	382	90	112	71	44	27	23	9	8	11	13	6	6	11	5	

1.1.8 Plošné zastoupení jednotlivých velikostních skupin karbidů

	Hodnocená plocha	Celková plocha	Podíl karbidů	Plošné zastoupení velikostní třídy															
				0,1	0,25	0,5	0,75	1	1,25	1,5	1,75	2	2,25	2,5	2,75	3	4	10	
A05	2080,4	674,1	32,4%	2%	6%	5%	3%	3%	2%	3%	3%	1%	1%	0%	1%	0%	1%	0%	
A05_1Q	2080,4	236,6	11,4%	0,3%	1,2%	1,2%	1,6%	1,7%	1,5%	1,1%	0,9%	0,6%	0,6%	0,3%	0,0%	0,0%	0,1%	0,1%	
A05_1QT	2080,4	259,8	12,5%	0,1%	0,4%	1,4%	1,5%	1,3%	1,6%	1,5%	1,5%	0,8%	0,5%	0,9%	0,6%	0,0%	0,3%	0,0%	
A05_1QC	2080,4	255,7	12,3%	0,2%	0,8%	2,0%	2,1%	1,1%	1,8%	1,7%	0,8%	0,8%	0,1%	0,2%	0,1%	0,1%	0,3%	0,0%	
A05_1QCT	2080,4	277,5	13,3%	0,2%	0,5%	1,4%	1,7%	2,1%	1,9%	1,3%	1,4%	1,0%	0,7%	0,7%	0,4%	0,1%	0,0%	0,0%	
A05_HQ	2080,4	266,6	12,8%	0,1%	0,8%	1,8%	1,9%	1,9%	1,4%	1,5%	1,8%	0,7%	0,1%	0,7%	0,0%	0,0%	0,2%	0,0%	
A05_HQT	2080,4	266,2	12,8%	0,0%	0,3%	1,5%	1,8%	1,9%	1,8%	1,2%	0,6%	1,2%	0,8%	0,4%	0,3%	0,4%	0,6%	0,0%	
A05_HQC	2080,4	262,3	12,6%	0,1%	0,4%	1,2%	1,7%	1,9%	1,4%	1,3%	1,8%	1,1%	0,8%	0,2%	0,4%	0,0%	0,3%	0,0%	
A05_HQCT	2080,4	257,0	12,4%	0,1%	0,4%	1,5%	2,3%	1,6%	1,6%	1,4%	1,6%	1,2%	0,5%	0,1%	0,0%	0,0%	0,0%	0,0%	
A23	2080,4	712,9	34,3%	5,4%	4,9%	3,8%	3,3%	3,5%	2,4%	2,1%	1,2%	0,8%	1,4%	0,8%	0,8%	0,7%	1,8%	1,4%	
A23_BQ	2080,4	399,5	19,2%	0,1%	0,3%	1,3%	1,8%	1,5%	1,8%	2,1%	1,7%	0,9%	1,1%	0,9%	0,8%	0,7%	1,8%	1,8%	
A23_BQT	2080,4	370,3	17,8%	0,1%	0,4%	1,1%	1,5%	1,7%	1,6%	1,9%	1,3%	1,8%	1,0%	1,4%	0,8%	0,4%	2,3%	0,6%	
A23_HQ	2080,4	337,1	16,2%	0,0%	0,4%	2,0%	2,5%	2,0%	2,0%	1,8%	0,7%	1,5%	1,0%	0,3%	0,5%	0,6%	0,6%	0,2%	
A23_HQT	2080,4	360,9	17,3%	0,0%	0,4%	1,6%	2,4%	2,2%	1,8%	1,8%	1,2%	1,1%	1,3%	0,8%	0,1%	1,4%	2,3%	0,6%	
A23_1Q	2080,4	388,6	18,7%	0,6%	1,3%	1,6%	1,6%	1,5%	2,1%	1,6%	1,0%	0,7%	0,9%	1,1%	0,4%	1,0%	0,8%	2,6%	
A23_1QT	2080,4	385,2	18,5%	0,3%	0,6%	1,2%	1,7%	1,8%	1,7%	2,5%	1,6%	1,4%	0,7%	0,9%	0,9%	0,8%	0,8%	0,4%	
A23_1QC	2080,4	372,8	17,9%	0,7%	0,8%	1,8%	1,9%	2,5%	1,9%	2,9%	0,7%	1,7%	1,0%	0,6%	0,6%	0,4%	0,2%	0,2%	
A23_1QCT	2080,4	395,4	19,0%	0,4%	0,6%	1,9%	2,1%	1,8%	1,4%	1,5%	0,7%	0,7%	1,1%	1,5%	0,8%	0,8%	1,8%	1,2%	

# 11.9 Výkres přípravku



LINEAR SIZE ISO 14405		ANGULAR SIZE ISO 14405	
Tolerance/TOLERANCING ISO 8015			
Poznámka/REMARK: Symoly na SFS-výřezních obrázcích mají stejnou významnost jako symoly na SFS výrobku (DRAWINGS INTERNAL)			
ISO 5457	N-01.03.00	STOJ/MACHINE: ISO 2788-mrk	Code: YT0007
Název: Test sleeve 05		Dok./DOCUMENT-KEY: 1758989 YCD 000 01	
ISO 5455	394421	Změn.-č.: 1758989 YCD 000 01	Rev.: -
ISO 2022	VYTVORIL/CREATOR: MMZ	MAT.-G.: 13.06.2022	L1st
SFS Group CZ s.r.o.	Schválil/APPROVER: MMZ	MAT.-NO.: 1758989	SHEET
CZ-Turnov	To Let on/PHONE:		1/1

## 11.10 Data ze zkoušky únavy oceli ASP 2023

Série	Vzorek	Počet cyklů	Střední hodnota momentu síly [Nm]	Amplituda momentu síly	Drsnost Rz [ $\mu\text{m}$ ]
A05_1QT	L	1	391 909	0,30	0,10
A05_1QT	L	4	424 512	0,10	0,20
A05_1QT	N	1	5 751	-0,40	0,30
A05_1QT	N	1	6 037	-0,60	0,20
A05_1QT	N	2	4 020	0,40	0,10
A05_1QT	N	3	3 310	0,30	0,40
A23_1QT	L	1	183 889	0,50	0,20
A23_1QT	L	2	192 810	0,00	0,30
A23_1QT	L	3	432 261	0,10	0,20
A23_1QT	N	1	4 779	0,30	0,20
A23_1QT	N	2	8 632	0,40	0,20
A23_HQT	L	1	860 000	0,50	0,10
A23_HQT	L	1	160 000	0,50	0,10
A23_HQT	L	2	135 031	0,80	0,10
A23_HQT	L	3	216 131	0,15	0,10
A23_HQT	N	1	5 632	0,40	0,50
A23_HQT	N	2	6 632	0,80	0,20
A23_HQT	N	3	960	0,80	0,50
A23_BQT	L	1	122 573	0,20	0,20
A23_BQT	L	2	126 550	0,00	0,20
A23_BQT	L	3	148 022	0,00	0,10
A23_BQT	N	1	1 801	0,30	0,20
A23_BQT	N	2	6 003	0,10	0,20
A23_BQT	N	3	8 912	0,00	0,20

## 11.11 Data ze zkoušky únavy oceli ASP 2005

Série	Vzorek	Počet cyklů	Střední hodnota momentu síly [Nm]	Amplituda momentu síly [Nm]	Drsnost Rz [μm]
A05_1QCT	L	1	273 854	0,85	0,20
A05_1QCT	L	2	285 850	0,20	0,20
A05_1QCT	L	3	454 445	0,10	0,10
A05_1QCT	L	3	450 556	0,20	0,20
A05_1QCT	N	1	4 678	0,20	0,10
A05_1QCT	N	2	3 783	0,10	0,10
A05_1QCT	N	3	8 045	0,10	0,10
A05_1QCT	N	4	3 032	0,40	0,30
A05_1QT	L	1	391 909	0,30	0,10
A05_1QT	L	4	424 512	0,10	0,20
A05_1QT	N	1	5 751	0,40	0,30
A05_1QT	N	1	6 037	0,60	0,20
A05_1QT	N	2	4 020	0,40	0,10
A05_1QT	N	3	3 310	0,30	0,40
A05_HQCT	L	1	518 333	0,10	0,25
A05_HQCT	L	1	493 093	0,20	0,10
A05_HQCT	L	3	620 662	0,10	0,10
A05_HQCT	N	1	7 144	0,40	0,10
A05_HQCT	N	2	3 352	0,40	0,10
A05_HQCT	N	2	6 404	0,00	0,15
A05_HQCT	N	3	3 406	0,80	0,10
A05_HQCT	N	3	9 229	0,40	0,20
A05_HQT	L	1	389 703	0,30	0,10
A05_HQT	L	3	410 314	0,10	0,20
A05_HQT	N	1	9 301	0,10	0,30
A05_HQT	N	2	4 006	0,70	0,40
A05_HQT	N	3	8 884	0,00	0,10
A05_HQT	N	4	4 600	0,40	0,20