

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI  
**FAKULTA STROJNÍ**

Studijní program: N0715A270014

# **DIPLOMOVÁ PRÁCE**

Teplotní exploatace ocelí pro energetická zařízení

Autor: **Ing. Tomáš VRÁNA**  
Vedoucí práce: **doc. Ing. Petr BENEŠ, Ph. D**

Akademický rok 2022/2023

## **Prohlášení o autorství**

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

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

V Plzni dne:

.....  
podpis autora

## Poděkování

Chtěl bych upřímně poděkovat všem, kteří mi poskytli podporu během tvorby této diplomové práce.

Nejprve bych rád vyjádřil vděčnost svému vedoucímu práce za jeho cenné rady, odborné vedení a neustálou podporu v průběhu celé práce. Jeho zkušenosti a vedení byly neocenitelné a přispěly k dosažení vynikajících výsledků.

Nemohu opomenout svou rodinu a přátele, kteří mi poskytli nezbytnou podporu a povzbuzení během celého procesu. Jejich trpělivost, povzbuzení a víra ve mě byly pro mě nepostradatelné.

Na závěr bych rád vyjádřil vděčnost všem, kdo mi umožnili přístup k literatuře, studijním materiálům a technickému vybavení. Bez jejich příspěvku by tato práce nemohla být kompletní.

Z celého srdce děkuji všem, kteří mi pomohli a podpořili mě při tvorbě této diplomové práce. Vaše příspěvky a podpora byly neocenitelné a já si vážím vašeho přínosu.

Tomáš Vrána

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

Fakulta strojní

Akademický rok: 2022/2023

# ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

(projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení: **Ing. Tomáš VRÁNA**  
Osobní číslo: **S20N0005K**  
Studijní program: **N0715A270014 Materiálové inženýrství a výrobní technologie**  
Téma práce: **Teplotní exploatace ocelí pro energetická zařízení**  
Zadávací katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

## Zásady pro vypracování

1. Rozdělení ocelí pro tepelné elektrárny a jejich creepové vlastnosti
2. Degradační strukturní procesy použité oceli pro parovody
3. Možnosti regenerace oceli Wr.N. 1.7715
4. Experimentální teplotní exploatace vzorků ocelí z parovodů
5. Popis materiálových změn v experimentálním materiálu
6. Diskuze výsledků
7. Závěr

Rozsah diplomové práce: **50-70 stran**  
Rozsah grafických prací: **fotodokumentace, obrázky**  
Forma zpracování diplomové práce: **tištěná/elektronická**

Seznam doporučené literatury:

HUNKEL, MARTIN, et al. Chapter 3: Dilatometry, Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry, Volume 6, 2018, 103-129.

KHODAIE, NASSEH, et al. Unit cell dilation technique for analyzing dilatometry data in microalloyed steels, Materials Characterization. 2018, 135, 84-95.

BACK, J., G., SURREDDI, K., B. Microstructure analysis of martensitic low alloy carbon steel samples subjected to deformation dilatometry, Materials Characterization, 2019, 157, 109926.

FARAHAT, I., Z., A Dilatometry determination of phase transformation temperatures during heating of Nb bearing low carbon steels. Journal of Materials Processing Technology. 2008, 204 (1-3), 365-369.

Vedoucí diplomové práce: **Ing. Petr Beneš, Ph.D.**  
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

Konzultant diplomové práce: **Ing. Petr Beneš, Ph.D.**  
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

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

L.S.

---

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

---

**Doc. Ing. Josef Odehnal, Ph.D.**  
vedoucí katedry

## ANOTAČNÍ LIST DIPLOMOVÉ PRÁCE

<b>AUTOR</b>	Příjmení Vrána		Jméno Tomáš	
<b>STUDIJNÍ OBOR</b>	N0715A270014			
<b>VEDOUCÍ PRÁCE</b>	Příjmení (včetně titulů) doc. Ing. Beneš, Ph. D		Jméno Petr	
<b>PRACOVÍŠTĚ</b>	ZČU – FST – KMM			
<b>DRUH PRÁCE</b>	<b>DIPLOMOVÁ</b>	<del>BAKALÁŘSKÁ</del>	<b>Nehodící se škrtněte</b>	
<b>NÁZEV PRÁCE</b>	Teplotní exploatace ocelí pro energetická zařízení			

<b>FAKULTA</b>	strojní	<b>KATEDRA</b>	KMM	<b>ROK ODEVZD.</b>	2023
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

### POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

<b>CELKEM</b>	60	<b>TEXTOVÁ ČÁST</b>	45	<b>GRAFICKÁ ČÁST</b>	0
---------------	----	---------------------	----	----------------------	---

<b>STRUČNÝ POPIS</b>	Diplomová práce se zabývá problematikou degradace mechanických vlastností oceli 15 128, způsobenou důsledkem dlouhodobé expozice zvýšeným teplotním, chemickým a tlakovým vlivům. Dále práce zkoumá možnosti zlepšení těchto mechanických vlastností, primárně pomocí tepelného zpracování.
<b>KLÍČOVÁ SLOVA</b>	15 128, degradace, ČSN 41 5128, tepelné zpracování, energetika

## SUMMARY OF DIPLOMA THESIS

<b>AUTHOR</b>	Surname Vrána	Name Tomáš	
<b>FIELD OF STUDY</b>	N0715A270014		
<b>SUPERVISOR</b>	Surname (Inclusive of Degrees) doc. Ing. Beneš, Ph. D	Name Petr	
<b>INSTITUTION</b>	ZČU – FST – KMM		
<b>TYPE OF WORK</b>	<b>DIPLOMA</b>	<b>BACHELOR</b>	Delete when not applicable
<b>TITLE OF THE WORK</b>	Thermal Exploitation of Steels for Power Equipment		

<b>FACULTY</b>	Mechanical engineering	<b>DEPARTMENT</b>	KMM	<b>SUBMITTED IN</b>	2023
----------------	------------------------	-------------------	-----	---------------------	------

### NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

<b>TOTALLY</b>	60	<b>TEXT PART</b>	45	<b>GRAPHICAL PART</b>	0
----------------	----	------------------	----	-----------------------	---

<b>BRIEF DESCRIPTION</b>	The thesis deals with the problem of degradation of mechanical properties of steel 15 128, caused by long-term exposure to increased temperature, chemical and pressure influences. Furthermore, the thesis investigates the possibilities of improving these mechanical properties, primarily through heat treatment.
<b>KEY WORDS</b>	15 128, degradation, CSN 41 5128, heat treatment, power engineering

# Obsah

<b>1</b>	<b>MOTIVACE</b> .....	<b>14</b>
<b>2</b>	<b>OCELI V ENERGETICE</b> .....	<b>16</b>
2.1	ŽÁRUPEVNÉ OCELI [16, 17].....	16
2.1.1	<i>Nelegované žárupevné oceli [18]</i> .....	17
2.1.2	<i>Nízkolegované žárupevné oceli [7, 8]</i> .....	18
2.1.3	<i>Vysokolegované žárupevné oceli [7, 8]</i> .....	20
2.1.4	<i>Austenitické žárupevné oceli [7, 8]</i> .....	20
2.2	DEGRADACE ŽÁRUPEVNÝCH OCELÍ .....	21
2.2.1	<i>Koroze žárupevných ocelí [1, 6, 7]</i> .....	22
2.2.2	<i>Creep žárupevných ocelí [8, 2, 10]</i> .....	23
2.2.3	<i>Degradace vnitřní struktury žárupevných ocelí [2, 11]</i> .....	26
2.2.4	<i>Křehnutí žárupevných ocelí [2]</i> .....	26
<b>3</b>	<b>OCEL 15 128</b> .....	<b>27</b>
3.1	POPIS OCELI 15 128 [13] .....	27
3.2	EXPLOATOVANÁ OCEL 15 128 .....	30
<b>4</b>	<b>REGENERATIVNÍ TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ</b> .....	<b>32</b>
4.1	REGENERATIVNÍ TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ OCELI 15 128 [19, 20, 21] .....	32
<b>5</b>	<b>VYHODNOCENÍ</b> .....	<b>34</b>
5.1	VYHODNOCENÍ TVRDOSTI.....	34
5.2	VYHODNOCENÍ ABSORBOVANÉ ENERGIE PŘI ZKOUŠCE RÁZEM METODOU CHARPY .....	35
5.3	VYHODNOCENÍ MIKROSTRUKTURY .....	36
5.4	VYHODNOCENÍ ZKOUŠKY RÁZEM NA PADOSTROJI .....	39
<b>6</b>	<b>VADY V MATERIÁLU</b> .....	<b>42</b>
6.1	CREEPOVÉ KAVITY .....	43
<b>7</b>	<b>DOPLŇUJÍCÍ EXPERIMENTÁLNÍ METODY</b> .....	<b>45</b>
7.1	ZVÝŠENÍ PROVOZNÍ TEPLoty .....	45
7.2	TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ S OCHLAZOVÁNÍM NA VZDUCHU .....	48
7.3	VELMI POMALÉ OCHLAZOVÁNÍ .....	52
<b>8</b>	<b>ZÁVĚR</b> .....	<b>57</b>
	<b>SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY</b> .....	<b>59</b>



## Seznam obrázků

Obrázek 1: Příklad creepové křivky [9].....	24
Obrázek 2: Mechanismus difuzního creepu [10].....	25
Obrázek 3: Mechanismus dislokačního creepu [10].....	26
Obrázek 4: Původní stav tepelně nedegradované mikrostruktury materiálu 15 128 v podélném směru.....	29
Obrázek 5: Původní stav tepelně nedegradované mikrostruktury materiálu 15 128 v příčném směru.....	29
Obrázek 6: Mikrostruktura exploatované oceli 15 128.....	30
Obrázek 7: ARA diagram oceli 15 128.....	35
Obrázek 8: Lomové plochy vzorků po zkoušce rázem v ohybu metodou Charpy po jednotlivých procesech regenerativního tepelného zpracování.....	36
Obrázek 9: Mikrostruktura oceli 15 128 po regenerativním tepelném zpracování 850 °C – hrubozrnná feritická struktura s karbidy vyloučenými po hranicích zrn.....	37
Obrázek 10: Mikrostruktura oceli 15 128 po regenerativním tepelném zpracování 850 °C + P – hrubozrnná feritická struktura, velice podobná exploatovanému materiálu tepelně nezpracovanému včetně podílu a rozložení strukturních fází.....	37
Obrázek 11: Mikrostruktura oceli 15 128 po regenerativním tepelném zpracování 950 °C – jemnozrnná struktura feriticko–cementického a bainitického typu.....	38
Obrázek 12: Mikrostruktura oceli 15 128 po regenerativním tepelném zpracování 950 °C + P – jemnozrnná struktura tvořená popuštěnými strukturami bainitického a feriticko-cementického typu.....	38
Obrázek 13: Mikrostruktura oceli 15 128 po regenerativním tepelném zpracování 1050 °C – jemnozrnná bainitická struktura.....	38
Obrázek 14: Mikrostruktura oceli 15 128 po regenerativním tepelném zpracování 1050 °C + P – velmi jemnozrnná popuštěná struktura bainitického typu.....	39
Obrázek 15: Mikroskopický snímek sulfidického vměstku a energiová spektra z definovaných míst pro určení chemického složení vměstku.....	42
Obrázek 16: Dutina.....	43
Obrázek 17: Creepové kavity v exploatovaném materiálu.....	43
Obrázek 18: Mikrostruktura oceli 15 128 teplotně cyklovaného vzorku.....	46

Obrázek 19: Mikrostruktura oceli 15 128 teplotně cyklovaného vzorku s následným regenerativním tepelným zpracováním 1050 °C. Ve struktuře je patrná ostrohranná jehlicovitá struktura.....	46
Obrázek 20: Mikrostruktura oceli 15 128 teplotně cyklovaného vzorku s následným regenerativním tepelným zpracováním 1050 °C a následně popuštěním při teplotě 700 °C pod dobu 3 hodin. Patrné je vylučování karbidických částic. ....	47
Obrázek 21: Vzorky po zkoušce rázem v ohybu metodou Charpy – teplotně cyklovaný vzorek (vlevo), teplotně cyklovaný vzorek 1050 °C (uprostřed) a teplotně cyklovaný vzorek 1050 °C + P (vpravo).....	47
Obrázek 22: Jemnozrnná feriticko – bainitická mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žíhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním na vzduchu.....	48
Obrázek 23: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žíhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním na vzduchu + následné popuštění při 700 °C. Patrná výrazná přítomnost vyloučených lamel karbidů uvnitř bainitických zrn a vznik troostitu.....	48
Obrázek 24: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žíhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním na vzduchu + následné popuštění při 700 °C. Přítomná je troostitická struktura. ....	49
Obrázek 25: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žíhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním na vzduchu + následné popuštění při 700 °C. Patrné vylučování karbidických fází uvnitř troostitických zrn. ....	49
Obrázek 26: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žíhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním na vzduchu + následné popuštění při 700 °C. Detail karbidických fází vyloučených uvnitř troostitického zrna. ....	50
Obrázek 27: Vzorky po zkoušce rázem v ohybu metodou Charpy po tepelném zpracování s ochlazováním na vzduchu 1050 °C (vlevo) a 1050 °C + P (vpravo).....	51
Obrázek 28: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žíhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním v peci. Patrná je značně hrubozrnná feriticko-perlitická struktura.....	52
Obrázek 29: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žíhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním v peci + následné popuštění při 700 °C.....	53
Obrázek 30: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žíhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním v peci + následné popuštění při 700 °C (1050 °C+P). Patrné je vylučování částic karbidů uvnitř bainitického zrna. ....	53

Obrázek 31: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žíhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním v peci + následné popuštění při 700 °C (1050 °C+P). Patrné je vylučování částic karbidů uvnitř bainitického zrna a struktura globulárního perlitu.....	54
Obrázek 32: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žíhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním v peci + následné popuštění při 700 °C. Patrné je vylučování částic karbidů uvnitř bainitického zrna.....	54
Obrázek 33: Lom po rázové zkoušce ohybem dle Charpyho po regenerativním tepelném zpracování 1050 °C (pec) vlevo a 1050 °C + P (pec) vpravo.....	56

## Seznam tabulek

Tabulka 1: Porovnání základních parametrů Elektrárny Tušimice II a Elektrárny Ledvice .....	16
Tabulka 2: Mezní hodnoty pro nelegované a legované oceli dle ČSN EN 10020 .....	17
Tabulka 3: Chemické složení vybraných nelegovaných žárupevných ocelí .....	18
Tabulka 4: Chemické složení vybraných nízkolegovaných žárupevných ocelí.....	19
Tabulka 5: Chemické složení vybraných vysokolegovaných žárupevných ocelí .....	20
Tabulka 6: Chemické složení vybraných austenitických žárupevných ocelí.....	21
Tabulka 7: Chemické složení oceli 15 128.....	27
Tabulka 8: Nejnižší hodnoty mluvní meze kluzu $R_p 0,2$ plechů a tyčí pro tloušťku .....	27
Tabulka 9: Mez pevnosti v tahu při creepu pro ocel dodávanou ve stavu .5 .....	28
Tabulka 10: Mez pevnosti v tahu při creepu pro ocel dodávanou ve stavu .9.....	28
Tabulka 11: Základní fyzikální vlastnosti oceli 15 128.....	28
Tabulka 12: Chemické složení exploatované oceli 15 128 .....	30
Tabulka 13: Výsledky měření tvrdosti oceli 15 128 po regenerativním tepelném zpracování ..	34
Tabulka 14: Výsledky měření absorbované energie při zkoušce rázem v ohybu metodou Charpy oceli 15 128 po regenerativním tepelném zpracování .....	36
Tabulka 15: Souhrnné výsledky sčítání dutin v materiálu.....	44
Tabulka 16: Mechanické vlastnosti vzorků cyklovaných na vyšší provozní teplotě.....	47
Tabulka 17: Mechanické vlastnosti exploatované oceli po tepelném zpracování 1050 °C s ochlazováním na vzduchu spolu s hodnotami z předchozích měření s ochlazováním v oleji ..	51
Tabulka 18: Mechanické vlastnosti exploatované oceli po tepelném zpracování 1050 °C s velmi pomalým ochlazováním v peci spolu s hodnotami z předchozích měření s ochlazováním v oleji .....	55

## Seznam použitých zkratk a symbolů

Zkratka	Jednotky	Název
ARA	[-]	Anizotermní rozpad austenitu
ČSN	[-]	Česká technická norma
DIN	[-]	Deutsches Institut für Normung Německý institut pro normy a standardizace
ELED	[-]	Elektrárna Ledvice
ETU II	[-]	Elektrárna Tušimice II
FCC	[-]	Face Centered Cube Mřížka kubická plošně středěná
GDOES	[-]	Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy Optická emisní spektroskopie s doutnavým výbojem

## 1 Motivace

V posledních letech prochází evropský energetický průmysl výraznými transformacemi. Klasické parní elektrárny, které spalovaly především hnědé a černé uhlí, jsou postupně nahrazovány jinými zdroji energie a jejich podíl na celkové produkci elektřiny v Evropě se zmenšuje. Tento trend se projevuje i v tuzemském energetickém mixu, kde v posledních deseti letech klesla produkce elektřiny z parních elektráren téměř o 10 %. Je tedy zřejmé, že vývoj energetického sektoru na lokální úrovni bude nepochybně ovlivněn těmito transformacemi. Příkladem může být Německo, kde se podíl parních elektráren na produkci elektřiny za stejné období snížil ze 44 % na 24 %, tedy téměř na polovinu. Tyto změny jsou způsobeny nejen rostoucí obavou z klimatických změn, ale také pokrokem v oblasti obnovitelných zdrojů energie a úspor energie.

S rostoucím podílem obnovitelných zdrojů energie na trhu bude postupně narůstat tlak na již provozované tepelné elektrárny, které jsou v současnosti využívány v režimu tzv. „baseload-u“, tedy základního zatížení. V rámci tohoto režimu jsou většinou provozovány velké energetické bloky o vysokých instalovaných výkonech, které pokrývají značnou část každodenní spotřeby elektrické energie. Základní zatížení se v průběhu roku mění jen nepatrně a elektrárny jsou díky tomu provozovány bez zásadních výkonových změn.

Výše zmíněné obnovitelné zdroje, tvořené především fotovoltaickými a větrnými zdroji, však naprosto mění strukturu zatížení sítě. Tyto zdroje sice nezajišťují konstantní výkon elektrické energie v průběhu dne, avšak cena, jimiž vyrobené elektrické energie je řádově nižší než u klasických zdrojů. To vede k postupné změně původního schématu zatížení rozvodné sítě, kdy každý z těchto obnovitelných zdrojů produkuje elektrickou energii v jiné části dne. Tento nový režim sítě se nazývá soubor špičkových zdrojů.

Provozovatelé energetické sítě musí tedy revidovat tradiční způsoby plánování a řízení sítě, aby zajistili stabilní dodávky elektřiny. Vytvářejí se nové nástroje řízení zatížení, jako například účast v národních výběrových soutěžích pro stabilizační služby, a investuje se do výzkumu nových technologií pro ukládání elektřiny. Tyto změny v energetickém mixu a přechodu na nový model sítě vyžadují komplexní řízení, aby byla zajištěna efektivita a stabilita celého systému v dlouhodobém horizontu.

Pro udržení konkurenceschopnosti v rámci nového energetického mixu jsou klasické parní elektrárny nuceny přizpůsobit se požadavkům výroby elektřiny v pološpičkovém režimu. Avšak tyto elektrárny nebyly původně navrženy pro takový provoz, a proto musí být přizpůsobeny novým nárokům na časový průběh zajišťovaného výkonu, včetně požadavků na snížení celkových emisí elektráren a na zvýšení efektivity výroby elektrické energie. Tyto požadavky přinášejí řadu inženýrských výzev, které bude nutné řešit v dohledné době, aby bylo možné zabezpečit stabilní a ekonomicky výhodnou výrobu elektřiny v novém energetickém prostředí.

Inženýrské výzvy v oblasti provozu tepelných elektráren jsou velmi komplexní a jednou z největších výzev je analýza materiálů kritických komponent. Tyto komponenty jsou nově vystaveny zásadně zvýšenému cyklickému namáhání, které je způsobeno výkonovými změnami při pološpičkovém provozu. Toto namáhání má zásadní vliv na životnost materiálu, a tedy také na celkovou výkonnost a životnost elektrárny. Poruchy materiálu by mohly vést k selhání komponent a předčasnému odstavení elektrárny, což může mít značné dopady na energetickou bezpečnost. Proto je nezbytné provádět detailní analýzu zbytkové životnosti

kritických komponent a vyvinout strategie pro jejich údržbu. Dále je nutné hledat nové mechanismy, které by mohly prodloužit životnost těchto komponent a zajistit tak možnost provozu elektráren i za současných měnících se podmínek. Účelem této práce tedy bude nalezení možného mechanismu, jak alespoň částečně umožnit materiálu kritických komponent provoz za změněných podmínek.

## 2 Oceli v energetice

Ocelové materiály, ať už tvářené nebo lité, se v energetickém průmyslu stále často používají a mají nezastupitelnou roli. I přesto, že moderní technologie umožňují vyrábět mnoho komponent elektráren z neželezných nebo nekovových materiálů, kritické komponenty, jako jsou zařízení spalování, parní cesty nebo turbínový ostrov, zůstávají dominantou oceli. Žárupevné oceli jsou v této oblasti zásadní skupinou materiálů, které se využívají pro zvýšení odolnosti proti vysokým teplotám a cyklickému namáhání, kterým jsou tyto komponenty vystaveny při provozu elektráren. Tyto materiály mají zásadní vliv na životnost kritických komponent a strategie pro jejich údržbu a prodloužení životnosti jsou klíčové pro bezproblémový a efektivní provoz elektráren.

### 2.1 Žárupevné oceli [16, 17]

Postupný tlak na zvyšování účinnosti elektrárenských bloků nevyhnutelně znamená také zvyšování parametrů páry. Příkladem může být porovnání jedné z nejstarších, stále provozovaných, tuzemských tepelných elektráren, Elektrárny Tušimice II (ETU II) s nejmodernějším blokem s nadkritickými parametry Elektrárny Ledvice (ELED), tzv. „Nový zdroj“. Hodnoty uvedené u Elektrárny Tušimice II jsou původní projektové hodnoty před modernizací, která proběhla v letech 2007-2012.

Tabulka 1: Porovnání základních parametrů Elektrárny Tušimice II a Elektrárny Ledvice

	ETU II	ELED
Výkon	4 x 200 MW	1 x 660 MW
Hrubá účinnost	<34 %	>42 %
Teplota admisní páry	17,46 MPa	28 MPa
Tlak admisní páry	540 °C	600 °C

Z uvedených parametrů technologicky nejvyspělejšího typu tepelné elektrárny je jasné, jak vysoké nároky jsou na materiály zařízení kladeny. Při dlouhodobém vystavení materiálu teplotám dosahujícím 600 °C a tlaku 28 MPa již není možné popsat působení vnějších vlivů standardními statickými, či kvazistatickými pevnostními charakteristikami, jako je mez kluzu. Pro popis dlouhodobé degradace materiálu je tak nutné počítat s creepem jako dominantním mechanismem porušení součásti. Jedná se o pomalou deformaci materiálu způsobenou zatížením součásti napětím, například vnitřním přetlakem, za zvýšených teplot. A to dokonce při zatížení napětím nižším, než je mez kluzu materiálu stanovená při běžné statické zkoušce tahem. Hlavní příčinou creepového porušení je difuze atomů, která je se zvyšující se teplotou markantnější.

Obor žárupevných ocelí tak reaguje na potřebu omezení creepového poškození ocelí používaných v exponovaných zařízeních. Na rozdíl od žáruvzdorných ocelí, jejichž předepsanou vlastností je pouze omezená oxidace za zvýšených teplot, nikoliv odolnost vůči creepu.



Obecně lze žárupevné oceli dělit dle chemického složení, tedy převážně dle obsahu legujících prvků na:

- oceli nelegované – použitelné do teplot cca 450 °C
- oceli nízkolegované – použitelné do teplot cca 580 °C
- oceli vysokolegované – použitelné do teplot cca 620 °C
- austenitické oceli – použitelné až do teplot cca 750 °C

### 2.1.1 Nelegované žárupevné oceli [18]

Nelegované oceli jsou dle normy ČSN EN 10020 definovány jako „...oceli, u nichž není dosažena žádná z mezních hodnot podle definice obsahů v 3.1 a v tabulce 2.“

Tabulka 2: Mezní hodnoty pro nelegované a legované oceli dle ČSN EN 10020

<b>Prvek</b>	<b>Mezní hodnoty Hmotnostní podíl v %</b>
Al hliník	0,30
B bor	0,0008
Bi bizmut	0,10
Co kobalt	0,30
Cu měď	0,40
La lanthanoidy (každý)	0,10
Mn mangan	1,65 <sup>a)</sup>
Mo molybden	0,08
Nb niob	0,06
Ni nikl	0,30
Pb olovo	0,40
Se selen	0,10
Si křemík	0,60
Te telur	0,10
Ti titan	0,05

V	vanad	0,10
W	wolfram	0,30
Zr	zirkon	0,05
jiné prvky (mimo: uhlík, fosfor, síra, dusík) (každý)		0,10

<sup>a)</sup> Pokud je pro obsah manganu uvedena pouze nejvyšší hodnota, platí pro mezní obsah 1,80 % a pravidlo 70 % (viz. 3.1.2 uvedené normy) neplatí.

Nelegované uhlíkové oceli mají obecně velice špatnou žárupevnost i přes to, že jsou často mikrolegované niobem či vanadem. To znamená, že jsou vhodné pouze pro méně namáhané součásti, a to do teplot cca 450 °C. Z nelegovaných ocelí je však i přes omezené vlastnosti možné zhotovovat širokou škálu produktů pro energetiku. Přehled všech možností udává norma ČSN 42 0090, avšak nejčastěji se jedná o trubky. Nízkolegované žárupevné oceli jsou tak v případě optimálního nasazení výhodnou materiální volbou, která může zmírnit finanční náročnost konstrukce.

V energetickém sektoru jsou z řady nelegovaných žárupevných ocelí používány převážně oceli třídy 11, z nichž některé jsou spolu s jejich chemickým složením uvedeny v následující tabulce.

Tabulka 3: Chemické složení vybraných nelegovaných žárupevných ocelí

Ocel	Hmotnostní obsah prvku [%]										
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	P	S	Mo	V	Jiné
11 366	0,15	0,35	0,40	0,30	0,30	0,3	0,045	0,045	-	-	-
11 368	0,15	0,35	0,40	0,30	0,30	0,04	0,04	0,04	-	-	-
11 375	0,2	-	-	-	-	0,05	0,05	-	-	-	-
11 416	0,2	0,35	0,50	0,3	0,3	0,3	0,04	0,04	-	-	-

### 2.1.2 Nízkolegované žárupevné oceli [7, 8]

Nízkolegované žárupevné oceli nacházejí své uplatnění pro součásti tlakových systémů tepelných elektráren tam, kde se teplota pracovního média pohybuje v rozmezí 500 až 550 °C. Tento druh ocelí musí vykazovat zlepšené vlastnosti za zvýšených teplot, především pak plastické vlastnosti a dlouhodobou pracovní životnost. Zároveň je ve většině případů vyžadována dobrá tepelná vodivost, dobrá svařitelnost nebo zvýšená odolnost proti oxidaci.

Nízkolegované žárupevné oceli jsou legovány převážně prvky jako jsou molybden (Mo), wolfram (W), vanad (V), titan (Ti), bor (B) nebo niob (Nb). Zmíněné legující prvky napomáhají materiálu zvýšit jeho odolnost proti creepu. Ve struktuře oceli se vytvářejí jemné karbidy,

nitridy nebo intermetalické fáze těchto legujících prvků, čímž se přímo zvyšuje právě odolnost proti creepu.

Oceli legované pouze molybdenem (Mo) se prakticky nepoužívají, neboť při dlouhodobém vystavení vysokým teplotám dochází v mikrostruktuře ke grafitizaci cementitu, čímž se výrazně snižují plastické vlastnosti materiálu. Z toho důvodu je spolu s molybdenem (Mo) do ocelí přidáván nevyhnutelně také chrom (Cr), který cementit teplotně stabilizuje. Nejčastěji se v technické praxi tedy vyskytují dvě skupiny nízkolegovaných žárupevných ocelí, a sice CrMo a CrMoV oceli.

Celosvětově nejpoužívanější nízkolegovanou žárupevnou ocelí používanou v energetickém průmyslu je CrMo ocel typu 2,25Cr – 1Mo, která v tuzemsku nese označení 15 313 dle ČSN 41 5313, mimo Českou republiku je pak označována jako T22. Široce používaným zástupcem oceli CrMoV je pak ocel 0,5Cr – 0,5Mo – 0,25V s označením 15 128 dle ČSN 41 5128, která byla použita pro konstrukce většiny energetických bloků v České republice.

Přestože mají CrMoV oceli vyšší mez pevnosti při tečení než CrMo oceli, je od nich v celé Evropě postupně odstupováno. Dle Foldyny [5] se tak děje převážně z důvodu nezvládnutí technologických problémů CrMoV ocelí vyskytujících se při svařování těchto materiálů.

Ruku v ruce se zvyšováním nároků na účinnosti a všeobecnou spolehlivost energetických zařízení je i v oblasti nízkolegovaných žárupevných ocelí vyvíjen tlak neustálý vývoj nových progresivních materiálů. Dle Wortela [4] je v současné době věnována pozornost speciálním nízkolegovaným žárupevným ocelím na bázi 2 až 3,5 %Cr s obsahem uhlíku (C) <0,1 %. Tento typ speciálních ocelí je většinou dále legován dalšími prvky (molybden (Mo), wolfram (W), titan (Ti) nebo tantal (Ta)). Jedná se například o ocel 2,25Cr – 1MoVTi, celosvětově označovanou jako T24.

Porovnání chemického složení používaných nízkolegovaných žárupevných ocelí je uvedeno v následující tabulce.

Tabulka 4: Chemické složení vybraných nízkolegovaných žárupevných ocelí

Hmotnostní obsah prvku [%]											
Ocel	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Nb	B	N	Jiné
0,5Cr-0,5Mo-0,25V (15 128)	0,10	0,20	0,50	0,50	0,5	-	0,25	-	-	-	-
2,25Cr-1Mo (T22)	0,15	0,30	0,45	2,25	1,0	-	-	-	-	-	-
2,25Cr-1MoVTi (T24)	0,08	0,30	0,50	2,25	1,0	-	0,25	0,08	0,004	0,03	0,07 Ti
3Cr-3WVTa	0,10	0,14	0,50	3,00	-	3,0	0,25	0,25	-	-	0,01 Ta

### 2.1.3 Vysokolegované žárupevné oceli [7, 8]

Vysokolegované žárupevné oceli je možné využít pro konstrukce namáhaných creepem, a to až do teplot dosahujících 620 °C. Zásadním rozdílem oproti nízkolegovaným žárupevným ocelím je vyšší odolnost proti korozi, která je dána vysokým obsahem chromu (Cr). V současné době jsou za nejperspektivnější oceli pro použití v energetice z této kategorie považovány modifikované 9-12 %Cr oceli.

Vedle chromu (Cr) obsahují vysokolegované žárupevné oceli také příměsi vanadu (V), který zvyšuje mez pevnosti při creepu vytvářením jemných karbidů. Dále se přidává molybden (Mo), převážně z důvodu lepší svařitelnosti oceli díky vyššímu obsahu delta feritu, který molybden iniciuje. Další významné legující prvky jako niob (Nb), wolfram (W) nebo bor (B) také zvyšují žárupevnost oceli.

Nejdůležitější vysokolegovanou žárupevnou ocelí z pohledu nejen energetického průmyslu je bezpochyby ocel označovaná jako P91, tedy 9Cr-1MoVNbN. Objev oceli P91 znamenala velice důležitý milník, kdy se podařilo prakticky zdvojnásobit hodnotu meze pevnosti při creepu, a to až na hodnotu 100 MPa při vystavení teplotě 600 °C po dobu 10<sup>5</sup> hodin. Takto obdivuhodných výsledků je dosaženo díky mikrostruktuře, ve které částice M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> zpomalují tvorbu a růst subzrn v kovové matici a jemné částice sekundární fáze MX zamezují pohybu dislokací pryč ze subzrn.

Porovnání chemického složení vybraných vysokolegovaných žárupevných ocelí je uvedeno v následující tabulce.

Tabulka 5: Chemické složení vybraných vysokolegovaných žárupevných ocelí

Ocel	Hmotnostní obsah prvku [%]										
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	N	Jiné
HCM9M	0,07	0,30	0,45	9,0	0,20	2,0	-	-	-	-	-
9Cr-1MoVNbN (P91)	0,10	0,40	0,40	9,0	0,10	1,0	-	0,20	0,08	0,05	-
12Cr-1MoWV (HT9)	0,20	0,40	0,60	12,0	0,50	1,0	0,25	0,5	0,25	-	-

### 2.1.4 Austenitické žárupevné oceli [7, 8]

Austenitické žárupevné oceli mají díky FCC mřížce, ve které probíhají difuzní pochody, typické pro creep, pomaleji i za zvýšených teplot. Austenitické oceli mají také dobré mechanické vlastnosti spolu s výbornou korozní odolností, a to vše až do teplot blízkých se 750 °C. Naopak nevýhodou tohoto typu materiálu je poměrně vysoká tepelná roztažnost, která může vést až ke strukturním vadám.

Austenitické žárupevné oceli je možné dělit dle chemického složení základních legujících prvků na chromniklové a manganchromové.

Chromniklové austenitické žárupevné oceli obsahují mimo základních legur chromu (Cr) a niklu (Ni) také wolfram (W) nebo molybden (Mo). Chrom je většinou obsažen z 12ti až 20ti %, obsah niklu pak přesahuje hodnotu až 35 %. Obsah niklu je navýšený z důvodu minimalizace vylučování sigma fáze, která má za následek snížení houževnatosti materiálu. Molybden zvyšuje žárupevnost oceli, avšak na druhou stranu podporuje vznik sigma fáze a také Lavesovy fáze  $Fe_2Mo$ , které opět snižují houževnatost oceli.

Manganchromové austenitické žárupevné oceli na rozdíl od chromniklových neobsahují nikl. Pro zlepšení žárupevnosti se do slitiny přidávají také tantal (Ta), niob (Nb) nebo titan (Ti). Díky sníženému obsahu niklu mohou manganchromové žárupevné oceli pracovat v prostředí se zvýšeným obsahem síry, tedy například ve spalinových cestách klasických tepelných elektráren spalujících uhlí. Nedostatek niklu se částečně vyrovnává přidáním dusíku (N), který stabilizuje austenit.

Austenitické žárupevné oceli se běžně tepelně zpracovávají stabilizačním žiháním nebo rozpouštěcím žiháním. V případě stabilizačního žihání je žihací teplota 880 až 920 °C s následným chladnutím na vzduchu. Teplota rozpouštěcího žihání je pak běžně 1000 až 1200 °C, opět s chladnutím na vzduchu.

Vybrané austenitické žárupevné oceli spolu s jejich chemickým složením jsou uvedeny v následující tabulce.

Tabulka 6: Chemické složení vybraných austenitických žárupevných ocelí

Hmotnostní obsah prvku [%]											
Ocel	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	V	Ti	Nb	Jiné
Esshete 1250	0,10	0,50	6,0	15	10	1,0	-	0,2	0,1	1,0	-
Templaloy A-1	0,12	1,60	0,60	18	10	-	-	-	0,1	0,1	-
SAVE 25	0,10	1,00	0,10	23	18	-	1,5	-	-	0,5	3 Cu 0,2 N

## 2.2 Degradace žárupevných ocelí

Udávaná životnost tepelných elektráren, která je definovaná převážně ekonomikou provozu, je běžně 60 let. V extrémních případech se počítá dokonce se životností až 80 let. Při započítání průměrné roční provozuschopnosti bloku cca 7500 hodin, při 60letém provozu se jedná celkem o 450000 hodin provozu. I přes neustálý vývoj a zdokonalování žárupevných ocelí neexistují v současné době ekonomicky přijatelné varianty, které by svými vlastnostmi dokonale vyhověly náročným požadavkům energetického průmyslu. Spojení velmi vysokých teplot a tlaků s velice dlouhou expozicí těmto podmínkám dělá energetický průmysl, z pohledu použitých materiálů, jedno z nejnáročnějších prostředí.

Vzhledem k náročným podmínkám, ve kterých je použitý materiál nucen pracovat, je zásadní podmínkou pro bezpečný a ekonomický provoz zařízení porozumění a možnost předvídání poškození materiálu. Díky modernímu výzkumu a rozvoji poznatků v oblasti fyzikální metalurgie a materiálového inženýrství jsou dnes již poměrně rozsáhle popsán vliv legujících prvků a struktur v materiálu na celkovou životnost žárupevných ocelí. Zároveň jsou již popsány také degradační procesy probíhající za dlouhodobého vysokoteplotního vystavení materiálu.

Velice zjednodušeně lze popsat čtyři hlavní degradační procesy, které se účastní největšího zatížení materiálu při dlouhodobé expozici vysokým teplotám a tlakům.

- koroze
- creep
- degradační struktury
- zkrěhnutí

### 2.2.1 Koroze žárupevných ocelí [1, 6, 7]

Žárupevné oceli jsou v elektrárenském odvětví používány zejména pro parovody a obecně pro většinu zařízení přicházejících do styku s vodní párou o vysokých parametrech. Z tohoto důvodu je korozní odolnost ocelí zásadním tématem. Dokonce definice žárupevnosti ocelí v sobě nese podmínku korozní odolnosti v plynech za vysokých teplot. Korozní odolnost je tak schopnost materiálu utvářet na svém povrchu kompaktní oxidickou vrstvu, která je teplotně stálá a nerozpadá se. Oxidická vrstva pak slouží jako bariéra mezi základním materiálem, který sám o sobě není korozně odolný, a korozně aktivním prostředím.

Oxidická ochranná vrstva na povrchu materiálu vznikne v případě, že obsahuje některý z legujících prvků, který splňuje dvě základní podmínky. Legující prvek, který vytváří ochrannou vrstvu, musí být ve struktuře oceli obsažen v dostatečném množství. Zároveň pak ale musí mít tento prvek dostatečně vysokou difuzní rychlost ve struktuře, aby se pod ochrannou oxidační vrstvou nevytvářel příliš velký gradient koncentrace prvku.

Nejčastěji užívaným prvkem, splňující výše uvedené podmínky, je chrom (Cr). Chrom (Cr) při vystavení okolní atmosféře a kyslíku v ní obsaženému velice ochotně vytváří přilnavou kompaktní oxidickou vrstvu složenou z oxidu chromitého ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) a oxidu železnochromitého ( $\text{FeCr}_2\text{O}_4$ ). V případě chromu (Cr) je pasivace povrchu dosaženo, pokud je jeho obsah ve struktuře oceli alespoň 12 % hmotnosti.

Členění druhů koroze dle mechanismu, jakým ke korozi dochází, je rozděleno do šesti skupin.

- a) **Chemická koroze**, ke které dochází při vzájemném kontaktu tuhých látek s plynnými za současného působení oxidačně-redukční reakce obou látek. Rychlost chemické koroze je závislá na teplotě prostředí, lze ji tedy redukovat snížením pracovní teploty korozně ovlivněné komponenty.
- b) **Koroze pod napětím**, jež vede k praskání materiálu při jeho vystavení agresivnímu prostředí obsahující většinou sloučeniny chloru (Cl) nebo hydroxidy za současného mechanického namáhání součástí. Koroze pod napětím může být iniciována nejen vnějším zdrojem namáhání, ale také zbytkovým napětím v materiálu pocházejícího

- z předchozího tváření či tepelného zpracování. Účinky koroze pod napětím lze zmírnit snížením reziduálního pnutí v materiálu nebo zvýšením obsahu molybdenu v oceli.
- c) **Galvanická koroze** vzniká v případech, kdy se přímo dotýkají dva kovy s rozdílným elektrochemickým potenciálem ve vodivém prostředí. Méně ušlechtilý kov v takovém případě koroduje výrazně rychleji.
  - d) **Bodová koroze** vzniká v místech, kde byla lokálně narušená ochranná pasivační vrstva materiálu a zároveň se v tomto místě nachází nehomogenita základního materiálu. Korozí vznikají v materiálu hluboké důlky, ve kterých se zvyšuje koncentrace agresivních činitelů z prostředí, které dále důlek prohlubují. Pro omezení vlivu bodové koroze se do ocelí přidává vyšší obsah chromu (Cr), molybdenu (Mo) nebo dokonce dusíku (N).
  - e) **Štěrbínová koroze** je jakýmsi ekvivalentem výše zmíněné bodové koroze. Vzniká tedy tam, kde je oslabena pasivační vrstva materiálu současně s nevhodnou geometrií komponenty. Nejčastěji se tak se štěrbinovou korozí setkáme ve šroubových spojích.
  - f) **Mezikrystalová koroze** je způsobena vylučováním sloučenin chromu (Cr), nejčastěji karbidů, po hranicích zrn, čímž dochází k ochuzení ostatních oblastí materiálu právě o chrom a stává se tak místně korozně neodolným. Nejčastějším faktorem, při kterém k precipitaci karbidů po hranicích zrn dojde, je v technické praxi svařování. Omezení mezikrystalové koroze lze dosáhnout legováním oceli titanem (Ti) nebo niobem (Nb). Oba zmíněné prvky vykazují vyšší afinitu k uhlíku, a tvoří tedy karbidy ochotněji než chrom (Cr), čímž se přímo redukuje obsah vzniklých karbidů chromu (Cr). Ze stejného důvodu náchylnost oceli na mezikrystalovou korozi roste s rostoucím obsahem uhlíku ve slitině.

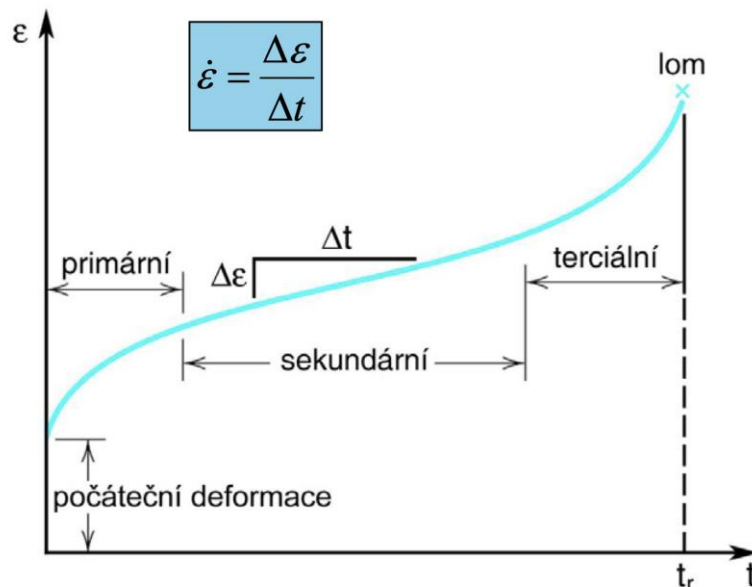
### 2.2.2 Creep žárupevných ocelí [8, 2, 10]

Zatímco při teplotách blízkých pokojové nejsou mechanické vlastnosti konstrukčních materiálů nijak zásadně závislé na teplotě, s rostoucí teplotou přestávají výsledky běžných měření mechanických vlastností odpovídat. Creep materiálu, jinak označovaný jako tečení, je způsob, jakým lze popsat chování namáhaného materiálu za zvýšené teploty okolí. Obecně udávaným teplotním prahem, od kterého je již nutné posuzovat creep materiálu jako dominantní, je rozmezí 25 až 30 % z teploty tavení dané slitiny.

V případě žárupevných ocelí creep obzvláště důležitým faktorem, neboť jak název tohoto druhu ocelí napovídá, jejich použití se očekává v místech s vysokou teplotou okolí. Žárupevné oceli musejí splňovat více či méně náročné požadavky na mechanické vlastnosti při vystavení napětí a zároveň vysoké teplotě.

Přestože je creepová charakteristika kovů přímo závislá na teplotě a velikosti napětí, je také zásadně ovlivněna materiálem samotným. Zásadními členy určující chování materiálu při creepu jsou velikost zrna, teplota tavení, modul pružnosti nebo obsah legujících prvků.

Chování jednotlivých materiálů při creepu je obecně popisováno creepovou křivkou. Jedná se o graf závislosti velikosti deformace na času při konstantní teplotě a napětí materiálu. Zhotovování creepových křivek materiálů má obrovský význam z pohledu bezpečného dimenzování konstrukcí namáhaných creepem. Z křivky je možné určit podmínky vedoucí k destrukci součásti. Názorný příklad creepové křivky je uveden na následujícím obrázku.



Obrázek 1: Příklad creepové křivky [9]

Křivka je rozdělena na tři pomyslné úseky, a sice na primární, sekundární a terciální creep. Zároveň je v grafu označena tzv. „počáteční deformace“, která odpovídá prodloužení zkušební tyče vlivem působícího ztížení vzorku. Velikost počáteční deformace je možné určit z Hookeova zákona, který je definován rovnicí:

$$\sigma = E \cdot \epsilon$$

kde  $\sigma$  značí mechanické napětí v materiálu [MPa],  $E$  modul pružnosti v tahu [MPa] a  $\epsilon$  poměrnou deformaci [-].

Primárním creepem je označována oblast v grafu na počátku měření, kdy rychlost deformace materiálu pozvolna klesá. Rychlost deformace klesá vzhledem ke vzrůstajícímu odporu materiálu proti deformaci, dochází k deformačnímu zpevnování. Vzrůstající odpor materiálu je způsoben postupným vyčerpáním volného pohybu dislokací a jejich shlukováním. Chování materiálu v tomto stádiu creepu je popsáno pomocí materiálových konstant a rovnicí:

$$\epsilon = \epsilon_0 + B \cdot t^n$$

kde  $\epsilon_0$  je počáteční poměrná deformace zkušební tyče [-],  $t$  čas od počátku experimentu [min.],  $B$  a  $n$  jsou materiálové konstanty zjišťované empiricky.

Oblast sekundárního creepu je označovaná jako stacionární oblast, rychlost deformace je v této oblasti konstantní, tedy:

$$\frac{\Delta\epsilon}{\Delta t} = C \cdot \sigma^m = konst.$$

kde  $\Delta\epsilon$  značí přírůstek poměrné deformace [-] za časový úsek  $\Delta t$  [min.],  $C$  a  $m$  jsou opět materiálové konstanty.

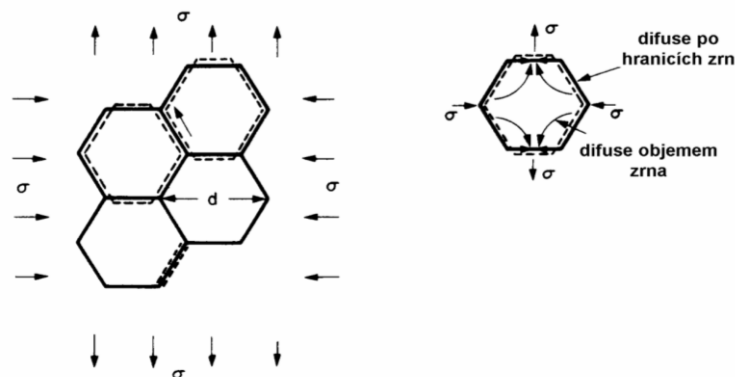


Konstantní rychlost deformace je způsobená vzájemnou rovnováhou mezi zpevňováním materiálu a zotavovacími procesy, které jsou aktivované zvýšenou teplotou okolí. Nejvýznamnějšími teplotně aktivovanými zotavovacími procesy jsou pokluz podél hranic zrn a dislokační skluz. Pro většinu technicky důležitých materiálů je oblast sekundárního creepu majoritní a pohybují se v této fázi většinu svého funkčního života.

Terciální creep je konečnou fází, na jejímž konci dochází k lomu součásti. V této fázi již začínají ve struktuře materiálu vznikat první mikroskopické poruchy, které způsobují zvyšující se rychlost deformace až do kritické hodnoty s následným lomem.

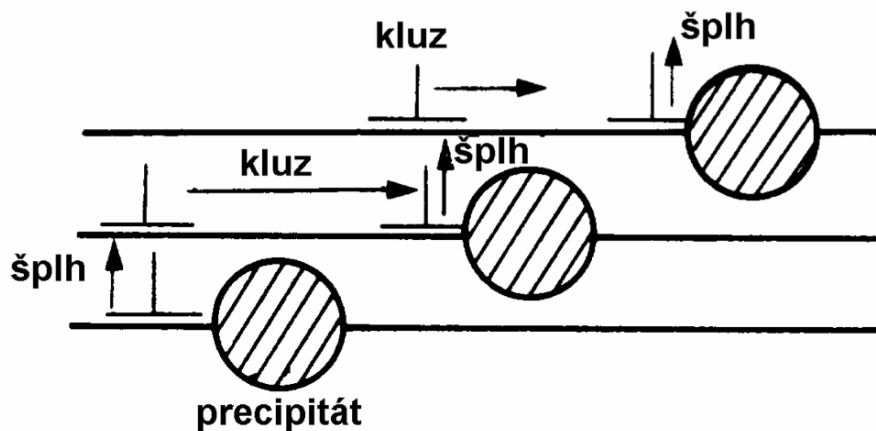
Plastická deformace materiálu při creepu je vyvolána za vzájemného působení dvou základních mechanismů, a sice dislokačního creepu a difuzního creepu.

Difuzní creep je uskutečňován v zatíženém tělese v blízkém okolí hranic zrn za pomoci difuze. V oblastech namáhaných tlakem vznikají bodové poruchy typu „intersticiální atom“, zatímco v oblastech namáhaných tahem bodové poruchy typu „vakance“. Difuze pak zapříčiňuje vyrovnání parciálních koncentrací těchto bodových poruch. Tlakem jsou namáhány ty hranice zrn, které jsou rovnoběžné s vektorem vnějšího napětí, zatímco tahem jsou namáhány ty hranice zrn, jež jsou orientovány kolmo. Zrna se důsledkem difuzních pochodů prodlužují ve směru tahového napětí, čímž vzniká creepová deformace materiálu. Difuze bodových poruch může probíhat dvěma základními procesy. Dochází-li k difuzi podél hranic zrn, jedná se o tzv. „Cobble creep“, pokud k difuzi napříč zrny, pak se jedná o tzv. „Nabarro-Herring creep“. Oba zmíněné procesy probíhají současně, přičemž rychlost difuze je řízena pomalejším z procesů. Znázornění obou procesů difuzního creepu je uvedeno na následujícím obrázku.



Obrázek 2: Mechanismus difuzního creepu [10]

Při dislokačním creepu dochází k uvolňování dislokací díky difuzi atomů, což usnadňuje plastickou deformaci. Minimální napětí, jež je potřebné pro pohyb dislokací, je omezeno odporem samotné krystalové mřížky, ale také dalšími překážkami v krystalové mřížce. Pokud je pohyb dislokace ve skluzové rovině jakoukoliv překážkou zastaven, je dislokace nucena k pohybu mimo skluzovou rovinu. Takový pohyb však není možný, dokud nedojde (například difuzí) k vytvoření vakance v místě kolmém na skluzovou rovinu. V takovém případě může dislokace provést pohyb kolmý na skluzovou rovinu a takový pohyb je popisován jako šplh dislokací. Znázornění dislokačního creepu je názorně uvedeno na následujícím obrázku.



Obrázek 3: Mechanismus dislokačního creepu [10]

### 2.2.3 Degradace vnitřní struktury žárupevných ocelí [2, 11]

Po čas provozu komponent ze žárupevných ocelí dochází uvnitř materiálu vlivem dlouhodobého účinku vysokých teplot ke strukturním změnám. Tyto strukturní změny s sebou ve většině případů nesou také negativní vliv na mechanické vlastnosti oceli, a tedy také na spolehlivost komponenty. Nejčastěji vede dlouhodobá expozice vysokým teplotám k odpevňovacím procesům, což se negativně promítá na žárupevných vlastnostech daného typu oceli. Mechanismy, jimiž dochází k degradaci materiálu, jsou:

- Zotavení mikrostruktury** probíhá za všech teplot, až do teploty rekrystalizace, u většiny materiálů. S rostoucí teplotou okolí se však jeho rychlost zvyšuje a jeho účinek tedy není za nízkých teplot tak markantní. Zotavení mikrostruktury probíhá za účelem vyrovnaní nerovnovážnosti ve struktuře materiálu, a to sice pohybem dislokací.
- Hrubnutí částic**, ke kterému při zvyšování teploty okolí obecně dochází, se snižuje účinek precipitačního zpevnění materiálu. Hrubnoucí částice pro svůj růst spotřebovávají precipitáty, které postupně zanikají.
- Rozpouštění** vytvrzujících částic typu MX, tedy většinou karbidů či nitridů, vede u většiny feritických ocelí k tvorbě termodynamicky stabilnějších precipitátů. Jedná se pak především o precipitáty fáze  $M_6C$  bohaté na molybden, které mají tendenci rychlého hrubnutí zrna, čímž taktéž degradují původní materiál.

### 2.2.4 Křehnutí žárupevných ocelí [2]

Zkřehnutí materiálu znamená postupnou ztrátu elasticity, která je právě v energetickém průmyslu zásadním problémem. Většina komponent vyráběných z žárupevných ocelí probíhá za svoji životnost oscilujícími změnami napětí, které jsou dány nejen výkonovými změnami energetického bloku, ale také například pravidelnými technologickými odstávkami. Jistá míra elasticity materiálu je tedy zásadní pro správné a dlouhodobé fungování komponent.

Křehnutí je způsobováno rozlehlým spektrem mechanismů, které mají vliv na pokles vrubové houževnatosti nebo creepové tažnosti materiálu.

### 3 Ocel 15 128

Ocel s označením 15 128, tedy dle ČSN 41 5128, by se dala označit za „legendární“. Jedná se o nízkoalokovanou žárupevnou ocel, která si svými vlastnostmi našla bezpodmínečnou dominanci na poli energetických zařízení. Ocel 15 128 vystřídala původně velice hojně používanou ocel 15 313, která však vykazovala o poznání horší žárupevnost a zároveň, vzhledem k vyššímu obsahu legujících prvků, také vyšší ekonomické zatížení. Ocel 15 128 se tak stala materiálem používaným na vysokoteplotně exponované součásti prakticky všech tepelných elektráren nejen v České republice.

Ocel 15 128 tak představuje v současné době nejlépe prozkoumaný žárupevný materiál, jehož data, nasbíraná z experimentálních zkoušek creepového chování, přesahují výpočtovou dobu služby  $2 \cdot 10^5$  hodin.

#### 3.1 Popis oceli 15 128 [13]

Základní popis včetně chemického složení a mechanických vlastností oceli je závazně uveden v platné normě s označením ČSN 41 5128. Dle uvedené normy musí ocel 15 128 tedy splňovat následující podmínky.

Tabulka 7: Chemické složení oceli 15 128

Hmotnostní obsah prvku [%]								
C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Al	P (max)	S (max)
0,10÷0,18	0,45÷0,70	0,15÷0,40	0,50÷0,75	0,40÷0,60	0,22÷0,35	-	0,04	0,04

Tabulka 8: Nejnižší hodnoty mluvní meze kluzu  $R_p$  0,2 plechů a tyčí pro tloušťku

tloušťka [mm]	Mez kluzu [MPa]								
	Teplota [°C]								
	200	250	300	350	400	425	450	475	500
<25	294	284	275	255	235	221	201	186	177
25÷60	275	265	255	245	226	211	201	186	177
60÷100	265	-	245	-	216	201	191	177	107

Tabulka 9: Mez pevnosti v tahu při creepu pro ocel dodávanou ve stavu .5

<b>Mez kluzu při creepu [MPa]</b>									
Počet hodin	Teplota [°C]								
	480	500	520	540	560	570	580	590	600
10 <sup>4</sup>	297	244	199	162	131	118	105	94	84
10 <sup>5</sup>	218	169	131	101	78	68	60	52	45
2·10 <sup>5</sup>	197	151	115	87	66	58	50	43	38

Tabulka 10: Mez pevnosti v tahu při creepu pro ocel dodávanou ve stavu .9

<b>Mez kluzu při creepu [MPa]</b>									
Počet hodin	Teplota [°C]								
	480	500	520	540	560	570	580	590	600
10 <sup>4</sup>	300	258	220	185	153	138	124	110	98
10 <sup>5</sup>	242	197	157	123	93	81	69	59	51
2·10 <sup>5</sup>	225	180	140	107	79	68	58	49	41

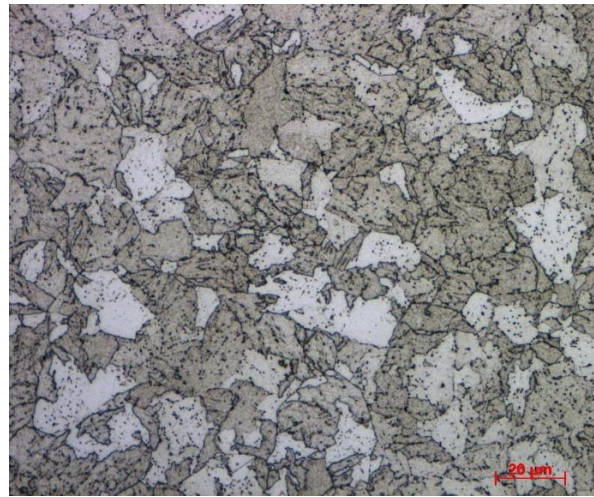
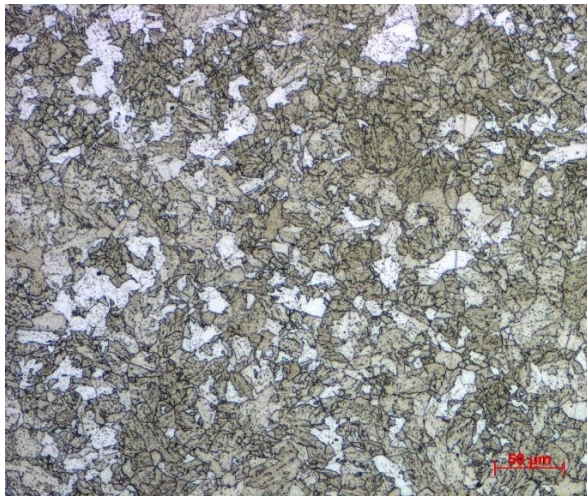
Tabulka 11: Základní fyzikální vlastnosti oceli 15 128

Teplota [°C]	20	100	200	300	400	500	600	700
Modul pružnosti v tahu ·10 <sup>-3</sup> [MPa]	214	211	208	197	188	178	166	152
Hustota ·10 <sup>-3</sup> [kg/m <sup>3</sup> ]	7,87	7,84	7,81	7,77	7,74	7,70	7,67	7,63
Měrná tepelná vodivost [W/mK]	39,4	39,4	38,9	38,9	38,5	-	-	-
Rezistivita ·10 <sup>9</sup> [Ωm]	212	225	320	405	505	620	755	-

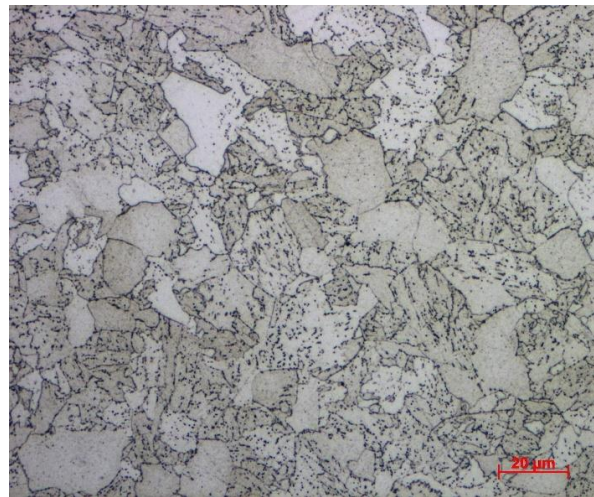
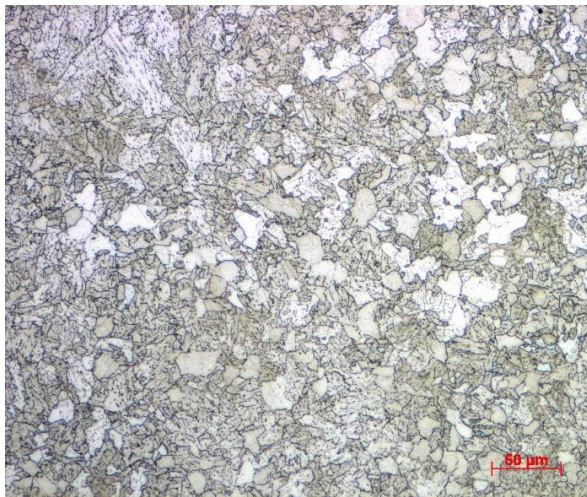
Ocel 15 128 je standardně dodávána ve dvou stavech:

- 15 128.5 – normalizační žíhání a popouštění
- 15 128.9 – řízení zrychlené ochlazování z austenitizační teploty a popouštění

Mikrostruktura oceli, jak je možné pozorovat na obrázcích 4 a 5, je tvořena jemnozrnnou feriticko-bainitickou strukturou s homogenně dispergovanými karbidickými fázemi, které zapříčiňují zvýšenou žárupevnost oceli. Jedná se především o karbidy typu  $V_4C_3$ ,  $VCN$ ,  $Mo_2X$ ,  $Cr_2C_3$ ,  $M_{23}C_6$  nebo  $VN$ .



Obrázek 4: Původní stav tepelně nedegradované mikrostruktury materiálu 15 128 v podélném směru

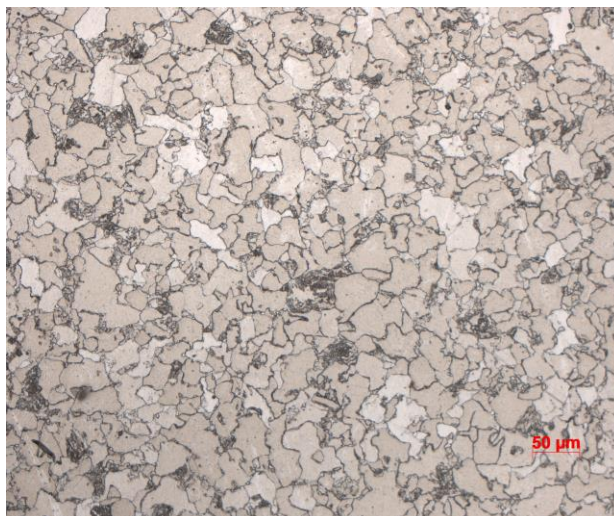


Obrázek 5: Původní stav tepelně nedegradované mikrostruktury materiálu 15 128 v příčném směru

### 3.2 Exploatovaná ocel 15 128

Ocel 15 128 je ze skupiny nízkolegovaných žárupevných ocelí, která byla v minulosti hojně používána na velkou část parních cest energetických celků budovaných v Československu v druhé polovině 20. století. Právě vzhledem k výraznému zastoupení v energetickém průmyslu, tedy strategickém sektoru a době provozu, se v současné době začíná klást důraz na zjišťování životnosti těchto komponent. Popřípadě nacházení cest k prodlužování jejich životnosti.

Pro zkoumání exploatované oceli 15 128 byly odebrány vzorky z parovodu tepelné elektrárny, kde byl materiál vystaven tlakovému, teplotnímu a chemickému namáhání po dobu více než 150 000 hodin. Provozní parametry páry v daném parovodu byly 540 °C a 18 MPa. Dle získaných měření vykazuje exploatovaný materiál zásadně zkřehlý stav. Absorbovaná energie při zkoušce rázem v ohybu ( $KV_2$ ) je výrazně nižší než minimálně požadovaných 27 J, a sice  $KV_2 = 8 \pm 0,5$  J. Zkřehlý stav materiálu dokazuje také jeho mikrostruktura (Obrázek 6), která je tvořena převážně feritem a popuštěným bainitem se značně zhrublým zrnem. Po hranicích zrn se nacházejí souvislé karbidické obálky.



Obrázek 6: Mikrostruktura exploatované oceli 15 128

Cílem této práce mimo jiné bude v následujících kapitolách navrhnout a provést regenerativní tepelné zpracování. Požadavkem na toto tepelné zpracování oceli je zlepšení materiálových mechanických vlastností, především pak zvýšení právě hodnoty absorbované energie nad požadovaných 27 J.

Následující tabulka (Tabulka 12) zobrazuje konkrétní složení exploatovaného vzorku oceli odebraného z parovodu tepelné elektrárny, ze kterého byly následně odebrány následující vzorky pro dílčí zkoušky. Chemické složení oceli bylo získáno metodou GDOES.

Tabulka 12: Chemické složení exploatované oceli 15 128

	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>V</b>	<b>Al</b>	<b>P</b>	<b>S</b>
% hm. ±0.01	0,19	0,56	0,26	0,69	0,45	0,26	0,01	0,17	0,025

Zjištěné hodnoty jednotlivých prvků tak odpovídají normativním předpisům, které jsou uvedeny výše v Tabulce 7, krom fosforu (P). Ten je v odebraném vzorku teplotně degradované oceli obsažen ve vyšší míře, než připouští norma.

Přítomnost vysokého množství fosforu v žáruvzdorné oceli může mít významné důsledky pro mechanické vlastnosti materiálu. Fosfor je sice nezbytným prvkem při výrobě oceli, protože pomáhá zlepšovat její pevnost a obrobiteľnosť, ale nadměrné množství fosforu může vést ke zkřehnutí materiálu.

Ke křehnutí materiálu vlivem vysokého obsahu fosforu dochází, když koncentrace fosforu v oceli překročí hodnoty kolem 0,04-0,06 %. Při těchto koncentracích mohou atomy fosforu migrovat na hranice zrn, kde mohou reagovat se železem za vzniku křehkých sloučenin. Tyto sloučeniny mohou oslabit strukturu oceli, která se tak při namáhání nebo vysokých teplotách stává náchylnější k praskání, lámání a poruchám.

Mezi možné příčiny vyššího obsahu fosforu v žáruvzdorné oceli patří nekvalitní suroviny, nevhodné procesy čištění nebo nesprávné postupy legování. Fosfor se běžně vyskytuje v železné rudě, koksu a dalších surovinách používaných při výrobě oceli a může být obtížné jej odstranit během procesu rafinace. Kromě toho se fosfor může do oceli dostat použitím některých legujících prvků, jako je mangan nebo nikl, které mohou obsahovat vyšší množství fosforových nečistot.

V rámci provozu není možné, aby daný materiál jakkoliv absorboval fosfor (P) z vnějšího zdroje. Jediným možným vysvětlením vyšší koncentrace fosforu (P), tak může být pouze jeho přítomnost již z výroby.

## 4 Regenerativní tepelné zpracování

Regenerativní tepelné zpracování je specializovaný typ tepelného zpracování používaný ke zlepšení vlastností oceli, zejména její tvrdosti a odolnosti proti opotřebení. Tento proces obvykle zahrnuje zahřátí oceli na vysokou teplotu, běžně mezi 800 °C a 950 °C, po kterém následuje rychlé ochlazení v chladicím médiu, jako je olej nebo voda. Následně se ocel znovu zahřeje na nižší teplotu, obvykle mezi 150 °C a 300 °C, po určitou dobu, aby se uvolnila veškerá zbytková napětí a podpořila strukturální stabilita.

Klíčovou výhodou regenerativního tepelného zpracování je, že umožňuje řízenou modifikaci mikrostruktury oceli, což může výrazně zlepšit její mechanické vlastnosti. Během počáteční fáze ohřevu prochází ocel procesem austenitizace, kdy se struktura krystalové mřížky oceli mění ze směsi feritu a perlitu na plně austenitickou strukturu. Po rychlém ochlazení oceli v chladicím médiu se austenitická struktura v závislosti na rychlosti ochlazování a materiálu mění ve strukturu martenzitickou, bainitickou či perlitickou.

Fáze opětovného ohřevu je rozhodující pro zajištění optimálních mechanických vlastností oceli. Během této fáze se struktura materiálu po ochlazení přemění na stabilnější, temperovanou strukturu prostřednictvím procesu známého jako popouštění. To zahrnuje opětovné zahřátí oceli na nižší teplotu a její udržování po určitou dobu, což umožní atomům uhlíku difundovat a vytvořit stabilnější, rovnoměrnou krystalovou strukturu. Tím se zvyšuje houževnatost, tažnost a obecná odolnost oceli.

Regenerativní tepelné zpracování se běžně používá při výrobě nástrojů, zápustek a dalších vysoce výkonných součástí, které vyžadují vynikající odolnost proti opotřebení, tvrdost a houževnatost.

Tento proces lze však rovněž použít k regeneraci materiálu součástí, což umožňuje v určité míře obnovit jejich původní vlastnosti. Proces však musí být pečlivě kontrolován, protože nevhodně zvolený režim tepelného zpracování může vést k nežádoucím změnám v mikrostruktuře oceli, a to může naopak vést ke zhoršení mechanických vlastností.

### 4.1 Regenerativní tepelné zpracování oceli 15 128 [19, 20, 21]

Cílem regenerativního tepelného zpracování exploatované oceli 15 128 je alespoň částečné obnovení mechanických vlastností tak, aby se prodloužilo její možné technické použití. Dle dříve publikovaných zpráv bylo již regenerativní tepelné zpracování s částečně kladným výsledkem provedeno u litých nízkolegovaných žárupevných ocelí, konkrétně u G21CrMoV4-6 a G17CrMoV5-10. Pro tvářenou ocel 15 128 se tedy předpokládá podobný účinek regenerativního tepelného zpracování jako v případě ocelí litých. Návrh režimu regenerativního tepelného zpracování vychází z předpokladu strukturních a chemických změn v materiálu, jež byly vyvolány dlouhodobou expozicí zvýšené teplotě a tlaku.



Předpokládané nároky na regenerativní tepelné zpracování jsou tedy následující:

- snížení velikosti zrna
- obnovení struktury bainitického typu
- rozpuštění karbidů precipitovaných po hranicích zrn

Na základě těchto požadavků bylo v souladu s normou ČSN 415128, popř. DIN 17175 navrženo celkem 6 variant režimu tepelného zpracování, které byly dále vyhodnocovány za účelem nalezení nejvhodnější možnosti. Prvním krokem společným pro všechny režimy je rozpouštěcí žihání při třech vybraných teplotách 850 °C, 950 °C a 1050 °C s následným ochlazováním v oleji Paramo TK 46. Po rozpouštěcím žihání byla následně polovina vzorků popuštěna při teplotě 700 °C po dobu 3 hodin s následným pomalým ochlazováním v peci.

Celkový přehled všech použitých režimů regenerativního tepelného zpracování:

1. rozpouštěcí žihání při teplotě 850 °C s následným ochlazováním v oleji Paramo TK 46
2. rozpouštěcí žihání při teplotě 850 °C s následným ochlazováním v oleji Paramo TK 46 a popouštěním při teplotě 700 °C po dobu 3 hodin s následným pomalým ochlazováním v peci
3. rozpouštěcí žihání při teplotě 950 °C s následným ochlazováním v oleji Paramo TK 46
4. rozpouštěcí žihání při teplotě 950 °C s následným ochlazováním v oleji Paramo TK 46 a popouštěním při teplotě 700 °C po dobu 3 hodin s následným pomalým ochlazováním v peci
5. rozpouštěcí žihání při teplotě 1050 °C s následným ochlazováním v oleji Paramo TK 46
6. rozpouštěcí žihání při teplotě 1050 °C s následným ochlazováním v oleji Paramo TK 46 a popouštěním při teplotě 700 °C po dobu 3 hodin s následným pomalým ochlazováním v peci

Vzhledem k poměrně jasnému a přehlednému vzorci všech režimů regenerativního tepelného zpracování budou v rámci zjednodušení dále ve zprávě jednotlivé režimy označovány pouze pomocí teploty rozpouštěcího žihání spolu s případným „+P“ u popuštěných vzorků. Například tedy režim 4 „*rozpouštěcí žihání při teplotě 950 °C s následným ochlazováním v oleji Paramo TK 46 a popouštěním při teplotě 700 °C po dobu 3 hodin s následným pomalým ochlazováním v peci*“ je dále v textu označen pouze jako režim „950 °C + P“

## 5 Vyhodnocení

Všechny vzorky po regenerativním tepelném zpracování byly vyhodnoceny z pohledu tvrdosti, dynamické houževnatosti a mikrostruktury.

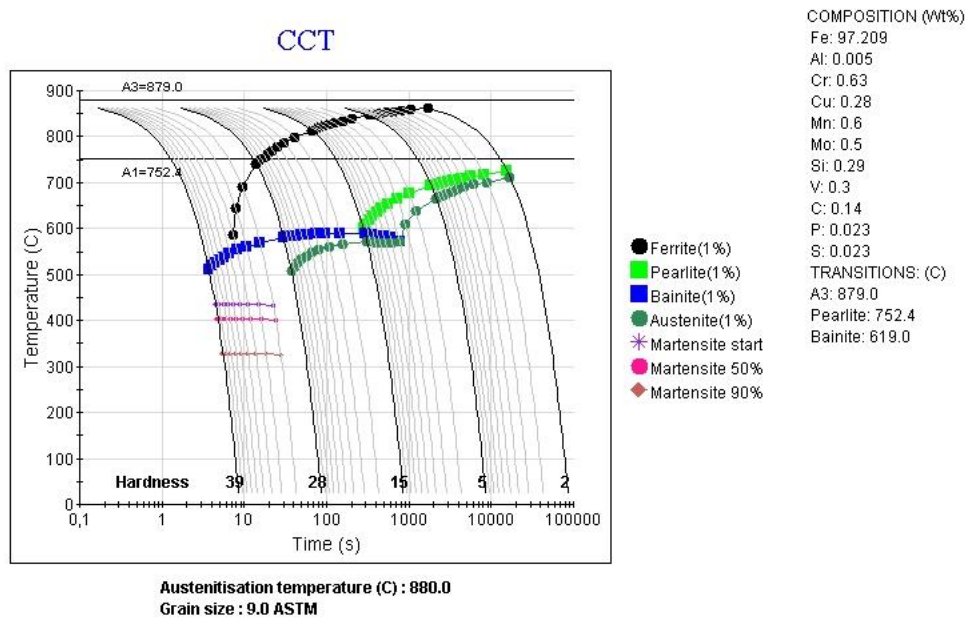
### 5.1 Vyhodnocení tvrdosti

Přestože nejnovější úprava normy ČSN EN 10216-2+A1 z července roku 2020 již v technických dodacích podmínkách pro trubky z nelegovaných a legovaných ocelí se stanovenými vlastnostmi při zvýšených teplotách nspecifikuje požadovanou tvrdost dodaného materiálu, byla tato zkouška zařazena do hodnocení dané oceli v rámci této práce. Dle normy ČSN 415128 je pak pro bezešvé trubky informativní hodnota tvrdosti dle Brinella 140-197 HB, což přibližně odpovídá hodnotám tvrdosti dle Vickerse 142-186 HV. Na každém ze šesti vzorků s různým režimem regenerativního tepelného zpracování byla měřena tvrdost metodou HV<sub>10</sub> dle ČSN EN ISO 9015-1. Vzorky byly v kontextu celého parovodu orientovány podélně, tvrdost byla pak měřena na jejich příčném řezu. Celkem bylo vyhotoveno 5 měření na každém ze zkušebních vzorků. Výsledky měření tvrdosti včetně referenční hodnoty tvrdosti exploatovaného materiálu před regenerativním tepelným zpracováním jsou uvedeny v Tabulce 13.

Tabulka 13: Výsledky měření tvrdosti oceli 15 128 po regenerativním tepelném zpracování

Vzorek	Referenční	850 °C	850 °C + P	950 °C	950 °C + P	1050 °C	1050 °C + P
HV <sub>10</sub> [-]	155±3,5	229±8,5	152±6	349±6	256±4	392±11	287±3

Po analýze výsledků měření tvrdosti uvedených v Tabulce 13 je zřejmé, že vzorek oceli, který byl podroben regenerativnímu žhání při teplotě 850 °C s následným popouštěním, má prakticky stejnou tvrdost jako vzorek referenční. Tento výsledek ukazuje, že v průběhu regenerativního tepelného zpracování nedošlo k dostatečnému přechodu oceli do austenitického stavu. Toto zjištění je v souladu s ARA diagramem dané oceli, který ukazuje, že nejvhodnější austenitizační teplota je 880 °C. Pro vypracování ARA diagramu byl použit program JMat Pro.



Obrázek 7: ARA diagram oceli 15 128

Dále z výsledků měření tvrdosti vyplývá trend obecně nižší tvrdosti u vzorků, které byly po regenerativním žhání dále popouštěny. Tento trend pravděpodobně souvisí s rozpadem bainitu vzniklého při ochlazování na ferit právě při vysokoteplotním popouštění.

Obecně lze z uvedených výsledků konstatovat, že minimální teplota regenerativního žhání 850 °C není již po tomto vyhodnocení pro obnovení mechanických vlastností oceli vhodnou.

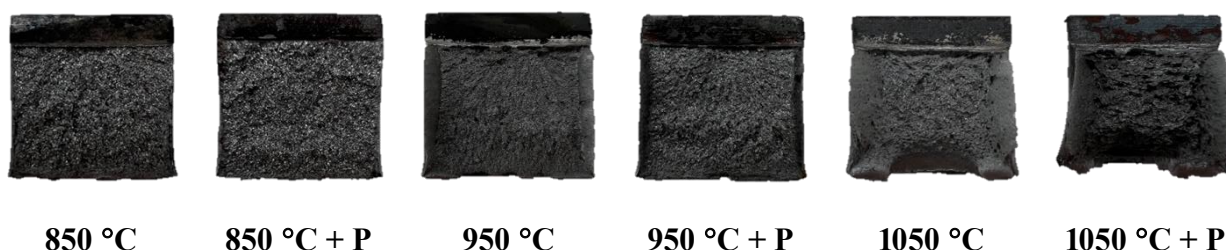
## 5.2 Vyhodnocení absorbované energie při zkoušce rázem metodou Charpy

Zkouška rázem v ohybu byla provedena v souladu s normou ČSN EN ISO 148-1 na vzorcích o rozměrech 55x10x10 mm a vrubem typu „V“ o hloubce 2 mm. Jedná se tedy o zkoušku metodou KV<sub>2</sub>. Norma ČSN 415128 specifikuje nejnížší přípustnou vrubovou houževnatost pro podélně orientované vzorky KCU<sub>3</sub> = 50 J/cm<sup>2</sup>, tedy absorbovanou energii 35 J. Německá norma DIN 17175 udává nejnížší dovolenou hodnotu 41 J. V obou případech se však jedná o výrobní materiál, pro účely vyhodnocení v rámci této zprávy bude limitní hodnotou absorbovaná energie 27 J. Výsledky měření absorbované energie při zkoušce rázem v ohybu metodou Charpy jsou včetně referenční hodnoty uvedeny v Tabulce 15.

Tabulka 14: Výsledky měření absorbované energie při zkoušce rázem v ohybu metodou Charpy oceli 15 128 po regenerativním tepelném zpracování

Vzorek	Referenční	850 °C	850 °C + P	950 °C	950 °C + P	1050 °C	1050 °C + P
KV <sub>2</sub> [J]	8±0,5	23,5±1,5	7±0,5	31,5±0,5	26±0	65±5	122±10

Výše uvedeným konkrétním hodnotám absorbované energie odpovídají také jednotlivé lomové plochy, a tedy jejich štěpného a smykového poškození, které jsou uvedeny v níže.



Obrázek 8: Lomové plochy vzorků po zkoušce rázem v ohybu metodou Charpy po jednotlivých procesech regenerativního tepelného zpracování.

Výsledky absorbovaných energií odrážejí podobný trend, který byl naznačen již v předchozím měření tvrdosti. Spolu s rostoucí teplotou regenerativního žíhání postupně roste hodnota absorbované energie při zkoušce rázem v ohybu a materiál se tak stává tvárnějším. V případě teplot regenerativního žíhání 850 °C a 950 °C jsou hodnoty absorbované energie vyšší, než pokud při stejné teplotě následovalo popouštění. Tento fenomén pravděpodobně souvisí, shodně jako v případě měření tvrdosti, s nedostatečným rozpuštěním převážně karbidických a karbonitridických fází z důvodu nízké teploty žíhání. Při následném popouštění pak tyto fáze, které se v předchozím tepelném procesu plně nerozpustily v matrici, v důsledku poměrně účinné difuze dále objemově zvětšují. Nevhodná velikost a umístění nerozpuštěných karbidických a karbonitridických fází na hranicích zrn pak následně způsobují výrazné zkřehnutí materiálu, tedy nižší hodnotu absorbované energie při zkoušce rázem v ohybu. Při žíhání 850 °C a 950 °C je tedy z hlediska lomové houževnatosti evidentně nevhodné zařazovat jakýkoliv proces následného vysokoteplotního popouštění oceli.

### 5.3 Vyhodnocení mikrostruktury

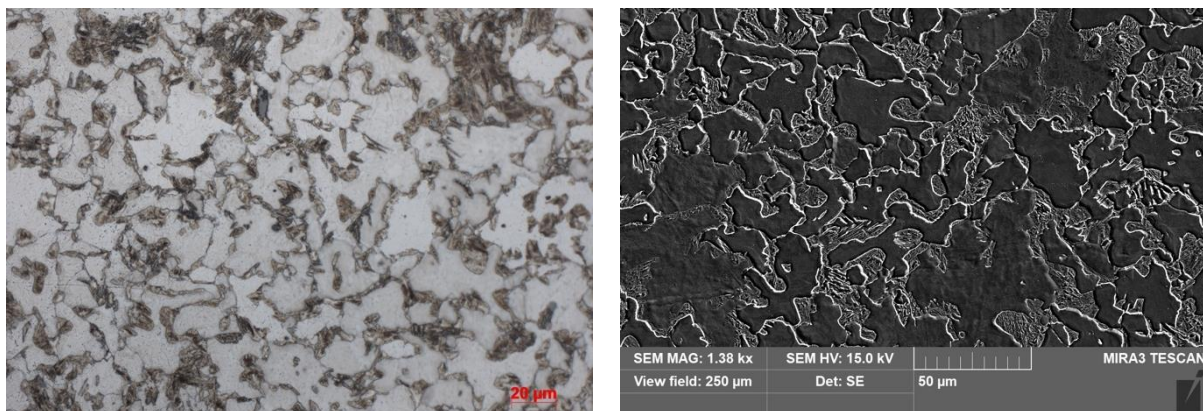
Mikrostruktura oceli po regenerativním tepelném zpracování se pro různé režimy zásadně liší, a to i při vzájemném porovnání vzorků žíhaných za stejné teploty lišící se pouze následným popouštěním. Obecně lze říct, že v případě vzorků žíhaných na teplotu 850 °C je struktura velice podobná té před regenerativním tepelným zpracováním. Jedná se o relativně hrubozrnnou feritickou strukturu s karbidy vyloučenými po hranicích zrn. Stejně jako v případě exploatované oceli je tato mikrostruktura z pohledu mechanických vlastností nežádoucí. Tomuto napovídá také měření absorbované energie při zkoušce rázem v ohybu. V případě regenerativního tepelného zpracování 850 °C + P je dokonce mikrostruktura prakticky shodná

s exploatovaným materiálem, a to včetně rozložení a podílu jednotlivých strukturních fází v materiálu.

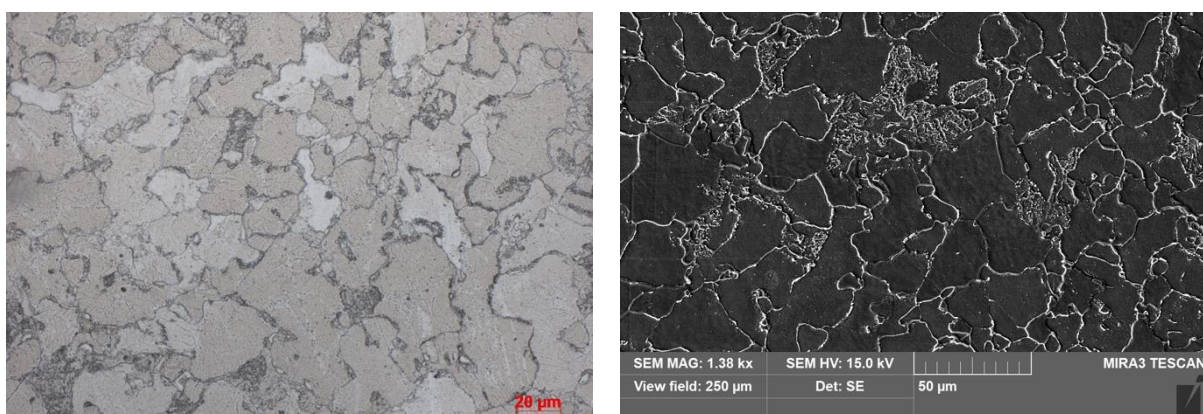
Regenerativní tepelné zpracování s teplotou žíhání 950°C pak již vykazuje výrazně jemnější mikrostrukturu, která je žádoucí a je jasně zřetelná na výsledku absorbované energie při zkoušce rázem v ohybu.

V případě teploty žíhání 1050 °C vykazují vzorky již bainitickou strukturu či jemnozrnnou popouštěcí feriticko-cementitickou mikrostrukturu bez viditelných vyloučených částic karbidických či karbonitridických fází. Jemnozrnnost matrice je z hlediska houževnatosti materiálu jednoznačně žádoucí.

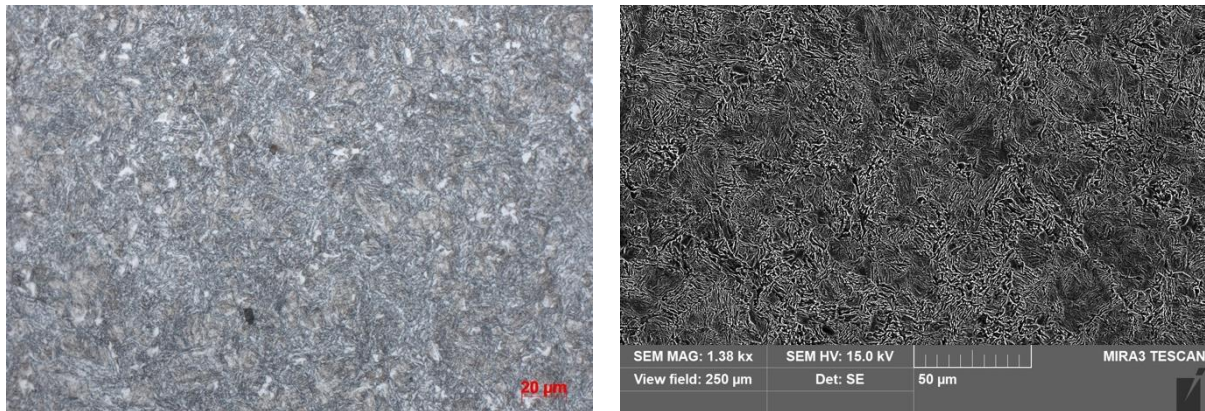
Na obrázcích níže jsou uvedeny dané mikrostruktury jednotlivých vzorků, přičemž ke každému vzorku je přiložen snímek ze světelného a řádkovacího elektronového mikroskopu. Veškeré snímky jsou pořízeny v naleptaném stavu, přičemž k naleptání byl použit 5% roztok Nitalu.



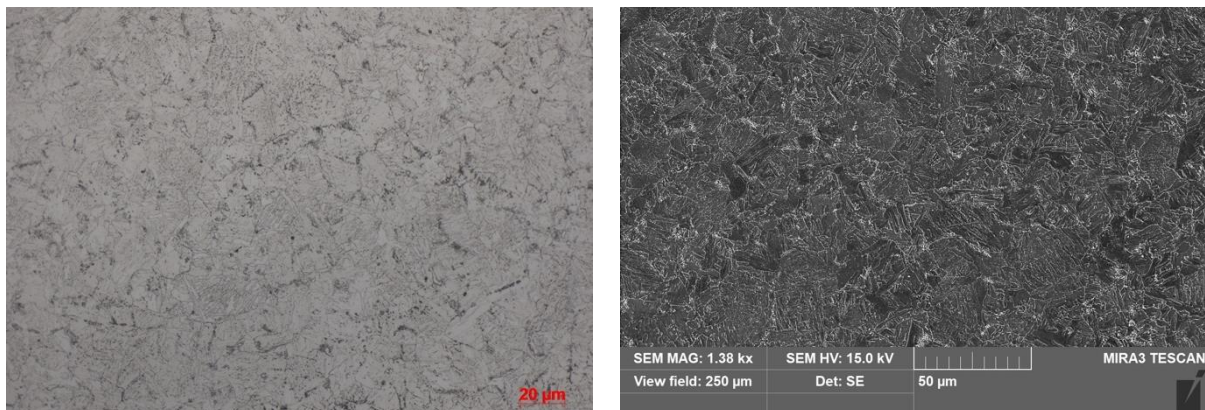
Obrázek 9: Mikrostruktura oceli 15 128 po regenerativním tepelném zpracování 850 °C – hrubozrnná feritická struktura s karbidy vyloučenými po hranicích zrn



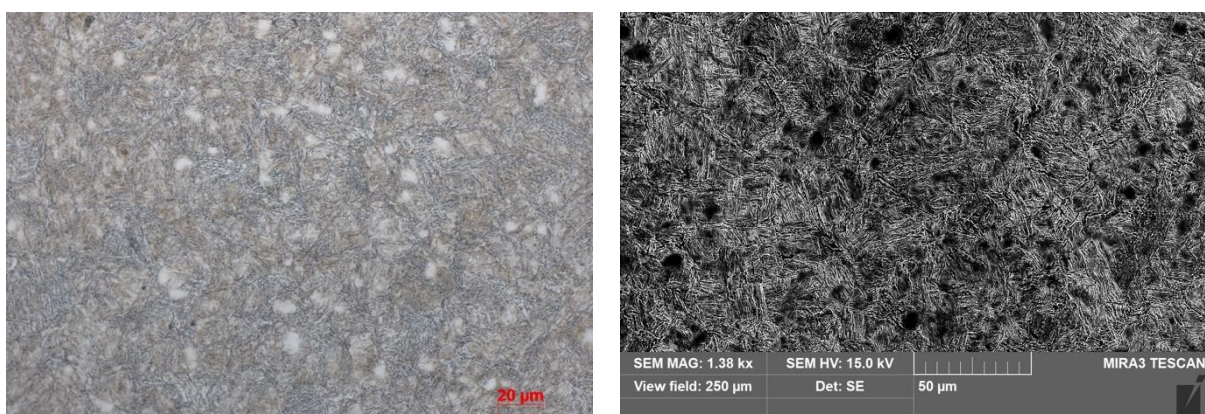
Obrázek 10: Mikrostruktura oceli 15 128 po regenerativním tepelném zpracování 850 °C + P – hrubozrnná feritická struktura, velice podobná exploatovanému materiálu tepelně nezpracovanému včetně podílu a rozložení strukturních fází



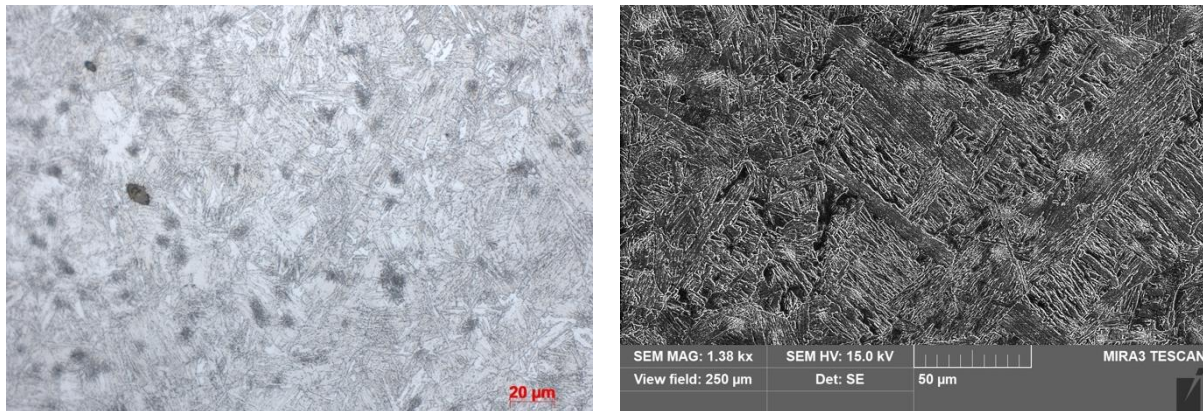
Obrázek 11: Mikrostruktura oceli 15 128 po regenerativním tepelném zpracování 950 °C – jemnozrnná struktura feriticko–cementického a bainitického typu



Obrázek 12: Mikrostruktura oceli 15 128 po regenerativním tepelném zpracování 950 °C + P – jemnozrnná struktura tvořená popuštěnými strukturami bainitického a feriticko-cementického typu.



Obrázek 13: Mikrostruktura oceli 15 128 po regenerativním tepelném zpracování 1050 °C – jemnozrnná bainitická struktura



Obrázek 14: Mikrostruktura oceli 15 128 po regenerativním tepelném zpracování 1050 °C + P – velmi jemnozrná popuštěná struktura bainitického typu

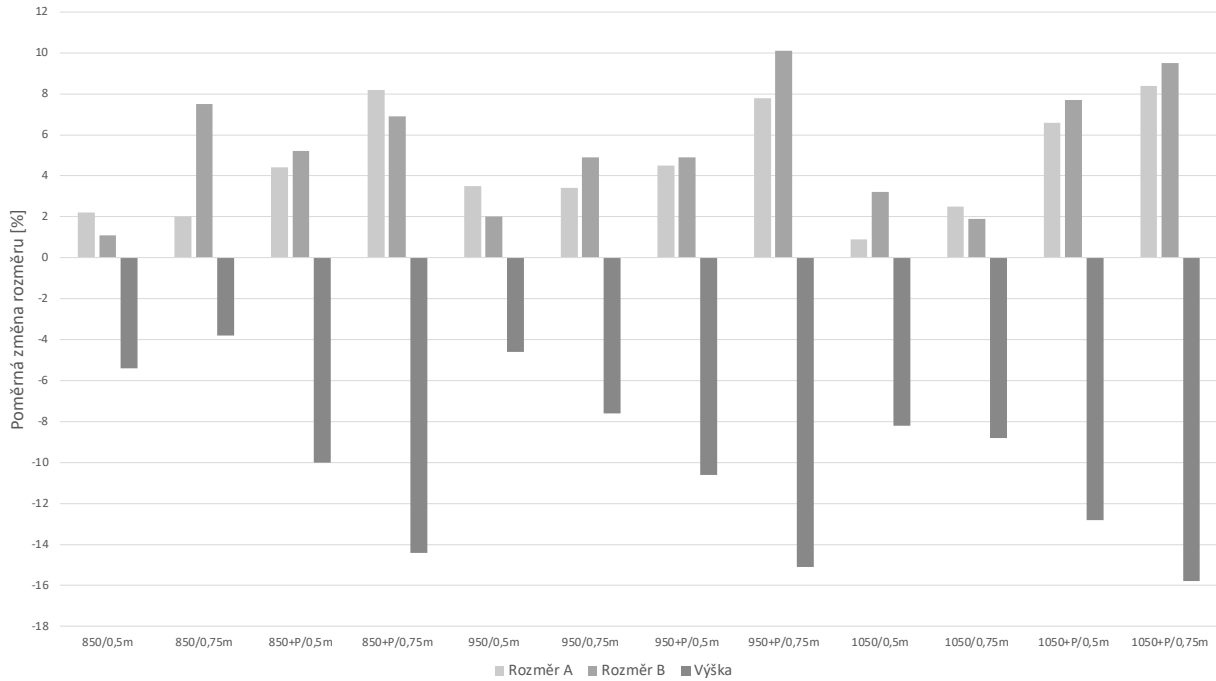
## 5.4 Vyhodnocení zkoušky rázem na padostroji

Další metodou, která byla pro vyhodnocení vlastností použita, je zkouška rázem na padostroji. Zkouška byla vybrána za účelem ověření chování materiálu po regenerativním tepelném zpracování za podmínek dynamického zatěžování, především pak kvůli ověření případného křehkolomového chování materiálu, schopnosti deformačního zpevnování materiálu a případné ztráty plastických schopností materiálu. Výsledky získané z této zkoušky mohou odhalit případnou přítomnost výrazně hrubých částic, popřípadě většího množství nevhodně rozmístěných hrubých částic nebo přítomnost martenzitické struktury v materiálu. Všechny tyto tři aspekty se podílí na zásadním zkřehnutí materiálu, které by se na výsledcích této zkoušky projeví. Ke zkoušce byl použit padostroj o hmotnosti 43,12 kg a zvoleny dvě výšky pádu, a sice 0,5 m a 0,75 m. Těmto hodnotám tedy odpovídají dvě hodnoty kinetické energie nárazu:

$$E_{k_{0,5m}} = 211,5 J$$

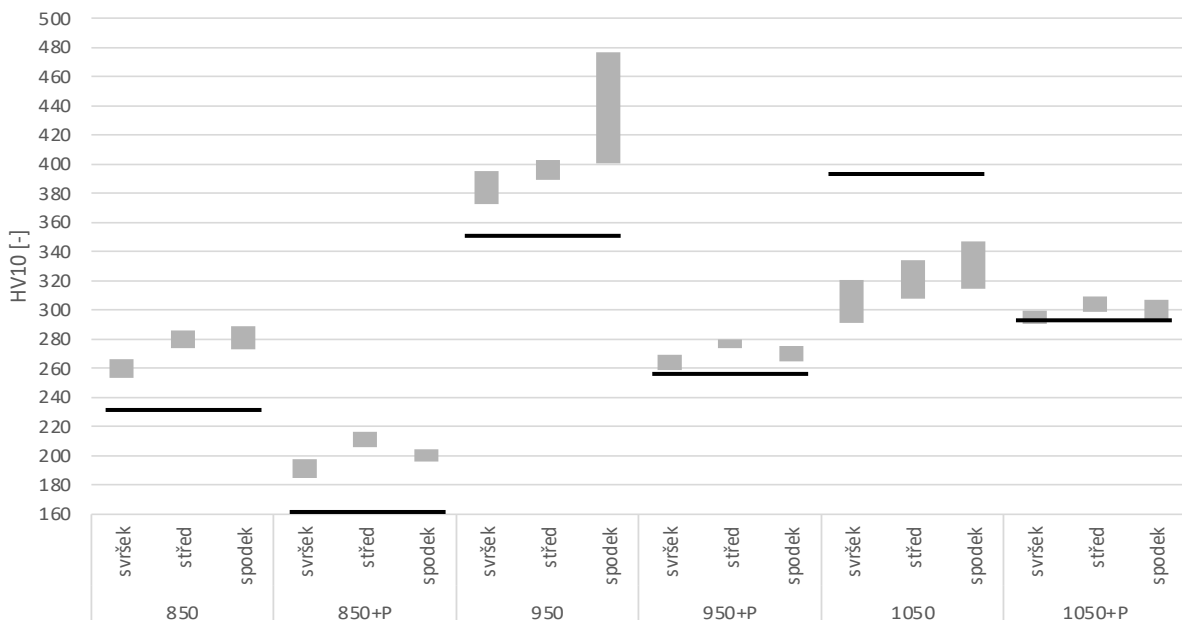
$$E_{k_{0,75m}} = 317,3 J$$

Pro tuto zkoušku byly zhotoveny samostatné vzorky o rozměrech 12x12x18 mm a každý ze vzorků byl vystaven nárazu berana v orientaci „na výšku“. Vyhodnocení se týká změny rozměrů vzorků po nárazu berana, jak je uvedeno v následujícím grafu (*Graf 1*).



Graf 1: Změna rozměrů po zkoušce rázem na padostroji

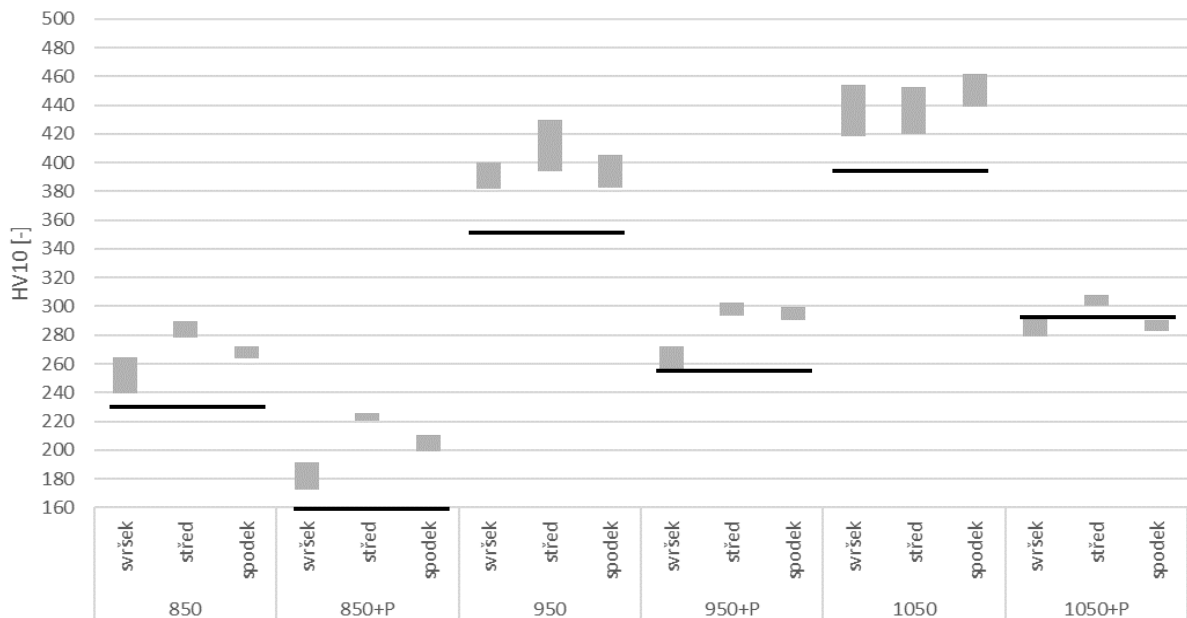
Dále byly všechny vzorky po zkoušce rázem na padostroji vertikálně rozříznuty a ve třech hladinách změřena tvrdost HV<sub>10</sub>. Konkrétně bylo na každém vzorku provedeno šest měření ve svrchní části, šest měření ve středové části a šest měření ve spodní části vzorku. Na grafu níže (Graf 2) jsou uvedeny hodnoty tvrdosti pro každý režim tepelného zpracování ve třech hladinách a pro případ pádu padostroje z výšky 0,5 m. Horizontální tučné čáry v grafu uvádějí referenční hodnotu tvrdosti vzorku před pěchováním.



Graf 2: Hodnoty tvrdosti vzorků ve třech hladinách pro pád padostroje z 0,5 m



Na dalším grafu (*Graf 3*) jsou pak uvedeny hodnoty tvrdosti podobně jako v předchozím případě. Tentokrát však pro případ pádu padostroje z výšky 0,75 m.



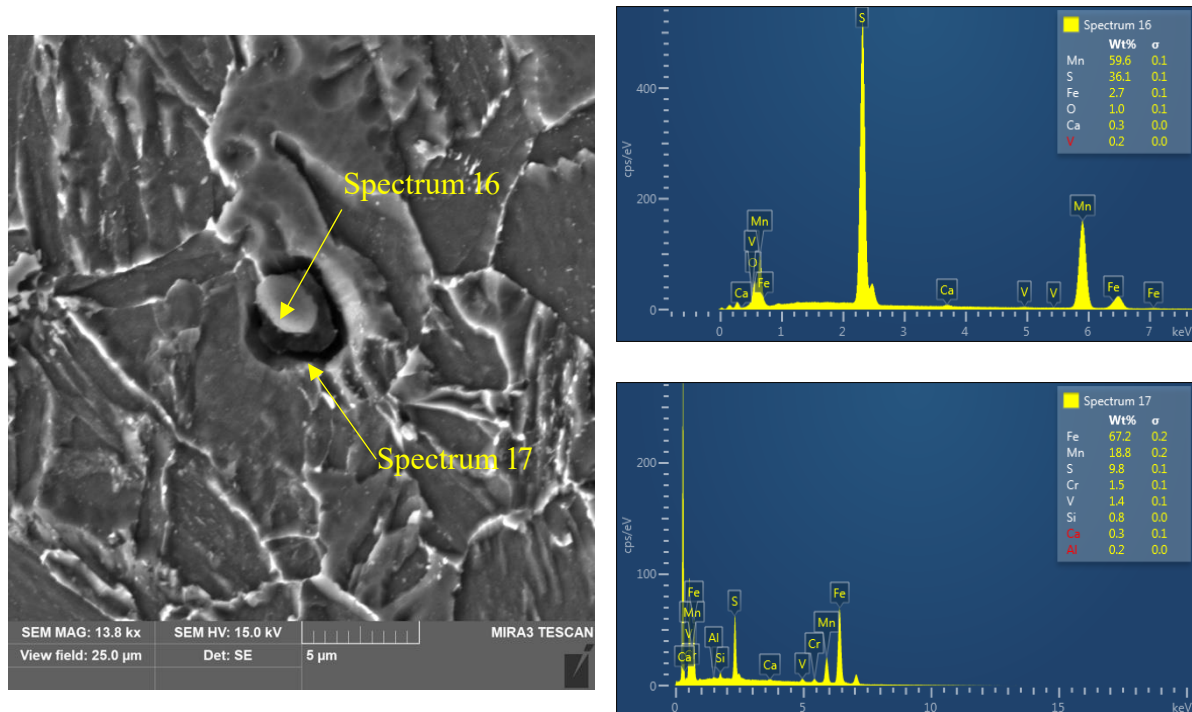
Graf 3: Hodnoty tvrdosti ve třech hladinách pro pád padostroje z 0,75 m

Výsledky dynamických zkoušek pomocí padostroje dále potvrzují poznatky z ostatních měření. S rostoucí teplotou regenerativního žíhání roste také změna rozměrů vzorků po provedeném testu, což ukazuje na dostatečnou plastickou zásobu materiálu. Vzorky regenerativně žíhané při nejvyšší teplotě 1050 °C také vykazují nejvyšší homogenitu plastické deformovatelnosti v celém objemu vzorku. Opět byl prokázán příznivý vliv popouštění na plasticitu materiálu při teplotě 1050 °C.

V průběhu všech dynamických zkoušek pomocí padostroje nedošlo k porušení vzorku, a to ani v nepříznivých případech zkřehlých vzorků s označením 850 °C+P a 1050 °C. Nepříznivými faktory zde byla hrubozrnná struktura s karbidy po hranicích zrn v případě materiálu 850 °C+P a možná přítomnost martenzitické struktury v případě materiálu 1050 °C.

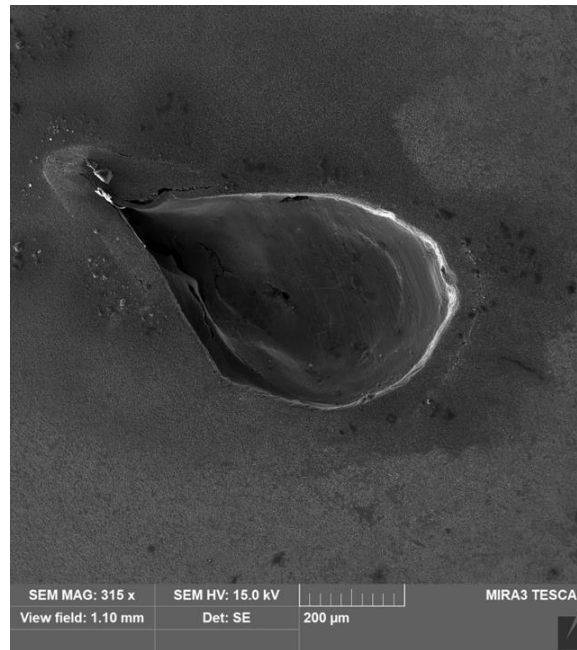
## 6 Vady v materiálu

V rámci zkoumání mikrostruktury jednotlivých vzorků bylo nalezeno několik strukturních vad, které mohou mít také zásadní vliv na životnost komponenty. Jedná se především o exogenní vměstky obsahující většinou částice dezoxidovadel použitých při výrobě oceli (Obrázek 15).



Obrázek 15: Mikroskopický snímek sulfidického vměstku a energiová spektra z definovaných míst pro určení chemického složení vměstku

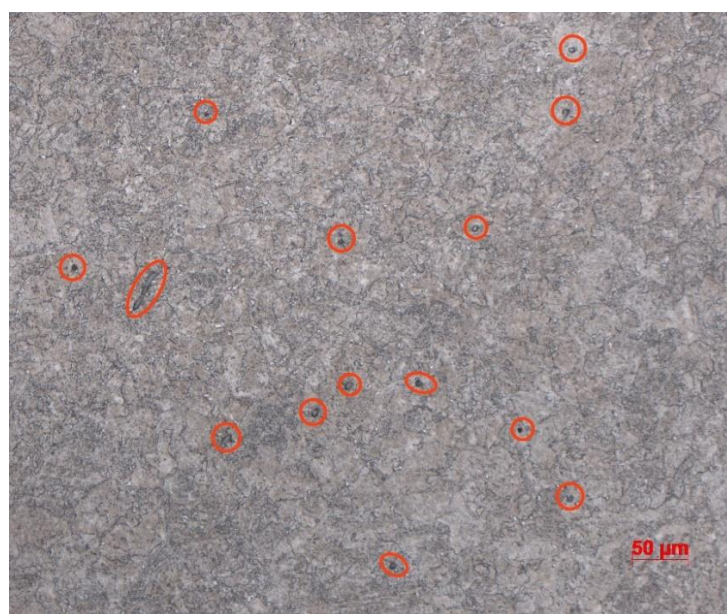
Dalšími strukturními vadami, které jsou v exploatovaném materiálu velice časté, jsou dutiny. Na obrázku (Obrázek 16) je uveden příklad jedné z rozsáhlejších dutin, jejíž průměr je cca 400 μm.



Obrázek 16: Dutina

## 6.1 Creepové kavity

Většina kavit nalezených v exploatovaném materiálu mají průměr  $<10 \mu\text{m}$  a pravděpodobně mají creepový původ, jsou tedy jednoznačně spojeny s dlouhodobým provozem za zvýšených teplot a mechanického namáhání. Distribuce takových kavit je uvedena na následujícím obrázku (Obrázek 17).



Obrázek 17: Creepové kavity v exploatovaném materiálu

Vzhledem k původu a velikosti nalezených creepem vyvolaných kavit bylo navrženo pozorování, zda za zlepšením mechanických vlastností tepelně zpracovaného materiálu, jak je

uvedeno výše, z části nestojí také „zacelení“ těchto kavit v důsledku teplotně indukovaných procesu jako je pokluz zrn, rekombinace vakancí a dislokací apod. Z tohoto důvodu proběhlo metalografické sčítání dutin na vzorcích exploatovaného materiálu, materiálu s označením 1050 °C a materiálu s označením 1050 °C+P. Z každého byly náhodně vybrány 2 vzorky a na každém z nich bylo náhodně vybráno 5 výsečí, na kterých bylo pomocí světelného mikroskopu sčítání provedeno. Souhrnné výsledky jsou uvedeny v následující tabulce (Tabulka 15). Jak vyplývá z měření, byl zaregistrován statisticky významný trend spočívající ve snížení počtu creepových kavit po aplikaci tepelného režimu 1050 °C+P.

Tabulka 15: Souhrnné výsledky sčítání dutin v materiálu

	<b>Exploatovaný materiál</b>	<b>1050 °C</b>	<b>1050 °C+P</b>
Počet vzorků	2	2	2
Celkový počet míst sčítání	10	10	10
Celkový počet dutin ve vzorku 1	48	42	18
Celkový počet dutin ve vzorku 2	36	27	22
Průměr dutin na jeden vzorek	8,4	6,9	4

## 7 Doplnující experimentální metody

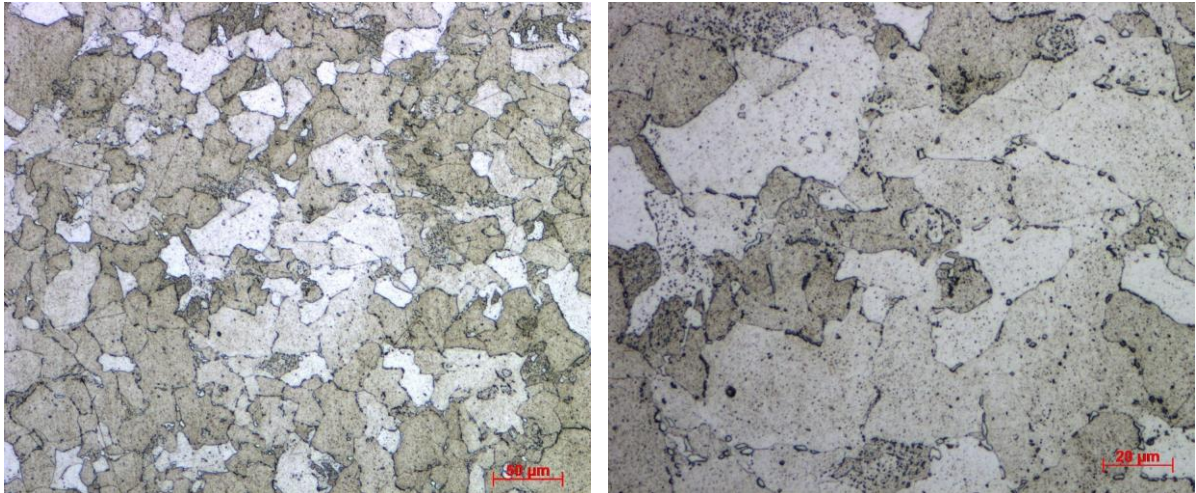
Během realizace experimentů byly navrženy další doplňkové testy s cílem důkladněji prozkoumat a pochopit faktory ovlivňující zlepšení mechanických vlastností materiálu. Tyto zkoušky byly přidány jako doplňkový prvek, k již probíhajícím experimentům a měly by poskytnout další hlubší analýzu.

### 7.1 Zvýšení provozní teploty

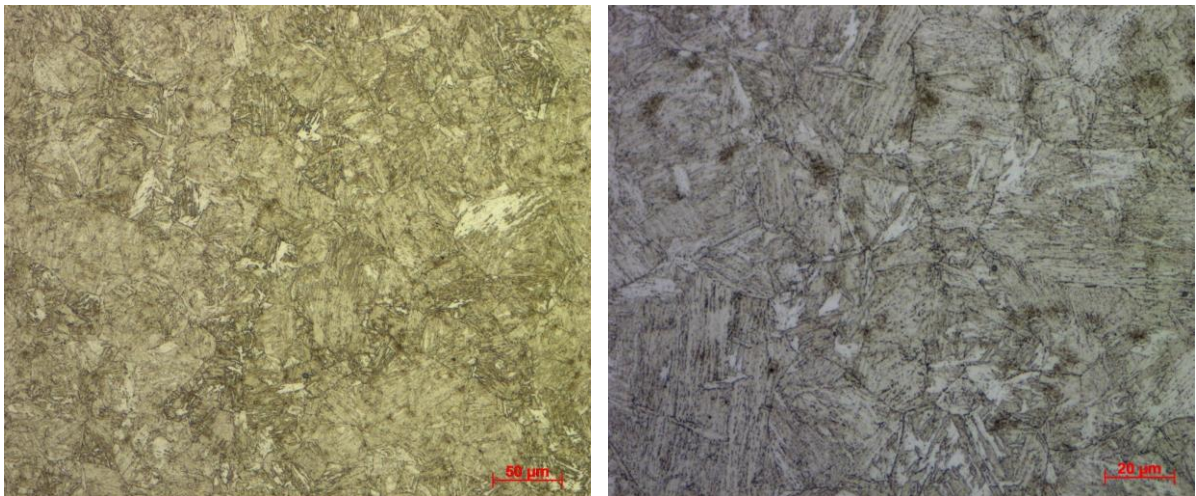
Jak bylo výše uvedeno, materiál je v elektrárně provozován za zvýšených teplot, konkrétně 540 °C. Pro danou ocel 15 128 je však hraniční teplota použitelnosti 570 °C. V rámci experimentů byl tedy zkoumán vliv na mechanické vlastnosti, pokud by byl materiál provozován právě při této teplotě. Vybrané vzorky exploatovaného materiálu byly podrobeny umělému tepelnému cyklování, při kterém se uplatnil následující teplotní režim:

1. Ohřev na 570 °C
2. Výdrž na teplotě 570 °C po dobu 100 minut
3. Pomalé ochlazení v peci na teplotu 80 °C
4. Výdrž na teplotě 80 °C po dobu 60 minut
5. Opětovný ohřev na teplotu 570 °C

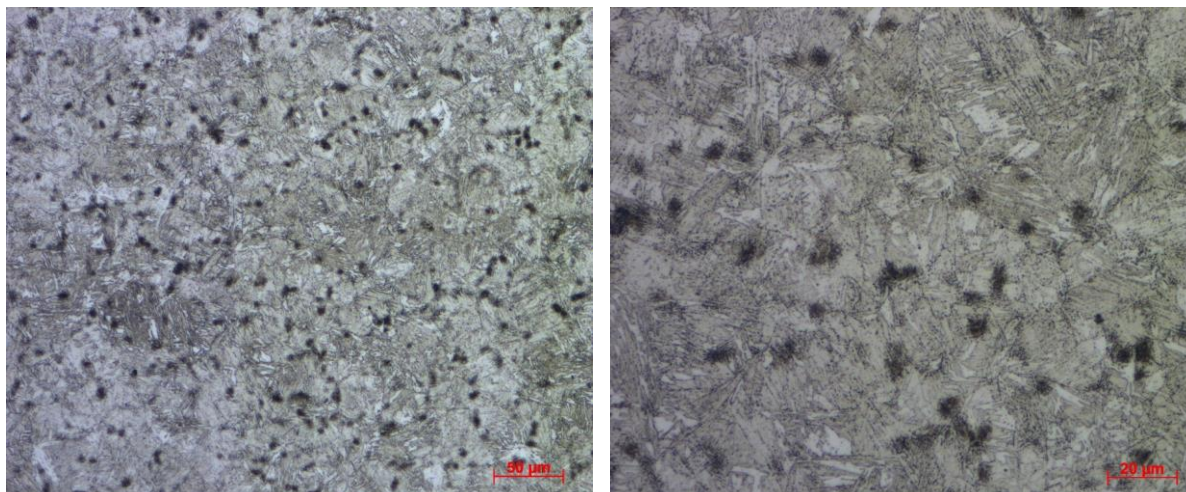
Tento pracovní cyklus byl opakován celkem osmkrát. Následně byly takto zpracované vzorky podrobeny tepelnému zpracování v režimu 1050 °C a 1050 °C+P dle předchozích pravidel tepelného zpracování. U teplotně cyklovaného vzorku (bez následujícího tepelného regenerativního zpracování) byla zjištěna velmi hrubozrnná struktura s vyloučenými karbidy po hranicích zrn (Obrázek 18). Tato struktura vykazuje velmi nízké hodnoty houževnatosti, což bylo potvrzeno zkouškou rázem v ohybu. U teplotně cyklovaného vzorku s regenerativním tepelným zpracování 1050 °C byla přítomna ostrohranná jehlicovitá struktura feritu (Obrázek 19), jejíž vliv na houževnatost materiálu je taktéž negativní. U vzorku po regenerativním tepelným zpracování 1050 °C+P došlo k částečnému odstranění jehlicovité struktury a dále bylo ve struktuře zjištěno vylučování karbidických fází uvnitř zrn (Obrázek 20).



Obrázek 18: Mikrostruktura oceli 15 128 teplotně cyklovaného vzorku



Obrázek 19: Mikrostruktura oceli 15 128 teplotně cyklovaného vzorku s následným regenerativním tepelným zpracováním 1050 °C. Ve struktuře je patrná ostrohranná jehlicovitá struktura.



Obrázek 20: Mikrostruktura oceli 15 128 teplotně cyklovaného vzorku s následným regenerativním tepelným zpracováním 1050 °C a následně popuštěném při teplotě 700 °C pod dobu 3 hodin. Patrné je vylučování karbidických částic.

Výsledky mechanických vlastností jsou uvedeny v následující tabulce (Tabulka 16). Z výsledků je patrné, že proces cyklování neměl žádný vliv na sledované veličiny. Opět byl potvrzen pozitivní vliv regeneračního žíhacího procesu 1050 °C+P na obnovení houževnatosti materiálu.

Tabulka 16: Mechanické vlastnosti vzorků cyklovaných na vyšší provozní teplotě

	<b>Teplotně cyklovaný vzorek</b>	<b>Teplotně cyklovaný vzorek 1050 °C</b>	<b>Teplotně cyklovaný vzorek 1050 °C+P</b>
Absorbovaná energie KV <sub>2</sub> [J]	4±0	20±7,5	121±0,3
Tvrdość HV <sub>10</sub> [-]	146±1,5	347±18,6	275±6,9

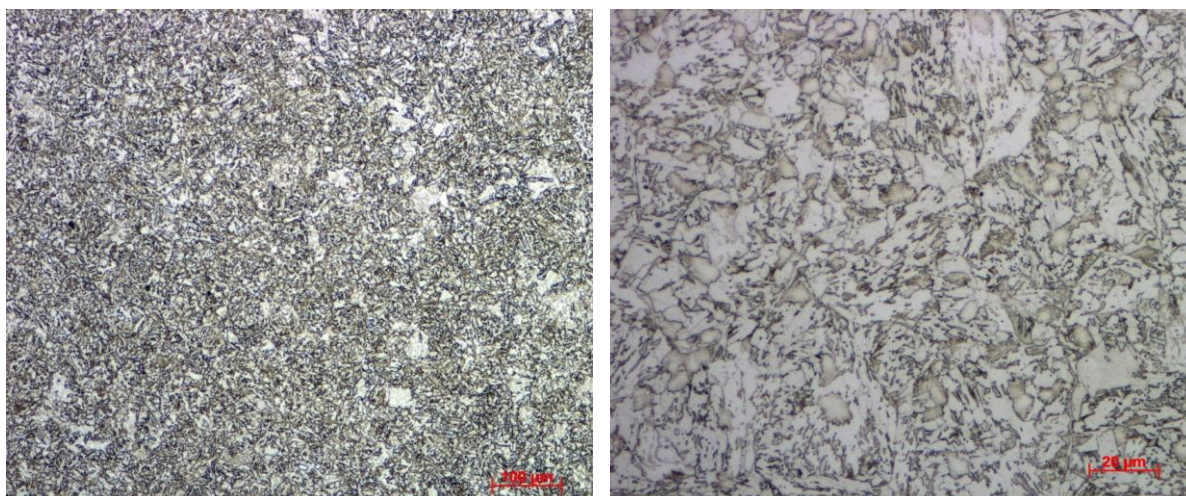


Obrázek 21: Vzorky po zkoušce rázem v ohybu metodou Charpy – teplotně cyklovaný vzorek (vlevo), teplotně cyklovaný vzorek 1050 °C (uprostřed) a teplotně cyklovaný vzorek 1050 °C + P (vpravo)

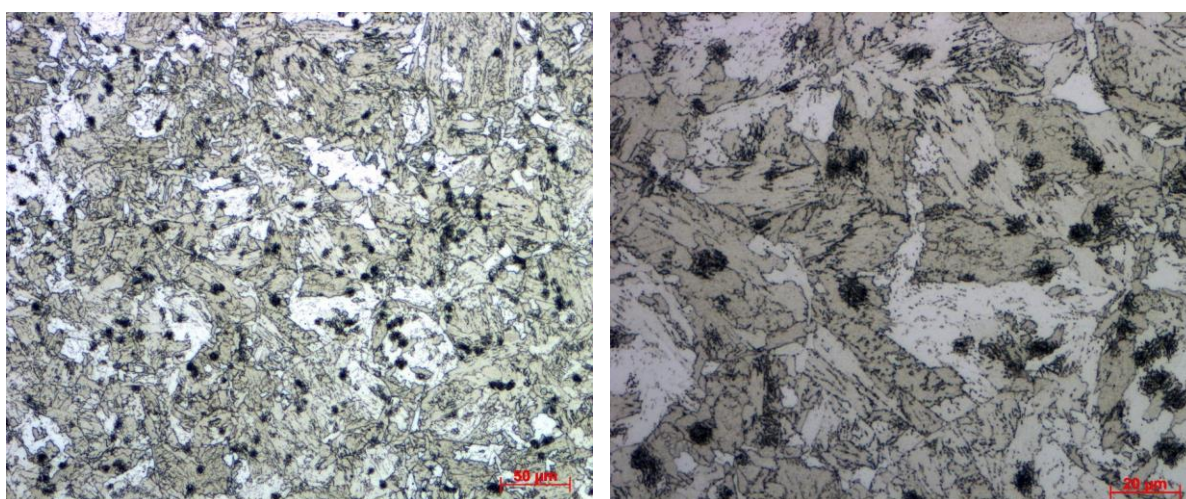
## 7.2 Tepelné zpracování s ochlazováním na vzduchu

Z výše uvedených výsledků měření mechanických vlastností po regenerativním tepelném zpracování je patrné, že nejlepšími výsledky bylo dosaženo rozpouštěcím žíháním při teplotě 1050 °C. Takto testované vzorky byly ochlazovány v oleji. Takový režim ochlazování je přinejmenším velice problematický pro danou aplikaci – potrubí hlavního parovodu o velkém průměru. Z tohoto důvodu byla také zkoumána možnost ochlazování součásti volně na vzduchu.

Z hlediska získané mikrostruktury na vzduchu pomalu ochlazovaných vzorků byla zjištěna poměrně jemnozrná feriticko-bainitická struktura (Obrázek 22). U následně popuštěných vzorků byla zjištěna přítomnost lamel vyloučených karbidických částic, které se vylučovaly uvnitř bainitických zrn v důsledku jeho rozpadu (Obrázek 23). Z hlediska mikrostruktury tímto tepelným zpracováním vznikla troostitická struktura (Obrázek 24, 25, 26).

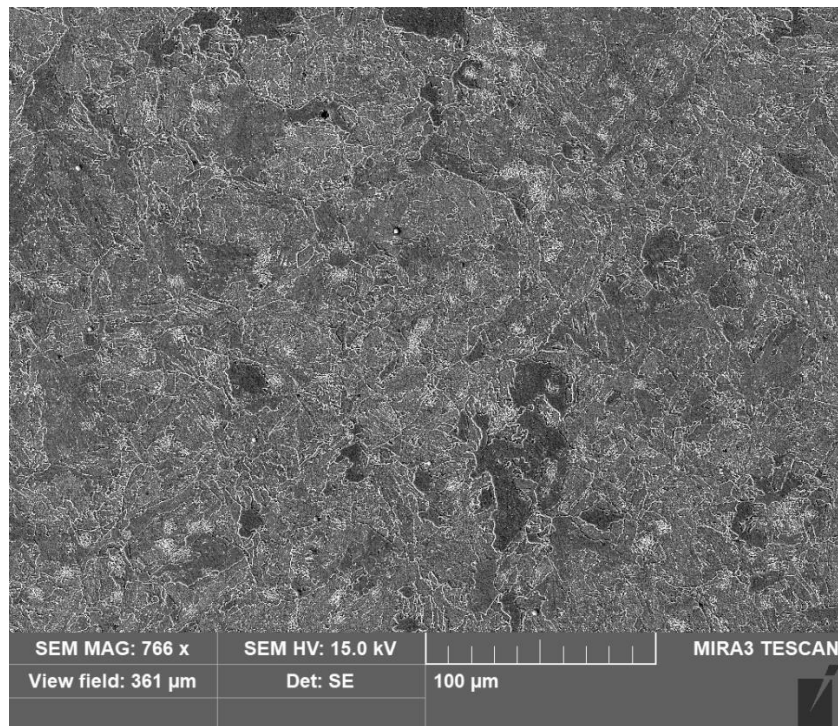


Obrázek 22: Jemnozrná feriticko – bainitická mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žíhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním na vzduchu

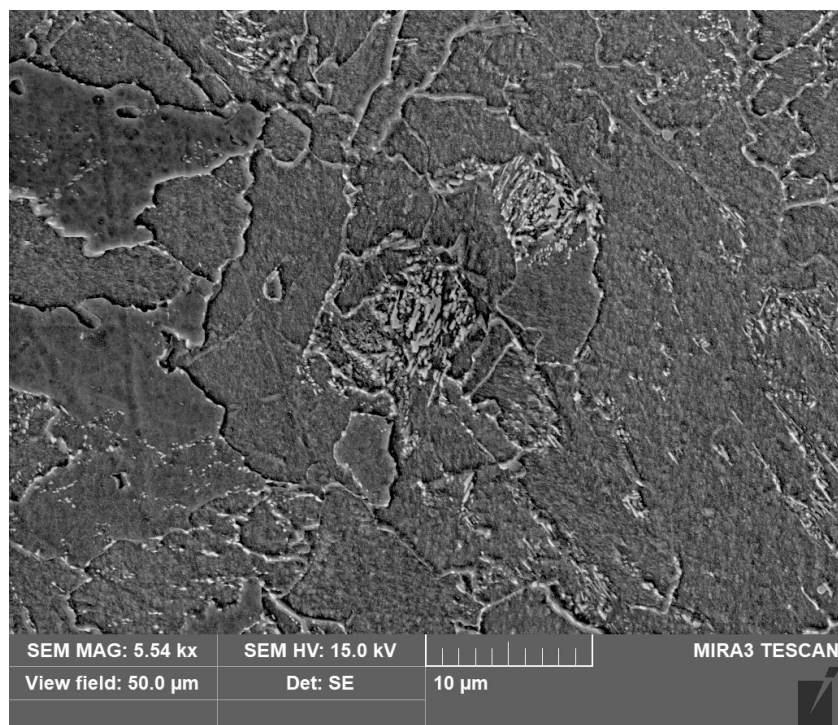


Obrázek 23: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žíhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním na vzduchu + následné popuštění při 700 °C. Patrná výrazná přítomnost vyloučených lamel karbidů uvnitř bainitických zrn a vznik troostitu

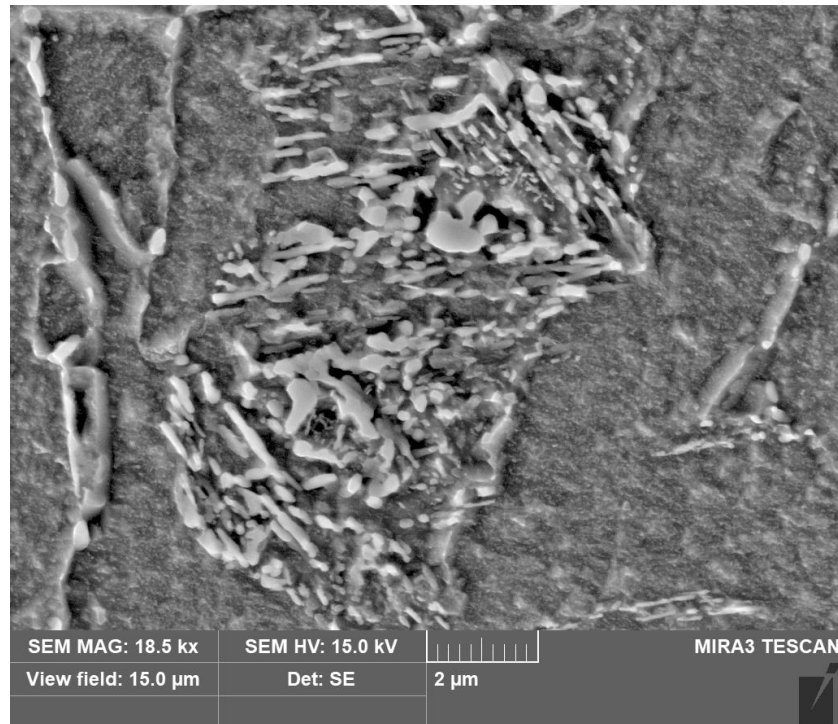




Obrázek 24: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním na vzduchu + následné popuštění při 700 °C. Přítomná je troostitická struktura.



Obrázek 25: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním na vzduchu + následné popuštění při 700 °C. Patrné vylučování karbidických fází uvnitř troostitických zrn.



Obrázek 26: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním na vzduchu + následné popuštění při 700 °C. Detail karbidických fází vyloučených uvnitř troostitického zrna.

V následující tabulce (Tabulka 17) jsou uvedeny mechanické vlastnosti vzorků chlazených vzduchem v porovnání s hodnotami získanými při předchozích měřeních, kdy byly vzorky chlazené v oleji. Toto srovnání umožňuje vyhodnotit vliv způsobu chlazení na vlastnosti materiálu. Výsledky ukazují, že pomalé ochlazování vzorků na vzduchu nebylo dostatečné k tomu, aby zabránilo vyloučení karbidických a karbonitridických fází z matrice materiálu, k němuž došlo ve větší míře při ochlazování v oleji. Toto vyloučení nežádoucích fází následně vedlo ke snížení rázové houževnatosti a tvrdosti materiálu.

Kromě toho vedlo vysokoteplotní popuštění materiálu k usazování lamelárních karbidických fází uvnitř zrn, což dále snížilo rázovou houževnatost. Zmíněné lamelární fáze jsou znázorněny na Obrázcích 24–26.

Během ochlazování ovlivňuje rychlost, s jakou klesá teplota materiálu, tvorbu a rozložení různých žádoucích ale i nežádoucích fází v materiálu. Pomalá rychlost ochlazování, jako je tomu v případě chlazení vzduchem, může vést k nežádoucím fázovým přeměnám, což negativně ovlivňuje vlastnosti materiálu.

Depozice lamelárních karbidických fází během vysokoteplotního temperování je běžným jevem v materiálech obsahujících karbidotvorné prvky. K tomuto jevu dochází v důsledku difuze těchto prvků uvnitř zrn materiálu, což vede k tvorbě karbidových vrstev. Tyto vrstvy mohou působit jako místa pro iniciaci a šíření trhlin, což v konečném důsledku snižuje houževnatost materiálu.

Závěrem lze říct, že výsledky získané při mechanických zkouškách vzorků chlazených vzduchem ukazují na význam metody chlazení a řízení teploty pro zajištění požadované mikrostruktury a mechanických vlastností.

Tabulka 17: Mechanické vlastnosti exploatované oceli po tepelném zpracování 1050 °C s ochlazováním na vzduchu spolu s hodnotami z předchozích měření s ochlazováním v oleji

	1050 °C (olej)	1050 °C + P (olej)	1050 °C (vzduch)	1050 °C + P (vzduch)
<b>Absorbovaná energie KV<sub>2</sub> [J]</b>	65±5	122±10	39±9	54±14,3
<b>Tvrdość HV<sub>10</sub> [-]</b>	392±11	287±3	283±5,5	252±5,9
<b>Změna rozměrů při rázové zkoušce padostrojem z výšky 0,5 m *</b>	0,9	6,6	3,3	2,3
	3,2	7,7	2,3	4,1
	-8,2	-12,8	-7,4	-7,4
<b>Změna rozměrů při rázové zkoušce padostrojem z výšky 0,75 m *</b>	2,5	8,4	6,0	3,9
	1,9	9,5	4,8	3,9
	-8,8	-15,8	-11,0	-11,4
<b>Tvrdość HV<sub>10</sub> po padostroji z výšky 0,5 m ve třech úrovních **</b>	306±15	295±5	271±15	277±5
	321±13	304±6	298±9	297±3
	331±16	300±7	292±5	286±6
<b>Tvrdość HV<sub>10</sub> po padostroji z výšky 0,75 m ve třech úrovních **</b>	436±18	285±6	315±11	283±8
	436±16	304±4	335±8	299±5
	450±11	287±4	328±4	303±3

\* Hodnoty změny rozměrů jsou uvedeny ve formátu: rozměr A, rozměr B, výška, ve smyslu shoda dolů. Uvedené hodnoty jsou uvedeny v [%].

\*\* Hodnoty jsou uvedeny ve formátu: svrchní část vzorku, středová část vzorku a spodní část vzorku. Uvedené hodnoty jsou bezrozměrné. Původní zdegradované vzorky vykazovaly tvrdość 155±3,5 HV.

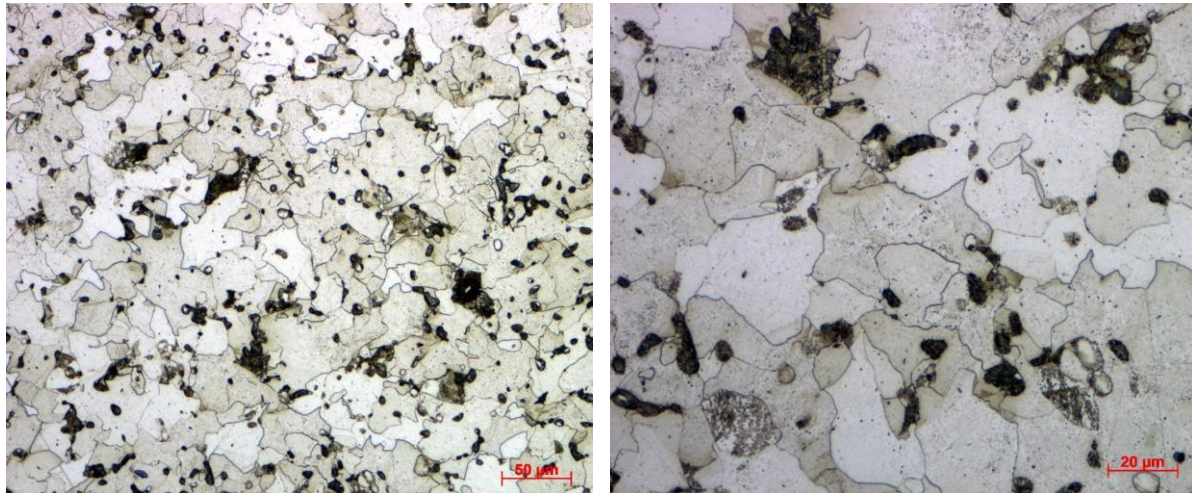


Obrázek 27: Vzorky po zkoušce rázem v ohybu metodou Charpy po tepelném zpracování s ochlazováním na vzduchu 1050 °C (vlevo) a 1050 °C + P (vpravo).

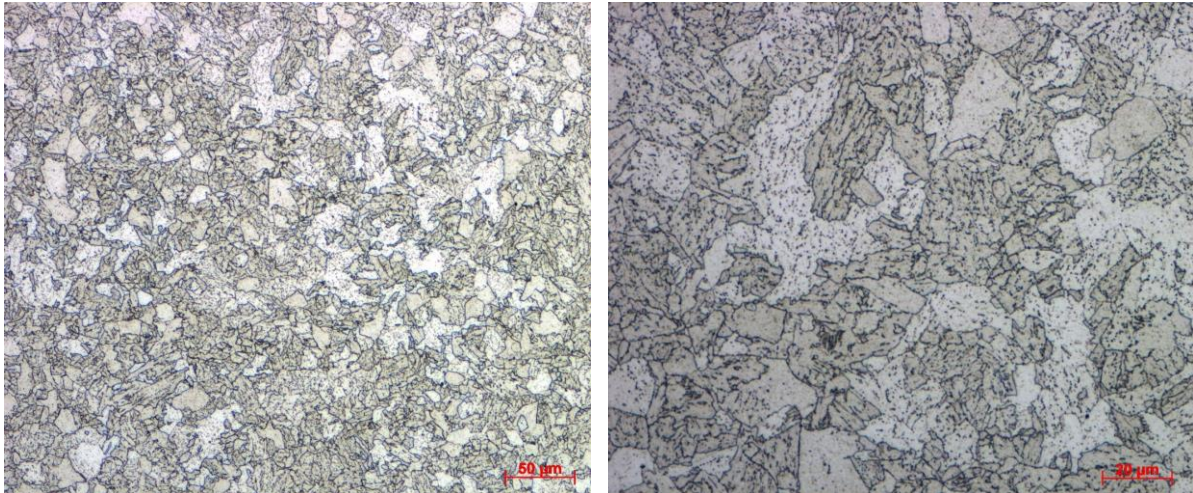
### 7.3 Velmi pomalé ochlazování

Vzhledem k relativně masivním rozměrům hlavních parovodů tepelných elektráren, například Ø324 mm s tloušťkou stěny 46 mm u elektrárny Tušimice II, je množství tepla uloženého do potrubí při ohřevu tak velké, že rychlé ochlazení simulované v předchozích kapitolách, je velice špatně dosažitelné. Z tohoto důvodu bylo zkoumáno velice pomalé ochlazování vzorku z teploty rozpouštěcího žíhání, konkrétně pak byla součást ponechána v peci až do vychladnutí na pokojovou teplotu, tedy přibližně 13 hodin.

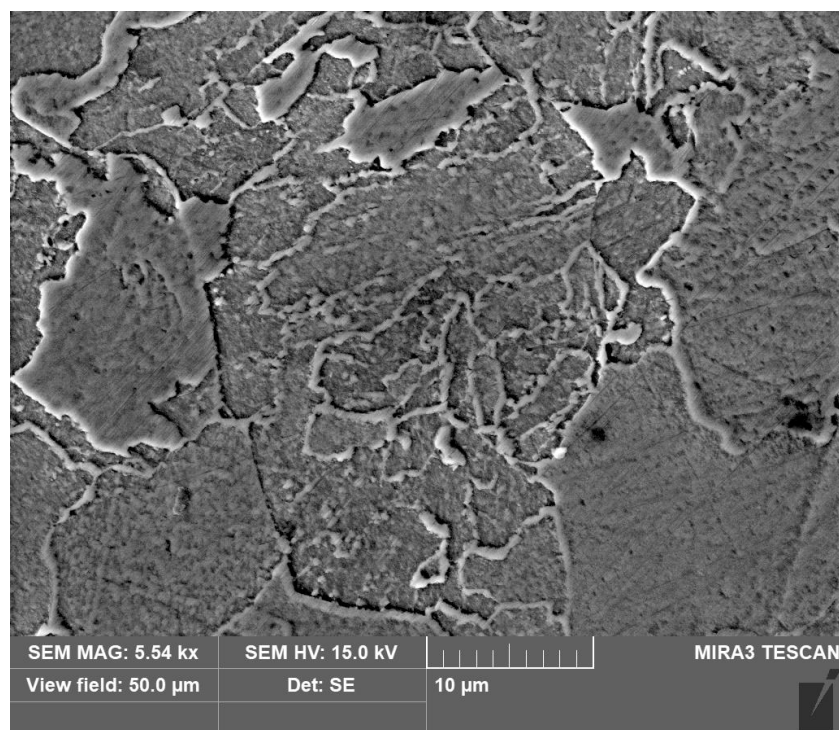
Z obrázku 28 je patrné, že dlouhé ochlazování v peci vyvolalo značné zhrubnutí struktury materiálu. Mikrostruktura materiálu je velmi podobná teplotně exploatované stavu. Vlivem popuštění při teplotě 700 °C po dobu 3 hodin došlo k předpokládanému snížení velikosti zrn a k přeměně lamelárního perlitu na perlit globulární – tepelným popuštěním došlo ke sferoidizaci karbidických částic (Obrázek 29). Dále vlivem popuštění došlo k rovnoměrné redistribuci těchto globulárních karbidických částic v rámci jednotlivých zrn. U vzorku 1050 °C+P bylo zjištěno vylučování karbidických částic uvnitř bainitických zrn (Obrázek 30, 31, 32).



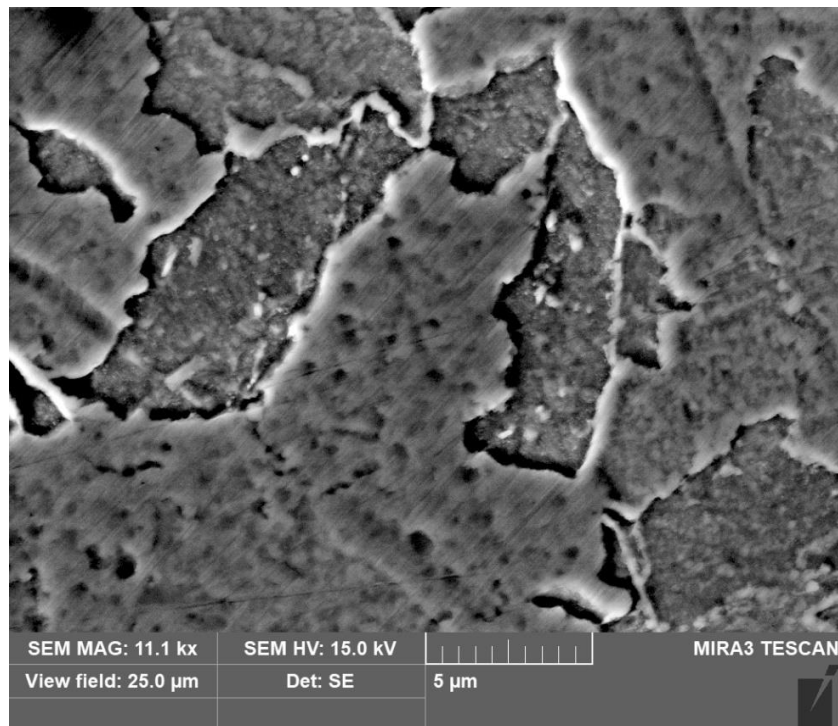
Obrázek 28: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žíhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním v peci. Patrná je značně hrubozrná feriticko-perlitická struktura.



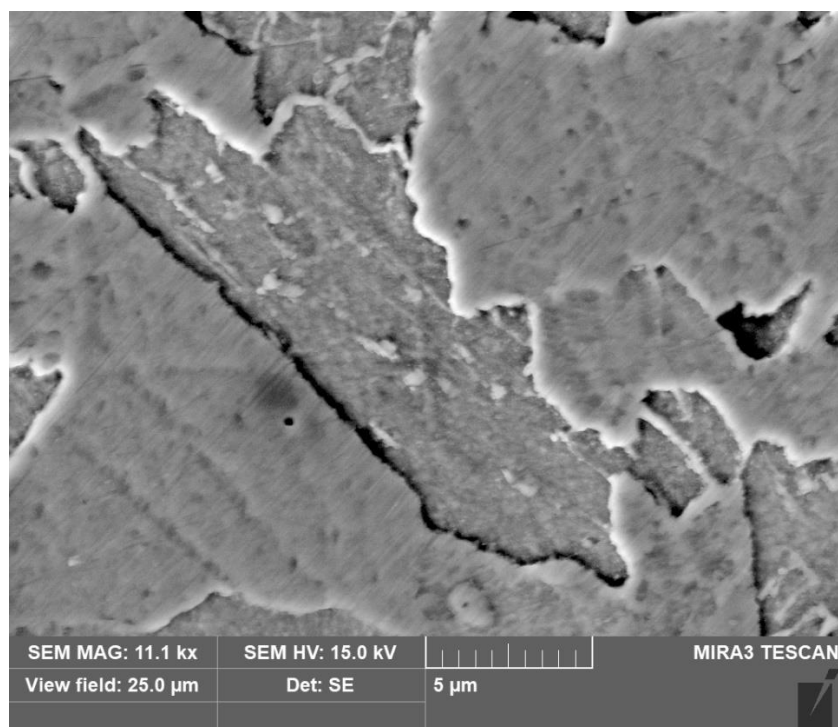
Obrázek 29: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním v peci + následné popuštění při 700 °C.



Obrázek 30: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním v peci + následné popuštění při 700 °C (1050 °C+P). Patrné je vylučování částic karbidů uvnitř bainitického zrna.



Obrázek 31: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním v peci + následné popuštění při 700 °C (1050 °C+P). Patrné je vylučování částic karbidů uvnitř bainitického zrna a struktura globulárního perlitu.



Obrázek 32: Mikrostruktura oceli 15 128 po rozpouštěcím žhání při teplotě 1050 °C s ochlazováním v peci + následné popuštění při 700 °C. Patrné je vylučování částic karbidů uvnitř bainitického zrna.

V následující tabulce (Tabulka 18) jsou uvedeny mechanické vlastnosti exploatované oceli po tepelném zpracování 1050 °C s velmi pomalým ochlazováním v peci spolu s výsledky z předešlých měření, kdy byly vzorky ochlazovány v oleji pro porovnání. I v tomto případě je jasně rozlišitelný negativní vliv pomalého ochlazování po provedeném žíhání, kdy tímto způsobem nebylo možné zamezit opětovnému vylučování karbidických a karbonitridických fází z matrice materiálu. Dalším negativním aspektem mající významný vliv na nízkou houževnatost materiálu je značně zhrubnutí zrna materiálu jako důsledek velmi pomalého ochlazování. Značná velikost zrna je rozhodujícím faktorem podílejícím se na snížení hodnoty rázové houževnatosti. Následné popuštění při teplotě 700 °C se jednak podílelo na snížení velikosti zrna dané struktury a také mělo vliv na změnu morfologie perlitu (z lamelární na globulární) a jeho rozložení. Z těchto důvodů je hodnota KV<sub>2</sub> v případě režimu 1050 °C+P stále uspokojivě vysoká a lze tedy konstatovat, že z hlediska křehkolomových vlastností došlo i při tomto způsobu regeneračního žíhání ke zvýšení rázové houževnatosti. Oproti pomalému ochlazení v peci (kap.7.3) došlo ale u všech vzorků ochlazovaných v peci ke značnému poklesu hodnot tvrdosti. Pokles tvrdosti se projevil i při rázové zkoušce padostrojem, kde je zřejmý nárůst plastické deformovatelnosti zkušebních těles. I přes to, že došlo vlivem pomalého ochlazování k vyloučení zpevňujících fází, nebylo při této zkoušce zaznamenáno kritického zkrěhnutí materiálu, které by vedlo k jeho celkové destrukci.

Tabulka 18: Mechanické vlastnosti exploatované oceli po tepelném zpracování 1050 °C s velmi pomalým ochlazováním v peci spolu s hodnotami z předchozích měření s ochlazováním v oleji

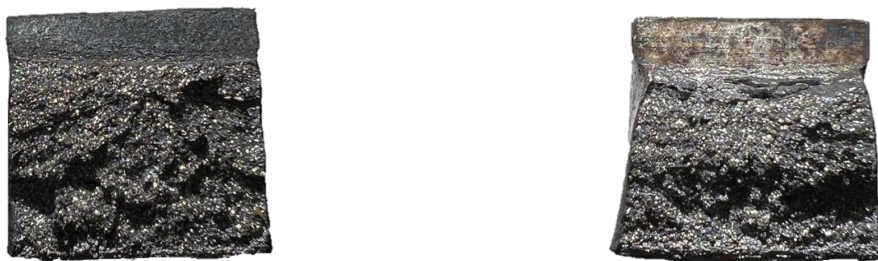
	1050 °C (olej)	1050 °C + P (olej)	1050 °C (pec)	1050 °C + P (pec)
<b>Absorbovaná energie KV<sub>2</sub> [J]</b>	65±5	122±10	27,5±2,5	78,7±1,1
<b>Tvrdość HV<sub>10</sub> [-]</b>	392±11	287±3	139±12,5	170±2,3
<b>Změna rozměrů při rázové zkoušce padostrojem z výšky 0,5 m *</b>	0,9	6,6	4,2	3,0
	3,2	7,7	4,0	3,9
	-8,2	-12,8	-11,6	-9,8
<b>Změna rozměrů při rázové zkoušce padostrojem z výšky 0,75 m *</b>	2,5	8,4	7,0	6,6
	1,9	9,5	6,7	6,4
	-8,8	-15,8	-14,0	-13,0
<b>Tvrdość HV<sub>10</sub> po padostroji z výšky 0,5 m ve třech úrovních **</b>	306±15	295±5	228±2	212±5,9
	321±13	304±6	257±17	233±4,4
	331±16	300±7	242±3	195±4,7
<b>Tvrdość HV<sub>10</sub> po padostroji z výšky 0,75 m ve třech úrovních **</b>	436±18	285±6	223±15	205±3,5
	436±16	304±4	259±2	247±1,9
	450±11	287±4	244±6	206±5,1

\* Hodnoty změny rozměrů jsou uvedeny ve formátu: rozměr A, rozměr B, výška, ve smyslu shoda dolů.

Uvedené hodnoty jsou uvedeny v [%].

\*\* Hodnoty jsou uvedeny ve formátu: svrchní část vzorku, středová část vzorku a spodní část vzorku. Uvedené hodnoty jsou bezrozměrné. Původní zdegradované vzorky vykazovaly tvrdost 155±3,5 HV

Na následujícím obrázku (Obrázek 33) jsou zobrazeny lomy vzorků po rázové zkoušce ohybem metodou Charpy.



Obrázek 33: Lom po rázové zkoušce ohybem dle Charpyho po regenerativním tepelném zpracování 1050 °C (pec) vlevo a 1050 °C + P (pec) vpravo



## 8 Závěr

V rámci první části této práce byla provedena úvodní rešerše problematiky kovových materiálů používaných v energetickém průmyslu. K tomuto účelu je vyhrazená samostatná oblast ocelí, a sice oceli žárupevné, které jsou určeny pro ty nejnáročnější aplikace v energetickém sektoru, vyžadující zachování mechanických vlastností i za zvýšených teplot a tlaků. Rešerše se dále podrobněji věnovala konkrétně oceli, dříve hojně používané v československé energetice, a sice oceli s označením 15 128.

Jak bylo zjištěno, ocel 15 128 vystavená dlouhodobému působení vysoké teploty a tlaku zaznamenává výraznou degradaci svých mechanických vlastností, což může mít významný vliv na celkovou výkonnost a spolehlivost zařízení. Za účelem řešení tohoto problému je v rámci práce zjišťována možnost zlepšení mechanických vlastností oceli 15 128.

K dosažení tohoto cíle bylo navrženo šest různých režimů regenerativního tepelného zpracování a následně se analyzoval jejich vliv na mechanické vlastnosti materiálu. Bylo zjištěno, že žíhání při teplotě 850 °C bylo pro požadované použití zásadně nevhodné, zatímco žíhání při nejvyšší teplotě 1050 °C přineslo nejlepší výsledky ve všech měřeních.

Dále bylo zjištěno, že optimálním postupem pro obnovení houževnatosti materiálu při zachování dostatečné tvrdosti je rozpouštěcí žíhání při 1050 °C s následným ochlazením v oleji a popouštění při 700 °C po dobu tří hodin s následným pomalým ochlazením v peci. Tento přístup vedl k výraznému zlepšení mechanických vlastností materiálu ve srovnání s původním, tepelně exploatovaným, materiálem.

Původních šest zvolených režimů zahrnovalo pouze chlazení vzorků v oleji. Z praktických důvodů souvisejících s aplikací regenerativního tepelného zpracování na masivní parní potrubí elektráren však byla práce doplněna o dvě další chladicí média. Konkrétně pak pomalé chlazení ve vzduchu a velmi pomalé chlazení v peci. Experimentálními metodami bylo zjištěno, že pomalé chlazení vedlo k očekávanému vzniku nežádoucích karbidických nebo karbonitridických fází v matici materiálu. Pomalé chlazení vedlo také k dalším výrazně negativním jevům, jako je zhrubnutí mikrostruktury, které však bylo možné do určité míry eliminovat následným popouštěním. Tento proces ale vedl kromě nepříznivé lamelární morfologie k výraznému vylučování karbidických fází uvnitř bainitických zrn.

I přes tyto problémy bylo zjištěno, že pomalé ochlazování na vzduchu snížilo hodnoty rázové houževnatosti a tvrdosti materiálu, ale konečné hodnoty těchto veličin byly stále výrazně vyšší ve srovnání se stavem tepelně degradovaného materiálu. Toto zjištění je z praktického hlediska poměrně cenné, neboť umožňuje provést určitou regeneraci materiálu bez nutnosti zajistit rychlé chlazení. Potřeba rychlého ochlazení z teploty žíhání 1050 °C pro dosažení nejvyšších hodnot houževnatosti regenerovaného materiálu, se však jeví jako nezbytná podmínka.

Během zpracování vzorků v rámci experimentálních prací byly v exploatovaném materiálu nalezeny i poměrně významné strukturní defekty, jako jsou inkluze, creepové dutiny nebo exogenní dutiny. Tyto vady mohou mít zásadní vliv na mechanické vlastnosti materiálu. Tento negativní vliv však nebyl v rámci experimentů pozorován. Pravděpodobně je to důsledkem relativně malých rozměrů defektů v porovnání s rozměry vzorků použitých v experimentech.

Výsledky práce zdůrazňují význam pečlivého výběru teploty žíhání a chladicího média při regenerativním tepelném zpracování. Kromě toho je zdůrazněna také potřeba následného

popouštění pro zmírnění negativních účinků pomalého ochlazování. Práce rovněž ukazuje potenciál regenerativního tepelného zpracování pro zlepšení mechanických vlastností degradované oceli 15 128, což má praktický význam pro průmyslová odvětví, která jsou závislá na materiálech vystavených vysokým teplotám a tlakům.

## Seznam použité literatury

- [1] NOVÁK, P. Druhy koroze kovů. Koroze a ochrana materiálu, 2005, ISSN 0452-599X.
- [2] Vodárek, V. Fyzikální metalurgie modifikovaných (9–12)%Cr ocelí. VŠB – Technická Univerzita Ostrava, Ostrava, 2003, 163 s. ISBN 80-248-0329-1.
- [3] Zlámal, B. Strukturní stabilita heterogenních svarových spojů žárovevých ocelí, Dizertační práce VUT FSI, Brno, 2007
- [4] WORTEL, K. P23 and P24 for Power generation and hydrogen service. In *Super-High Strength Steels*. Roma, 2005.
- [5] FOLDYNA, V., et. al. Precipitace sekundárních fází v ocelích obsahujících 2 až 3,5% Cr s ohledem na strukturní stabilitu a žárovevnost. In METAL 2001. Ostrava: Tanger spol. s r.o., 2001.
- [6] SOURMAIL, T.; BHADESHIA, H. K. D. H. Stainless Steels. Department of Materials Science & Metallurgy, University of Cambridge, rev. 2011-07-02
- [7] ČÍHAL, Vladimír, 1999. Korozivzdorné oceli a slitiny. Praha: Academia. 437 s. ISBN 80-200-0671-0.
- [8] FIALA, J., MENTL, V., ŠUTT A, P. *Struktura a vlastnosti materiálů*. 1. vyd. Praha: Academia, 2003. 572 s. ISBN 80-200-1223-0.
- [9] DURAJOVÁ, Věra. NUMERICKÁ SIMULACE NAVAŘOVÁNÍ ROTORU TURBÍNY [online]. Brno, 2010 [cit. 2023-05-19]. Dostupné z: [https://www.vut.cz/www\\_base/zav\\_prace\\_soubor\\_verejne.php?file\\_id=28875](https://www.vut.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=28875). Diplomová práce. VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ.
- [10] VLACH, B. Creep a lom při creepu [ke stažení]. Brno. Dostupný z WWW: <<http://ime.fme.vutbr.cz/files/vyuka/GS0/09 - Creep.doc>>.
- [11] PLUHAŘ, J., PUŠKÁR, A., MACEK, K. *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálů*. 1. vyd. Praha: SNTL, 1987. 420 s.
- [12] ČMAKAL J., KUDRMAN J., BIELAK O., REGAZZO R. Degradace materiálových vlastností oceli 15 129 a příčiny vzniku trhlin vysokotlakých parovodů. In METAL 2003. Ostrava: Tanger spol. s r.o., 2001.
- [13] ČSN 41 5128. Ocel 15 128 Cr-Mo-V. Úřad pro normalizaci a měření. 1984.
- [14] KUBOŇ, Z., KOSŇOVSKÁ, J., Hodnocení zbytkové životnosti trubkové oceli 15 128 pomocí zkoušek malých vzorků, 2018, ISSN 0018-8069
- [15] Ověření vlastností svarového spoje ocelí P91 a 15128 po dlouhodobé teplotní expozici [online]. 2010 [cit. 2023-05-19]. Dostupné z: <http://old.konstrukce.cz/clanek/overeni-vlastnosti-svaroveho-spoje-oceli-p91-a-15128-po-dlouhodobe-teplotni-expozici/#t1>

- [16] Elektrárny Tušimice [online]. [cit. 2023-05-19]. Dostupné z: <https://www.cez.cz/cs/o-cez/vyrobnizdroje/uhelne-elektrarny-a-teplarny/uhelne-elektrarny-a-teplarny-cez-v-cr/elektrarny-tusimice-58175>
- [17] Elektrárna Ledvice [online]. [cit. 2023-05-19]. Dostupné z: <https://www.cez.cz/cs/o-cez/vyrobnizdroje/uhelne-elektrarny-a-teplarny/uhelne-elektrarny-a-teplarny-cez-v-cr/elektrarna-ledvice-58177>
- [18] ČSN EN 10020. Definice a rozdělení ocelí. Úřad pro normalizaci a měření. 2001
- [19] Golański, Grzegorz & S, Stachura & Kucharska, B. & J, Kupczyk. (2007). Optimisation of regenerative heat treatment parameters of G21CrMoV4-6 cast steel. Archives of Materials Science and Engineering.
- [20] Golański, Grzegorz & Wiczorek, Pawel. (2008). Electron microscopy investigation of the Cr – Mo – V cast steel. Archives of Materials Science and Engineering.
- [21] G. Golanski. (2008). Influence of Structure on Mechanical Properties of Regenerative G17CrMoV5-10 Cast Steel. 17th International Metallurgical and Materials Conference Proceedings, METAL 2008.

