

ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE  
FAKULTA STROJNÍ  
ÚSTAV MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ



DIPLOMOVÁ PRÁCE

POSOUZENÍ KVALITY PROVEDENÍ OPRAVNÝCH SVARŮ  
Z PROGRESIVNÍ AUSTENITICKÉ OCELE PRO NADKRITICKOU  
ENERGETIKU

ASSESSMENT OF THE QUALITY OF REPAIR WELDS MADE OF  
PROGRESSIVE AUSTENITIC STEEL FOR SUPERCRITICAL ENERGY  
BOILERS

AUTOR: Bc. Dennis Rottenborn

STUDIJNÍ PROGRAM: Výrobní inženýrství

VEDOUCÍ PRÁCE: Ing. Jakub Horváth, Ph.D., IWE

PRAHA 2022

## I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Rottenborn** Jméno: **Dennis** Osobní číslo: **473494**  
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**  
Zadávací katedra/ústav: **Ústav materiálového inženýrství**  
Studijní program: **Výrobní inženýrství**  
Specializace: **Bez specializace**

## II. ÚDAJE K DIPLOMOVÉ PRÁCI

Název diplomové práce:

**Posouzení kvality provedení opravných svarů z progresivní austenitické ocele pro nadkritickou energetiku**

Název diplomové práce anglicky:

**Assessment of the quality of repair welds made of progressive austenitic steel for supercritical energy boilers**

Pokyny pro vypracování:

Literární část: 1) Vlastnosti ocele HR3C a SUPER 304H 2) Precipitace probíhající v těchto ocelích 3) Princip rozpouštěcího žíhání 4) Svarové spoje z daných druhů ocelí.  
Praktická část: Provedení vyhodnocení kvality svarových spojů v kombinaci degradovaný nový materiál se zaměřením na mikroskopii, měření tvrdosti a porovnání kvality provedení s normou ČSN EN ISO 6520, Porovnání se svarovými spoji nedegradovaného materiálu.  
Zhodnocení výsledků a doporučení pro praxi

Seznam doporučené literatury:

ABE, Fujio. Creep-resistant steels. Editor Torsten-Ulf KERN, editor Ramaswamy VISWANATHAN. Cambridge: Woodhead, 2008. ISBN 978-1-84569-178-3.  
ČSN EN ISO 6520-1 Svařování a příbuzné procesy: Klasifikace geometrických vad kovových materiálů. 01/2008. Praha: ÚNMZ, 2008.  
HSIEH, Chih-Chun a Weite WU. Overview of Intermetallic Sigma Phase Precipitation in Stainless Steels. ISRN Metallurgy, 2012, 1-16. ISSN 2090-8717.

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) diplomové práce:

**Ing. Jakub Horváth, Ph.D. ústav materiálového inženýrství FS**

Jméno a pracoviště druhé(ho) vedoucí(ho) nebo konzultanta(ky) diplomové práce:

Datum zadání diplomové práce: **30.03.2022** Termín odevzdání diplomové práce: **31.07.2022**

Platnost zadání diplomové práce: \_\_\_\_\_

\_\_\_\_\_  
Ing. Jakub Horváth, Ph.D.  
podpis vedoucí(ho) práce

\_\_\_\_\_  
prof. RNDr. Petr Špatenka, CSc.  
podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry

\_\_\_\_\_  
prof. Ing. Michael Valášek, DrSc.  
podpis děkana(ky)

## III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

Diplomant bere na vědomí, že je povinen vypracovat diplomovou práci samostatně, bez cizí pomoci, s výjimkou poskytnutých konzultací. Seznam použité literatury, jiných pramenů a jmen konzultantů je třeba uvést v diplomové práci.

\_\_\_\_\_  
Datum převzetí zadání

\_\_\_\_\_  
Podpis studenta

## Prohlášení

Prohlašuji, že jsem tuto práci vypracoval samostatně, a to výhradně s použitím pramenů a literatury, uvedených v seznamu citovaných zdrojů.

V Praze dne: .....

.....  
Podpis

# Anotace

Cílem této diplomové práce je posouzení provedení opravných svarových spojů z progresivní austenitické ocele pro nadkritickou energetiku s využitím normy ČSN EN ISO 6520 a určování stupňů kvality dle normy ČSN EN ISO 5817. Práce se zaměřuje na popis mikrostrukturálních změn způsobených vlivem svařování. Svarové spoje z ocelí SUPER 304H a HR3C byly zdokumentovány na světelném a elektronovém mikroskopu, včetně EDS analýzy pro určení chemického složení pozorovaných fází. Bylo provedeno měření tvrdosti dle Vickerse s výstupem naměřených dat ve formě map tvrdosti reprezentující mechanické vlastnosti svarů.

## Klíčová slova

SUPER 304H, HR3C, svařování, tepelné zpracování, precipitace, mechanické vlastnosti

## Annotation

The main aim of this diploma thesis is the assessment of the quality of repair welds made of progressive austenitic steel for supercritical energy boilers using the standard ČSN EN ISO 6520 and the determination of quality grades according to the standard ČSN EN ISO 5817. The thesis focuses on the description of microstructural changes caused by welding. Welded joints of SUPER 304H and HR3C were documented by the light and electron microscopes, including EDS analysis to determine the chemical composition of the observed phases. Vickers hardness measurements were performed with output of the measured data in the form of hardness maps representing the mechanical properties of the welds.

## Keywords

SUPER 304H, HR3C, welding, heat treatment, precipitation, mechanical properties

## Poděkování

Rád bych tímto poděkoval vedoucímu své diplomové práce, panu Ing. Jakubu Horváthovi, Ph.D., IWE, za příkladné vedení, trpělivost a cenné rady, které mi velice pomohly při zpracování této práce.

# Obsah

1	Úvod .....	2
1.1	Motivace .....	2
1.2	Cíle práce.....	3
2	Teoretická část .....	4
2.1	Uhelné elektrárny.....	4
2.1.1	Elektrárna Ledvice.....	5
2.2	Degradační procesy .....	6
2.3	Mikrostrukturní faktory urychlující degradační procesy.....	10
2.4	Vývoj pokročilých austenitických korozivzdorných ocelí .....	13
2.4.1	Vliv legujících prvků .....	15
2.5	Charakteristika SUPER 304H.....	17
2.6	Charakteristika HR3C.....	19
2.7	Precipitace .....	21
2.8	Rozpouštěcí žíhání .....	24
2.9	Svařitelnost .....	25
3	Metodická část.....	29
3.1	Příprava vzorků .....	29
3.2	Světelná mikroskopie .....	30
3.3	Řádkovací elektronová mikroskopie.....	30
3.4	Určování stupňů kvality svarových spojů .....	30
3.5	Měření tvrdosti .....	31
4	Praktická část.....	32
4.1	Světelná mikroskopie .....	32
4.2	Řádkovací elektronová mikroskopie.....	39
4.3	Určování stupňů kvality svarových spojů .....	42
4.4	Měření tvrdosti .....	52
5	Sumarizace výsledků a diskuze .....	54
5.1	Mikrostrukturální změny .....	54
5.2	Kvalita svarových spojů .....	56
5.3	Tvrdost svarových spojů.....	57
6	Závěr.....	58
6.1	Dosažení cílů práce .....	58
6.2	Praktická doporučení.....	60

# 1 Úvod

V současné době čelíme rapidnímu zvyšování cen elektřiny a více než kdy dříve nastává otázka budoucnosti zdrojů elektrické energie. Evropské státy se zavázaly být klimaticky neutrální, což povede k většímu podílu zastoupení obnovitelných zdrojů na trhu. Abychom mohli alespoň částečně uvažovat o zachování uhelných elektráren jako součást energetického mixu států, je nezbytné cílit na zvyšování účinnosti výroby souběžně se snižováním vyprodukovaných emisí. Základní podmínkou pro tento předpoklad je provoz s nadkritickými parametry páry. Provozní parametry jsou ale omezeny materiály, které jsou schopny pracovat za těchto podmínek, spolehlivě a po určitou dobu životnosti. Nedílnou součástí účinného provozu pokročilých bloků je vedle vývoje používaných materiálů také sledování stavu jejich životnosti a připravenost na případné opravy.

## 1.1 Motivace

Při výrobě elektrické energie je nutné cílit na zachování kontinuálního provozu elektrárny a zkrátit dobu odstávek na minimum. Provozování moderních bloků s nadkritickými parametry páry představuje výzvu pro výběr materiálů s ohledem na jejich životnost a schopnost čelit degradačním procesům během dlouhodobé tepelné a tlakové expozice. Provozní podmínky elektrárny nejsou stabilní. Během provozu dochází k několika nestabilním stavům, zejména během spouštění a ochlazování elektrárny. Tyto nestálosti představují těžko předvídatelný vliv na degradaci a precipitaci použitých materiálů. Precipitace způsobuje mikrostrukturální nestabilitu, která ovlivňuje celkové chování materiálu včetně chemické odolnosti a mechanických vlastností. Z tohoto důvodu je nezbytné být připraven provádět případné zásahy včetně provádění opravných svarových spojů v požadované kvalitě.



## 1.2 Cíle práce

Diplomová práce se zabývá posouzením kvality opravných svarových spojů z progresivních austenitických ocelí SUPER 304H a HR3C a na základě získaných poznatků o precipitaci sekundárních fází a degradačních procesech si tato práce vytyčuje následující cíle:

- posouzení kvality svarových spojů v kombinaci degradovaný x nový materiál, porovnání kvality provedení s normou ČSN EN ISO 6520 a určování stupňů kvality dle ČSN EN ISO 5817,
- popis mikrostrukturních změn způsobených vlivem svařování,
- měření tvrdosti svarových spojů.

## 2 Teoretická část

### 2.1 Uhelné elektrárny

Uhelná elektrárna je technologický celek, který generuje elektrickou energii prostřednictvím tepla uvolněného spalováním černého nebo hnědého uhlí. Mezinárodní agentura pro energie odhaduje, že podíl zastoupení uhlí na celosvětovém energetickém mixu v roce 2021 činil 36 %. Závazky k dosažení nulových emisí, které přijaly jednotlivé státy včetně dvou největších producentů uhlí Číny a Indie na konferenci COP26 vyvolávají silný tlak na budoucnost uhlí. Scénář nulových emisí do roku 2050 modeluje rychlý pokles poptávky, až o 21 % do roku 2025. Údaje však ukazují opačným směrem a vzniká tak propast mezi politickými ambicemi a realitou současného energetického systému. Přestože investice do fosilních paliv se snižují, financování energetických zdrojů čisté energie a technologií se nerozšiřuje dostatečně rychle.<sup>[1]</sup>

Snaha o snížení dopadu výroby elektrické energie z fosilních zdrojů na životní prostředí vede ke snaze o navýšení účinnosti provozu elektráren. Zlepšení efektivity lze dosáhnout zvýšením provozních parametrů páry, teploty a tlaku, jelikož účinnost elektrárny vyplývá z termodynamického principu Rankinova cyklu a je úměrná rovnici:

$$\frac{T_{MAX} - T_{MIN}}{T_{MAX}} \quad (1)$$

Ze vztahu plyne, že je nezbytné zvýšit rozdíl mezi maximální a minimální teplotou parního cyklu. Maximální teplotu sledujeme v přehříváku, hlavním parním potrubí a ve vysokotlaké turbíně. Na druhé straně minimální teplota závisí na zdroji chladící vody, lze tak obecně říct, že je geograficky závislá. Zvýšení teploty přehříváku o 20 °C odpovídá zvýšení čisté účinnosti o 1 %.<sup>[2]</sup>

Na základě parametrů páry rozdělujeme provoz elektráren na práci s podkritickými, nadkritickými a ultra-superkritickými parametry – viz tabulka č. 1. Maximální parametry páry jsou tedy omezeny materiály, které jsou schopny pracovat po praktickou dobu spolehlivě a bez poruchy.<sup>[2]</sup>

Tabulka 1 – Rozdělení provozu uhelných elektráren dle parametrů páry [2]

EN	CZ	Teplota [°C]	Tlak [MPa]	Účinnost [%]
Subcritical	Podkritický	≤540	<22,1	<35
Supercritical (SC)	Nadkritický	540–580	22,1–25	35–40
Ultra-supercritical (USC)	Ultra-superkritický	580–620	22–25	40–45
Advanced-USC (A-USC)	Pokročilý ultra-superkritický	≥700	25–35	45–52

### 2.1.1 Elektrárna Ledvice

Elektrárna Ledvice se nachází na úpatí východní části Krušných hor. Původně byla tvořena 5 výrobními bloky vystavenými mezi lety 1966 až 1969. V současnosti funguje pouze blok č. 4 o výkonu 110 MW a nový blok č. 6, označován jako Nový zdroj, o výkonu 660 MW. Nový zdroj byl uvedený do provozu v listopadu 2017 a jako jediný v republice pracuje s USC parametry páry (600 °C, 27,204 MPa).<sup>[3]</sup> Tento blok se řadí mezi nejmodernější zařízení v Evropě a jeho zavedením poklesly sledované emise v této lokalitě v průměru o 50 procent.<sup>[4]</sup>

Předmětem této diplomové práce jsou progresivní austenitické oceli SUPER 304H a HR3C, které jsou použité pro výstupní přehřívák a výstupní mezipřehřívák na novém bloku č. 6 elektrárny Ledvice.

## 2.2 Degradční procesy

Provoz uhelných elektráren s USC parametry představuje výzvu pro výběr a použití materiálů, které jsou schopny odolávat náročným provozním podmínkám. Tyto zvýšené parametry mají za následek několik problémů: potřebu materiálů s pevností v tečení za zvýšených teplot, zvýšenou míru oxidačního poškození v parním prostředí a zvýšenou míru korozního napadení spalin.

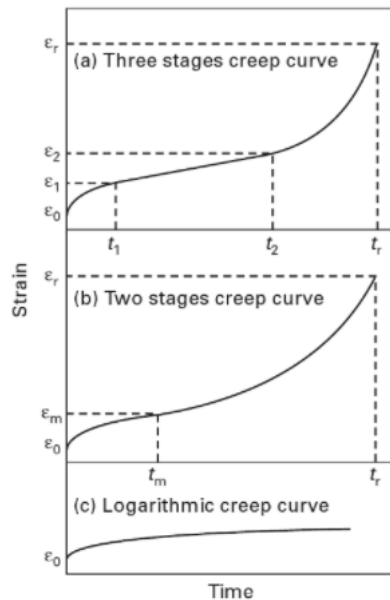
- Creep

Tečení materiálu (anglicky creep) lze definovat jako časově závislou deformaci materiálu vyvozenou dlouhodobým působením mechanického napětí a teploty. Tuto závislost zachycují tzv. creepové křivky, které získáváme z experimentálních creepových zkoušek, prováděných nejčastěji při stálém tahovém zatížení a za stálé teploty.<sup>[5]</sup> Rychlost tečení lze vyjádřit vztahem:

$$\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt \quad (2)$$

Literatura obecně rozeznává tři stádia tečení, primární, sekundární a terciální – viz obrázek č. 1. Ve fázi primárního tečení mezi  $\epsilon_0$  a  $\epsilon_1$  se rychlost tečení časem snižuje v důsledku deformačního zpevnění materiálu. V oblasti sekundárního creepu mezi  $\epsilon_1$  a  $\epsilon_2$  zůstává rychlost tečení konstantní. To je dáno rovnováhou mezi rychlostí vzniku dislokací vedoucích ke zpevnění materiálu a rychlostí zotavovacích procesů. Za vysokých homologických teplot se na creepu podílí zejména difúze, která vede k dostatečně velkému zotavení k vyvážení deformačního zpevnění. V oblasti terciálního creepu rychlost tečení s časem narůstá až do lomu. Zvýšení rychlosti tečení může být důsledkem rostoucího napětí nebo vývoje mikrostruktury včetně vývoje poškození materiálu. Mikrostrukturální změny obvykle spočívají v dynamickém zotavování, dynamické rekystalizaci, hrubnutí precipitátů a dalších jevech způsobujících odpevnění, které vede ke snížení odolnosti vůči tečení. Vývoj poškození zahrnuje vznik dutin a trhlin, často podél hranic zrn.<sup>[6]</sup>

Tvar a rozsah creepových křivek se může výrazně lišit v závislosti na zkušebních podmínkách napětí a teploty. Celý tento proces lze shrnout jako narůst trvalé plastické deformace při působení konstantního napětí a konstantní teploty. S rostoucím napětím a teplotou deformace  $\epsilon$  roste a doba do prasknutí materiálu se zkracuje.<sup>[5,6]</sup>



Obrázek 1 – Křivky tečení technických ocelí při konstantním tahovém zatížení a konstantní teplotě [6]

- Vysokoteplotní koroze

Použití vysokých teplot a tlaků může způsobit značné provozní problémy, protože kromě jiných problémů (creep, oxidace) výrazně mění chemickou stránku usazenin na povrchu přehříváků páry. V důsledku toho může u těchto kritických součástí dojít k vyšší míře koroze, a tím ke zkrácení životnosti, což způsobí zvýšené provozní náklady, pokud nebudou pro jejich konstrukci vybrány co nejvhodnější materiály.<sup>[7]</sup>

Předpokládá se, že koroze trubek přehříváků je výsledkem složité řady procesů, které mohou zahrnovat: a) tvorbu roztavených usazenin (včetně různých síranů a/nebo chloridů) na jejich povrchu a reakce mezi materiály trubek, těmito usazeninami a okolními spaliny při vysoké teplotě a/nebo b) reakci chloridů s materiály trubek za vzniku těkavých kovových chloridů.<sup>[7]</sup>

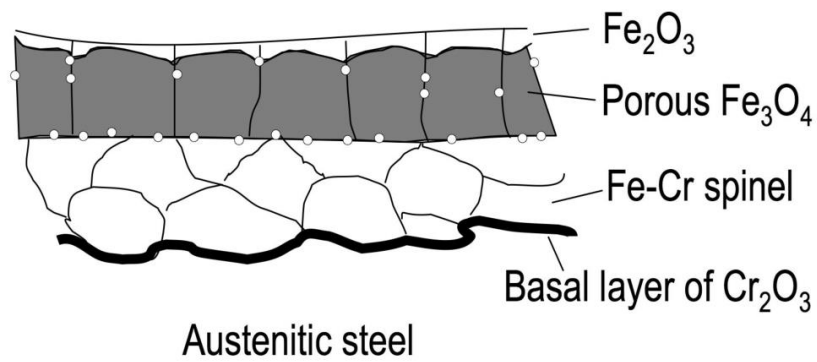
Organizace EPRI vysvětluje základní procesy vysokoteplotní koroze přehříváků a ohříváků z pokročilých austenitických korozivzdorných ocelí. Mezi hlavní problémy patří sulfidace, respektive sulfidace a oxidace vodních stěn v blízkosti hořáků vlivem přetrvávajících substechiometrických plynných podmínek, přímého působení plamene, usazování sloučenin s nízkým bodem tání a obsahem síry nebo kombinací těchto faktorů. Dále rozebírá problematiku napadení roztavenými solemi v důsledku korozivních podmínek vznikajících pod nánosy popílku a v neposlední řadě rozebírá vysokoteplotní oxidaci nebo sulfidaci způsobenou přehřátím, jejíž příčinou může být špatný průtok média, nadměrný nános oxidového kamene nebo ztráta kontroly nad stavem spalování uhlí.<sup>[8]</sup>

- Oxidace v prostředí páry

Ochrana ocelí ve vysokoteplotním prostředí závisí na schopnosti vytvářet souvislé, přilnavé oxidové povlaky na bázi oxidu chromitého ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ). Pro spolehlivé vytvoření ochranných povlaků je nutný minimální obsah chromu v oceli. Ačkoliv přítomnost dalších legujících prvků, faktor velikosti austenitického zrna nebo stav povrchu mohou tento minimální obsah chromu snížit, pro obecné austenitické oceli Fe-Cr-Ni se minimální obsah Cr pro zajištění odolnosti proti vysokoteplotní oxidaci udává přibližně 18 %.<sup>[8]</sup>

Za většiny podmínek vysokoteplotní expozice zahrnuje vývoj oxidových vrstev tvorbu dvouvrstvé struktury s vnější vrstvou magnetitu ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ) a vnitřní vrstvou Fe-Cr spinelu (např.  $\text{FeCr}_2\text{O}_4$ ), která tvoří účinnou ochranu vůči korozi a její účinnost narůstá s obsahem Cr. Za příznivých podmínek vede obohacení Cr na rozhraní mezi slitinou a okujemi k možnému vzniku základní vrstvy  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . Jelikož je vývoj těchto vrstev v čase řízen kinetickými a termodynamickými silami, nedochází tak k postupnému nárůstu Cr ve spinelu rovnoměrně podél celého povrchu. Kromě toho je s narůstajícím obsahem Cr ve vnitřní vrstvě stěžován tok iontů železa difundujících ven, takže nárůst tloušťky vnější magnetitové vrstvy klesá do té míry, že může být na svém vnějším povrchu dále oxidována na hematit ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ).<sup>[8]</sup>

Vzájemná interakce mezi magnetitovou vrstvou, vnitřní spinelovou vrstvou a vnější hematitovou vrstvou vedou k určitém objemovým změnám ve vnějších vrstvách. Díky těmto změnám vznikají dutiny, nejčastěji podél rozhraní magnetit-spinel. Výsledná struktura ochranných vrstev austenitických ocelí při vysokých teplotách je znázorněna na obrázku č. 2.<sup>[8]</sup>

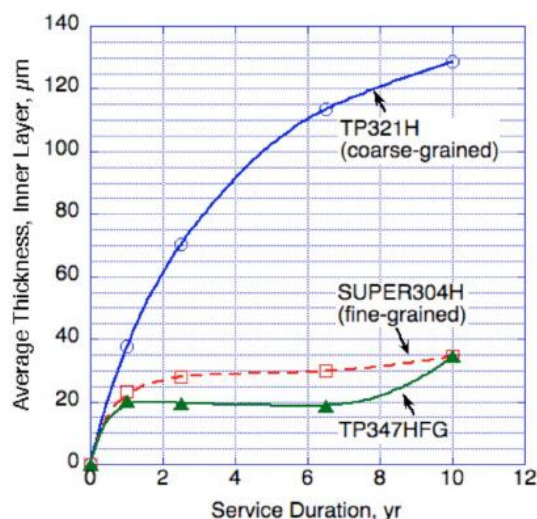


Obrázek 2 – Struktura ochranných oxidových vrstev austenitických ocelí [8]

## 2.3 Mikrostrukturní faktory urychlující degradační procesy

Ochrana proti oxidaci spočívá v tvorbě souvislých ochranných povlaků na bázi oxidu chromitého. Velikost zrna a stav povrchu jsou jedny z faktorů mající vliv na kinetiku oxidace ocelí. Existuje poměrně málo studií na rychlost růstu tloušťky oxidických vrstev, avšak v reportech organizace EPRI se uvádí, že jemnozrnné slitiny vykazují výrazně pomalejší rychlost tloustení oxidů. Je známo, že opracování povrchu austenitických korozivzdorných ocelí za studena může podporovat ochranné oxidační chování. Tato změna je důsledkem zvýšené difúze Cr na povrch slitiny prostřednictvím vícenásobných difúzních cest vytvořených lokální deformací, což podporuje rychlé vytvoření ochranného, na chrom bohatého oxidového povlaku. Účinnost ochrany jemnozrnných slitin také závisí na teplotě, při které začíná rekystalizace.<sup>[8]</sup>

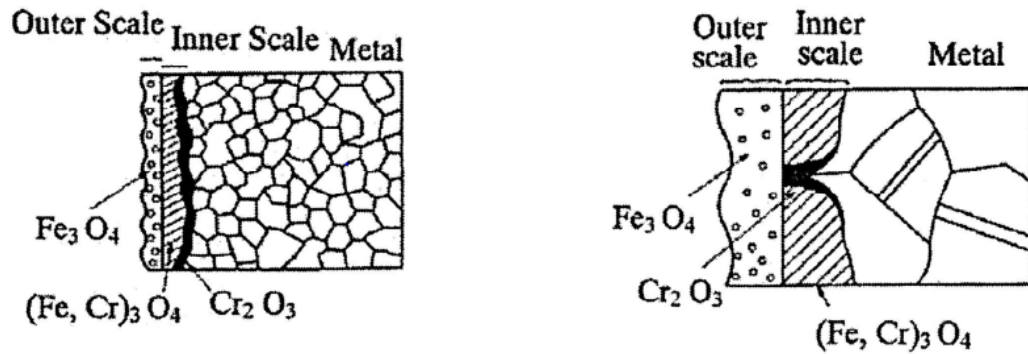
Na obrázku č. 3 jsou shrnuty výsledky provozních zkoušek přehříváku po dobu 10 let při teplotě 571 °C, z kterých vyplývá, že oxidace jemnozrnných variant austenitických ocelí je výrazně nižší než u hrubozrnné varianty.



Obrázek 3 – Srovnání tloušťky vrstev vytvořených na hrubozrnných a jemnozrnných slitinách po 10 let provozu přehříváku páry při 571 °C [8]



Ačkoliv složení vrstev vytvořených na hrubozrnných a jemnozrnných slitinách bylo podobné, na hrubozrnné variantě byla nejvnitřnější vrstva  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  nespojitá a vytvořila se pouze nad vznikajícími hranicemi zrn slitiny, takže byl možný rychlejší transport železa přes zbytek rozhraní kov-oxid, což mělo za následek rychlejší kinetiku oxidace – viz obrázek č. 4.<sup>[8]</sup>



Obrázek 4 – Schématické znázornění struktury vrstev vytvořených na jemnozrnném (vlevo) a hrubozrnném povrchu (vpravo) [8]

Závěrem lze shrnout, že exfoliační chování austenitických ocelí závisí do značné míry na specifické morfologii vytvořených vrstev. Bylo zjištěno, že jemnozrnné austenitické oceli (nebo povrchy austenitických ocelí, které byly opracovány za studena tryskáním nebo jiným způsobem) jsou schopny silné exfoliace, pokud jsou používány při teplotách vyšších než  $650\text{ }^\circ\text{C}$ . Zdá se, že toto chování je důsledkem kombinace vystavení teplotám, při kterých je možná rychlá počáteční oxidace, a stále více se zvyšující ochranné povahy vrstvy Fe-Cr spinelu, což vede k následné přeměně vnější magnetitové vrstvy na  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ .<sup>[8]</sup>

Na rozdíl od oxidace v prostředí páry, vysokoteplotní koroze není tak citlivá na strukturu zrn, ale je spíše přímou funkcí obsahu chromu ve slitině. Svařování jako technologická operace, která je nedílnou součástí provozu energetických bloků ovlivňuje vlastnosti materiálů, které vedou ke změně rychlosti degradačních procesů. Přestože svařitelnost austenitických korozivzdorných ocelí je poměrně dobrá, je potřeba dbát zvýšené opatrnosti. Přídavné kovy těchto slitin nejsou tak tekuté jako přídavné kovy uhlíkových ocelí. Obecně je třeba vyvarovat se vysokých tepelných příkonů a vysokých rychlostí svařování.<sup>[8]</sup>

Austenitické korozivzdorné oceli jsou také náchylné k různým typům praskání svarových spojů. Trhliny, které vznikají za přítomnosti likvidu lze rozdělit na trhliny solidifikační a likvační. Likvační trhliny se tvoří za přítomnosti likvidu, ale vznikají v tepelně ovlivněných oblastech základního nebo svarového kovu v důsledku lokalizovaného tavení v blízkosti mikrostrukturních prvků, jako jsou částice druhé fáze, eutektika, hranice zrn a mikrosegregace.<sup>[8]</sup> Klíčovým požadavkem při svařování je minimalizovat precipitaci a růst zrna v TOO během expozice zvýšené teplotě spojené se svařovacím cyklem. Naopak precipitace karbidů a nitridů je obecně žádoucí pro zvýšení pevnosti v tečení. Naopak výskyt intermetalických fází je příčinou zhoršování mechanických vlastností, odolnosti proti korozi nebo snížení svařitelnosti.<sup>[9]</sup>

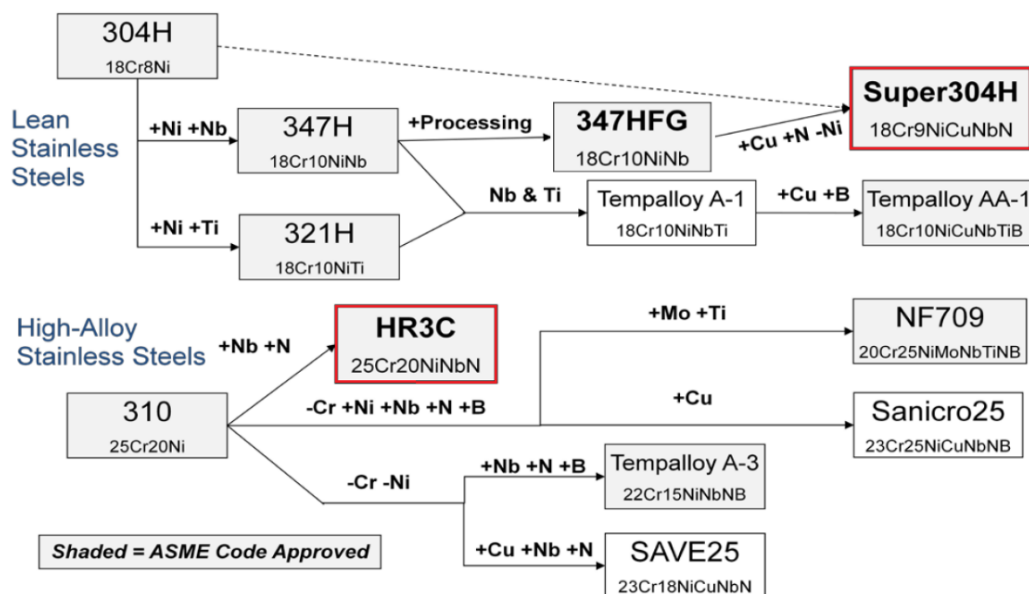
## 2.4 Vývoj pokročilých austenitických korozivzdorných ocelí

Za účelem snížení dopadu uhelných elektráren na životní prostředí byly a jsou vyvíjeny technologie, které mají docílit zvýšení účinnosti těchto elektráren. Zcela klíčovým prvkem je v tomto ohledu konstrukce kotle pro výrobu páry v režimu tlaku a teploty výrazně přesahující kritické podmínky kapaliny (22,06 MPa/374 °C). Zvyšování těchto parametrů představuje výzvu pro výběr a použití materiálů, které jsou schopny odolávat těmto provozním podmínkám. Degradací procesy, kterým jsou tyto materiály vystaveny jsou popsány v předchozí kapitole. Pokročilé austenitické korozivzdorné oceli představují materiály potenciálně vhodné pro provoz v rozmezí 600–700 °C, což je mezistupeň mezi teplotami pro použití feritických ocelí se zvýšenou pevností v tečení ( $\leq 620$  °C) a vyvíjenými slitinami na bázi niklu ( $>> 650$  °C).<sup>[8]</sup>

Počátky vývoje austenitických ocelí sahají až do roku 1893, kdy v německém rodinném závodě Krupp vytvořili austenitickou ocel legovanou niklem ze slitin 25%Ni-Fe a 25%Ni-(5-8%)Cr-Fe. Již v roce 1910 produkoval Krupp slitiny, které se využívali v krytech termočláneků a jako formy ve sklářském průmyslu. Z vývoje řady Ni-Cr-Fe ocelí byla v roce 1912 uvedena austenitická korozivzdorná ocel 20%Cr-5%Ni, později přejmenovaná na V2A (V – Versuchstahl, tedy zkušební ocel, 2 – vývojové číslo, A –austenit). V polovině 20. let dvacátého století vznikla z V2A konvenční austenitická ocel 18%Cr-8%Ni, která optimalizovala obsah chromu a niklu při zachování austenitické struktury. Tyto oceli však trpěly silnou mezikrystalovou korozi v tepelně ovlivněných oblastech svarů. Po rozsáhlém výzkumu mechanismu koroze došlo ke stabilizování oceli použitím legujících prvků jako jsou Ti, V, Nb a Ta a obsah uhlíku byl snížen maximálně na hodnotu 0,07 %. Dalším vývojem bylo zjištěno, že přidávkem Mo, Cu a Mn se zvyšuje korozní odolnost vůči kyselině sírové, ale především roste odolnost proti vysokým teplotám a tečení.<sup>[6]</sup>

Po druhé světové válce se po celém světě začaly používat dříve vyvinuté oceli 18%Cr-8%Ni pro žáruvzdorné účely, čímž došlo k navýšení provozních parametrů tlaku a teploty elektráren spalujících fosilní paliva. V 50. letech 20. století byla v USA vyvinuta a uvedena do provozu vysoce pevná a korozivzdorná ocel s vysokým obsahem niklu Alloy800H s cílem nahradit slitiny na bázi Ni. Všechny tyto austenitické oceli byly vyvíjeny především pro svou korozivzdornost a nečekaně vykazovaly dobrou odolnost proti tečení. Na základě mohutných studií vznikla začátkem 70. let ocel Tempaloy A-1 optimalizací prvků stabilizujících uhlík Ti a Nb v oceli 18%Cr-8%Ni. V úvodu 80. let byla díky zařazení termomechanického zpracování oceli TP347H vyvinuta ocel označovaná jako TP347HFG (FG – fined grain), která se dodnes používá v přehřívácích a ohřívácích jako korozivzdorný materiál odolný vůči oxidaci párou.<sup>[6]</sup>

Následně bylo vyvinuto několik dalších 18%Cr-8%Ni austenitických ocelí se zvýšenou odolností proti tečení, například SUPER 304H nebo Tempaloy AA-1. Ve skupině austenitických ocelí s vysokým obsahem chromu a niklu bylo v 80. až 90. letech uvedeno několik ocelí s 20-25%Cr, dusíkem a vysokým obsahem niklu, například ocel HR3C.<sup>[6]</sup> Vývoj pokročilých austenitických ocelí shrnuje obrázek č. 5.



Obrázek 5 – Schéma vývoje pokročilých austenitických korozivzdorných ocelí [9]

### 2.4.1 Vliv legujících prvků

Silnou vlastností ocelí je, že legováním lze dosáhnout stabilního austenitu i při pokojové teplotě, čímž vzniká široká škála austenitických ocelí. Při vysokoteplotním použití je struktura austenitu ze své podstaty pevnější než struktura feritová. Dlouhodobé creepové zkoušky navíc prokazují, že přítomnost malého množství feritu v austenitických korozivzdorných ocelích za vysokých teplot způsobuje nepříznivou  $\sigma$  fázi, což může vést ke zkřehnutí a snížení pevnosti oceli. Z tohoto důvodu je žádoucí plně austenitická struktura.<sup>[8]</sup>

Hlavním legujícím prvkem korozivzdorných ocelí obvykle bývá chrom, který patří mezi silné feritotvorné prvky. Pro vyvážení tohoto účinku je potřeba oceli legovat austenitotvornými prvky, jako jsou uhlík, mangan, nikl, dusík nebo měď. Existuje mnoho empirických vztahů, které zvažují vliv jednotlivých prvků ve vztahu k chromu, respektive k niklu. Všechny pokročilé austenitické korozivzdorné oceli jsou na jejich základě navrženy tak, aby za pokojové teploty byly plně austenitické.<sup>[8]</sup> Mechanické vlastnosti a jejich změny jsou ovlivněny zejména precipitačními procesy, změnami na hranicích zrn a hrubnutím zrna. Všechny tyto procesy souvisí s typem a množstvím legujících prvků.<sup>[10]</sup>

- Chrom – je hlavním legujícím prvkem v korozivzdorných ocelích. Kromě toho, že je silným feritotvorným prvkem, je také silným karbidotvorným prvkem, protože se jako hlavní kovový iont (M) vyskytuje v karbidech  $M_{23}C_6$  a  $M_6C$ . Chrom je hlavním prvkem vyskytujícím se v Z-fázi a v křehkých intermetalických fázích, jako jsou  $\sigma$  a  $\chi$  fáze.<sup>[8]</sup>
- Nikl – je primární austenitotvorný prvek, který se přidává do korozivzdorných ocelí k dosáhnutí plně austenitické struktury. Ocel HR3C s vyšším obsahem chromu obsahuje přirozeně větší množství niklu, které je potřeba pro stabilizaci austenitu.<sup>[9]</sup>

- Měď – je méně účinný austenitotvorný prvek než nikl. Nicméně při obsahu větším než 2 % výrazně zlepšuje mez pevnosti při tečení. Studie prokázaly tvorbu jemných precipitátů bohatých na Cu, které jsou považovány za hlavní zdroj creepového zpevnění.<sup>[8]</sup> Nadbytek mědi může vyvolat pokles tažnosti, tudíž je její obsah omezen horní hranicí.<sup>[9]</sup>
- Mangan – je substituční a austenitotvorný prvek, který je v omezené míře přítomen ve všech austenitických korozivzdorných ocelích. Pomáhá zabraňovat vzniku trhlin za tepla při svařování tvorbou sulfidů manganu, které brání vzniku sulfidům železa s nízkou teplotou tání eutektik. Mangan zvyšuje rozpustnost dusíku v austenitu, což má příznivý vliv na vytvoření požadované mikrostruktury v případě ocelí SUPER 304H a HR3C obsahujících dusík.<sup>[9]</sup>
- Křemík – je přidáván do korozivzdorných ocelí, aby zajistil dezoxidaci během tavení. Jedná se o feritotvorný prvek, který může urychlit tvorbu  $\sigma$  fáze. Obecně je považován jako užitečný pro oxidační odolnost, ale škodlivý pro dlouhodobou creepovou pevnost.<sup>[9]</sup>
- Niob – také známý jako columbium Cb je feritotvorný prvek, který snižuje rozpustnost uhlíku v austenitu a váže na sebe uhlík tvorbou karbidu niobu NbC. Výrazně zvyšuje pevnost za vysokých teplot tvorbou karbidů a nitridů (NbX) a Z-fáze (CrNbN).<sup>[9]</sup>
- Dusík – podobně jako uhlík je silným intersticiálním austenitotvorným prvkem, který se používá v ocelích SUPER 304H a HR3C. Podílí se na tvorbě precipitátů, které mohou mít pozitivní účinek na dlouhodobou pevnost za vysokých teplot.<sup>[9]</sup>
- Uhlík – je intersticiální a silně austenitotvorný prvek. V případě korozivzdorných austenitických ocelí hraje tento prvek hlavní roli při tvorbě precipitátů (karbidů a karbonitridů), které v mnoha případech zvyšují vysokoteplotní pevnost oceli.<sup>[9]</sup>
- Bór – je v oceli SUPER 304H považovaný za povrchově aktivní prvek, který může zpomalit hrubnutí karbidů a podpořit zjemnění zrn.<sup>[9]</sup>

## 2.5 Charakteristika SUPER 304H

SUPER 304H (18Cr-9Ni-3Cu-Nb-N) je pokročilá austenitická korozivzdorná ocel, která byla a nadále bude používána v uhelných a rekuperačních parních generátorech, především pro trubkové aplikace. Ocel se vyznačuje jedinečnou kombinací dobré pevnosti při vysokých teplotách, odolnosti vůči oxidaci v páře (steam-side oxidation) a vysokoteplotní korozivzdornosti (fire-side corrosion).<sup>[11]</sup>

Pro splnění podmínek provozu s USC parametry páry, zejména v oblasti přehříváků a ohříváků, byla vyvinuta skupina pokročilých korozivzdorných austenitických ocelí, které si za provozních podmínek zachovávají dobrou pevnost při tečení, odolnost proti korozi a zároveň jsou ekonomicky výhodné. SUPER 304H se stala populárním pro aplikace přehříváků a ohříváků v Evropě, Asii i USA. Její vývoj probíhal v 80. letech 20. století ve výzkumných zařízeních společnosti Sumitomo Metal Industries Ltd. (nyní Nippon Steel Corporation). Cílem jejího vývoje bylo vytvořit ekonomickou slitinu, která by se vyhnula použití drahých legujících prvků, jako je Mo nebo W, a zároveň měla zvýšenou pevnost při zvýšených teplotách v porovnání s konvenčními austenitickými ocelmi. V roce 2002 byla vyvinuta ocel 304H. Za účelem optimalizace složení bylo vytvořeno 16 slitin s různým chemickým složením, které byly testovány pro stanovení příspěvku jednotlivých prvků (Cu, Ti, Nb a N) k pevnosti při vysokoteplotním tečení.<sup>[11]</sup>

Přídavky dusíku, niobu a mědi podporují tvorbu jemných precipitátů bohatých na Cu, fází Z (NbCrN) a karbidů/karbonitridů niobu (Nb(C,N)). Tyto precipitáty pomáhají oceli dosáhnout požadované pevnosti v tečení za zvýšených teplot. Ocel je podrobena také patentovanému termomechanickému zpracování, které vede k zjemnění zrn, především kvůli podpoře odolnosti proti oxidaci vodní parou. Ve srovnání s konvenční austenitickou ocelí 347H má SUPER 304H o 20 % vyšší mez pevnosti v tečení při teplotě 600 až 700 °C.<sup>[11]</sup>

Výsledné chemické složení oceli SUPER 304 zaznamenává tabulka č. 2.

Tabulka 2 – Chemické složení oceli SUPER 304H dle VdTÜV v procentech [12]

C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Nb	B	N	Al
0.07	max.	max.	max.	max.	2.50	17.00	7.50	0.30	0.001	0.05	0.003
0.13	0.30	1.00	0.04	0.01	3.50	19.00	10.50	0.60	0.010	0.12	0.030

Materiálový list Werkstoffblatt 550 uvádí hodnoty mechanických vlastností oceli SUPER 304H – viz tabulka č. 3.

Tabulka 3 – Mechanické vlastnosti oceli SUPER 304H dle Werkstoffblatt 550 [12]

R <sub>p0,2</sub>	R <sub>p0,1</sub>	R <sub>m</sub>	A	KV	R <sub>UT/650/10<sup>5</sup></sub>	R <sub>UT/700/10<sup>5</sup></sub>
MPa			%	J	MPa	
min. 235	min. 270	590-850	min. 35	85	116	68



## 2.6 Charakteristika HR3C

Ocel HR3C spadá do skupiny moderních austenitických ocelí. Vzhledem ke své struktuře a chemickému složení se austenitické oceli vyznačují odlišným souborem mechanických a fyzikálních vlastností než oceli s feritickou maticí, které se dosud používaly v energetice, neboť austenitické oceli vykazují vyšší odolnost proti tečení i odolnost proti vysokým teplotám. Z tohoto důvodu mohou tyto oceli pracovat při teplotách až 650-700 °C. Vyznačují se však nepříznivými fyzikálními vlastnostmi, jako je vyšší součinitel tepelné roztažnosti a nižší součinitel tepelné vodivosti.<sup>[13]</sup>

Vývoj oceli HR3C spočíval v optimalizaci a modifikaci chemického složení oceli 310, přidáním mikrolegur niobu a dusíku, což vedlo k nárůstu pevnosti v tečení.<sup>[14]</sup> Hlavními legujícími prvky jsou chrom a nikl, které zajišťují vysokou odolnost proti korozi a oxidaci za vysokých provozních teplot, zatímco zavedení prvků niobu a dusíku do oceli zajišťuje jemnou disperzi karbonitridů MX a precipitátů fáze Z (NbCrN) během provozu. Tyto precipitáty zajišťují této austenitické oceli vysokou odolnost proti tečení.<sup>[13]</sup> Výsledné chemické složení oceli HR3C je uvedeno v tabulce č. 4.

Tabulka 4 – Chemické složení oceli HR3C dle VdTÜV v procentech [12]

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb	N
max.	max.	max.	max.	max.	23.00	17.00	0.20	0.15
0.10	1.50	2.00	0.03	0.03	27.00	23.00	0.60	0.35

Vysoká odolnost proti creepu a velmi dobrá odolnost proti vysokoteplotní korozi a oxidaci v prostředí páry činí z oceli HR3C doporučený materiál pro prvky nadkritických jednotek, jako jsou mimo jiné přehříváky kotlů pracující při teplotách 650-660 °C.<sup>[14]</sup>

Materiálový list Werkstoffblatt 546 uvádí hodnoty mechanických vlastností oceli HR3C – viz tabulka č. 5.

Tabulka 5 – Mechanické vlastnosti oceli HR3C dle Werkstoffblatt 546 [12]

R <sub>p0,2</sub>	R <sub>p0,1</sub>	R <sub>m</sub>	A	KV	R <sub>uT/650/10</sub> <sup>5</sup>	R <sub>uT/700/10</sub> <sup>5</sup>
MPa			%	J	MPa	
min. 295	min. 325	655-900	min. 30	85	114	66

Provedené laboratorní zkoušky oceli HR3C po stárnutí při teplotě 600 °C potvrdily předpokládanou vysokou korozní odolnost. Zároveň však poukázaly na její náchylnost k velmi rychlému poklesu vrubové houževnatosti, přičemž mechanismus vzniku trhlin se změnil z tvárného na křehce-interkrystalický. Příčinou nízké rázové pevnosti je nepříznivá morfologie sekundárních fází (karbidů M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>) precipitovaných na hranicích zrn a také hrubozrnná struktura oceli. Rychlý pokles tažnosti naznačuje, že použití materiálu pro trubky přehříváků kotlů vyžaduje určitou míru opatrnosti. Pro přesnější uchopení problematiky jsou však potřeba údaje o chování oceli během skutečného provozu v energetickém bloku.<sup>[14]</sup>

## 2.7 Precipitace

Legující prvky mohou stabilizovat nebo destabilizovat austenitickou strukturu pokročilých korozivzdorných ocelí, zajišťovat zpevnění tuhého roztoku a vytvářet precipitáty, které mohou, ale nemusí být prospěšné pro vysokoteplotní vlastnosti. Precipitace karbidů a nitridů je obecně žádoucí pro zvýšení pevnosti slitin při tečení za vysokých teplot. Naopak tvorba intermetalických fází je obecně nežádoucí. Nicméně pro přesné kvantifikování dopadu těchto fází na výsledné vlastnosti slitin máme nedostatek informací.<sup>[9]</sup> V tabulce č. 6 jsou uvedeny hlavní precipitáty vyskytující se v korozivzdorných austenitických ocelích HR3C a SUPER 304H.

Tabulka 6 – Precipitační fáze v pokročilých austenitických ocelích SUPER 304H a HR3C [8,9]

Typ precipitátu	Fáze	Krystalová mřížka	Mřížkový parametr	Složení
Karbidy, nitridy, a karbonitridy	NbC	FCC	a=0.447	NbC
	NbN, Nb(CN)	FCC	a=0.440	NbN, Nb(C <sub>x</sub> N <sub>1-x</sub> )
	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	FCC	a=1.057-1.068	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
	Z-fáze	Tetragonální	a=0.3037, c=0.7391	CrNbN
Intermetalické fáze	Sigma (σ) fáze	Tetragonální	a=0.880, c=0.454	~ (Fe,Ni) <sub>3</sub> Cr <sub>2</sub>

- MX karbidy, nitridy a karbonitridy

MX precipitáty, kde M označuje iont kovu a X je uhlík nebo dusík, se tvoří v korozivzdorných ocelích, pokud je přítomen niob, uhlík nebo dusík nebo obojí. Prvním cílem přidání Nb je stabilizace uhlíku, aby se zabránilo mezikrystalové korozi způsobené zcitlivěním. Zcitlivění je proces, při kterém dochází k tvorbě karbidů Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> na hranicích zrn, což vede k tomu, že v korozivzdorné oceli vznikají oblasti ochuzené o chrom. Přídavek niobu stabilizuje nebo váže uhlík vytvořením NbC. V důsledku toho je k dispozici málo uhlíku pro tvorbu karbidů Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Kromě tradiční výhody stabilizace oceli poskytuje tvorba MX karbidů, nitridů nebo karbonitridů dobrou pevnost při tečení a je klíčem ke konstrukci těchto slitin pro vysokoteplotní použití.<sup>[8,9]</sup>

- $M_{23}C_6$  karbidy

$M_{23}C_6$ , převážně jako karbidy chromu  $Cr_{23}C_6$ , se v ocelích SUPER 304H a HR3C vyskytují vždy, bez ohledu na stupeň stabilizace. Precipitace se vyskytuje převážně na hranicích zrn, snadno nukleuje, hrubne rychleji než NbC a má mnohem menší přínos pro pevnost v tečení než NbC. Co se týče konstrukce pokročilých austenitických ocelí, jednoduchým záměrem je maximalizovat jemně rozptýlené MX precipitáty na úkor méně žádoucích  $M_{23}C_6$  karbidů na hranicích zrn.<sup>[9]</sup>

- Z-fáze

Z-fáze označuje nitrid chromu a niobu (CrNbN), u kterého se obecně neuvádí velká rozpustnost pro jiné prvky. Objevuje se v pokročilých austenitických ocelích, které obsahují větší množství dusíku. Z-fáze, podobně jako NbC, precipituje jako jemná disperze v matrici a sekundárně na hranicích zrn, což může mít příznivý účinek v podobě disperzního zpevnění na pevnost v tečení. Precipitace Z-fáze není dobře zdokumentována ani pochopena. Zůstává nejasné, zda je Z-fáze stabilnější než karbidy niobu, a jak je vzájemná konkurence precipitátů ovlivněna složením oceli, tepelným zpracováním nebo dobou a teplotou stárnutí. K precipitaci může docházet v širokém rozsahu teplot stárnutí nad teplotou přibližně 600 °C.<sup>[8,9]</sup>

- Sigma ( $\sigma$ ) fáze

Sigma ( $\sigma$ ) fáze je křehká a tvrdá intermetalická fáze (FeCr s určitou niklovou substitucí železa v případě ocelí SUPER 304H a HR3C). Precipitace této fáze je jednou z hlavních příčin zhoršování mechanických vlastností oceli, odolnosti proti korozi nebo svařitelnosti. Obvykle se tvoří na hranicích zrn, zejména v místě trojného styku zrn a na precipitátech delta feritu. Precipitační teploty se nachází v rozmezí 600 až 900 °C. Je velmi obtížné zabránit jejímu vzniku, zejména pokud je obsah chromu vyšší než 20 %. Relativní množství feritotvorných prvků Cr, Nb nebo Si podporují vznik sigma fáze, zatímco prvky jako Ni, C a N by měly precipitaci bránit.<sup>[9,15]</sup>

- Fáze bohatá na měď (Cu-rich fáze)

V tabulce č. 6 je uveden přehled precipitátů, které se běžně vyskytují v ocelích SUPER 304H a HR3C. Fáze bohatá na měď zde není uvedená, ale pro ocel SUPER 304H by se měla vždy očekávat.<sup>[9]</sup> Jedním z hlavních mechanismů zpevnění v austenitických ocelích obsahujících přísady mědi, k němuž dochází během provozu je precipitační zpevnění částicemi bohatými na měď. Fáze bohaté na měď mohou rozpouštět také atomy železa, chromu a niklu a jejich obsah v precipitátu závisí na teplotě a čase. Tyto precipitáty jsou v počáteční fázi stárnutí bohaté na železo, chrom a nikl a obsah mědi v precipitátech nepřekračuje 20 %. Nicméně s časem se tyto precipitáty obohacují o měď a po přibližně 500 h stárnutí a teplotě 650 °C tvoří jejich obsah zhruba 90 % mědi. Precipitace této fáze probíhá velmi rychle a u oceli SUPER 304H byla pozorována už po hodině stárnutí při teplotě 650 °C. Tyto precipitáty se vyznačují poměrně vysokou stabilitou a navzdory nízkému objemovému podílu představují jemně dispergované precipitáty úspěšnou bariéru proti volnému pohybu dislokací.<sup>[16]</sup>

## 2.8 Rozpouštěcí žíhání

Rozpouštěcí žíhání spadá do skupiny tepelného zpracování překryštalizačního charakteru (žíhací teploty nad čarou  $A_{c1}$  fázového diagramu). Toto tepelné zpracování se běžně používá pro austenitické žaropevné a korozivzdorné oceli. Při žíhání dochází k austenitizaci a při výdrži na austenitizační teplotě probíhá rozpouštění karbidů, nitridů, karbidonitridů a jiných vyskytujících se minoritních fází v austenitu. Převedením legujících prvků do austenitu dochází ke zvyšování homogenity materiálu, a zároveň je tím zvyšován precipitační potenciál. Následně lze řízením rychlosti ochlazování ovlivňovat strukturu materiálu, ať už využitím precipitačního zpevnění nebo naopak potlačením procesu precipitace, a tím docílit zvýšené odolnosti proti mezikrystalové korozi. Volba vhodné teploty závisí především na obsahu legujících prvků tvořících precipitáty (Al, Nb, Ti, V, C a N).<sup>[17]</sup>

Všechny specifikace (ASTM/ASME, VdTÜV, Japan METI NISA-234a-07) vyžadují, aby bezešvé trubky z oceli SUPER 304H a HR3C byly dodávány v tepelně zpracovaném stavu po rozpouštěcím žíhání. Ochlazování ze žíhací teploty musí navíc probíhat ve vodě nebo jiném médiu, aby došlo k rychlému ochlazení. Jednotlivé specifikace se liší v uváděných minimálních teplotách žíhání. Zatímco u oceli SUPER 304H není rozdíl teplot napříč specifikacemi nijak významný (ASTM/ASME uvádí teplotu 1100 °C, VdTÜV uvádí rozsah teplot 1100 – 1180 °C), tak pro ocel HR3C je tento rozdíl zásadní. Normy ASTM/ASME uvádějí minimální teplotu rozpouštěcího žíhání 1040 °C, zatímco VdTÜV uvádí teplotní interval 1180 až 1270 °C. Vzhledem k rostoucímu potenciálu zcitlivění po rozpouštěcím žíhání nastoluje specifikace VdTÜV otázku možné dlouhodobé nestability mikrostruktury materiálu.<sup>[8]</sup> Doba rozpouštěcího žíhání závisí na množství prvků tvořících precipitáty a jejich rovnovážné rozpustnosti, na velikosti částic minoritních fází a v neposlední řadě na difuzivitě příslušných legujících prvků.<sup>[17]</sup>

## 2.9 Svařitelnost

Výběr vhodného přídavného materiálu a postupu pro výrobu svarových spojů z pokročilých austenitických ocelí je založen v zásadě na dvou kritériích: a) dosažení požadované svařitelnosti měřené kvalifikačními zkouškami a kritérii zkoušení a b) dosažení dlouhodobých, časově závislých vlastností svarového spoje srovnatelných s vlastnostmi základního kovu.<sup>[9]</sup>

Vysoká rychlost tuhnutí svarové lázně podporuje tvorbu delta feritu. Ferit je výhodný při prevenci vzniku likvačních trhlin, jelikož poskytuje zónu, která tuhne jako poslední, aby se přizpůsobila tepelnému omezení během procesu tuhnutí a chlazení. Ferit však může vést k tvorbě křehké sigma fáze a jeho tvorbu je potřeba minimalizovat nebo dokonce úplně vyloučit, za podmínky zachování svařitelnosti. U trubek s relativně malým průřezem není nízký a kontrolovaný obsah feritu, ani svařitelnost zásadním problémem. Obecným cílem je však vytvořit plně austenitickou strukturu svarového kovu. Je však vhodné uvést stručné poznámky týkající se relativního chování svarových spojů těchto slitin v závislosti na čase. Klíčové problémy se svařitelností pro trubkové aplikace spočívají v tuhnutí svarové lázně, zejména ve formě tvoření kráterových a likvačních trhlin nebo praskání v tepelně ovlivněné oblasti svaru.<sup>[9]</sup>

Klíčovým požadavkem při svařování oceli SUPER 304H je minimalizovat precipitaci a růst zrn v tepelně ovlivněné oblasti během expozice za zvýšených teplot spojené se svařovacím cyklem. V každém případě, materiál nevyžaduje tepelné zpracování po svařování. Co se týče předehřevu, neexistují žádné požadavky na předehřev stanovené výrobcem. Upřednostňuje se, aby kromě absence předehřevu byla omezena teplota interpass na přibližně 150 – 200 °C. Ocel HR3C je dle předpisu ASME osvobozena od jakýchkoliv požadavků na tepelné zpracování po svařování. Pro použití na trubkách s relativně tenkým průřezem lze navzdory náchylnosti slitiny ke vzniku likvačních trhlin a praskání za tepla dosáhnout svařitelnosti bez použití předehřevu a omezení teploty interpass, pokud je to proveditelné.<sup>[9]</sup>

Pomikálek, Hermanová a Dobrovodská se ve své práci zaměřují na posouzení a predikci dlouhodobé životnosti heterogenních a homogenních svarových spojů vybraných materiálu (HR3C, SUPER 304H a další), které mohou být použity v elektrárenských kotlích v USC podmínkách provozu. Literatura uvádí, že po svařování se homogenní svarové spoje a spoje mezi austenitickými materiály nemusí tepelně zpracovávat. Rozpouštěcí žíhání musí být nutně zařazeno pouze pro použití v korozním prostředí s obsahem chloru. Žíhání se provádí vložením výrobku do pece nebo co nejrychlejším zahřátím, dobou výdrže 1 min na jeden mm tloušťky po dosažení teploty na povrchu a rychlým ochlazením ve vodě. Ochlazení ve vodě je zařazeno z důvodu co nejrychlejšího překročení kritických hodnot teploty, při kterém by hrozilo zkřehnutí oceli. Teplota tepelného zpracování po svařování musí být o něco nižší než konečné rozpouštěcí žíhání provedené výrobcem.<sup>[18]</sup>

Cílem projektu bylo stanovení a optimalizace automatických svařovacích procesů (svařovací parametry, teplota předehřevu, teplota interpass, teplota dohřevu) a následného tepelného zpracování. Na tento projekt navazují dlouhodobé korozní a creepové zkoušky, které bohužel nejsou předmětem tohoto projektu. Z důvodu neexistujících shodných informací na tepelné zpracování projekt ověřuje vlastnosti svarů po tepelném zpracování i bez tepelného zpracování. Zdrojem informací jsou zejména dokumenty společnosti Sumitomo (nyní Nippon Steel Corporation) a německé materiálové listy, se kterými se projekt v závěru porovnává. Jelikož se jedná o pokročilé austenitické oceli, je třeba brát zvýšený ohled na praskání za tepla, tj. tepelný příkon. V rámci projektu bylo vytvořeno 14 kombinací svarových spojů pro rozměr trubek 38 x 6,3 mm – viz tabulka č. 7. V tabulce jsou uvedeny pouze kombinace spojů týkající se této diplomové práce, tj. 7 kombinací.<sup>[18]</sup>



Tabulka 7 – Provedené svarové spoje [18]

Číslo	1. materiál	2. materiál	Přídavný materiál	Teplota TZ
1	SUPER 304H	HR3C	Thermanit 617	1130 °C
2	SUPER 304H	HR3C	Thermanit 617	1230 °C
3	SUPER 304H	HR3C	Thermanit 617	-
4	SUPER 304H	SUPER 304H	Thermanit 304HCu	1130 °C
5	SUPER 304H	SUPER 304H	Thermanit 304HCu	-
6	HR3C	HR3C	Thermanit 617	1230 °C
7	HR3C	HR3C	Thermanit 617	-

Pro vytvoření svarových spojů byla použita metoda 141 (GTAW, resp. TIG) s použitím netavící se elektrody v ochranné atmosféře inertního plynu (argon), za podmínek zajištění opakovatelnosti pomocí tzv. orbitálního svařování. Počet vrstev byl stanoven na tři. Tepelný příkon se pro jednotlivé vrstvy a spoje pohyboval v rozmezí 1100 až 1900 J/mm s vyloučením účinnosti metody. Jako přídavné materiály byly použity Thermanit 304HCu pro homogenní svarové spoje oceli SUPER 304H a Thermanit 617 pro ostatní homogenní a heterogenní spoje. Homogenní i heterogenní svarové spoje pokročilých austenitických ocelí byly podrobeny rozpouštěcímu žihání s dobou výdrže 15 min při teplotě uvedené v tabulce a následnému ochlazení.<sup>[18]</sup>

Vzhledem k rozsahu získaných údajů uvádí projekt jen slovní shrnutí výsledků. Měření tvrdosti vykazovalo rovnoměrnost v celém svarovém spoji, ačkoliv provedené tepelné zpracování vede k ještě rovnoměrnějším hodnotám. Nicméně hodnoty byly vyhovující jak v provedení bez TZ, tak s provedením TZ. V případě nárazové houževnatosti se hodnoty nárazové energie obecně zvyšují po tepelném zpracování. Malé snížení bylo pozorováno pouze u homogenního svaru SUPER 304H v závislosti na poloze svařování (v poloze PA nebo PE). Celkově se nejvyšší naměřené hodnoty vyskytovaly pro polohu PE. V tepelně ovlivněné oblasti svaru byly hodnoty výrazně vyšší ve srovnání se svarovým kovem.<sup>[18]</sup>

Během tahové zkoušky byly zkušební vzorky přetrženy ve svarovém spoji nebo v základním materiálu. Vždy však byly naměřené hodnoty vyšší než požadovaná minimální hodnota pro danou kombinaci materiálů. Vliv tepelného zpracování byl minimální (pouze malé snížení pevnosti v tahu). Výsledky tahových zkoušek jsou však orientační. Pro tuto skupinu materiálů pracujících za zvýšených teplot jsou klíčové hodnoty pevnosti v tečení. Z hlediska makrostruktury byly všechny kombinace svarových spojů vyhovující a celistvé. Ve svarových spojkách bylo pozorováno vyloučení karbidů Nb uvnitř i kolem hranic zrn a delta feritu, který se vyskytoval i v tepelně ovlivněné oblasti. Provedené tepelné zpracování zvyšuje velikost zrn v přehřáté oblasti, zejména u materiálu SUPER 304H. Teoretické předpoklady nicméně naznačují, že tento růst by neměl mít negativní vliv na tečení.<sup>[18]</sup>

Polský institut pro železnou metalurgii v rámci programu implementace nových austenitických ocelí SUPER 304H a HR3C provedl svarové spoje komponent výstupního přehříváku páry z trubek  $\text{Ø}42,4 \times 5,6$  mm a  $\text{Ø}51 \times 4,5$  mm. Program se zaměřil na výrobu homogenních a nehomogenních svarových spojů. Tvrdost těchto spojů nepřesahovala 260 HV a tepelně ovlivněná oblast 290 HV.<sup>[19]</sup>

## 3 Metodická část

### 3.1 Příprava vzorků

Dodané vzorky opravných svarových spojů z progresivních austenitických ocelí SUPER 304H a HR3C v kombinaci nový x degradovaný materiál (675 °C/15 000h pro SUPER 304H a 500–650 °C/30 000h – střední hodnota  $568 \pm 24$  °C pro HR3C) byly rozřezány na metalografické pile LECO MSX 255 M1. Následně byly rozřezané vzorky pomocí lisu LECO MX400 lisovány za tepla do fenolové pryskyřice (bakelitu) při teplotě 160 °C po dobu 3 minut.



Obrázek 6 - Rozřezané vzorky z oceli SUPER 304H

Zalisované vzorky byly označeny (VS – výchozí stav, DS – degradovaný stav, SS – svarový spoj) a následně broušeny na automatické brusce/leštičce LECO GPX-300. Pro broušení byly použity brusné papíry různé zrnitosti od nejhrubšího po nejjemnější: P220, P400, P800, P1200. Po každé operaci bylo nutné opláchnout vzorky a v dalším kroku změnit směr broušení. Vybroušený povrch byl následně leštěný na plátně 3  $\mu\text{m}$  diamantovou suspenzí za použití příslušného alkoholového smáčedla.

Vyleštěné vzorky byly leptány octovou glycerií o složení: kyselina chlorovodíková (HCl), kyselina octová a kyselina dusičná ( $\text{HNO}_3$ ) v poměru 3:2:1 a přidáním jedné až dvou kapek glycerolu. Leptání probíhalo v závislosti na průběžně kontrolovaném stavu naleptání na světelném mikroskopu. Vzorky bylo nutné doleptat pomocí elektrolytického leptání za použití 10 % roztoku kyseliny šťavelové ve vodě, uzavřeného stejnosměrného elektrického obvodu o parametrech: 15-20 V a 1-2 A.

### 3.2 Světelná mikroskopie

Naleptané vzorky byly pozorovány na světelných mikroskopech s přenosem obrazu do PC v programu NIS-Elements. Z připravených vzorků byly pořízeny snímky makrostruktury na stereo mikroskopu NIKON SMZ 1500 ve zvětšeních 1x0,5 a 2x0,5. Tyto snímky sloužily pro vyhodnocení kvality svarových spojů. Další snímky metalografických výbrusů pro pozorování velikosti zrn, precipitace sekundárních fází anebo tepelně ovlivněné oblasti svaru byly pořízeny na metalografickém mikroskopu ZEISS Neophot 32 o zvětšeních 12,5x8, 25x8 a 50x8.

### 3.3 Řádkovací elektronová mikroskopie

Pro ověření přítomnosti sekundárních fází v mikrostruktuře byly vzorky podrobeny analýze na řádkovacím elektronovém mikroskopu JEOL JSM-7600F s programem Oxford Inca. Snímky byly pořízené ve zvětšeních 2500x a 4000x s detekcí sekundárních a zpětně odražených elektronů a ve vybraných místech byly podrobeny analýze EDS (energieově disperzní spektroskopie) pro zjištění chemického složení precipitátů.

### 3.4 Určování stupňů kvality svarových spojů

Určování stupňů kvality svarových spojů zhotovených tavným svařováním popisuje norma ČSN EN ISO 5817. Účelem normy je definovat rozměry typických vad, které lze očekávat v běžné výrobě a vyhodnotit přípustnosti těchto vad. Norma rozlišuje tři stupně kvality, označené B, C a D. Stupeň B odpovídá nejvyššímu požadavku na jakost zhotoveného svaru, který je vyžadován i pro opravné svarové spoje přehříváků páry z používaných austenitických ocelí SUPER 304H a HR3C.<sup>[20]</sup>

### 3.5 Měření tvrdosti

Pro měření tvrdosti byla použita zkouška tvrdosti podle Vickerse, kterou definuje norma ČSN EN ISO 6507. Zkouška probíhá vnikáním diamantového pravidelného čtyřbokého jehlanu o vrcholovém úhlu  $136^\circ$  silou  $F$  [N] do povrchu zkoušeného vzorku. Po odlehčení se odečítají hodnoty uhlopříček vtisku  $d_1$  a  $d_2$ , ze kterých se určuje aritmetický průměr  $d$  [mm]. Je nutné dodržet podmínku minimální tloušťky vzorku ( $t_{min} = 1,5 \cdot d$ ), vzdálenosti mezi jednotlivými vtisky ( $3 \cdot d$ ) a vzdálenosti od okrajů ( $2,5 \cdot d$ ).<sup>[21]</sup>

Tvrdot podle Vickerse je dána vztahem:

$$HV = 0,1891 \cdot \frac{F}{d^2} \quad (3)$$

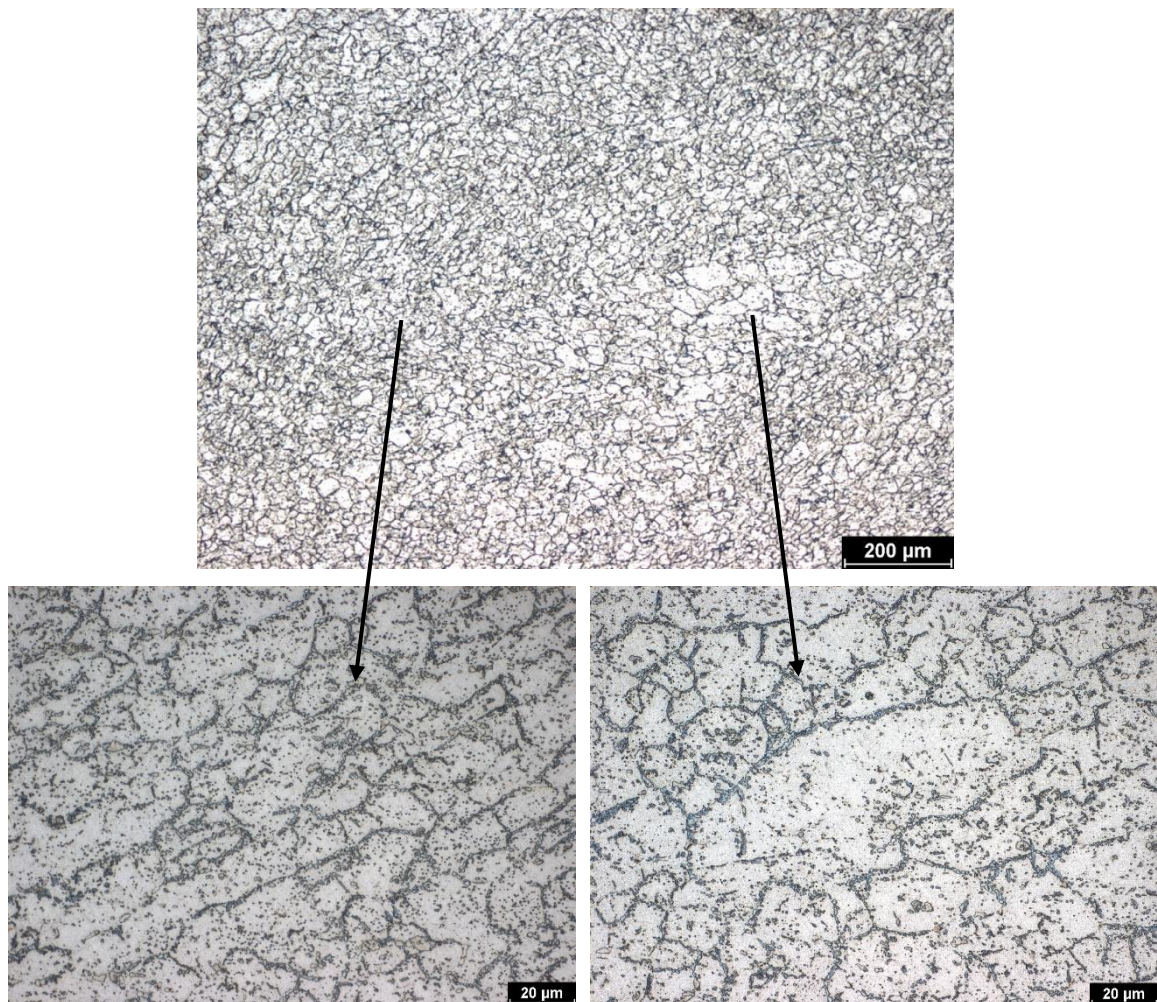
Automatické měření bylo provedeno na tvrdoměru Struers Duramin-40 AC3 se stupnicí HV1 a časem zatížení 10 s. Vzorky bylo nutné před měřením přebrousit a přešetřit pro dosažení optimální kontrastu potřebného k přesnému vyhodnocení tvrdosti. Naměřená data uhlopříček vtisku byla posléze ručně zkorigována, jelikož software ne vždy správně vyhodnotí vrcholy uhlopříček a výsledek by tak mohl být zkreslený.

## 4 Praktická část

### 4.1 Světelná mikroskopie

- Mikrostruktura oceli SUPER 304H – degradovaný stav (DS)

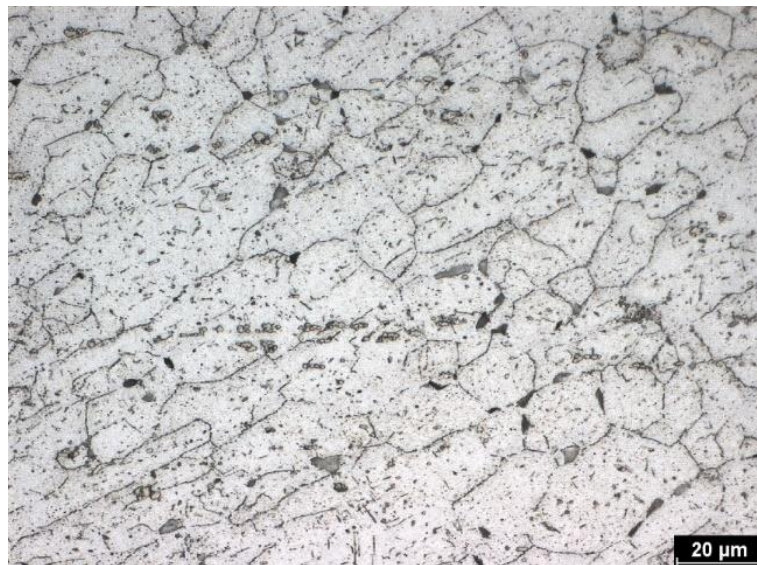
U oceli SUPER 304H lze na obrázku č. 7 pozorovat lokální výskyt zhrubnutých zrn ve struktuře základního materiálu (ZM) v degradovaném stavu, i přesto že základní materiál nemohl být tepelně ovlivněn samotným svařovacím procesem. Tento jev je způsobený uloženou energií z výroby oceli, kdy nedošlo ke kompletnímu uvolnění této energie při tepelném zpracování. Uložená energie představuje hnací sílu pro sekundární rekrytalizaci a hrubnutí zrn při expozici materiálu vysokým teplotám.



Obrázek 7 – Lokální výskyt zhrubnutých zrn degradovaného stavu ZM oceli SUPER 304H (nahore), jemnozrnná struktura (vlevo) a hrubozrnná struktura (vpravo)

Číslo velikosti austenitického zrna bylo stanoveno G9 a v oblastech lokálního výskytu zhrubnutých zrn ve struktuře G8. Vyhodnocení probíhalo pomocí planimetrické metody dle normy ČSN EN ISO 643.

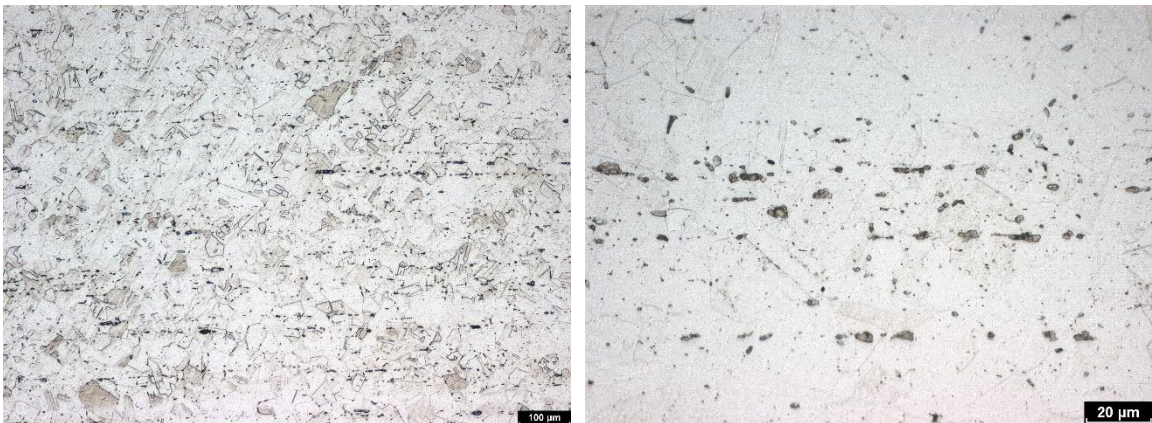
Ve struktuře základního materiálu lze pozorovat naleptané hranice zrn a množství precipitátů vyloučených vlivem tepelné expozice materiálu – viz obrázek č. 8. Během procesu leptání bylo nutné najít určitou rovnováhu mezi naleptáním hranic zrn a zabránění agresivnímu leptání, které zapříčiní vytvoření vyleptaných důlků v místech původních precipitátů. Jednotlivé fáze a karbidy lze od sebe rozlišit barevně a dle svého nepravidelného tvaru. Lze předpokládat, že na hranicích zrn je vyloučena nežádoucí sigma fáze a karbidy chromu, naopak uvnitř zrn lze očekávat karbidy niobu, které tzv. řádkují. S jistotou lze ale tyto částice identifikovat na elektronovém mikroskopu pomocí analýzy EDS.



Obrázek 8 – Mikrostruktura degradovaného stavu ZM oceli SUPER 304H

- Mikrostruktura oceli SUPER 304H – výchozí stav (VS)

Na světelném mikroskopu lze pozorovat strukturu základního materiálu oceli SUPER 304H s austenitickými zrnky a charakteristickým výskytem dvojčat – obrázek č. 9. Na snímcích jsou viditelné částice, pravděpodobně karbidy niobu, které jsou charakteristické tzv. řádkováním. Řádkování vzniká z důvodu vysoké teploty tuhnutí karbidů, které probíhá nezávisle na hranicích zrn, tedy rychleji než tuhnutí austenitické matrice.

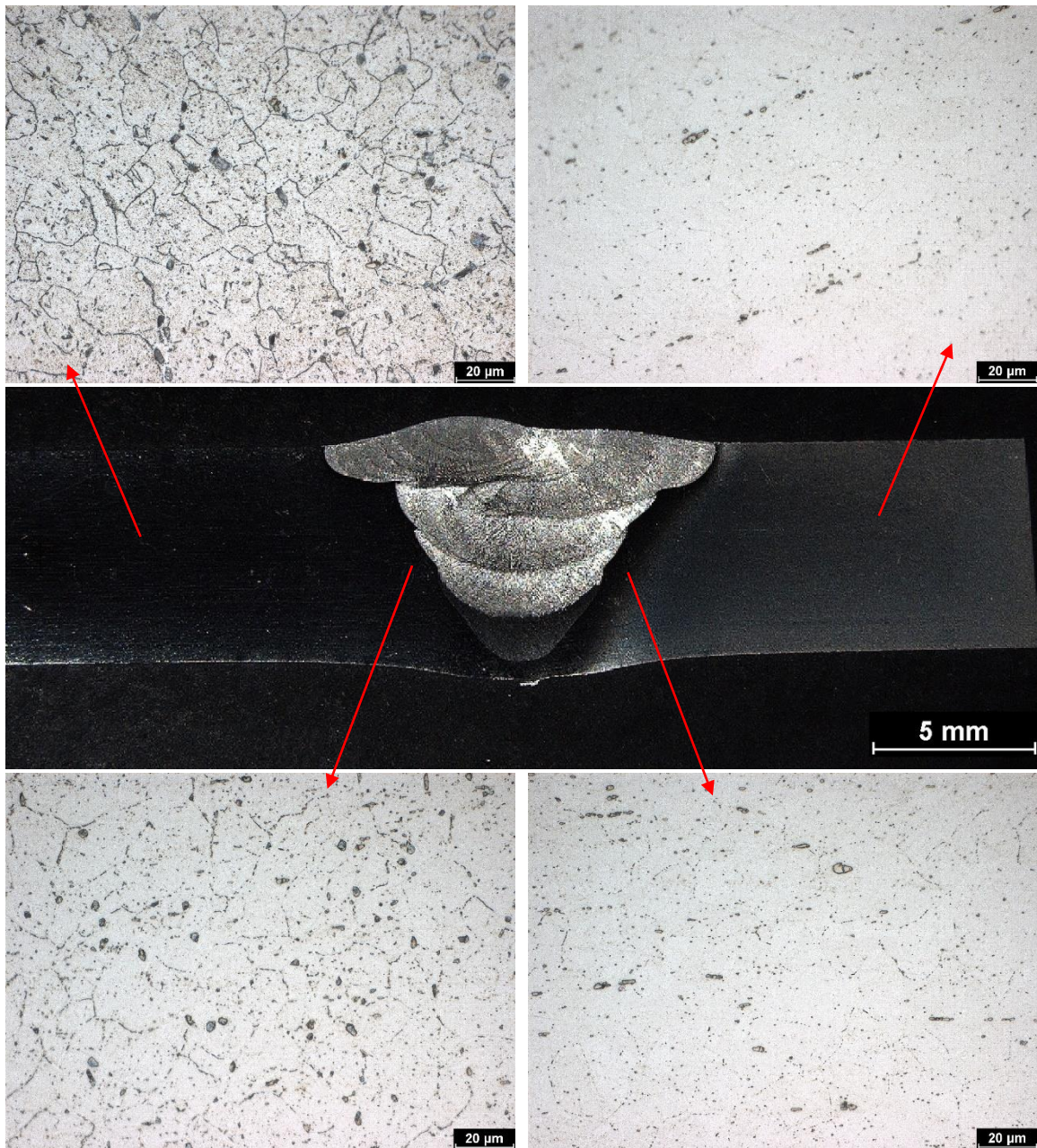


Obrázek 9 – Mikrostruktura výchozího stavu ZM oceli SUPER 304H

- Mikrostruktura oceli SUPER 304H – svarový spoj (SS)

Klíčovým požadavkem při svařování pokročilých austenitických ocelí je minimalizovat precipitaci způsobenou svařovacím procesem a růst zrn v tepelně ovlivněné oblasti během tepelné expozice spojené se svařovacím cyklem. Vzhledem na zvolené svařovací parametry lze na obrázku č. 10 pozorovat velice úzkou TOO (~1,5 mm) opravného svarového spoje. V pásmu TOO lze obecně očekávat zhrubnutí zrna, které může způsobit změnu mechanických vlastností tohoto pásma. Nicméně v tomto případě svařovací proces nezpůsobil nijak zásadní rozdíly v mikrostruktuře v podobě zhrubnutí zrna či precipitace fází. Z tohoto pohledu lze svařovací parametry vyhodnotit jako vyhovující.

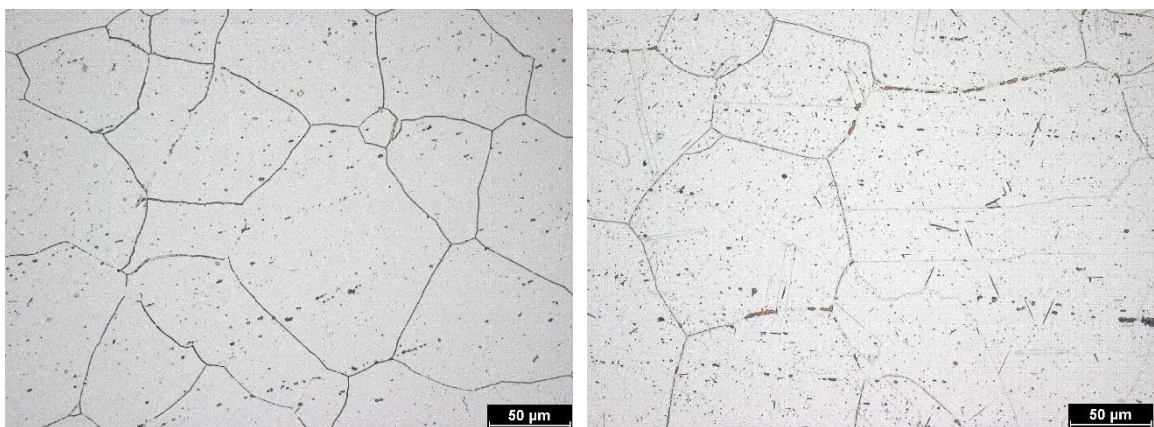




Obrázek 10 – Mikrostruktura svarového spoje (základní materiál VS – vlevo nahoře, tepelně ovlivněná oblast VS – vlevo dole, základní materiál DS – vpravo nahoře, tepelně ovlivněná oblast DS – vpravo dole)

- Mikrostruktura oceli HR3C – degradovaný stav (DS)

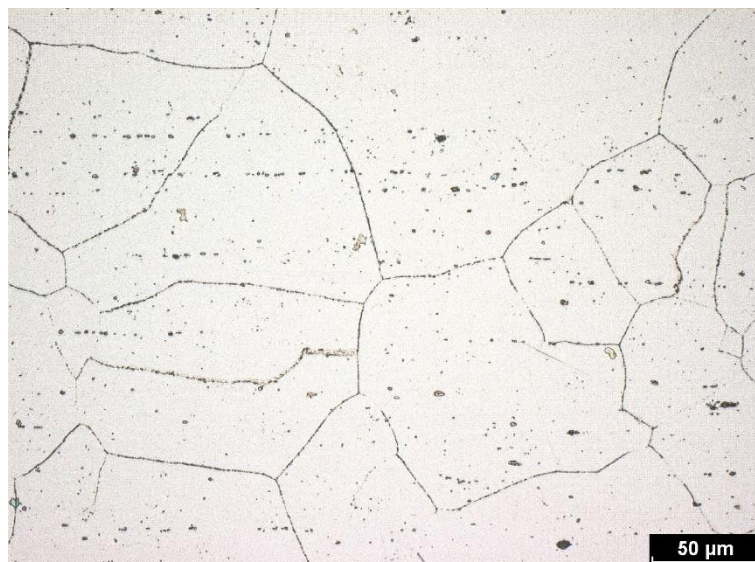
Ve struktuře oceli HR3C ve stavu po rozpouštěcím žíhání lze na obrázku č. 11 pozorovat jasně viditelná austenitická zrna bez výskytu austenitických dvojčat a karbidy niobu – viz jejich charakteristické řádkování. Naopak nejsou vidět žádné vyskytující se minoritní fáze po hranicích zrn. Při porovnání se separátně připraveným vzorkem v degradovaném stavu (vpravo) je názorně vidět účinek rozpouštěcího žíhání, během kterého dochází k rozpouštění karbidů a jiných minoritních fází (v tomto případě zejména nežádoucí sigma fáze).



Obrázek 11 – Mikrostruktura degradovaného stavu ZM oceli HR3C ve stavu po rozpouštěcím žíhání (vlevo) a mikrostruktura degradovaného stavu ZM oceli HR3C bez rozpouštěcího žíhání – separátní vzorek (vpravo)

- Mikrostruktura oceli HR3C – výchozí stav (VS)

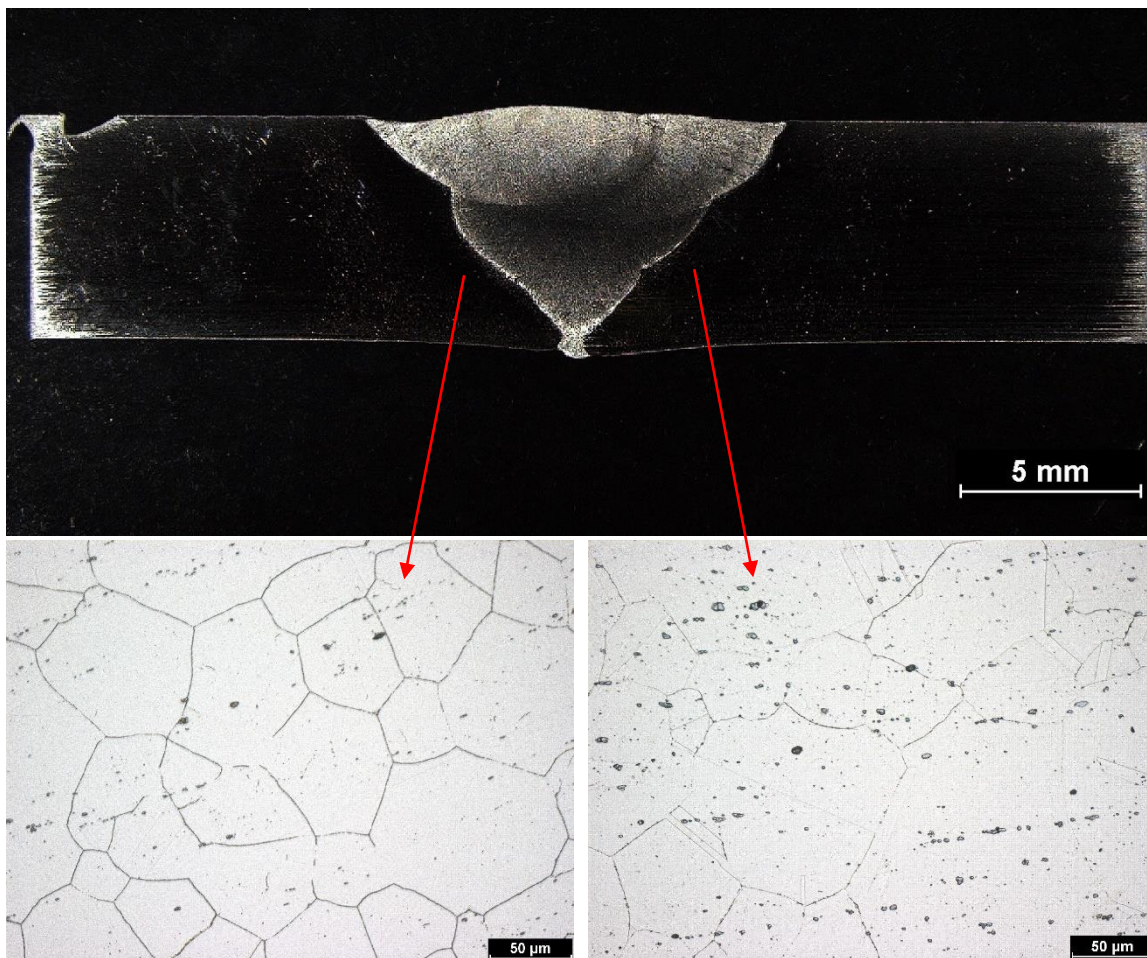
Na světelném mikroskopu lze pozorovat strukturu základního materiálu výchozího stavu oceli HR3C s austenitickými zrny a charakteristickým výskytem dvojčat – viz obrázek č. 12. Na snímku jsou viditelné částice – karbidy niobu, které jsou charakteristické řádkováním a karbidy či karbonitridy chromu po hranicích zrn. Číslo velikosti austenitického bylo stanoveno G4. Vyhodnocení probíhalo pomocí planimetrické metody dle normy ČSN EN ISO 643.



Obrázek 12 - Mikrostruktura výchozího stavu ZM oceli HR3C

- Mikrostruktura oceli HR3C – svarový spoj (SS)

Obecným cílem při svařování progresivních austenitických ocelí je minimalizovat precipitaci způsobenou svařovacím procesem a růst zrn v tepelně ovlivněné oblasti během tepelné expozice spojené se svařováním. Na obrázku č. 13 lze pozorovat velice úzkou TOO (~1,5 mm) svarového spoje. V pásmu TOO lze obecně očekávat zhrubnutí zrna, které může způsobit změnu mechanických vlastností. Nicméně v tomto případě svařovací proces nezpůsobil nijak zásadní rozdíly ve velikosti austenitického zrna. V obou pásmech tepelně ovlivněné oblasti výchozího i degradovaného stavu lze pozorovat charakteristická austenitická dvojčata, která vznikají normalizací materiálu vlivem vneseného tepla svařovacím cyklem. Dále jsou viditelné řádkující karbidy niobu a občasné se vyskytující karbidy chromu po hranicích zrn. Vlivem leptání je pozorovatelný příležitostný výskyt vyleptaných důlku na místech původních precipitátů, což bylo následně potvrzeno i na elektronovém mikroskopu.

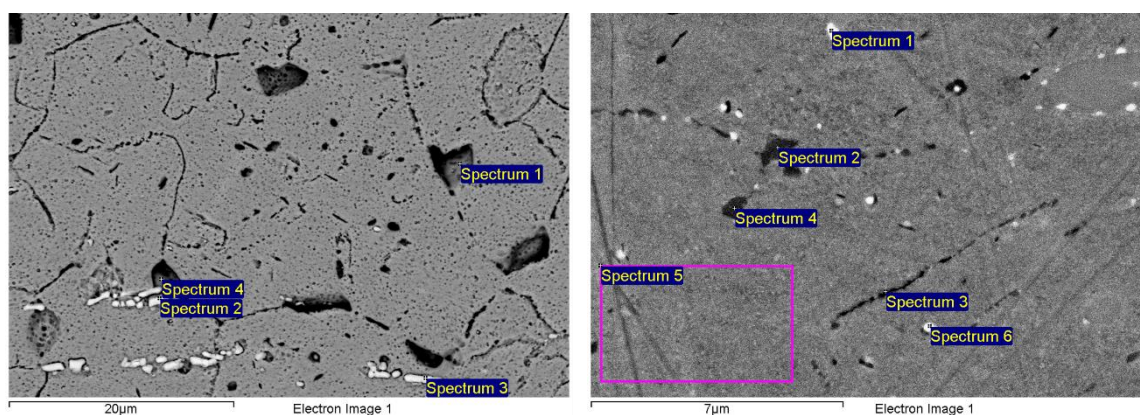


Obrázek 13 – Mikrostruktura svarového spoje (tepelně ovlivněná oblast DS – vlevo a tepelně ovlivněná oblast VS – vpravo)

## 4.2 Řádkovací elektronová mikroskopie

### o SUPER 304H

Cílem elektronové mikroskopie je potvrdit přítomnost a analyzovat chemické složení precipitátů, na jehož základě lze přesně určit o jaké precipitáty se jedná. Touto metodou byla zanalyzována vybraná místa (spektra), která jsou vyobrazena na obrázku č. 14. Chemické složení těchto spekter zaznamenává tabulka č. 8.



Obrázek 14 – Analýza EDS oceli SUPER 304H - DS

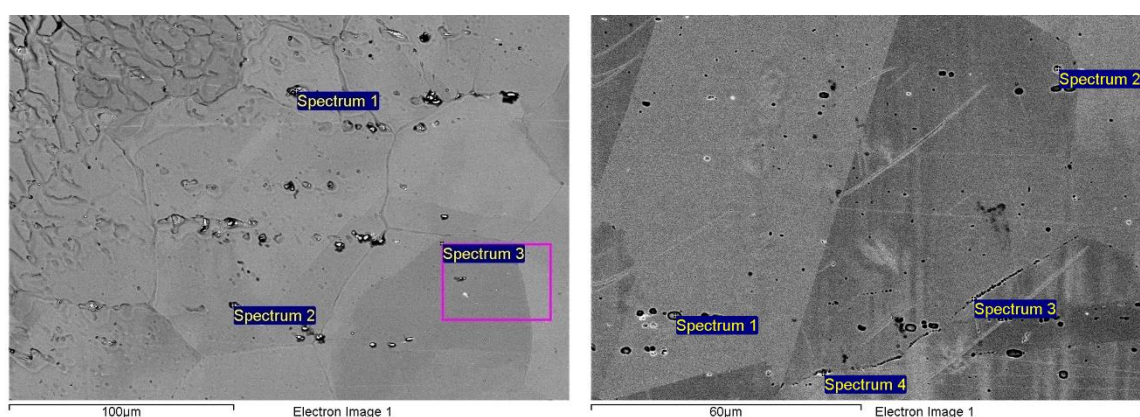
Tabulka 8 – Chemické složení vybraných oblastí – SUPER 304H

Spektrum	Si	Cr	Fe	Ni	Cu	Nb	Mo
3←	-	14.62	44.61	6.98	0.78	32.40	-
1→	-	8.16	24.43	3.17	64.23	-	-
2→	-	64.48	28.24	3.95	-	-	3.33
4→	0.25	62.42	26.84	4.32	2.01		4.17
6→	0.43	17.99	65.61	8.93	4.63	2.04	0.37

Na základě chemického složení lze potvrdit výskyt karbidů niobu ve struktuře (spektrum 3 – vlevo), které jsou charakteristické tzv. řádkováním. Z důvodu příliš agresivního elektrolytického leptání, které vyleptalo důlky v místech původních precipitátů bylo nutné připravit druhý vzorek. Z EDS analýzy lze potvrdit přítomnost sigma fáze (spektrum 2 a 4 – vpravo) a fáze bohaté na měď (spektrum 1 a 6 – vpravo). Ve struktuře oceli SUPER 304H se vyskytují také karbidy chromu, které jsou ale tak malé, že jejich vyhodnocení nebylo možné.

o HR3C

Analýza EDS potvrdila na základě chemického složení výskyt karbidů niobu (spektrum 2 – vlevo, spektra 2 a 4 – vpravo) v základním materiálu degradovaného stavu a v tepelně ovlivněné oblasti stavu výchozího. Dále lze potvrdit vyleptané důlky v místech původních karbidů niobu pozorovaných na světelném mikroskopu (spektrum 1 – vpravo). Spektrum 3 – vpravo je pokus o zachycení karbidů chromu, avšak tyto částice jsou tak malé, že jejich vyhodnocení není možné. Vybraná spektra zachycuje obrázek č. 15. Velký vliv na výslednou strukturu mělo rozpouštěcí žíhání, vlivem kterého došlo k rozpuštění velkého množství karbidů, nitridů a jiných minoritních fází, které byly pozorovány na světelném mikroskopu vzorku degradovaného stavu oceli HR3C bez rozpouštěcího žíhání.



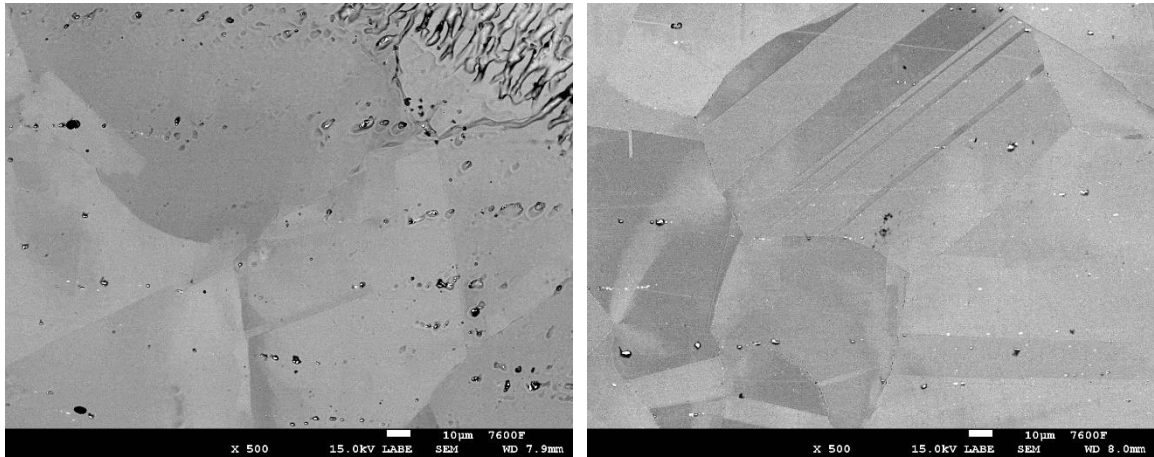
Obrázek 15 – Analýza EDS oceli HR3C – tepelně ovlivněná oblast VS (vlevo) a HR3C – DS (vpravo)

Chemické složení vybraných spekter zaznamenává tabulka č. 9.

Tabulka 9 – Chemické složení vybraných oblastí – HR3C

Spektrum	C	N	O	Si	Cr	Fe	Ni	Nb
2←	12.16	8.90	2.85	0.34	13.49	17.52	6.73	38.02
1→				0.52	26.71	52.81	19.95	
2→	6.68	9.76	2.84		24.55	9.75	2.23	44.19
3→					28.08	53.08	18.84	
4→	6.39	10.69			25.07	17.08	4.69	36.08

V základním materiálu výchozího stavu i v tepelně ovlivněné oblasti degradovaného stavu lze pozorovat austenitickou matici s charakteristickým výskytem dvojčat. Po hranicích zrn se ojediněle vyskytují částice, pravděpodobně karbidy chromu – viz obrázek č. 16.

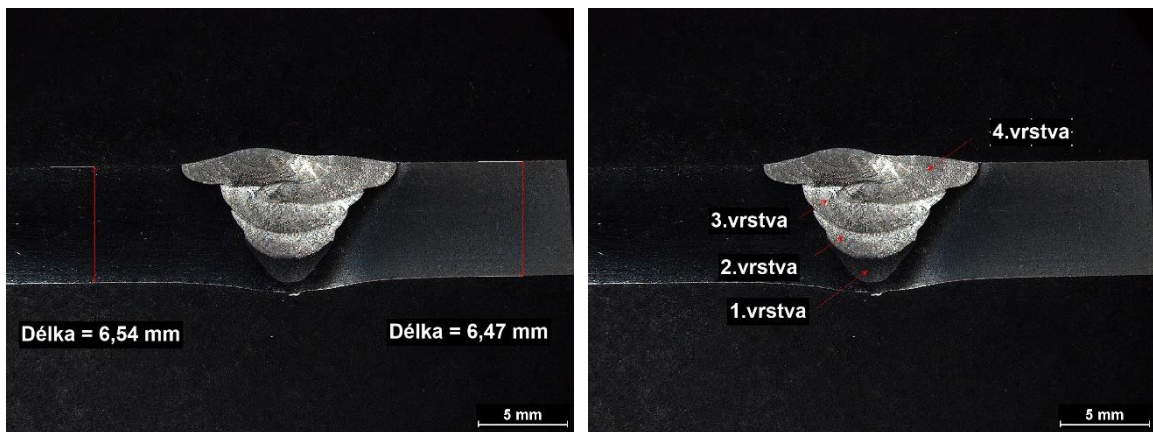


Obrázek 16 – Řádkovací elektronová mikroskopie (tepelně ovlivněná oblast DS – vlevo a VS – vpravo)

### 4.3 Určování stupňů kvality svarových spojů

- SUPER 304H – orbitální svařování č. 1 (nový x degradovaný)


Tupý heterogenní svarový spoj z progresivní oceli SUPER 304H byl provedený na svařovacím automatu metodou 141 (GTAW, resp. TIG) – za použití netavící se elektrody v ochranné atmosféře inertního plynu. Svařovací proces byl nastavený tak, aby co nejvíce odpovídal technologii orbitálního svařování, kdy jsou oba spojené konce trubek přiblíženy a vystředěny ve vodorovné poloze a během svařování se nepohybují. Svařovací hlava se pohybuje po kružnici (orbitě) a provede se svar. Počet vrstev byl stanovený na čtyři. Jako přídatný materiál byl použit materiál Sanicro 53. Svarový spoj byl provedený za těchto parametrů: 140–142 A, 11,3–11,9 V, stejnosměrný proud (DC – direct current), rychlost podávání drátu 0,5 m/min, nulová kořenová mezera a žádná ochrana kořenové vrstvy – zafoukávání. Tloušťka stěny trubky je normovaná na 6,3 mm – viz obrázek č. 17.



Obrázek 17 – Tloušťka materiálu (vlevo) a počet vrstev svaru (vpravo) – SUPER 304 č. 1



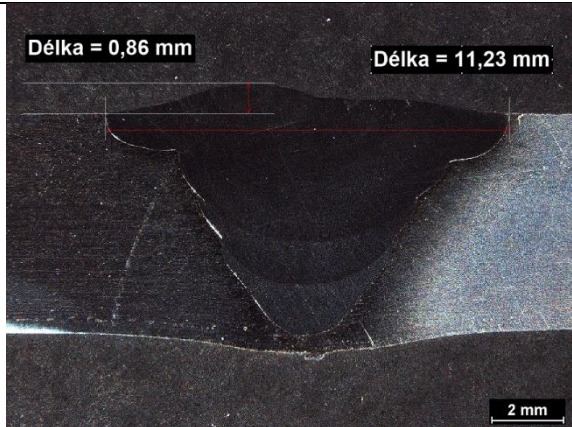
- Neprovařený kořen pro  $t \geq 0,5 \text{ mm}$  ( $t = 6,3 \text{ mm}$ ,  $h = 0,50 \text{ mm}$ )

	Mezní hodnoty vady:
	B – Nepřípustné
	C – Nepřípustné
	D – Krátké vady: $h \leq 0,2t$ , ale max. $2 \text{ mm} \Rightarrow h \leq 1,26 \text{ mm}$

Obrázek 18 – Neprovařený kořen a mezní hodnoty vady pro SUPER 304H – orbitální svařování č. 1

Neprovařený kořen (referenční číslo 4021 dle ISO 6520-1) pro tloušťku 6,3 mm a výšku vady 0,5 mm odpovídá stupni kvality D. Pro vyšší stupně kvality je tato vada nepřípustná, a tedy i pro opravné svarové spoje přehříváku páry z pokročilých austenitických ocelí.

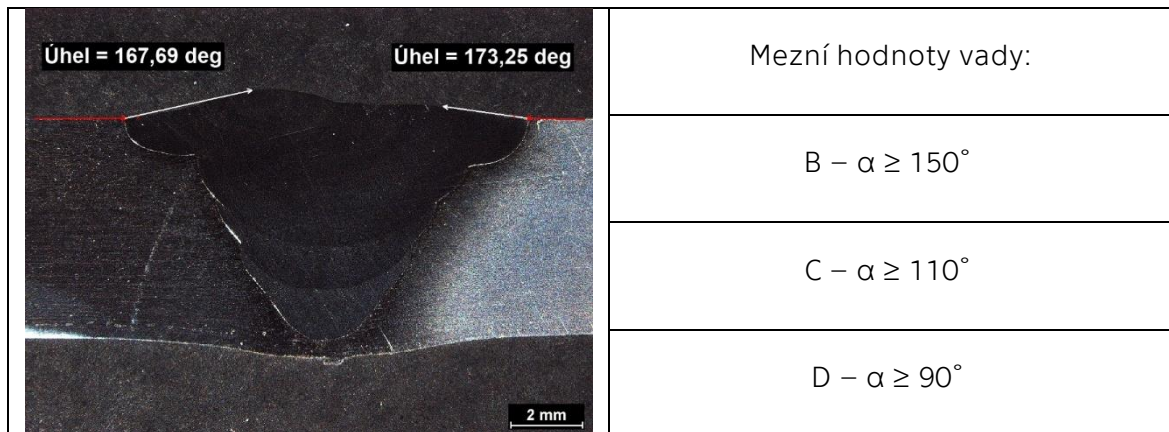
- Nadměrné převýšení tupého svaru pro  $t \geq 0,5 \text{ mm}$  ( $h = 0,86 \text{ mm}$ ,  $b = 11,23 \text{ mm}$ )

	Mezní hodnoty vady:
	B – $h \leq 1 \text{ mm} + 0,1b$ , ale max. 5 mm $\Rightarrow h \leq 2,12 \text{ mm}$
	C – $h \leq 1 \text{ mm} + 0,15b$ , ale max. 7 mm $\Rightarrow h \leq 2,68 \text{ mm}$
	D – $h \leq 1 \text{ mm} + 0,25b$ , ale max. 10 mm $\Rightarrow h \leq 3,81 \text{ mm}$

Obrázek 19 – Nadměrné převýšení tupého svaru a mezní hodnoty vady pro SUPER 304H – orbitální svařování č. 1

Nadměrné převýšení tupého svaru (referenční číslo 502 dle ISO 6520-1) pro tloušťku 6,3 mm, výšku vady 0,86 mm a šířku převýšení svaru 11,23 mm odpovídá nejvyššímu stupni kvality B.

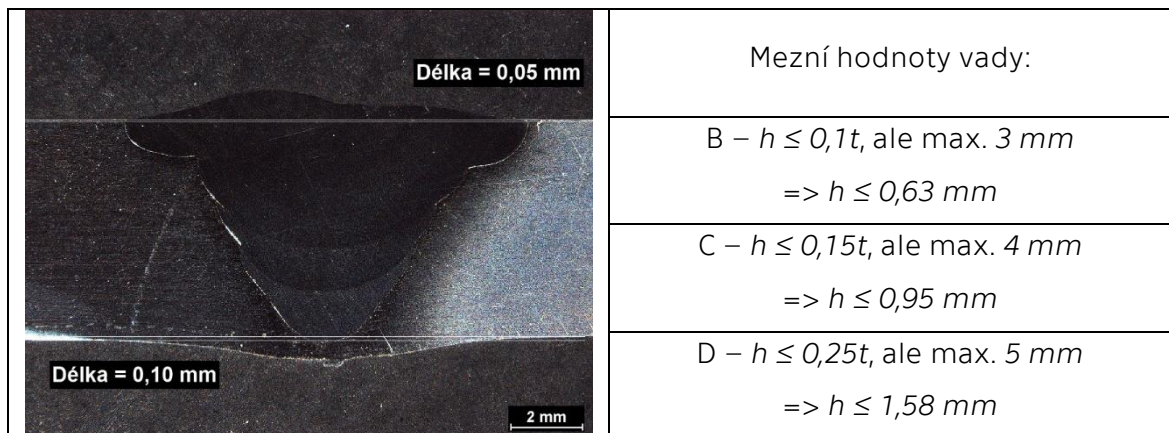
- Strmý přechod svaru pro  $t \geq 0,5 \text{ mm}$  ( $\alpha_1 = 167,69^\circ$ ,  $\alpha_2 = 173,25^\circ$ )



Obrázek 20 – Strmý přechod svaru a mezní hodnoty vady pro SUPER 304H – orbitální svařování č. 1

Strmý přechod svaru (referenční číslo 505 dle ISO 6520-1) pro tloušťku 6,3 mm a úhly přechodu svaru  $\alpha_1 = 167,69^\circ$ ,  $\alpha_2 = 173,25^\circ$  odpovídá nejvyššímu stupni kvality B.

- Lineární přesazení pro  $t \geq 3 \text{ mm}$  ( $t = 6,3 \text{ mm}$ ,  $h_1 = 0,05 \text{ mm}$ ,  $h_2 = 0,10 \text{ mm}$ )



Obrázek 21 – Lineární přesazení pro SUPER 304H – orbitální svařování č. 1

Lineární přesazení (referenční číslo 507 dle ISO 6520-1) pro tloušťku 6,3 mm a výšky vady  $h_1 = 0,05 \text{ mm}$ ,  $h_2 = 0,10 \text{ mm}$  odpovídá nejvyššímu stupni kvality B.

- Jiné

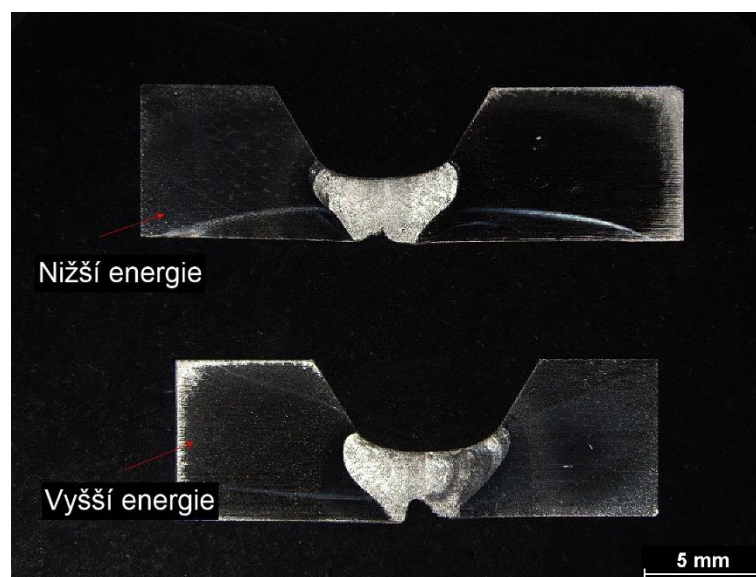
V rámci pozorování svarového spoje nebyly zdokumentovány žádné póry, ani jiné vady definované normou ČSN EN ISO 6520.

- o Analýza nastavení svařovacích parametrů (nový x nový)

Vzorek svarového spoje oceli SUPER 304 (orbitální svařování č. 1) odpovídá dle normy ČSN EN ISO 5817 stupni jakosti D z důvodu neprovařeného kořene. Svarový spoj lze vyhodnotit jako nevyhovující, jelikož pro aplikace v nadkritické energetice je vyžadován nejvyšší stupeň kvality. V této návaznosti byla provedena analýza nastavení svařovacích parametrů s cílem zamezit výskytu této vady.

První testy prokázaly, že svařování bez kořenové mezery a zafoukávání kořene (konstantně 140 A, rychlost podávání drátu 1,0 m/min) vede k neprovařenému kořeni, ale pouze s protlačením materiálu či provařenému kořeni, ale s kompletně staženým kořenem. Při svařování s kořenovou mezerou bez ochrany kořenové vrstvy docházelo k naprosto stejným problémům, v určitých místech navíc k propalování úkosu.

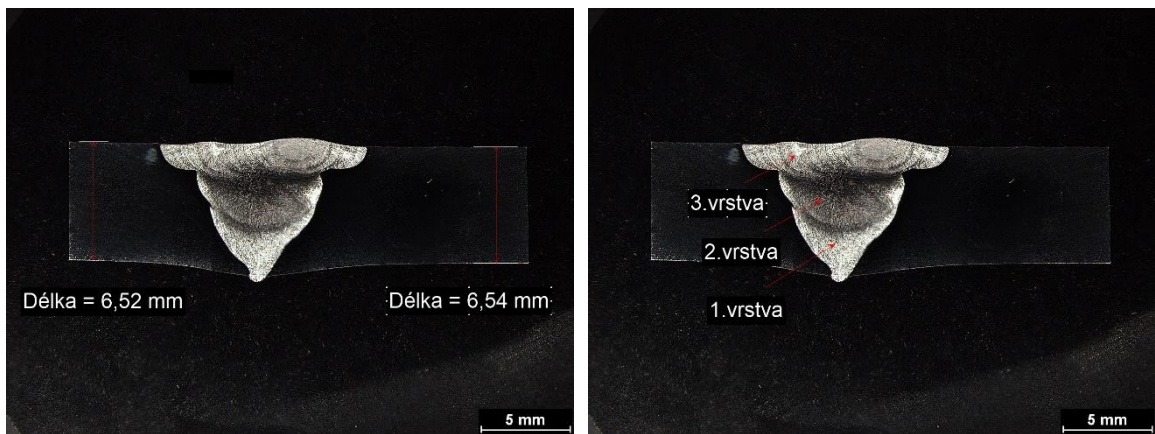
Bylo zjištěno, že úpravou svařovacích parametrů, ať za použití vyšších či nižších energií nelze docílit jakostního svaru bez vyskytujících se problémů v kořenové vrstvě, jak je znázorněno na obrázku č. 22. Další vzorek (SUPER 304H – orbitální svařování č. 2) byl svařován s kořenovou mezerou 1 mm včetně ochrany kořenové vrstvy.



Obrázek 22 – Vzorky pro analýzu svařovacích parametrů

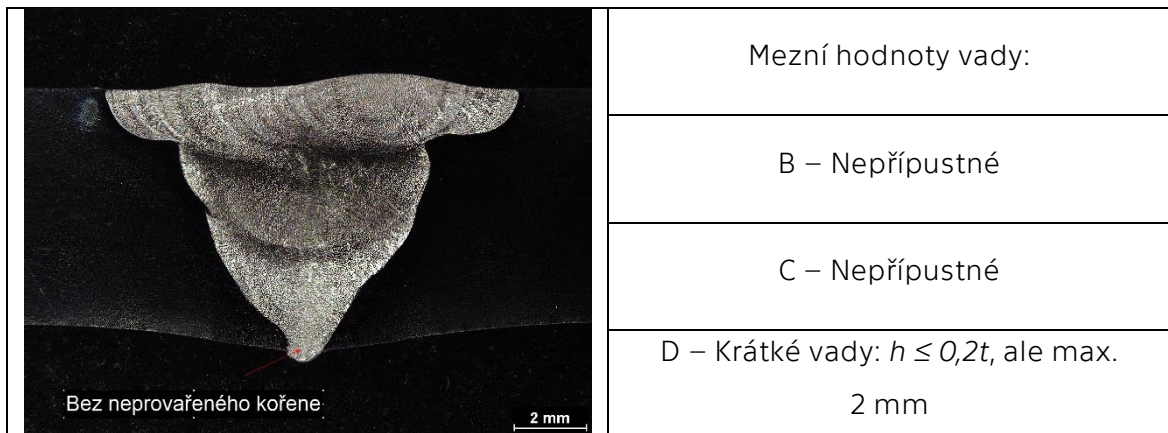
- SUPER 304H – orbitální svařování č. 2 (nový x nový)

Tupý heterogenní svarový spoj z oceli SUPER 304H byl provedený na svařovacím automatu metodou 141 (GTAW, resp. TIG) – za použití netavicí se elektrody v ochranné atmosféře inertního plynu. Počet vrstev byl stanovený na tři. Jako přídatný materiál byl použitý materiál Sanicro 53. Svarový spoj byl provedený za těchto parametrů: 110 A (kořenová vrstva), 140 A (výplňová vrstva + krycí vrstva), stejnosměrný proud (DC – direct current), rychlost podávání drátu 1,0 m/min, s kořenovou mezerou 1 mm a ochranou kořenové vrstvy – zafoukáváním. Tloušťka stěny trubky je normovaná na 6,3 mm – viz obrázek č. 23.



Obrázek 23 – Tloušťka materiálu (vlevo) a počet vrstev svaru (vpravo) – SUPER 304H č.2

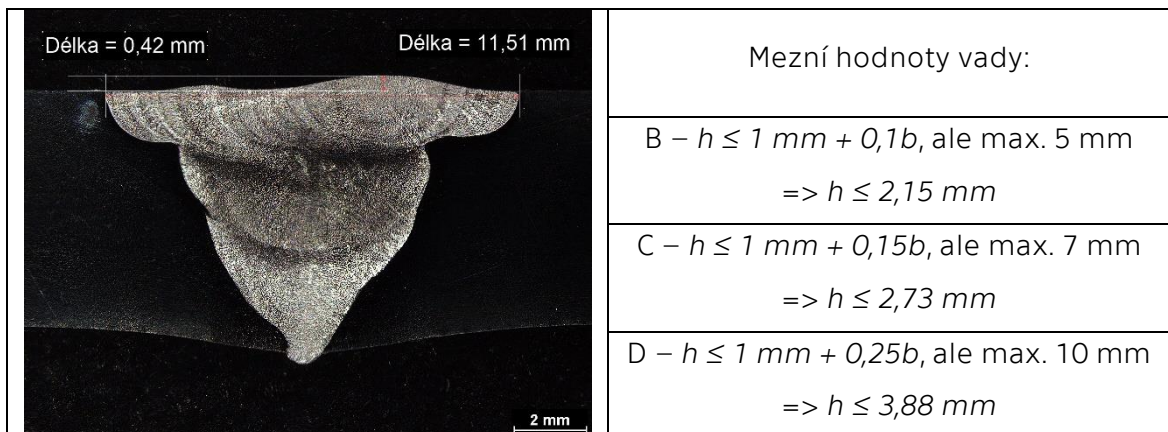
- SUPER 304H – orbitální svařování č. 2
- Neprovařený kořen pro  $t \geq 0,5 \text{ mm}$  ( $t = 6,3 \text{ mm}$ ,  $h = 0 \text{ mm}$ )



Obrázek 24 – Neprovařený kořen a mezní hodnoty vady pro SUPER 304H – orbitální svařování č. 2

Po úpravě svařovacího procesu se nevyskytují problémy v kořenové vrstvě, vada neprovařeného kořene (referenční číslo 4021 dle ISO 6520-1) se zde nevyskytuje. Z tohoto hlediska svarový spoj odpovídá nejvyššímu stupni kvality B.

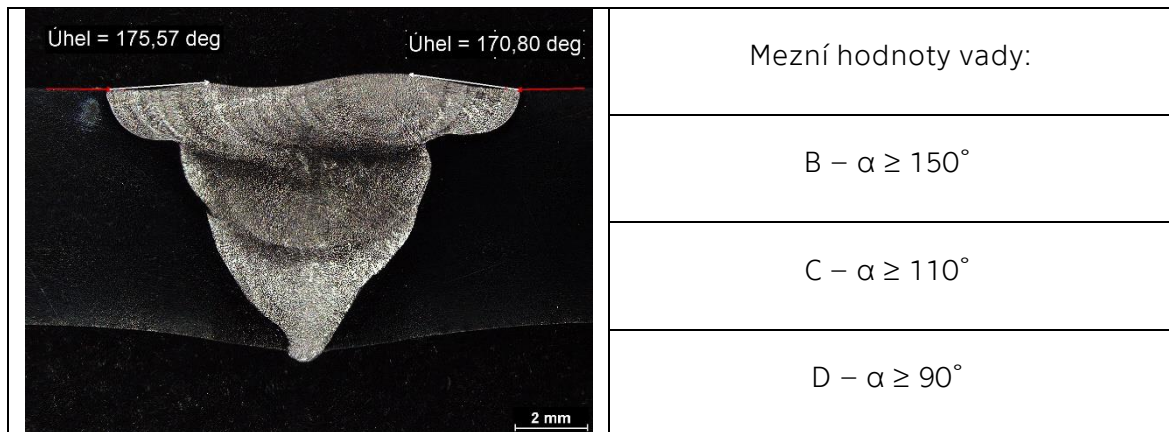
- Nadměrné převýšení tupého svaru pro  $t \geq 0,5 \text{ mm}$  ( $h = 0,42 \text{ mm}$ ,  $b = 11,51 \text{ mm}$ )



Obrázek 25 – Nadměrné převýšení tupého svaru a mezní hodnoty vady pro SUPER 304H – orbitální svařování č. 2

Nadměrné převýšení tupého svaru (referenční číslo 502 dle ISO 6520-1) pro tloušťku 6,3 mm, výšku vady 0,42 mm a šířku převýšení svaru 11,51 mm odpovídá nejvyššímu stupni kvality B.

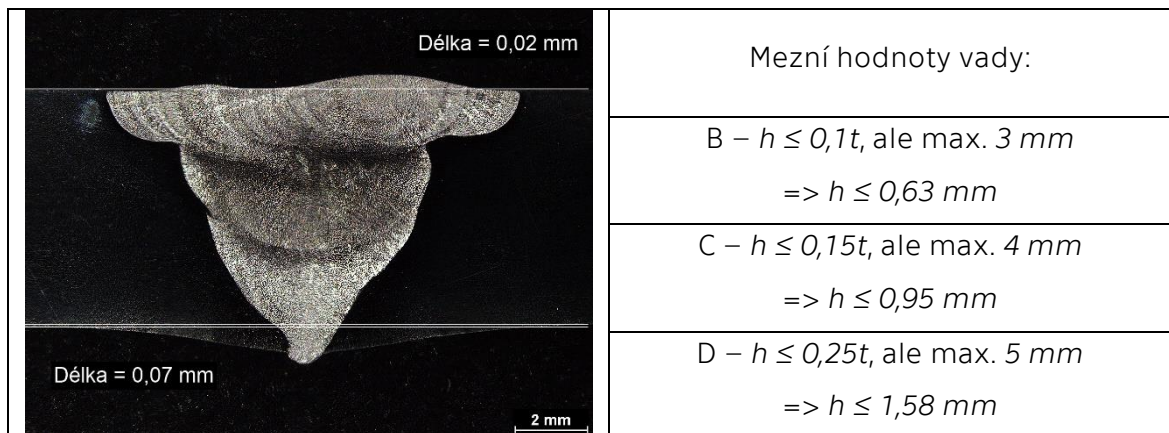
- Strmý přechod svaru pro  $t \geq 0,5 \text{ mm}$  ( $\alpha_1 = 175,57^\circ$ ,  $\alpha_2 = 170,80^\circ$ )



Obrázek 26 – Strmý přechod svaru a mezní hodnoty vady pro SUPER 304H – orbitální svařování č. 2

Strmý přechod svaru (referenční číslo 505 dle ISO 6520-1) pro tloušťku 6,3 mm a úhly přechodu svaru  $\alpha_1 = 175,57^\circ$ ,  $\alpha_2 = 170,80^\circ$  odpovídá nejvyššímu stupni kvality B.

- Lineární přesazení pro  $t \geq 3 \text{ mm}$  ( $t = 6,3 \text{ mm}$ ,  $h_1 = 0,02 \text{ mm}$ ,  $h_2 = 0,07 \text{ mm}$ )



Obrázek 27 – Lineární přesazení a mezní hodnoty vady pro SUPER 304H – orbitální svařování č. 2

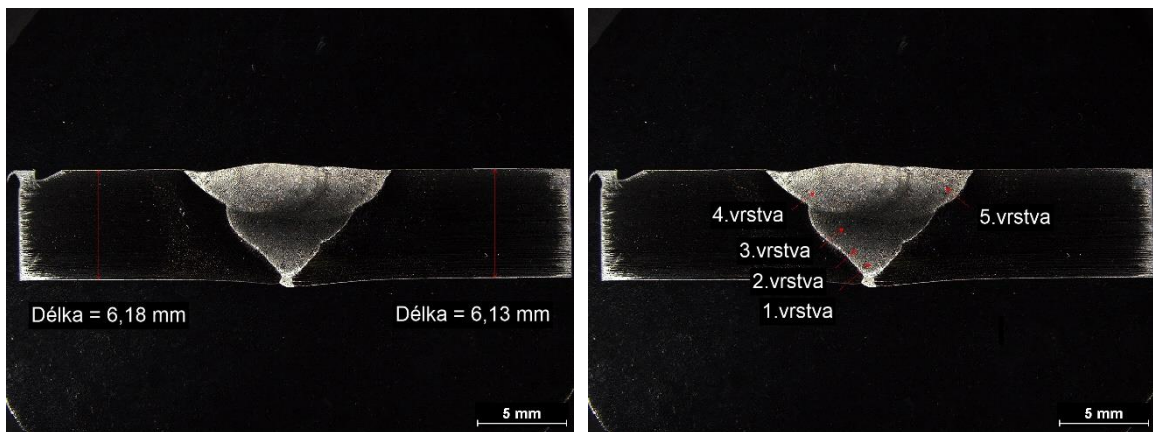
Lineární přesazení (referenční číslo 507 dle ISO 6520-1) pro tloušťku 6,3 mm a výšky vady  $h_1 = 0,02 \text{ mm}$ ,  $h_2 = 0,07 \text{ mm}$  odpovídá nejvyššímu stupni kvality B.

- Jiné

V rámci pozorování svarového spoje nebyly zdokumentovány žádné póry, ani jiné vady definované normou ČSN EN ISO 6520.


- o HR3C – orbitální svařování (nový x degradovaný ve stavu po rozpouštěcím žíhání)

Tupý heterogenní svarový spoj z oceli HR3C byl provedený na svařovacím automatu metodou 141 (GTAW, resp. TIG) – za použití netavící se elektrody v ochranné atmosféře inertního plynu. Počet vrstev byl stanovený na pět. Jako přídatný materiál byl použitý materiál Sanicro 53. Svarový spoj byl provedený za těchto parametrů: 140 A, stejnosměrný proud (DC – direct current), rychlost podávání drátu 1,0 m/min, s kořenovou mezerou 1 mm a ochranou kořenové vrstvy – zafoukáváním. Tloušťka stěny trubky je normovaná na 6,3 mm – viz obrázek č. 28.



Obrázek 28 – Tloušťka materiálu (vlevo) a počet vrstev svaru (vpravo) – HR3C

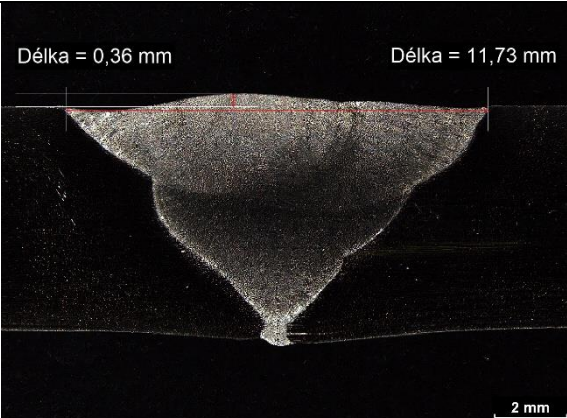
- HR3C – orbitální svařování
- Neprovařený kořen pro  $t \geq 0,5 \text{ mm}$  ( $t = 6,3 \text{ mm}$ ,  $h = 0 \text{ mm}$ )

	Mezní hodnoty vady:
	B – Nepřípustné
	C – Nepřípustné
	D – Krátké vady: $h \leq 0,2t$ , ale max. 2 mm $\Rightarrow h \leq 2 \text{ mm}$

Obrázek 29 – Neprovařený kořen a mezní hodnoty vady pro HR3C – orbitální svařování

Po procesu svařování se nevyskytují problémy v kořenové vrstvě, vada neprovařeného kořene (referenční číslo 4021 dle ISO 6520-1) se zde nevyskytuje. Z tohoto hlediska svarový spoj odpovídá nejvyššímu stupni kvality B.

- Nadměrné převýšení tupého svaru pro  $t \geq 0,5 \text{ mm}$  ( $h = 0,36 \text{ mm}$ ,  $b = 11,73 \text{ mm}$ )

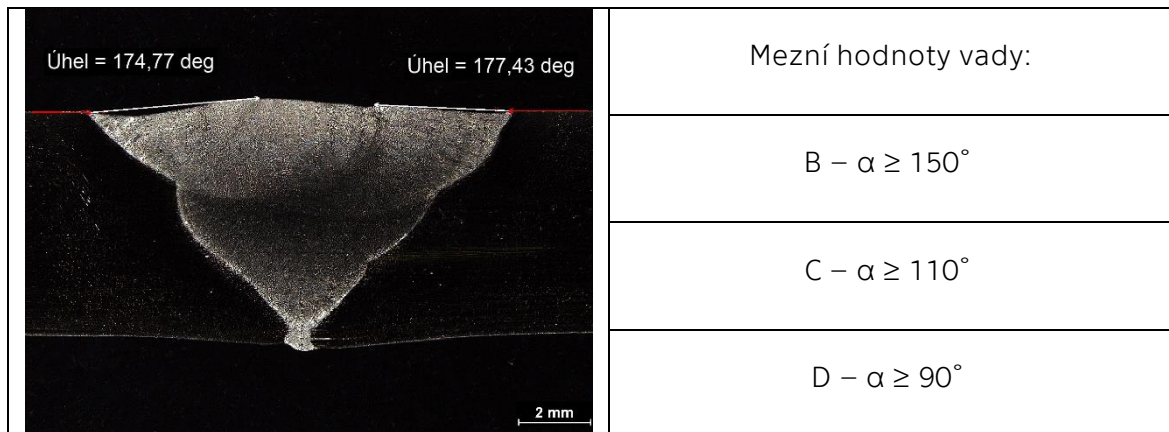
	Mezní hodnoty vady:
	B – $h \leq 1 \text{ mm} + 0,1b$ , ale max. 5 mm $\Rightarrow h \leq 2,17 \text{ mm}$
	C – $h \leq 1 \text{ mm} + 0,15b$ , ale max. 7 mm $\Rightarrow h \leq 2,76 \text{ mm}$
	D – $h \leq 1 \text{ mm} + 0,25b$ , ale max. 10 mm $\Rightarrow h \leq 3,93 \text{ mm}$

Obrázek 30 – Nadměrné převýšení tupého svaru a mezní hodnoty vady pro HR3C – orbitální svařování

Nadměrné převýšení tupého svaru (referenční číslo 502 dle ISO 6520-1) pro tloušťku 6,3 mm, výšku vady 0,36 mm a šířku převýšení svaru 11,73 mm odpovídá nejvyššímu stupni kvality B.



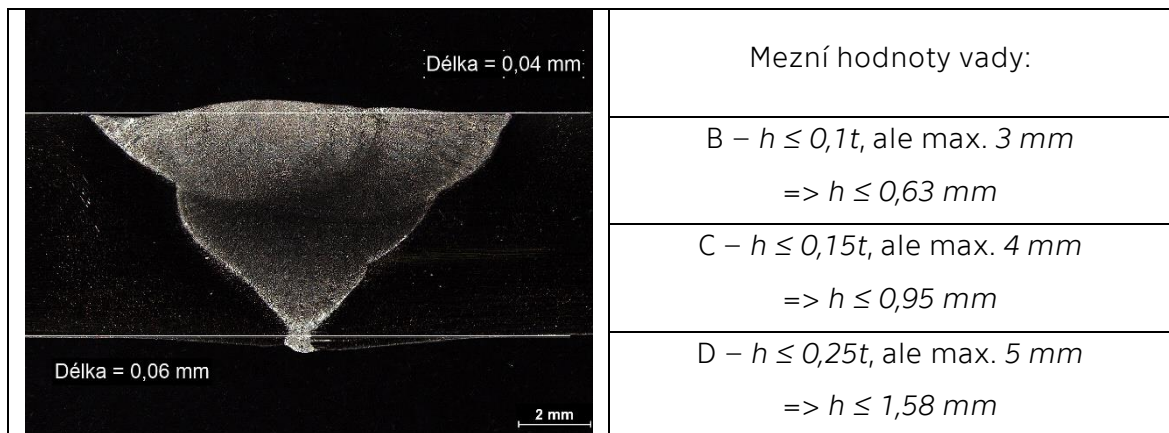
- Strmý přechod svaru pro  $t \geq 0,5 \text{ mm}$  ( $\alpha_1 = 174,77^\circ$ ,  $\alpha_2 = 177,43^\circ$ )



Obrázek 31 – Strmý přechod svaru a mezní hodnoty vady pro HR3C – orbitální svařování

Strmý přechod svaru (referenční číslo 505 dle ISO 6520-1) pro tloušťku 6,3 mm a úhly přechodu svaru  $\alpha_1 = 174,77^\circ$ ,  $\alpha_2 = 177,43^\circ$  odpovídá nejvyššímu stupni kvality B.

- Lineární přesazení pro  $t \geq 3 \text{ mm}$  ( $t = 6,3 \text{ mm}$ ,  $h_1 = 0,04 \text{ mm}$ ,  $h_2 = 0,06 \text{ mm}$ )



Obrázek 32 – Lineární přesazení a mezní hodnoty vady pro HR3C – orbitální svařování

Lineární přesazení (referenční číslo 507 dle ISO 6520-1) pro tloušťku 6,3 mm a výšky vady  $h_1 = 0,04 \text{ mm}$ ,  $h_2 = 0,06 \text{ mm}$  odpovídá nejvyššímu stupni kvality B.

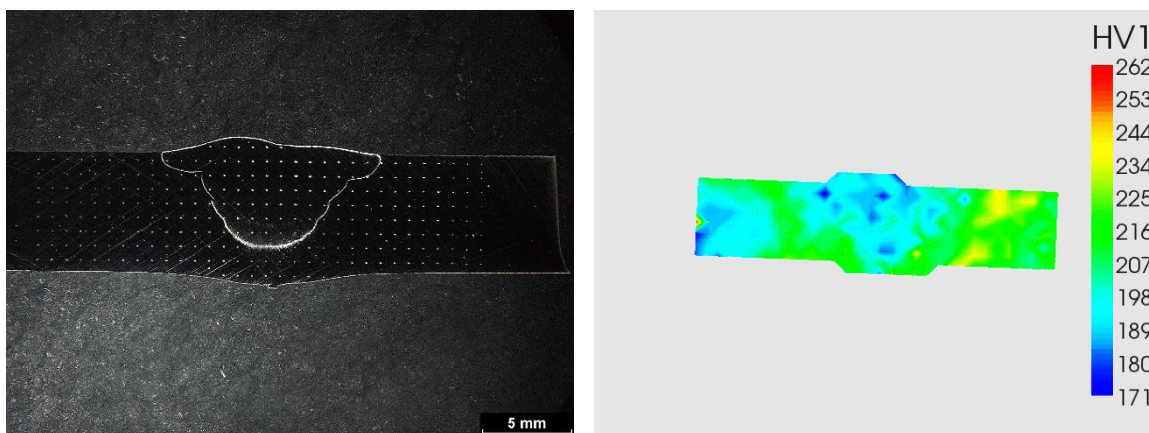
- Jiné

V rámci pozorování svarového spoje nebyly zdokumentovány žádné póry, ani jiné vady definované normou ČSN EN ISO 6520.

## 4.4 Měření tvrdosti

- SUPER 304H – orbitální svařování č. 1

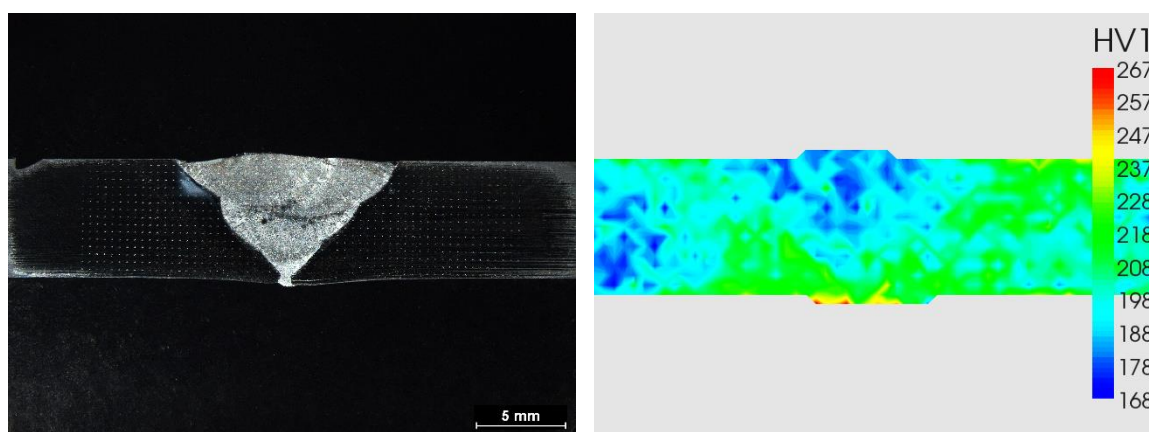
Testovací vzor byl zvolen tak, aby zahrnoval všechny oblasti vzorku (ZM ve výchozím stavu, TOO na straně výchozího stavu, svarový kov, TOO na straně degradovaného stavu a ZM v degradovaném stavu). Z naměřených dat na obrázku č. 33 lze vyhodnotit nejmenší tvrdost pro modré oblasti, tedy oblast základního materiálu ve výchozím stavu a svarového kovu (170–200 HV1). Narůst tvrdosti zapříčiněný procesem svařování lze pozorovat v tepelně ovlivněné oblasti. Hodnoty jsou ekvivalentní pro TOO na straně výchozího i degradovaného stavu (200–230 HV1). Nejvyšší tvrdost (230–250 HV1) se vyskytuje v oblasti základního materiálu v degradovaném stavu (dva žluté pásy). Nicméně tento narůst nepředstavuje kritický problém v podobě materiálového vrubu, který by vedl k potenciálnímu praskání při provozu na energetickém bloku.



Obrázek 33 – Testovací vzor (vlevo) a mapa tvrdosti (vpravo) – SUPER 304 orbitální svařování č.1

- HR3C – orbitální svařování

Na základě naměřených hodnot lze na obrázku č. 34 pozorovat nejmenší tvrdost (170–200 HV1) v modrých oblastech, tedy v oblasti svarového kovu a v základních materiálech, výchozího a částečně i degradovaného stavu. Rozdíl mezi základními materiály zde není nijak výrazný jako v případě hodnoceného vzorku oceli SUPER 304H, zejména z důvodu zařazení technologické operace rozpouštěcího žíhání na degradovaný stav oceli HR3C. Narůst tvrdosti není nijak rapidní a je ekvivalentní k oběma tepelně ovlivněným oblastech (200–230 HV1) opravného svarového spoje. Vzorek lze vyhodnotit jako vyhovující, jelikož nevykazuje výskyt napěťových špiček v materiálu, které by mohly zvyšovat nebezpečí případného praskání při provozu.



Obrázek 34 – Testovací vzor (vlevo) a mapa tvrdosti (vpravo) – HR3C orbitální svařování

## 5 Sumarizace výsledků a diskuze

V této kapitole jsou diskutovány poznatky a výsledky zjištěné v praktické části této diplomové práce.

### 5.1 Mikrostrukturální změny

Legující prvky mohou stabilizovat nebo destabilizovat austenitickou strukturu pokročilých korozivzdorných ocelí, zajišťovat zpevnění tuhého roztoku a vytvářet precipitáty, které mohou, ale nemusí být prospěšné pro vysokoteplotní vlastnosti (ve smyslu žárupevnosti, ale i pro mechanické vlastnosti nebo způsobení zkřehnutí materiálu). Nicméně dle EPRI je z hlediska svařování klíčovým požadavkem eliminovat precipitaci způsobenou svařovacím procesem a zhrubnutí austenitického zrna v tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje. Vzhledem k svařovacím parametrům všechny hodnocené vzorky vykazují velice úzkou TOO, přibližně 1,5 mm bez zvýšené precipitace a bez výraznějšího zhrubnutí zrna (nejvíce v kořenových oblastech) v tomto pásmu. Z tohoto důvodu lze nastavení svařovacích parametrů vyhodnotit jako plně vyhovující, jelikož bylo dosaženo svarů nejvyšší jakosti bez vad uvedených v normě ČSN EN ISO 6520.

Obě progresivní oceli vykazovaly plně austenitickou strukturu s charakteristickým výskytem dvojčat a obsahovaly karbidy niobu ve struktuře, které jsou charakteristické tzv. řádkováním. Určité rozdíly bylo možné pozorovat u oceli SUPER 304H při porovnání základního materiálu degradovaného a výchozího stavu, zejména v pozorování sigma fáze v degradovaném stavu této oceli. Vzorek svarového spoje oceli HR3C se odlišoval tím, že degradovaný stav byl ve stavu po rozpouštěcím žíhání, což mělo pozitivní dopad na mikrostrukturu materiálu. Žíhání zapříčinilo rozpuštění velkého množství karbidů a jiných minoritních fází, v tomto případě zejména negativní sigma fáze, která je dle teoretických poznatků hlavní příčinou zkřehnutí oceli.

V rámci rešerše bylo zjištěno, že ocel HR3C při stárnutí o teplotě 600 °C vykazuje náchylnost k velmi rychlému poklesu vrubové houževnatosti, přičemž mechanismus vzniku trhlin se změnil z tvárného na křehce-interkrystalický. Hlavní příčinou nízké rázové pevnosti je morfologie sekundárních fází precipitovaných na hranicích zrn a také hrubozrnná struktura. Z tohoto důvodů lze zařazení procesu rozpouštění žíhání považovat za nezbytný pro dosažení jakostních svarů při svařování progresivních austenitických ocelí na energetických blocích uhelných elektráren.

Všechny výše zmíněné precipitáty pozorované na světelném mikroskopu byly potvrzeny na elektronovém mikroskopu pomocí EDS analýzy, kdy došlo k vyhodnocení chemického složení těchto precipitátů.

## 5.2 Kvalita svarových spojů

Zhotovený svarový spoj (orbitální svařování č. 1) z oceli SUPER 304H lze pro stupeň kvality B dle normy ČSN EN ISO 5817 vyhodnotit jako nevyhovující z důvodu neprovařeného kořene. Tento svarový spoj, i přes výskyt této vady, odpovídá stupni jakosti D, který je ale pro aplikace v nadkritické energetice nedostačující. V návaznosti na nevyhovující jakost prvního vzorku proběhla analýza nastavení parametrů svařování. Z analýzy bylo zjištěno, že svarový spoj nelze zavařit bez kořenové mezery a bez ochrany kořenové vrstvy – zafoukávání. Po úpravě svařovacího procesu již nový vzorek svarového spoje (orbitální svařování č.2) odpovídá nejvyššímu stupni kvality B. Svarový spoj z oceli HR3C odpovídá také nejvyššímu stupni kvality B. Z tohoto hlediska ho lze vyhodnotit jako vyhovující pro výše zmíněné aplikace. Kvalitu všech hodnocených vzorků pro jednotlivé vady zaznamenává tabulka č. 10.

Tabulka 10 – Přípustnosti vad dle ČSN EN ISO 5817

Název vady (referenční číslo vady dle ISO 6520-1)	D			C			B		
	SUPER 304H		HR3C	SUPER 304H		HR3C	SUPER 304H		HR3C
	č.1	č.2	č.1	č.1	č.2	č.1	č.1	č.2	č.1
Neprovařený kořen (4021)	x							x	x
Nadměrné převýšení tupého svaru (502)							x	x	x
Strmý přechod svaru (505)							x	x	x
Lineární přesazení (507)							x	x	x

### 5.3 Tvrdost svarových spojů

Měření tvrdosti probíhalo za účelem zjištění, zda vlivem svařování nedošlo ke vzniku materiálového vrubu a napěťových špiček, čímž by se zvyšovalo riziko potenciálního praskání při provozu na energetickém bloku. V rámci oceli SUPER 304H byla zaznamenána nejvyšší tvrdost v rozmezí 230 až 250 HV1 v oblasti základního materiálu v degradovaném stavu. Nicméně tento nárůst tvrdosti oproti jiným oblastem svarového spoje nepředstavuje kritický problém pro provoz. Tento předpoklad potvrzuje porovnání s výsledky Pomikálka a spol., které je pro stejné tloušťky použitých vzorků vypovídající. V rámci jejich projektu bylo zjištěno, že měření tvrdosti vykazuje rovnoměrnost celým svarovým spojem, ale s výskytem izolovaných špiček v některých oblastech. Zařazení operace rozpouštěcího žíhání vedlo k ještě rovnoměrnější tvrdosti. Nicméně všechny naměřené hodnoty byly vyhovující, jak v provedení bez tepelného zpracování, tak s jeho provedením.

V tomto případě svarový spoj z progresivní austenitické oceli HR3C vykazuje obdobně daleko více homogenní tvrdosti napříč celým vzorkem, zejména z důvodu zařazení technologické operace rozpouštěcího žíhání na degradovaný stav oceli před samotný proces svařování. Z tohoto důvodu je rozdíl tvrdostí mezi základními materiály pouze minimální. Nejvyšší tvrdost byla naměřena v tepelně ovlivněných oblastech opravného svarového spoje (200–230 HV1), nicméně tyto hodnoty lze považovat za přijatelné. Svarový spoj z oceli HR3C lze podobně jako vzorek oceli HR3C vyhodnotit jako vyhovující.

Pro ověření získaných dat lze doporučit vyhodnocení dalších mechanických vlastností včetně lomových mechanik, které nebylo možné provést na použitých vzorcích v této diplomové práci z důvodu omezené velikosti vzorků opravných svarových spojů.

## 6 Závěr

### 6.1 Dosažení cílů práce

V této kapitole následuje potvrzení a sumarizace dosažení cílů stanovených v kapitole 1.2.

- Posouzení kvality svarových spojů

Na základě normy ČSN EN ISO 6520 a ČSN EN ISO 5817 bylo provedeno hodnocení opravných svarových spojů z progresivních austenitických ocelí SUPER 304H a HR3C. První hodnocený vzorek lze pro nejvyšší stupeň kvality B vyhodnotit jako nevyhovující z důvodu neprovařeného kořene. Tento svarový spoj, i přes výskyt této vady, odpovídá stupni jakosti D, který je ale pro aplikace v nadkritické energetice nedostačující. Z tohoto důvodu proběhla rozsáhlá analýza nastavení svařovacích parametrů, kde bylo zjištěno, že jakostních svarů nelze dosáhnout bez použití svařovací mezery a ochrany kořenové vrstvy, tzv. zafoukávání. Po úpravě svařovacího procesu již zbylé hodnocené vzorky odpovídaly nejvyššímu možnému stupni jakosti.

- Popis mikrostrukturních změn způsobených vlivem svařování

Na světelném mikroskopu byla pozorována mikrostruktura austenitických ocelí SUPER 304H a HR3C s ohledem na tepelně ovlivněné oblasti svaru. V rámci rešerše bylo zjištěno, že klíčovým požadavkem při svařování je minimalizovat precipitaci a růst zrna v tepelně ovlivněné oblasti během expozice zvýšené teplotě spojené se svařovacím cyklem. Vzhledem k nastaveným svařovacím parametrům vykazovaly všechny hodnocené vzorky velice úzkou tepelně ovlivněnou oblast bez zvýšené precipitace a bez výraznějšího zhrubnutí austenitického zrna v tomto pásmu.



- Měření tvrdosti svarových spojů

Bylo provedeno měření tvrdosti na opravných svarových spojích za účelem ověření, že vlivem svařovacího procesu nedošlo ke vzniku materiálového vrubu, který by zvyšoval potenciální nebezpečí praskání při provozu na energetickém bloku. Ani jeden z hodnocených vzorků na základě naměřených dat nevykazoval trend hodnot, který by naznačoval výskyt napěťových špiček vedoucích k možnému praskání.

## 6.2 Praktická doporučení

Byly provedeny opravné svarové spoje z progresivních austenitických ocelí SUPER 304H a HR3C, které dle normy ČSN EN ISO 5817 odpovídají nejvyššímu stupni kvality B. Nastavené svařovací parametry lze pro dosažení jakostních svarů vhodných pro nadkritickou energetiku doporučit do praxe.

V rámci diplomové práce bylo provedeno měření tvrdosti za účelem zjištění, zda vlivem procesu svařování nedošlo k ovlivnění struktury materiálu a ke vzniku materiálového vrubu, který by zvyšoval riziko potenciálního praskání během provozu. Ani jeden ze vzorků na základě naměřených dat nevykazuje nežádoucí trend, který by naznačoval možné riziko při provozování na energetickém bloku. Nicméně hodnocení kvality svarových spojů a měření tvrdosti bylo provedeno na vzorcích omezených velikostí. V rámci budoucí práce by testované svarové spoje měly být hodnoceny i na jiné mechanické vlastnosti včetně lomové mechaniky, a to na vzorcích větších velikostí adekvátní k velikostem zkušebních těles pro mechanické zkoušky.

U oceli HR3C bylo před samotným svařováním provedeno rozpouštěcí žíhání na degradovaném stavu základního materiálu, které mělo pozitivní účinek na výslednou mikrostrukturu materiálu. Lze předpokládat, že zařazení žíhání bude nezbytné pro dosažení požadované kvality opravných svarových spojů. Avšak provedení této operace přímo na energetickém bloku je značně limitované a může být předmětem rozšíření této diplomové práce do budoucna.

## Reference

- [1] International Energy Agency. Coal 2021: Analysis and forecast to 2024. [www.iea.org](http://www.iea.org) [online]. December 2021 [cit. 2022-01-31]. Dostupné z: <https://www.iea.org/reports/coal-2021>
- [2] NICOL, Kyle. Status of advanced ultra-supercritical pulverised coal technology. IEA Clean Coal Centre, 2013. ISBN 978-92-9029-549-5
- [3] Elektrárna Ledvice. SVĚT ENERGIE: Vzdělávací portál ČEZ [online]. [cit. 2022-02-21]. Dostupné z: <https://www.svetenergie.cz/cz/energetika-zblizka/uhelne-elektrarny/uhelne-elektrarny-cez/elektrarna-ledvice>
- [4] Elektrárna Ledvice. Skupina ČEZ [online]. [cit. 2022-02-21]. Dostupné z: <https://www.cez.cz/cs/o-cez/vyrobní-zdroje/uhelne-elektrarny-a-teplarny/uhelne-elektrarny-a-teplarny-cez-v-cr/elektrarna-ledvice-58177>
- [5] LASEK, Stanislav. Základy degradačních procesů [online]. Ostrava, 2013 [cit. 2022-02-19]. Dostupné z: [https://www.fmmi.vsb.cz/export/sites/fmmi/modin/cs/studijni-opory/resitelsky-tym-3-materialove-izenyrstvi/zaklady-degradacnich-procesu/Lasek\\_Zaklady\\_degradacnich\\_procesu.pdf](https://www.fmmi.vsb.cz/export/sites/fmmi/modin/cs/studijni-opory/resitelsky-tym-3-materialove-izenyrstvi/zaklady-degradacnich-procesu/Lasek_Zaklady_degradacnich_procesu.pdf). Učební text. VŠB – Technická univerzita Ostrava.
- [6] ABE, Fuji a Torsten-Ulf KERN. Creep-resistant steels. Cambridge: Woodhead, 2008. ISBN 978-1-84569-178-3.
- [7] LECOMTE-BECKERS, Jacqueline. Materials for Advanced Power Engineering 2010 [online]. Forschungszentrum Jilich, 2010 [cit. 2022-02-20]. ISBN 978-3-89336-685-9. Dostupné z: [https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/\\_Public/43/074/43074722.pdf?r=1](https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/43/074/43074722.pdf?r=1)
- [8] State of Knowledge for Advanced Austenitics. EPRI, Palo Alto, CA: 2009. 1020241
- [9] The Advanced Austenitic Stainless Steels Handbook: 347HFG, SUPER304H, HR3C. EPRI, Palo Alto, CA: 2013. 3002001478
- [10] HORVÁTH, Jakub. The structural stability of creep resistant austenitic steels SUPER 304H and Tp 347HFG [online]. Prague, 2018 [cit.2022-02-13]. Dostupné z: [https://dspace.cvut.cz/bitstream/handle/10467/78610/F2-D-2018-Horvath-Jakub-Disertace\\_Horvath\\_Jakub.pdf?sequence=-1&isAllowed=y](https://dspace.cvut.cz/bitstream/handle/10467/78610/F2-D-2018-Horvath-Jakub-Disertace_Horvath_Jakub.pdf?sequence=-1&isAllowed=y). Doctoral thesis. Czech technical university in Prague.
- [11] Characterization of Super 304H: Microstructure Evolution in Service-Aged and Creep Tested Material. EPRI, Palo Alto, CA: 2020. 3002016705.
- [12] Hutnické listy [online]. LXVII. 2014 [cit. 2022-02-17]. ISSN 0018-8069. Dostupné z: <https://www.hutnickelisty.cz/archiv/>
- [13] GOLAŃSKI, G., C. KOLAN, A. ZIELIŃSKI, K. KLIMASZEWSKA, A. MERDA, M. SROKA a J. KŁOSOWICZ. Microstructure and mechanical properties of HR3C austenitic steel after service. Archives of Materials Science and Engineering [online]. 2016, 81(2), 62-67 [cit. 2022-02-21]. ISSN 1897-2764. Dostupné z: doi:10.5604/01.3001.0009.7100

- [14] GOLĄŃSKI, Grzegorz, Adam ZIELIŃSKI, Marek SROKA a Jacek SŁANIA. The Effect of Service on Microstructure and Mechanical Properties of HR3C Heat-Resistant Austenitic Stainless Steel. *Materials* [online]. 2020, 13(6) [cit. 2022-02-21]. ISSN 1996-1944. Dostupné z: doi:10.3390/ma13061297
- [15] HSIEH, Chih-Chun a Weite WU. Overview of Intermetallic Sigma ( $\sigma$ ) Phase Precipitation in Stainless Steels. *ISRN Metallurgy* [online]. 2012, 1-16 [cit. 2022-03-08]. ISSN 2090-8717. Dostupné z: doi:10.5402/2012/732471
- [16] BOREK, Wojciech, Tomasz TANSKI a Zbigniew BRYTAN, ed. *Austenitic Stainless Steels - New Aspects* [online]. InTech, 2017 [cit. 2022-03-08]. ISBN 978-953-51-3701-6. Dostupné z: doi:10.5772/67935
- [17] MACEK, Karel, Petr ZUNA a Jiří JANOVEC. *Tepelné zpracování kovových materiálů*. V Praze: České vysoké učení technické, 2008. ISBN 978-80-01-04186-4.
- [18] POMIKÁLEK, L., HERMANOVÁ, Š., DOBROVODSKÁ, L. Effect of Welding on the Properties of HR3C, Super 304H, Tp347HFG and P92 Steels, In: *Metal 2013*, May, Brno. Czech Republic. TANGER, Thomson Reuters, 2013, ISBN 978-80-87294-41-3
- [19] PASTERNAK, Jerzy a Janusz DOBROZANSKI. Properties of Weld Joints on Superheater Coils Made from New Generation High Alloy Martensitic Steel Connected to Austenitic Creep-Resisting Steels and Supper Alloy Grades, for Supercritical Parameters. *Advanced Materials Research*. 2011, (Vol 278): 466-471
- [20] ČSN EN ISO 5817 (05 0110): *Svařování - Svarové spoje oceli, niklu, titanu a jejich slitin zhotovené tavným svařováním (kromě elektronového a laserového svařování) – Určování stupňů kvality*. 2008
- [21] ČSN EN ISO 6507-1 (42 0374) – *Kovové materiály – Zkouška tvrdosti podle Vickerse – Část 1: Zkušební metoda*. 2018

# Seznam použitých symbolů a zkratek

ASME – American Society of Mechanical Engineers

ASTM – American Society for Testing and Materials

A-USC – Advanced ultrasupercritical

COP26 – 2021 United Nations Climate Change Conference

ČSN – Česká technická norma, dříve československá státní norma

DS – Degradovaný stav

EPRI – Electric Power Research Institute

SC – Supercritical

SS – Svarový spoj

TOO – Tepelně ovlivněná oblast

TZ – Tepelné zpracování

USC – Ultrasupercritical

VdTÜV – Association of Technical Inspection Agencies

VS – Výchozí stav

ZM – Základní materiál

# Seznam obrázků

Obr. 1 – Křivky tečení technických ocelí při konstantním tahovém zatížení a konstantní teplotě [6] .....	7
Obr. 2 – Struktura ochranných oxidových vrstev austenitických ocelí [8] .....	9
Obr. 3 – Srovnání tloušťky vrstev vytvořených na hrubozrnných a jemnozrnných slitinách po 10 let provozu přehříváku páry při 571 ° C [8].....	10
Obr. 4 – Schématické znázornění struktury vrstev vytvořených na jemnozrnném (vlevo) a hrubozrnném povrchu (vpravo) [8].....	11
Obr. 5 – Schéma vývoje pokročilých austenitických korozivzdorných ocelí [9].....	14
Obr. 6 - Rozřezané vzorky z oceli SUPER 304H .....	29
Obr. 7 – Lokální výskyt zhrubnutých zrn degradovaného stavu ZM oceli SUPER 304H (nahore), jemnozrnná struktura (vlevo) a hrubozrnná struktura (vpravo).....	32
Obr. 8 – Mikrostruktura degradovaného stavu ZM oceli SUPER 304H.....	33
Obr. 9 – Mikrostruktura výchozího stavu ZM oceli SUPER 304H.....	34
Obr. 10 – Mikrostruktura svarového spoje (základní materiál VS – vlevo nahore, tepelně ovlivněná oblast VS – vlevo dole, základní materiál DS – vpravo nahore, tepelně ovlivněná oblast DS – vpravo dole).....	35
Obr. 11 – Mikrostruktura degradovaného stavu ZM oceli HR3C ve stavu po rozpouštěcím žíhání (vlevo) a mikrostruktura degradovaného stavu ZM oceli HR3C bez rozpouštěcího žíhání – separátní vzorek (vpravo) .....	36
Obr. 12 - Mikrostruktura výchozího stavu ZM oceli HR3C .....	37
Obr. 13 – Mikrostruktura svarového spoje (tepelně ovlivněná oblast DS – vlevo a tepelně ovlivněná oblast VS – vpravo).....	38
Obr. 14 – Analýza EDS oceli SUPER 304H - DS .....	39
Obr. 15 – Analýza EDS oceli HR3C – tepelně ovlivněná oblast VS (vlevo) a HR3C – DS (vpravo) .....	40
Obr. 16 – Řádkovací elektronová mikroskopie (tepelně ovlivněná oblast DS – vlevo a VS – vpravo) .....	41
Obr. 17 – Tloušťka materiálu (vlevo) a počet vrstev svaru (vpravo) – SUPER 304 č.1 .....	42
Obr. 18 – Neprovařený kořen a mezní hodnoty vady pro SUPER 304H – orbitální svařování č. 1 .....	43
Obr. 19 – Nadměrné převýšení tupého svaru a mezní hodnoty vady pro SUPER 304H – orbitální svařování č. 1.....	43

Obr. 20 – Strmý přechod svaru a mezní hodnoty vady pro SUPER 304H – orbitální svařování č. 1 .....	44
Obr. 21 – Lineární přesazení pro SUPER 304H – orbitální svařování č. 1.....	44
Obr. 22 – Vzorok pro analýzu svařovacích parametrů .....	45
Obr. 23 – Tloušťka materiálu (vlevo) a počet vrstev svaru (vpravo) – SUPER 304H č.2 .....	46
Obr. 24 – Neprovařený kořen a mezní hodnoty vady pro SUPER 304H – orbitální svařování č. 2 .....	47
Obr. 25 – Nadměrné převýšení tupého svaru a mezní hodnoty vady pro SUPER 304H – orbitální svařování č. 2.....	47
Obr. 26 – Strmý přechod svaru a mezní hodnoty vady pro SUPER 304H – orbitální svařování č. 2 .....	48
Obr. 27 – Lineární přesazení a mezní hodnoty vady pro SUPER 304H – orbitální svařování č. 2 .....	48
Obr. 28 – Tloušťka materiálu (vlevo) a počet vrstev svaru (vpravo) – HR3C.....	49
Obr. 29 – Neprovařený kořen a mezní hodnoty vady pro HR3C – orbitální svařování .....	50
Obr. 30 – Nadměrné převýšení tupého svaru a mezní hodnoty vady pro HR3C – orbitální svařování.....	50
Obr. 31 – Strmý přechod svaru a mezní hodnoty vady pro HR3C – orbitální svařování.....	51
Obr. 32 – Lineární přesazení a mezní hodnoty vady pro HR3C – orbitální svařování .....	51
Obr. 33 – Testovací vzor (vlevo) a mapa tvrdosti (vpravo) – SUPER 304 orbitální svařování č.1 .....	52
Obr. 34 – Testovací vzor (vlevo) a mapa tvrdosti (vpravo) – HR3C orbitální svařování .....	53

## Seznam tabulek

Tab. 1 – Rozdělení provozu uhelných elektráren dle parametrů páry [2] .....	5
Tab. 2 – Chemické složení oceli SUPER 304H dle VdTÜV v procentech [12] .....	18
Tab. 3 – Mechanické vlastnosti oceli SUPER 304H dle Werkstoffblatt 550 [12] .....	18
Tab. 4 – Chemické složení oceli HR3C dle VdTÜV v procentech [12] .....	19
Tab. 5 – Mechanické vlastnosti oceli HR3C dle Werkstoffblatt 546 [12] .....	20
Tab. 6 – Precipitační fáze v pokročilých austenitických ocelích SUPER 304H a HR3C [8,9] .....	21
Tab. 7 – Provedené svarové spoje [18].....	27
Tab. 8 – Chemické složení vybraných oblastí – SUPER 304H .....	39
Tab. 9 – Chemické složení vybraných oblastí – HR3C.....	40
Tab. 10 – Přípustnosti vad dle ČSN EN ISO 5817.....	56