



**УНИВЕРЗИТЕТ „СВ. КИРИЛ И
МЕТОДИЈ“ ВО СКОПЈЕ**
МАШИНСКИ ФАКУЛТЕТ - СКОПЈЕ



Александра Ќиро Крстевска

**ИСТРАЖУВАЊЕ НА МЕХАНИЧКИТЕ И
МИКРОСТРУКТУРНИТЕ СВОЈСТВА НА ЗАВАРЕН
РАЗНОРОДЕН СПОЈ МЕЃУ МАРТЕНЗИТЕН И
АУСТЕНИТЕН НЕРЃОСУВАЧКИ ЧЕЛИК НАМЕНЕТ ЗА
ПРЕГРЕВАЧ НА ПАРЕА**

Докторска дисертација

Скопје, 2025



УНИВЕРЗИТЕТ „СВ. КИРИЛ И
МЕТОДИЈ“ ВО СКОПЈЕ
МАШИНСКИ ФАКУЛТЕТ – СКОПЈЕ



Институт за заварување и заварени конструкции

Александра Ќиро Крстевска

ИСТРАЖУВАЊЕ НА МЕХАНИЧКИТЕ И
МИКРОСТРУКТУРНИТЕ СВОЈСТВА НА ЗАВАРЕН
РАЗНОРОДЕН СПОЈ МЕЃУ МАРТЕНЗИТЕН И АУСТЕНИТЕН
НЕРЃОСУВАЧКИ ЧЕЛИК НАМЕНЕТ ЗА ПРЕГРЕВАЧ НА
ПАРЕА

Докторска дисертација

Скопје, 2025

Докторанд:

АЛЕКСАНДРА ЌИРО КРСТЕВСКА

Тема:

ИСТРАЖУВАЊЕ НА МЕХАНИЧКИТЕ И МИКРОСТРУКТУРНИТЕ СВОЈСТВА НА ЗАВАРЕН РАЗНОРОДЕН СПОЈ МЕЃУ МАРТЕНЗИТЕН И АУСТЕНИТЕН НЕРЃОСУВАЧКИ ЧЕЛИК НАМЕНЕТ ЗА ПРЕГРЕВАЧ НА ПАРЕА

Ментор:

Проф. д-р Филип Здравески,
Машински Факултет - Скопје
Универзитет „Св. Кирил и Методиј” во Скопје

Комисија за одбрана:

Проф. д-р Марјан Гаврилоски, претседател
Машински Факултет - Скопје
Универзитет „Св. Кирил и Методиј” во Скопје

Проф. д-р Филип Здравески, ментор
Машински Факултет - Скопје
Универзитет „Св. Кирил и Методиј” во Скопје

Проф. д-р Зоран Богатиноски, член
Машински Факултет - Скопје
Универзитет „Св. Кирил и Методиј” во Скопје

Проф. д-р Добре Рунчев, член
Машински Факултет - Скопје
Универзитет „Св. Кирил и Методиј” во Скопје

Проф. д-р Елисавета Дончева, член
Машински Факултет - Скопје
Универзитет „Св. Кирил и Методиј” во Скопје

Научна област:

ТЕХНИЧКИ НАУКИ - МАШИНСТВО

Датум на одбрана: 19.12.2025 година

**ИСТРАЖУВАЊЕ НА МЕХАНИЧКИТЕ И МИКРОСТРУКТУРНИТЕ СВОЈСТВА НА
ЗАВАРЕН РАЗНОРОДЕН СПОЈ МЕЃУ МАРТЕНЗИТЕН И АУСТЕНИТЕН
НЕРЃОСУВАЧКИ ЧЕЛИК НАМЕНЕТ ЗА ПРЕГРЕВАЧ НА ПАРЕА**

– А п с т р а к т –

Спојувањето на разнородни материјали е важна технолошка постапка во современите термоенергетски и нуклеарни постројки, каде што конструкциите работат под екстремни услови на висока температура и притисок. Прегревачите на пареа, кои се клучни компоненти во котелските системи, се изложени на екстремни работни услови кои вклучуваат високи температури, висок притисок на пареа и изложеност на корозија. Овие услови ја потенцираат потребата за избор на материјали со соодветни механички својства, антикорозивност и примена на технологии за нивно спојување.

Предмет на истражување на докторската дисертација е заварен спој меѓу два суштински различни челици. Разбирање и минимизирање на подложноста на мартензитниот челик кон појава на пукнатина по линијата на спојување. Разгледана е различна подготовка на мартензитниот челик за понатамошно спојување со аустенитниот челик која вклучува обложување со никел легура и креирање на бафер зона при спојување со аустенитниот нерѓосувачки челик. Разгледано е влијанието на предгревање и термичка обработка врз интегритетот на заварениот спој и микроструктурата. Понатаму, резултатите од изведените механички и микроструктурни анализи се оценети и споредени согласно барањата и критериумите дефинирани во стандардот ISO 15614-1, со цел да се потврди усогласеноста на заварениот спој со релевантните технички спецификации за квалификација на постапките за заварување.

Мартензитниот челик X10CrMoVNb9-1 е широко применуван поради својата висока јакост, отпорност на ползење и стабилност на микроструктурата, додека аустенитниот нерѓосувачки челик 12X18H12T обезбедува висока отпорност на корозија и оксидација. Сепак, нивното спојување со заварување претставува значаен инженерски предизвик, поради различните коефициенти на термичкото ширење и склоноста кон формирање на крти интерметални фази и пукнатини. Овие проблеми особено се издвојуваат во зоната под влијание на топлина на мартензитниот челик, каде што непожелните микроструктурни трансформации и присуството на заостанати напони може значително да ја намалат жилавоста и да ја зголемат веројатноста за крт лом.

Целта на оваа докторска дисертација е да се проучи можноста за оптимизација на заварените споеви меѓу разнородни материјали преку проценка на механичките својства на спојот на амбиентална и висока температура, мерење на тврдина и жилавост. Методологијата на истражувањето е заснована на испитување на ТИГ-заварени проби со употреба на додатен материјал NiCr20Mn3Nb. Обложувањето на мартензитниот челик со додатен материјал на база на никел се користи како стабилизатор на структурата и бариера за дифузија на јаглерод. Во експерименталниот дел е применет факторски експериментален план со два фактори: предгревање (20°C и 250°C) и термичка обработка (20°C и 760°C/2h), при што комбинацијата на факторите овозможи формирање на четири варијанти на заварени споеви. Во рамки на испитувањата беа опфатени повеќе типови анализи: механички испитувања за затегнување на собна температура по EN ISO 6892-1, механички испитувања на затегнување на висока температура (590 °C) по EN ISO 6892-2, испитување на жилавост со Шарпи метод во различни зони на спојот по EN ISO 148-1, мерења на тврдина со Викерс метода по горна и долна зона низ сите зони на спојот согласно стандардот EN ISO 9015-1. Дополнително, за обработка и интерпретација на резултатите е спроведена статистичка анализа преку анализа на варијанса методот за проценка на значајноста на факторите и регресиона анализа за развивање на модели за предвидување. Освен тоа спроведена е детална анализа на микроструктурните својства со посебен осврт на зоната под влијание на топлина и заварениот спој, со цел идентификување на микроструктурни промени и можни дефекти.

Докторската дисертација ја истражува оптималната комбинација на технологијата на спојување преку испитување на влијанието од предгреење и термичка обработка врз квалитетот и стабилноста на заварените споеви. Добиените резултати се споредени со барањата на стандардот EN ISO 15614 кој го дефинира процесот на спецификација и квалификација на постапките за заварување на метални материјали. Дополнително, развиените регресиони модели претставуваат алатки за предвидување на механичките својства и оптимизација на процесот. На крај се предложени препораки за практична примена во индустријата, со крајна цел зголемување на ефикасноста, одржливоста и сигурноста на цевните елементи кај прегревачите на пареа.

Клучни зборови: разнородни споеви, прегревач на пареа, X10CrMoVNb9-1, 12X18H12T, механички својства, микроструктурни трансформации, анализа на варијанса, регресиона анализа

**RESEARCH ON THE MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL PROPERTIES OF
WELDED DISSIMILAR JOINT BETWEEN MARTENSITIC AND AUSTENITIC
STAINLESS STEEL FOR SUPERHEATER APPLICATIONS**

– A b s t r a c t –

The joining of dissimilar materials is an important technological procedure in modern thermal power and nuclear plants, where structures operate under extreme conditions of high temperature and pressure. Steam superheaters, which are key components within boiler systems, are exposed to severe operating conditions that include elevated temperatures, high steam pressure, and corrosive environments. These conditions highlight the need for selecting materials with appropriate mechanical properties, corrosion resistance, and the application of suitable technologies for their joining.

The subject of this doctoral research is a welded joint between two fundamentally different steels. The study focuses on understanding and minimizing the susceptibility of the martensitic steel to cracking along the fusion line. Various preparation methods of the martensitic steel for further joining with the austenitic steel are examined, including the application of a nickel-based buttering layer and the creation of a buffer zone during welding with the austenitic stainless steel. The influence of preheating and post-weld heat treatment on the integrity of the welded joint and its microstructure is also analyzed. Furthermore, the results of the mechanical and microstructural analyses are evaluated and compared in accordance with the requirements and criteria defined in ISO 15614-1, with the aim of verifying the compliance of the welded joint with the relevant technical specifications for welding procedure qualification.

The martensitic steel X10CrMoVNb9-1 is widely used due to its high strength, creep resistance, and microstructural stability, while the austenitic stainless steel 12X18H12T provides excellent corrosion and oxidation resistance. However, welding these two materials presents a significant engineering challenge because of their different coefficients of thermal expansion and their tendency to form brittle intermetallic phases and cracks. These issues are particularly pronounced in the heat-affected zone of the martensitic steel, where undesirable microstructural transformations and the presence of residual stresses can reduce toughness and increase the possibility of brittle fracture.

The aim of this doctoral dissertation is to investigate the possibility of optimizing welded joints between dissimilar materials through the evaluation of their mechanical properties at ambient and elevated temperatures, as well as through hardness and toughness measurements. The research methodology is based on testing TIG-welded specimens using the filler material NiCr20Mn3Nb. The buttering of the martensitic steel with a nickel-based filler metal is employed as a stabilizing layer and as a barrier to carbon diffusion. In the experimental part, a factorial experimental design with two factors was applied: preheating (20°C and 250°C) and heat treatment (20°C and 760°C/2 h). The combination of these factors enabled the formation of four combination of welded joints. The testing program included several types of analyses: tensile testing at room temperature according to EN ISO 6892-1, high-temperature tensile testing at 590°C according to EN ISO 6892-2, Charpy impact toughness testing in different zones of the joint according to EN ISO 148-1, and Vickers hardness measurements in the upper and lower regions across all zones of the joint in accordance with EN ISO 9015-1. Additionally, for the processing and interpretation of the results, a statistical analysis was conducted through analysis of variance to assess the significance of the factors, along with regression analysis for developing predictive models. Furthermore, a detailed examination of the microstructural properties was performed, with particular emphasis on the heat-affected zone and the weld metal, in order to identify microstructural changes and potential defects.

This doctoral dissertation investigates the optimal combination of welding technology by examining the influence of preheating and post-weld heat treatment on the quality and stability of welded joints. The obtained results are compared with the requirements of EN ISO 15614, which defines the procedure for the specification and qualification of welding processes for metallic materials. Additionally, the developed regression models serve as tools for predicting mechanical properties and optimizing the welding process. Finally, recommendations for practical industrial implementation are

proposed, with the ultimate goal of enhancing the efficiency, sustainability, and reliability of tube components in steam superheaters.

Key words: dissimilar metal welds, superheater, X10CrMoVNb9-1, 12X18H12T, mechanical properties, microstructural properties, analysis of variance, regression analysis

Благодарност

Би сакала да изразам искрена благодарност до мојот ментор проф. д-р. Филип Здравески, за дадените насоки, поддршката и трпение во насочувањето на мојата работа. Неговата поддршка и доверба беа клучни за завршување на оваа докторска дисертација.

Голема благодарност до претседателот на комисијата, проф. д-р. Марјан Гаврилоски за неговата посветеност, значајните совети и споделеното знаење за овој труд. Исто така, упатувам благодарност до членовите на комисијата, проф. д-р. Зоран Богатиноски, проф. д-р. Добре Рунчев и проф. д-р. Елисавета Дончева за дискусиите, дадените насоки и корисните совети врз основа на нивното научно и професионално искуство кои придонесоа за квалитетот на овој труд.

Особена благодарност сакам да изразам до вработените од „Монтинг Енергетика“ и „РЖ Техничка контрола“ кои ми овозможија да го реализирам експерименталниот дел, беа достапни за помош, дискусии, сугестии и предлози за успешна реализација на експерименталниот дел.

Им се заблагодарувам на колегите, виш лаборант Александар Георгиевски од Институтот за Заварување и заварени конструкции и виш лаборант Бојан Атковски од Технолошко – металуршки факултет во Скопје за помошта при изработка на примероците за металографска анализа на заварените проби.

Секако голема благодарност должам на моите родители, на татко ми Ќиро и мајка ми Стефка за нивната неизмерна љубов, безрезервна поддршка и постојано охрабрување во текот на целиот процес. Нивната посветеност и верба во мене беа основа и поттик да истраам во целиот процес на изработка на овој труд.

Најпосле, од срце му се заблагодарувам на моето семејство, сопругот Ѓорѓи и нашите деца Христијан и Матеј. Нивното огромно трпение, несебичната поддршка и разбирање ми овозможија да го поминам овој пат со многу поголема сила и истрајност. Без нивната љубов и присуство овој предизвик би бил многу потежок и поосамен.

Изјавувам дека докторската дисертација е оригинален труд што го имам изработено самостојно.

Своерачен потпис на докторандот
Александра Крстевска

Изјавувам дека електронската верзија на докторската дисертација е идентична со отпечатената докторска дисертација.

Своерачен потпис на докторандот
Александра Крстевска

Содржина

Преглед на слики	11
Преглед на табели	14
Преглед на кратенки	16
Преглед на ознаки на легури	17
1. Вовед	22
2. Литературен преглед на претходни релевантни научни истражувања	30
2.1 Употреба на челикот X10CrMoVNb9-1 во високопритисни конструкции	30
2.2 Влијание на термичките процеси врз микроструктурата на X10CrMoVNb9-1 челикот	31
2.3 Избор на термичка обработка по заварување	32
2.4 Предизвици при креирање на разнородни споеви на челикот X10CrMoVNb9-1 ..	33
2.5 Избор на дополнителен материјал и примена на обложен слој	35
2.6 Досегашни научни истражувања	36
2.7 Недостатоци во истражувањата	38
2.8 Примена на стандардите ISO 15614-1 и ISO 12952-5 при испитување на заварени споеви	39
2.9 Општи барања за термичка обработка според RD 153-34.1-003-01	39
2.10 Општи барања според VGB-S-013-00-2024-12-EN	41
2.11 Примена на заварување без термичка обработка во индустриската пракса за X10CrMoVNb9-1	41
3. Теоретски основи	43
3.1 Високо температурни челици отпорни на ползење	43
3.2 Употреба на X10CrMoVNb9-1 во парен котел	45
3.3 Заварување на челикот X10CrMoVNb9-1	47
3.4 Механизми на ползење	49
4. Методологија на истражувањето	50
4.1 Материјали кои се предмет на истражување	50
4.1.1 Мартензитен челик X10CrMoVNb9-1	50
4.1.2 Аустенитен челик 12X18H12T	53
4.2 Избор на дополнителен материјал	54
4.3 Прелиминарен експеримент	55
4.4 Дизајн на експериментот	57
4.4.1 Претстава за суштината на проблемот	58
4.4.2 Избор на одзивната варијабла	59
4.4.3 Избор на фактори, нивоа и опсег	59

4.4.4 Избор на експериментален дизајн (простор)	60
4.4.5 Изведување на експеримент	60
4.4.6 Статистичка анализа на податоците	61
4.4.7 Заклучоци и препораки	61
4.5 Двофакторен план на експериментот	61
4.5.1 Експериментален простор.....	62
4.5.2 Домен на факторите.....	62
4.5.3 Домен на проучување.....	62
4.6 Методи за собирање на податоци	63
4.6.1 Рандомизација на опитите	64
4.7 Статистички методи за обработка на податоци.....	64
4.7.1 Описна статистика	64
4.7.2 Дедуктивна статистика.....	64
4.8 Предложен модел за работа	66
5. Експериментален дел.....	69
5.1. Опис на експериментот	69
5.2 Недеструктивно испитување на заварените споеви	71
5.3 Механичко испитување на заварените цевки	72
5.3.1 Испитување на затегнување на собна температура.....	72
5.3.2 Испитување на затегнување на висока температура.....	74
5.3.3 Испитување на жилавост	76
5.3.4 Испитување на тврдина.....	77
5.4 Карактеризација на микроструктура	79
6 Резултати и дискусија.....	81
6.1 Испитување на затегнување на собна температура.....	81
6.1.1 Споредба на резултатите со досегашни научни истражувања	83
6.1.2 Описна статистика за испитување на затегнување на собна температура.....	90
6.1.3 Добивање на регресиони равенки за модел за граница на развлекување	92
6.1.2 Добивање на регресиони равенки за модел за затегнувачка јакост.....	96
6.1.3 Добивање на регресиони равенки за модел за релативна деформација	100
6.2 Испитување на затегнување на висока температура.....	104
6.2.1 Описна статистика за испитување на затегнување на висока температура..	104
6.2.2 Добивање на регресиона равенка на граница на развлекување на висока температура	105
6.3 Испитување на жилавост	108

6.3.1 Описна статистика	108
6.3.2 Дедуктивна статистика за испитување на жилавоста	117
6.4 Испитување на тврдина.....	125
6.5 Макроскопско испитување	135
6.6 Микроскопска анализа	136
6.7 Анализа на механичките и микроструктурните својства според ISO 15614-1	141
6.8 Верификација на експерименталните резултати според ISO 15614-1	149
7. Заклучок	151
Користена литература.....	156

Преглед на слики

Слика 2.1 Шематки приказ на ориентација и локација на пукнатина во заварени споеви	32
Слика 2.2 Пукнатина на цевка од прегревач на пареа изработена од X10CrMoVNb9-1 како резултат на несоодветна термичка обработка, [50].....	34
Слика 2.3 Зона осиромашена со јаглерод, [55].....	36
Слика 3.1 Примена на нови материјали во котелски постројки	43
Слика 3.2 Примарен и секундарен прегревач на пареа	46
Слика 3.3 Приказ на развојот на ефикасност и CO ₂ емисиите согласно процесната температура [61]	46
Слика 3.4 Јакост на лом на челици и никел-легури како кандидат материјали за ултрасупер критични и напредни ултрасупер критични електрани [62].....	47
Слика 3.5 Споредба на термички циклус помеѓу 12% и 9% на хром челици	47
Слика 3.6 Механизми на ползење при високи температури.....	49
Слика 4.1 Микроструктура на отпуштен мартензит (x100)	50
Слика 4.2 Дијаграм за континуирано ладење (CCT) за челикот X10CrMoVNb9-1 [67] ..	51
Слика 4.3 Илустрирана отпуштена мартензитна структура на челикот X10CrMoVNb9-1	51
Слика 4.4 Микроструктура на стабилизирани нерѓосувачки челик (x100).....	54
Слика 4.5 Процес на изработка на прелиминарен експеримент.....	56
Слика 4.6 Неуспешни проби	56
Слика 4.7 Основен генерален модел на систем или процес.....	57
Слика 4.8 Дизајн на експеримент	58
Слика 4.9 Приказ на експериментален простор	62
Слика 4.10 Домен на проучување помеѓу избраните два фактори	63
Слика 4.11 Чекори на описна статистика	65
Слика 4.12 Чекори на дедуктивна статистика	65
Слика 4.13 Предложен модел за работа	68
Слика 5.1 Продготовка на основните материјали	69
Слика 5.2 Обложување на мартензитен челик	69
Слика 5.3 Термичка обработка на проби	70
Слика 5.4 Подготовка на цевките за заварување	70
Слика 5.5 Заварување на пробите	71
Слика 5.6 Дел од радиограмите на заварените споеви	72
Слика 5.7 Изработка на епрувети согласно ISO 4136:2022 [77]	72
Слика 5.8 Изработка на епрувети од заварените проби	73
Слика 5.9 Аксијална машина за испитување на затегнување Instron 600LX	73
Слика 5.10 Епрувети и лом на епрувети при испитување на затегнување.....	74
Слика 5.11 Димензии на епрувета за испитување на истегнување при краткотрајно оптоварување на високи температури.....	75
Слика 5.12 Комора за испитување со краткотрајно оптоварување на високи температури	75
Слика 5.13 Епрувети за испитување со краткотрајно оптоварување на високи температури и лом на заварени проби	76
Слика 5.14 Епрувети за испитување на жилавост со V и U зарез согласно ISO148-1 ...	76
Слика 5.15 Позиција на зарез паралелно на површината на испитуваното парче.....	77

Слика 5.16 Уред и епрувети за испитување на жилавост и лом на епрувети	77
Слика 5.17 Локации на мерење на тврдината согласно зоните на испитување според EN ISO 9015	78
Слика 5.18 Мерни места за мерење на тврдина	79
Слика 5.19 Подготовка за металографско испитување	80
Слика 6.1 Споредба на резултатите од заварени споеви со основен материјал.....	84
слика 6.2 Анализа на експериментална $R_{p0.2}$ со останати научни истражувања	86
Слика 6.3 Анализа на $R_{p0.2}$ на експериментални споеви и споевите со Incoloy 800HT ..	86
Слика 6.4 Анализа на R_m на експерименталните проби со литературни истражувања .	87
Слика 6.5 R_m на заварени споеви без предгревање и без термичка обработка	87
Слика 6.6 R_m на зварени споеви со употреба на предгревање и термичка обработка	88
Слика 6.7 Издолжување на експериментални проби и литературни истражувања	89
Слика 6.8 Изглед на прекинувачка површина	90
Слика 6.9 Зависност на $R_{p0.2}$ од факторите	91
Слика 6.10 Зависност на R_m од факторите	92
Слика 6.11 Зависност на ϵ од факторите	92
Слика 6.12 Парето дијаграм на стандардизирани ефекти за $R_{p0.2}$	93
Слика 6.13 Хистограм на грешки на моделот за $R_{p0.2}$	95
Слика 6.14 Дијаграм на нормалноста на грешки за $R_{p0.2}$	95
Слика 6.15 Ефекти и интеракција на факторите врз $R_{p0.2}$	95
Слика 6.16 Дијаграми на влијанието на факторите врз $R_{p0.2}$	96
Слика 6.17 Парето дијаграм на стандардизирани ефекти за R_m	97
Слика 6.18 Хистограм на грешки на моделот за R_m	98
Слика 6.19 Дијаграм на нормалноста на грешките за R_m	99
Слика 6.20 Ефекти и интеракција на факторите врз R_m	99
Слика 6.21 Дијаграми на влијанието на факторите врз R_m	100
Слика 6.22 Парето дијаграм на стандардизирани ефекти за ϵ	101
Слика 6.23 Хистограм на грешки на моделот за ϵ	102
Слика 6.24 Дијаграм на нормалноста на грешки за ϵ	103
Слика 6.25 Поединечни ефекти и интеракција на факторите врз линеарната деформација	103
Слика 6.26 Дијаграм на влијанието на факторите врз линеарната деформација	103
Слика 6.27 Парето дијаграм на стандардизирани ефекти за $R_{p0.2}$ (590°C)	106
Слика 6.28 Хистограм на грешки на моделот за $R_{p0.2}$ (590°C)	107
Слика 6.29 Дијаграм на нормалноста на грешките за $R_{p0.2}$ (590°C)	107
Слика 6.30 Влијание на поединечните ефекти и интеракција на факторите за $R_{p0.2}$ (590°C)	108
Слика 6.31 Дијаграми на влијанието на факторите за $R_{p0.2}$ (590°C)	108
Слика 6.32 Жилавост во ЗВТ1	110
Слика 6.33 Средна вредност на жилавоста во ЗВТ1	110
Слика 6.34 Жилавост во ЗС	111
Слика 6.35 Средна вредност на жилавоста во ЗС	111
Слика 6.36 Жилавост во ЗВТ 2	112
Слика 6.37 Средна вредност на ЗВТ2 на заварените проби	112
Слика 6.38 Средна вредност на жилавоста на експерименталните проби	113
Слика 6.39 Анализа на жилавоста според експерименталните комбинации	113
Слика 6.40 Анализа на жилавоста во разгледуваните зони	114

Слика 6.41 Анализа на средни вредности на жилавоста за секоја експериментална комбинација	115
Слика 6.42 Интеракција на фактори за ЗВТ2	116
Слика 6.43 Интеракција на фактори за ЗС	116
Слика 6.44 Интеракција на фактори за ЗВТ2	117
Слика 6.45 Pareto дијаграм на стандардизирани ефекти за заварен спој.....	118
Слика 6.46 Хистограм на грешки на моделот за жилавоста во ЗС.....	119
Слика 6.47 Дијаграм на нормалноста на грешки на жилавоста во ЗС	120
Слика 6.48 Приказ на поединечните ефекти и интеракција на факторите врз жилавоста во ЗС	120
Слика 6.49 Дијаграми за приказ на вијанието на факторите врз жилавоста во ЗС	121
Слика 6.50 Pareto дијаграм на стандардизирани ефекти за ЗВТ1.....	122
Слика 6.51 Хистограм на грешки на моделот за жилавост во ЗВТ1	123
Слика 6.52 Дијаграм на нормалноста на грешки на жилавоста во ЗВТ1.....	124
Слика 6.53 Приказ на поединечните ефекти и интеракцијата на факторите врз жилавоста во ЗВТ1	124
Слика 6.54 Дијаграми на приказ на влијанието на факторите врз ЗВТ1	124
Слика 6.55 Мерни точки за испитување на тврдина.....	125
Слика 6.56 Дијаграм на распределба на тврдина [долна зона] на заварени проби 20°C/20°C	126
Слика 6.57 Дијаграм на распределба на тврдина [горна зона] на заварени проби 20°C/20°C	127
Слика 6.58 Дијаграм на распределба на тврдина [долна зона] на заварени проби 250°C/20°C	128
Слика 6.59 Дијаграм на распределба на тврдина [горна зона] на заварени проби 250°C/20°C	129
Слика 6.60 Дијаграм на распределба на тврдина [долна зона] на заварени проби 20°C/760°C	130
Слика 6.61 Дијаграм на распределба на тврдина [горна зона] на заварени проби 20°C/760°C	131
Слика 6.62 Дијаграм на распределба на тврдина [долна зона] на заварени проби 250°C/760°C	132
Слика 6.63 Дијаграм на распределба на тврдина [горна зона] на заварени проби 250°C/760°C	133
Слика 6.64 Дистрибуција на тврдина на експерименталните проби во долна зона	134
Слика 6.65 Дистрибуција на тврдина на експерименталните проби во горна зона	134
Слика 6.66 Макроскопски фотографии на заварени споеви	135
Слика 6.67 Приказ на промените на микроструктурата кај основен материјал, челик X10CrMoVNb9-1, со примена на различна подготовка и термичка обработка	136
Слика 6.68 Приказ на промените на микроструктура помеѓу ОМ ₁ и обложениот слој со примена на различна подготовка и термичка обработка	137
Слика 6.69 Микроструктура на обложениот слој (позиција 2 во заварениот спој)	138
Слика 6.70 Микроструктура на завар	139
Слика 6.71 Микроструктура на ОМ ₂ , 12X18H12Т, и ЗВТ.....	140
Слика 6.72 Појава на двојничење во аустенитната структура.....	141

Преглед на табели

Табела 2-1 Тип на термичка обработка и нејзина примена.....	33
Табела 3-1 Класификација на високотемпературни челици	44
Табела 3-2 Материјали од група 4, 5 и 6 согласно CEN ISO/TR 15 608	44
Табела 3-3 Поделба на термоенергетските центри според параметрите на пареа.....	45
Табела 4-1 Хемиски состав на феритни челици со висока јакост [50].....	52
Табела 4-2 Хемиски состав на челик X10CrMoVNb9-1 согласно EN 10302 [70] и испитан хемиски состав.....	52
Табела 4-3 Механички својства на челикот X10CrMoVNb9-1 согласно EN 10302 [70]	53
Табела 4-4 Граница на развлекување при различни работни температури согласно EN 10302 [70]	53
Табела 4-5 Хемиски состав на челикот 12X18H12T согласно ГОСТ 5632-72 [71] и испитан хемиски состав.....	54
Табела 4-6 Механички својства на челикот 12X18H12T.....	54
Табела 4-7 Хемиски состав на избраниот дополнителен материјал, Thermanit Nicro 8255	
Табела 4-8 Дефинирање на фактори.....	56
Табела 4-9 Избор на фактори	59
Табела 4-10 Избор на експериментален дизајн (простор).....	60
Табела 4-11 Фактори и опсег на проучување	62
Табела 4-12 Експериментална табела.....	63
Табела 4-13 Експериментална матрица.....	63
Табела 4-4-14 Редослед на извршување на експерименталните проби	64
Табела 5-1 Параметри на заварување на разнородниот спој	71
Табела 5-2 Максимални вредности на тврдина за материјалите согласно ISO 15608 дадени во ISO 15614-1	78
Табела 5-3 Хемиски состав на реагентот за нагризување на мартензитниот челик.....	79
Табела 5-4 Хемиски состав на реагентот за нагризување на заварен спој и аустенитен челик	80
Табела 6-1 Експериментална матрица на експеримент.....	81
Табела 6-2: Приказ на резултати од испитување на затегнување на собна температура, јакосни карактеристики на заварените споеви	82
Табела 6-3 Деформациони карактеристики на заварените споеви.....	82
Табела 6-4 Експериментална матрица за граница на развлекување, $R_{p0.2}$	82
Табела 6-5 Експериментална матрица за затегнувачката јакост, R_m	82
Табела 6-6 Експериментална матрица за издолжувањето, ϵ	83
Табела 6-7 Механички својства на основен материјал и експериментални заварени споеви	83
Табела 6-8 Анализа на експериментални резултати со останати научни истражувања	85
Табела 6-9 Анализа на R_m на заварен спој со основен материјал.....	88
Табела 6-10 Описна статистика за граница на развлекување, $R_{p0.2}$	91
Табела 6-11 Описна статистика за затегнувачка јакост, R_m	91
Табела 6-12 Описна статистика за процентуално прекинувачко издолжување, ϵ	91
Табела 6-13 ANOVA модел на $R_{p0.2}$	92
Табела 6-14 Регресионен модел за $R_{p0.2}$	93
Табела 6-15 Статистички параметри за проверка на точноста на моделот за $R_{p0.2}$	94
Табела 6-16 ANOVA модел за R_m	96

Табела 6-17 Регресионен модел за R_m	96
Табела 6-18 Статистички параметри за проверка на точноста на моделот за R_m	98
Табела 6-19 ANOVA модел за релативна деформација, ϵ	100
Табела 6-20 Регресионен модел за релативна деформација, ϵ	100
Табела 6-21 Статистички параметри за проверка на точноста на моделот за ϵ	102
Табела 6-22 Експериментални резултати при испитување на затегнување на висока температура	104
Табела 6-23 Описна анализа на експерименталните резултати за $R_{p0.2}$ (590°C)	104
Табела 6-24 ANOVA модел за $R_{p0.2}$ (590°C)	105
Табела 6-25 Регресионен модел за $R_{p0.2}$ (590°C)	105
Табела 6-26 Статистички параметри за проверка на точноста на моделот за $R_{p0.2}$ (590°C)	106
Табела 6-27 Жилавост во ЗВТ 1	109
Табела 6-28 Споредба на жилавост меѓу основен и ЗВТ1	109
Табела 6-29 Жилавост во ЗС	110
Табела 6-30 Жилавост во ЗВТ2	112
Табела 6-31 Приказ на средни вредности на жилавоста според влезни параметри на факторите	115
Табела 6-32 ANOVA модел на жилавоста во ЗС	117
Табела 6-33 Регресионен модел на жилавоста во ЗС	117
Табела 6-34 Статистички параметри за проверка на точноста на моделот за ЗС	119
Табела 6-35 ANOVA модел на жилавоста во ЗВТ1	121
Табела 6-36 Регресионен модел на жилавоста во ЗВТ1	121
Табела 6-37 Статистички параметри за проверка на точноста на моделот за ЗВТ1	123
Табела 6-38 Тврдина на основен материјал	125
Табела 6-39 Средни вредности на тврдина во долна зона за комбинација 20°C /20°C	126
Табела 6-40 Средни вредности на тврдина во горна зона за комбинација 20°C /20°C	127
Табела 6-41 Средни вредности на тврдина во долна зона за комбинација 250°C /20°C	128
Табела 6-42 Средни вредности на тврдина на горна зона за комбинација 250°C /20°C	129
Табела 6-43 Средни вредности на тврдина во долна зона за комбинација 20°C /760°C	130
Табела 6-44 Средни вредности на тврдина во горна зона за комбинација 20°C /760°C	131
Табела 6-45 Средни вредности на тврдина во долна зона за комбинација 250°C /760°C	132
Табела 6-46 Средни вредности на тврдина во горна зона за комбинација 250°C /760°C	133
Табела 6-47 Анализа на механичките својства	143
Табела 6-48 Заварени споеви со експериментална комбинација на факторите 20°C /20°C	144
Табела 6-49 Заварени споеви со експериментална комбинација на факторите 250°C /20°C	145
Табела 6-50 Заварени споеви со експериментална комбинација на факторите 20°C /760°C	146
Табела 6-51 Заварени споеви со експериментална комбинација на факторите 250°C /760°C	147
Табела 6-52 Споредбена анализа на тврдина и жилавост на заварените споеви	148

Преглед на кратенки

Кратенка	Опис
OM1	Основен материјал, челик X10CrMoVNb9-1
OM2	Основен материјал, челик 12X18H12T
3BT1	Зона под влијание на топлина од основен материјал X10CrMoVNb9-1
3BT2	Зона под влијание на топлина од основен материјал 12X18H12T
3C	Заварен спој
$R_{p0.2}$	Граница на развлекување
R_m	Затегнувачка јакост
ε	Процентуално издолжување
ANOVA	Анализа на варијанса
DF	Степени на слобода
Adj SS	Прилагодена сума на квадрати
Adj MS	Прилагодена средна вредност на квадрати
F-вредност	Однос меѓу варијацијата објаснета од факторот и варијацијата на грешката
P – вредност	Вредност на веројатност
T – вредност	Однос меѓу коефициентот и стандардна грешка на коефициентот
VIF	Варијанса на инфлација на факторите
$\alpha = 0.05$	Ниво на значајност
S	Стандардна грешка
R^2	Коефициент на детерминација
$R^2(\text{adj})$	Прилагоден коефициент на детерминација
$R^2(\text{pred})$	Предвидлив коефициент на детерминација

Преглед на ознаки на легури

EN ознака	EN стандард	USA ознака	USA Стандард	Опис
X10CrMoVNb9-1	EN 10027-1	Grade T91	ASTM A213 / A335	модифициран 9Cr со подобрена отпорност на оксидација и отпорност на ползење наменет за котли и прегревачи на параа.
X5CrNi18-10	EN 10088-1:2014	AISI 304	ASTM A240	аустенитен нерѓосувачки челик
X2CrNi18-9	EN 10027-1	AISI 304L	ASTM A240	аустенитен нерѓосувачки челик, ниска содржина на C
X2CrNi18-10	EN 10088-1	AISI 304LN	ASTM A240	аустенитен нерѓосувачки челик, ниска содржина на C
X6CrNi19-11	EN 10027-1	AISI 304H	ASTM A240	аустенитен нерѓосувачки челик, висока содржина на C
X10NiCrAlTi32-20	EN 10027-1	ASTM B409	ASTM B409 / B163	Аустенитна Fe–Ni–Cr легура, отпорен на високи температури
X20CrMoV12-1	EN 10027-1	ASTM A213 Grade T122	ASTM A213 / A335	мартензитен челик, отпорен на високи температури
X6CrNiTi18-10 12X18H12T	EN 10027-1 GOST 5632	Еквивалентен AISI 321	ASTM A240	аустенитен нерѓосувачки челик, Ti-стабилизиран
20 MnMoNi55	EN 10222-2, EN 10028	SA508Gr.3.Cl.1	ASME SA-508/SA-508M Gr.3 Cl.1	Нисколегирани Mn–Mo–Ni челик за реакторски садови и температурно оптоварени притисни садови
NiCr20Mn3Nb	ISO 18274:2010	ERNiCr-3	AWS A5.14	Никел–хром легура за додатен материјал при заварување
NiCr30Fe9Nb	EN ISO 18274:2010	ERNiCrFe-7	AWS A5.14 / ASME SFA-5.14	Ni–Cr–Fe легура наменета за заварување на температурноотпорни Ni-легури
10CrMo9-10	EN 10216-2:2019;	P22	ASTM A335 / ASME SA335	Cr–Mo легиран челик (2¼ Cr – 1 Mo), легиран феритно-мартензитен челик
W. Nr. 1.4907	VdTÜV WB 550	Super304H	ASME SA213	аустенитен нерѓосувачки челик
X6CrNiNb18-12	EN 10028-7	TP347HFG	ASTM A213	аустенитен нерѓосувачки челик
NiCr21Fe9Nb	EN 10095:1999	Incoloy 800H	ASTM B409	никел легура
W. Nr. 2.4663 (NiCr23Co12Mo)	EN 10302	Inconel 617	ASTM B166, ASTM B564, ASME SB166, SB564	никел легура
NiCr22W14Mo	EN 10095	Haynes 230	ASTM B435, AMS 5878	никел легура

X7NiCrWCuCoNb25-23-3-3-2	EN 10028-7; VdTÜV 555	Sanicro 25	ASTM A213 / A312	аустенитен челик, оптимизиран за прегревачи и парни цевки
X10CrWMoVNB9-2	EN 10028-2, EN 10216-2	ASTM A335 Grade P92, A213 T92	ASTM A335, ASTM A213	9Cr-2W модифициран мартензитен челик за високи температури; подобрена отпорност на ползење во однос на X10CrMoVNB9-1
X12CrMoWVNB10-1-1	EN 10216-2, VdTÜV 540	E911	Нема директна AISI/ASTM ознака	Подобрен 9–12% Cr мартензитен челик со W и N; развиен за подобра стабилност на карбидите и повисока јакост на ползење од X10CrMoVNB9-1
X12CrMoWVNB10-1-1	/	P122	ASTM A335 Grade P122 ASTM A335, ASTM A213	Ултрасовремен 12% Cr мартензитен челик; висока термичка стабилност и добра отпорност на ползење и оксидација
7CrWVMoNb9-6	EN 10216-2	T23	ASTM A213 T23, A335 P23 ASTM A213, ASTM A335, ASME SA213, SA335	Легура 2.25Cr-W-V-Nb-Mo со пониска легираност од X10CrMoVNB9-1; се користи за цевки со подобра заварливост и намалена потреба за термичка обработка
P355GH	EN 10028-2; EN 10273	A414Gr.G A516Gr.70 A537CL1	ASTM A414	Нелегиран топлоотпорен челик за притисни садови и котли

1. Вовед

Споевите меѓу различни типови на материјали играат важна улога во изведбата и одржувањето на опрема под притисок, особено во индустрии како што се процесната и енергетската. Овие заварени споеви се од суштинско значење, овозможувајќи при тоа структурен интегритет на заварот и својства во бараните работни услови, како што се високи работни температури, високи притисоци и корозија [1], [2]. Всушност, потребата од зголемена ефикасност во термоенергетските центри се реализира со зголемување на параметрите на пареа, а тоа го условува развојот и примената на подобрени материјали со подобрени својства при зголемени температури. Употребата на јаглородно феритни челици ја дефинирало работата на електраните до 200°C на почетокот на минатиот век. За зголемување на ефикасноста на електраните и зголемување на параметрите на работна температура до 400°C кон крајот на 20тите и почетокот на 30тите години на минатиот век сеуште се користеле јаглородните челици. Зголемувањето на работната температура над 400°C во втората половина на минатиот век го поттикнал развојот на нови типови на материјали кои воедно и спаѓаат во категоријата на евтини легури во споредба со аустенитните нерѓосувачки челици. Со тоа се развиле Cr-Mo-V челиците кои почнале да се употребуваат за изработка на високооптоварени елементи кај термоенергетските центри со работна температура од 530-565°C.

Новите подобрени материјали за работа на високи температури, се користат за производство на критични компоненти од котловски постројки како што се цевките за парни прегревачи, колектори и разводник на пареа како и во садови под притисок во хемиската индустрија [3]. Својствата со кои се карактеризираат подобрените материјали се: добра отпорност на ползење и отпорност на корозија. Легурите кои се развиени за работа во услови на високи параметри на пареа се челиците со феритно-мартензитна основа, челици со аустенитна основа и легури на база на никел се со цел да се добијат конструкции од типот на котли, топлински изменувачи и садови под притисок. Новите феритни челици каде спаѓаат и челиците со мартензитна основа можат да бидат изложени на загревање и работа на температури до 620°C.

Со развојот на технологијата, различните видови на аустенитни нерѓосувачки челици како 304, 306, 347 [4] со феритно-мартензитен челик со содржина на Cr од 9-12% се користат за изработка на конструкции за работа на високи температури [5]. Притоа се користат нивните добри механички својства на високи температури, како затегнувачката јакост, жилавост, отпорност на корозија и отпорност на лом [6], [7]. За да се обезбедат високи температури и притисок на пареа, феритно-мартензитни челици се развиени и истите обезбедуваат висока јакост на ползење која е барана за овие апликации [8]. Подобрените мартензитни челици се користат на пример во разводната парна секција и истите се заварени со цевките за прегревачот на котелот изработени од аустенитни нерѓосувачки челици. Причината зошто овие две секции не се изработени од истиот материјал е од оперативни и ценовни ограничувања на конструкцијата. Отпорноста на оксидација на пареа на 9% Cr мартензитниот челик ги лимитира оперативните температури на 610°C [8]. Потребната работна температура на цевките на прегревачот на котелот е околу 630°C, затоа аустенитните челици се користат за оваа секција кои можат да работат на температура до 680°C [4]. Поради тоа спојот на разнородни материјали се јавува како неопходно решение за ваков тип на конструкции.

Материјалите кои работат на високи температури особено во термоенергетските постројки се изложени на појавата ползење проследено со формирање и раст на пори и

микрорукнатини кое со понатамошна експлоатација на материјалите доведува до кршење или до структурна нестабилност и пад на својствата со тек на времето. Тоа се должи на изложеноста на високите работни температури и притисоци како и агресивното дејство на работниот флуид. Со тоа се дефинира сигурноста на критичните компоненти која зависи од отпорноста на материјалите на ползење, отпорноста на корозија, структурната стабилност и брзината на создавање на пори или микрорукнатини.

9% Cr челикот со мартензитна основа согласно EN 10027-1 [9] е со ознака X10CrMoVNb9-1 и претставува легура на хром-молибден челик кој се одликува со мало термичко ширење, добра отпорност на корозија и одлична отпорност на ползење [10]. Челикот е развиен во 70тите години на минатиот век за изработка на високопритисни компоненти во енергетската индустрија. Хромот во металот ја зголемува отпорноста при зголемени температури како и отпорноста кон оксидација, додека молибденот служи за да ја зголеми еластичноста како и поголема отпорност кон ползење при зголемени температури. Овој челик постигнува толку висока јакост на ползење благодарение на легирањето и термичката обработка, по што почетната состојба треба да биде структурата на отпуштениот мартензит со одвоени фини честички од карбиди и карбонитриди. Бројот, големината и дистрибуцијата на фазата на карбид/карбонитрид директно влијае на јачината на ползење со зголемен број, хомогена дистрибуција и поситни честички се постигнува поголема жилавост и стабилност при покачени температури.

При заварување на челикот X10CrMoVNb9-1 со аустенитен нерѓосувачки челик може да се формира мека зона осиромашена со јаглерод на страната на заварениот спој со ниска содржина на Cr. Јаглеродот дифундира од зона со помала содржина на Cr кон зона со повисока содржина на Cr [11], [12], [13]. Со цел да се намали дифузијата на јаглерод се користи додатен материјал на база на никел [14][15]. При директно спојување со аустенитниот челик се создава дифузна зона богата со карбиди која може да стане крта и склона кон пукнатини. Употребата на техниката “обложување” со никел легура делува како дифузиона бариера, го спречува мешањето и стабилизира составот на спојот. Така обложен и термички обработен челикот се заварува со нерѓосувачки челик со помош на додатен материјал на база на никел без претходно загревање или последователна термичка обработка. Аустенитниот нерѓосувачки челик не се обложува бидејќи металот на заварот ќе биде целосно со аустенитни структури и со пукнатини.

Самиот процес на заварување може да доведе до предизвици како што се заостанати напони и формирањето на крти интерметални фази, кои може да ги загрозат својствата на заварениот спој [16], [17]. Потоа, проблеми кои може да се јават при заварувањето се пукнатини во заварот и деградирање на механичките својства на заварот. Причина за појава на овие проблеми е поради металуршката некомпатибилност помеѓу основните материјали. За надминување на овие проблеми се користат: внимателен избор на додатен материјал, термичка обработка пред и по заварувањето како и соодветни техники на заварување. ТИГ постапката на заварување низ достапните истражувања покажале дека го подобруваат квалитетот на разнородните заварени споеви со намалување на дефектите и оптимизирање на термичките циклуси [18],[19]. Употребата на додатен материјал на база на никел покажала значително намалување на заостанатите напони и намалување на можноста на појава на пукнатини при заварување помеѓу аустенитните и феритните челици. Овие методи овозможуваат подобра контрола околу параметрите на заварување, што е од суштинско значење за обезбедување на посакуваната микроструктура и механички својства во заварениот спој [20], [21].

Изборот на додатен материјал е исто така од важно значење, бидејќи може да влијае на својствата на заварот, вклучувајќи ја и неговата отпорност на пукнатини од

напонска корозија како и други форми на деградација [22], [23]. Досегашните истражувања покажуваат дека употребата на никел легури како додатен материјал може да ги намали некои од проблемите поврзани со разликите во термичкото ширење помеѓу различните метали, а со тоа се зголемува интегритетот на заварот [23].

Сумирано, примената на разнороден заварен спој во компоненти за примена под притисок е сложен, но од суштински аспект за модерното инженерство. Способноста за спојување на материјали со различни својства не само што ги подобрува перформансите на критичните компоненти но исто така се справува со предизвиците кои ги наметнуваат работните средини под висок притисок и висока температура.

И покрај спроведување на сите процедури за заварување на мартензитниот челик, забележани се предвремени дефекти кај разнородните заварени споеви. Како најчеста причина за дефектите е пукањето по должината на линијата на спојување на заварот помеѓу челикот и металот на додатниот материјал на заварот со никел основа. Пукнатините се поврзани со појавата ползење и се случуваат при работа на температури околу 534°C и поголеми, долж линијата на спојување пред врвот. Оштетување од пукнатина во фино-зрнестата зона во зоната под влијание на топлина е пронајдено кај линијата на спојување и во зоната под влијание на топлина кај мартензитниот челик кај цевка од разнороден заварен спој која работи на температура од 566 °C [24].

Во однос на досегашните истражувања се разгледува можноста на заварување без термичка обработка која успешно се применува за поправка на пукнатина во фино-зрнестата зона во зоната под влијание на топлина (ЗВТ) на челиците 13CrMoV9-10 (EN 10216-2) со додатен материјал на база на никел [25]. При заварување со Ni легури мал е ризикот од појава на водородна пукнатина заради површински центрираната кубна решетка во заварениот спој како и поголема ломна жилавост на металот на заварот.

Со оглед на важната улога на разнородните заварени споеви во системите кои работат на високи температури и притисок, обезбедувањето на интегритет на заварот е од суштинско значење за безбедноста и долготрајноста на компонентите. Истражувањата се фокусираат на подобрување на сигурноста на споевите преку оптимизирање на параметрите на заварување за оценување на механичките и микроструктурните својства на спојот.

Големиот број истражувања на феритно-мартензитните челици во тек на експлоатација на зголемени температури укажуваат на микроструктурна деградација како основен процес кој се случува во материјалот кој резултира на промена на особините на легурите. За да се одреди преостанатиот работен век на конструкцијата потребна е испитување на микроструктурната деградација на легурите во услови на ползење и процесот на развој на пори во услови на ползење, при што потребно е да се обрне внимание на влијанието на неметалните вклучоци и сегрегација на нечистотии како важни микроструктурни карактеристики за развој на оштетувања во услови на ползење.

Во оваа докторска дисертација е спроведено истражување за избор на оптимална технологија на заварување, истражување на микроструктурата на материјалите и механичките својства на разнородни заварени споеви помеѓу мартензитниот челик X10CrMoVNb9-1 и аустенитен нерѓосувачки челик кои се користат за работа на високи температури, за примена во парен котел во термоелектрана. Во дисертацијата е анализирано влијанието на предгревање и термичка обработка на заварените споеви се со цел да се разбере како овие процеси влијаат на заостанатите напони, промените во микроструктурата на заварениот спој, механичките својства и подложноста на пукнатина. Акцент е ставен на спојот од страна на мартензитниот челик кој е подложен на појава на пукнатини во фино-зрнестата зона во зоната под влијание на топлина.

Насоката на истражувањето е да се даде придонес кон истражувањата на разнородните заварени споеви за работа на високи температури, со цел подобрување на животниот век на конструкции во процесната индустрија и енергетиката. Како и придонес кон идни проектирања на нови изведби на енергетски постројки, компоненти во процесна индустрија како и нуклеарни постројки.

Идејата на истражувањето произлегува од потребата за подобро разбирање на влијанието на параметрите на заварување врз механичките и микроструктурните својства на разнородно заварените споеви, особено кога се работи за материјали за работа на високи температури. Овие споеви се критични во енергетските постројки каде механичката и микроструктурната стабилност и отпорноста на ползење е од суштинско значење за долготрајна и сигурна работа на системот.

Енергетскиот сектор, особено електраните на фосилни горива, се соочуваат со значителни предизвици поврзани со ефикасноста, сигурноста и долготрајноста на компонентите што работат во сурова работна средина. Прегревачите на пареа кои играат клучна улога во една котелска конструкција, често работат при многу високи температури и висок притисок, односно под зголемени параметри на пареа како и изложеност на продуктите на согорување. Во овие услови, материјалите од кои е изработена конструкцијата и технологијата на заварување се од суштинско значење за издржливоста на конструкцијата и перформансите на истата.

Предност на спојување на различни материјали е тоа што овозможува комбинирање на различни материјали со посакуваните механички својства. Механичките својства на разнородно заварените споеви може значително да варираат заради различните карактеристики на основните метали. Меѓутоа аустенитниот челик има одлична отпорност на корозија додека феритниот челик има подобри механички својства на високи температури. Она што претставува предизвик е всушност спојувањето на овие разнородни материјали поради разликите во коефициентите на термичко ширење, точка на топење и можност за формирање на крти интерметали фази во зоната на спојување, а со тоа да се намалат потребните механички својства и да се влијае на експлоатационите услови на заварената конструкција.

Овие споеви генерално покажуваат структурна нестабилност за време на последователна термичка обработка, но и при тековната експлоатација. Затоа, тие генерално претставуваат критични места на секоја конструкција.

Примената на ова истражување во индустријата е од огромно значење за компонентите кои работат под притисок, каде што подобрените материјали и технологии на заварување можат да доведат до спречување на појава на дефекти, намалување на времето на застои поради одржување и продолжување на животниот век на критичните компоненти.

Предмет на ова истражување е заварен спој меѓу два суштински различни челици, разбирање и минимизирање на подложноста на мартензитниот челик кон појава на пукнатина по линијата на спојување за примена во прегревач на пареа. Истражувањето на докторската дисертација ќе се фокусира кон утврдување на оптимална комбинација на технологијата на спојување за цевки со мала дебелина на сидот според ISO 15614-1 со цел да се обезбеди стабилен и долготраен спој. Со ова истражување се очекува да се предложат решенија за подобрување на долговечноста и сигурноста на разнородно заварените споеви со цел намалување на оперативните трошоци и зголемена ефикасност на компонентите. Разгледувана е различна подготовка на мартензитниот челик за понатамошно спојување со аустенитниот челик која вклучува обложување со никел легура и креирање на бафер зона (обложување) при спојување со аустенитниот нерѓосувачки челик. Разгледано е влијанието од предгревање и термичка обработка врз интегритетот на заварениот

спој и микроструктурата. Истражувањето се фокусира на подобрување на микроструктурните карактеристики на спојот со помош на технологијата на заварување. Валидацијата на експериментално добиените својства е извршена во согласност со барањата на стандардот ISO 15614-1, кој служи како основа за оценка на усогласеноста и квалитетот на заварениот спој.

Главни цели на истражувањето се:

1. Проценка на механичките својства на спојот: Испитување на затегнување на собна и висока температура, тврдина и жилавост.
2. Анализа на микроструктурните својства на заварените споеви – Проучување на зоната под влијание на топлина (ЗВТ) и основните метали со цел да се идентификуваат микроструктурните промени и потенцијални дефекти како што се интерметални фази и микроруптури.
3. Влијание на технолошките параметри врз интегритетот на заварениот спој – Испитување на влијанието на предгревање и термичка обработка врз квалитетот на споевите.
4. Развој на препораки за примена во индустријата – Обезбедување на научна основа за подобрување на технологиите на заварување на разнородни материјали, со цел зголемување на ефикасноста, одржливоста и сигурноста на цевните елементи кај прегревачите на пара.

Врз основа на досегашните теоретски истражувања како и одредено практично искуство за оваа докторска дисертација ќе се дефинираат следните хипотези:

- **Хипотеза 1:** Кога се заваруваат челици со различна структура мора да се води сметка за правилниот избор на додатен материјал за да се обезбеди минимално или потполно спречување на појава на дифузни слоеви, крта структура и руптури во преодните слоеви.
- **Хипотеза 2:** Со употреба на додатен материјал со аустенитна структура со зголемен процент на никел Ni, се постигнува структура на заварениот спој блиска на аустенитна без појава на нехомогености во зоната на спојување, без образување на крти споеви, рамномерна распределба на заостанатите напони.
- **Хипотеза 3:** Никелот Ni, спречува образување на нехомогена структура, делува како графитизатор со тоа што ја намалува постојаноста на тврди карбиди, а со тоа и на зголемување на количината на растворен јаглерод, C. Вака добиените заварени споеви имаат добри механички својства, отпорност на напонска корозија и добра ударна жилавост.
- **Хипотеза 4:** При заварување на аустенитен челик со друг тип на челик доаѓа до зголемена кртост како последица на лош избор на: додатен материјал, технологија на заварување, режим на заварување, термичка обработка итн. Кај аустенитниот челик можни се појави на руптури кај заварот и ЗВТ.
- **Хипотеза 5:** Термичката обработка после обложување на мартензитниот челик X10CrMoVNb9-1 со додатниот материјал легиран со никел Ni ги подобрува механичките својства на материјалот.
- **Хипотеза 6:** Правилниот избор на технологија на заварување значајно влијае на механичките и микроструктурните својства на разнородно заварените споеви, а со тоа се влијае на структурниот интегритет на компонентите кои работат на високи температури во процесната опрема.

Со цел да се исполнат поставените цели на истражувањето, ќе биде користен експериментален метод како еден од основните методи на квантитативно истражување. Оттука, ова истражување има за цел да ги опише и анализира начинот и степенот на влијание на предгреењето и термичка обработка по обложување на основниот материјал со дополнителниот материјал со зголемен процент на никел Ni, врз механичките својства, микроструктурата на заварот и векот на траење на разнороден заварен спој.

Истражувачката методологија е поделена во неколку чекори и тоа:

- **Теоретско истражување** – Направен е преглед на научна и стручна литература поврзана со примената на термичките постапки, примена на постапката обложување на мартензитниот челик како и достапни технологии на заварување меѓу мартензитниот и аустенитниот челик. Во зависност од досегашните истражувања издвоен е дел кој не е доволно истражен, а е поврзан со примената на термичките постапки врз мартензитниот челик со мала дебелина на сид и оформени се насоки кон кои ќе се движи истражувањето.
- **ПРЕЛИМИНАРНО истражување** – Врз основа на прегледот на литература би се извршил референтен прелиминарен, нулти, експеримент со цел да се добие разнороден заварен спој и би претставувал појдовна точка за истражување на термичките процеси врз механичките и микроструктурните карактеристики на заварените споеви.
- **Експериментално истражување** – Со цел докажување на хипотезите во оваа докторска дисертација, експериментот ќе биде поделен во пет дела и тоа: дизајн на експеримент и определба на експериментален простор, подготовка на мартензитен челик, ТИГ заварување на цевки од разнородните материјали X10CrMoVNb9-1 и 12X18H12T, испитување без разорување како и испитување со разорување на заварените парчиња и обработка и анализа на добиените резултати.
 1. Првиот чекор, дизајн на експериментот, се однесува на систематскиот пристап на планирање, организирање и спроведување на експерименталните истражувања. Дефинирани се двата фактори кои се независни променливи, одзивните варијабли кои се зависни променливи и се мерат и бројот на повторувања или реплики.
 2. Во вториот дел ќе биде извршена подготовка на мартензитниот челик и тоа предгреење на дел од парчињата, обложување на сите цевки со додатен материјал на база на никел, а потоа извршена термичка обработка исто на дел од парчињата.
 3. Во третиот дел ќе биде извршено ТИГ заварување на мартензитниот челик со аустенитниот нерѓосувачки челик со дефинирани параметри на заварување.
 4. Во четвртиот дел ќе биде опфатено испитување на заварените цевки и тоа испитување без разорување и механички испитувања со разорување, односно:
 - Визуелна инспекција на заварените споеви;
 - Испитување со рендгенски зраци на заварените споеви;
 - Испитување на затегнување на собна температура;
 - Испитување на затегнување на висока температура;
 - Испитување на тврдина;
 - Испитување на жилавост;
 - Металографско испитување на заварот,ЗВТ и основен материјал.

5. Во петиот дел, резултатите ќе бидат споредени и верифицирани во согласност со барањата на стандардот ISO 15614-1, со цел да се оцени усогласеноста на испитаните заварени споеви со пропишаните критериуми за квалитет. Дополнително ќе се изврши анализа и обработка на добиените резултати со користење на статистичкиот софтверски пакет Minitab, кој овозможува прецизна и ефикасна обработка на податоци добиени од контролирани експерименти. Врз основа на добиените резултати ќе се изврши споредба со претходни истражувања од оваа област на разнородно заварените споеви. Со анализа на варијансата се утврдува статистичката значајност на факторите и нивната интеракција врз одзивните варијабли додека со регресионата анализа овозможено е формирање на предвидлив математички модел кој ги опишува зависностите меѓу факторите и одзивните варијабли.

Значењето на оваа дисертација се состои во проширување на постојните знаења со цел развој на соодветни критериуми за понатамошна експлоатација на компонентите и за постапките за оцена на нивниот преостанат работен век. Во случаи кога за време на експлоатацијата како доминантен облик на оштетување се јавува микроструктурната деградација на материјалот, неопходно е длабоко разбирање на природата на овој процес, како и на промените во својствата и однесувањето на материјалот што произлегуваат од него.

Со помош на теоретските и експерименталните испитувања на температурно отпорните мартензитни челици ќе се изврши анализа на промените во нивните механички својства, процесите на деформација и акумулацијата на оштетувања кои се јавуваат за време на експлоатацијата. Деталната анализа на овие процеси ќе овозможи развој на соодветни критериуми за оценка на состојбата и преостанатиот работен век на компонентите. Овие критериуми се особено значајни во случаи кога микроструктурната деградација претставува доминантен механизам на оштетување, бидејќи таа директно влијае на промената на својствата и на долгорочната стабилност на материјалот.

Ваквата анализа ќе се поткрепи со резултатите на експерименталните испитувања за мартензитниот челик X10CrMoVNb9-1 отпорен на високи температури. Експерименталните испитувања се однесуваат на микроструктурата, механичките својства и ќе се согледаат разликите при различни комбинации на подготовка на заварените споеви.

- Ќе се направи споредба на механичките својства на заварените споеви согласно применетата методологија.
- Ќе се креираат споеви без предгреење и термичка обработка и ќе се направи проценка на механичките својства согласно избраната технологија на заварување.
- Ќе се направи анализа на тврдината во зоната под влијание на топлина на челикот X10CrMoVNb9-1 со различно подготвените примероци.
- Ќе се направи анализа на споеви без предгреење и термичка обработка за можни придобивки во однос на време и трошоци, но на сметка на долгорочни перформанси на конструкцијата.
- Ќе се дефинира методологија за заварување на разнородниот спој за добивање на задоволителна микроструктура и механички својства.
- Сеопфатната анализа ќе ја открие најсоодветната комбинација на предгреење, термичка обработка и технологија на заварување, за добивање на механички својства, микроструктурна стабилност и економичност при изработка на заварите.

- Ќе се направи јасна препорака за индустриска примена врз основа на компромисите помеѓу трошоците за производство, времето и перформансите.
- Со правилниот избор на технологијата на заварување ќе се зголемат перформансите и долготрајноста на заварениот спој.
- Истражувањето ќе допринесе кон подлабоко разбирање на микроструктурните промени, механичките својства во заварените споеви помеѓу X10CrMoVNb9-1 и аустенитен нерѓосувачки челик.
- Со одржување на структурен интегритет во високо-температурни апликации, истражувањето ќе ги подржи целите на енергетскиот сектор за минимизирање на дефекти, зголемување на ефикасноста и продолжен сервисен живот на критичните компоненти.
- Истражувањето ќе понуди препораки за изработка на завари со фокус на обезбедување на оптимални механички и микроструктурни својства за безбедно и ефикасно работење на компонентите како и зголемување на животниот век на конструкцијата.
- Потврдување или отфрлање на научно истражувачките хипотези.

Докторската дисертација е поделен во седум глави. Во **првата глава** е даден краток опис на проблемот од кој произлегува истражувачкото прашање, односно цели на истражувањето и мотивацијата за истражувањето. Дефиниран е предметот и целите на истражување и даден е осврт на главите на кој е поделена докторската дисертација.

Во **втората глава** е направен литературен преглед на научни истражувања. Преглед на досегашни истражувања за заварување на челикот X10CrMoVNb9-1 и негова примена во разнородни споеви. Споредба на методологии, користени додатни материјали и експериментални пристапи со цел идентификување на недостатоци во достапните истражувања.

Во **третата глава** се дадени теоретските основи за заварување на челикот X10CrMoVNb9-1 и важноста од примена на термичките циклуси како предгревање и термичка обработка при заварување на овој тип на челик. Обложувањето како техника која се користи при заварување на разнородни материјали за спречување од креирање на мека зона осиромашена со јаглерод од страната на материјалот со пониска содржина на хром. Дадена е класификација на челиците по заварливост и насоки за заварливост на челици отпорни на ползење.

Четвртата глава е приказ на методологијата на истражувањето. Направен е дизајн на експериментот и предложен е модел за работа, додека во **петтата глава** е направен опис на експериментот и типовите на испитувања кои ќе се спроведат.

Во **шестата глава** се анализираат резултатите кои се добиени од механичките испитувања со помош на статистички методи на испитување, описна и дедуктивна метода и направена е анализа на микроструктурата на експерименталните проби. Согласно постоечките стандарди и регулативи анализирани се механичките својства како главен показател за структурниот интегритет на заварените споеви кои работат на високи температури во процесната опрема.

Седмата глава прави приказ на добиените резултати и дава насоки за понатамошни истражувања при заварување на разнородни материјали за примена во прегревачи на пареа. Прикажани се главните согледувања од дисертацијата и нејзин придонес кон науката и индустријата.

2. Литературен преглед на претходни релевантни научни истражувања

2.1 Употреба на челикот X10CrMoVNb9-1 во високопритисни конструкции

Добрите својства при работа на високи температури и притисок на челикот X10CrMoVNb9-1 го прават еден од материјалите за употреба во термоенергетските постројки. Како модифициран мартензитен челик со 9% хром е специјално развиен да се спротивстави на ползењето при работа на материјалот на високи температури, дефект кој се појавува во електраните за производство на енергија. Развојот на овој материјал првично бил мотивиран од недостатоците на конвенционалните челици со содржина од 12%Cr, склони кон ползење при изложеност на работа на високи температури од околу 565°C, карактеристични за термоенергетските постројки.

Зголемената отпорност на ползење на челикот X10CrMoVNb9-1 игра важна улога во апликации како што се котли и разменувачи на топлина во супер критични електрани и нуклеарни постројки. Yang и останатите спровеле истражување со заклучок дека причина за дефект кај долгорочно сервисираните конструкции под притисок од челикот X10CrMoVNb9-1 е дефект кај заварените споеви, особено во зоната под влијание на топлина, кои најчесто се најслабите зони во заварените споеви [26]. Можноста да издржи континуирани термички циклуси и напрегања без да искуси предвремени дефекти се должи на добрите механички својства на челикот X10CrMoVNb9-1, а со тоа се овозможило подобрување на работниот век на критичните компоненти на електраната [27], [28], [29].

Покрај предностите заради механичките својства, употребата на челикот X10CrMoVNb9-1 придонесува за поодржливо производство на енергија. Котлите кои го користат X10CrMoVNb9-1 имаат подобра ефикасност заради неговата способност за работа при високи температури и притисок, што доведува до зголемена термичка ефикасност во електраните [30], [31]. Со подобрување на термичката ефикасност, се намалуваат вкупните емисии и потрошувачката на ресурси (гориво) во електраните, што е во согласност со глобалните цели за поеколошко одговорно производство на енергија [32].

Честата употреба на челикот X10CrMoVNb9-1 во разнородни споеви може да биде разгледана во неколку различни индустриски апликации. Првенствено во термоелектраните каде челикот е развиен за употреба во енергетски системи, вклучувајќи цевки за суперкритични генератори на пареа и турбини каде потребата за висока отпорност на ползење и замор се потребни при работа во променливи термички услови, [33], [34]. Материјалот покажува добри особини за работа при висок притисок притоа одржувајќи структурен интегритет. А потоа и во нуклеарни центри, каде X10CrMoVNb9-1 заварен со аустенитен челик или никел легура се појавува во критични компоненти како што се генераторите на пареа и реакторски садови заради одличните својства при работа во високо температурни апликации, [34], [35].

Во енергетската индустрија, заварени споеви помеѓу X10CrMoVNb9-4 и аустенитен нерѓосувачки челик, X5CrNi18-10, се доста чести. Овие споеви се употребуваат во конструкции како разменувачи на топлина и генератори на пареа. Поради различните коефициенти на термичко ширење меѓу материјалите како и несоодветно избраните параметри на заварување може да дојде до појава на заостанати напони и потенцијални дефекти во спојот [36], [37].

Истражувањето што го спровеле Awale и останатите [38] за спој на челикот X10CrMoVNb9-1 и аустенитниот нерѓосувачки челик X2CrNiMoN17-13-3 е заради зголеменото барање во индустриските апликации особено како конструктивни

материјали во нуклеарни реактори и парни генератори. Проучување на микроструктурата е важно заради појавата на хетерогеност во зоната под влијание на топлина и заварениот спој. Овие зони се причина за ломовите на овој тип на споеви за време на работниот век и заради тоа потребата за контролирање на механизмот на лом е потребен за овој тип на споеви. Трудот го нагласува ефектот од ползење кај овој разнороден спој при различни тест услови и параметри.

Друг чест спој е помеѓу X10CrMoVNb9-1 и никел легурите како INCOLOY 800HT. Bhanu и останатите укажуваат дека механичките особини на заварените разнородни споеви со користење на никел додатен материјал покажуваат значителна јакост на зголемени температури, со максимум затегачка јакост која достигнува до 650 МПа, [39], [40]. Имено добрата отпорност на оксидација го прави спојот еден од изборите за користење во високотемпературни апликации вклучувајќи ги и оние што се во нуклеарните центри.

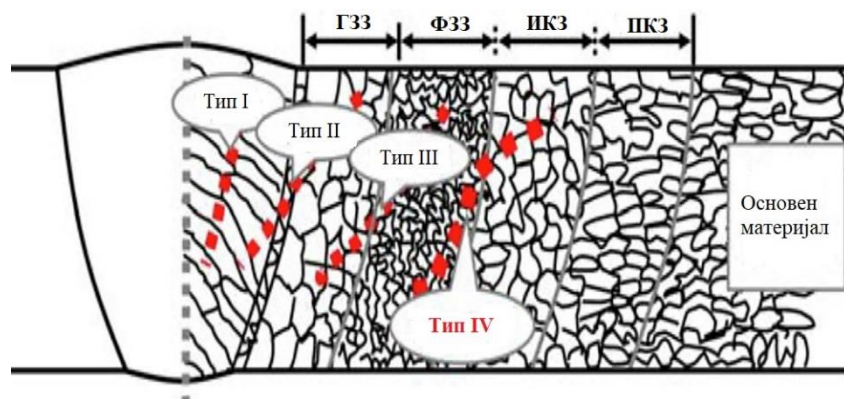
Споевите со 10CrMo9-10 помеѓу материјалите прикажува типични предизвици и проблеми во индустриските апликации. Раните дефекти кај овие споеви претежно потекнуваат од основниот материјал 10CrMo9-10, заради различната јакост помеѓу металите кои се користат во конструкциите, [41]. Затоа, употребата на челикот X10CrMoVNb9-1 во конструкции под притисок е од важно значење не само за подобрување на интегритетот на конструкцијата и работниот век на критичните компоненти, туку и за промовирање на поголема ефикасност и одржливост во производството на енергија.

2.2 Влијание на термичките процеси врз микроструктурата на X10CrMoVNb9-1 челикот

Влијанието на термичките процеси врз микроструктурата на X10CrMoVNb9-1 челикот, како челик со висока јакост и отпорност на ползење примарно користен за изработка на високо оптоварени компоненти во електраните, е критична област за истражување. За време на термичкиот циклус, микроструктурни промени кои се случуваат може дополнително да влијаат на механичките својства на челикот.

Едно од влијанијата на термичкиот процес е трансформацијата на микроструктурата поради фазни промени и таложење на карбиди. Меѓукритичната зона под влијание на топлина и финозрнестата зона под влијание на топлина се особено подложни на вакви трансформации при обемен термички циклус. Спроведените истражувања покажуваат дека меѓукритичната зона под влијание на топлина доживува повеќекратна микроструктурна трансформација, вклучувајќи делумна аустенитизација и згрутчување или разложување на честичките како M₂₃C₆ и MX кои се клучни за одржување на јакоста на легурата, [42], [43], [44]. Истражувањето на Pandey и Mahapatra покажало дека присуството на овие честички значително придонесува кај отпорноста на ползење на челикот и оттука нивниот интегритет е клучен за одржување на механичките својства за време на работа на материјалот [44].

И покрај спроведената термичка обработка кај овој челик можно е појава на пукнатина. Во однос на појавата на пукнатината во различна структурна зона во материјалот, пукнатините се рангирани по зони, прикажани на Слика 2.1. Пукнатината тип I може да биде ориентирана трансверзално и лонгитудинално и се појавува во заварениот спој. Пукнатината тип II е слична на пукнатина тип I, меѓутоа се шири и надвор од заварениот спој. Пукнатината тип III се наоѓа во грубозрнестата зона под влијание на топлина додека пукнатината тип IV која се појавува во финозрнестата зона под влијание на топлина на страната на основниот материјал.



Слика 2.1 Шематски приказ на ориентација и локација на пукнатина во заварени споеви

Термичкиот процес може да ја предизвика пукнатината позната под називот „пукнатина тип IV“, која се случува во ситнозрнестата зона под влијание на топлина заради локализирана акумулација на напони при ползење. Овој феномен според Zavaleta-Gutierrez и останатите, Abson и Rothwell е резултат на високите напони предизвикани од несовпаѓањето на коефициентите на термичкото ширење помеѓу различните материјали (како X10CrMoVNb9-1 и аустенитен дополнителен материјал во разнородните споеви), што може да предизвика микроструктурна деградација. Како последица, механичките својства, како жилавост и дуктилност, може да се влошат заради високите концентрации на напони што резултира и со микроструктурни промени [31], [45].

Термичката обработка е процес за намалување на негативните ефекти од термичкиот циклус. Помага за намалување на заостанатите напони и може да ја зголеми стабилноста на микроструктурите формирани за време на заварувањето [29], [46]. Контролираната термичка обработка може да доведе до подобрени својства на ползење во заварените споеви, ублажувајќи ги штетните ефекти што термичкиот циклус може да го наметне на материјалот, [46].

Термичкиот циклус може да резултира со редистрибуција на легирачките елементи во микроструктурата, што директно влијае на механичките својства. Овој тип на феномен на дифузија, според Šohaj и Jan и Rahim и останатите, може да влијае на локални варијации на тврдината и јакоста во заварите, што бара детална проценка за да се обезбеди сигурноста за време на експлоатација [47], [48]. Механичкото однесување е сложено поврзано со микроструктурните промени предизвикани од термичките процеси [49].

Разбирањето на влијанието на термичките процеси врз микроструктурата на челикот X10CrMoVNb9-1 е од суштинско значење за предвидување на својствата при работа на високи температури особено во критични апликации како што се електраните за производство на енергија. Користењето на стратегии како соодветна термичка обработка и проучување на микроструктурната трансформација ќе помогнат во зголемувањето на долговечноста и сигурноста на компонентите направени од челикот X10CrMoVNb9-1.

2.3 Избор на термичка обработка по заварување

Термичката обработка претставува контролирана термичка постапка која се применува по завршување на заварувањето со цел намалување на заостанатите напони, стабилизирање на микроструктурата и подобрување на механичките својства. Иако конкретните параметри зависат од материјалот, стандардот и условите на работа, неколку типови на термичка обработка најчесто се применуваат во индустријата, Табела 2-1.

1. Жарење за отстранување на заостанати напони - Ова е најраспространета термичка постапка. Целта е намалување на заостанати напони од заварувањето без значајни промени во микроструктурата, со што се подобрува стабилноста и работниот век на компонентата. Температурите зависат од материјалот (на пример, кај јаглеродни и нисколегирани челици се применуваат 550–680°C), проследено со контролирано ладење.

2. Калење и отпуштање – Целта на калењето и отпуштањето е добивање на отпуштена мартензитна структура и формирање на стабилни карбиди и нитриди. Со помош на постапките се подобрува жилавоста и се намалува тврдината во заварот и ЗВТ. Се применува кај алатни челици и високолегирани челици.

3. Нормализација и отпуштање – Предизвикува целосна фазна прекристализација и овозможува отстранување на крупнозрнестата структура. Кај конструктивните челици се применува со високо отпуштање (600-650°C) за помало кривење на материјалот и намалување на опасноста од појава на пукнатини.

4. Термичка обработка за отстранување на водород – Ниско-температурно задржување веднаш по заварувањето со цел отстранување на дифузираниот водород и намалување на ризикот од водородно крто пукање кај челиците. Најчесто се изведува локално со греачи или со пламен, особено кај дебели или високо зајакнати челици.

5. Растворно жарење– Може да се примени кај дебело аустенитни компоненти со цел растворање на карбидите и обнова на корозивната отпорност по заварувањето. Се применува кај аустенитни нерѓосувачки челици и никел легури.

Табела 2-1 Тип на термичка обработка и нејзина примена

Тип на термичка обработка	Цел	Температура	Материјал
Жарење за отстранување на заостанати напони	Намалување на заостанати напони	550–650°C / 740–780°C (Cr-Mo)	C-челик, Cr-Mo
Калење и отпуштање	Подобрување на жилавоста, намалена тврдина во ЗВТ и ЗС	650–780°C	Мартензитни челици
Нормализација и отпуштање	Ситнозрнеста структура, помало кривање на материјалот	>Ac3 + отпуштање	Конструктивни и легирани челици
Растворно жарење	Растворање на карбиди и корозивна стабилност	1000–1100°C	Нерѓосувачки челици, Ni-легури
Отстранување на водород	Спречување на пукнатини	200–350°C	Високо зајакнати челици

2.4 Предизвици при креирање на разнородни споеви на челикот X10CrMoVNb9-1

Заварување на челикот X10CrMoVNb9-1, особено во разнородни споеви со материјали како Incoloy 800HT или аустенитни нерѓосувачки челици, претставува предизвик заради металуршките и термичките различни особини меѓу материјалите. Овие несовапаѓања меѓу својствата влијаат врз интегритетот на заварените споеви во апликации за работа на високи температури типични за електраните.

Еден од најголемите предизвици е можноста за лом за време и по заварувањето, особено пукнатина позната како тип IV, која се јавува во фино-зрнестата зона под влијание на топлина од страна на мартензитниот челик, X10CrMoVNb9-1. Оваа тесна зона во зоната под влијание на топлина е позната како зона на непотполна нормализација која се одликува со многу ниска тврдина и ниска јакост на ползење. Во оваа зона пукнатината се јавува од 40 000 до 80 000 работни часа, и нејзината појава претставува доминантен фактор за откажување на мартензитниот челик, Слика 2.2, [50]. Можноста

за лом се зголемува со појава на микроструктурни промени на материјалот што се препишува на термичките циклуси при заварување, [42], [45]. Во ЗВТ се одвиваат различни термички циклуси што доведуваат до појава на нехомогена микроструктура што претставуваат основа за појава на лом. На пример, Вhапu и останатите пишуваат за микросегрегацијата која се случува за време на зацврстувањето и води до појава на фазни варијации, создавајќи наталожени дендритни структури што може да го нарушат интегритетот на заварениот спој [39], [40].



Слика 2.2 Пукнатина на цевка од прегревач на пара изработена од X10CrMoVNb9-1 како резултат на несоодветна термичка обработка, [50]

Дополнително, присуството на заостанати напони предизвикани од процесот на заварување претставува дополнителен предизвик. Високите термички градиенти за време на заварувањето доведуваат до термичко ширење и контракција, што резултира со распределба на заостанатите напони и може да влијае на јакоста и издржливоста на заварените споеви за време на експлоатација [36], [46]. Според Venkata и останатите важноста на термичката обработка по заварувањето е од суштинско значење за ублажување на заостанатите напони, иако самата термичка обработка како процес треба внимателно да се контролира за да се избегне создавање на понатамошни микроструктурни деградации [51].

Дифузијата на водород, исто така претставува критичен проблем при заварување на челикот X10CrMoVNb9-1. Потенцијалот за водородна кртост бара претходно загревање и третмани за отстранување на водород пред спроведување на термичката обработка за да се ублажи овој ризик [52]. Водородот кој е задржан во заварот може да доведе до кршливост, особено кај фино зрнестата ЗВТ која е подложна на дефект предизвикан од напони [52].

Изборот на соодветен додатен материјал е уште еден предизвик кој може да влијае на особините на разнородните споеви. Разликите во коефициентите на термичкото ширење помеѓу X10CrMoVNb9-1 и аустенитни нерѓосувачки челици може да доведе до дополнителни концентрации на напони и потенцијални ломови во заварените споеви, [36].

Како што укажуваат Venkata и останатите, обезбедувањето на микроструктурна стабилност помеѓу материјалите во заварениот спој претставува суштински предуслов за спречување формирање на непожелни кршливи фази кои можат значително негативно да влијаат на механичките својства [51].

Варирањето на бројот на премини за време на заварувањето исто така влијае на термичкиот циклус што го доживува заварот. Повеќе премини може да доведат до нееднакви стапки на ладење низ целата површина на заварот, што би влијаело на

формирање на непожелни микроструктурни карактеристики што дополнително ја комплицираат распределбата на напоните [39].

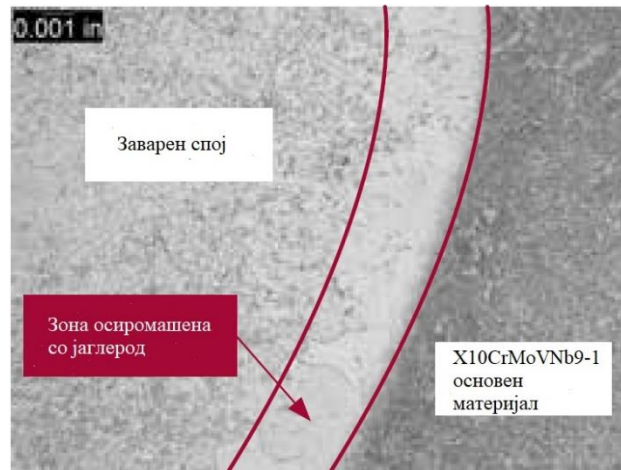
Може да се заклучи дека предизвиците при заварување на X10CrMoVNb9-1 челикот во разнородни споеви се значајни и притоа бара сеопфатно разбирање на металуршките принципи и контрола на параметрите на заварување и термичката обработка за да се обезбеди спој со задоволителен интегритет и својства.

2.5 Избор на дополнителен материјал и примена на обложен слој

Во разнородните заварени споеви, изборот на дополнителниот материјал е важен бидејќи директно влијае на својствата на заварениот спој. На пример, употребата на никел-дополнителен материјал во разнородните споеви меѓу феритните челици и аустенитните нерѓосувачки челици покажало дека влијае за појава на разнородни микроструктури и влијае на тврдината низ заварениот спој што последователно ги диктира механичките својства, [53]. Изборот на дополнителен материјал не само што влијае на микроструктурните својства исто така се поврзува со јакоста и подложноста на дефекти. Неколку студии забележуваат дека хемискиот состав на додатниот материјал значајно влијае на вредностите на тврдината и жилавоста на заварените споеви, [40], [54], што ја илустрира потребата за внимателен избор на дополнителен материјал за апликации поврзани со челикот X10CrMoVNb9-1.

Обложениот слој претставува меѓуслој од соодветен материјал кој се нанесува на површината на еден од основните материјали пред изведување на заварениот спој. Оваа техника претставува клучна технологија во изведбата на разнородните заварени споеви меѓу феритно-мартензитни челици и аустенитни нерѓосувачки челици. Главната причина за неговата употреба произлегува од потребата да се надминат значајните механички, металуршки и термички несогласувања меѓу различните материјали. Обложувањето се изведува со легури на основа на никел кои создаваат стабилен аустенитен меѓуслој кој го спречува феноменот на јаглородна миграција од феритната кон аустенитната страна, со што се елиминира појавата на „мека зона“ во феритната зона под влијание на топлина, Слика 2.3, [55]. Обложениот слој ја ублажува големата разлика во коефициентите на термичко ширење, што значително ги намалува заостанатите напони и ризикот од напонска пукнатина при експлоатација, особено при високи температури. Металуршката компатибилност, која во директните разнородни споеви е отежната поради несоодветна структура, карбидни пресипитати и δ -феритни области, е значително подобрена со создавање хомоген и стабилен преоден слој базиран на Ni-легури. Примената на обложен слој исто така води до подобра распределба на тврдината, повисока жилавост, подобра отпорност на ползење и поголема структурна стабилност, што е особено важно кај системите кои работат над 600°C. Дополнително, во индустриски услови каде не е можно или е ограничено изведувањето на термичка обработка, обложениот слој нуди практична алтернатива за постигнување контролирани микроструктурни услови уште пред изведувањето на главниот завар. Обложениот слој овозможува сигурна металуршка транзиција, ја намалува осетливоста на оштетување и ја зголемува долгорочната експлоатациона сигурност на разнородните заварени споеви.

Rathod и останатите[34] спровеле експериментално истражување на разнородно заварени споеви меѓу феритен челик 20MnMoNi55 и X2CrNi18-10 аустенитен челик со користење на дополнителен материјал NiCr20Mn3Nb (Inconel 82/182) и NiCr30Fe9Nb (Inconel 52/152) дополнителен материјал. Проценката на интегритетот на спојот и варијациите на механичките својства се согласно ASME Section – III и Section-IX. Пред заварување со аустенитниот челик е извршено обложување на феритниот челик со додатниот материјал, а потоа се спроведени механички и микроструктурни тестирања.



Слика 2.3 Зона осиромашена со јаглерод, [55]

Страната на лом е кај аустенитниот челик, додека затегачката јакост е во граница на бараната јакост според ASME Section-II. Посакуваната микроструктура, јакостите својства и микротврдина е од страната на спојот со примена на NiCr20Mn3Nb дополнителен материјал. Според анализата на резултатите, а стремење кон подобри механички својства, спојот со NiCr20Mn3Nb дополнителен материјал би бил подобар избор од NiCr30Fe9Nb за разнородни споеви во сад под притисок во нуклеарни електрани.

2.6 Досегашни научни истражувања

При заварување на челикот X10CrMoVNb9-1 разликуваме истородни споеви, изработени исклучиво од X10CrMoVNb9-1 челикот и разнородни споеви кои го вклучуваат челикот X10CrMoVNb9-1 со друг материјал. Секој тип на заварен спој претставува предизвик под влијание на основните својства на материјалите и процесот на заварување.

Во случај на истородни споеви, заварувањето е најчесто едноставно заради усогласеноста на основниот материјал. Примарните проблеми на овие споеви често се однесуваат на ЗВТ и спречување на пукање после примена на термичка обработка. Материјалот покажува одлична јакост на ползење и отпорност на корозија заради високата содржина на хром и молибден, [56]. Сепак предизвиците остануваат, особено во врска со микроструктурните промени за време на заварувањето и ефектите од термичката обработка.

Истражувањата покажуваат дека за време на заварувањето, микроструктурите во X10CrMoVNb9-1 можат да поминат низ различни фази, како на пример од аустенит до мартензит во ЗВТ, што последователно влијае на механичките својства на спојот, вклучувајќи ја жилавоста и тврдината, [43]. Доколку не се внимателно регулирани, овие транзиции можат да доведат до штетни ефекти како што се пукнатините во финозрнестата зона под влијание на топлина, што може драстично да го намали работниот век под циклично оптоварување на високи температури, [31]. Дополнително, ефективната термичка обработка е клучна за да се помогне во намалувањето на заостанатите напони и враќањето на жилавоста [29].

Разнородните споеви, како оние помеѓу X10CrMoVNb9-1 и 10CrMo9-10, или X10CrMoVNb9-1 и аустенитни нерѓосувачки челици (на пр., X5CrNi18-10), претставуваат предизвик поради спојувањето на значително различни коефициенти на термичко ширење и механички својства. Оваа разлика може да доведе до појава на значителни напони за време на заварувањето, потенцијално поттикнувајќи ширење на

пукнатини по процесот на заварување [36]. Разнородните споеви често бараат употреба на додатни материјали внимателно избрани за да одговараат на посакуваните својства на двата метали. Механичките својства постигнати во овие споеви можат значително да се разликуваат од оние при хомогено заварување, бидејќи послабиот материјал во спојот може да доминира над целокупните својства.

Својствата на микроструктурата на разнородните споеви може значително да варира низ заварот, со нагласени разлики во големината на зрното и формирање на честички, под влијание на различниот хемиски состав на основните материјали, [53]. На пример, истражувањата покажале дека заварени споеви помеѓу X10CrMoVNb9-1 и аустенитни нерѓосуваачки челици може да искушат значајна интердифузија на легирачките елементи, кои може да влијаат на интегритетот на заварот и на работниот век на конструкцијата, [36]. Потоа, термичката обработка е важен сегмент во разнородните споеви која овозможува намалување на заостанатите напони и можност од појава на пукнатина.

Иако разнородните споеви може да се доста корисни заради нивните подобрени својства кога се правилно проектирани, тие се исто така посклони кон дефекти како што се порозност и вклучоци што произлегуваат од неправилни параметри на заварување или работни услови за време на заварувањето, [36]. Поточно, познато е дека разнородните споеви откажуваат во ЗВТ или во заварот поради формирање на кршливи фази или концентрација на напони што доведува до пукнатини, [39].

Кај истородните споеви од X10CrMoVNb9-1 предност е микроструктурната усогласеност, додека кај разнородните споеви се јавуваат дополнителни предизвици што бараат прецизен избор на додатен материјал и строга контрола на заварувачкиот процес. За двата типа споеви, клучни се управувањето со термичките циклуси и соодветната термичка обработка за обезбедување на долгорочна стабилност и својства во услови на високи напрегања.

Долготрајната стабилност и склоноста кон пукнатини на X10CrMoVNb9-1 споевите, особено при услови на ползење и замор, претставуваат сериозен предизвик. Истражувањата покажуваат дека пукнатините во финозрнестата зона под влијание на топлина се влошуваат со присуство на груби талози (честички) и нестабилни карбиди, што може да ја намали дуктилноста на материјалот и следствено неговата отпорност на кршење под постојани оптоварувања, [31], [45]. Истражувањата покажуваат дека повторената термичка обработка може да влијае на однесувањето на ползење и замор со менување на микроструктурните карактеристики присутни во ЗВТ [28], [29]. На пример, истражувањата спроведени од Lok и останатите покажуваат дека временската јакост на X10CrMoVNb9-1 значително се намалува во регионите на ЗВТ поради формирање на неповолни микроструктури, [49]. Повторената термичка обработка предизвикува деградација на мартензитната структура преку рекристализација и коагулација на дисперзните честички, што резултира со намалување на јакоста на ползење и отпорноста на замор. Во зоната под влијание на топлина се јавува омекнување и развој на микроструктура која претставува критична зона за појава на ползење и пукнатини при долготрајна експлоатација.

Тековните истражувања ја нагласуваат важноста на контролирањето на процесот на заварување, изборот на соодветни додатни материјали и изведувањето на соодветна термичка обработка по заварувањето за да се обезбеди микроструктурна стабилност и механички својства на X10CrMoVNb9-1 заварите. Справувањето со овие предизвици ќе ја зголеми сигурноста и безбедноста на заварените компоненти што се користат во критични апликации.

2.7 Недостатоци во истражувањата

При преглед на литературата за заварувањето и својствата на челикот X10CrMoVNb9-1, можат да се идентификуваат неколку недостатоци и потребата од систематски компаративни студии под контролирани услови за цевки кои се со мали димензии и дебелина на сид. Подолу се дадени дискусии за овие недостатоци, заедно со релевантни референци што ги истакнуваат постојните истражувања и предлагаат области за понатамошно истражување.

1. Недостаток на систематски компаративни студии: Значаен јаз во постојната литература е недостатокот на систематски компаративни студии кои одржуваат константни услови додека ги оценуваат различните фактори што влијаат на својствата на заварените X10CrMoVNb9-1 споеви. Многу студии имаат тенденција да се фокусираат на специфични процеси на заварување, додатни материјали или техники на термичка обработка без контролирана рамка за споредба. Како резултат на тоа, станува тешко да се извлечат генерализирани заклучоци за тоа кои методи даваат најдобри микроструктурни и механички својства.

На пример, Das и останатите дискутирале за важноста на изборот на додатен материјал и нивното влијание врз механичките својства кај различни метални споеви, што ја нагласува потребата од компаративни анализи при заварување, [57]. Сепак, овој тип на систематска анализа е ограничен во контекст на челикот X10CrMoVNb9-1 и неговите својства при заварување. Потребата од ригорозни пристапи што споредуваат различни техники под идентични услови е значајна за научниците и инженерите што имаат за цел да ги оптимизираат параметрите на заварување.

2. Ограничена анализа на влијанието без термичка обработка за мали дебелини на сид и надворешен дијаметар: Друг критичен јаз лежи во ограниченото истражување на ефектите од параметрите на заварувањето без последователна примена на термичка обработка. Повеќето студии често ја земаат термичката обработка како дадена претпоставка и се фокусираат првенствено на ефектите по третманот. Сепак, истражувањата за механичките и микроструктурните својства на X10CrMoVNb9-1 заварите без термичка обработка можат да понудат вредни сознанија за клучните показатели на перформансите и механизмите на оштетување.

Bhanu и останатите ги истражувале микроструктурните карактеристики на заварените споеви X10CrMoVNb9-1, но се фокусирале главно на ефектите од термичката обработка по заварувањето [40]. Sauraw и останатите слично се фокусирале на карактеристиките по термичката обработка без да ги детализираат перформансите на споевите веднаш по заварувањето [41].

Справувањето со овие идентификувани недостатоци ќе ја подобри практичната примена на челикот X10CrMoVNb9-1 во средини со висока температура и ќе придонесе за целокупната безбедност и долговечност на заварените конструкции. Постоечката литература обезбедува солидна основа, но понатамошните истражувања со усогласени области се неопходни за добивање поубедливи сознанија за заварувањето и перформансите на челикот X10CrMoVNb9-1.

3. Увид во експериментални податоци на разнородни споеви од X10CrMoVNb9-1 и аустенитен челик во високотемпературни апликации: Значаен проблем во литературата е достапноста на експериментални податоци во врска со механичките својства и микроструктурниот интегритет на споевите во разнородните споеви меѓу X10CrMoVNb9-1 и аустенитни челици на покачени температури. Повеќето студии првенствено се фокусираат на услови на собна температура или не ги истражуваат доволно својствата на овие споеви под услови што симулираат реални оперативни средини, кои често вклучуваат високи температури [7], [58].

На пример, Klueh дискутира за примената на феритни и мартензитни челици во нуклеарни постројки, но забележува дека деталните студии за нивните перформанси во конфигурациите на заварените споеви се ограничени, [7]. Истражувањето на Akram, го нагласува однесувањето при ползење на различни заварени споеви на високи температури, но нема сеопфатни податоци што ги поврзуваат различните температурни профили со механичките исходи, [36].

4. Недоволно спроведени истражувања меѓу процесните параметри и микроструктурните трансформации: Друг критичен јаз се однесува на недоволното истражување за тоа како различните параметри на заварување влијаат врз микроструктурните трансформации за време на разнородните споеви на X10CrMoVNb9-1 со аустенитните нерѓосувачки челици.

Ефикасната контрола на овие параметри е од важно значење, бидејќи тие значително влијаат на добиените карактеристики на ЗВТ, што директно влијае на механичките својства како што се отпорноста на ползење и жилавоста, [39], [56], [57]. Недостатокот на обемни студии што ги поврзуваат специфичните параметри на процесот со микроструктурните трансформации ја ограничува можноста за прилагодување на практиките на заварување за подобрени својства на спојот.

2.8 Примена на стандардите ISO 15614-1 и ISO 12952-5 при испитување на заварени споеви

Испитувањето на заварените споеви меѓу мартензитниот челик, X10CrMoVNb9-1, и аустенитен нерѓосувачки челик претставува критичен сегмент во обезбедување на сигурноста и долготрајноста на компонентите што работат во услови на високи температури. Во таа насока, примената на стандардите ISO 15614-1 и EN 12952-5 претставуваат основа за правилна подготовка, изведба и оценка на овие разнородни заварени споеви.

Стандардот ISO 15614-1 претставува основен документ за квалификација на постапките на заварување. Тој дефинира услови за изработка на пробни споеви, видови и број на испитувања, како и критериуми за прифатливост на механичките својства: затегачка јакост, жилавост, тврдина и микроструктура. Во согласност со ISO 15614-1, материјалот X10CrMoVNb9-1 припаѓа на група 6.4 според EN ISO 15608, што подразбира дека вообичаено се бара примена на термичка обработка со цел да се постигне отпуштена мартензитна микроструктура и да се намали ризикот од крт лом.

Стандардот ISO 12952-5 ги опфаќа техничките барања за производство и испитување на котелски цевки и нивните заварени врски, при што ги дефинира условите за производство, термичка обработка и контрола на заварените споеви. Во рамките на стандардот дадени се температурни опсези и минимални времиња на задржување при термичка обработка на Cr-Mo челиците.

2.9 Општи барања за термичка обработка според RD 153-34.1-003-01

Документот RD 153-34.1-003-01 претставува централен технички пропис за заварување, термичка обработка и контрола на котелски цевки и цевководи при монтажа и поправка на енергетска опрема изработен од Министерството за енергетика на Руската Федерација. Упатството нагласува дека заварените врски од јаглородни и нисколегирани челици не смеат да бидат изложени на напрегања без претходно изведена термичка обработка поради високата чувствителност кон создавање пукнатини. Иако оваа одредба е директно насочена кон пониските класи на материјали, таа индиректно ја нагласува и

важноста на термичка обработка после заварување кај мартензитните челици, каде чувствителноста кон ладни пукнатини и структурна нестабилност е уште поизразена.

Во согласност со упатството наведена е референтна табела со номинални температури на предгревање во зависност од дебелината на материјалот. Оваа табела определува критични граници на минимална температура на предгревање со цел да се намали термичкиот градиент и брзината на ладење во зоната на заварување. Контролата на предгревањето е особено важна за мартензитните челици од типот на X10CrMoVNb9-1 за да се ограничи формирањето на тврд и крт мартензит во коренот на заварот и во зоната под влијание на топлина, што претставува потенцијален иницијатор на пукнатини.

Упатството исто така дефинира одредени технолошки барања на заварување на мартензитни и мартензитно-феритни хром челици. Барањата се однесуваат на цевки со мал дијаметар, ≤ 100 mm и дебелини до 10 mm, при што се дозволува рачно електролачно заварување, заварување во заштита на инертен гас (аргон) или комбинирани техники. За дебелини на сид до 5 mm се препорачува исклучиво заварување во заштита на аргон гас, додека за поголеми дебелини се користат комбинирани методи. Коренот задолжително се изведува со волфрамови електроди, што обезбедува стабилен лак, контрола на внесената топлина и минимизација на структурните оштетувања во коренот.

Дадени се препорачани режими за термичка обработка после заварување за различни типови на челици и дебелини на цевки. За мартензитниот челик 10X9MФБ, што би бил соодветна замена за X10CrMoVNb9-1, пропишаниот режим за термичка обработка е отпуштање на 750°C со време на задржување од 0,5 ч. за дебелина на сид во опсег од 4–6 mm. Овој процес овозможува намалување на заостанатите напони, стабилизирање на мартензитната структура и постигнување оптимална комбинација на тврдина и жилавост. Стандардот дозволува повторно изведување на термичка обработка до максимум три пати, доколку по првичната обработка тврдината ги надминува дозволените вредности.

Дефинирани се ограничувања за примена на различни методи на загревање. Загревање со електрични грејачи е дозволено за дебелини на сид ≤ 50 mm, додека загревање со гасни горилници е дозволено само за сидни дебелини ≤ 25 mm. Дополнително, се нагласува дека заварените споеви пред термичка обработка не смеат да се оптоваруваат, подигаат или транспортираат, и термичката обработка мора да се изведува исклучиво по целосно оладување на заварот. Ова има за цел минимизирање на ризикот од термички деформации и формирање на пукнатини.

Случаи кога термичката обработка не е задолжителна кај челни споеви:

- мали дебелини на сид (до 4–11 mm) изработени од јаглородни челици (15ГС, 09Г2С), хром-молибден и хром-молибден-ванадиум челици (12Х2МФСР, 12Х2МФБ), со електролачно, заварување во заштитна атмосфера на аргон или комбинирано заварување и за аустенитни челици (12Х11В2МФ, 12Х18Н12Т, 12Х18Н10Т, 10Х13Г12С2Д2).
- За јаглородни и силициум-мангански челици со дебелина до 4 mm, ако е применето електролачно заварување со предгревање над 100°C .
- За челик 22К со дебелина до 5 mm и дијаметар до 800 mm.
- За 12МХ, 15ХМ и 12Х1МФ со електроди 09Х1М, при работни температури до 510°C и дебелина до 12 mm.
- За 15ХМ, 12МХ, 12Х1МФ при гасно заварување со жици Св-08ХМ/Св-08ХМФ, доколку нема структурно прегревање.
- За комбинации на јаглородни и нисколегирани челици со нисколегирани топлоотпорни челици, при дебелина до 20 mm.

- За цевки од различни структурни класи при дијаметар >100 mm и дебелина >10 mm согласно таб. 15.1.

Упатството предвидува дека тврдината на заварениот спој и зоната под влијание на топлина по изведувањето на термичка обработка мора да биде под пропишаните максимални вредности. Доколку овие граници се надминати, се дозволува повторно изведување на термичка обработка, но максимум три пати (вклучувајќи го и почетниот циклус), што претставува меѓународно усогласена практика за контрола на заварените структури.

2.10 Општи барања според VGB-S-013-00-2024-12-EN

Документот VGB-S-013-00-2024-12-EN е технички стандард развиен од VGB PowerTech и служи како упатство за осигурување на квалитет при производство, контрола и монтажа на котли со водогрејни цевки и нивните придружни системи. Ги дефинира барањата за технички надзор, избор на материјали, подготовка и изведба на заварувањето, термичка обработка, методи на неструктивно испитување, толеранции, монтажа на лице место, како и целокупната документација потребна за следење на квалитетот. Стандардот го опфаќа целиот процес – од прием и инспекција на материјал, изработка во работилница, обработка на цевки, изведба на заварите, термичка обработка, до финална монтажа на локација и тестирање на системот.

Според стандардот VGB-S-013-00-2014, дефинирани се максималните дозволени вредности на тврдината HV10 за заварени споеви по извршена термичка обработка, со цел да се обезбеди соодветна жилавост и да се минимизира ризикот од крт лом кај термички оптоварените компоненти. За високолегираните мартензитни челици, меѓу кои спаѓа и X10CrMoVNb9-1, стандардот јасно пропишува дека тврдината во заварениот спој и во зоната под влијание на топлина не смее да ја надмине максималната граница наведена во табелата по изведената термичка обработка. Овие ограничувања служат како критериум за прифаќање на квалитетот на заварот и обезбедуваат дека микроструктурата е стабилизирана, без заостанати напони и без појава на преостаната кртост по обработката. Со тоа, лимитите на HV10 претставуваат значаен индикатор за исправноста на технологијата и за безбедна понатамошна експлоатација на компонентите.

За челикот X10CrMoVNb9-1 максимално дозволената тврдина на заварениот спој изнесува ≤ 300 HV10, во зоната под влијание на топлина тврдината мора да биде ≤ 320 HV10, додека за основниот материјал дозволениот опсег е $200\div 260$ HV10. Овие граници служат како критериуми за прифаќање на квалитетот на спојот и гарантираат дека термичката обработка успешно ја намалил кртоста, ги редуцирала заостанатите напони и обезбедила адекватна жилавост на компонентата. Со почитување на овие лимити се минимизира ризикот од појава на пукнатини и се обезбедува сигурна долгорочна работа на елементите изложени на високи температури и напрегања.

2.11 Примена на заварување без термичка обработка во индустриската пракса за X10CrMoVNb9-1

Иако меѓународните стандарди како ISO 15614-1 и EN 12952-5 строго ја нагласуваат потребата од примена на термичка обработка за челиците од група 6.4, индустриската пракса прикажува дека во одредени ситуации се применуваат техники кои се изведуваат без термичка обработка. Овие пристапи се инженерски развиени процедури дизајнирани за специфични околности, најчесто кај ремонт на компоненти во

експлоатација, каде изведбата на термичка обработка е технички, економски или безбедносно ограничена.

Меѓународните организации, како „TWI“ - институт за заварување и „EPRI“ – Истражувачки институт за електрична енергија, имаат публикувано технички трудови и препораки за заварување на X10CrMoVNb9-1 без термичка обработка. Во овие документи се опишани контролирани процедури како и методи за постепено локално отпуштање на ЗВТ. Овие техники овозможуваат стабилизација на мартензитната структура преку локално внесување на топлина и отпуштање со што се ублажуваат вредностите на тврдина и ризик од појава на пукнатини.

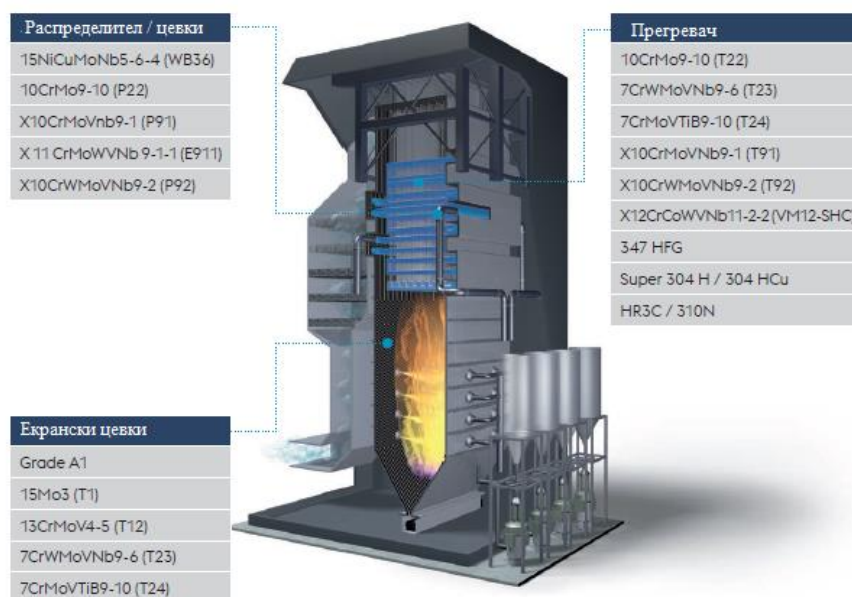
Од индустриската пракса се издвојува дека ваквите техники најчесто се применуваат при појава на локални оштетувања на мартензитниот челик, цевководи, колена и парни линии во термоелектраните.

И покрај успешната примена во индустријата, овие техники се изведуваат со посебно квалификувана процедура со проследени недеструктивни и деструктивни испитувања. Поради чувствителноста на X10CrMoVNb9-1 кон појава на груб мартензит, висока тврдина и деградација при ползење примената на заварување без термичка обработка претставува исклучок и треба да се базира на спроведени анализи на ризици и испитувања.

3. Теоретски основи

3.1 Високо температурни челици отпорни на ползење

Со појава на потребата од зголемена енергетска ефикасност во термоенергетските постројки се појавува и потребата за развој на нови материјали со подобрени својства при работа на високи температури. За реализирање на потребата за зголемена ефикасност се мисли на зголемување на параметрите на пареа, односно работа на висока температура и притисок. Новите материјали за работа на високи температури се користат за изработка на супер критични делови на котелски постројки како што се колектори и цевки за парни прегревачи (Слика 3.1). Овие материјали треба да обезбедат добра отпорност на ползење, добри огноотпорни особини, отпорност на корозија од гасна и парна страна, заварливост и продуктивност. Големiot број на истражувања резултира со развој на нови феритни челици (мартензитни и баинитни) кои може да бидат изложени на загревање и работа на температура до 620°C.



Слика 3.1 Примена на нови материјали во котелски постројки

Материјалите кои се применуваат при работни температури до 180°C се класифицираат како материјали кои работат на ниски температури и промените во механичките својства се занемарливи. Материјалите кои работат во температурен интервал од 180 - 450°C спаѓаат во интервалот на работа на зголемени температури, додека за материјали за работа на високи температури се сметаат оние што се изложени на температури над 450°C бидејќи тогаш кај челикот започнува ползењето како појава, како резултат на долготрајно делување на термичките и механичките напрегања.

Класификацијата на материјалите се заснова врз препораките дефинирани во стандардите EN ISO 2600, ISO 204:2009, како и EN 10028-2:2017. Според овие стандарди, за челични материјали изложени на температури над приближно $0.4 \cdot T_m$ (T_m , температура на топење), се јавуваат процеси на ползење кои влијаат на долготрајната јакост и стабилност на материјалот.

Во Табела 3-1 е дадена класификацијата на високотемпературните челиците. Феритните и мартензитните челици имаат просторно центрирана кубна решетка и во

железото се додава хром како еден од методите за подобрување на отпорноста на ползење на високи температури и јакоста при ползење на челиците кои се користат во електроенергетската индустрија. Додавањето на легирачки елементи како молибден, ванадиум, ниобиум и азот е за подобрување на огноотпорните особини.

Табела 3-1 Класификација на високотемпературни челици

Високотемпературни челици				
Просторно центрирана кубна решетка				Површински центрирана кубна решетка
до 400°C	до 500°C	од 500 до 600°C	од 600 до 650°C	над 700°C
Нелегиран	Легиран		Високо легиран	
Феритно-перлитни челици, ситнозрнести конструктивни челици	Мо- легирани челици	Баинитни (мартензитни) феритни челици	Мартензитни 9 до 12% хром челици	Аустенитни челици, Ni и Co-материјали
P235GH	16Mo3	13CrMo4-5	X10CrMoVNb9-1	X8CrNiNb16-13
P355NH	18MnMo4-5	10CrMo9-10	X22CrMoV12-1	X8NiCr32-20

За добивање на челици за работа на високи температури во хемискиот состав на челиците се додаваат хром, молибден, ванадиум и волфрам со што се подобруваат нивните високотемпературни својства. Бидејќи овие материјали се користат како материјали за садови под притисок, класификацијата на овие челици се врши во согласност со DIN CEN ISO/TR 15 608 (метални материјали во група за заварување), посебно материјалите од група 4,5 и 6 (Табела 3-2).

Табела 3-2 Материјали од група 4, 5 и 6 согласно CEN ISO/TR 15 608

Челици за садови под притисок – легури, отпорни на топлина до 500°C			
Група	Подгрупа	Тип на челик	Пример
4		Cr-Mo (Ni) – челици со ниска содржина на ванадиум, со $Mo \leq 0.7\%$ и $V \leq 0.1\%$	
	4.1	Челици со $Cr \leq 0.3\%$ и $Ni \leq 0.7\%$	EN 10 028-2 (16Mo3)
	4.2	Челици со $Cr \leq 0.7\%$ и $Ni \leq 1.5\%$	EN 10 222-2 (18MnMoNi5-5)
Челици за садови под притисок – легури, отпорни на топлина до 550°C			
Група	Подгрупа	Тип на челик	Пример
5		Cr-Mo челици со $C \leq 0.35\%$, без ванадиум	
	5.1	Челици со $0.75\% \leq Cr \leq 1.5\%$ и $Mo \leq 0.7\%$	EN 10 028-2 (10CrMo9-10)
	5.2	Челици со $1.5\% < Cr \leq 3.5\%$ и $0.7\% < Mo \leq 1.2\%$	без EN (12CrMo12-10)
	5.3	Челици со $3.5\% < Cr \leq 7\%$ и $0.4\% < Mo \leq 0.7\%$	EN 10 028-2 (X12CrMo5)
	5.4	Челици со $7.0\% < Cr \leq 10\%$ и $0.7\% < Mo \leq 1.2\%$	EN 10 216-2 (X11CrMo9-1)
Челици за садови под притисок – легури, отпорни на топлина до 650°C			
Група	Подгрупа	Тип на челик	Пример
6		Cr-Mo-(Ni) челици со висока содржина на ванадиум	
	6.1	Челици со $0.3\% \leq Cr \leq 0.75\%$, $Mo \leq 0.7\%$ и $V \leq 0.35\%$	EN 10 216-2 (14MoV6-3)
	6.2	Челици со $0.75\% < Cr \leq 3.5\%$, $0.7\% < Mo \leq 1.2\%$ и $V \leq 0.35\%$	EN 10 028-2 (13CrMoV9-10)
	6.3	Челици со $3.5\% < Cr \leq 7\%$, $Mo \leq 0.7\%$, $0.45\% < V \leq 0.55\%$,	без EN челик
	6.4	Челици со $7.0\% < Cr \leq 12.5\%$, $0.7\% < Mo \leq 1.2\%$ и $V \leq 0.35\%$	EN 10 028-2 (X10CrMoVNb9-1)

3.2 Употреба на X10CrMoVNb9-1 во парен котел

Прегревачите на пареа претставуваат цевководни грејни површини чија задача е прегревање на пареата во сувозаситена состојба до бараната температура. Како основни конструктивни елементи на прегревачите на пареа и колекторите се челичните цевки и токму овие елементи работат во најнеповолни услови, каде температурата на пареа достигнува максимална вредност, а паралелно на тоа и температурата на металот на грејната површина [59]. Освен изложеноста на високи температури материјалот е изложен и на продуктите на согорување при што нивната грејна површина топлински е оптоварена и најчесто работат и во услови на нерамномерно температурно поле. При експлоатација, голем број застои кај парните котли се јавуваат токму поради оштетувањата кај цевките на прегревачите на пареа за што основна причина се прегревањето и корозијата на металот на цевките. Секое подолготрајно пречекорување на дозволената температура на металот на цевките води кон скратување на векот на траење на прегревачот.

Класификацијата на термоенергетските центри според параметрите на пареата (притисок и температура) е дефинирана во меѓународните стандарди EN 12952-1:2022 и ISO 16528-1:2007 кои ги утврдуваат барањата за конструкција, материјалите и безбедносните параметри на котлите и парните системи. Според овие стандарди, термоенергетските постројки се делат на неколку категории: нискотемпературни, субкритични, суперкритични, ултра-суперкритични и напредни ултра-суперкритични системи. Критериумите за поделба соодветствуваат на вредноста на критичниот притисок на водата (22,12 МПа) и температурата на почеток на ползење кај челичните материјали (450°C). Со зголемување на параметрите на пареата се подобрува термодинамичката ефикасност, но истовремено растат барањата кон отпорноста на материјалите на високотемпературна корозија, оксидација и ползење. Изборот на материјали се врши согласно EN 10216-2, EN 10269 и EN 10028-2 и во Табела 3-3 е дадена класификација на термоенергетски центри според параметрите на пареата и применетите материјали.

Табела 3-3 Поделба на термоенергетските центри според параметрите на пареа

Тип на електрана	Притисок на пареа (МПа)	Температура (°C)	Тип на пареа	Типични материјали (челици / легури)	Ефикасност (%)
Нископритисна	< 2	< 300	Заситена	P235GH, 16Mo3	20–25
Среднопритисна	3–16	400–540	Прегреана	13CrMo4-5, 10CrMo9-10, 2¼Cr-1Mo	35–38
Суперкритична	> 22.1	540–580	Суперпрегреана	X10CrMoVNb9-1 X12CrMoWVNbN10-1-1	40–42
Ултра-суперкритична	25–30	600–620	Суперпрегреана	1.4907, 1.4828, X6CrNiNb18-12, NiCr21Fe9Nb	42–45
Напредно ултра-суперкритична	> 30	700–760	Суперпрегреана	W. Nr. 2.4663, NiCr22W14Mo, X7NiCrWCuCoNb25-23-3-3-2	45–50

Од конструктивна гледна точка во горниот дел на котелот каде се сместени прегревачот на пареа, Слика 3.2 (примарен и секундарен) пареата ја достигнува максималната температура и притисок. Околу 100 km на мали и тенки цевки се споени со завари со излезите од распределител составен од тенки мартензитни цевки. За

суперкритичните центри каде температурата достигнува до 580°C, цевките се направени од челик X10CrMoVNb9-1 и челик тип 10CrMo9-10, додека за ултра суперкритични центри кои работат до 620°C е потребно да се користат аустенитни челици заради добрата отпорност од корозија и отпорноста и оксидацијата на димни гасови.



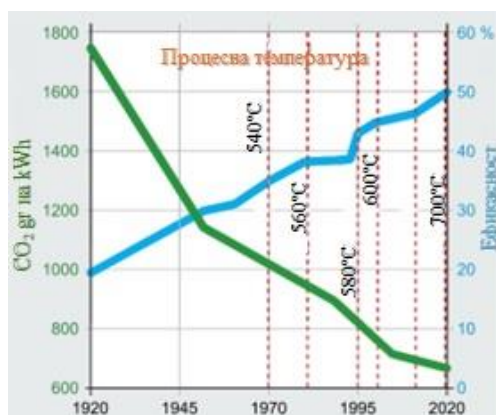
Слика 3.2 Примарен и секундарен прегревач на пареа

Во нуклеарните парни центри ги нема овие секции, но произведуваат пареа во суво заситени услови. Во некои експериментални нуклеарни центри се поставени овие прегревачи на пареа за обид да ги подобрат целокупните оперативни трошоци на централата. Распределителот на пареа (колекторот) е составен од цевки за конекција со прегревачите на пареа. Распределителите се едни од најкритичните компоненти заради високите концентрации на напони во заварените споеви. Високите параметри на пареа и температура се предуслов за зголемување на ефикасноста и редуцирање на CO₂ емисиите. Овие услови за работа ја развиле потребата за развој на материјали со високи барања кои треба да се задоволат при развој и производство.

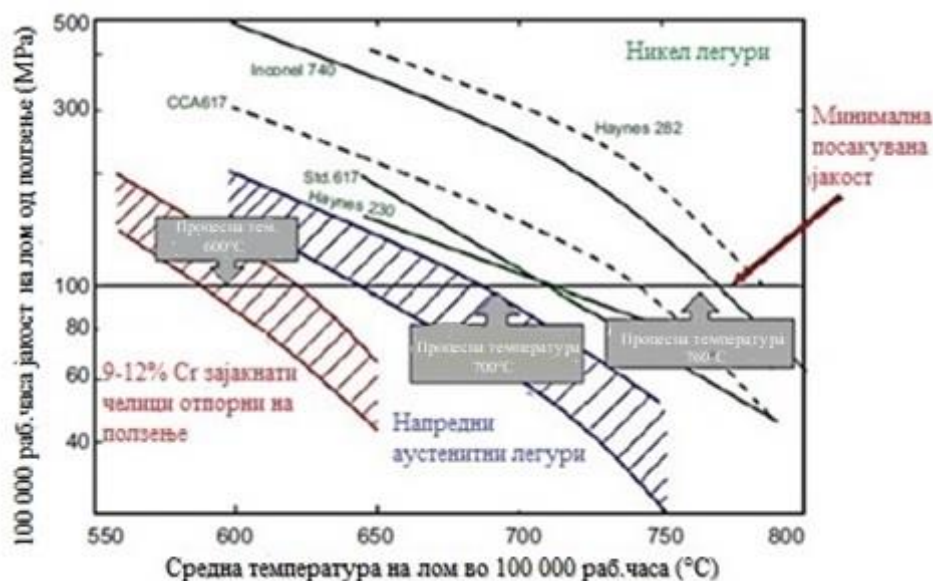
На Слика 3.3 може да се погледне подобрувањето на ефикасноста кое се должи токму на развојот на нови материјали и последователните технологии на електраните и тоа:

- Комерцијално достапниот челик X10CrMoVNb9-1 на почетокот на 1990 година со развојот на суперкритичните електрани до 580°C.
- Развој на челикот 10CrMo9-10 и X10CrMoVNb9-1 со зголемување на параметрите до 620°C [60]
- Нова генерација на никел-легури за $\geq 700^\circ\text{C}$ за напредни-ултра суперкритични електрани.

На Слика 3.4 е прикажано однесувањето при ползење на различни материјали кои веќе се употребуваат како конструктивни елементи како и на нови материјали развиени за примена во електрани со повисоки параметри на пареа.



Слика 3.3 Приказ на развојот на ефикасност и CO₂ емисиите согласно процесната температура [61]



Слика 3.4 Јакост на лом на челици и никел-легури како кандидат материјали за ултрасупер критични и напредни ултрасупер критични електрани [62]

3.3 Заварување на челикот X10CrMoVNb9-1

Структурата на подобрениот мартензитен челик X10CrMoVNb9-1 бара посебно внимание во однос на заварувањето. Подобрените CrMo челици се отпорни на ползење и прво е развиен челик со 12% на Cr кај кој содржината на јаглерод од 0,2% создава доста технолошки проблеми, особено при заварувањето. Со понатамошниот развој се остварило намалување на содржината на јаглерод и хром со помош на легирање на челикот со ниобиум. Со развојот на 9%Cr челикот е овозможен поедноставен циклус на заварување во споредба со заварување на мартензитниот челик со 12% на Cr. Ладењето е со воздух, на собна температурата (Слика 3.5) проследено со отпуштање како постапка за термичка обработка. Додека за челикот со 12%Cr температурата на меѓуладење е од 80°C до 120°C проследено со отпуштање за целосно постигнување на мартензитна структура.

Предгреењето како постапка е задолжителна за челикот X10CrMoVNb9-1 за да се спречи формирање на ладни пукнатини со намалување на брзината на ладење. Согласно стандардот EN 1011-2 [63] се дефинира минималната температура на загревање според типот на челикот, дебелината и додатниот материјал со соодветна водородна содржина.



Слика 3.5 Споредба на термички циклус помеѓу 12% и 9% на хром челици

Термичката обработка после обложување е со цел да се ослободи структурата во зоната под влијание на топлина (ЗВТ) и да се намалат напоните поради заварувањето. Со стандардот ISO/TR 14745 [64] се регулирани одредбите за термичкиот циклус на заварување и термичка обработка за челици наменети за изградба на делови под притисок за котли. Минималното време за ослободување од напоните и максималното време на жарење се ограничени заради спречување на пад на жилавоста и излучување на карбидот и зависи од типот на челикот и дебелината.

Според ISO 14745, челикот X10CrMoVNb9-1, класифициран во групата 6.4 на челици, бара строго контролирана термичка обработка за да се обезбеди стабилизација на мартензитната микроструктура и намалување на заостанатите напони. Процедурата опфаќа загревање на спојот на температура во опсег од 730 до 770 °C, при што овој интервал е критичен за иницирање на процесот на отпуштање на мартензитот и формирање на стабилни карбидни и карбонитридни преципитати (M₂₃C₆, MX). Времетраењето на држењето на температура се дефинира според дебелината на материјалот. По завршување на загревањето, ладењето мора да биде контролирано, најчесто во печка за да се избегне повторно формирање на калена структура или настанување на температурни градиенти што би воделе кон пукнатини. Почитувањето на овие чекори е неопходно за да се обезбеди заварен спој на X10CrMoVNb9-1 кој ќе ја постигне потребната жилавост, намалена тврдина во зоната под влијание на топлина, стабилна мартензитна структура и долгорочна отпорност на ползење и термички деградации во високотемпературни апликации.

Челикот X10CrMoVNb9-1 е модифициран со ванадиум, ниобиум, никел и азот и за време на мартензитната трансформација која започнува на температура M_s приближно на 400 °C освен мартензит се создаваат и карбиди M₂₃C₆ кои се депонираат по границите на зрната и служат за стабилизирање на ламеларната структура на мартензитот. Токму ова таложење на фините карбидни честички и модифицираниот хемиски состав го карактеризираат со многу висока јакост. Штетни елементи за овој челик, како што се фосфор, сулфур, олово, калај, бакар, антимон и други, сегрегираат по границите на зрната за време на топење на додатниот материјал при заварување за да се формираат соединенија со ниска точка на топење или различни видови на седиментни честички. Присуството на овие структурни фази влијае на интегритетот на границите на зрната, така што да во заварениот спој, бидејќи е многу тврд, лесно може да се формираат пукнатини. Затоа е задолжително при заварување да се користи само додатен материјал кој има исклучително ниска содржина на штетни елементи.

При спојување на мартензитниот челик со аустенитен нерѓосувачки челик (12X18H12T) прво се обложува мартензитниот челик со неколку слоеви на база на никел и се подложува на термичка обработка, а потоа се прави финален спој со нерѓосувачкиот материјал, повторно со употреба на додатен материјал на база на никел. По спојување на двата материјали веќе не се применува термичка обработка. Додатниот материјал на база на никел ја избегнува миграцијата на јаглородот бидејќи јаглородот не дифузира лесно во додатни материјали на база на никел.

Сепак се јавуваат предвремени дефекти кај овие споеви и како најчеста причина за дефект е пукање по должината на линијата на спојување на заварот помеѓу мартензитниот челик и металот на додатниот материјал со никел основа. Пукнатините се поврзани со ползење со што дефектите се забележуваат долж линијата на спојување пред врвот на пукнатината на работни температури од 534°C и поголеми. Мартензитниот челик е подложен на оштетување во финозрнестата зона под влијание на топлина, кај цевки од разнороден заварен спој на работни температури од 566°C. Тоа е оштетување од ползење на линијата на спојување и во фино-зрнестата зоната под влијание на топлина на мартензитниот челик.

Во досегашните процедури, разнородните споеви меѓу X10CrMoVNb9-1 и нерѓосувачки челик се изведуваат со употреба на додатен материјал на база на никел, користејќи параметри на заварување усогласени за челикот X10CrMoVNb9-1. Во параметрите на заварување спаѓа предгревање, изведување на неколку премини на завар и дополнителна термичка обработка на заварот. Употребата на додатен материјал на база на никел го избегнува проблемот со миграција на јаглеродот во разнородните заварени споеви, бидејќи јаглеродот не дифузира лесно во додатните материјали на база на никел. Пред спојот со аустенитен нерѓосувачки челик, страната на челикот X10CrMoVNb9-1 се обложува со додатниот материјал и се подложува на термичка обработка со цел спречување на лом на спојот.

3.4 Механизми на ползење

Ползењето е сложен процес бидејќи различни микроструктурни групи на челици активираат различни механизми на деформација при високи температури, Слика 3.6. Подолу е дадена систематизирана споредбена анализа согласно класификацијата на вискотемпературни челици од Табела 3-1. Кај феритно-перлитните челици до околу 400°C доминира дислокационото ползење, додека Мо-легираните феритни челици покажуваат комбинација од дислокационо ползење и ограничено лизгање по граници на зрна. Кај баинитните и мартензитните феритни челици (500÷600°C) доминира дислокационо ползење контролирано од стабилноста на карбидните честички. Кај високолегираните 9–12% Cr мартензитни челици, како P91, при 600÷650°C ползењето се контролира од дислокационо движење, грубење на $M_{23}C_6$ и MX честичките и појава на микропразнини на границите. На температури над 700°C кај аустенитните челици се активираат механизмите на дифузно ползење, Набаро-Херинг и Кobleов, како и изразено лизгање по граници на зрна со голема концентрација на локални напони, што претставува главен механизам на оштетување во овие материјали.



Слика 3.6 Механизми на ползење при високи температури

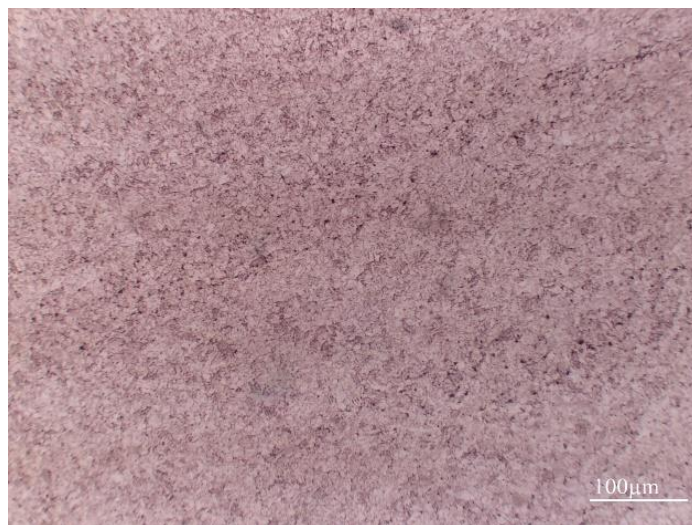
4. Методологија на истражувањето

4.1 Материјали кои се предмет на истражување

4.1.1 Мартензитен челик X10CrMoVNb9-1

Еден од материјалите кои се предмет на истражување е 9% Cr и 1% Mo челикот со мартензитна основа и ознака X10CrMoVNb9-1 согласно EN 10027-1 [9] и бројчан симбол 1.4903 согласно EN10027-2 [65]. Ознаката на феритно-мартензитниот челик согласно американскиот стандард ASTM A213/A213M [66] е P91.

Челикот претставува легура на хром-молибден која се одликува со мало термичко ширење, добра отпорност на корозија и одлична отпорност на ползење [10]. Хромот во легурата ја зголемува отпорноста при зголемени температури како и отпорноста кон оксидација, додека молибденот служи за да ја зголеми еластичноста и поголема отпорност кон ползење при зголемени температури. Овој челик постигнува толку висока јакост на ползење благодарение на легирањето и термичката обработка, по што почетната состојба треба да биде структура на отпуштен мартензит со одвоени фини честички од карбиди и карбонитриди, Слика 4.1. Бројот, големината и дистрибуцијата на фазата на карбид/карбонитрид директно влијае на јачината на ползење, хомогената дистрибуција и се постигнува поголема жилавост и стабилност при покачени температури. Покрај мартензитот се појавуваат и карбиди $M_{23}C_6$ кои се депонирани на границите на зрната и служат за стабилизирање на ламеларната структура на мартензитот.

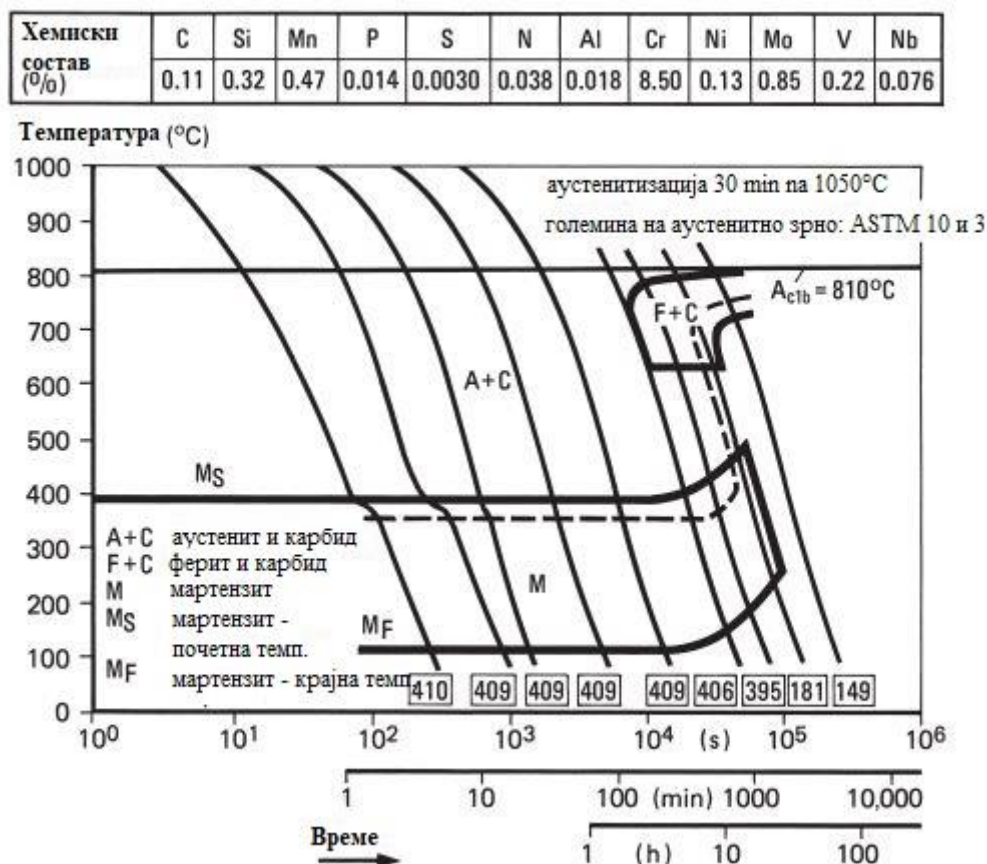


Слика 4.1 Микроструктура на отпуштен мартензит (x100)

Челикот X10CrMoVNb9-1 е добиен со модифицирање на 9%Cr мартензитен челик со додавање на ванадиум и ниобиум, при што е добиен челик со подобрена отпорност на ползење. Количината на додадени елементи, ниобиум (Nb) и ванадиум (V) овозможува формирање на субмикронски MX тип на карбонитриди ($M=Nb, V$; $X=C, N$) со големина на честичките помала од $0,1 \mu m$, а нивното присуство значително ја подобрува отпорноста на ползење на челикот.

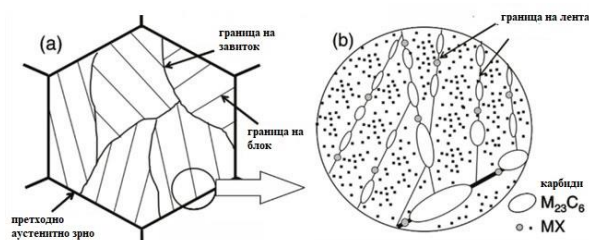
Температурата на почеток на формирање на мартензитот (M_s) е околу $400^\circ C$, додека температурата на завршување (M_f) е околу $200^\circ C$. На Слика 4.2 е прикажан дијаграмот за континуирано ладење (CCT) за челикот X10CrMoVNb9-1. Калената микроструктура се состои од фини првични аустенитни зрна кои содржат ламеларна

отпуштена мартензитна структура со висока густина на дислокации која е стабилизрана со $M_{23}C_6$ карбиди и MX (Nb, V) карбо-нитриди.



Слика 4.2 Дијаграм за континуирано ладење (CCT) за челикот X10CrMoVNb9-1 [67]

На Слика 4.3 е прикажана илустрација на челикот X10CrMoVNb9-1 по нормализирање и отпуштање [68]. Прикажана е отпуштена мартензитна структура, каде што $M_{23}C_6$ карбидите (M се богати со хром) се присутни во форма на ленти, блокови по границите на првичните аустенитни зрна. Карбонитридите (MX) се распоредени во матрицата, во рамките на лентите и по границите. Коегзистенцијата на подзрната во форма на ленти и блокови и фините наталожени фази се одговорни за високата јакост на челикот X10CrMoVNb9-1 при ползење.



Слика 4.3 Илустрирана отпуштена мартензитна структура на челикот X10CrMoVNb9-1

За да се добие мартензитна структура, хемискиот состав е избалансиран според формулацијата модифицирана врз основа рамнотежата на Хром-Никел (*Chromium-Nickel Balance (CNB)*), каде што содржината на елементите е изразена во тежински проценти, [69]:

$$CNB = Cr + 6Si + 4Mo + 1.5W + 11V + 5Nb + 9Ti + 12Al - 40C - 30N - 4Ni - 2Mn - 1Cu \quad 4-1$$

Во Табела 4-1 е прикажан хемискиот состав на феритни челици со висока јакост каде припаѓа и мартензитниот челик X10CrMoVNb9-1. Главни легирачки елементи се хром, молибден, ванадиум и ниобиум, а од останатите легирачки елементи кои се содржани во легурата се силициум, манган, никел и во многу мали количини азот, алуминиум, фосфор и сулфур.

Табела 4-1 Хемиски состав на феритни челици со висока јакост [50]

Ознака на челик	Високолегирани феритни челици – мартензитна основа												
	Застапеност на хемиски елементи %												
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	N	B	Al	Ti
X10CrMoVNb9-1	0.08 - 0.12	0.30 - 0.60	0.20-0.5	8.00 - 9.50	<0.4 0	0.85 - 1.05	-	0.18 - 0.25	0.08 - 0.10	0.03-0.07	-	<0.04	-
P92	0.07 - 0.13	0.30 - 0.60	<0.5 0	8.50 - 9.50	<0.4 0	0.30 - 0.60	1.50 - 2.00	0.15 - 0.25	0.04 - 0.09	0.03-0.07	10-60ppm	<0.04	-
E911	0.10 - 0.13	0.30 - 0.60	0.10-0.30	8.50 - 9.50	<0.4 0	0.90 - 1.10	0.90 - 1.10	0.15 - 0.25	0.06 - 0.10	0.05-0.08	-		-
P122	0.07 - 0.14	0.30 - 0.70	<0.5 0	10.0 - 12.5	<0.5 0	0.25 - 0.60	1.50 - 2.50	0.15 - 0.30	0.04 - 0.10	0.04-0.10	<0.005	<0.04	-
Нисколегирани феритни челици – феритна основа													
T23	0.04 - 0.10	0.10 - 0.60	<0.5 0	1.9-2.6	-	0.05 - 0.30	1.45 - 1.75	0.20 - 0.30	0.02 - 0.08	<0.30	5-60ppm	<0.03	-
T24	0.05 - 0.10	0.30 - 0.70	0.15-0.45	2.2-2.6	-	0.90 - 1.10	-	0.20 0.30	-	<0.012	15-70ppm	<0.02	0.05 - 0.10

*препорачаната содржина на сулфур за сите челици е помала од 0,010% и фосфор помала од 0,020;

* препорачаната содржина на бакар за челиците P122 е од 0,30-1,70%, додека за другите челици не е наведена;

Испитувањето на хемискиот состав на челикот X10CrMoVNb9-1 е од важно значење за неговата класифиција и оценка на својствата особено при примена во работна средина со високи температури и притисок и истиот е дефиниран согласно стандардот EN 10302 челици отпорни на ползење, никел и кобалт легури, Табела 4-2 [70]. Челикот припаѓа на групата на мартензитни челици, легиран со главните легирачки елементи хром, молибден, ванадиум и ниобиум, со цел да се постигне висока јакост, отпорност на ползење и термичка стабилност. Анализата на хемискиот состав е изведена со спектрометриски методи при што се добиени вредности за јаглерод и легирачките елементи. Добиените резултати се прикажани во Табела 4-2.

Табела 4-2 Хемиски состав на челик X10CrMoVNb9-1 согласно EN 10302 [70] и испитан хемиски состав

Назив	C	Si	Mn	P max.	S max.	N	Al	Cr	Mo	Nb	Ni	Ti	V	W	Fe
% од масата															
X10CrMoVNb9-1	0.08 - 0.12	≤ 0.5	0.30-0.60	0.025	0.015	0.030 - 0.070	≤0.03 0	8.0-9.5	0.85-1.05	0.060-0.10	≤0.40	-	0.18-0.25	-	Bal.
X10CrMoVNb9-1 испитан	0.12	0.31	0.408	0.015	0.0089	0.035	0.0078	8.39	0.891	0.063	0.0377	-	0.219	-	Bal.

Во продолжение се презентирани и дискутирани ефектите на легирачките елементи врз развојот на микроструктурата и врз механичките својства на мартензитниот челик:

Хром (Cr) - Елемент кој е производител на карбиди, ја зголемува издржливоста на топлина, отпорноста на компримиран водород и отпорноста на зголемени температури. Овозможува стврднување на челикот и ја намалува температурата на почетокот на формирањето на мартензит. Влијанието на хромот е особено значајно за температури над 500°C.

Молибден (Mo) - Елемент кој најчесто се легира со други легирачки елементи и со кој значително се зголемува стврднувањето на челикот и спречува појава на кршливост на висока температура. Ја зголемува жилавоста на високи температури, а во присуство на хромот се зголемува отпорноста на челикот при корозија. Заедно со хромот е еден од најважните легирачки елементи во челикот X10CrMoVNb9-1.

Ванадиум (V) – го дели примарното аустенитно зрно како силен дејствувач за формирање на карбид и нитрид. Се додава заедно со ниобиум за стабилизирање на киселински отпорни челици.

Ниобиум (Nb) – формира стабилни MX карбиди и карбонитриди кои ја зајакнуваат мартензитната структура и ја зголемува отпорноста на ползење на високи температури.

Силициум (Si) – елемент кој е силен деоксидатор, ја зголемува жилавоста и отпорноста на абеење. Ја зголемува високотемпературната отпорност.

Манган (Mn) – елемент кој е деоксидатор и го стабилизира аустенит кој во голема мера го зголемува стврднувањето на челикот.

Механичките својства се од особено значење на секој материјал за неговата примена особено во услови на високи температури и оптоварувања, како што се енергетските постројки и котли. Овој челик е познат по својата цврстина и добра жилавост што се должи на неговиот подобрен хемиски состав и термичката обработка. За оценка на животниот век од клучно значење се механичките својства како затегачка јакост, граница на развлекување, издолжување и ударна жилавост. Отпорноста на ползење и тврдината се критични параметри особено при долготрајна експлоатација на високи температури. Механичките својства на челикот X10CrMoVNb9-1 дефинирани со стандардот EN 10302 [70] се дадени во Табела 4-3 и Табела 4-4 .

Табела 4-3 Механички својства на челикот X10CrMoVNb9-1 согласно EN 10302 [70]

Назив	Број	Термичка обработка	Граница на развлекување $R_{p0.2}$ [MPa] min.	Затегачка јакост R_m [MPa]	Издолжување A%	Жилавост KV [J] 20°C
X10CrMoVNb9-1	1.4903	+QT	450	620÷850	20	27÷40

Табела 4-4 Граница на развлекување при различни работни температури согласно EN 10302 [70]

Назив	Број	$R_{p0.2}$, MPa, при °C							
		20	100	200	300	400	500	550	600
X10CrMoVNb9-1	1.4903	450	410	380	360	340	300	270	215

Поради своите добри механички својства овој материјал се користи во котелските постројки со што ја намалува вкупната тежина на котлите бидејќи со него се намалува дебелината на сидовите при ист режим на работа во однос на другите слични челици.

4.1.2 Аустенитен челик 12X18H12T

Аустенитниот челик 12X18H12T припаѓа на групата титаниум-стабилни нерѓосувачки челици од хром-никел аустенитен тип и овој челик има добра корозивна отпорност и заварливост. Термичката спроводливост е мала, а коефициентот на линеарно

ширење е многу голем што го прави склон кон формирање на деформации при заварување. Поради значителните разлики во хемискиот состав и металографската структура на двата материјали, како и големите разлики во физичките својства, лесно може да се појават дефекти во заварените споеви. Во Табела 4-5 е даден хемискиот состав на челикот согласно стандардот ГОСТ 5632-72 [71]. Анализата на хемискиот состав е изведена со спектрометриски методи при што се добиени вредности за јаглерод и легирачките елементи. Добиените резултати се прикажани во Табела 4-5.

Табела 4-5 Хемиски состав на челикот 12X18H12T согласно ГОСТ 5632-72 [71] и испитан хемиски состав

Назив	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	W	Ti	Fe
12X18H12T	max. 0.12	max. 2.00	max. 0.80	max. 0.035	max. 0.020	17.00 ÷ 19.00	11.00 ÷ 13.00	max. 0.30	max. 0.20	5xC ÷ 0.70	Bal.
испитан	0.114	1.19	0.536	0.03	0.0089	18.83	12.93	0.282	0.0878	0.635	Bal.

Механичките особини на челикот 12X18H12T се дадени во Табела 4-6.

Табела 4-6 Механички својства на челикот 12X18H12T

Назив	Граница на развлекување $R_{p0.2}$ [MPa]	Затегачка јакост R_m [MPa]	Издолжување A%
12X18H12T	216÷294	539÷686	35



Слика 4.4 Микроструктура на стабилизирани нерѓосувачки челик (x100)

На Слика 4.4 е прикажана микроструктура на основниот материјал 12X18H12T, стабилизирани аустенитен челик со покрупна структура која има голема дуктилност, висока јакост, но помала од X10CrMoVNb9-1 и одлична отпорност на ползење. Заради присуството на никел и хром во содржината на легурата има стабилна аустенитна структура и на собна температура.

4.2 Избор на дополнителен материјал

Разнородните заварени споеви меѓу челикот X10CrMoVNb9-1 и нерѓосувачки аустенитен челик се изведени со употреба на додатен материјал за заварување на база на никел, согласно EN ISO 18274 [72] со назив NiCr20Mn3Nb или согласно комерцијалната

ознака на производителот Bohler, Thermanit Nicro 82, при што параметрите за заварување се прилагодени на челикот X10CrMoVNb9-1. Употребата на метали базирани на никел како додатен материјал го избегнува проблемот со миграција на јаглеродот во разнородниот заварен спој, бидејќи јаглеродот не дифузира лесно во додатните материјали базирани на никел. Хемискиот состав на дополнителниот материјал е даден во Табела 4-7. Техничките податоци согласно производителот се дадени во Прилог 1.

Табела 4-7 Хемиски состав на избраниот дополнителен материјал, Thermanit Nicro 82

C	Mn	Si	Cr	Ni	Nb	Fe
0.02	3.00	0.1	20.00	>67.00	2.50	<2

4.3 Прелиминарен експеримент

Во рамки на овој прелиминарен експеримент се испитува заварливоста и микроструктурните карактеристики на разнороден заварен метален спој меѓу мартензитен челик X10CrMoVNb9-1 и аустенитен нерѓосувачки челик 12X18H12T. Целта беше да се утврди технолошка изводливост на изработка на спојот, да се утврдат оптималните параметри, да се идентификуваат потенцијални дефекти и да се анализира микроструктурата на заварениот примерок. Во рамките на ова истражување и согласно прелиминарниот експеримент потребно е да се оцени ефектот од предгревање и термичка обработка врз микроструктурата и механичките својства на разнородниот заварен спој. Со оглед на различните термички и механички својства на двата материјали, се очекуваат предизвици поврзани со термички напрегања и формирање на кршливи интерметални фази. За заварување се користи ТИГ процес, поради неговата прецизност и стабилност, со никел-базиран додатен материјал, NiCr20Mn3Nb, кој овозможува подобра компатибилност помеѓу основните материјали. Овој експеримент претставува почетен чекор во насока на потврдување на изводливоста на избраната постапка, ТИГ заварување и соодветноста на применетите услови како и проверка на хипотезите дефинирани во рамките на истражувањето.

За изведба на експериментот беа употребени како основни материјали со димензии $\varnothing 32$ mm мартензитниот челик со дебелина на сид од 5,5mm и аустенитен челик, 12X18H12T, со дебелина на сид од 5 mm. Како додатен материјал беше избран никел-базиран додатен материјал, NiCr20Mn3Nb, поради неговата висока содржина на никел и соодветност за изработка на споеви помеѓу феритни и аустенитни челици. Заварувањето беше изведено со ТИГ процес со употреба на аргон како заштитен гас и DCEN поларитет со струја од 100 A, напон од 10 V, брзина на заварување од 2 mm/s и проток на аргон од 12 L/min, Слика 4.5. По завршување на заварувањето, пробите беа подложни на визуелна инспекција и металографска анализа со оптички микроскоп.

За време на изведбата на прелиминарниот експеримент беа добиени проби со забележани дефекти во текот на заварувањето на разнородните метали, Слика 4.6, што укажува на потреба од понатамошна оптимизација на параметрите на заварување.

По оптимизација на параметрите на заварување, беа изработени дополнителни проби кај кои не беа забележани дефекти во зоната на заварување. Од добиените резултати е забележан спој без појава на макрупукнатини, со преодна зона која покажува микроструктурна стабилност и прифатливи механички својства согласно препораките за заварување на челикот X10CrMoVNb9-1. Критериумите за успешност на прелиминарниот експеримент се однесуваат на отсуство на значајни пукнатини во спојот.

Овој експеримент служи како основа за понатамошна оптимизација на параметрите и дискусија околу употребата на термичка обработка на разнородниот спој

со цел намалување на можност од формирање на кршливи фази и заостанати напони поради различното термичко ширење на материјалите. Во зависност од добиените резултати ќе се предложат чекори за понатамошни испитувања на спојот со цел одредување на неговиот интегритет.



Слика 4.5 Процес на изработка на прелиминарен експеримент



Слика 4.6 Неуспешни проби

Од прелиминарниот експеримент и добиените резултати направен е план за експерименталното истражување со две нивоа на услови за секој фактор во однос на подготовката на челикот X10CrMoVNb9-1, Табела 4-8:

Табела 4-8 Дефинирање на фактори

Фактори	Ниво 1	Ниво 2
Предгревање	20°C	250°C
Термичка обработка	20°C	760°C

Експерименталниот дизајн е структуриран како факторски план со четири комбинации на услови, дефинирани според присуството или отсуството на предгревање и термичка обработка:

1. без предгревање и без термичка обработка
2. со предгревање и без термичка обработка

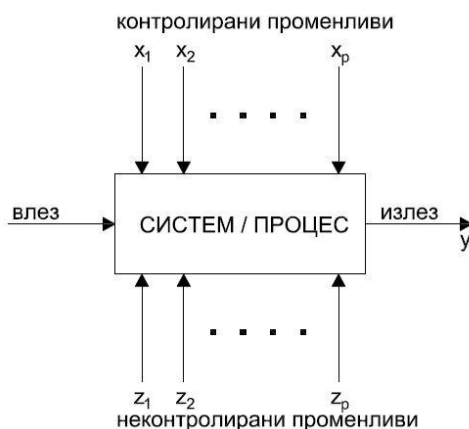
3. без предгреене и со термичка обработка
4. со предгреене и со термичка обработка

За секоја комбинација се изработени примероци врз кои се спроведени испитувања на механичките својства како и детални металографски анализи за оценка на микроструктурата.

4.4 Дизајн на експериментот

Користењето на методи на оптимално планирање на експериментите овозможува користење на математички методи за време на фазата на подготовка и спроведување на експериментот и потоа обработка на резултатите од спроведените експериментални испитувања.

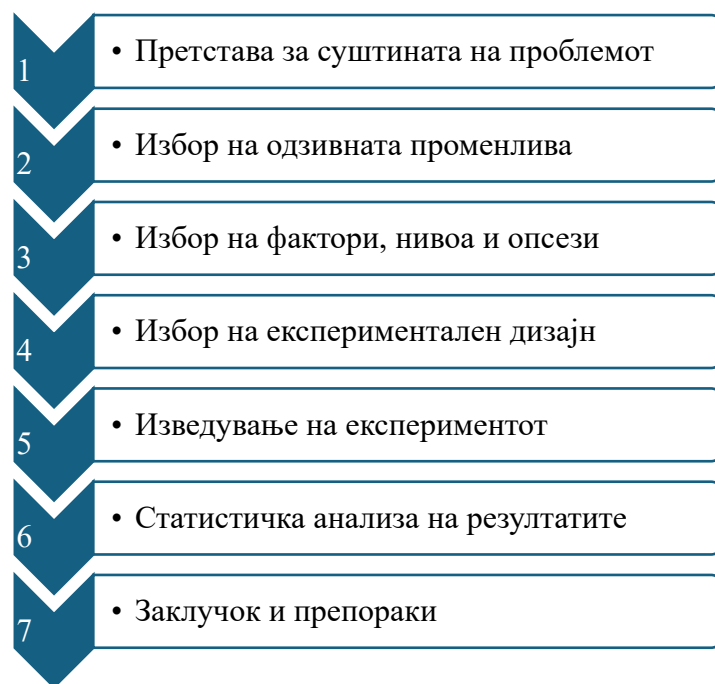
Набљудувањето на некој систем кога е во функција е важен дел од процесот на стекнување на знаења и како тие системи функционираат. За да се сфати што се случува ако се променат некои влезни фактори не е доволно само да се набљудува туку потребно е и да се менуваат факторите. За да се разбере релацијата: причина-последица на еден систем, потребно е да се менуваат влезните параметри во системот и да се набљудуваат промените на излезот од системот кои што овие променливи ги предизвикуваат. На Слика 4.7 е прикажан основниот генерален модел за систем или процес преку кој може да се проучуваат перформансите на тој систем или процес.



Слика 4.7 Основен генерален модел на систем или процес

Секој експеримент вклучува повеќе фактори, дел се контролирани, а дел неконтролирани фактори. Цел на експериментот е да го утврди влијанието што го имаат факторите врз одзивот на системот. Општиот пристап кон планирањето и изведувањето на експериментот се нарекува стратегија на експериментирањето.

За успешно да се примени статистички пристап кон дизајнирање и анализа на експериментот потребно е да се има јасна слика што треба да се проучува, кои податоци се собираат и како податоците ќе се анализираат. На Слика 4.8 е даден преглед на процедурата за дизајнирање на експериментот.



Слика 4.8 Дизајн на експеримент

4.4.1 Претстава за суштината на проблемот

Разликите меѓу овие два материјали се заради разликите во механичките, физичките и металуршките особини на материјалите. Подолу се дадени различните коефициенти на термичкото ширење за двата материјали. Оваа разлика може да води кон појава на заостанати напони, за време на заварувањето, а особено кога спојот работи на променливо оптоварување и високи работни температури. Можност за појава на пукнатини во заварот како и зоната под влијание на топлина особено во високотемпературни апликации како што се прегревачите на пареа.

Коефициенти на термичко ширење:

- X10CrMoVNb9-1: $10,5-11,5 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ во температурен опсег од $20-600^{\circ}\text{C}$
- 12X18H12T: $16-17 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ во температурен опсег од $20-600^{\circ}\text{C}$

За време на заварувањето може да настане формирање на кршливи меѓуметални соединенија. Мешањето на легирачките елементи, Cr, Ni, во зоната на спојување може да доведе до формирање на кршливи фази како што е сигма (σ) фазата или интерметалите. Овие кршливи фази ги намалуваат механичките својства, ја намалуваат еластичноста и жилавоста во заварениот спој.

На високи температури, јаглородот мигрира од мартензитниот челик во аустенитниот челик, заради афинитетот на јаглородот кон материјал со поголема содржина на Cr, притоа формирајќи тврди, кршливи карбиди во близина на линијата на спојување и создавајќи зона сиромашна со јаглород кај мартензитниот челик. Ова резултира со креирање на слаба ЗВТ на мартензитниот челик и кршлив заварен спој, која води кон предвремен лом на заварот.

Топењето на додатниот материјал со основните материјали за време на заварувањето може да резултира со нехомогеност во составот. Ова може да влијае на отпорноста на корозија и на механичките својства на спојот особено која е изложен на високи температури и агресивни средини.

Меѓу двата челици постојат микроструктурни разлики, односно X10CrMoVNb9-1 челикот има феритно-мартензитна структура, а 12X18H12T има аустенитна структура. Различната структура доведува до металуршка некомпатибилност во линијата на спојување. Овие разлики се одговорни за намалената јакост на ползење, пукнатина од напонска корозија и дефекти предизвикани од замор за време на експлоатација.

Нерѓосувачкиот аустенитен челик, има подобра отпорност на корозија и оксидација за разлика од мартензитниот челик. Ова значи дека мартензитниот челик може да почне да кородира пред аустенитниот челик при што ќе доведе до локализиран дефект во заварот. Мартензитниот челик е подложен на термичка обработка за стабилизирање на микроструктурата и редуцирање на заостанатите напони. Аустенитниот челик не се подложува на термичка обработка заради формирање на сигма железото при високи температури или појава на пукнатини.

Надминувањето на овие предизвици ќе побара внимателно избран додатен материјал, оптимизирање на технологијата на заварување и користење на техниката на обложување на мартензитниот челик со додатен материјал на база на никел со цел спречување на миграцијата на јаглеродот и надминување на разликата во термичките коефициенти на ширење. Истражувањето на механичките особини на разнородно заварените споеви ќе се фокусира на овие критични области.

4.4.2 Избор на одзивната варијабла

Изборот на одзивната варијабла треба да дава корисни информации за системот кој се проучува. Од критична важност е да се дефинираат одзивите кои ќе бидат предмет на интерес и како ќе бидат мерени пред да се изведе експериментот. При дизајнирање на експеримент за истражување на разнороден заварен спој помеѓу мартензитен и нерѓосувачки челик одзивната варијабла треба да ги одразува механичките и металуршките карактеристики на заварот. Овие варијабли треба да се користат за да се даде анализа на квалитетот и перформансите на разнородниот спој.

Во однос на механичките особини за анализа на јакоста и дуктилноста на заварениот спој анализирани се граница на развлекување и затегачка јакост на собна температура, тврдина, жилавост и граница на развлекување при високи температури. Микроструктурната анализа овозможува разбирање на металуршката компатибилност, анализа на структурата и микроструктурните трансформации, дистрибуција на фазите, формирање на карбиди и анализа на миграцијата на карбидите низ линијата на спојување. Со помош на макроструктурата се анализираат дефекти како порозност, пукнатини, неметални вклучоци или дефект при спојување на материјалите.

4.4.3 Избор на фактори, нивоа и опсег

Фактори се променливите кои може да влијаат на излезот, односно перформансите на системот или процесот. Тоа се факторите кои варираат во системот и се избрани за проучување во експериментот. Факторите кои се избрани за анализа во дизајн на експериментот се предгреење и термичка обработка врз мартензитниот челик. Изборот на факторите, нивните нивоа и опсег согласно процедурите на заварување на мартензитниот челик и прелиминарниот експеримент се прикажани во Табела 4-9.

Табела 4-9 Избор на фактори

Фактори	Нивоа	Опсег
Предгреење	без предгреење (-), со предгреење (+)	20°C и 250°C
Термичка обработка	Без термичка обработка (-), со термичка обработка (+)	20°C и 760°C

4.4.4 Избор на експериментален дизајн (простор)

Експерименталните комбинации зависат од бројот и нивото на избраните фактори кои се избрани да се проучуваат во експериментот. Како фактори во претходната подточка се избрани предгревање и термичка обработка со две нивоа при кои се изработени примероците. Ова води кон $2^2 = 4$ експериментални комбинации кои се предмет на разгледување во докторската дисертација и се прикажани во Табела 4-10:

Табела 4-10 Избор на експериментален дизајн (простор)

Експериментални комбинации	Предгревање	Термичка обработка
Проба 1	-	-
Проба 2	+	-
Проба 3	-	+
Проба 4	+	+

Во изборот на дизајн припаѓа и изборот на прелиминарен емпириски модел за толкување на резултатите. Моделот претставува квантитативна поврзаност помеѓу одзивот и избраните дизајн фактори. Во многу примери се зема полиномен модел од понизок ред, моделот од прв ред со две варијабли е:

$$y = \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \epsilon \quad 4-2$$

каде:

y – одзив

x_i – фактори

β_i – непознат параметар кој е одреден од податоците на експериментот

ϵ – експериментална грешка на системот

На моделот од прв ред вообичаено е да се додаде екстензија, односно додавање на интерактивен член:

$$y = \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \beta_{12} x_1 x_2 + \epsilon \quad 4-3$$

$x_1 x_2$ – интеракција на двата фактори

β_0 – константен коефициент на моделот

β_1 – коефициент на фактор 1

β_2 – коефициент на фактор 2

β_{12} – интеракција на коефициентите на фактор 1 и фактор 2

$$\begin{aligned} \beta_{12} &= -1[x_1 x_2 = -1x(+1) = +1x(-1)] \\ \beta_{12} &= +1[x_1 x_2 = -1x(-1) = +1x(+1)] \end{aligned} \quad 4-4$$

каде што $x_1 x_2$ ја претставува интеракцијата на два фактори. Целите на експериментот се тие што влијаат на изборот на дизајн.

4.4.5 Изведување на експеримент

При изведба на експериментот од важно значење е изведувањето на процесот со цел успешно изведување на самиот експеримент. Грешките во оваа фаза може да резултираат со неуспешен експеримент.

Препорачливо е пред да се изведе експериментот да се направи пробно изведување со што може да се добијат корисни информации за конзистентноста на

експерименталниот материјал, поставеноста на варијаблите, груба идеја за експериментална грешка и шанса да се извежба целата експериментална процедура.

За време на изведувањето на експерименталните проби беше забележан случај на неуспешно заварување на пробите, што резултираше со неможност за изведување на експерименталните испитувања. Оваа грешка беше предизвикана поради неправилна поставеност на пробите, отстапување од предвидените параметри на процесот како и несоодветното следење на условите за заварување. Овој настан ја нагласи важноста од континуирано набљудување на заварувачкиот процес и редовна проверка на усогласеноста со зададените параметри за да се обезбеди конзистентност и валидност на резултатите. Грешките од овој тип не само што го нарушуваат продолжувањето на експериментот, туку доведоа до дополнителни трошоци за повторување на постапката на спојување на материјалите, потрошувачка на опрема и загуба на време.

4.4.6 Статистичка анализа на податоците

Статистичките методи овозможуваат анализа на експерименталните податоци и формулирање на објективни заклучоци. За еден експеримент е доста корисно да се презентираат резултатите како емпириски модел, односно во вид на равенка изведена од податоците која ја изразува поврзаноста меѓу одзивот и важните дизајн фактори. Статистичките методи не потврдуваат дали некој фактор има одредено влијание, тие само претставуваат водич за доверливоста и валидноста на резултатите.

Статистичката анализа на податоци е поделена во два чекори. Првиот чекор претставува методолошки пристап каде е вклучено организирање на податоци, односно подготвување на табела за секое експериментално испитување со соодветниот број на извршените примероци и добиените одговори. Потоа е извршена ANOVA анализа и креиран е регресионен модел за одредување на значајноста на факторите и нивните интеракции. Вториот чекор, односно, интерпретација на резултати, е всушност одредување дали факторите, предгреење и термичка обработка влијаат на механичките својства на заварените споеви. Доколку се значајни факторите одредено е како ефектот од едниот фактор зависи од другиот. Со помош на регресиониот модел може да се направи предвидување на оптималните услови за добивање на посакуваните својства.

4.4.7 Заклучоци и препораки

Последниот чекор при дизајн на експериментот се однесува на изведени заклучоци во однос на добиените резултати и во однос на тие заклучоци треба да се препорача соодветна акција за процесот. Графичките методи се тие што се користат за презентирање на резултатите. Изведувањето на експеримент е важен чекор во процесот на учење, каде се прават провизорни хипотези за системот, изведуваме експерименти за да се испитаат хипотезите и врз база на резултатите се прават нови хипотези. Успешниот експеримент бара познавање на важни фактори, опсезите низ кои овие фактори ќе варираат, соодветен број на нивоа кои ќе се користат и правилни единици за мерење на варијаблите.

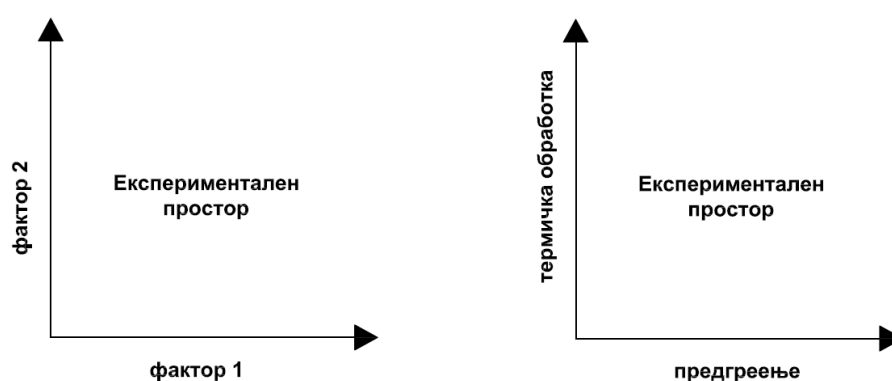
4.5 Двофакторен план на експериментот

Сефакторен план е важен метод за одредување на ефектот на повеќе варијабли врз одзивот. Р.А. Фишер покажа дека има многу предности ако се врши комбинирано проучување на повеќе влезни варијабли во ист фактор експеримент. Фактор планот го смалува бројот на проби што треба да се извршат со проучување на влијанието на повеќе

фактори истовремено. Тој може да се употреби за да се најдат главните ефекти и од интеракцијата меѓу факторите. Тоа е корисен метод за планирање на експерименти во лабораториски и индустриски услови. Фактор планот врши тестирање на сите можни комбинации на влијателни фактори врз процесот/системот.

4.5.1 Експериментален простор

За избраните два фактори при дизајн на експериментот потребно е да се креира експериментален простор на двете варијабли од процесот, предгреење и термичка обработка. Експерименталниот простор е графички прикажан на Слика 4.9 кој е прикажан како површина со две димензии. Експерименталниот простор се состои од точки на површината фактор 1 x фактор 2 во кој секоја точка претставува експериментална проба.



Слика 4.9 Приказ на експериментален простор

4.5.2 Домен на факторите

Вредноста која му се доделува на секој фактор за време на изработка на експерименталната проба се нарекува ниво. Кога се проучува влијанието на даден фактор се ограничуваат неговите вредности меѓу два лимити. Експериментаторот е тој кој ги дефинира овие два лимити со тоа што долниот лимит се нарекува долно ниво додека горниот лимит е наречен горно ниво.

За фактор 1, предгреење, долно ниво е 20°C, а горно ниво е 250°C. За фактор 2, термичка обработка, долно ниво е 20°C, а горно ниво е 760°C, Табела 4-11. Долното ниво се означува со -1, а горното ниво се означува со +1. Множеството на вредности меѓу долното и горното ниво, кои фактори може да ги има, се вика домен на варирање на факторот, односно домен на факторот.

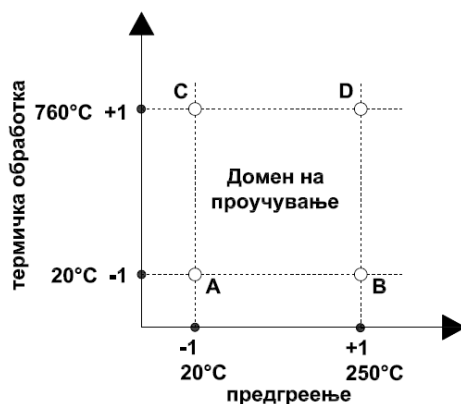
Табела 4-11 Фактори и опсег на проучување

Фактор	Долно ниво (-)	Горно ниво (+)
Предгреење	20°C	250°C
Термичка обработка	20°C	760°C

4.5.3 Домен на проучување

Доменот на проучување е дефиниран од горните и долните нивоа на избраните фактори и истиот е прикажан на Слика 4.10. Доменот на проучување е изработен согласно доменот на варирање на факторите. Една експериментална проба може да биде

преставена во координатниот систем со една точка, наречена експериментална точка. Експерименталните точки/проби за овој експеримент може да се подредат табеларно користејќи ги инженерските единици и оваа табела е наречена експериментална табела, Табела 4-12.



Слика 4.10 Домен на проучување помеѓу избраните два фактори

Табела 4-12 Експериментална табела

Експериментална точка/проба	Фактор 1 Предгревање	Фактор 2 Термичка обработка
Експериментална точка А	20°C	20°C
Експериментална точка В	250°C	20°C
Експериментална точка С	20°C	760°C
Експериментална точка D	250°C	760°C

Кога табелата е прикажана со кодирани единици се нарекува план на експериментот или експериментална матрица, Табела 4-13. Првата колона од експерименталната матрица се користи за да се покажат називите на пробите. Во втората колона се наоѓа првиот фактор со наведените експериментални нивоа во форма на код. Во третата колона се сите код нивоа на вториот фактор. Последните два реда на дното од табелата го покажуваат значењето на -1 и +1 нивоата за секој фактор.

Табела 4-13 Експериментална матрица

Експериментална точка/проба	Фактор 1 Предгревање	Фактор 2 Термичка обработка
Експериментална точка А	-1	-1
Експериментална точка В	+1	-1
Експериментална точка С	-1	+1
Експериментална точка D	+1	+1
-1 ниво	20°C	20°C
+1 ниво	250°C	760°C

4.6 Методи за собирање на податоци

При користење на двофакторен дизајн на експеримент, методите кои се користат за собирање на податоци се следните:

1. Испитување на механички својства (испитување на затегнување на собна температура, испитување на затегнување на висока температура, тврдина, жилавост)
2. Микроструктурна оптичка анализа на заварените споеви

3. Статистички методи за обработка на податоци
 - a. Анализа на варијанта (ANOVA) – утврдување на статистичката значајност на факторите и нивната интеракција
 - b. Регресиона анализа – предвидување на односот меѓу факторите и резултатите.
 - c. Графички методи – графици каде визуелно е прикажан ефектот на факторите, нивната интеракција врз одзивната варијабла.

4.6.1 Рандомизација на опитите

Рандомизација е основата врз која се одвива примената на статистичките методи во експерименталниот дизајн. Рандомизацијата значи случајно одредување на местото каде што се наоѓа експерименталниот материјал и на редоследот по кој се вршат индивидуалните тестови на експериментот. Редоследот на пробите е прикажан во Табела 4-4-14.

Табела 4-4-14 Редослед на извршување на експерименталните проби

Редослед	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Проби	1(A)	1(A)	2(B)	2(B)	3(C)	3(C)	4(D)	4(D)	1(A)	2(B)	3(C)	4(D)

Постојат вкупно четири серии на експериментални проби и за секоја серија се извршени по две испитувања, затоа во вториот ред секоја комбинација на пробите се јавува по два пати, односно има две реплики за секоја проба. Паралелните проби или реплики се предвидуваат за проценка на репродуктивноста на експериментот и за извршување на статистичката проценка.

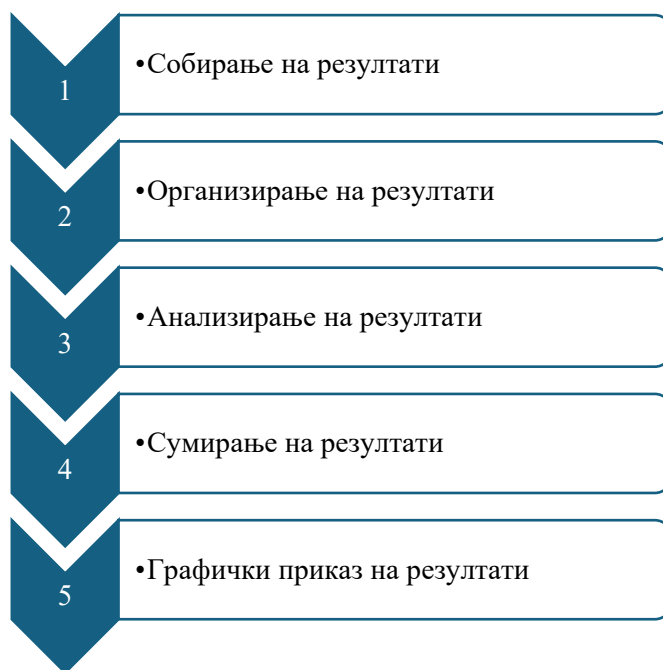
4.7 Статистички методи за обработка на податоци

4.7.1 Описна статистика

Првиот чекор во описната статистика, Слика 4.11 преставува всушност собирање на резултати од извршените експериментални мерења кои потоа во вториот чекор се организираат во табели, поделени во групи или категории за полесна нивна обработка. Третиот чекор или анализа на резултатите направено е испитување на резултатите преку статистички методи за идентификација на трендови и врски. Во четвртиот чекор преку статистичките показатели како што се средна вредност, стандардна девијација и распон на резултатите се идентификуваат трендовите и варијациите во механичките својства. Овој пристап треба да овозможи подобро разбирање на ефектите од факторите врз механичките својства на заварените споеви. Последен или петти чекор е графички приказ на резултатите каде преку графикони и дијаграми се прикажани резултатите од испитувањата.

4.7.2 Дедуктивна статистика

Дедуктивната статистика на експерименталните проби и добиените резултати вклучува донесување на заклучоци и предвидувања врз основа на добиените резултати. Текот на анализа на резултатите е прикажан на Слика 4.12.



Слика 4.11 Чекори на описна статистика



Слика 4.12 Чекори на дедуктивна статистика

Првиот чекор од дедуктивната статистика се состои од пишување на хипотезите за научното истражување, а потоа креирање на дизајн на експериментот и спроведување на тестирањата. Хипотезите за истражувањето се веќе дефинирани во глава 1. Дизајн на експериментот е дефиниран во глава 4 со дефинирање на факторите и нивните нивоа и дефинирање на излезните променливи. Во дизајн на експериментот дефинирани се и бројот на примероци и нивните реплики.

Во вториот чекор, тестирање на хипотези, направен е соодветен избор на тестирања за одредување на влијанието на факторите врз механичките својства на заварените споеви. Фишеровиот сеопфатен експериментален план со повеќе нивоа е

методологија која овозможува детално истражување на влијанието на повеќе од еден фактор, при што секој фактор може да има повеќе нивоа. Со помош на оваа методологија се анализира влијанието на секој од факторите поединечно како и интеракциите меѓу нив. По анализата на факторите, се врши регресиона анализа и наоѓање на регресионен модел кој во математичка форма ќе ја објасни завиноста на излезот од вредноста на факторите.

Во третиот чекор, разгледување на релации, се прави анализа на интеракциите меѓу факторите како и проценка на степенот на објаснета варијација преку коефициентот на детерминација R^2 , со што се оценува квалитетот на моделот и неговата предиктивна способност.

Во четвртиот чекор, правење на предвидувања, резултатите се интерпретираат во контекст на истражувањето, со проценка дали се статистички и практично значајни. Дополнително, се идентификуваат комбинациите на фактори кои може да се применат во практични услови.

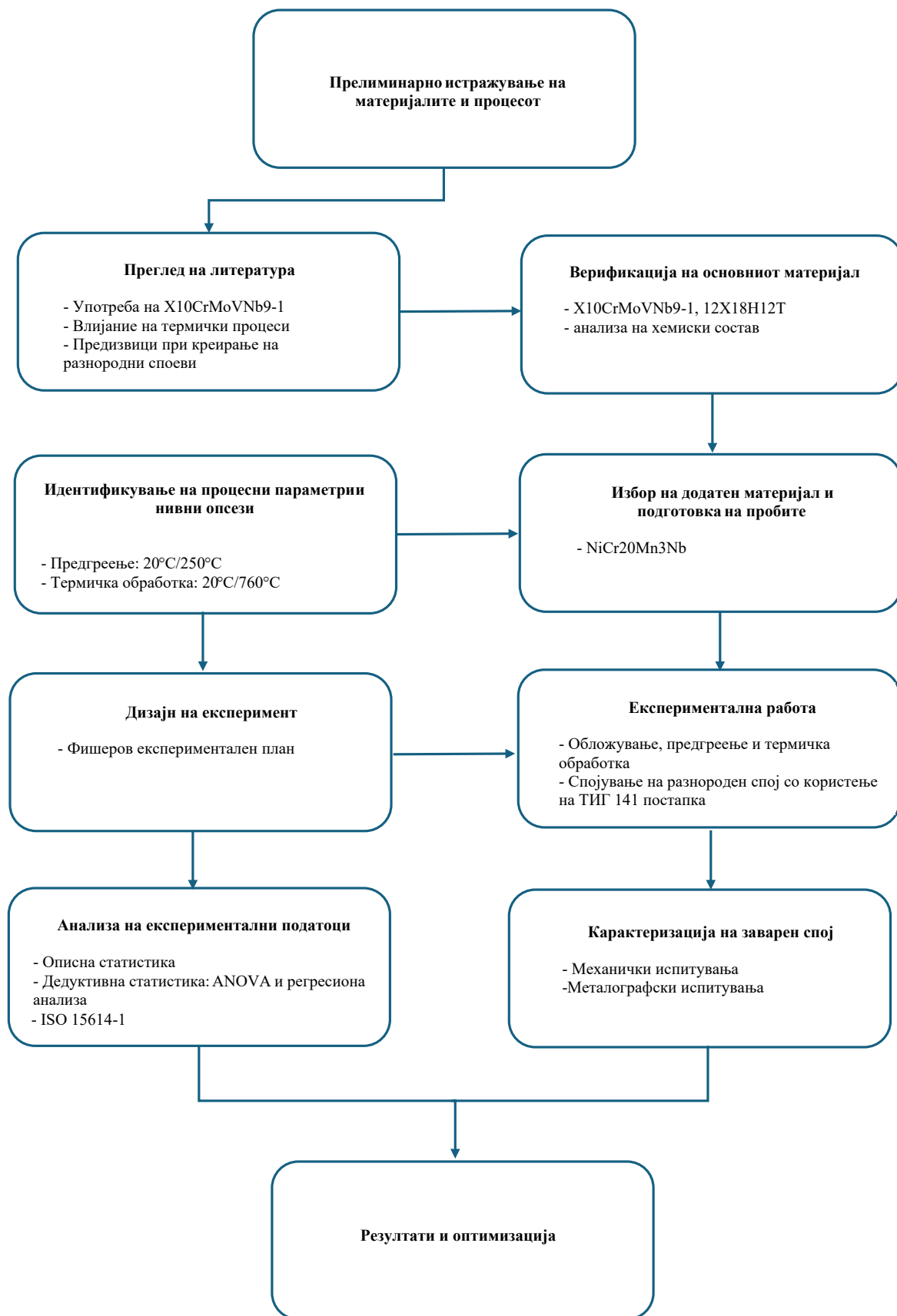
4.8 Предложен модел за работа

За реализација на поставените цели - проценка на механички својства на заварот, анализа на микроструктурни својства на заварените споеви, оптимизација на технологијата на заварување и развој на препораки за примена во индустријата - изработен е концептуален модел за работа кој шематски е прикажан на Слика 4.13. Моделот обезбедува систематско спроведување на истражувањето и овозможува јасна визуелизација на процесот, како и полесна интерпретација и поврзување на добиените резултати.

Истражувањето започнува со преглед на достапна литература за челикот X10CrMoVNb9-1, влијанието на термичките процеси врз неговата микроструктура и својства како и предизвиците при заварување на разнородни споеви. Овој преглед обезбедува основа за формулирање на истражувачките цели и дефинирање на критичните параметри. При верификација на основниот материјал се извршува идентификација и проверка на основните материјали X10CrMoVNb9-1 и 12X18H12T преку анализа на хемискиот состав. Ова овозможува потврда на нивната усогласеност со предвидените стандарди и ја обезбедува основата за понатамошно експериментално работење. Преку идентификување на процесните параметри и нивни опсези се дефинираат клучните променливи на процесот: предгреење (20 °C и 250 °C) и термичка обработка (20 °C и 760 °C). Овие параметри се основа за формирање на експерименталниот план. Избран е додатен материјал на база на никел, NiCr20Mn3Nb, кој обезбедува стабилност на разнородниот заварен спој и ја минимизира дифузијата на јаглерод.

Пробите се подготвуваат во согласност со дефинираните услови. Експерименталниот план е структуриран како факторски дизајн според Фишевиот експериментален принцип. На овој начин се овозможува систематско испитување на влијанието на поединечните фактори и нивните интеракции. Во делот на експерименталната работа се изведуваат сите практични постапки, како обложување на челикот X10CrMoVNb9-1, предгреење, термичка обработка и изработка на заварените споеви со примена на ТИГ 141 постапка. Подготвените примероци се подложуваат на механички испитувања и металографски анализи со цел да се оцени микроструктурата и нејзината врска со добиените својства. Собраните резултати се анализираат со описна статистика, а потоа и со дедуктивни статистички методи, вклучително ANOVA и регресиона анализа. На овој начин се добива објективна проценка на значајноста на факторите и нивните интеракции. Конечната фаза, резултати и оптимизација, опфаќа

синтеза и интерпретација на резултатите со цел дефинирање на оптимални услови за изведба на разнородни заварени споеви. Дополнително, се формулираат препораки за практична примена во индустриски услови.

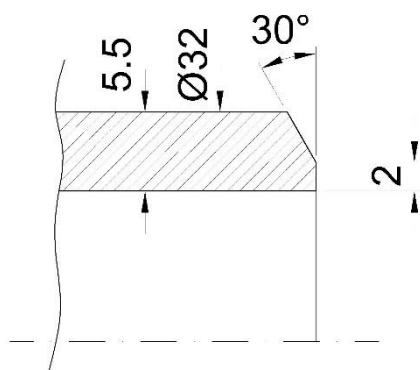


Слика 4.13 Предложен модел за работа

5. Експериментален дел

5.1.Опис на експериментот

Во рамките на истражувањето е изведено заварување на два разнородни материјали, мартензитен челик X10CrMoVNb9-1 и аустенитен нерѓосувачки челик 12X18H12T со примена на ТИГ 141 постапка и употреба на никел-базиран додатен материјал, NiCr20Mn3Nb, комерцијално познат како Thermanit Nicro 82. Пред започнување на процесот на заварување, работните површини на сите проби беа темелно прочистени, а материјалот беше подготвен со V-подготовка за обезбедување соодветни услови за изведба на спојот.



Слика 5.1 Подготовка на основните материјали

Заварените spojeви се изведени според избраната истражувачка методологија и нивоата на главните фактори:

- проби изведени без предгревање и без термичка обработка на X10CrMoVNb9-1
- проби изведени со предгревање и без термичка обработка на X10CrMoVNb9-1
- проби изведени без предгревање и со термичка обработка на X10CrMoVNb9-1
- проби изведени со предгревање и со термичка обработка на X10CrMoVNb9-1

На Слика 5.2 е прикажано обложувањето на мартензитниот челик со додатниот материјал NiCr20Mn3Nb. Должината на обложениот слој после машинската обработка е околу 5mm со цел избегнување на појавата на миграција на јаглерод и варијациите на тврдина во зоната под влијание на топлина.

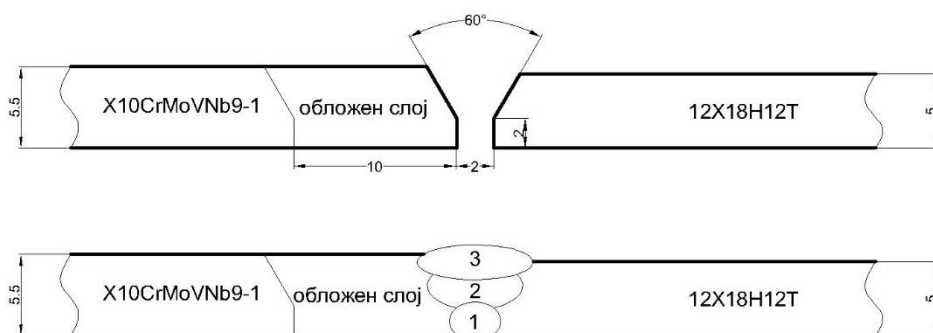


Слика 5.2 Обложување на мартензитен челик

Термичката обработка е спроведена во согласност со препорачаните постапки за заварување на мартензитниот челик X10CrMoVNb9-1 и соодветниот термичкиот циклус, при температура од 760°C со задржување од 2 часа. По достигнувањето на целната температура, пробите се одржани на истата температура од 2 часа, по што е применето контролирано ладење. Ладењето е реализирано со постепено намалување на температурата во печка со стапка од приближно 150° на час се до достигнување на 400°, а понатаму примероците се ладени на воздух. Фотографии од спроведената постапка се дадени на Слика 5.3.



Слика 5.3 Термичка обработка на проби



Слика 5.4 Подготовка на цевките за заварување

На Слика 5.4 е прикажана подготовката на цевките за заварување. Извршено е обработка на површината со цел материјалот да има подобри наварувачки карактеристики и добивање на квалитетен заварен спој. Заварени се 12 експериментални проби со цел испитување на механичките својства при различни услови за предгреење и термичка обработка.

За заварување на челиците се користи ТИГ 141 постапка [73], која е изведена при параметри од 90А и 10V, а како апарат за заварување е користен Seborga AC-DC 2540/T, Слика 5.5.



Слика 5.5 Заварување на пробите

По заварување со аустенитниот нерѓосувачки челик не е применета дополнителна термичка обработка. Параметрите на заварување се дадени во следната Табела 5-1.

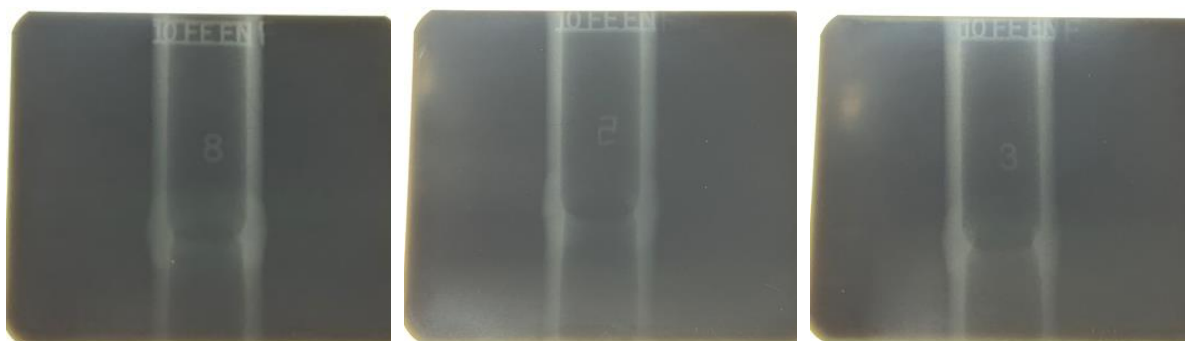
Табела 5-1 Параметри на заварување на разнородниот спој

Параметри на заварување	Корен 1	Премин 2 и 3
Електрода	NiCr20Mn3Nb (ø2.4mm)	NiCr20Mn3Nb (ø2.4mm)
Струја	80-100 A	80-100 A
Напон	10-14 V	10-14 V
Брзина на заварување	100-150 mm/min	100-150 mm/min
Проток на заштитен гас	8-12 l/min	8-12 l/min

5.2 Недеструктивно испитување на заварените споеви

Прашањето на квалитетот на заварениот спој и сигурноста на конструкцијата е посебно нагласено кај деловите кои се произведуваат со заварување и термичка обработка бидејќи и најсовремените технолошки постапки не обезбедуваат добивање на делови без грешки. Токму тие грешки предизвикуваат намалување на јакоста, интегритетот на конструкцијата и можност за лом. Поради тоа се применуваат испитувањата без разорување. Главна цел на испитувањата без разорување е откривањето на грешки или дефекти во материјалите и конструкциите кои се произведуваат.

Заварените проби прво се прегледани визуелно, а потоа врз нив е применета радиографска контрола за да се утврди квалитетот на заварениот спој на сите проби. Радиографското испитување е направено во ЈУГ – Институтот за заварување согласно стандардот EN ISO 10675-1, [74]. На Слика 5.6 се прикажани дел од радиограмите.



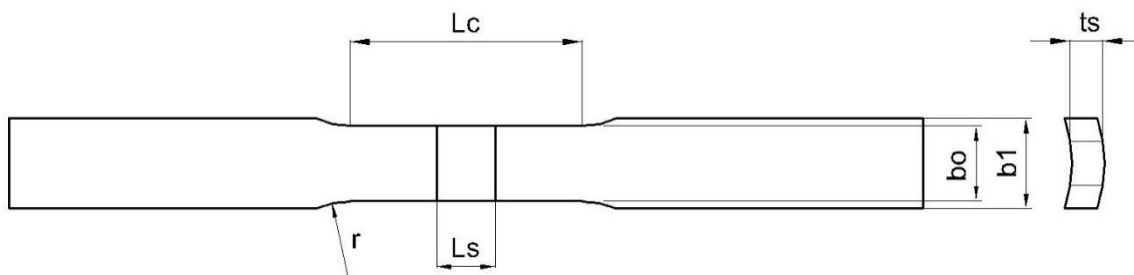
Слика 5.6 Дел од радиограмите на заварените споеви

5.3 Механичко испитување на заварените цевки

5.3.1 Испитување на затегнување на собна температура

Испитувањето на затегнување е најприменуваното механичко испитување кое ни дава основните механички карактеристики на материјалите: особини на јакост и особини на деформирање [75]. Испитувањето се изведува со константна брзина на оптоварување на стандардни епрувети со цилиндричен или друг призматичен облик или на технички епрувети каде нема посебна обработка на мерната должина. Со испитувањето се одредуваат затегачката јакост, граница на развлекување, модулот на еластичност, издолжување и стеснување на епруветата.

За испитување на метални материјали со завар димензиите на епруветата се согласно стандардот за испитување на метални материјали со завар EN ISO 4136:2022 [76]. Димензиите за изработка на епрувета од цевка се дадени на Слика 5.7, додека процесот на изработка на епрувети е даден на Слика 5.8.



Ознака		Симбол	Димензии
Вкупна должина		L_t	Да одговара на одредена машина за тестирање
Широчина на главите		b_1	$b_0 + 12$
Широчина на паралелната должина	Плоча	b_0	12 за $t_s \leq 2$ 25 за $t_s \geq 2$
	цевка	b_0	6 за $D \leq 50$ 12 за $50 < D \leq 168.3$ 25 за $D > 168.3$
Паралелна должина ^{a b}		L_c	$\geq L_s + 60$
Радиус кај главите		r	≥ 25
* димензии во милиметри			

Слика 5.7 Изработка на епрувети согласно ISO 4136:2022 [77]

Испитувањето на механички особини на затегнување на собна температура е извршено во лабораторија за испитување на материјали во РЖ Техничка Контрола АД Скопје, со хидраулична машина на кинење, тип Instron 600LX, прикажано на Слика 5.9. Испитувањата се изведуваа со брзина на тестирање од 10 mm/min се до сила од 300N, по достигнување на сила од 300N брзината на тестирање е 15 mm/min се до појава на пукнатина, Слика 5.10.



Слика 5.8 Изработка на спрувети од заварените проби



Слика 5.9 Аксијална машина за испитување на затегнување Instron 600LX



Слика 5.10 Епрувети и лом на епрувети при испитување на затегнување

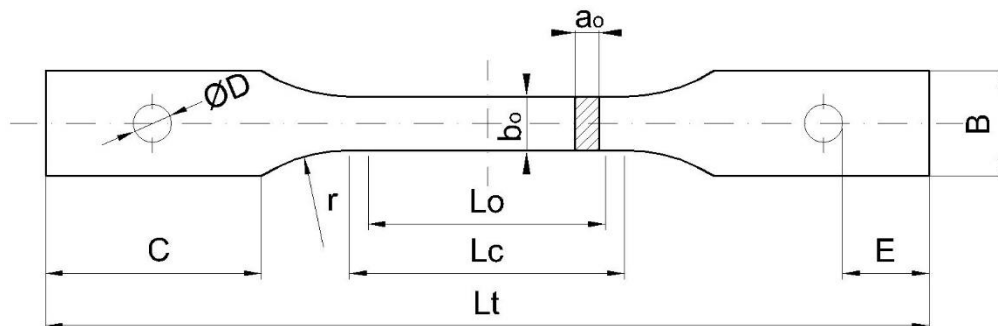
5.3.2 Испитување на затегнување на висока температура

Потребата за испитување на механичките особини на металите на високи температури произлегува од потребата за обезбедување на потребната јакост и сигурност во работата на високо напрегнати делови и тука влегува анализираниот случај за докторската дисертација кои во експлоатационите услови се изложени на дејство на високи температури.

При работа на материјалот на висока температура доаѓа до промена на составот на материјалот како и по границите на зрната каде има поинтензивни дифузни движења. Тоа е резултат на ослабувањето на интератомските и интеркристалните врски заради изложеноста на зголемена температура. Како резултат на тоа се намалуваат затегачката јакост, модулот на еластичност и границата на пропорционалност додека деформационите особини како издолжување и контракција се зголемуваат.

Испитувањето на затегнување на високи температури се извршува согласно стандардот ISO 6892-2:2011 [78] со загревање на епруветата во специјални печки за

загревање поставени на самиот уред за испитување на затегнување. Испитуваното парче прво се загрева на температурата на која се испитува и потоа одржувано на истата минимум десет (10) минути пред започнување со испитувањето. Димензиите на епруветата се дадени на Слика 5.11. Епруветите се испитани на уред тип Instron 1343 во РЖ Техничка Контрола АД Скопје, Слика 5.12.



a_0	дебелина	L_0	мерна должина ($L_0 = 5.65\sqrt{S_0}$)
b_0	широчина на паралелна должина	L_c	паралелна должина ($L_0 \geq L_0 + 1.5\sqrt{S_0}$)
r	радиус	L_t	вкупна должина на епрувета
B	широчина на главите	D	дијаметар на отвор
C	должина на главите	E	растојание од крај на епрувета до отвор

Слика 5.11 Димензии на епрувета за испитување на истегнување при краткотрајно оптоварување на високи температури



Слика 5.12 Комора за испитување со краткотрајно оптоварување на високи температури

Епруветите за испитување на висока температура се прикажани на Слика 5.13. Времетраењето на затоплување на епруветата треба да изнесува од 30 до 60 минути додека брзината на затоплување треба да биде во границите до 5 МПа/s. Сите механички особини се одредуваат на ист начин како и при испитувањето на затегнување на собна температура.

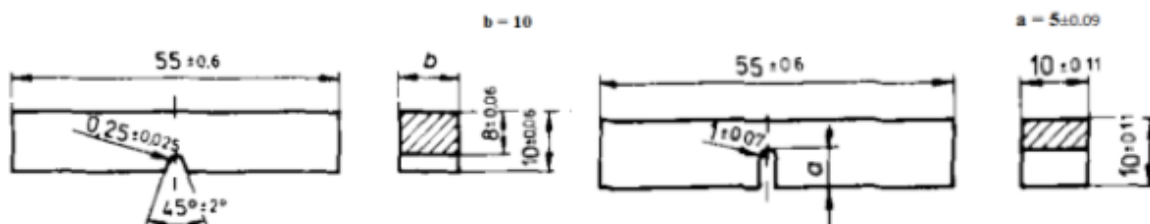


Слика 5.13 Епрувети за испитување со краткотрајно оптоварување на високи температури и лом на заварени проби

5.3.3 Испитување на жилавост

Жилавоста претставува показател на отпорноста на материјалот према кршење. Најголема опасност за една конструкција е разорувањето при пониски напони, а таквите ненадејни ломови настануваат кога во конструкцијата постојат зарези, заостанати напони, намалена пластичност на материјалот од стареење, интензивна корозија итн.

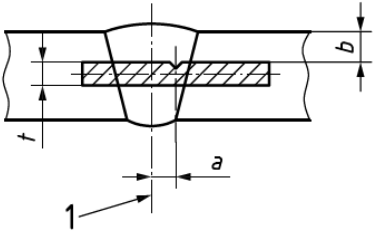
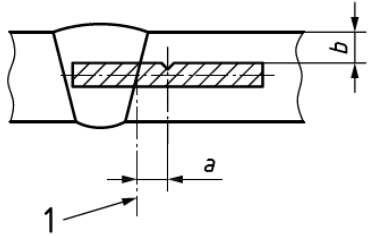
Целта на оваа дисертација е да се одреди жилавоста во заварот и зоната под влијание на топлина на двата основни материјали при што се изработени епрувети со V-зарез согласно стандардот ISO 9016 и ISO 148-1 и димензии прикажани на Слика 5.14.



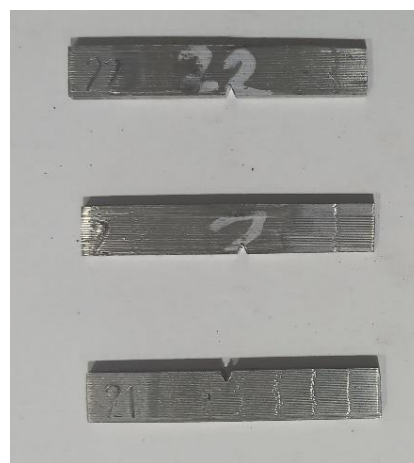
Слика 5.14 Епрувети за испитување на жилавост со V и U зарез согласно ISO148-1

Од секоја разгледана зона се изработени по три (3) епрувети за утврдување на средната вредност на жилавоста. Позицијата на зарезот во однос на тоа е дефиниран во заварениот спој и зоната под влијание на топлина на двата основни материјали, изработен според ISO 9016, S-позиција на зарез и истиот е прикажан на Слика 5.15. Изработените епрувети според пропишаните димензии како и испитаните епрувети се прикажани на Слика 5.16. Епруветите се изработени со редуцирана димензија, односно е применет тест на жилавост на редуцирана епрувета со димензии 10x2,5 mm и поради

тоа како критериум за оценка е земен KV2,5 чија вредност треба да биде приближно еднаква или повисока од жилавоста добиена на редуцираната епрувета од основниот материјал.

Ознака	Заварен спој	Ознака	Линија на спојување
	Приказ		Приказ
VWS a/b		VHS a/b	

Слика 5.15 Позиција на рез паралелно на површината на испитуваното парче

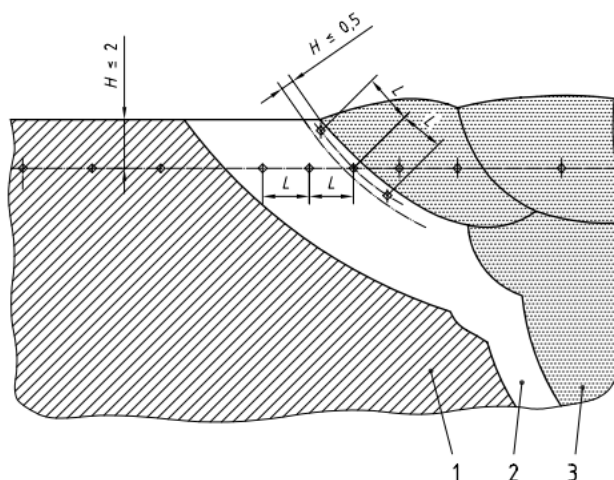


Слика 5.16 Уред и епрувети за испитување на жилавост и лом на епрувети

5.3.4 Испитување на тврдина

Испитувањето на тврдина на заварен спој се изврши со оптоварување од HV 10 (98N) според Викерсовиот метод согласно EN ISO 9015-1[79] на полирана површина. Мерењата на тврдина се извршени во следните зони: завар, зона под влијание на топлина, обложен слој на мартензитен челик и основен материјал со цел да се утврди

рангот на тврдината во заварениот спој и тоа со извршени три мерења од секоја зона, Слика 5.17.



Слика 5.17 Локации на мерење на тврдината согласно зоните на испитување според EN ISO 9015

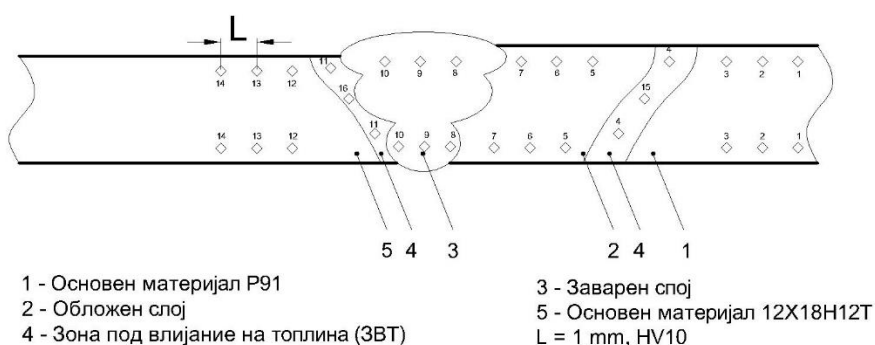
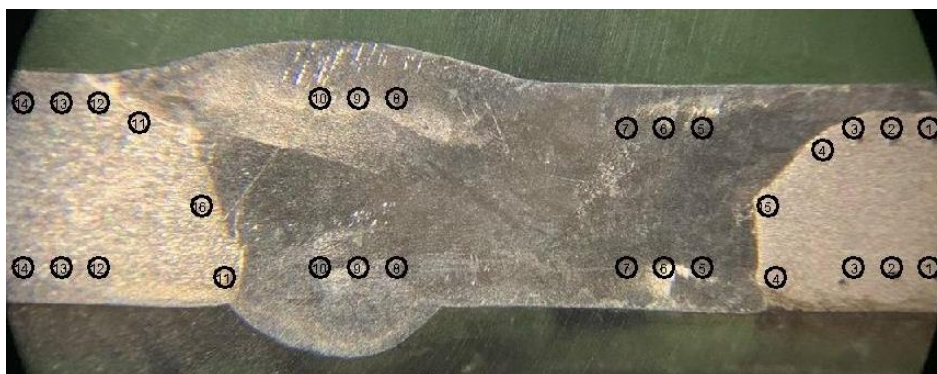
За заварените споеви на материјалот X10CrMoVNb9-1 дозволените граници за тврдина се дадени во стандардот за изработка на технологија за заварување на метални материјали EN ISO 15614-1, Табела 5-2. Челикот X10CrMoVNb9-1 припаѓа на групата материјали 6.4, челици за опрема под притисок – легури, отпорни на температури до максимум 650°C и дозволените граници на тврдина се 350HV. Неотпуштен мартензит се јавува со тврдина од над 350HV, [43].

Во рамките на еден заварен спој беа дефинирани вкупно 30 мерни точки за испитување на тврдината со примена на HV10 методот. Мерните точки се распределени во две зони - долна и горна, како што е прикажано на Слика 5.18: Испитувањето опфаќа мерења во основниот материјал, во обложениот слој на мартензитниот челик, во регионите на зоната под влијание на топлина и во заварениот спој.

Табела 5-2 Максимални вредности на тврдина за материјалите согласно ISO 15608 дадени во ISO 15614-1

Групи согласно ISO/TR 15608	Без термичка обработка	Со термичка обработка
1 ^a , 2 ^b	380	320
3 ^b	450	380
4,5	380 ^c	350 ^c
6	-	350
9.1	350	300
9.2	450	350
9.3	450	350

^a Доколку е потребно мерење на тврдина
^b За челици со $\min R_{eH} > 890 \text{ MPa}$
^c За одредени материјали, повисоки вредности може да бидат прифатени, ако е специфицирано пред заварување на материјалите



Слика 5.18 Мерни места за мерење на тврдина

5.4 Карактеризација на микроструктура

Со помош на металографската анализа се гледаат зависностите помеѓу дијаграмите на состојба (составот) и структурата на материјалите [80]. Се одредуваат својствата и однесувањето на различните припремени проби при дадени услови на оптоварување и можноста да се укаже на најповолната структура за одреден процес на спојување на избраните материјали.

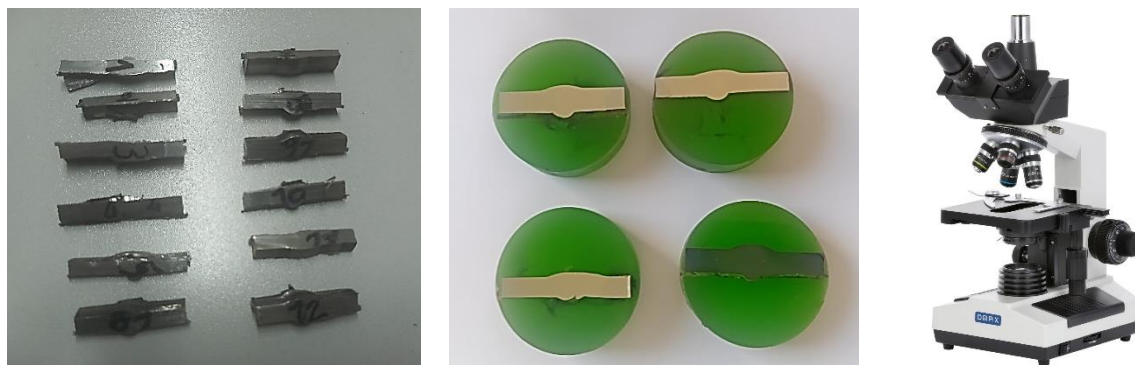
Поради ограничена достапност на материјал, епруветите беа изработени од отсечени сегменти на заварените споеви, кои потоа беа залиени во метилметакрилатна (ММА) акрилна смола, тип Technovit 4071, наменета за брзо фиксирање и подготовка на металографски примероци, Слика 5.19. За обезбедување на јасен приказ на микроструктурата, примероците беа подложени на процес на нагризување со соодветни реагенси. Изборот на реагенс зависи од видот на челикот и целта на анализата – кај мартензитниот челик X10CrMoVNb9-1 нагризувањето овозможува јасно издвојување на мартензитната структура и распределба на карбидите, додека кај аустенитниот челик, 12X18H12T, и заварениот спој се користат реагенс за детекција на дендритни структури и евентуално формирање на σ -фаза. Хемискиот состав на употребениот реагенс за мартензитниот челик е прикажан во Табела 5-3, додека за заварениот спој и аустенитниот нерѓосувачки челик е прикажан во Табела 5-4.

Табела 5-3 Хемиски состав на реагенсот за нагризување на мартензитниот челик

Реагенс	Состав	Примена
Нитал (2-5%)	2–5 ml HNO_3 + 95÷98 ml етанол	Јасна детекција на мартензитна структура, граници на зрна и карбиди

Табела 5-4 Хемиски состав на реагенсот за нагризување на заварен спој и аустенитен челик

Реагенс	Количина (ml)	Напомена
HCl (хлороводородна киселина)	100	силна киселина, основен агенс
HNO ₃ (азотна киселина)	10	оксидирачки агенс
Глицерин	100	стабилизатор на раствор



Слика 5.19 Подготовка за металографско испитување

За металографска анализа на заварените споеви направено е испитување со користење на оптички микроскоп за одредување на микроструктурата и квалитетот на заварот. Од голема важност е разбирањето на однесувањето на материјалот, одредување на недостатоци и валидирање на техниката на спојување особено кога се работи за важни апликации како што се енергетските објекти.

За анализа на микроструктурата на заварените споеви е користен оптички микроскоп модел OMAX M837, опремен со дигитална камера OMAX 5MP A3550 со зголемување од 40x, 100x, 400x, Слика 5.19. Направени се надолжни пресеци на заварените проби, залиени во метилметакрилатна (ММА) акрилна смола и по нејзино стврднување направени е брусење и полирање на епруветите. За прикажување на микроструктурата епруветите се нагризани со различни хемиски реагенси во однос на типот на материјалот. Предмет на истражување се заварениот спој, зоната под влијание на топлина, обложениот слој и основните материјали. Секоја зона е анализирана за откривање на структурни промени со помош на софтверскиот пакет Levenhuk Tour View 3.7. Металографската анализа опфати идентификација на фазите во сите зони на заварениот спој и карактеристични дендритни форми во структурата.

6 Резултати и дискусија

Интегритетот на заварените споеви во голема мера зависи од нивните механички својства и микроструктурни карактеристики, особено кога станува збор за нивна примена во високотемпературни услови. Во оваа глава се презентирани резултатите од металографските и механичките испитувања на заварените споеви. Механичките испитувања опфатија определување на затегнувачка јакост, граница на развлекување на собна и висока температура (590°C), издолжување, жилавост и тврдина. Металографската анализа вклучува макроскопски испитувања за идентификација на можни пукнатини и дефекти на заварената површина, како и микроскопска анализа за детекција и споредба на фазните структури кај различни комбинации на влезните фактори. Од пробите изработени за механички испитувања беа добиени експериментални резултати кои се споредени со релевантни научни истражувања за заварување на разнородни материјали за работа на високи температури. Анализата на податоци е изведена со примена на описни статистички методи за нивно систематизирање и графичко прикажување, како и со дедуктивни статистички методи за тестирање на хипотезите и нивна верификација или отфрлање.

6.1 Испитување на затегнување на собна температура

Реализацијата на планот на експериментот е претставена на Табела 6-1. Табелата претставува проширена матрица на експериментот, затоа што во неа е воведена колоната x_1x_2 , за проценка на интеракцијата меѓу двата фактори. За секоја проба, односно за секоја комбинација на факторите и нивоата се извршени две мерења при што се добиени два одзиви, y_{j1} , и y_{j2} . Одзивот е средна вредност од извршените мерења. Анализирани се границата на развлекување, затегнувачка јакост и издолжувањето на заварените проби.

Табела 6-1 Експериментална матрица на експеримент

Експериментална проба	x_1	x_2	x_1x_2	y_{j1}	y_{j2}	$\bar{y}_j$ (одзив)
1 (A)	-1	-1	+1	Мерење 1	Мерење 2	Средна вредност
2 (B)	+1	-1	-1	Мерење 1	Мерење 2	Средна вредност
3 (C)	-1	+1	-1	Мерење 1	Мерење 2	Средна вредност
4 (D)	+1	+1	+1	Мерење 1	Мерење 2	Средна вредност

Во табела 6-2 и 6-3 се прикажани резултатите од извршеното испитување на затегнување на собна температура. Во табела 6-2 се прикажани добиените јакосни карактеристики на заварените споеви и тоа модул на еластичност, граница на развлекување и затегнувачката јакост додека во табела 6-3 се прикажани резултатите од деформационите својства на заварените споеви: трајното издолжување, процентуалното прекинувачко издолжување и локација на лом на споевите.

За да се направи анализа на механичките својства, прво се направени експериментални матрици за секое механичко својство добиено со испитувањето на затегнување: граница на развлекување, затегнувачка јакост и процентуално прекинувачко издолжување. Во Табела 6-4, Табела 6-5, и Табела 6-6 дадени се експерименталните матрици за секоја карактеристика.

Табела 6-2: Приказ на резултати од испитување на затегнување на собна температура, јакосни карактеристики на заварените споеви

Проба	T (предгреење) [°C]	T (термичка обработка) [°C]	E [MPa]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]
2.1	20	20	174.171,00	328,11	647
3.1	250	20	186.580,00	326,03	544
5.1	20	760	144.270,00	318,54	590
6.1	20	760	147.727,00	326,87	625
7.1	250	760	138.123,00	284,55	617
9.1	20	20	181.514,00	324,20	624
10.1	250	20	194.574,00	325,61	589
12.1	250	760	109.800,00	285,14	653

Табела 6-3 Деформациони карактеристики на заварените споеви

Проба	T (предгреење) [°C]	T (термичка обработка) [°C]	Мерна должина L ₀ [mm]	Мерна должина L _u [mm]	Прекинувачко/ трајно издолжување ΔL [mm]	Прекинувачко издолжување [%]	Локација на лом
2.1	20	20	70	86	16	22,85714286	OM2 - 12X18H12T
3.1	250	20	70	78	8	31,42857143	OM2 - 12X18H12T
5.1	20	760	70	87	17	24,28571429	OM2 - 12X18H12T
6.1	20	760	70	86	16	22,85714286	OM2 - 12X18H12T
7.1	250	760	70	87	17	34,28571429	OM2 - 12X18H12T
9.1	20	20	70	90	20	26,57142857	OM2 - 12X18H12T
10.1	250	20	70	92	22	31,42857143	OM2 - 12X18H12T
12.1	250	760	70	100	30	32,85714286	OM2 - 12X18H12T

Табела 6-4 Експериментална матрица за граница на развлекување, R_{p0.2}

Експериментална проба	x ₁	x ₂	x ₁ x ₂	y _{j1}	y _{j2}	ŷ _j (одзив)
1 (A)	-1	-1	+1	328,11	324,20	326,16
2 (B)	+1	-1	-1	326,03	325,61	325,82
3 (C)	-1	+1	-1	318,54	326,87	322,71
4 (D)	+1	+1	+1	284,55	285,14	284,85

Табела 6-5 Експериментална матрица за затегнувачката јакост, R_m

Експериментална проба	x ₁	x ₂	x ₁ x ₂	y _{j1}	y _{j2}	ŷ _j (одзив)
1 (A)	-1	-1	+1	647,00	624,00	635,50
2 (B)	+1	-1	-1	544,00	589,00	566,50
3 (C)	-1	+1	-1	590,00	625,00	607,50
4 (D)	+1	+1	+1	617,00	653,00	635,00

Табела 6-6 Експериментална матрица за издолжувањето, ϵ

Експериментална проба	x ₁	x ₂	x ₁ x ₂	y ₁	y ₂	$\bar{y}_j$ (одзив)
1 (A)	-1	-1	+1	22,86	26,57	24,71
2 (B)	+1	-1	-1	31,43	31,43	31,43
3 (C)	-1	+1	-1	24,29	22,86	23,57
4 (D)	+1	+1	+1	34,29	32,86	33,57

6.1.1 Споредба на резултатите со досегашни научни истражувања

Анализата на механичките својства добиени од испитувањата прво се споредуваат со механичките својства на основните материјали. Потоа е направена анализа со механичките својства на разнородни заварени споеви анализирани во научни истражувања поврзани со разнородни материјали за работа на високи температури, за котелски постројки. Во Табела 6-7 даден е приказ за споредба на механичките својства меѓу основните материјали и четирите различни типови на заварени споеви. Експерименталните проби се прикажани како средна вредност на добиените механички својства според експерименталната матрица.

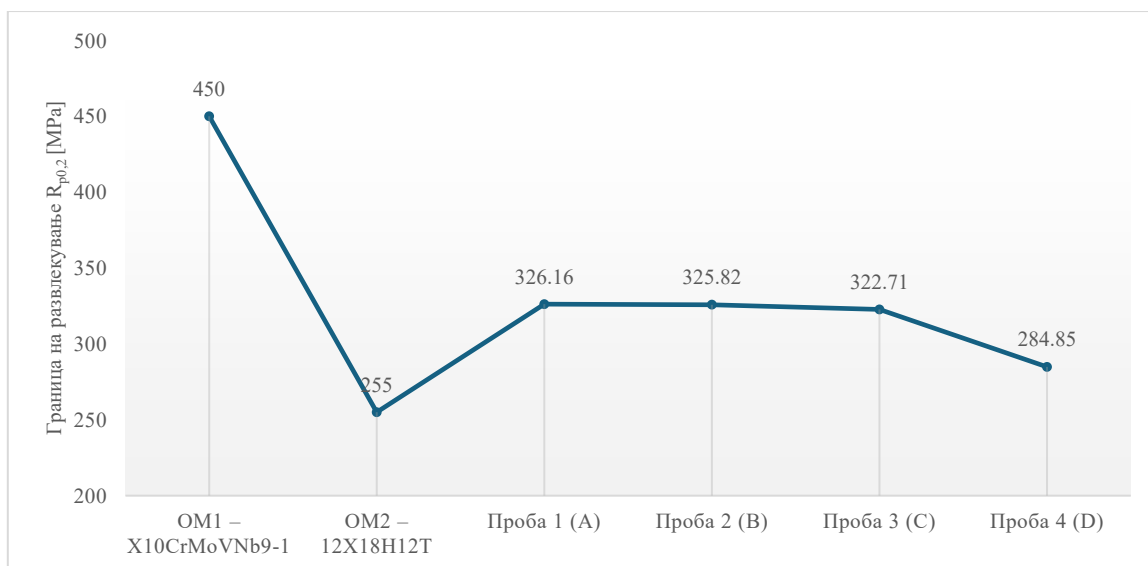
Табела 6-7 Механички својства на основен материјал и експериментални заварени споеви

Материјал	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	ϵ [%]	ISO 15614-1
OM1 – X10CrMoVNb9-1	450	620÷850	20	/
OM2 – 12X18H12T	216÷294	539÷686	35	/
Проба 1 (A)	326,16	637,00	24,71	задоволува
Проба 2 (B)	325,82	564,33	31,43	задоволува
Проба 3 (C)	322,71	608,33	23,57	задоволува
Проба 4 (D)	284,85	640,00	33,57	задоволува

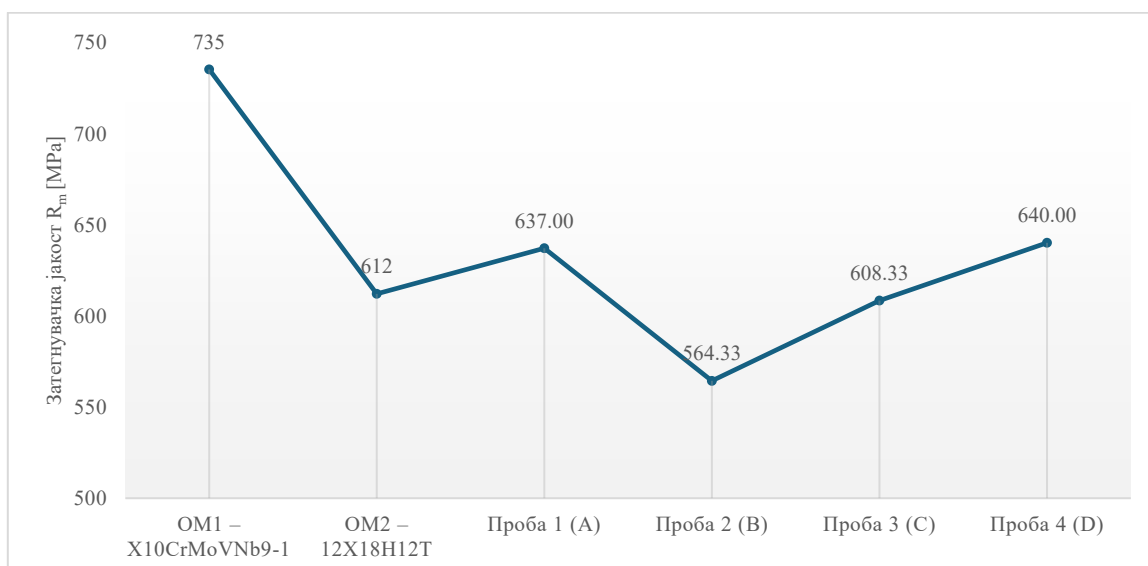
При успешно заварени проби заварените споеви треба да имаат средни вредности на особините меѓу двата основни материјали. Границата на развлекување и затегнувачката јакост, Слика 6.1 (а) и (б) од заварените проби имаат пониски вредности од мартензитниот основен материјал додека повисоки вредности од аустенитниот челик, однесувајќи се според очекуваното согласно креирањето на разнородните заварени споеви и познатите вредности од стандардите согласно секој основен материјал. Процентуалното издолжување Слика 6.1(в) е во опсегот на издолжување помеѓу основните материјали со најголема вредност за експерименталната проба 4, односно со употреба на предгревање и термичка обработка на мартензитниот челик.

Според барањата на ISO 15614-1, затегнувачката јакост, R_m, на заварениот спој мора да биде најмалку еднаква на минималната вредност на послабот основен материјал. Во случајот, челикот 12X18H12T има минимална јакост R_m од 539 МПа. Сите испитани споеви, вклучувајќи ги и пробите 2 и 3, кои покажаа мали, но вредности над 539 МПа што значи дека ги исполнуваат барањата на стандардот ISO 15614-1 за затегнувачка јакост.

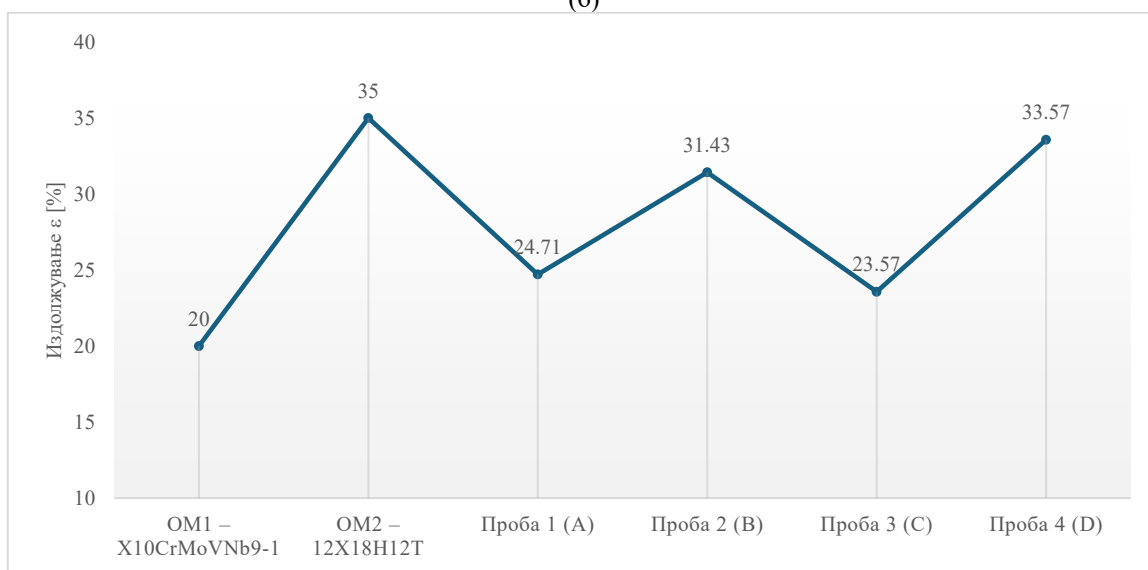
За да се валидираат добиените резултати, споредени се со слични студии од литературата која ги проучува разнородните заварени споеви помеѓу аустенитни нерѓосувачки челици и феритно-мартензитни челици и челици наменети за прегревачи на параа. Податоците од научните истражувања, споредени со добиените експериментални резултати од истражувањето се дадени во Табела 6-8.



(a)



(б)



(в)

Слика 6.1 Споредба на резултатите од заварени споеви со основен материјал

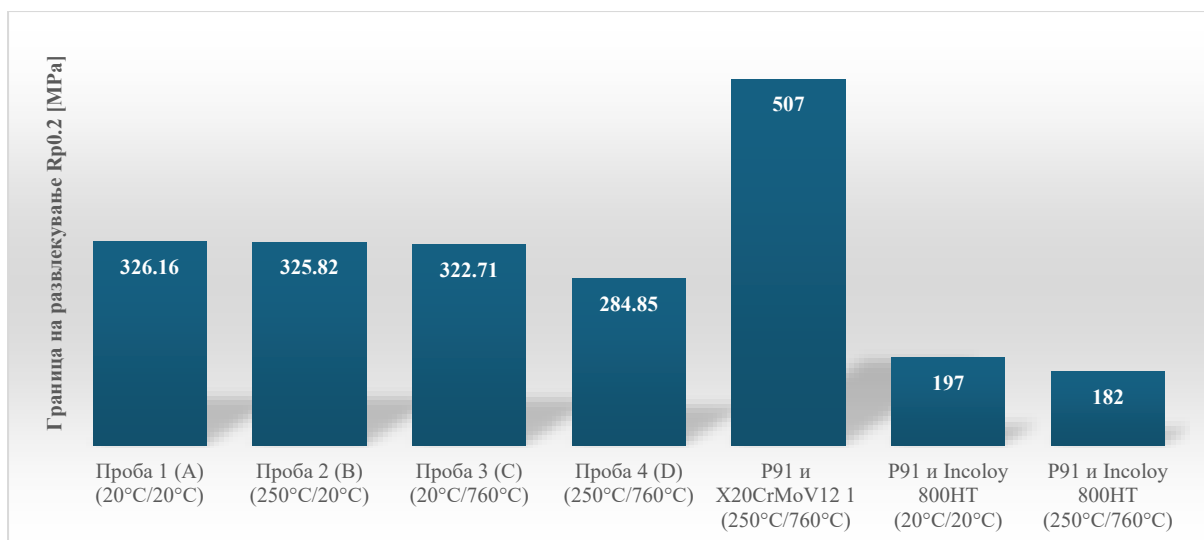
Табела 6-8 Анализа на експериментални резултати со останати научни истражувања

Заварен спој	Техника на спојување	Предгреење/ термичка обработка [°C]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	ε [%]	Локација на лом
Проба 1 (А)	ТИГ (ERNiCr-3)	20/20	326,16	637,00	24,71	12X18H12T
Проба 2 (В)	ТИГ (ERNiCr-3)	250/20	325,82	564,33	31,43	12X18H12T
Проба 3 (С)	ТИГ (ERNiCr-3)	20/760	322,71	608,33	23,57	12X18H12T
Проба 4 (D)	ТИГ (ERNiCr-3)	250/760	284,85	640,00	33,57	12X18H12T
X2CrNi18-9 и NiCr21Fe9Nb [81]	ТИГ (S Ni 6082)	250/760	/	589,00	/	NiCr21Fe9Nb
X10CrMoVNb9-1 и X20CrMoV12 1 [82]	ТИГ (C9MV-IG)	250/750	507,00	688,00	/	X20CrMoV12 1
X10CrMoVNb9-1 и X2CrNi18-9 [83]	ТИГ (9CrMoV-N)	20/20	/	1018,00	36,50	X2CrNi18-9
X10CrMoVNb9-1 и X2CrNi18-9 [83]	ТИГ (9CrMoV-N)	250/760	/	906,00	42,50	X2CrNi18-9
X10CrMoVNb9-1 и NiCr21Fe9Nb [84]	РЕЛ (ENiCrCoMo- 1)	20/20	197,00	546,00	33,00	NiCr21Fe9Nb
X10CrMoVNb9-1 и NiCr21Fe9Nb [84]	РЕЛ (ENiCrCoMo- 1)	250/760	182,00	576,00	27,00	Заварен спој
NiCr21Mo и P355GH [85]	ТИГ (WT20)	20/20	/	587,00	24,50	P355GH
NiCr21Mo и X2CrNiMo17-12- 2 [85]	ТИГ (WT20)	20/20	/	623,00	49,60	X2CrNiMo17- 12-2

Кај експериментално изработените заварени споеви применето е обложување со додатниот материјал како техника за спречување на миграцијата на јаглерод додека споевите од разгледаната литература се изработени без примена на обложувањето. Оваа разлика во технолошкиот пристап овозможува дополнителна аналитичка споредба помеѓу споеви изработени со и без обложен слој.

Графичкото преставување на границата на развлекување, која преставува напонот при кој пластичните деформации започнуваат значително да се зголемуваат, е дадено на дијаграмот, слика 6.2. На графикот е извршена споредба меѓу резултатите од спроведените експериментални испитувања и податоците преземени од останатите научни истражувања.

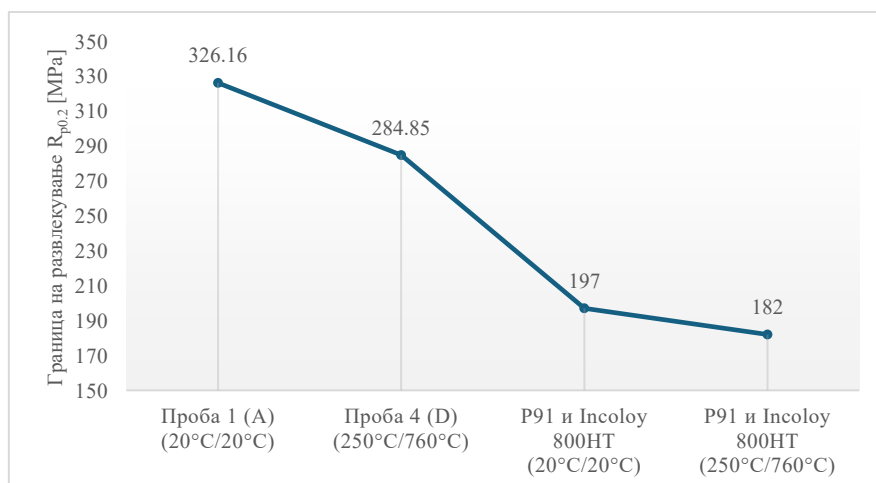
Помеѓу заварените експериментални споеви и заварените споеви од научни истражувања може да се забележи дека генерално експериментално подготвените споеви имаат повисоки вредности за границата на развлекување. Најниска вредност на границата на развлекување има пробата припремена со предгреење и термичка обработка (250°C/760°C), во однос на споевите кои се заварени со додатен материјал ERNiCr-3 и применета постапка обложување на основниот материјал X10CrMoVNb9-1. Највисока вредност има комбинацијата без употреба на постапките предгреење и термичка обработка.



слика 6.2 Анализа на експериментална $R_{p0.2}$ со останати научни истражувања

Анализата помеѓу литературните споеви покажува дека највисока граница на развлекување има спојот со мартензитниот челик X20CrMoV12-1, кој претставува високо температурен челик за употреба во енергетската и петрохемиската индустрија. Челикот има граница на развлекување која почнува од 600 MPa и од таму произлегува високата вредност на спојот со челикот X10CrMoVNb9-1 чија вредност е 450 MPa.

Спојот со Incoloy 800HT е заварен во две различни комбинации со челикот X10CrMoVNb9-1. Едната комбинација е согласно споевите 1 и 9, кои се споеви подготвени без предгреење и без термичка обработка. Вториот спој е согласно споевите 7 и 12 подготвени со предгреење и термичка обработка. Челикот Incoloy 800HT е хром-никел челик наменет за високотемпературни апликации со граница на развлекување до 145 MPa. Споредбата на споевите помеѓу експерименталните споеви и споевите со Incoloy 800HT се прикажани на дијаграмот Слика 6.3. Од дијаграмот може да се забележи дека овој спој има најниска вредност на границата на развлекување, особено со применето предгреење и термичка обработка.

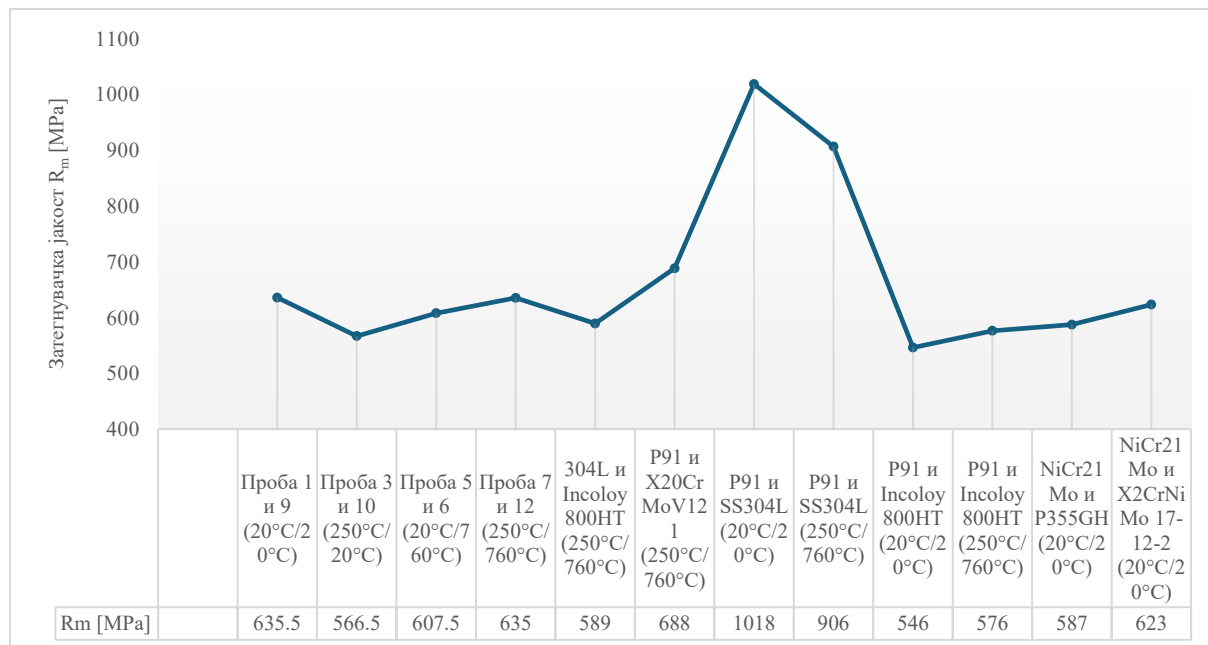


Слика 6.3 Анализа на $R_{p0.2}$ на експериментални споеви и споевите со Incoloy 800HT

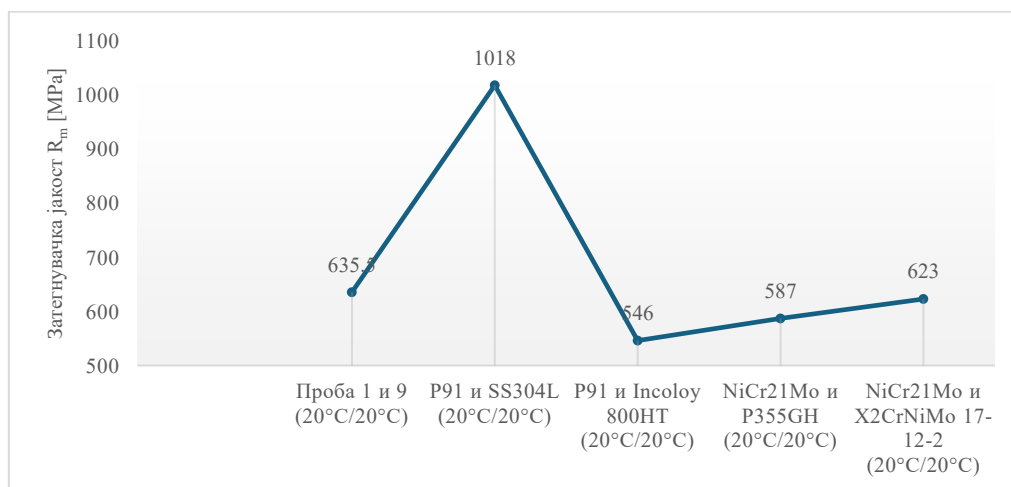
Според анализата може да се забележи дека примената на термичките процеси доста влијае врз механичките својства на различните заварени споеви. Максималниот напон кој одговара на максималната сила на затегнување за експерименталните споеви

и споевите од литературните истражувања се дадени на дијаграмот на Слика 6.4. Истите се анализирани според извршените подготовки.

Вредностите на затегнувачката јакост за различните експерименталните споеви кои се споени без предгреење и без термичка обработка се издвоени на дијаграмот, Слика 6.5.



Слика 6.4 Анализа на R_m на експерименталните проби со литературни истражувања



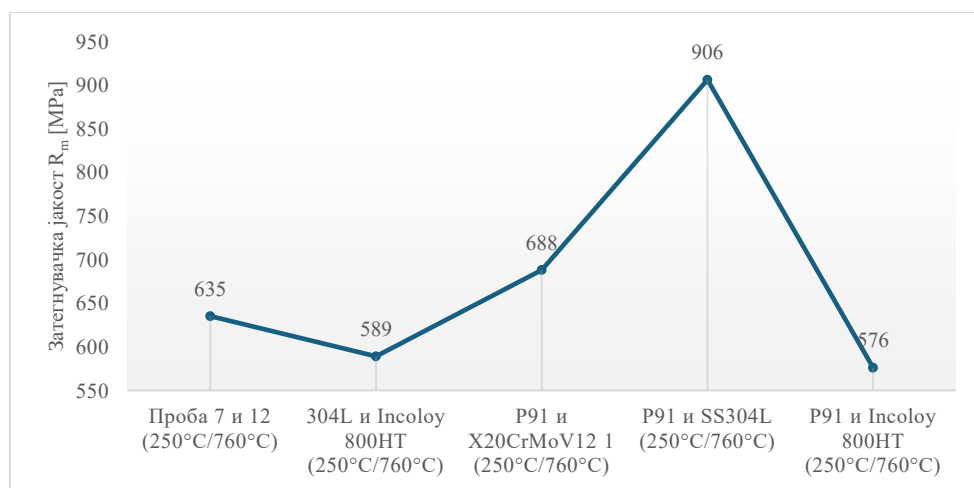
Слика 6.5 R_m на заварени споеви без предгреење и без термичка обработка

Се забележува дека најголема затегнувачка јакост има спојот на мартензитниот челик со нерѓосувачкиот челик SS304L кој е модифицирана верзија на челикот SS304. Ознаката L е кратенка која означува ниска содржина на јаглерод, 0,03% (0,08% е содржината на SS304). Главната цел за намалување на јаглеродот е можноста за спречување на формирање на карбиди, подобрување на стабилноста и подобрување на отпорноста на корозија.

Најниска вредност на затегнувачката јакост има спојот на X10CrMoVNb9-1 со никел челикот Incoloy 800HT, од 546 МПа. Овој спој покажува пониска вредност на затегнувачката јакост во однос на повисоките вредности на мартензитниот челик, а поблиска до никел-хром челикот, чија вредност изнесува 520 МПа.

Експерименталните проби 1 и 9 имаат подобра затегнувачка јакост во однос на спојот со никел-хром челикот и останатите споеви. Може да се забележи дека јакоста варира во зависност од комбинацијата на двата материјали и нивните механички својства. Споевите со нерѓосувачкиот челик имаат најголема јакост, но намалената содржина на јаглерод на нерѓосувачкиот челик е наменета за употреба во корозивни средини, додека за работа на високи температури јакоста на овој материјал значително ќе опадне.

Вредностите на затегнувачката јакост за различните експерименталните проби кои се споени со употреба на предгреење и термичка обработка се издвоени на дијаграмот Слика 6.6.



Слика 6.6 R_m на зварени споеви со употреба на предгреење и термичка обработка

Од дијаграмот може да се забележи дека затегнувачката јакост е во опсег од 576 МПа до 906 МПа, а тоа е резултат на различното влијание на хемискиот состав и механичките својства помеѓу различните материјали. Најголема затегнувачка јакост има спојот на мартензитниот челик со нерѓосувачкиот челик SS304L (906МПа), што го следи трендот од претходниот дијаграм. Најниска е вредноста со никел легурата Incoloy 800HT (576 МПа).

Во Табела 6-9 е направена анализа на заварените споеви со примена на предгреење и термичка обработка со вредностите на основите материјали за затегнувачката јакост.

Табела 6-9 Анализа на R_m на заварен спој со основен материјал

Заварен спој	R_m [MPa]	OM1 - R_m [MPa]	OM2 - R_m [MPa]
Проба 7 (250°C/760°C)	617	620÷850	539÷686
Проба 12 (250°C/760°C)	653	620÷850	539÷686
X2CrNi18-9 и Incoloy 800HT	589	599	582
X10CrMoVNb9-1 и X20CrMoV12-1	688	620÷850	700÷850
X10CrMoVNb9-1 и X2CrNi18-9	906	620÷850	589
X10CrMoVNb9-1 и Incoloy 800HT	576	620÷850	593

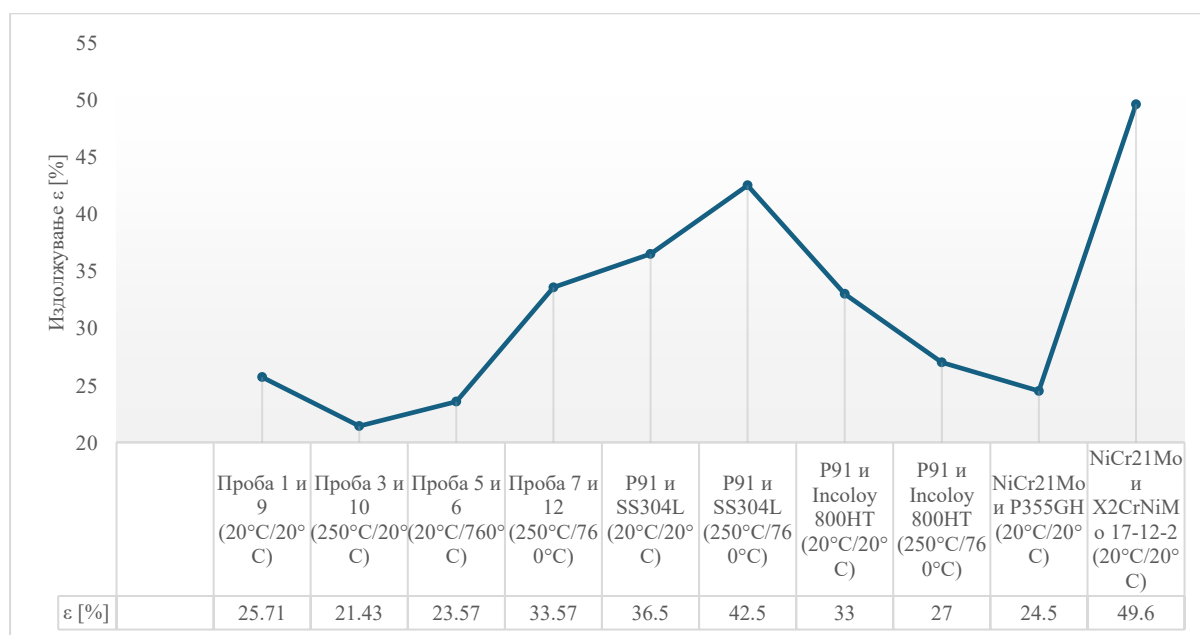
Споредбата на резултатите за затегнувачката јакост на заварените споеви со вредностите на основните материјали укажува на различна стабилност и компатибилност на комбинациите. Кај експерименталните споеви, споевите 7 и 12, добиените вредности се движат во опсегот на јакоста на двата основни материјали што

укажува на задоволителна механичка усогласеност на спојот како и за спојот меѓу X2CrNi18-9 и Incoloy 800HT и X10CrMoVNb9-1 и X20CrMoV12-1. Спротивно на тоа, спојот X10CrMoVNb9-1 и X2CrNi18-9 резултира со исклучително висока јакост од 90МПа, што пак може да укажува на формирање на тврд и потенцијално крт спој. Кај комбинацијата X10CrMoVNb9-1 и Incoloy 800HT, добиената вредност е пониска од затегнувачката јакост на челикот X10CrMoVNb9-1, а блиска со Incoloy што укажува на влијание на аустенитниот материјал врз механичкото однесување на спојот.

Од споредбата на сите комбинации може да се забележи дека кај споевите кои се изведени со термичка обработка се јавува благо намалување на затегнувачката јакост. Ова се должи на ефектот на термичката обработка, која предизвикува омекнување на микроструктурата на заварените споеви. Ваквото омекнувањето на микроструктурата по термичката обработка е видливо кај сите испитани споеви.

Границата на развлекување и затегнувачката јакост се во опсегот на основните материјали како и во рангот на научните истражувања за слични споеви со што ги потврдуваат очекуваните механички својства.

Издолжувањето е важен индикатор на деформационите својства на заварените споеви. За конструктивните материјали освен јакосните карактеристики доста важна е и истегливоста на материјалите. Дијаграмот кој ја прикажува вредноста на процентуалното издожување на експерименталните проби е даден на Слика 6.7.



Слика 6.7 Издолжување на експериментални проби и литературни истражувања

Вредностите на издожувањето на експерименталните и литературните споеви се движат во опсег од 21.43% до 49.6%. Најниска истегливост, односно пластичност на материјалот имаат споевите 3 и 10 што наведува кон поголема кртоост на спојот во однос на другите експериментални споеви. Најдобра пластичност има спојот на NiCr21Mo и X2CrNiMo17-12-2 што укажува на добра пластична деформација. Од експерименталните споеви, споевите 7 и 12 покажуваат најдобра пластичност, односно истегливост на материјалите.

Споевите со само предгреене, а без термичка обработка не ја подобруваат пластичноста и со тоа пробите 3 и 10 имаат најлоша пластичност што може да укажува на присуство на микроструктурни сегрегации како карбидни сегрегации или крти фази.

Ломот кај експериментално заварените споеви се јавува во ОМ2, аустенитниот нерѓосувачки челик, Слика 6.8. Од споевите кои се комбинација на мартензитен и аустенитен челик ломот се појавува на страната на аустенитниот челик, како за експерименталните споеви така и за споевите кои се анализирани од научните истражувања. Во два случаи каде како основен материјал се користи никел легура Incoloy 800HT, ломот се јавува на никел легурата која иако има висока јакост сепак покажува дека може да биде критична страна во одредени услови. Како и кај споеви помеѓу X10CrMoVNb9-1 и Incoloy 800HT покажува лом во зоната под влијание на топлина (ЗВТ) што исто така може да биде критична зона кога се спојуваат разнородни материјали.



Слика 6.8 Изглед на прекинувачка површина

Заварените споеви за комбинациите со предгреење и без термичка обработка и без предгреење и со термичка обработка покажуваат пониски вредности на границата на развлекување и затегнувачката јакост во однос на останатите експериментални споеви како и литературните истражувања. Останатите заварени споеви покажуваат јакосни својства поголеми во однос на литературните вредности од дел од споредбените истражувања, потврдувајќи ја веродостојноста на експерименталните податоци. Локацијата на лом исто се усогласува со истражувањата, односно се појавува во послабот материјал. Термичката обработка значително влијае на јакосните карактеристики на материјалот притоа со тенденција да ја намали затегнувачката јакост, но подобрувајќи ја дуктилноста.

6.1.2 Описна статистика за испитување на затегнување на собна температура

Во Табела 6-10, Табела 6-11 и Табела 6-12 прикажани се резултатите од спроведената статистичка анализа на резултатите од испитување на затегнување на собна температура, граница на развлекување, затегнувачка јакост и процентуално прекинувачко издолжување.

Границата на развлекување забележува највисоки вредности за споевите кои се без предгреење и без термичка обработка. Пониски вредности се појавуваат при употреба на термичка обработка, а особено при предгреење. Од графичкиот приказ (Слика 6.9) на границата на развлекување може да се забележи дека термичката обработка има значајно влијание врз вредностите на границата на развлекување со тенденција да ја намали. Вредностите на границата на развлекување се највисоки кога на пробите нема извршено термичка обработка. Кај пробите врз кои има извршено термичка обработка може да се навести дека значително ја намалуваат границата на развлекување.

Зависноста на затегнувачката јакост од променливите фактори е прикажана на Слика 6.10. Затегнувачката јакост има минимална вредност од 544 МПа за спојот со предгреење и без термичка обработка, што може да укажува на негативен ефект од високото предгреење без притоа употреба на термичка обработка по заварување на

материјалот. Термичката обработка може да ја подобри затегнувачката јакост во одредени комбинации на припрема на материјалите, меѓутоа може да се забележи дека ефектот варира. Варијацијата на вредностите на затегнувачката јакост се најголеми при применета термичка обработка на пробите. Пробата со предгреење и без термичка обработка има најниска вредност на затегнувачката јакост.

Табела 6-10 Описна статистика за граница на развлекување, $R_{p0.2}$

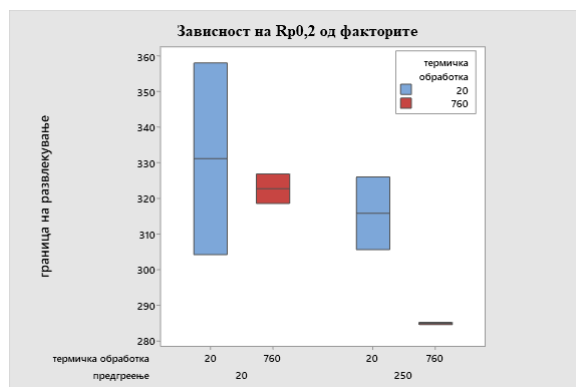
Променлива	Предгреење	Термичка обработка	N	Средна вредност	Стандардна грешка	Стандардна девијација
$R_{p0.2}$	20	20	2	326,15	1,95	2,76
	20	760	2	322,71	4,16	5,89
	250	20	2	325,82	0,210	0,297
	250	760	2	284,85	0,295	0,417

Табела 6-11 Описна статистика за затегнувачка јакост, R_m

Променлива	Предгреење	Термичка обработка	N	Средна вредност	Стандардна грешка	Стандардна девијација
R_m	20	20	2	645,50	1,50	2,12
	20	760	2	597,50	7,50	10,61
	250	20	2	546,50	2,50	3,54
	250	760	2	650,00	3,00	4,24

Табела 6-12 Описна статистика за процентуално прекинувачко издолжување, ϵ

Променлива	Предгреење	Термичка обработка	N	Средна вредност	Стандардна грешка	Стандардна девијација
ϵ	20	20	2	24,70	1,84	2,60
	20	760	2	23,575	0,715	1,011
	250	20	2	31,430	0,00	0,00
	250	760	2	33,575	0,715	1,011

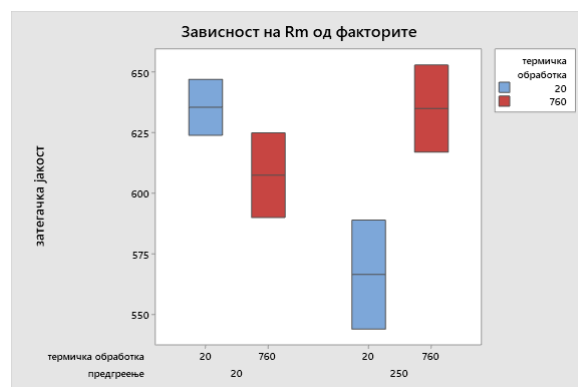


Слика 6.9 Зависност на $R_{p0.2}$ од факторите

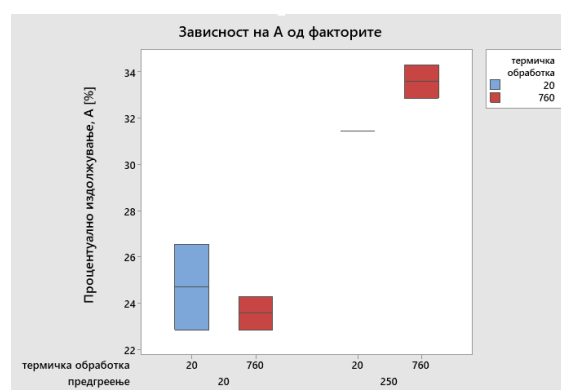
Од дијаграмот за процентуалното издолжување се забележува дека предгреењето има позитивно влијание, кај епруветите е забележано поголемо издолжување, Слика 6.11. Термичката обработка сама по себе нема значително влијание, но во комбинација со предгреењето значително го зголемува издолжувањето. Ова укажува на можна интеракција меѓу двата фактори.

Од спроведената описна статистика може да се заклучи дека предгреењето има тенденција да ги намали границата на развлекување и затегнувачката јакост, особено ако нема последователна термичка обработка на спојот. Термичката обработка генерално ја намалува границата на развлекување, но има мешан ефект врз затегнувачката јакост. Локацијата на лом е иста за сите проби, во основен материјал 2, односно аустенитениот нерѓосувачки челик, 12X18H12T. Ова означува дека послабиот

материјал е основниот материјал 2 што може да се потврди од механичките својства на двата основни материјали.



Слика 6.10 Зависност на R_m од факторите



Слика 6.11 Зависност на ϵ од факторите

6.1.3 Добивање на регресиони равенки за модел за граница на развлекување

Генералниот линеарен модел за границата на развлекување во однос на двата фактори е прикажан во Табела 6-13. Од спроведената ANOVA анализа се заклучува дека и двата фактори како и нивната интеракција имаат статистичко значајно влијание врз промената на одзивот. Двата фактори и нивната интеракција имаат ниска вредност за p (<0.05) што претставува ниво на значајност за да се добие нултата хипотеза и со тоа се статистички значајни. F – вредноста е повисока од 1 кај сите фактори, што дополнително потврдува дека варијациите што ги објаснуваат факторите се многу поголеми од случајна грешка. Остаточната (грешка) варијација е многу мала, 42.60, што укажува дека моделот добро го објаснува однесувањето на податоците.

Спроведена е регресиона анализа на моделот каде се добиени коефициентите на регресиониот модел за границата на развлекување на различните експериментални споеви, Табела 6-14.

Табела 6-13 ANOVA модел на $R_{p0.2}$

	DF	Adj SS	Adj MS	F-вредност	P-вредност
Предгревање	1	729,43	729,43	68,49	0,001
Термичка обработка	1	986,79	986,79	92,65	0,001
Предгревање * термичка обработка	1	704,06	704,06	66,11	0,001
Грешка	4	42,60	10,65		
Вкупно	7	2.462,88			

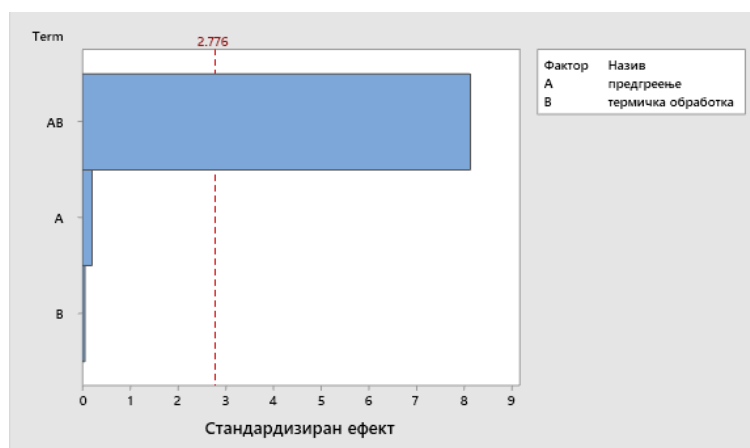
Табела 6-14 Регресионен модел за $R_{p0.2}$

	Коефициент	Стандардна грешка на коефициентот	T - вредност	P - вредност	VIF
константа	326,19	2,59	126,18	0,000	
предгреење	0,0030	0,0146	0,20	0,849	2,11
термичка обработка	-0,00025	0,00481	-0,05	0,961	2,38
предгреење*термичка обработка	-0,000220	0,000027	-8,13	0,001	3,49

Во регресионата анализа поединечното влијание на факторите е над нивото на значајност од 0,05 и поради тоа тие не покажуваат статистички значајна врска со одзивот, меѓутоа нивната интеракција е доста значајна, што значи дека влијанието на еден фактор зависи од вредноста на другиот фактор. Истото може да се прикаже преку Pareto дијаграм на стандардизирани ефекти, каде е прикажан ефектот од факторите или интеракциите без одзивот на моделот, Слика 6.12.

Црвената вертикална линија ја претставува границата на статистичката значајност која е $t = 2.776$ за $\alpha = 0.05$. Вредностите кои се над оваа линија се статистички значајни за моделот. Ниските T – вредности со високите P – вредности ни потврдуваат дека индивидуалните фактори немаат статистичка значајност врз одзивот на системот. Додека високата T – вредност на интеракцијата на двата фактори со ниската P – вредност ни укажува на важна статистички значајна врска помеѓу факторите и одзивот на системот. Посебниот ефект на предгреење и на термичка обработка е многу мал и нестабилен, односно подлежи на висока стандардна грешка во системот. Интеракцијата на двата фактори има исто многу мал коефициент, но стабилен и значаен за одзивот, негативен ефект. Со зголемување на вредноста на факторите, одзивот, границата на развлекување, се намалува.

Кога варијанса на инфлација на факторите (VIF) кај регресиониот коефициент е еднаква или блиска до 1, тоа значи дека нема мултиколинеарност меѓу таа независна променлива и другите независни променливи во регресиониот модел и може да се смета за статистички независна во моделот. Мултиколинеарноста се појавува кога две или повеќе независни променливи во регресиониот модел се во висока корелација, тогаш вредноста на VIF е поголема од 5, што го прави тешко да се одреди уникатниот придонес на секоја променлива за објаснување на варијабилноста во зависната променлива. Кога вредностите се под 5, тогаш мултиколинеарноста не претставува проблем. При највисока вредност на VIF факторот при интеракцијата со факторот, од 3.49, сепак е во граница под 5, што означува дека нема сериозна мултиколинеарност во системот.

Слика 6.12 Парето дијаграм на стандардизирани ефекти за $R_{p0.2}$

Според регресионата анализа може да се заклучи дека посебно факторите немаат значајни ефекти врз одзивот на системот, меѓутоа интеракцијата меѓу нив има статистички значаен и негативен ефект врз одзивот, односно границата на развлекување. Регресионата равенка за зависноста на границата на развлекување според примена на предгреење и термичка обработка на мартензитен челик е следна:

$$R_{p0.2} = 326,19 + 0,0030 * \text{предгреење} - 0,00025 * \text{термичка обработка} \\ - 0,000220 \text{ предгреење} * \text{термичка обработка}$$

Од коефициентите на регресионата равенка може да се забележи дека предгреењето и термичката обработка имаат незначаен ефект врз границата на развлекување, позитивен и негативен соодветно. Но, кога двата фактори се во интеракција, нивната интеракција е силна и негативно влијае на одзивот на моделот.

Со регресионата равенка е овозможено да се предвиди границата на развлекување при различни услови и да се анализираат влијанијата и интеракциите на факторите. Со помош на регресионата равенка е овозможено оптимизирање на параметрите на моделот со цел одбегнување на силни негативни интеракции.

Статистичките параметри за проверка на точноста на моделот за границата на развлекување, $R_{p0.2}$, за заварените споєви е даден во Табела 6-15:

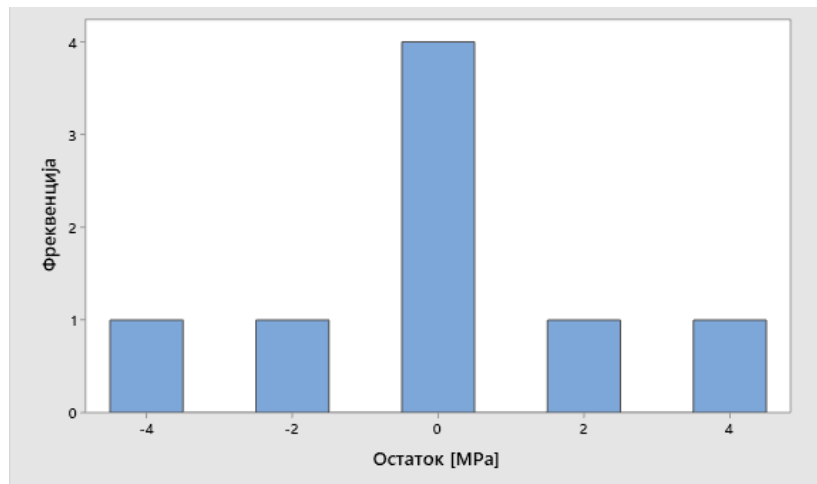
Табела 6-15 Статистички параметри за проверка на точноста на моделот за $R_{p0.2}$

S	R ²	R ² (adj)	R ² (pred)
3,26346	98,27%	96,97%	93,08%

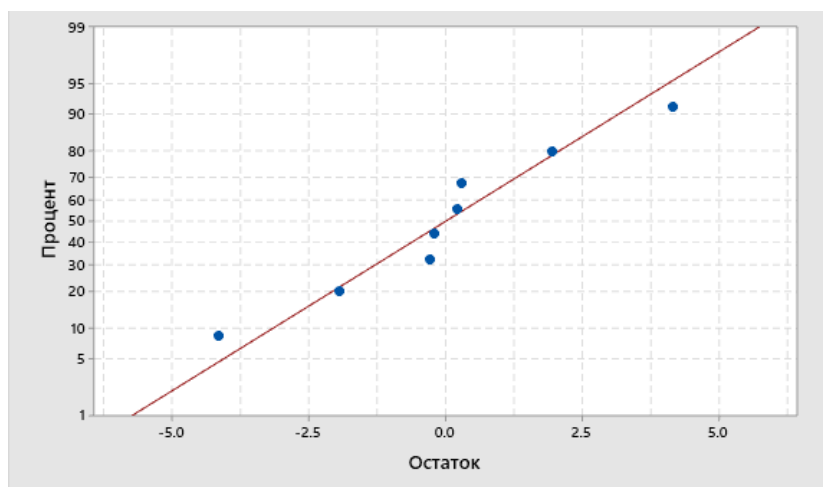
Регресиониот модел ја опишува зависноста меѓу факторите и одзивот на системот со точност од 98,27%. Коефициентот на детерминација, R^2 , покажува колкав дел од вкупната варијација на одзивот може да се објасни преку независните фактори во моделот. Предвидливиот коефициент на детерминација $R^2(\text{pred})$ изнесува 93,08%, што означува дека моделот добро ќе предвиди нови податоци, додека стандардната грешка $S = 3,263$ го прикажува просечното отстапување на предвидените вредности од вистинските.

Хистограм на остатоци или грешки претставува разлика меѓу вистинската и предвидената вредност на границата на развлекување и истиот е прикажан на Слика 6.13. Целта на хистограмот е да провери дали грешките се нормално распределени што претставува клучен податок за валидноста на регресиониот модел. Од анализата на дијаграмот може да се забележи дека има најмногу вредности околу 0-та, 4 вредности, а останатите се позиционирани симетрично што укажува на приближно нормална дистрибуција на распределба на остатоците и оптимален модел. Хистограмот на моделот не покажува сериозни отстапувања од нормалноста. Грешките се нормално распределени што ја подржува валидноста на регресиониот модел и ANOVA анализата, што значи дека анализата на варијансата е сигурна и интеракцијата е значајна и статистички валидна.

На Слика 6.14 е прикажан дијаграмот на нормалноста на грешките, каде доколку грешките лежат приближно правата црвена линија тогаш грешките се нормално распределени што означува дека основните претпоставки на ANOVA и регресијата се исполнети. На дијаграмот, грешките се блиску до правата линија. Постои мало отстапување на неколку точки но нема силно закривување што покажува дека грешките се приближно нормално распределени. Овој дијаграм ја потврдува валидноста на ANOVA анализата и регресионата равенка.

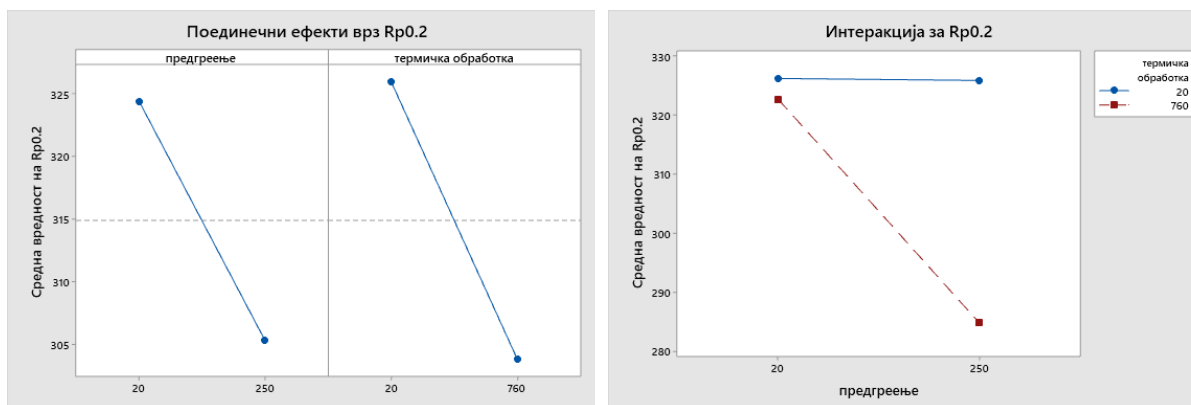


Слика 6.13 Хистограм на грешки на моделот за $R_{p0.2}$



Слика 6.14 Дијаграм на нормалноста на грешки за $R_{p0.2}$

Поединечните ефекти на факторите, предгреење и термичка обработка, врз границата на развлекување се дадени на Слика 6.15 (а) а интеракцијата на двата фактори врз границата на развлекување е дадена на Слика 6.15.(б):

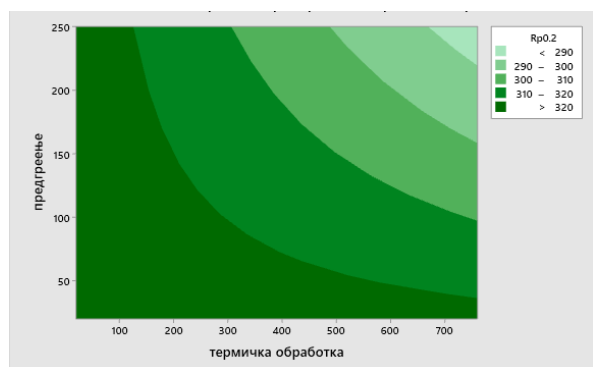


а) Поединечни ефекти на факторите врз $R_{p0.2}$

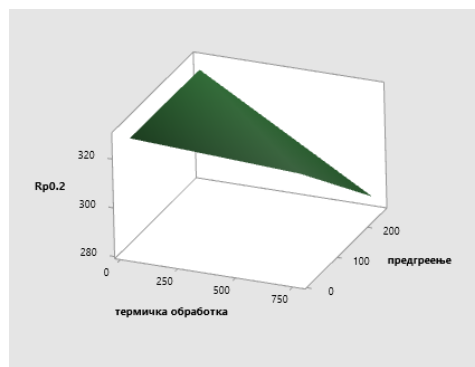
б) Интеракција на двата фактори врз $R_{p0.2}$

Слика 6.15 Ефекти и интеракција на факторите врз $R_{p0.2}$

На Слика 6.16 визуелно е прикажано влијанието на факторите врз границата на развлекување.



а) Контурен дијаграм на $R_{p0.2}$



б) Површински дијаграм на $R_{p0.2}$

Слика 6.16 Дијаграми на влијанието на факторите врз $R_{p0.2}$

6.1.2 Добивање на регресиони равенки за модел за затегнувачка јакост

Генералниот линеарен модел на затегнувачката јакост во однос на двата фактори е прикажан во Табела 6-16. Од ANOVA анализата се заклучува дека и двата фактори како и нивната интеракција имаат статистичко значајно влијание врз промената на одзивот. Двата фактори и нивната интеракција имаат ниска вредност за p (< 0.05) што претставува ниво на значајност за да се добие нултата хипотеза и со тоа се статистички значајни. F – вредноста е повисока од 1 кај сите фактори, што дополнително потврдува дека варијациите што ги објаснуваат факторите се многу поголеми од случајна грешка. Остаточната (грешка) варијација е мала, 147,50 што укажува дека моделот добро го објаснува однесувањето на податоците.

Спроведена е регресиона анализа на моделот каде се добиени коефициентите на регресиониот модел за затегнувачката јакост на различните експериментални проби, Табела 6-17.

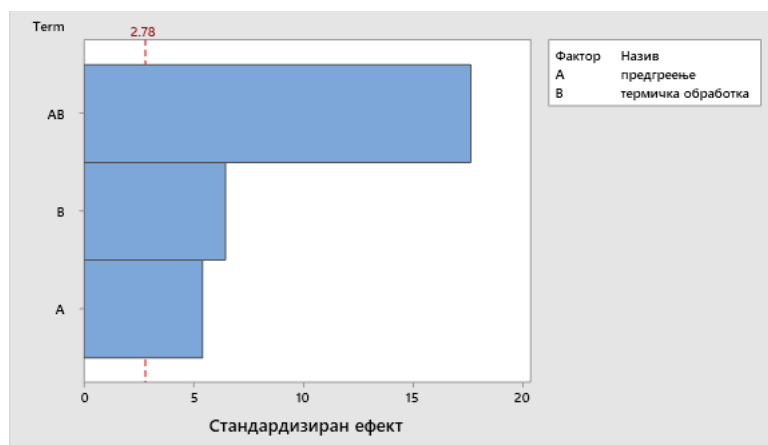
Табела 6-16 ANOVA модел за R_m

	DF	Adj SS	Adj MS	F-вредност	P-вредност
предгреене	1	1.081,1	1.081,1	29,32	0,006
термичка обработка	1	1.540,1	1.540,1	41,77	0,003
предгреене*термичка обработка	1	11.476,1	11.476,1	311,22	0,000
Грешка	4	147,5	36,9		
Вкупно	7	14.244,9			

Табела 6-17 Регресионен модел за R_m

	Коефициент	Стандардна грешка на коефициентот	T - вредност	P - вредност	VIF
константа	655,76	4,81	136,32	0,000	
предгреене	-0,4482	0,0271	-16,52	0,000	2,11
термичка обработка	-0,08267	0,00895	-9,24	0,001	2,38
предгреене*термичка обработка	0,000890	0,000050	17,64	0,000	3,49

Во регресионата анализа поединечното влијание на факторите е под нивото на значајност од 0,05 и заради тоа тие покажуваат статистички значајна врска со одзивот, како и нивната интеракција е доста значајна, што значи дека влијанието на еден фактор зависи од вредноста на другиот фактор. Истото може да го прикажеме преку Pareto дијаграм на стандардизирани ефекти, каде е прикажан ефектот од факторите или интеракциите без одзивот на моделот, Слика 6.17.



Слика 6.17 Парето дијаграм на стандардизирани ефекти за R_m

Црвената вертикална линија ја претставува границата на статистичката значајност која е $t = 2,78$ за $\alpha = 0,05$. Вредностите кои се над оваа линија се статистички значајни за моделот. Високите T – вредности и ниските P – вредности ни потврдуваат дека индивидуалните фактори како и нивната интеракција имаат статистичка значајност врз одзивот на системот.

Посебниот ефект на предгреењето и термичката обработка во регресионата анализа е со негативен ефект, што значи дека со зголемување на предгреењето и термичката обработка, затегнувачката јакост ќе се намали. Додека заедничкиот ефект на факторите има позитивен ефект врз затегнувачката јакост. Со зголемување на вредноста на интеракцијата, одзивот, затегнувачката јакост, се зголемува.

Кога варијанса на инфлација на факторите (VIF) кај регресиониот коефициент е еднаква или блиска до 1, тоа значи дека нема мултиколинеарност меѓу таа независна променлива и другите независни променливи во регресиониот модел и може да се смета за статистички независна во моделот. Мултиколинеарноста се појавува кога две или повеќе независни променливи во регресиониот модел се во висока корелација, тогаш вредноста на VIF е поголема од 5, што го прави тешко да се одреди уникатниот придонес на секоја променлива за објаснување на варијабилноста во зависната променлива. Кога вредностите се под 5, тогаш мултиколинеарноста не претставува проблем. Сите вредности на VIF факторот при интеракцијата со факторот се под 5 што означува дека нема сериозна мултиколинеарност во системот.

Според регресионата анализа може да се заклучи дека посебно факторите како и интеракцијата имаат значајни ефекти врз одзивот на системот, каде факторите имаат негативен ефект, а интеракцијата меѓу нив има и позитивен ефект врз одзивот, односно затегнувачката јакост.

Регресионата равенка за зависноста на затегнувачката јакост според примена на предгреење и термичка обработка на мартензитен челик е следна:

$$R_m = 655,76 - 0,4482 * \text{предгреење} - 0,08267 * \text{термичка обработка} + 0,000890 \text{ предгреење} * \text{термичка обработка}$$

Од коефициентите на регресионата равенка може да се забележи дека предгреењето и термичката обработка имаат поголем значаен ефект врз затегнувачката јакост, негативен, но, кога двата фактори се во интеракција, нивната интеракција позитивно влијае на одзивот на моделот.

Со регресионата равенка е овозможено да се предвиди затегнувачката јакост при различни услови и да се анализираат влијанијата и интеракциите на факторите. Со

помош на регресионата равенка е овозможено оптимизирање на параметрите на моделот со цел одбегнување на силни негативни интеракции.

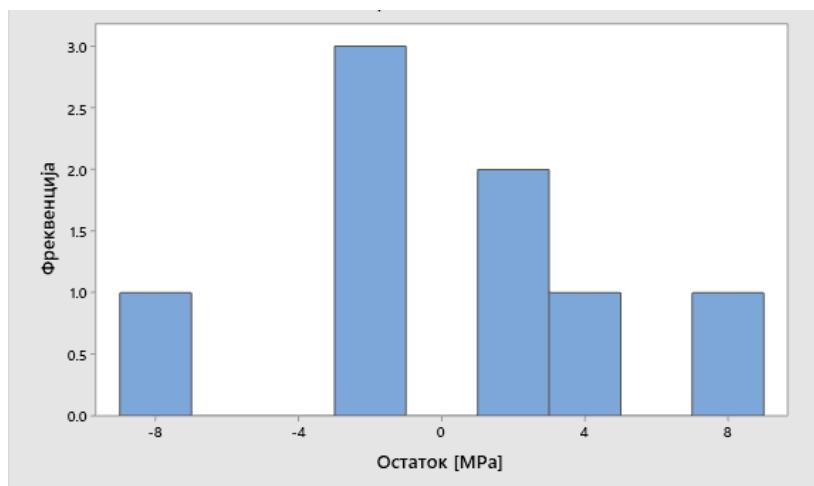
Статистичките параметри за проверка на точноста на моделот за затегнувачката јакост, R_m , за заварените споеви е даден во Табела 6-18:

Табела 6-18 Статистички параметри за проверка на точноста на моделот за R_m

S	R^2	$R^2(\text{adj})$	$R^2(\text{pred})$
6,07248	98,96%	98,19%	95,86%

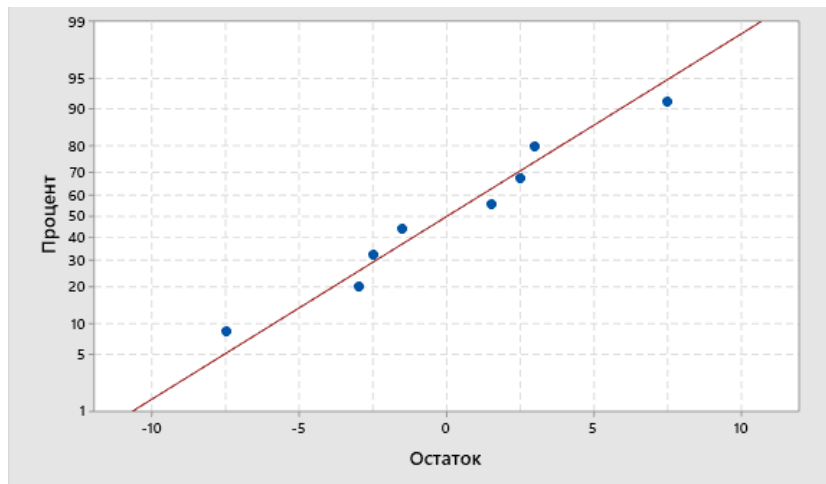
Регресиониот модел ја опишува зависноста меѓу факторите и одзивот на системот со точност од 98,96%. Коефициентот на детерминација, R^2 , покажува колкав дел од вкупната варијација на одзивот може да се објасни преку независните фактори во моделот. Предвидливиот коефициент на детерминација $R^2(\text{pred})$ изнесува 95,85%, што означува дека моделот добро ќе предвиди нови податоци, додека стандардната грешка $S = 6,07248$ го прикажува просечното отстапување на предвидените вредности од вистинските.

Хистограм на остатоци или грешки претставува разлика меѓу вистинската и предвидената вредност на затегнувачката јакост и истиот е прикажан на Слика 6.18. Целта на хистограмот е да провери дали грешките се нормално распределни што претставува клучен податок за валидноста на регресиониот модел. Од анализата на дијаграмот може да се забележи дека има малку асиметричен облик, односно распределбата не е симетрична околу нулата. Најмногу грешки има околу вредноста -2 до 0 и неколку повисоки грешки од 4 до 8 и неколку пониски од -8 до -4. Присуството на вредности подалеку од центарот укажува дека можеби постои поголема варијабилност од очекуваната кај нормалната распределба. Хистограмот на моделот не покажува сериозни отстапувања од нормалноста. Грешките се распределени околу 0, што ја подржува валидноста на регресиониот модел и ANOVA анализата, со мала асиметрија и потенцијални отстапувања.



Слика 6.18 Хистограм на грешки на моделот за R_m

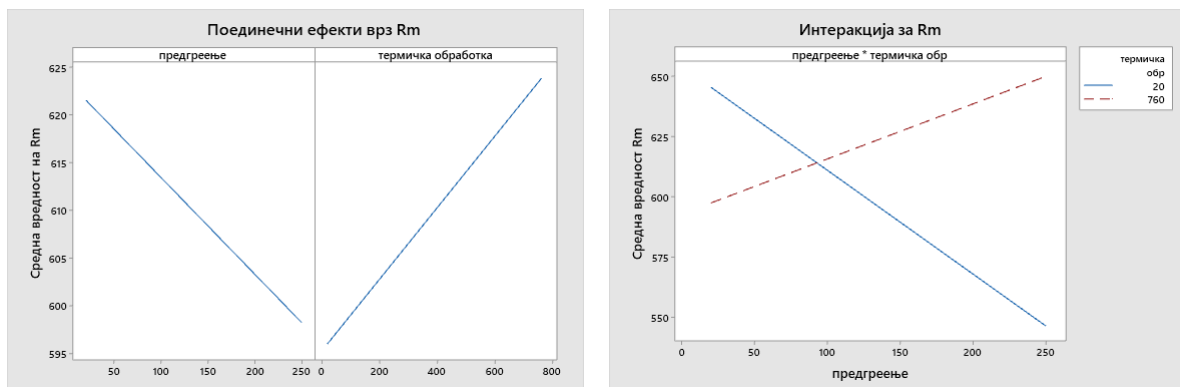
За потврдување на нормалноста на грешките на Слика 6.19 е прикажан дијаграмот на нормалноста на грешките, каде доколку грешките лежат приближно на правата црвена линија тогаш грешките се нормално распределени што означува дека основните претпоставки на ANOVA и регресијата се исполнети.



Слика 6.19 Дијаграм на нормалноста на грешките за R_m

На дијаграмот, точките грешките се блиску до правата линија. Постои мало отстапување на неколку точки но нема силно закривување што покажува дека грешките се приближно нормално распределени. Овој дијаграм ја потврдува валидноста на ANOVA анализата и регресионата равенка. Има мали отстапувања на краевите, но може да заклучиме дека грешките следат нормална распределба што е важна претпоставка за потврда на регресионата и ANOVA анализата. Грешките се приближно нормално распределени што значи дека моделот е статистички прифатлив според критериумот на нормалноста на грешките.

Поединечните ефекти на факторите, предгревање и термичка обработка, врз затегнувачката јакост се дадени на Слика 6.20 (а) а интеракцијата на двата фактори врз затегнувачката јакост е дадена на Слика 6.20.(б):

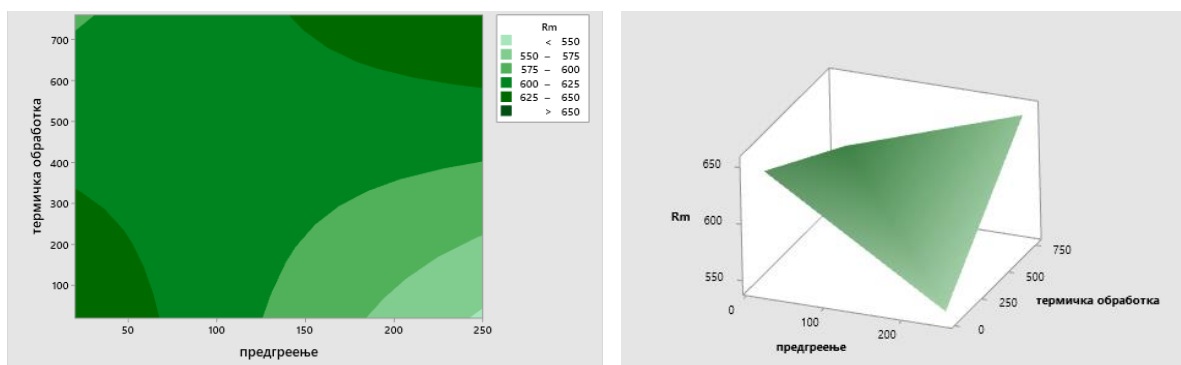


а) Поединечни ефекти на факторите врз R_m

б) Интеракција на факторите врз R_m

Слика 6.20 Ефекти и интеракција на факторите врз R_m

На Слика 6.21 визуелно е прикажано влијанието на факторите врз затегнувачката јакост.



а) Контурен дијаграм на R_m

б) Површински дијаграм на R_m

Слика 6.21 Дијаграми на влијанието на факторите врз R_m

6.1.3 Добивање на регресиони равенки за модел за релативна деформација

Генералниот линеарен модел на релативната деформација во однос на двата фактори е прикажан во Табела 6-19. Од ANOVA анализата се заклучува дека само предгреењето како индивидуален фактор има статистичко значајно влијание врз промената на одзивот. Термичката обработка и интеракцијата на факторите имаат високи p вредности ($>0,05$) што не претставуваат ниво на значајност и не се статистички значајни за релативната деформација. Предгреењето како фактор има ниска p вредност ($<0,05$) што преставува ниво на значајност за да се добие нултата хипотеза и со тоа се статистички значајни. F – вредноста кај предгреењето е повисока од 1, што дополнително потврдува дека варијациите што ги објаснува факторот се многу поголеми од случајна грешка. Остаточната (грешка) варијација е многу мала, 8,816 што укажува дека моделот добро го објаснува однесувањето на податоците.

Спроведена е регресиона анализа на моделот каде се добиени коефициентите на регресиониот модел за релативната деформација на различните експериментални проби, Табела 6-20.

Табела 6-19 ANOVA модел за релативна деформација, ϵ

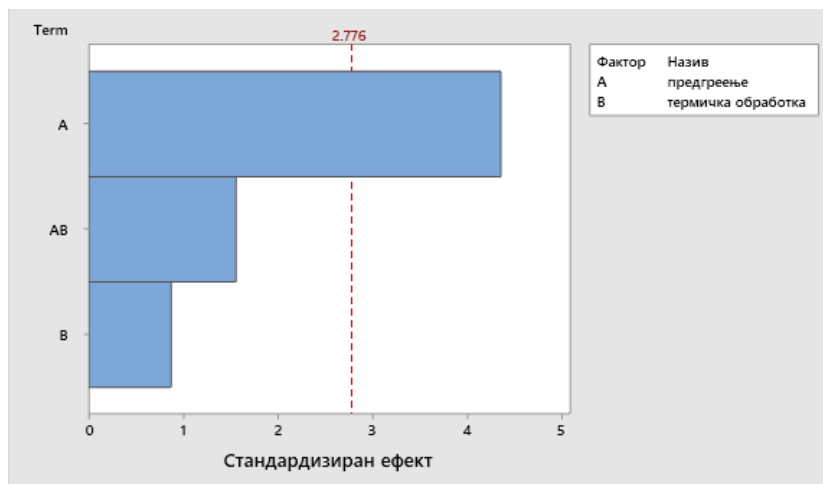
	DF	Adj SS	Adj MS	F-вредност	P-вредност
предгреење	1	139,946	139,946	63,50	0,001
термичка обработка	1	0,520	0,520	0,24	0,653
предгреење*термичка обработка	1	5,346	5,346	2,43	0,194
грешка	4	8,816	2,204		
Вкупно	7	154,629			

Табела 6-20 Регресионен модел за релативна деформација, ϵ

	Коефициент	Стандардна грешка на коефициентот	T - вредност	P - вредност	VIF
Константа	24,15	1,18	20,54	0,000	
предгреење	0,02888	0,00663	4,35	0,012	2,11
термичка обработка	-0,00190	0,00219	-0,87	0,433	2,38
предгреење*термичка обработка	0,000019	0,000012	1,56	0,194	3,49

Во регресионата анализа поединечното влијание на факторите само кај предгреењето е под нивото на значајност од 0,05 и заради тоа тој покажува статистички значајна врска со одзивот, меѓутоа термичката обработка и нивната интеракција не се значајни, што значи дека влијанието на еден фактор не зависи од вредноста на другиот

фактор. Истото може да го прикажеме преку Pareto дијаграм на стандардизирани ефекти, каде е прикажан ефектот од факторите или интеракциите без одзивот на моделот, Слика 6.22. Црвената вертикална линија ја претставува границата на статистичката значајност која е $t = 2,776$ за $\alpha = 0,05$. Вредностите кои се над оваа линија се статистички значајни за моделот.



Слика 6.22 Парето дијаграм на стандардизирани ефекти за ϵ

Посебниот ефект на предгреење со вредност под 0,05 за P – вредноста ни покажува дека факторот има статистичка значајност врз одзивот на системот, додека термичката обработка и интеракцијата меѓу факторите покажува дека немаат статистичка значајност врз одзивот на системот. Коефициентот на предгреењето е мал, но позитивен, што значи дека со зголемување на вредноста на факторот, предгреење, одзивот, линеарната деформација, се зголемува.

Сите VIF вредности се под 5, што означува дека нема мултиколинеарност меѓу независните променливи и може да се сметаат за статистички независни во моделот. Највисока VIF вредност има интеракцијата на факторите, од 3,49, но сепак е во граница под 5, што означува дека нема сериозна мултиколинеарност во системот.

Според регресионата анализа може да се заклучи дека само еден од факторите, предгреењето има значајни ефекти врз одзивот на системот, меѓутоа термичката обработка и интеракцијата меѓу нив нема статистички значаен ефект врз одзивот, односно линеарната деформација.

Регресионата равенка за зависноста на линеарната деформација според примена на предгреење и термичка обработка на мартензитен челик е следна:

$$\epsilon = 24,15 + 0,02888 * \text{предгреење} - 0,00190 * \text{термичка обработка} - 0,000019 * \text{предгреење} * \text{термичка обработка}$$

Од коефициентите на регресионата равенка може да се забележи дека термичката обработка и интеракцијата имаат незначаен ефект врз линеарната деформација, негативен и позитивен соодветно, додека предгреењето има позитивен, влијателен ефект врз одзивот на моделот.

Со регресионата равенка е овозможено да се предвиди линеарната деформација при различни услови и да се анализираат влијанијата и интеракциите на факторите. Со помош на регресионата равенка е овозможено оптимизирање на параметрите на моделот со цел одбегнување на силни негативни интеракции.

Статистичките параметри за проверка на точноста на моделот за линеарната деформација, ϵ , за заварените споеви е даден во Табела 6-21:

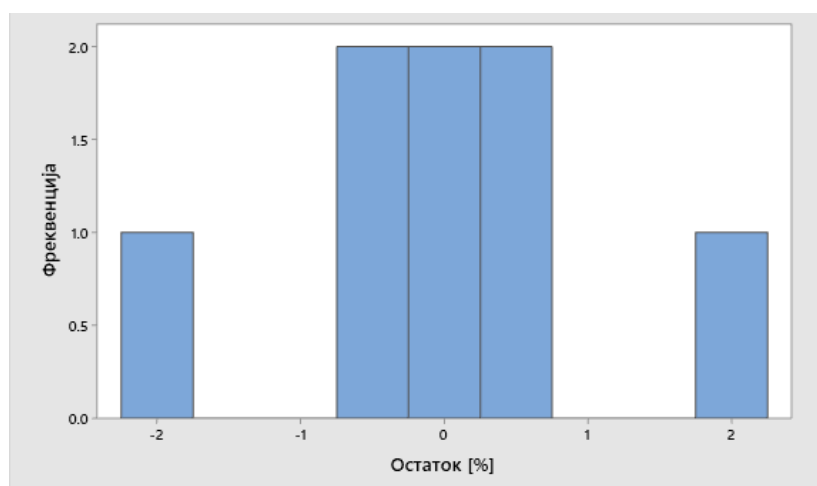
Табела 6-21 Статистички параметри за проверка на точноста на моделот за ϵ

S	R ²	R ² (adj)	R ² (pred)
1,48460	94,30%	90,02%	77,19%

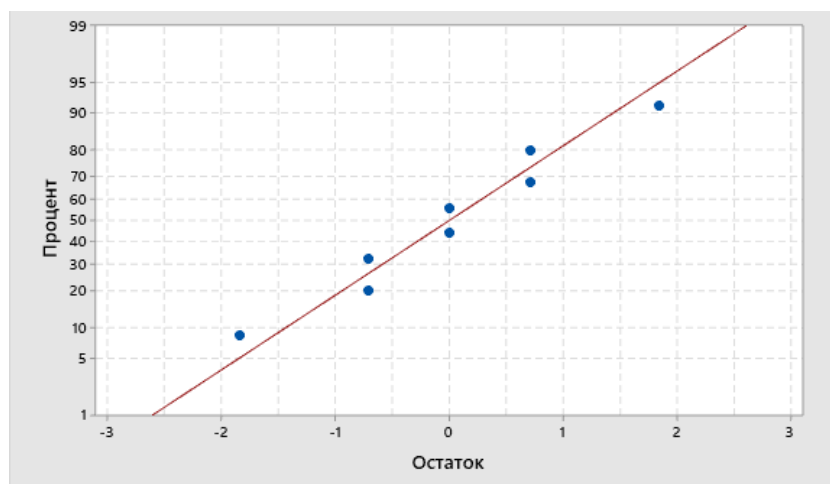
Регресиониот модел ја опишува зависноста меѓу факторите и одзивот на системот со точност од 94,30%. Коефициентот на детерминација, R^2 , покажува колкав дел од вкупната варијација на одзивот може да се објасни преку независните фактори во моделот. Предвидливиот коефициент на детерминација $R^2(\text{pred})$ изнесува 77,19%, што означува дека моделот добро ќе предвиди нови податоци, додека стандардната грешка $S = 1,48460$ го прикажува просечното отстапување на предвидените вредности од вистинските.

Хистограм на остатоци или грешки претставува разлика меѓу вистинската и предвидената вредност на линеарната деформација и истиот е прикажан на Слика 6.23. Хистограмот на грешки покажува приближно симетрична дистрибуција со најголема зачестеност околу нулата, што е позитивен индикатор за нормална дистрибуција на распределба на остатоците и оптимален модел. Грешките се распределени околу средината без големи отстапувања или асиметрија. Од анализата на дијаграмот може да се забележи дека нема докази за постоење на системска грешка што сугерира дека моделот ги исполнува условите за нормалност на грешки. За потврда на дискутираното, направен е дијаграм на нормалност на грешките, каде доколку грешките лежат приближно правата црвена линија тогаш грешките се нормално распределени што означува дека основните претпоставки на ANOVA анализата и регресијата се исполнети, Слика 6.24.

На дијаграмот, грешките се блиску до правата линија. Постои мало отстапување на неколку точки но нема силно закривување што покажува дека грешките се приближно нормално распределени. Овој дијаграм ја потврдува валидноста на ANOVA анализата и регресионата равенка.

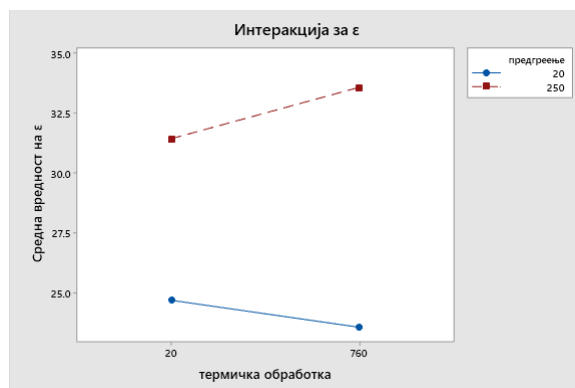
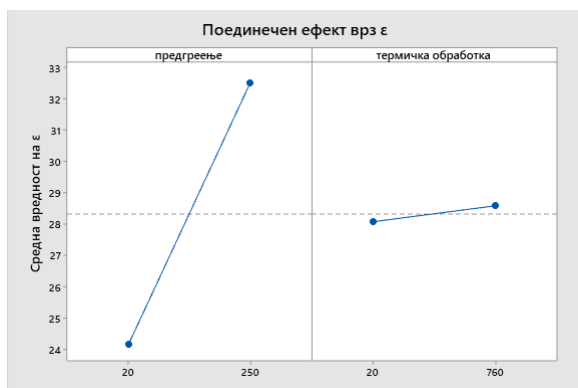


Слика 6.23 Хистограм на грешки на моделот за ϵ



Слика 6.24 Дијаграм на нормалноста на грешки за ϵ

Поединечните ефекти на факторите, предгревање и термичка обработка, врз линеарната деформација се дадени на Слика 6.25 (а) а интеракцијата на двата фактори врз линеарната деформација е дадена на Слика 6.25(б):

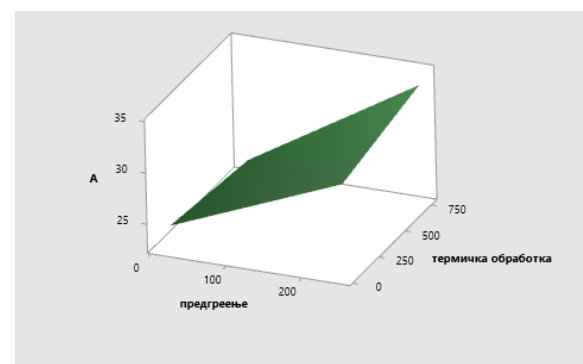
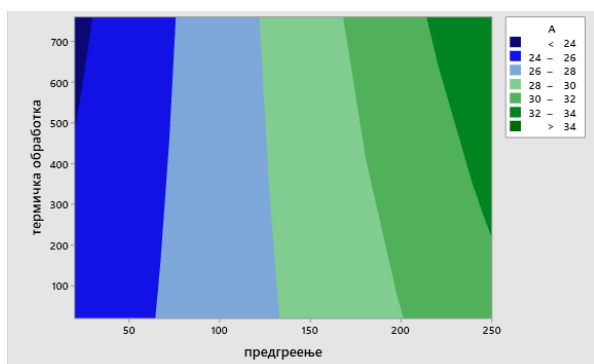


а) Поединечни ефекти на факторите врз ϵ

б) Интеракција на двата фактори врз ϵ

Слика 6.25 Поединечни ефекти и интеракција на факторите врз линеарната деформација

На Слика 6.26 визуелно е прикажано влијанието на факторите врз линеарната деформација.



а) Контурен дијаграм на ϵ

б) Површински дијаграм на ϵ

Слика 6.26 Дијаграм на влијанието на факторите врз линеарната деформација

6.2 Испитување на затегнување на висока температура

Испитувањето на механичките карактеристики на материјалите на високи температури произлегува од потребата за обезбедување на потребната јакост и сигурност во работата на материјалите, односно конструкциите, особено на високо напрегнати делови од современите енергетски конструкции кои за време на својот животен работен век се изложени на работа на високи температури.

Стандардот EN 10216-2 ја специфицира границата на развлекување за челикот X10CrMoVNb9-1 до температура од 600°C, каде минималните барање за $R_{p0.2}$ се 215 МПа.

На експерименталните проби извршено е краткотрајно испитување на затегнување на висока температура, 590°C и е одредена границата на развлекување $R_{p0.2}$ како основна механичка карактеристика на конструктивниот материјал. Во Табела 6-22 се дадени резултатите при испитување на затегнување на висока температура, тестирани на 590°C.

Табела 6-22 Експериментални резултати при испитување на затегнување на висока температура

Епрувети	Предгреење [°C]	Термичка обработка [°C]	Температура [°C]	Граница на развлекување 0.2% [MPa]
1.1	20	20	590	160
4.1	250	20	590	148
5.2	20	760	590	150.6
8.1	250	760	590	153
9.2	20	20	590	163
10.2	250	20	590	147
11.1	20	760	590	149.2
12.1	250	760	590	150

6.2.1 Описна статистика за испитување на затегнување на висока температура

Во Табела 6-23 направена е описна анализа на резултатите од спроведеното испитување на затегнување на висока температура.

Табела 6-23 Описна анализа на експерименталните резултати за $R_{p0.2}$ (590°C)

променлива	предгреење	термичка обработка	N	Средна вредност	Стандардна грешка	Стандардна девијација
$R_{p0.2}$	20	20	2	161,50	1,50	2,12
	20	760	2	149,90	0,700	0,990
	250	20	2	147,50	0,500	0,707
	250	760	2	151,50	1,50	2,12

Резултатите од истражувањето претставуваат 2^2 експериментален дизајн со два фактори: предгреење (20°C и 250°C) и термичка обработка (20°C и 760°C) со по две реплики за секоја комбинација. Анализата на добиените вредности покажува дека ефектот на предгреење и термичка обработка врз границата на развлекување не е еднозначен, туку зависи од интеракцијата на факторите. Имено, при предгреење на 20°C примената на термичка обработка доведува до намалување на $R_{p0.2}$ од 161,50 на 149,90 МПа, додека при предгреење на 250°C примената на термичка обработка резултира со зголемување на $R_{p0.2}$ од 147,50 на 151,50 МПа. Ваквото однесување јасно покажува дека ефектот на термичката обработка зависи од условите на предгреење, односно факторите не дејствуваат независно, туку нивното влијание е меѓусебно поврзано.

6.2.2 Добивање на регресиона равенка на граница на развлекување на висока температура

Генералниот линеарен модел на границата на развлекување во однос на двата фактори е прикажан во Табела 6-24. Од ANOVA анализата се заклучува дека и двата фактори како и нивната интеракција имаат статистичко значајно влијание врз промената на одзивот. Двата фактори и нивната интеракција имаат ниска вредност за p ($<0,05$) што претставува ниво на значајност за да се добие нултата хипотеза и со тоа се статистички значајни. F – вредноста е повисока од 1 кај сите фактори, што дополнително потврдува дека варијациите што ги објаснуваат факторите се многу поголеми од случајна грешка. Остаточната (грешка) варијација е многу мала, 10,48, што укажува дека моделот добро го објаснува однесувањето на податоците.

Табела 6-24 ANOVA модел за $R_{p0.2}$ (590°C)

	DF	Adj SS	Adj MS	F-вредност	P-вредност
предгреење	1	76,88	76,880	29,34	0,006
термичка обработка	1	28,88	28,880	11,02	0,029
предгреење*термичка обработка	1	121,68	121,680	46,44	0,002
Грешка	4	10,48	2,620		
вкупно	7	237,92			

Спроведена е регресиона анализа на моделот каде се добиени коефициентите на регресиониот модел за границата на развлекување на различните експериментални проби, Табела 6-25.

Табела 6-25 Регресионен модел за $R_{p0.2}$ (590°C)

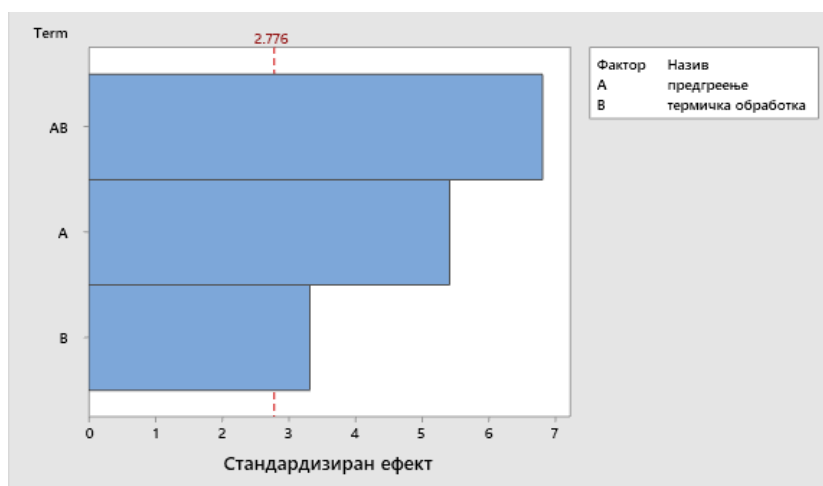
	Коефициент	Стандардна грешка на коефициентот	T - вредност	P - вредност	VIF
Константа	163,07	1,28	127,18	0,000	
предгреење	-0.06270	0,00723	-8,67	0,001	2,11
термичка обработка	-0.01751	0,00239	-7,34	0,002	2,38
предгреење*термичка обработка	0.000092	0,000013	6,81	0,002	3,49

Во регресионата анализа, поединечното влијание на факторите е под нивото на значајност од 0,05 и заради тоа тие покажуваат статистички значајна врска со одзивот, меѓутоа и нивната интеракција е доста значајна, што значи дека влијанието на еден фактор зависи од вредноста на другиот фактор. Истото може да го прикажеме преку Pareto дијаграм на стандардизирани ефекти, каде е прикажан ефектот од факторите или интеракциите без одзивот на моделот, Слика 6.27. Црвената вертикална линија ја претставува границата на статистичката значајност која е $t = 2,776$ за $\alpha = 0,05$. Вредностите кои се над оваа линија се статистички значајни за моделот.

Високите T – вредности со ниските P – вредности ни потврдуваат дека индивидуалните фактори како и интеракцијата на двата фактори имаат статистичка значајност врз одзивот на системот. Посебниот ефект на предгреење и на термичка обработка има негативен ефект врз одзивот, односно со зголемување на вредноста на факторите, одзивот, се намалува. Интеракцијата на двата фактори има позитивен коефициент, исто значаен за одзивот, што значи дека со зголемување на вредноста на факторите се зголемува и одзивот.

Кога варијанса на инфлација на факторите (VIF) кај регресиониот коефициент е еднаква или блиска до 1, тоа значи дека нема мултиколинеарност меѓу таа независна

променлива и другите независни променливи во регресиониот модел и може да се смета за статистички независна во моделот. Мултиколинеарноста се појавува кога две или повеќе независни променливи во регресиониот модел се во висока корелација, тогаш вредноста на VIF е поголема од 5, што го прави тешко да се одреди уникатниот придонес на секоја променлива за објаснување на варијабилноста во зависната променлива. Кога вредностите се под 5, тогаш мултиколинеарноста на претставува проблем. Сите вредности на VIF факторот се 1, што означува дека нема сериозна мултиколинеарност во системот.



Слика 6.27 Парето дијаграм на стандардизирани ефекти за $R_{p0.2}$ (590°C)

Според регресионата анализа може да се заклучи дека и посебно факторите имаат значајни негативни ефекти врз одзивот на системот, меѓутоа и интеракцијата меѓу нив има статистички значаен и позитивен ефект врз одзивот, односно границата на развлекување.

Регресионата равенка за зависноста на границата на развлекување според примена на предгревање и термичка обработка на мартензитен челик е следна:

$$R_{p0.2} = 163,07 - 0,06270 * \text{предгревање} - 0,01751 * \text{термичка обработка} + 0,000092 \text{ предгревање} * \text{термичка обработка}$$

Од коефициентите на регресионата равенка може да се забележи дека предгрењето има посилен негативен ефект на одзивот од термичката обработка додека кога двата фактори се во интеракција, нивната интеракција има најсилен, позитивен ефект врз одзивот на моделот.

Со регресионата равенка е овозможено да се предвиди границата на развлекување при различни услови и да се анализираат влијанијата и интеракциите на факторите. Со помош на регресионата равенка е овозможено оптимизирање на параметрите на моделот со цел одбегнување на силни негативни интеракции.

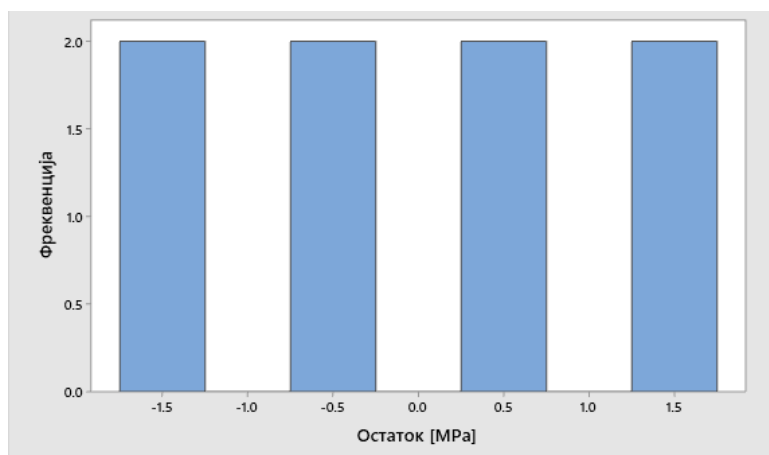
Статистичките параметри за проверка на точноста на моделот за границата на развлекување, $R_{p0.2}$, за заварените спојеве е даден во:

Табела 6-26 Статистички параметри за проверка на точноста на моделот за $R_{p0.2}$ (590°C)

S	R ²	R ² (adj)	R ² (pred)
1,61864	95,60%	92,29%	82,38%

Регресиониот модел ја опишува зависноста меѓу факторите и одзивот на системот со точност од 95,60%. Коефициентот на детерминација, R^2 , покажува колкав дел од вкупната варијација на одзивот може да се објасни преку независните фактори во моделот. Предвидливиот коефициент на детерминација $R^2(\text{pred})$ изнесува 92,29%, што означува дека моделот добро ќе предвиди нови податоци, додека стандардната грешка $S = 1,61864$ го прикажува просечното отстапување на предвидените вредности од вистинските.

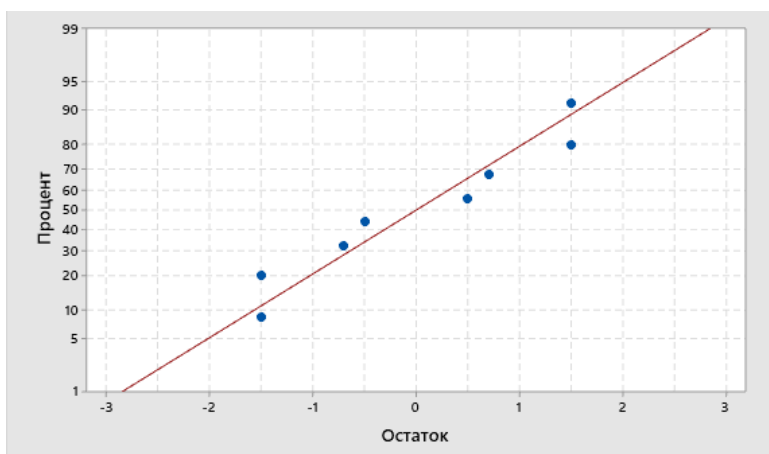
Хистограм на остатоци или грешки претставува разлика меѓу вистинската и предвидената вредност на границата на развлекување и истиот е прикажан на Слика 6.28.



Слика 6.28 Хистограм на грешки на моделот за за $R_{p0.2}$ (590°C)

Целта на хистограмот е да провери дали грешките се нормално распределни што претставува клучен податок за валидноста на регресиониот модел. Од анализата на дијаграмот може да се забележи дека има симетричен изглед со приближно еднаква фреквенција за секоја грешка. Грешките се распоредени во пет колони од -1,5 до +1,5 со релативно рамномерно растојание. Хистограмот на моделот не покажува сериозни отстапувања од нормалноста. Грешките се нормално распределени што ја подржува валидноста на регресиониот модел и ANOVA анализата, што значи дека анализата на варијансата е сигурна и интеракцијата е значајна и статистички валидна.

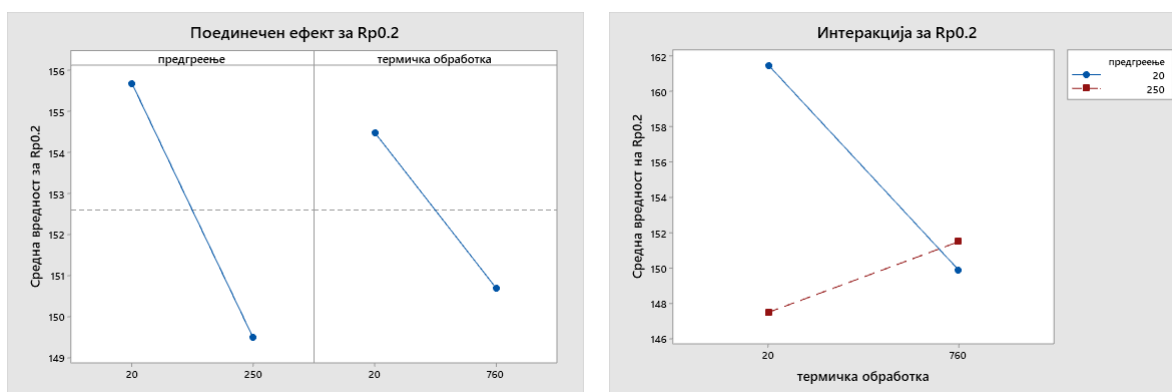
На Слика 6.29 е прикажан дијаграмот на нормалноста на грешките, каде доколку грешките лежат приближно правата црвена линија тогаш грешките се нормално распределени што означува дека основните претпоставки на ANOVA и регресијата се исполнети.



Слика 6.29 Дијаграм на нормалноста на грешките за $R_{p0.2}$ (590°C)

На дијаграмот, точките се блиску до правата линија. Постои мало отстапување на неколку точки но нема силно закривување што покажува дека грешките се приближно нормално распределени. Овој дијаграм ја потврдува валидноста на ANOVA анализата и регресионата равенка.

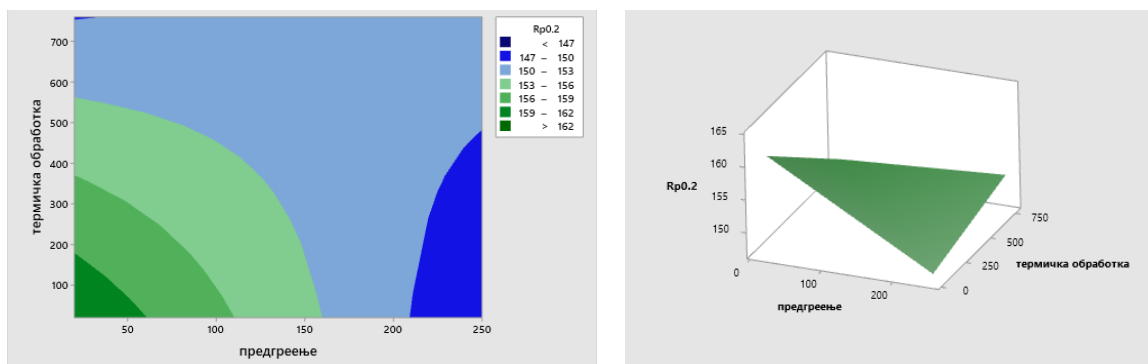
Поединечните ефекти на факторите, предгреене и термичка обработка, врз границата на развлекување се дадени на Слика 6.30 (а) а интеракцијата на двата фактори врз границата на развлекување е дадена на Слика 6.30 б). На Слика 6.31 визуелно е прикажано влијанието на факторите врз границата на развлекување:



а) Поединечни ефекти на факторите врз $R_{p0.2}$ (590°C)

б) Интеракција на факторите врз $R_{p0.2}$ (590°C)

Слика 6.30 Влијание на поединечните ефекти и интеракција на факторите за $R_{p0.2}$ (590°C)



а) Контурен дијаграм на $R_{p0.2}$ (590°C)

б) Површински дијаграм на $R_{p0.2}$ (590°C)

Слика 6.31 Дијаграми на влијанието на факторите за $R_{p0.2}$ (590°C)

6.3 Испитување на жилавост

6.3.1 Описна статистика

За испитување на жилавоста на заварените spojeви издвоени и анализирани се поединечните зони на заварениот спој:

- ЗВТ 1 – жилавост во зоната под влијание на топлина од основен материјал X10CrMoVNb9-1
- ЗС - жилавост во заварениот спој
- ЗВТ 2 – жилавост во зоната под влијание на топлина од основен материјал 12X18H12T

Резултатите од испитувањата се прикажани во табелите што следат и се поделени соодветно според зоната на зарез на епруветите, односно испитување на жилавост во ЗВТ 1, ЗВТ 2 и ЗС.

Во Табела 6-27 се презентирани резултатите од испитување на жилавост во зоната под влијание на топлина на основен материјал X10CrMoVNb9-1 со презентирани средна вредност и стандардна девијација за зоната за секоја различно заварена проба.

Табела 6-27 Жилавост во ЗВТ 1

Заварени проби	Предгреење [°C]	Термичка обработка [°C]	ЗВТ 1 (X10CrMoVNb9-1) [J]			Средна вредност [J]	Температура °C	Димензии на епрувета [mm]
			Проба 1	Проба 2	Проба 3			
Епрувета 1 и 2	20	20	24,80	23,80	24,10	24,23	20	10x2.5
Епрувета 3 и 4	250	20	24,40	22,80	24,00	23,73	20	10x2.5
Епрувета 6 и 11	20	760	34,30	30,60	34,10	33,00	20	10x2.5
Епрувета 7 и 8	250	760	29,90	34,90	34,50	33,10	20	10x2.5

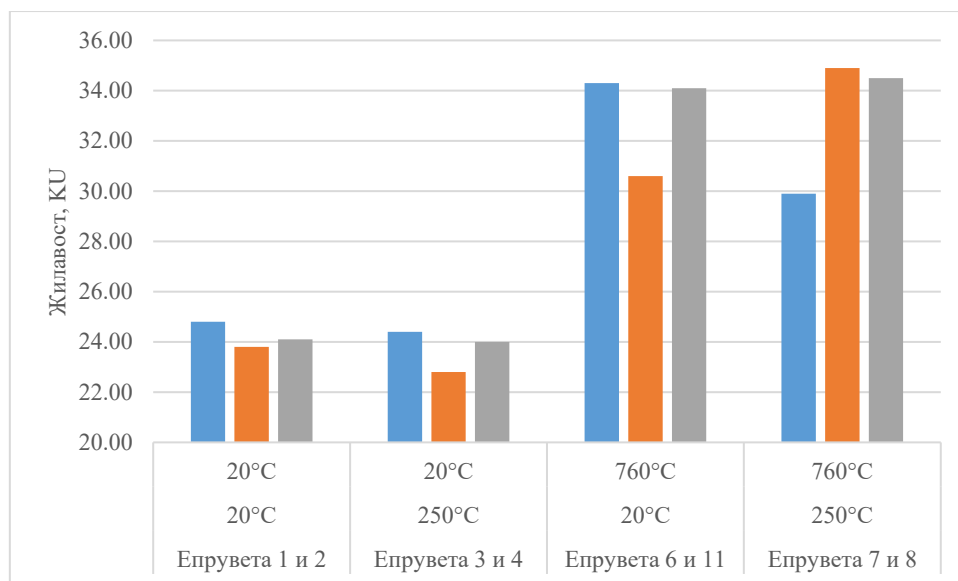
Табела 6-28 Споредба на жилавост меѓу основен и ЗВТ1

Епрувети	Жилавост [J]	Епрувети	Жилавост [J]
X10CrMoVNb9-1 без ТО	23,00	X10CrMoVNb9-1 со ТО	27,8
ЗВТ 1 20/20	24,23	ЗВТ 1 20/760	33,00
ЗВТ 1 250/20	23,73	ЗВТ 1 250/760	33,10

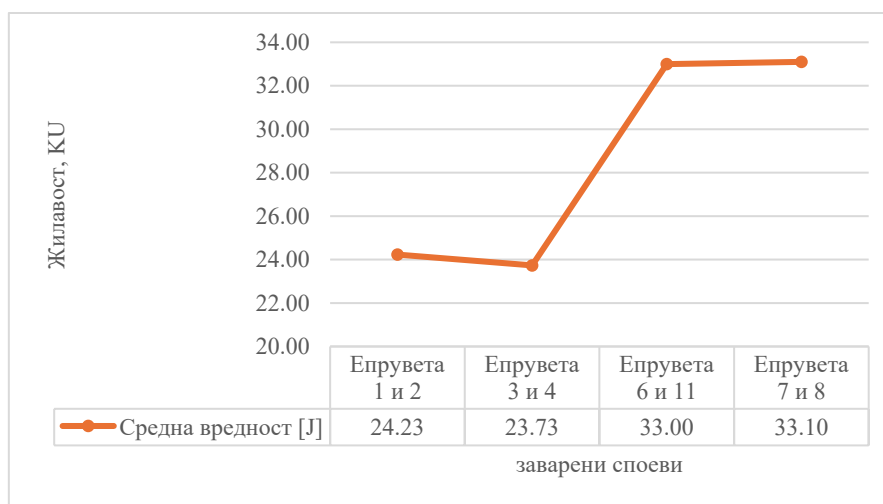
Жилавоста на основен материјал беше пресметана за епрувети без и за епрувети со примена на термичка обработка. Од добиените резултати и од анализата на прикажаните резултати во Табела 6-28 може да се забележи дека жилавоста во зоната под влијание на топлина останува во рамки блиски до оние на основниот материјал. Основниот материјал без термичка обработка покажува жилавост од 23 J, додека со извршена термичка обработка вредноста се зголемува на 27,8 J. Во споредба со тоа, измерените вредности во ЗВТ се движат од 23,73 J (250/20) и 24,23 J (20/20) до 33,00 J (20/760) и 33,10 J (250/760), што покажува дека жилавоста во оваа зона не е намалена туку и во случај со примена на термичка обработка покажува зголемување. Ваквата усогласеност на вредностите укажува дека термичкиот циклус при заварувањето не создал критични структурни промени кои би довеле до намалување на отпорноста кон крто кршење.

На графикот Слика 6.32 може да се забележи дека најмала варијација имаат заварените проби без термичка обработка, додека највисоки вредности на жилавоста прикажуваат пробите со применета термичка обработка. Останатите две комбинации на термичките циклуси прикажуваат поголеми вредности на девијација на резултатите. Средната вредност на пробите е прикажана на Слика 6.33.

Во Табела 6-29 презентирани се резултатите од испитување на жилавост во заварениот спој со презентирани средна вредност и стандардна девијација за зоната за секоја различно заварена проба.



Слика 6.32 Жилавост во ЗВТ1



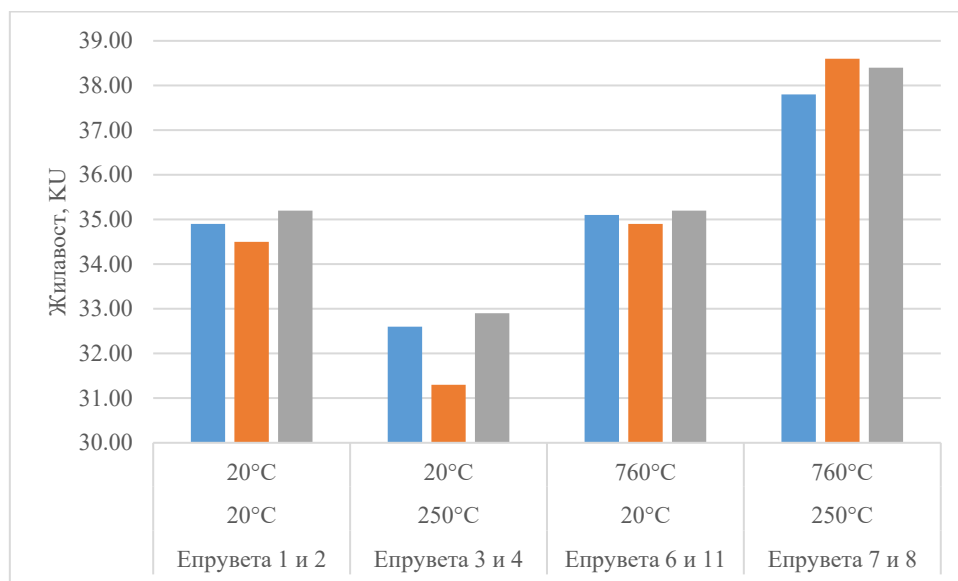
Слика 6.33 Средна вредност на жилавоста во ЗВТ1

Табела 6-29 Жилавост во ЗС

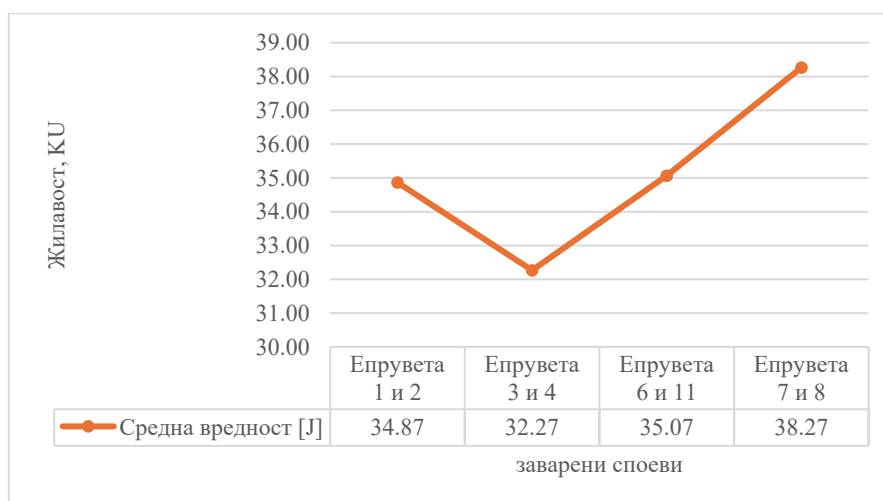
Заварени проби	Предгревање [°C]	Термичка обработка [°C]	ЗС [J]			Средна вредност [J]	Температура °C	Димензии на епрувета [mm]
			Проба 1	Проба 2	Проба 3			
Епрувета 1 и 2	20	20	34,90	34,50	35,20	34,87	20	10x2.5
Епрувета 3 и 4	250	20	32,60	31,30	32,90	32,27	20	10x2.5
Епрувета 6 и 11	20	760	35,10	34,90	35,20	35,07	20	10x2.5
Епрувета 7 и 8	250	760	37,80	38,60	38,40	38,27	20	10x2.5

Од табелата и графикот Слика 6.34 може да се забележи дека најмала девијација имаат заварените проби без предгревање и со термичка обработка, а најголема девијација со предгревање, а без термичка обработка. Пробите со предгревање и термичка обработка

прикажуваат највисоки вредности за жилавоста. Средната вредност на пробите е прикажана на Слика 6.35.



Слика 6.34 Жилавост во ЗС



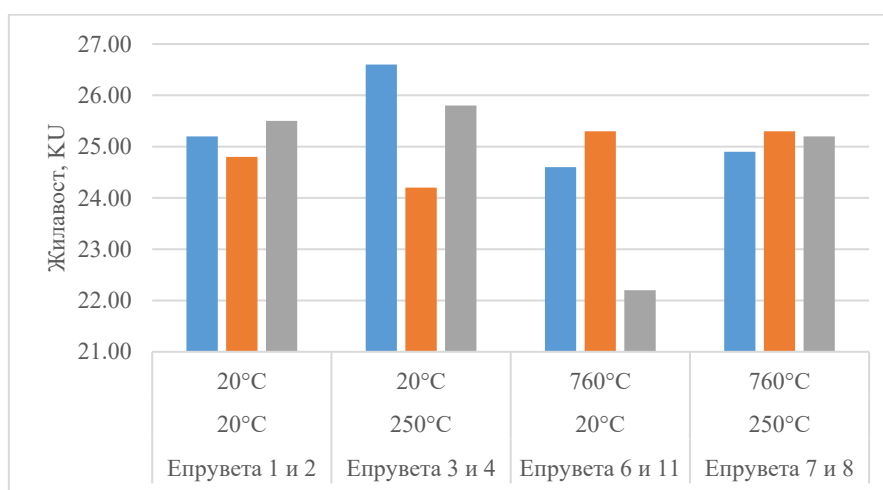
Слика 6.35 Средна вредност на жилавоста во ЗС

Во Табела 6-30 презентирани се резултатите од испитување на жилавост во зоната под влијание на топлина за аустенитниот нерѓосувачки челик со презентирани средна вредност и стандардна девијација за зоната за секоја различно заварена проба.

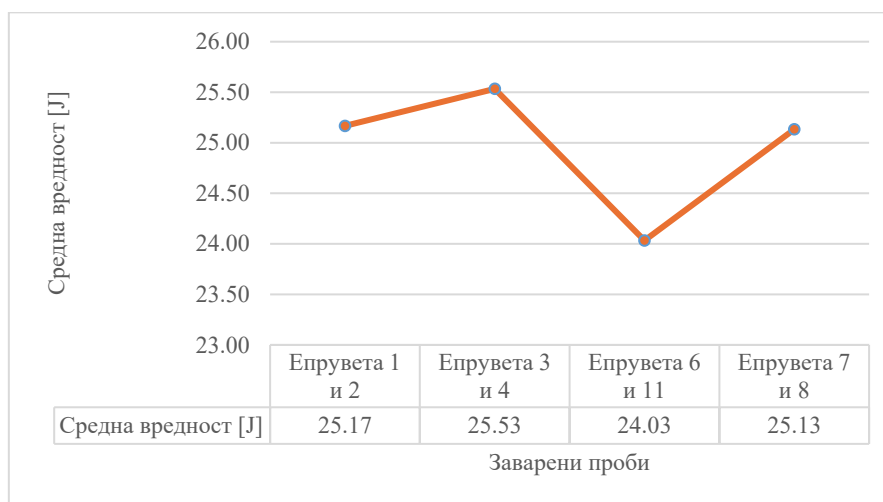
На графикот прикажан на Слика 6.36 може да се забележи дека најмала варијација имаат заварените проби со предгреене и термичка обработка, како и без термичките циклуси. Останатите две комбинации на термичките циклуси прикажуваат поголеми вредности на девијација на резултатите. Средната вредност на пробите е прикажана на Слика 6.37.

Табела 6-30 Жилавост во ЗВТ2

Заварени проби	Предгреене [°C]	Термичка обработка [°C]	ЗВТ 1 (12X18H12T) [J]			Средна вредност [J]	Температура °C	Димензии на епрувета [mm]
			Проба 1	Проба 2	Проба 3			
Епрувета 1 и 2	20	20	25,20	24,80	25,50	25,17	20	10x2.5
Епрувета 3 и 4	250	20	26,60	24,20	25,80	25,53	20	10x2.5
Епрувета 6 и 11	20	760	24,60	25,30	22,20	24,03	20	10x2.5
Епрувета 7 и 8	250	760	24,90	25,30	25,20	25,13	20	10x2.5

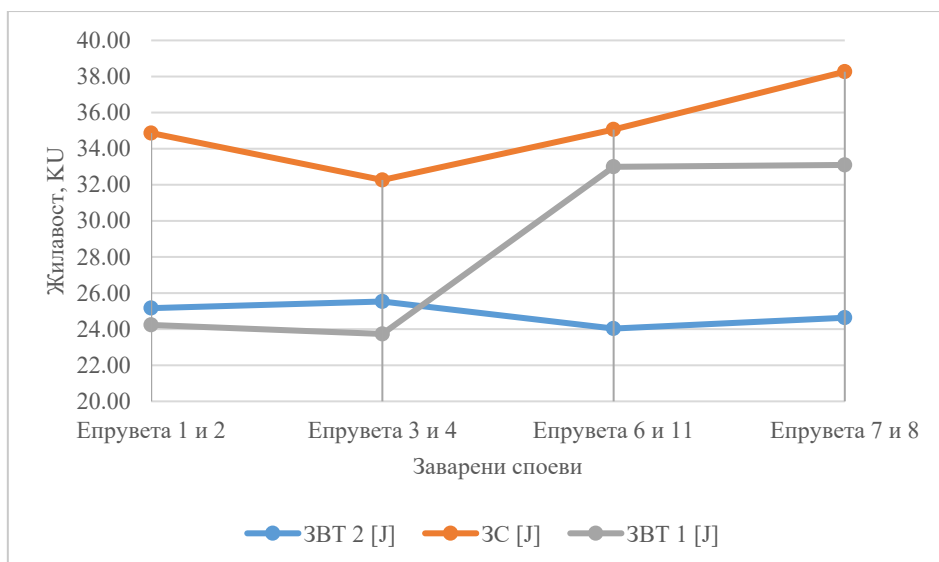


Слика 6.36 Жилавост во ЗВТ 2



Слика 6.37 Средна вредност на ЗВТ2 на заварените проби

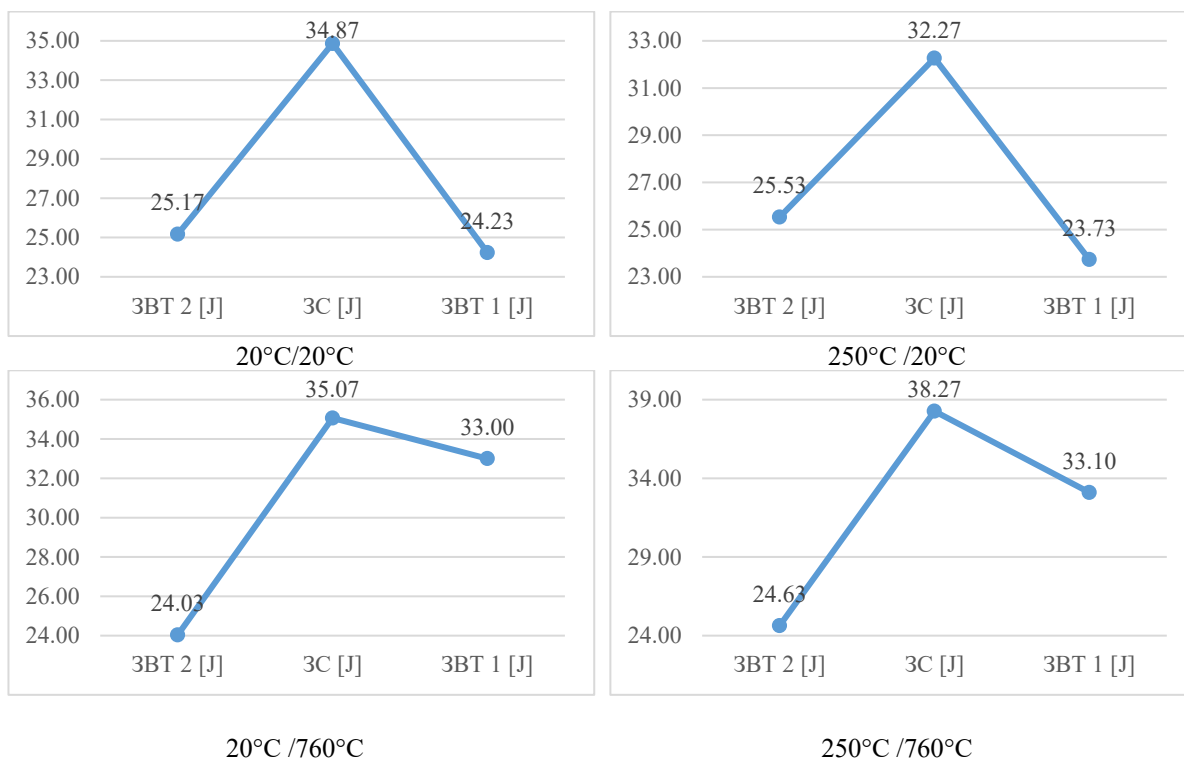
На следниот график, Слика 6.38 анализирани се добиените резултати, средни вредности, на заварените проби за различно припремените проби.



Слика 6.38 Средна вредност на жилавоста на експерименталните проби

Направена е споредбена анализа на жилавоста за различно заварените споеви согласно факторите на анализа. Она што може да се забележи од графикот е дека заварениот спој има највисоки вредности на жилавоста кај сите заварени споеви со тренд на пораст за споевите со применето предгревање и термичка обработка. Зоната под влијание на топлина кај аустенитниот нерѓосувачки челик е без многу големи варијации. Зоната под влијание на топлина кај мартензитниот отпуштен челик има најниски вредности за пробите кои не се подложни на термичка обработка со вредност од околу 24J, додека доста поголеми вредности за пробите со примена на термичка обработка и тоа 33J.

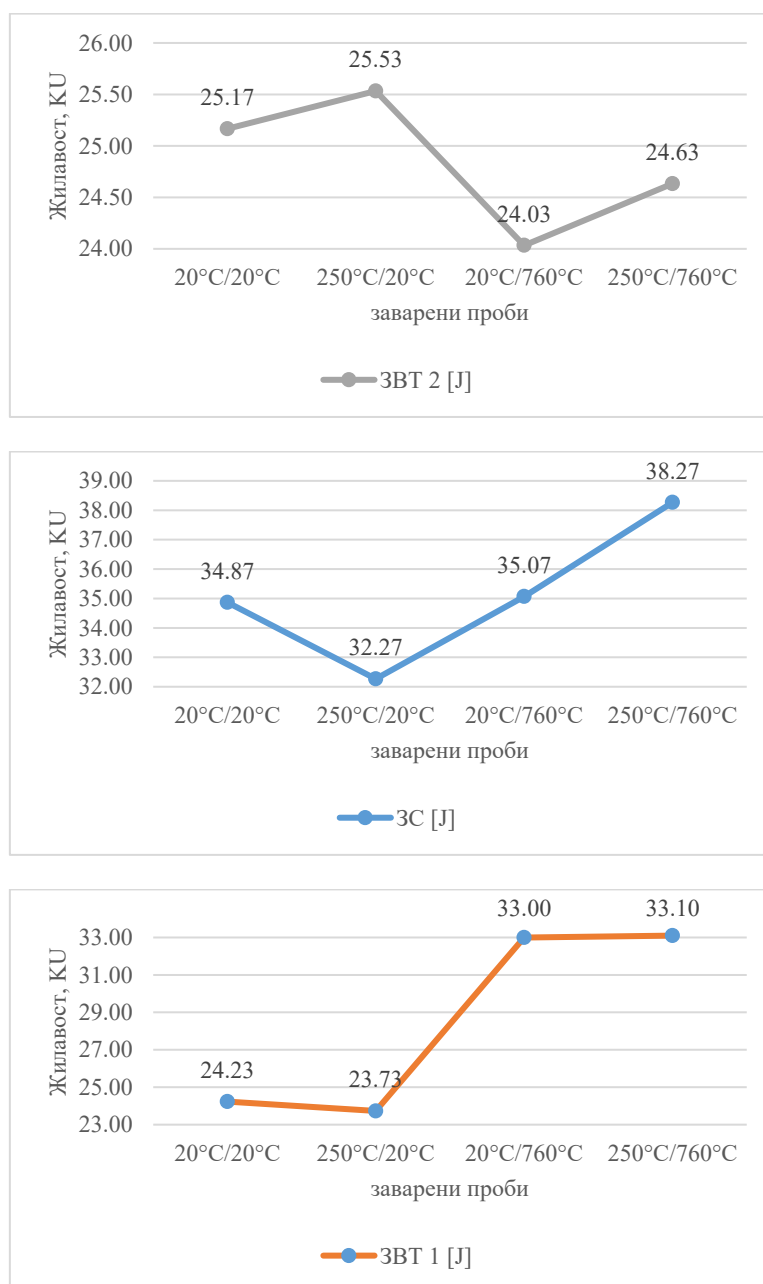
На следните графици, Слика 6.39, е направен приказ на жилавоста во согласност од применетите термички процеси.



Слика 6.39 Анализа на жилавоста според експерименталните комбинации

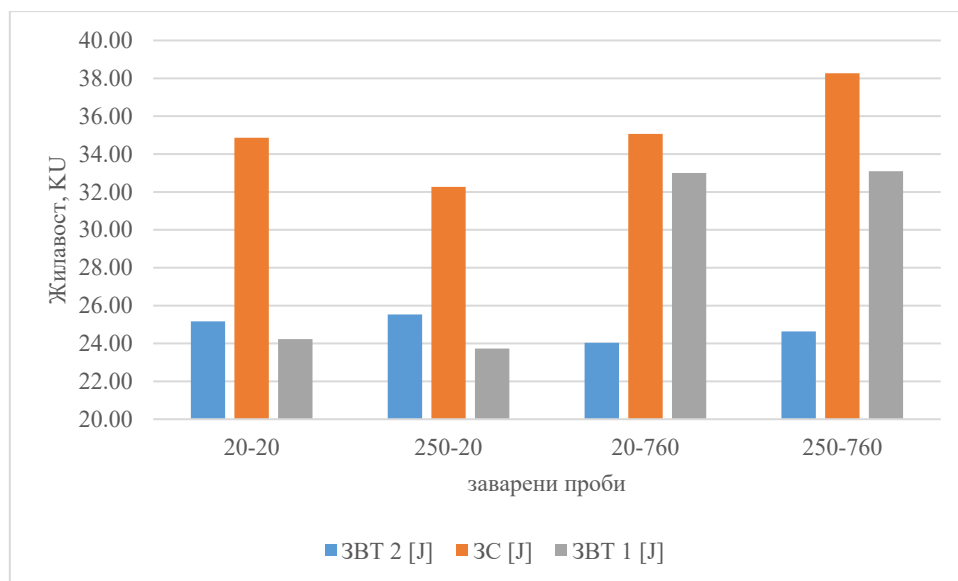
Заварениот спој има највисоки вредности на жилавоста при што преставува индикатор за интегритетот на заварот. ЗВТ1 покажува значителен раст на вредностите на жилавоста по примената на термичките процеси, особено бидејќи тоа е зоната на мартензитниот челик, додека ЗВТ2 има стабилни вредности што е очекувано бидејќи на него како основен материјал нема применето термичка постапка.

На графиците дадени подолу, Слика 6.40, е анализирана жилавоста во зоните под влијание на топлина и заварениот спој. Во зоната под влијание кај аустенитниот нерѓосувачки челик забележуваме дека нема големи варијации на жилавоста. Заварениот спој покажува високи вредности со примена на предгреење и термичка обработка, додека зоната под влијание на топлина на мартензитниот челик исто така покажува највисоки вредности на жилавост со примена на термичка обработка за разлика од пробите без примена на термичката обработка.



Слика 6.40 Анализа на жилавоста во разгледуваните зони

Споредба на средните вредности на жилавоста за секоја комбинација во однос на факторите е дадена на дијаграмот на Слика 6.41. Заварениот спој во однос на останатите зони прикажува поголеми вредности на жилавоста особено на пробите со предгревање и термичка обработка.



Слика 6.41 Анализа на средни вредности на жилавоста за секоја експериментална комбинација

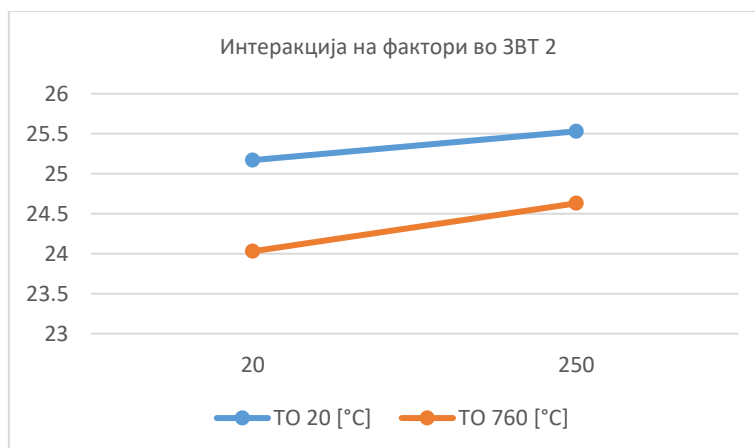
За да се провери дали има интеракција меѓу факторите, за секоја зона на испитување е направена посебна анализа на факторите согласно дефинираните зони (зона под влијание на топлина и заварен спој), при што се добиени дијаграми што ги прикажуваат главните ефекти и интеракциите.

Во Табела 6-31 за секоја разгледувана зона се прикажани средните вредности според влезните параметри на факторите.

Табела 6-31 Приказ на средни вредности на жилавоста според влезни параметри на факторите

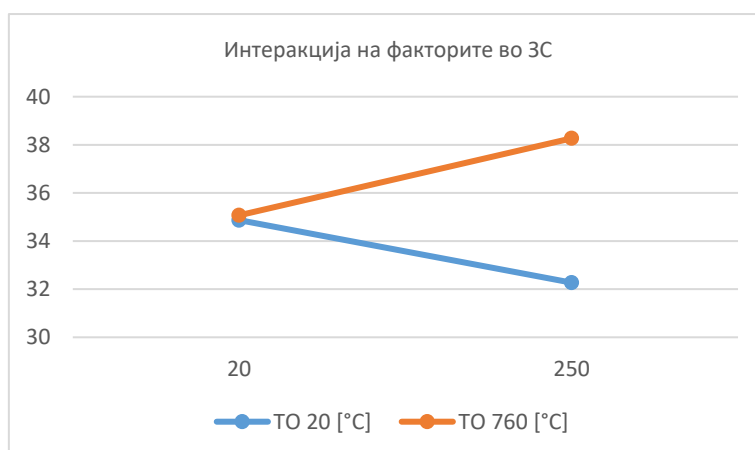
ЗВТ 2 (12X18H12T) [J]		
Предгревање [°C]	ТО 20 [°C]	ТО 760 [°C]
20	25.17	24.03
250	25.53	24.63
ЗС [J]		
Предгревање [°C]	ТО 20 [°C]	ТО 760 [°C]
20	34.87	35.07
250	32.27	38.27
ЗВТ 1 (X10CrMoVNb9-1) [J]		
Предгревање [°C]	ТО 20 [°C]	ТО 760 [°C]
20	24.23	33
250	23.73	33.1

Зголемувањето на температурата на предгревање ја зголемува жилавоста и за заварените проби без и со термичка обработка. Од графикот на Слика 6.42 може да се забележи дека нема значајна интеракција меѓу факторите, што значи дека влијанието на поединечните фактори се манифестира одделно и не зависи од комбинираното дејство на другите фактори во рамките на испитуваните услови.



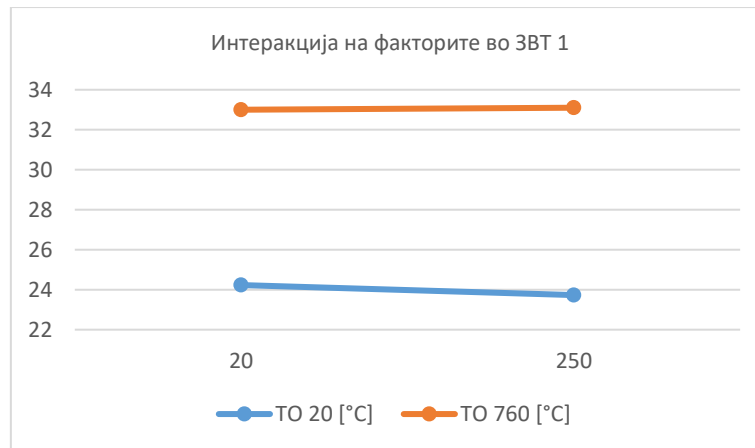
Слика 6.42 Интеракција на фактори за ЗВТ2

Кога се работи за жилавоста на заварениот спој, заварените проби без термичка обработка со зголемување на температурата на предгреење, жилавоста се намалува, додека за заварените проби со термичка обработка, со зголемување на температурата на предгреење се зголемува и жилавоста. Линиите се со различен наклон и поради тоа се сечат што укажува на постоење на интеракција меѓу факторите, Слика 6.43. Односно ефектот од промената на еден фактор зависи од нивото на другиот и ова е потврдено со пресекување на линиите што ги претставуваат различните нивоа на термичката обработка.



Слика 6.43 Интеракција на фактори за ЗС

Зголемувањето на температурата на предгреење не ја зголемува или намалува значително жилавоста на заварените проби. Кај пробите без термичка обработка имаме мало опаѓање на жилавоста со примена на предгреење, а кај пробите без термичка обработка се јавува зголемување на жилавоста со примена на предгреење. Од графикот на Слика 6.44 може да се забележи дека нема значајна интеракција меѓу факторите, што значи дека влијанието на поединечните фактори се манифестира одделно и не зависи од комбинираното дејство на другите фактори во рамките на испитуваните услови.



Слика 6.44 Интеракција на фактори за ЗВТ2

6.3.2 Дедуктивна статистика за испитување на жилавоста

6.3.2.1 Добивање на регресиони равенки за модел за жилавоста во заварениот спој

Генералниот линеарен модел за жилавоста во заварениот спој во однос на двата фактори е прикажан во Табела 6-32. Од ANOVA анализата се заклучува дека од двата фактори, само термичката обработка како и интеракцијата на факторите имаат статистичко значајно влијание врз промената на одзивот. Предгреењето има вредност за $p = 0,324$ ($>0,05$) што укажува дека не е статистички значаен. Термичката обработка и интеракција на факторите имаат ниска вредност за p ($<0,05$) што претставува ниво на значајност за да се добие нултата хипотеза—и со тоа се статистички значајни. F – вредноста е повисока од 1 кај термичката обработка и интеракцијата, што дополнително потврдува дека варијациите што ги објаснуваат факторите се многу поголеми од случајна грешка. Остаточната (грешка) варијација е многу мала, 1,3591, што укажува дека моделот добро го објаснува однесувањето на податоците.

Табела 6-32 ANOVA модел на жилавоста во ЗС

	DF	Adj SS	Adj MS	F-вредност	P-вредност
предгреење	1	0,1875	0,1875	1,10	0,324
термичка обработка	1	31,0408	31,0408	182,72	0,000
предгреење*термичка обработка	1	26,1075	26,1075	153,68	0,000
Грешка	8	1,3591	0,1699		
Вкупно	11	58,6949			

Спроведена е регресиона анализа на моделот каде се добиени коефициентите на регресиониот модел за жилавоста во ЗС на различните експериментални проби, Табела 6-33.

Табела 6-33 Регресионен модел на жилавоста во ЗС

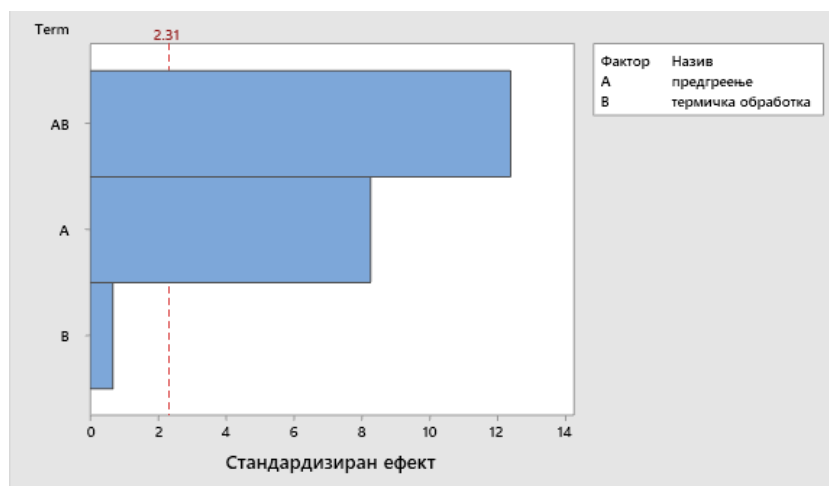
	Коефициент	Стандардна грешка на коефициентот	T - вредност	P - вредност	VIF
константа	34,998	0,267	131,28	0,000	
предгреење	-0,01243	0,00150	-8,27	0,000	2,11
термичка обработка	-0,000333	0,000496	-0,67	0,521	2,38
предгреење*термичка обработка	0,000035	0,000003	12,40	0,000	3,49

Во регресионата анализа поединечното влијание на факторот термичка обработка е над нивото на значајност од 0,05 и поради тоа не покажува статистички значајна врска со одзивот, меѓутоа предгреењето и нивната интеракција е доста значајна, што значи дека влијанието на еден фактор зависи од вредноста на другиот фактор. Истото може да се прикаже преку Pareto дијаграм на стандардизирани ефекти, каде е прикажан ефектот од факторите или интеракциите без одзивот на моделот, Слика 6.45. Црвената вертикална линија ја претставува границата на статистичката значајност која е $t = 2,31$ за $\alpha = 0,05$. Вредностите кои се над оваа линија се статистички значајни за моделот.

Посебниот ефект на термичка обработка е многу мал и нестабилен, односно подлежи на висока стандардна грешка во системот. Предгреењето и интеракцијата на двата фактори има исто многу мал коефициент, но стабилен и значаен за одзивот, негативен и позитивен ефект соодветно. Со зголемување на вредноста на предгреењето, одзивот, се намалува, додека со зголемување на вредноста на интеракцијата, одзивот се зголемува.

Кога варијанса на инфлација на факторите (VIF) кај регресиониот коефициент е еднаква или блиска до 1, тоа значи дека нема мултиколинеарност меѓу таа независна променлива и другите независни променливи во регресиониот модел и може да се смета за статистички независна во моделот.

Мултиколинеарноста се појавува кога две или повеќе независни променливи во регресиониот модел се во висока корелација, тогаш вредноста на VIF е поголема од 5, што го прави тешко да се одреди уникатниот придонес на секоја променлива за објаснување на варијабилноста во зависната променлива. Кога вредностите се под 5, тогаш мултиколинеарноста на претставува проблем. При највисока вредност на VIF факторот при интеракцијата со факторот, од 3,49, сепак е во граница под 5, што означува дека нема сериозна мултиколинеарност во системот.



Слика 6.45 Pareto дијаграм на стандардизирани ефекти за заварен спој

Според регресионата анализа може да се заклучи дека посебно термичката обработка нема значајни ефекти врз одзивот на системот, меѓутоа предгреењето и интеракцијата меѓу факторите има статистички значаен позитивен, односно негативен ефект врз одзивот, односно жилавоста во ЗС.

Регресионата равенка за зависноста на жилавоста во ЗС според примена на предгреење и термичка обработка на мартензитен челик е следна:

$$\text{ЗС} = 34.998 - 0.01243 * \text{предгреење} - 0,000333 * \text{термичка обработка} + 0,000035 \text{ предгреење} * \text{термичка обработка}$$

Од коефициентите на регресионата равенка може да се забележи дека предгреењето и термичката обработка имаат негативен ефект врз жилавоста во ЗС. Но, кога двата фактори се во интеракција, нивната интеракција позитивно влијае на одзивот на моделот.

Со регресионата равенка е овозможено да се предвиди жилавоста во ЗС при различни услови и да се анализираат влијанијата и интеракциите на факторите. Со помош на регресионата равенка е овозможено оптимизирање на параметрите на моделот со цел одбегнување на силни негативни интеракции.

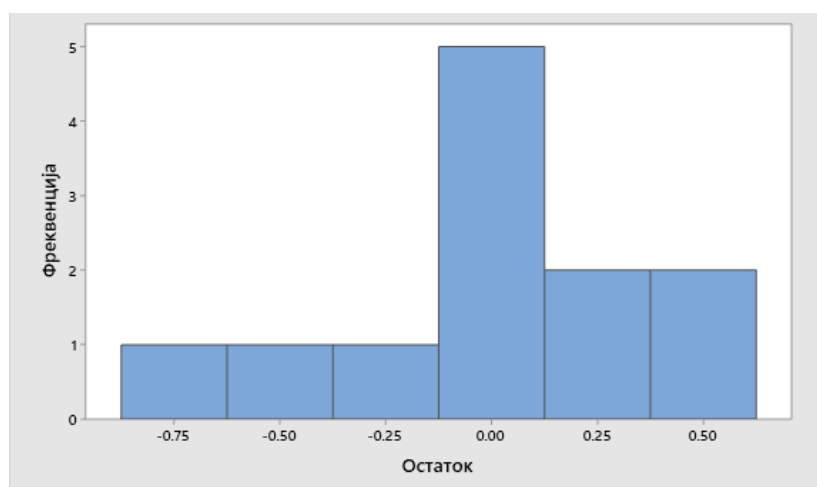
Статистичките параметри за проверка на точноста на моделот за границата на развлекување, $R_{p0.2}$, за заварените споеви е даден во Табела 6-34:

Табела 6-34 Статистички параметри за проверка на точноста на моделот за ЗС

S	R^2	$R^2(\text{adj})$	$R^2(\text{pred})$
0,412169	97,68%	96,82%	94,79%

Регресиониот модел ја опишува зависноста меѓу факторите и одзивот на системот со точност од 97,68%. Коефициентот на детерминација, R^2 , покажува колкав дел од вкупната варијација на одзивот може да се објасни преку независните фактори во моделот. Предвидливиот коефициент на детерминација $R^2(\text{pred})$ изнесува 94,79%, што означува дека моделот добро ќе предвиди нови податоци, додека стандардната грешка $S = 0,412169$ го прикажува просечното отстапување на предвидените вредности од вистинските.

Хистограм на остатоци или грешки претставува разлика меѓу вистинската и предвидената вредност на границата на развлекување и истиот е прикажан на Слика 6.46.

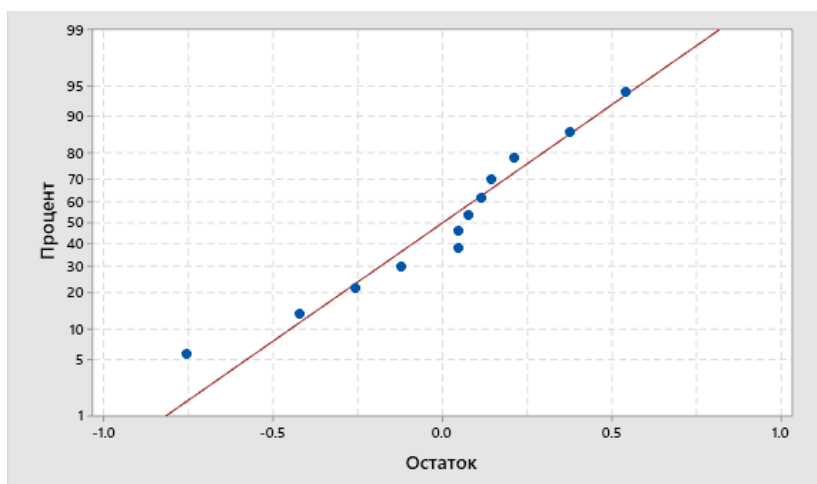


Слика 6.46 Хистограм на грешки на моделот за жилавоста во ЗС

Целта на хистограмот е да провери дали грешките се нормално распределени што претставува клучен податок за валидноста на регресиониот модел. Од анализата на дијаграмот може да се забележи дека најмногу се распределени околу 0-та, 5 вредности, а останатите се позиционирани симетрично што укажува на приближно нормална дистрибуција на распределба на остатоците и оптималниот модел. Хистограмот на моделот не покажува сериозни отстапувања од нормалноста. Грешките се нормално распределени што ја подржува валидноста на регресиониот модел и ANOVA анализата, што значи дека анализата на варијансата е сигурна и интеракцијата е значајна и статистички валидна.

На Слика 6.47 е прикажан дијаграмот на нормалноста на грешките, каде доколку грешките лежат приближно правата црвена линија тогаш грешките се нормално

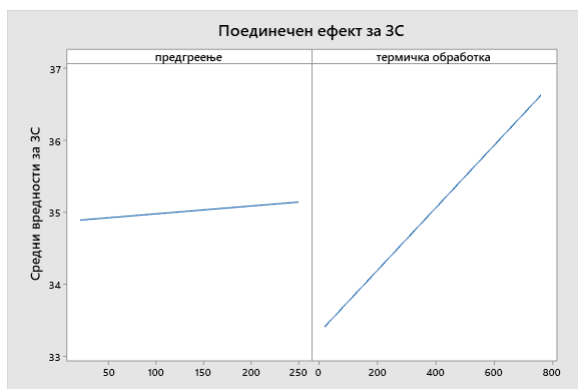
распределени што означува дека основните претпоставки на ANOVA и регресијата се исполнети.



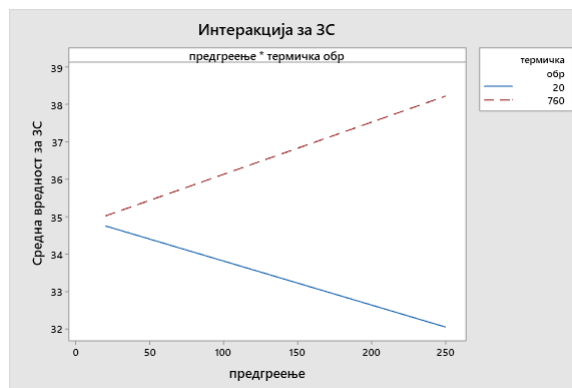
Слика 6.47 Дијаграм на нормалноста на грешки на жилавоста во ЗС

На дијаграмот, грешките се блиску до правата линија. Постои мало отстапување на неколку точки но нема силно закривување што покажува дека грешките се приближно нормално распределени. Овој дијаграм ја потврдува валидноста на ANOVA анализата и регресионата равенка.

Поединечните ефекти на факторите, предгреење и термичка обработка, врз жилавоста во ЗС се дадени на Слика 6.48(а), а интеракцијата на двата фактори врз жилавоста е дадена на Слика 6.48(б).



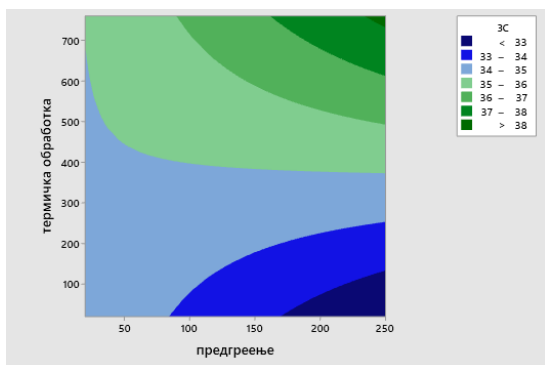
а) Поединечни ефекти на факторите врз жилавоста во ЗС



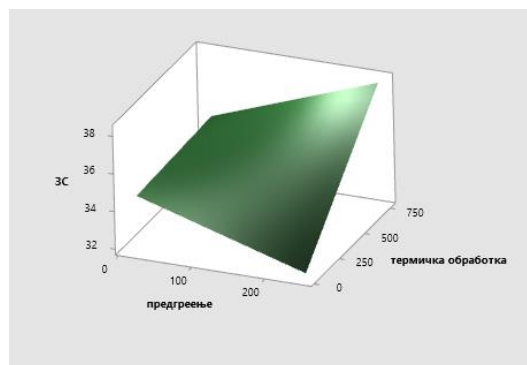
б) Интеракција на факторите врз жилавоста во ЗС

Слика 6.48 Приказ на поединечните ефекти и интеракција на факторите врз жилавоста во ЗС

На Слика 6.49 визуелно е прикажано влијанието на факторите врз жилавоста во ЗС.



а) Контурен дијаграм на жилавоста во ЗС



б Површински дијаграм на жилавоста во ЗС

Слика 6.49 Дијаграми за приказ на вијанието на факторите врз жилавоста во ЗС

6.3.2.3 Добивање на регресиони равенки за модел за жилавоста за ЗВТ1

Генералниот линеарен модел за жилавоста во ЗВТ1 во однос на двата фактори е прикажан во Табела 6-35. Од ANOVA анализата се заклучува дека од двата фактори, само термичката обработка како и интеракцијата на факторите имаат статистичко значајно влијание врз промената на одзивот. Предгреењето има вредност за $p = 0,386 (>0,05)$ што укажува дека не е статистички значаен. Термичката обработка и интеракција на факторите имаат ниска вредност за $p (<0,05)$ што претставува ниво на значајност за да се добие нултата хипотеза-и со тоа се статистички значајни. F – вредноста е повисока од 1 кај термичката обработка и интеракцијата, што дополнително потврдува дека варијациите што ги објаснуваат факторите се многу поголеми од случајна грешка. Остаточната (грешка) варијација е многу мала, 2,295, што укажува дека моделот добро го објаснува однесувањето на податоците.

Табела 6-35 ANOVA модел на жилавоста во ЗВТ1

	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
предгреење	1	0,241	0,241	0,84	0,386
термичка обработка	1	296,411	296,411	1033,45	0,000
предгреење*термичка обработка	1	2,521	2,521	8,79	0,018
Грешка	8	2,295	0,287		
Вкупно	11	301,467			

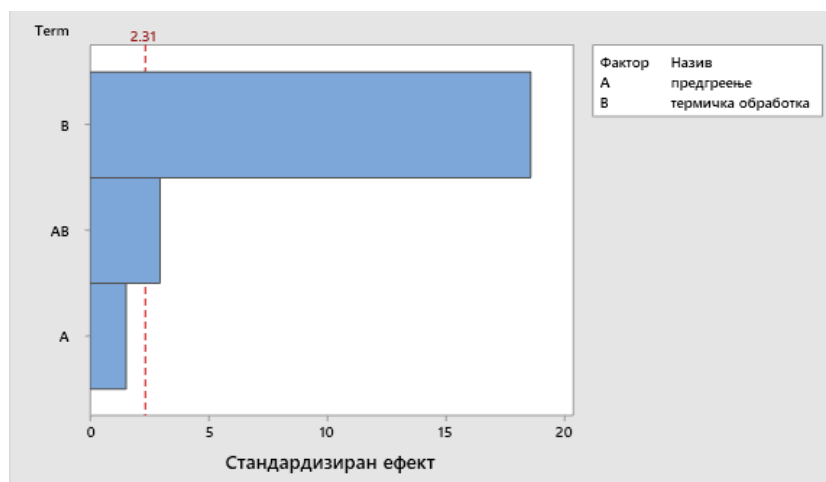
Спроведена е регресиона анализа на моделот каде се добиени коефициентите на регресиониот модел за жилавоста во ЗВТ1 на различните експериментални проби, Табела 6-36.

Табела 6-36 Регресионен модел на жилавоста во ЗВТ1

	Коефициент	Стандардна грешка на коефициентот	T - вредност	P - вредност	VIF
константа	24,092	0,346	69,55	0,000	
предгреење	-0,00297	0,00195	-1,52	0,167	2,11
термичка обработка	0,011978	0,000644	18,59	0,000	2,38
предгреење*термичка обработка	0,000011	0,000004	2,96	0,018	3,49

Во регресионата анализа поединечното влијание на факторот предгреење е над нивото на значајност од 0,05 и поради тоа не покажува статистички значајна врска со одзивот, меѓутоа термичката обработка и нивната интеракција е доста значајна, што

значи дека влијанието на еден фактор зависи од вредноста на другиот фактор. Истото може да се прикаже преку Pareto дијаграм на стандардизирани ефекти, каде е прикажан ефектот од факторите или интеракциите без одзивот на моделот, Слика 6.50.



Слика 6.50 Pareto дијаграм на стандардизирани ефекти за ЗВТ1

Црвената вертикална линија ја претставува границата на статистичката значајност која е $t = 2,31$ за $\alpha = 0,05$. Вредностите кои се над оваа линија се статистички значајни за моделот.

Посебниот ефект на предгреењето е многу мал и нестабилен, односно подлежи на висока стандардна грешка во системот. Термичката обработка и интеракцијата на двата фактори има исто многу мал коефициент, но стабилен и значаен за одзивот, позитивен ефект. Со зголемување на вредноста на термичката обработка и интеракцијата, одзивот, се зголемува.

Кога варијанса на инфлација на факторите (VIF) кај регресиониот коефициент е еднаква или блиска до 1, тоа значи дека нема мултиколинеарност меѓу таа независна променлива и другите независни променливи во регресиониот модел и може да се смета за статистички независна во моделот. Мултиколинеарноста се појавува кога две или повеќе независни променливи во регресиониот модел се во висока корелација, тогаш вредноста на VIF е поголема од 5, што го прави тешко да се одреди уникатниот придонес на секоја променлива за објаснување на варијабилноста во зависната променлива. Кога вредностите се под 5, тогаш мултиколинеарноста на претставува проблем. При највисока вредност на VIF факторот при интеракцијата со факторот, од 3,49, сепак е во граница под 5, што означува дека нема сериозна мултиколинеарност во системот.

Според регресионата анализа може да се заклучи дека посебно термичката обработка нема значајни ефекти врз одзивот на системот, меѓутоа предгреењето и интеракцијата меѓу факторите има статистички значаен позитивен, односно негативен ефект врз одзивот, односно жилавоста во ЗВТ1.

Регресионата равенка за зависноста на жилавоста во ЗВТ1 според примена на предгреење и термичка обработка на мартензитен челик е следна:

$$\text{ЗВТ1} = 24,092 - 0,00297 * \text{предгреење} + 0,011978 * \text{термичка обработка} + 0,000011 \text{ предгреење} * \text{термичка обработка}$$

Од коефициентите на регресионата равенка може да се забележи дека предгреењето има негативен ефект, а термичката обработка има позитивен ефект врз жилавоста во ЗВТ1. Но, кога двата фактори се во интеракција, нивната интеракција позитивно влијае на одзивот на моделот.

Со регресионата равенка е овозможено да се предвиди жилавоста во ЗВТ1 при различни услови и да се анализираат влијанијата и интеракциите на факторите. Со помош на регресионата равенка е овозможено оптимизирање на параметрите на моделот со цел одбегнување на силни негативни интеракции.

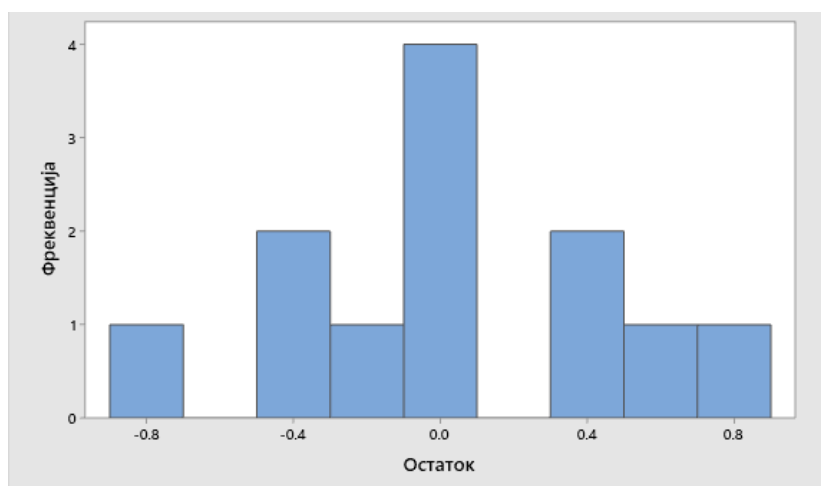
Статистичките параметри за проверка на точноста на моделот за жилавоста во ЗВТ1, за заварените споеви е даден во Табела 6-37:

Табела 6-37 Статистички параметри за проверка на точноста на моделот за ЗВТ1

S	R-sq	R-sq(adj)	R-sq(pred)
0,535553	99,24%	98,95%	98,29%

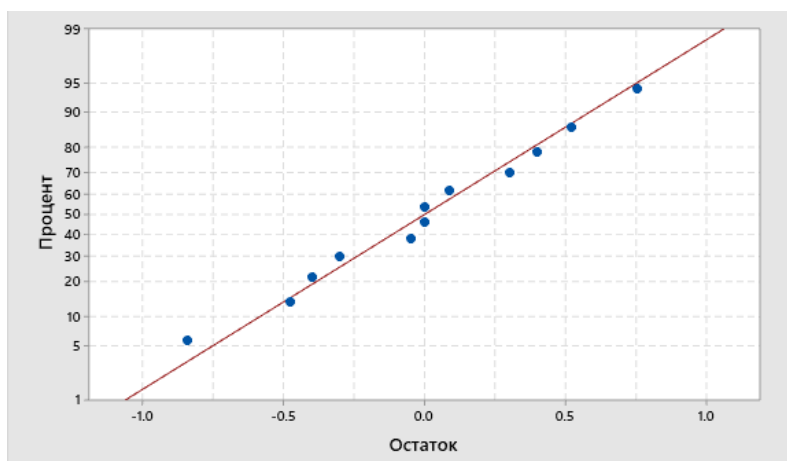
Регресиониот модел ја опишува зависноста меѓу факторите и одзивот на системот со точност од 99,24%. Коефициентот на детерминација, R^2 , покажува колкав дел од вкупната варијација на одзивот може да се објасни преку независните фактори во моделот. Предвидливиот коефициент на детерминација $R^2(\text{pred})$ изнесува 98,95%, што означува дека моделот добро ќе предвиди нови податоци, додека стандардната грешка $S = 0,535553$ го прикажува просечното отстапување на предвидените вредности од вистинските.

Хистограм на остатоци или грешки претставува разлика меѓу вистинската и предвидената вредност на границата на развлекување и истиот е прикажан на Слика 6.51. Целта на хистограмот е да провери дали грешките се нормално распределени што претставува клучен податок за валидноста на регресиониот модел. Од анализата на дијаграмот може да се забележи дека најмногу се распределени околу 0-та, 4 вредности, а останатите се позиционирани симетрично што укажува на приближно нормална дистрибуција на распределба на остатоците и оптималниот модел. Хистограмот на моделот не покажува сериозни отстапувања од нормалноста. Грешките се нормално распределени што ја подржува валидноста на регресиониот модел и ANOVA анализата, што значи дека анализата на варијансата е сигурна и интеракцијата е значајна и статистички валидна.



Слика 6.51 Хистограм на грешки на моделот за жилавост во ЗВТ1

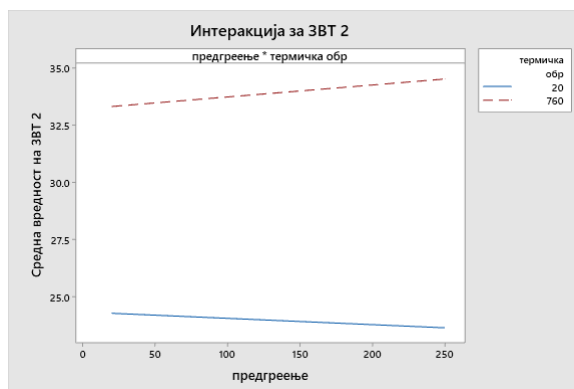
На Слика 6.52 е прикажан дијаграмот на нормалноста на грешките, каде доколку грешките лежат приближно правата црвена линија тогаш грешките се нормално распределени што означува дека основните претпоставки на ANOVA и регресијата се исполнети.



Слика 6.52 Дијаграм на нормалноста на грешки на жилавоста во ЗВТ1

На дијаграмот, грешките се блиску до правата линија. Постои многу мало отстапување на неколку точки но нема силно закривување што покажува дека грешките се приближно нормално распределени. Овој дијаграм ја потврдува валидноста на ANOVA анализата и регресионата равенка.

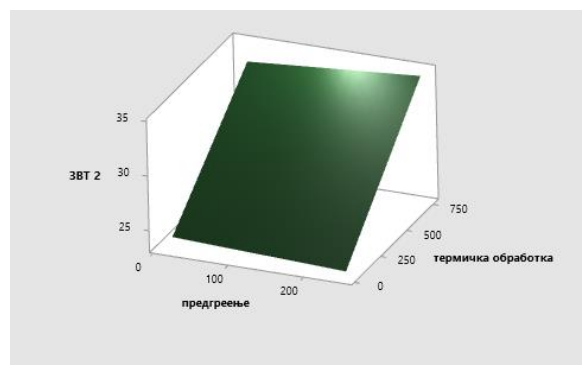
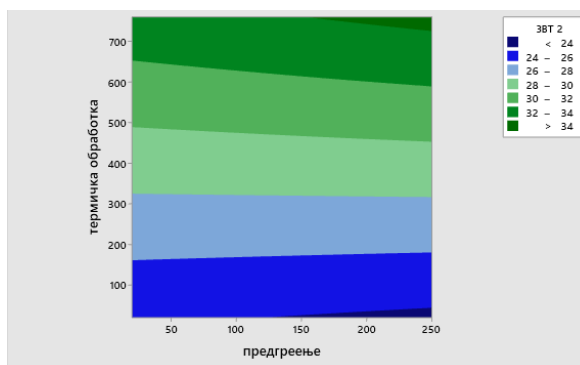
Поединечните ефекти на факторите, предгревање и термичка обработка, врз жилавоста во ЗВТ1 се дадени на Слика 6.53 (а) а интеракцијата на двата фактори врз жилавоста е дадена на Слика 6.53(б). На Слика 6.54 визуелно е прикажано влијанието на факторите врз жилавоста во ЗВТ1.



а) Поединечни ефекти на факторите врз жилавоста во ЗВТ1

б) Интеракција на факторите врз жилавоста во ЗВТ1

Слика 6.53 Приказ на поединечните ефекти и интеракцијата на факторите врз жилавоста во ЗВТ1



а) Контурен дијаграм на жилавоста во ЗВТ1

б) Површински дијаграм на жилавоста во ЗВТ1

Слика 6.54 Дијаграми на приказ на влијанието на факторите врз ЗВТ1

6.4 Испитување на тврдина

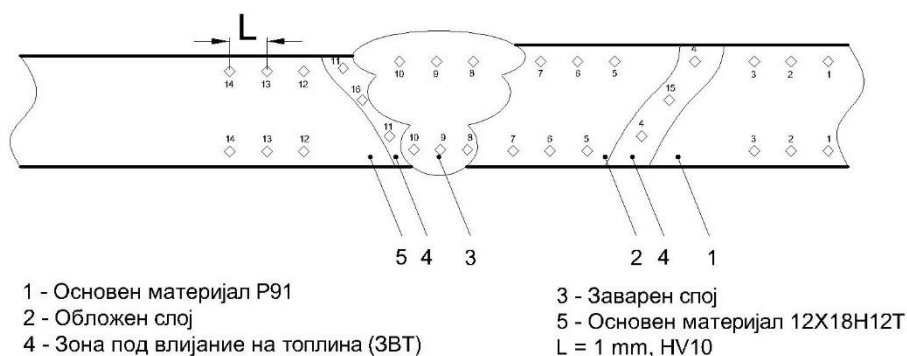
Анализа на тврдината особено како својство кај разнородните заварени споеви е важен чекор за проценка на механичките својства, квалитетот на заварениот спој или увид во потенцијално слабите точки во заварениот спој. Според стандардот за спецификација и квалификација на технологијата на заварување EN ISO 15614-1 за дозволени граници во ЗВТ за челикот X10CrMoVNb9-1, максималната дозволена граница е до 350 HV10. Во Табела 6-38 дадени се вредностите на тврдина измерени на основните материјали.

Табела 6-38 Тврдина на основен материјал

Основен материјал	HV10
X10CrMoVNb9-1 (без TO)	241
X10CrMoVNb9-1 (со TO)	231
12X18H12T	126

Цел на испитувањето на тврдина е да се направи проценка во варијациите на тврдината низ заварениот спој во различните зони како: заварениот спој, зоната под влијание на топлина и основните метали. Со помош на ова испитување може да се идентификуваат потенцијалните слаби зони кои понатаму може да иницираат лом на заварениот спој. За испитување на тврдината е користен Викерс методот, HV10, со сила од 10 kgf. Мерните места на заварените споеви се прикажани во глава 5, подточка 5.3.4 и слика 5.18.

На Слика 6.55 дадена е шема со распоред на мерните точки за испитување на тврдина на надолжен пресек на заварениот спој. Мерните точки се распоредени симетрично во две зони, горна и долна зона. Во секоја зона се извршени по три мерења, освен во зоната под влијание на топлина заради ограничувањата на зоната измерени се вкупно три точки, односно по една мерна точка во горна и долна зона и една мерна точка во средина.



Слика 6.55 Мерни точки за испитување на тврдина

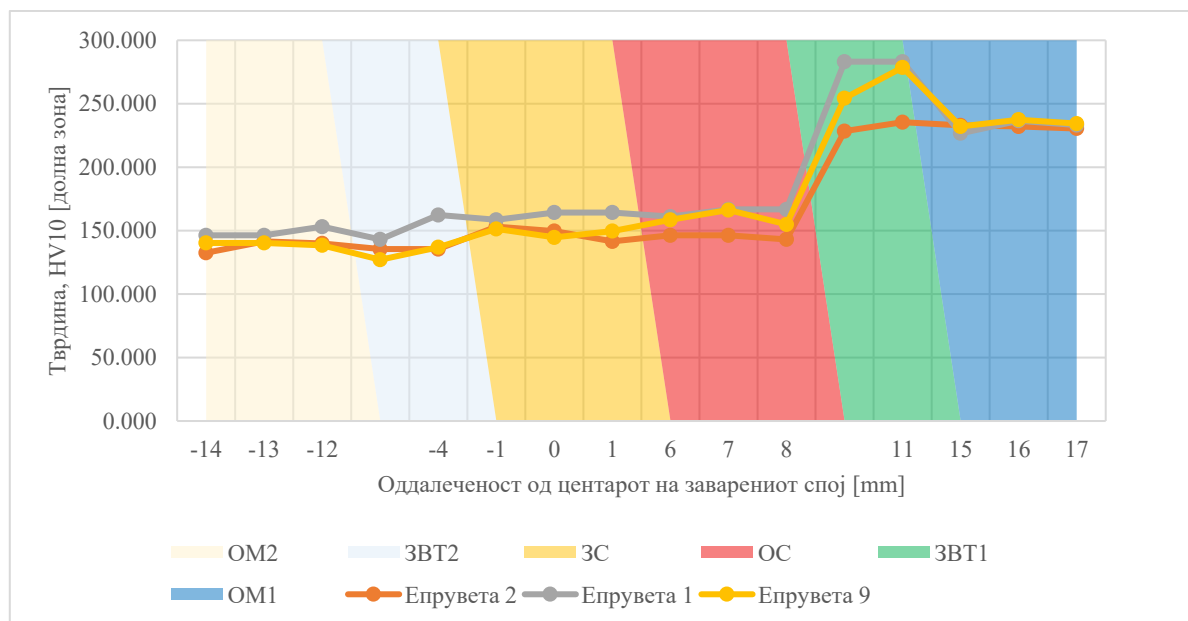
Овој распоред на мерни точки овозможува споредба на тврдината во различни структурни области на разнородниот спој со цел утврдување на евентуални локални ослабнувања или стврднувања на металите како резултат на употреба на факторите и при заварувањето. Резултатите се прикажани графички од измерената тврдина во горна и долна зона за секој заварен спој, вклучувајќи ја распределбата на тврдината во заварениот спој, зоната под влијание на топлина, обложениот слој и основните материјали. Врз основа на овие резултати е направена анализа на варијацијата на тврдината по должина на спојот. При анализа на резултатите се анализира трендот на тврдината зависно од применетите термички циклуси во секоја зона на заварениот спој.

1. Тврдина на заварени проби без предгреење и без термичка обработка (20°C /20°C)

Во Табела 6-39 и Табела 6-40 е прикажана распределбата на тврдината во долна и горна зона соодветно за секоја заварена епрувета согласно комбинациите на факторите што ќе претставува основа за споредба помеѓу различните услови на заварување и со цел утврдување на влијанието на предгреење и термичка обработка врз тврдината. Графичкиот приказ на тврдината во долна и горна зона е прикажан на Слика 6.56 и Слика 6.57.

Табела 6-39 Средни вредности на тврдина во долна зона за комбинација 20°C /20°C

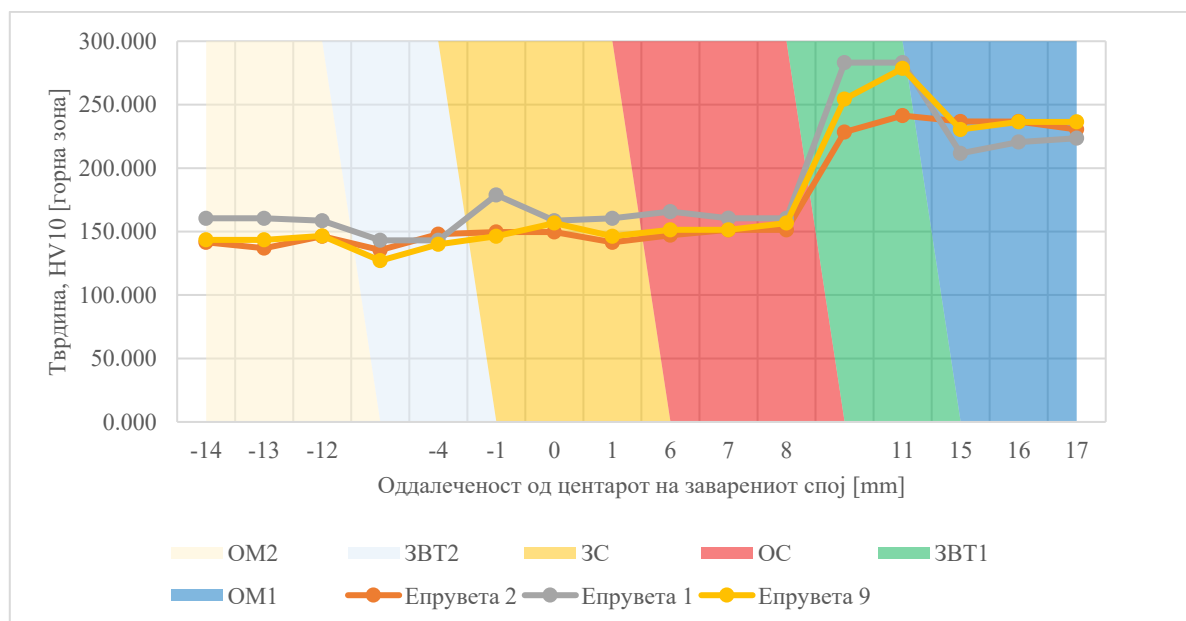
			Предгреење: 20°C Термичка обработка: 20°C			средна вредност	стандардна девијација
			Епрувета 2	Епрувета 1	Епрувета 9		
	Ознаки на мерни места	Оддалеченост од центар (заварен спој)	тврдина долна зона	тврдина долна зона	тврдина долна зона		
Основен материјал 2 12X18H12T	14	-14	132.582	146.328	140.328	139.746	6.891
	13	-13	141.518	146.328	140.328	142.725	3.177
	12	-12	139.967	153.133	138.441	143.847	8.078
Зона под влијание на топлина ЗВТ2	16		135.464	143.094	127.087	135.215	8.006
	11	-4	135.464	162.328	136.941	144.911	15.102
Заварен спој	10	-1	153.133	158.553	151.388	154.358	3.736
	9	0	149.673	164.267	144.698	152.879	10.171
	8	1	141.518	164.267	149.673	151.819	11.525
Обложен слој	7	6	146.328	161.104	158.553	155.328	7.898
	6	7	146.328	166.831	166.240	159.800	11.671
	5	8	143.094	166.723	154.909	154.909	11.815
Зона под влијание на топлина ЗВТ1	15		228.428	283.162	254.390	255.327	27.379
	4	11	228.646	283.162	278.605	263.471	30.245
Основен материјал 1 P91	3	15	232.975	226.723	232.098	230.599	3.385
	2	16	232.098	236.544	237.449	235.364	2.864
	1	17	232.512	233.201	234.335	233.349	0.921



Слика 6.56 Дијаграм на распределба на тврдина [долна зона] на заварени проби 20°C/20°C

Табела 6-40 Средни вредности на тврдина во горна зона за комбинација 20°C /20°C

			Предгревање: 20°C Термичка обработка: 20°C				
			Епрувета 2	Епрувета 1	Епрувета 9		
	Ознаки на мерни места	Оддалеченост од центар (заварен спој)	тврдина горна зона	тврдина горна зона	тврдина горна зона	средна вредност	стандардна девијација
Основен материјал 2 12X18H12T	14	-14	141.518	160.424	143.458	148.467	10.401
	13	-13	136.941	160.424	143.458	146.941	12.123
	12	-12	146.328	158.553	146.553	150.478	6.994
Зона под влијание на топлина ЗВТ2	16		135.464	143.094	127.087	135.215	8.006
	11	-4	147.968	143.094	139.967	143.676	4.032
Заварен спој	10	-1	149.673	178.861	146.328	158.287	17.896
	9	0	149.673	158.553	156.715	154.980	4.687
	8	1	141.518	160.424	146.328	149.423	9.826
Обложен слој	7	6	147.154	165.718	151.388	154.753	9.729
	6	7	151.388	160.510	151.388	154.429	5.267
	5	8	151.388	160.424	156.715	156.176	4.542
Зона под влијание на топлина ЗВТ1	15		128.428	283.162	254.390	221.993	82.297
	4	11	141.388	283.162	278.605	234.385	80.570
Основен материјал 1 P91	3	15	236.745	211.663	230.458	226.289	13.050
	2	16	236.663	220.512	236.455	231.210	9.265
	1	17	230.512	223.585	236.455	230.184	6.441



Слика 6.57 Дијаграм на распределба на тврдина [горна зона] на заварени проби 20°C/20°C

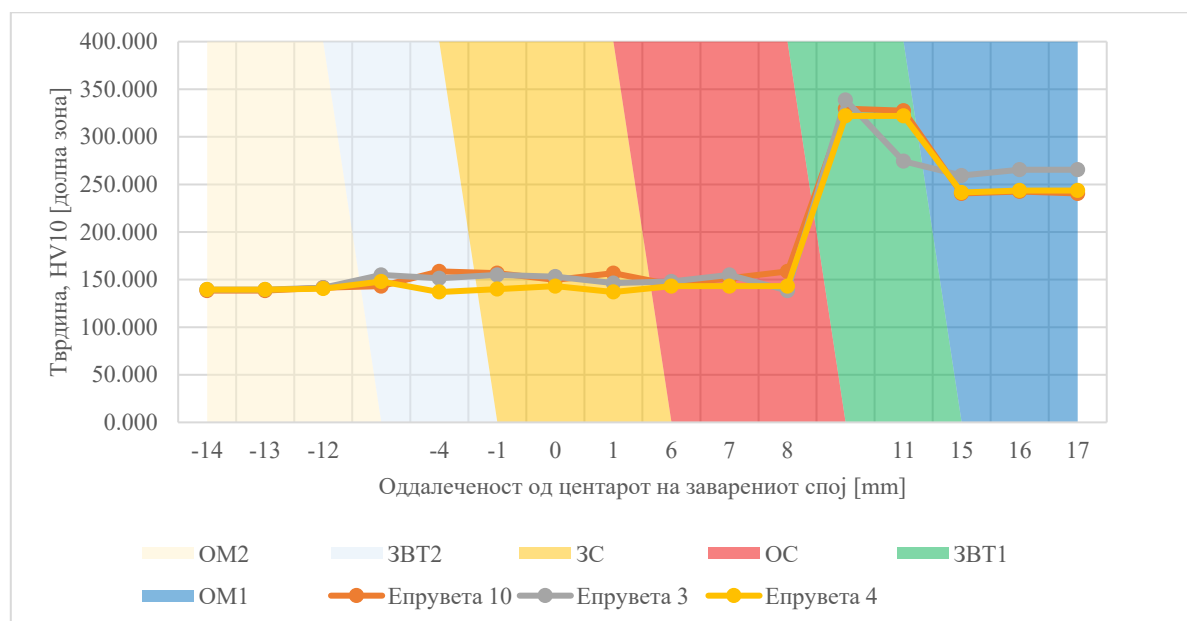
2. Тврдина на заварени проби со предгревање и без термичка обработка (250°C /20°C)

Во Табела 6-41 и Табела 6-42 е прикажана распределбата на тврдината во долна и горна зона соодветно за секоја заварена епрувета согласно комбинациите на факторите што ќе претставува основа за споредба помеѓу различните услови на заварување и со цел утврдување на влијанието на предгревање и термичка обработка врз тврдината.

Графичкиот приказ на тврдината во долна и горна зона е прикажан на Слика 6.58 и Слика 6.59.

Табела 6-41 Средни вредности на тврдина во долна зона за комбинација 250°C /20°C

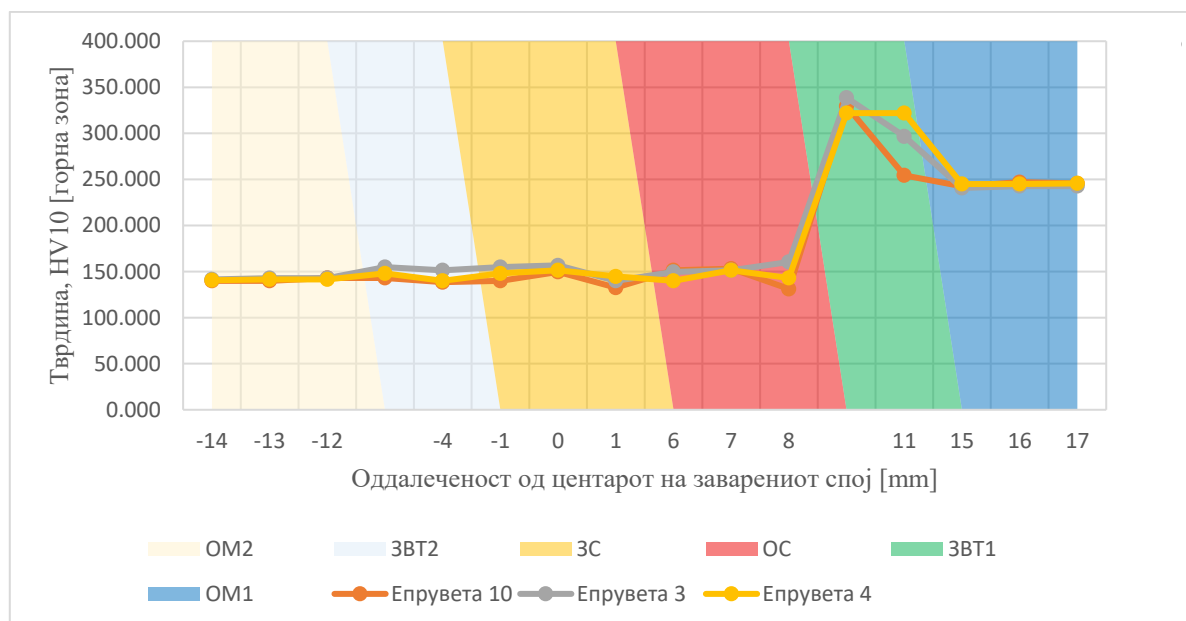
			Предреене: 250°C Термичка обработка: 20°C				
			Епрувета 10	Епрувета 3	Епрувета 4		
	Ознаки на мерни места	Оддалеченост од центар (заварен спој)	тврдина долна зона	тврдина долна зона	тврдина долна зона	средна вредност	стандардна девијација
Основен материјал 2 12X18H12T	14	-14	138.441	139.522	139.518	139.160	0.623
	13	-13	138.441	139.522	139.518	139.160	0.623
	12	-12	141.518	141.442	140.512	141.157	0.560
Зона под влијание на топлина ЗВТ2	16		143.094	154.909	147.986	148.663	5.937
	11	-4	158.553	151.388	136.941	148.961	11.009
Заварен спој	10	-1	156.715	154.909	139.967	150.530	9.193
	9	0	149.673	153.133	143.094	148.633	5.100
	8	1	156.715	146.328	136.941	146.661	9.891
Обложен слој	7	6	144.698	147.986	143.094	145.259	2.494
	6	7	151.388	154.909	143.094	149.797	6.066
	5	8	158.553	138.441	143.094	146.696	10.529
Зона под влијание на топлина ЗВТ1	15		329.6	338.685	321.962	330.082	8.372
	4	11	327.396	274.335	321.962	307.898	29.193
Основен материјал 1 P91	3	15	240.522	259.318	241.493	247.111	10.583
	2	16	242.625	265.441	243.585	250.550	12.905
	1	17	240.522	265.441	243.585	249.849	13.589



Слика 6.58 Дијаграм на распределба на тврдина [долна зона] на заварени проби 250°C/20°C

Табела 6-42 Средни вредности на тврдина на горна зона за комбинација 250°C /20°C

			Предгреене: 250°C Термичка обработка: 20°C				
	Ознаки на мерни места	Оддалеченост од центар (заварен спој)	Епрувета 10 тврдина горна зона	Епрувета 3 тврдина горна зона	Епрувета 4 тврдина горна зона	средна вредност	стандардна девијација
Основен материјал 2 12X18H12T	14	-14	139.967	141.518	140.630	140.705	0.778
	13	-13	139.967	142.862	141.518	141.449	1.449
	12	-12	143.094	142.862	141.518	142.491	0.851
Зона под влијание на топлина ЗВТ2	16		143.094	154.909	147.986	148.663	5.937
	11	-4	138.441	151.388	139.967	143.265	7.076
Заварен спој	10	-1	139.967	154.909	147.986	147.621	7.478
	9	0	149.673	156.715	151.388	152.592	3.672
	8	1	132.582	139.967	144.698	139.082	6.106
Обложен слој	7	6	151.388	149.673	139.967	147.009	6.159
	6	7	153.133	151.388	151.388	151.970	1.007
	5	8	131.175	160.424	143.094	144.898	14.708
Зона под влијание на топлина ЗВТ1	15		329.600	338.685	321.962	330.082	8.372
	4	11	254.390	296.721	321.962	291.024	34.144
Основен материјал 1 P91	3	15	242.625	240.673	245.052	242.783	2.194
	2	16	247.012	242.802	245.052	244.955	2.107
	1	17	245.623	242.802	245.698	244.708	1.651



Слика 6.59 Дијаграм на распределба на тврдина [горна зона] на заварени проби 250°C/20°C

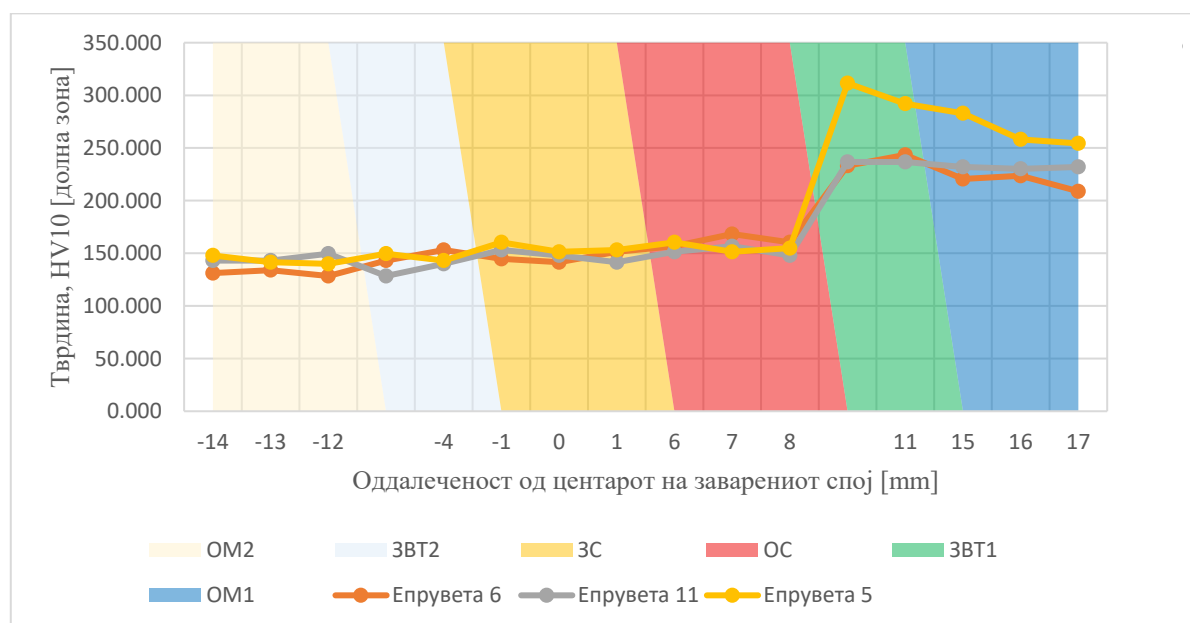
3. Тврдина на заварени проби без предгреене и со термичка обработка (20°C /760°C)

Во Табела 6-43 и Табела 6-44 е прикажана распределбата на тврдината во долна и горна зона соодветно за секоја заварена епрувета согласно комбинациите на факторите што ќе претставува основа за споредба помеѓу различните услови на заварување и со цел утврдување на влијанието на предгреене и термичка обработка врз тврдината.

Графичкиот приказ на тврдината во долна и горна зона е прикажан на Слика 6.60 и Слика 6.61.

Табела 6-43 Средни вредности на тврдина во долна зона за комбинација 20°C /760°C

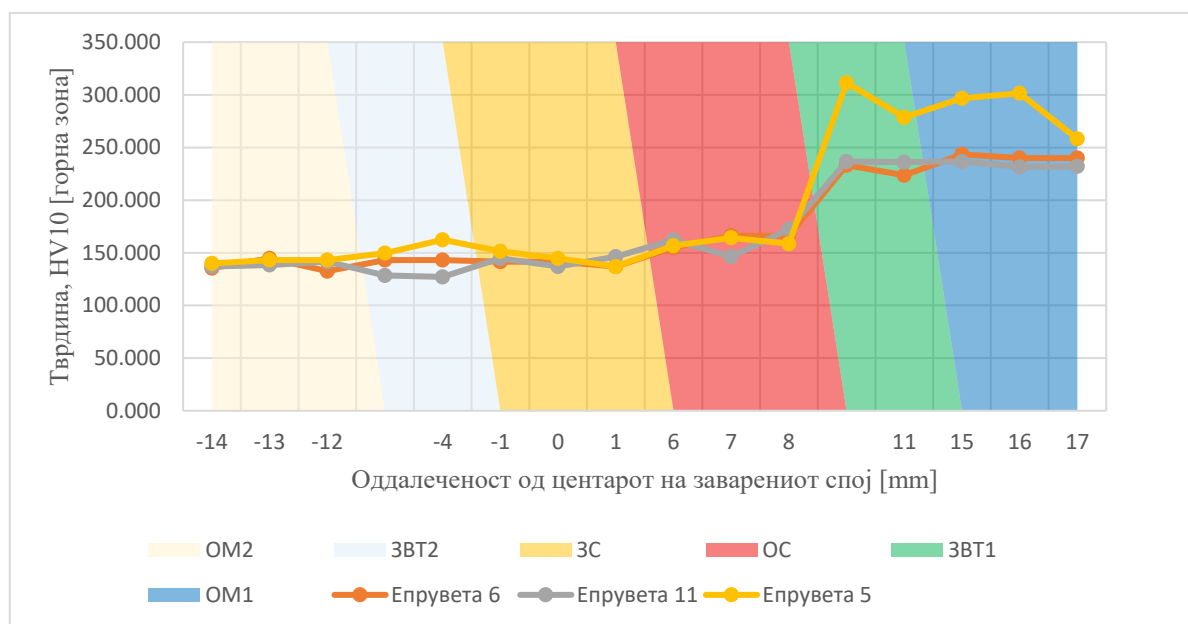
		Предреене: 20°C Термичка обработка: 760°C					
	Ознаки на мерни места	Оддалеченост од центар (заварен спој)	Епрувета 6 тврдина долна зона	Епрувета 11 тврдина долна зона	Епрувета 5 тврдина долна зона	средна вредност	стандардна девијација
Основен материјал 2 12X18H12T	14	-14	131.175	149.673	147.968	142.939	10.223
	13	-13	134.011	136.941	141.518	137.490	3.783
	12	-12	128.428	136.941	139.967	135.112	5.983
Зона под влијание на топлина ЗВТ2	16		143.094	143.094	149.673	145.287	3.798
	11	-4	153.133	144.698	143.094	146.975	5.393
Заварен спој	10	-1	144.698	168.249	160.424	157.790	11.994
	9	0	141.518	166.240	151.388	153.049	12.444
	8	1	151.388	170.940	153.133	158.487	10.820
Обложен слој	7	6	156.715	170.294	160.424	162.478	7.019
	6	7	168.249	164.267	151.388	161.301	8.813
	5	8	160.424	170.294	154.909	161.876	7.795
Зона под влијание на топлина ЗВТ1	15		233.201	233.201	311.493	259.298	45.202
	4	11	243.450	239.960	292.029	258.480	29.107
Основен материјал 1 P91	3	15	220.512	232.029	282.975	245.172	33.241
	2	16	223.585	230.163	258.201	237.316	18.383
	1	17	208.831	232.029	254.390	231.750	22.781



Слика 6.60 Дијаграм на распределба на тврдина [долна зона] на заварени проби 20°C/760°C

Табела 6-44 Средни вредности на тврдина во горна зона за комбинација 20°C /760°C

			Предгреење: 20°C Термичка обработка: 760°C				
	Ознаки на мерни места	Оддалеченост од центар (заварен спој)	Епрувета 6 тврдина горна зона	Епрувета 11 тврдина горна зона	Епрувета 5 тврдина горна зона	средна вредност	стандардна девијација
Основен материјал 2 12X18H12T	14	-14	135.464	136.941	139.967	137.457	2.295
	13	-13	144.698	138.441	143.094	142.078	3.250
	12	-12	132.582	141.518	143.094	139.065	5.669
Зона под влијание на топлина ЗВТ2	16		143.094	128.428	149.673	140.398	10.876
	11	-4	143.094	127.087	162.328	144.170	17.645
Заварен спој	10	-1	141.518	144.698	151.388	145.868	5.038
	9	0	141.518	136.941	144.698	141.052	3.899
	8	1	136.941	146.328	136.941	140.070	5.420
Обложен слој	7	6	154.909	162.328	156.715	157.984	3.869
	6	7	166.240	146.328	164.267	158.945	10.971
	5	8	166.240	172.377	158.553	165.723	6.926
Зона под влијание на топлина ЗВТ1	15		233.201	236.721	311.493	260.472	44.221
	4	11	223.585	236.085	278.605	246.092	28.843
Основен материјал 1 P91	3	15	243.450	236.721	296.721	258.964	32.871
	2	16	239.960	231.493	301.526	257.660	38.225
	1	17	239.960	232.029	258.201	243.397	13.420



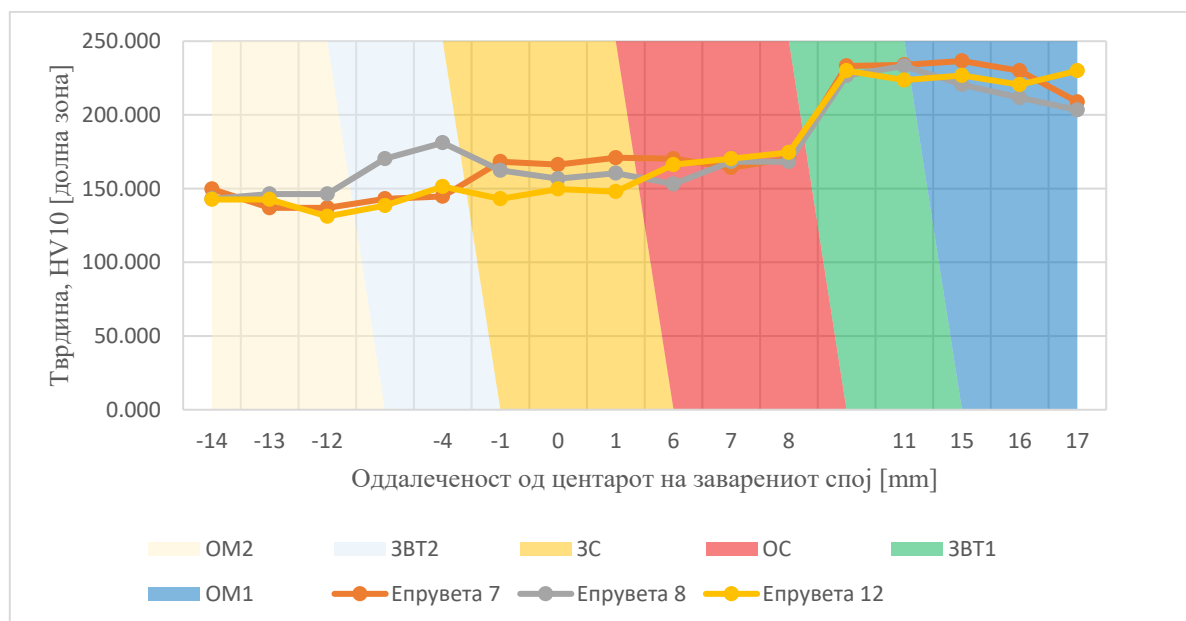
Слика 6.61 Дијаграм на распределба на тврдина [горна зона] на заварени проби 20°C/760°C

4. Тврдина на заварени проби со предгреење и со термичка обработка (250°C /760°C)

Во Табела 6-45 и Табела 6-46 е прикажана распределбата на тврдината во долна и горна зона соодветно за секоја заварена епрувета согласно комбинациите на факторите што ќе претставува основа за споредба помеѓу различните услови на заварување и со цел утврдување на влијанието на предгреење и термичка обработка врз тврдината. Графичкиот приказ на тврдината во долна и горна зона е прикажан на Слика 6.62 и Слика 6.63.

Табела 6-45 Средни вредности на тврдина во долна зона за комбинација 250°C /760°C

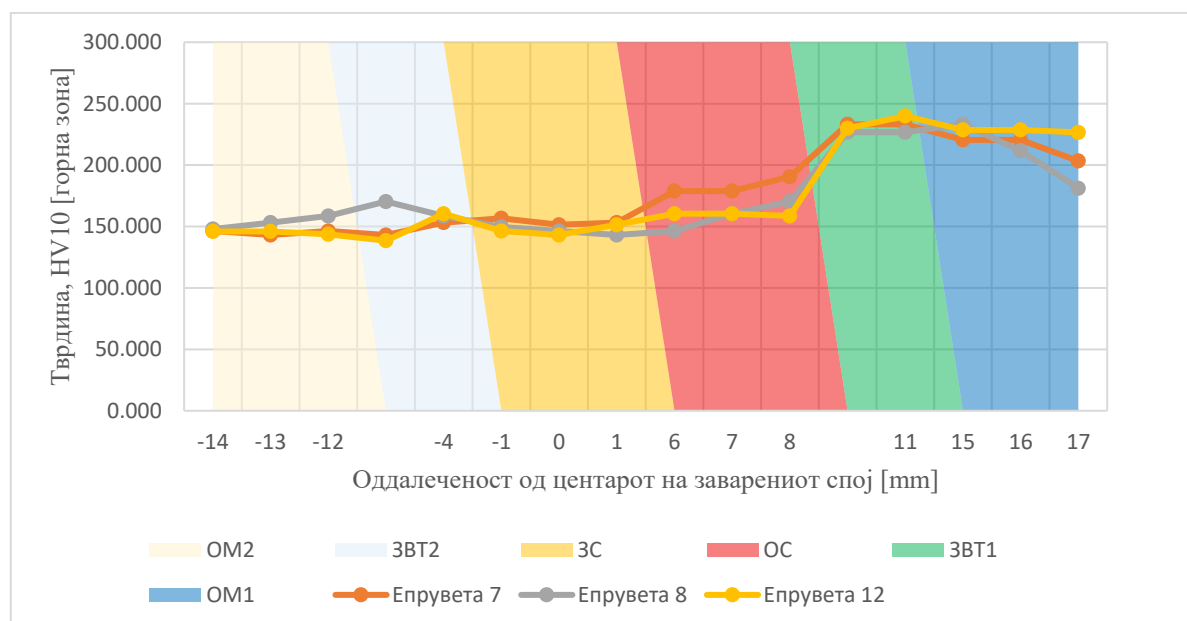
			Предгревање: 250°C Термичка обработка: 760°C				
	Ознаки на мерни места	Оддалеченост од центар (заварен спој)	Епрувета 7 тврдина долна зона	Епрувета 8 тврдина долна зона	Епрувета 12 тврдина долна зона	средна вредност	стандардна девијација
Основен материјал 2 12X18H12T	14	-14	149.673	143.094	142.648	145.138	3.933
	13	-13	136.941	146.328	142.648	141.972	4.730
	12	-12	136.941	146.328	131.175	138.148	7.648
Зона под влијание на топлина ЗВТ2	16		143.094	170.294	138.441	150.610	17.205
	11	-4	144.698	181.104	151.388	159.063	19.379
Заварен спој	10	-1	168.249	162.328	143.094	157.890	13.152
	9	0	166.240	156.715	149.673	157.543	8.314
	8	1	170.940	160.424	147.986	159.783	11.490
Обложен слој	7	6	170.294	153.133	166.240	163.222	8.970
	6	7	164.267	168.249	170.294	167.603	3.065
	5	8	170.294	168.249	174.499	171.014	3.187
Зона под влијание на топлина ЗВТ1	15		233.201	226.723	229.928	229.951	3.239
	4	11	233.960	233.201	223.585	230.249	5.783
Основен материјал 1 P91	3	15	236.544	220.512	226.723	227.926	8.083
	2	16	229.928	211.663	220.512	220.701	9.134
	1	17	208.831	203.336	229.928	214.032	14.038



Слика 6.62 Дијаграм на распределба на тврдина [долна зона] на заварени проби 250°C/760°C

Табела 6-46 Средни вредности на тврдина во горна зона за комбинација 250°C /760°C

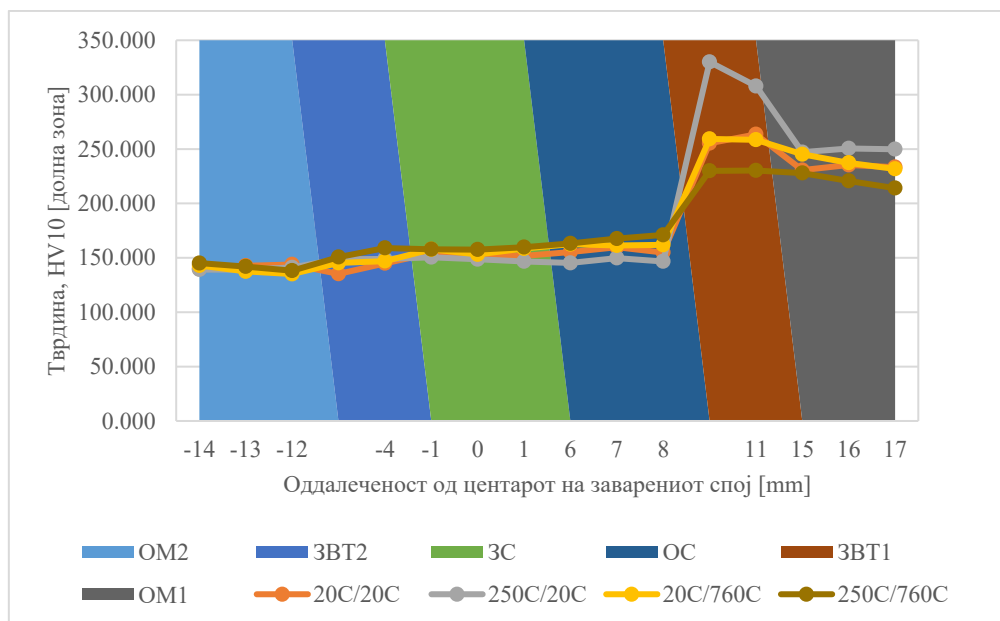
			Предгревање: 250°C Термичка обработка: 760°C				
	Ознаки на мерни места	Оддалеченост од центар (заварен спој)	Епрувета 7	Епрувета 8	Епрувета 12	средна вредност	стандардна девијација
Основен материјал 2 12X18H12T	14	-14	136.941	147.986	145.977	143.635	5.883
	13	-13	138.441	153.133	145.977	145.850	7.347
	12	-12	141.518	158.553	143.651	147.907	9.281
Зона под влијание на топлина ЗВТ2	16		128.428	170.294	138.441	145.721	21.862
	11	-4	127.087	158.553	160.424	148.688	18.730
Заварен спој	10	-1	144.698	149.673	146.328	146.900	2.536
	9	0	136.941	146.328	143.094	142.121	4.769
	8	1	146.328	143.094	151.388	146.937	4.180
Обложен слој	7	6	162.328	146.328	160.424	156.360	8.740
	6	7	146.328	160.424	160.424	155.725	8.138
	5	8	172.377	170.294	158.553	167.075	7.453
Зона под влијание на топлина ЗВТ1	15		296.721	226.723	229.928	251.124	39.521
	4	11	266.085	226.723	239.960	244.256	20.030
Основен материјал 1 P91	3	15	296.721	233.201	228.632	252.851	38.061
	2	16	311.493	211.663	228.632	250.596	53.416
	1	17	292.029	181.104	226.584	233.239	55.761



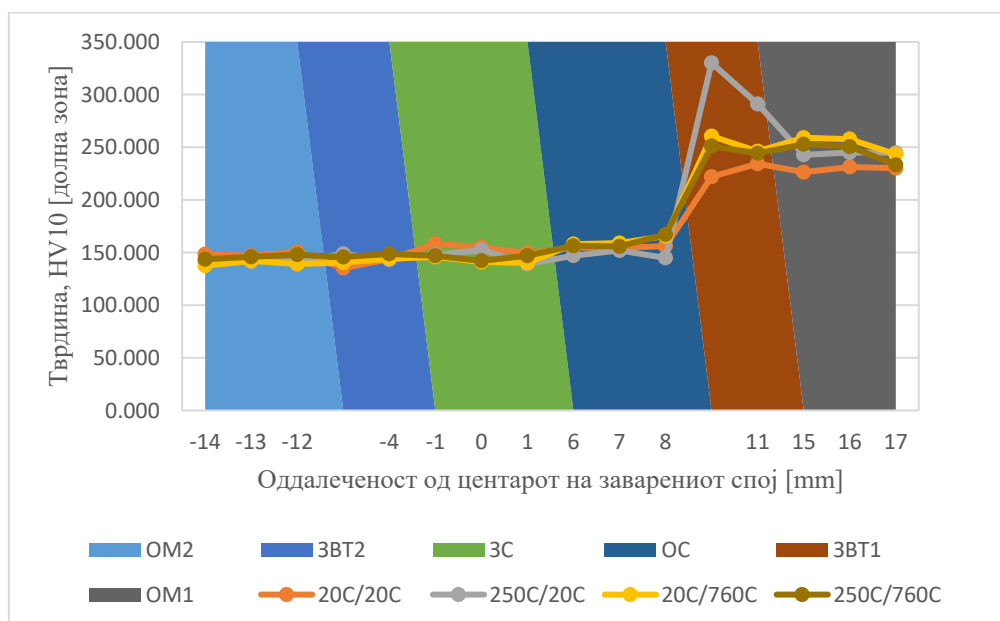
Слика 6.63 Дијаграм на распределба на тврдина [горна зона] на заварени проби 250°C/760°C

Распределбата на тврдина во долна и горна зона на разнородниот заварен спој, прикажана на Слика 6.64 и Слика 6.65 покажува јасни разлики меѓу аустенитниот и мартензитниот основен материјал. На аустенитната страна тврдината останува стабилна, со релативно ниски вредности од околу 130–150 HV10, што е очекувано за 12X18H12T и укажува дека термичкото влијание од заварувањето не предизвикува деградација на структурата. Од десната страна, тврдината на основниот материјал X10CrMoVNb9-1 се движи меѓу 200 и 250 HV10, што е во рамки на карактеристичните вредности за мартензитниот челик. Најзначајната промена се јавува во зоната под влијание на топлина

кај мартензитниот челик. Овој пик е особено изразен кај примероците со предгреење и без термичка обработка, до 330HV. Примероците без предгреење и без термичка обработка, како и без предгреење и со термичка обработка прикажуваат помал пик на дистрибуција на тврдина од основен материјал кон зона по влијание на топлина, додека кај примероците со предгреење и со термичка обработка тврдината е стабилна без значајни појави на пикови што укажува на успешно опуштање на стврднатите структури и намалување на ризикот од крост. Во сите испитани услови на почетните фактори вредностите на тврдина во зоната под влијание на топлина се под границата дефинирана со ISO 15614-1 за челиците од група 6.4, што потврдува дека сите заварени споеви се во согласност со стандардот.



Слика 6.64 Дистрибуција на тврдина на експерименталните проби во долна зона

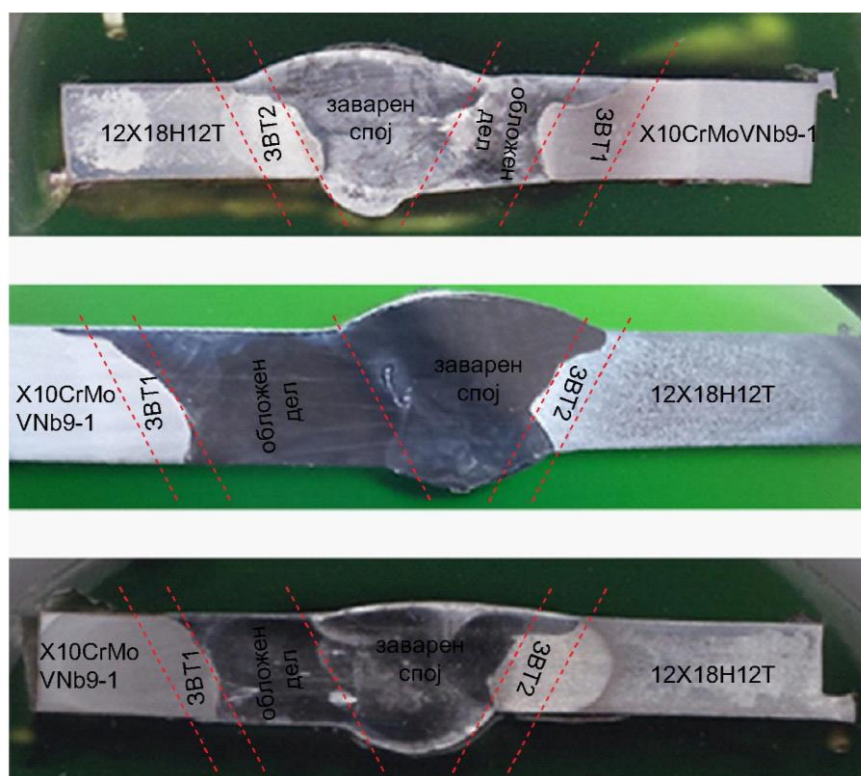


Слика 6.65 Дистрибуција на тврдина на експерименталните проби во горна зона

6.5 Макроскопско испитување

Обликот и особините карактеристични за површината на материјалот, во овој случај, заварени споеви се рапавост, пори, пукнатини, густина. Истите ја претставуваат анализата на макроструктурата на материјалите.

Целта на макроскопското испитување е одредување на структурата и одредување на евентуално присуство на несовершености во спојот, како пукнатини, пори, сегрегации, вклучоци од троска. На сите заварени споеви направена е макроскопска анализа за утврдување на несовершеностите и можните дефекти при спојување на двата основни материјали согласно стандардот EN ISO 17639:2013, Испитувања со разорување на завари во метални материјали – Макроскопски и микроскопски испитувања на завари. Сите заварени споеви се заварени со ТИГ постапка со 3 премини на челен заварен спој помеѓу мартензитен челик X10CrMoVNb9-1 и 12X18H12T аустенитен нерѓосувачки челик со додатен материјал NiCr20Mn3Nb. Примерокот за макроскопска анализа е изработен со попречно сечење на оската на заварот и брусен со брусна хартија со гранулација од 150 до 2500, а потоа полиран со дијамантска паста од 3 μ m и алумина (Al₂O₃). Нагризувањето на основниот материјал X10CrMoVNb9-1 е изведено со нитал, додека основниот материјал 12X18H12T и заварениот спој со мешавина од хлороводородна киселина, азотна киселина и глицерин согласно соодносот од глава 5. Макроскопскиот преглед со зголемување од 1.25x покажува нормален симетричен заварен спој со видливи линии на спојување и целосна пенетрација на заварот. Јасно видлива зона под влијание на топлина со крупно зрно од страна на аустенитниот челик и мартензитна структура од страна на челикот X10CrMoVNb9-1. Не се забележани површински или макро-внатрешни дефекти. Преодот помеѓу основните материјали, обложениот слој и металниот спој е рамномерен без мешање на зоните. Согласно ISO 5817, заварот е оценет како ниво В, односно без отстапки од спецификацијата со препорака за прифаќање, Слика 6.66.

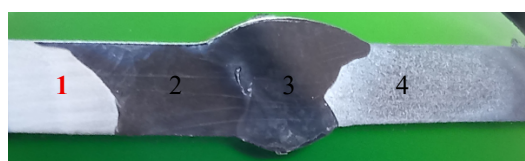


Слика 6.66 Макроскопски фотографии на заварени споеви

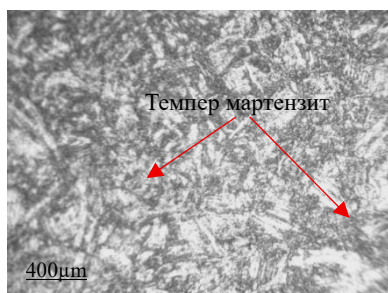
6.6 Микроскопска анализа

Целта на микроскопските испитувања е утврдување на структурните карактеристики во специфичните зони на заварените споеви, вклучувајќи одредување на форма и големина на зрна, присуство и распределба на различни фази во зрната, појава на двојничење и појаси на лизгање, присуство на карбиди. Бидејќи изработените проби подлежат на различна подготовка на основниот материјал 1 (со предгревање – СП / без предгревање – БП) и дополнително дел од нив подлежат на термичка обработка (ТО), специфичните зони од заварените споеви се разгледувани постапно за да се анализираат структурните промени кои при тоа настануваат. Испитувањето е извршено со помош на оптички микроскоп модел OMAX M837, опремен со дигитална камера OMAX 5MP A3550 со капацитет на зголемување од 40 до 630 пати. Резултатите од испитувањата се документирани со изработка на повеќе микрографи со зголемување од 40x, 100x и 400x кои ја прикажуваат микроструктурата на специфичните зони.

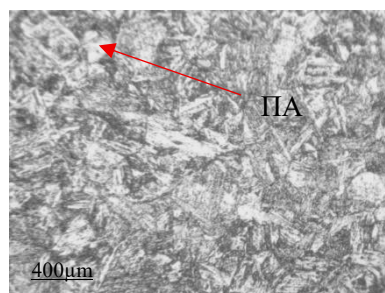
На Слика 6.67а) е прикажана фотографија на една од заварените проби каде што воочливи се четири карактеристични сегменти од заварениот спој. Позиција 1 го прикажува мартензитниот челик со ознака X10CrMoVNb9-1 (на сликата OM1), позиција 2 е обложен материјал кој е нанесен пред да се изврши заварувањето, позиција 3 е заварен спој и позиција 4 е аустенитен нерѓосувачки челик со ознака 12X18H12T (на сликата OM2). Типичната микроструктура на мартензитниот челик БП и ТО е дадена на Слика 6.67б).



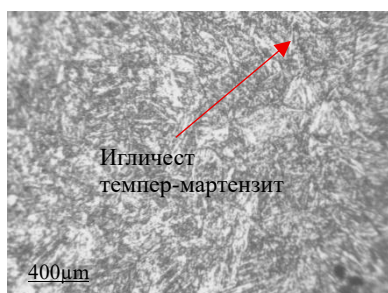
а) Разнороден заварен спој
(1- OM₁, 2 - обложен слој, 3 - завар, 4 - OM₂)



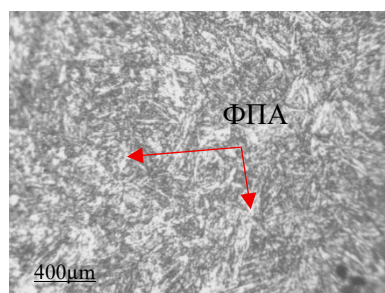
б) БП и без ТО



в) предгревање на 250°C, без ТО



г) БП со ТО на 760°C



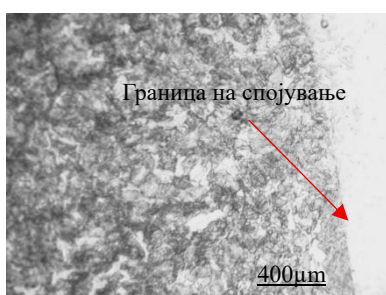
д) предгревање на 250°C и ТО на 760°C

Слика 6.67 Приказ на промените на микроструктурата кај основен материјал, челик X10CrMoVNb9-1, со примена на различна подготовка и термичка обработка

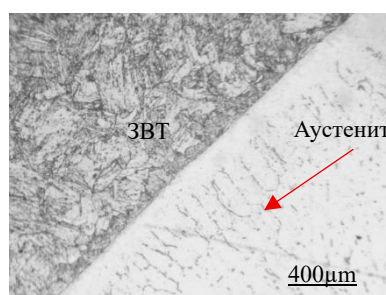
На сликата лесно се воочува мартензитна матрица заедно со пред-аустенитни зрна, блокови, решетки и подзрна. Типичната структура на овој челик се состои од отпуштена мартензитна решетка соfino дисперзирани пресипитати кои вклучуваат карбиди (богати со хром) лоцирани по границите на пред-аустенитните зрна и границите на блоковите од решетката, како и карбонитриди (богати со ниобиум и ванадиум) во мартензитната решетка. Отпуштениот мартензит се добива од предаустенитните зрна и се стабилизира со овие пресипитати, а тоа придонесува за високата отпорност на ползење и механичката стабилност на високи температури. Доколку се направи споредба со микрографот на истата слика под в), може да се забележи дека и покрај прегреењето од 250°C, се задржала мартензитната структура со fino распределени стабилни пресипитати. Предгреењето помага во намалување на заостанатите напони, без притоа да има значајно окрупнување на карбидите. Мартензитот останува со игличест облик со вклучени карбиди кои се предоминантни во кристалната решетка и по границите на зрната. На Слика 6.67 под г) и д) може да се анализира и спореди структурата на двете подготовки по извршената термичка обработка на 760°C. Ако ги разгледуваме во однос на микрографите б) и в) од истата слика, може да заклучиме дека со термичката обработка фината мартензитна решетка на мартензитот претрпела промена и се добила игличесто ламеларна структура која е порамномерно распределена. Заостанатиот аустенит значајно се намалил, големината на пресипитатите и нивната дистрибуција се променила, а сето тоа влијае врз механичките својства на материјалот.



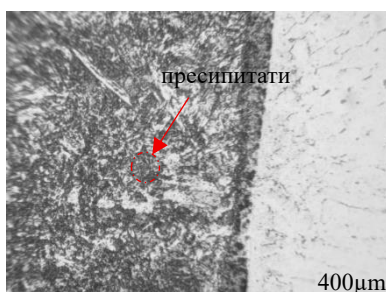
а) Разнороден заварен спој
(1- OM₁, 2- обложен слој, 3- завар, 4- OM₂)



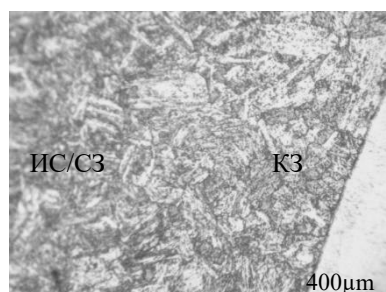
б) БП и без ТО



в) СП на 250°C, без ТО



г) БП со ТО на 760°C

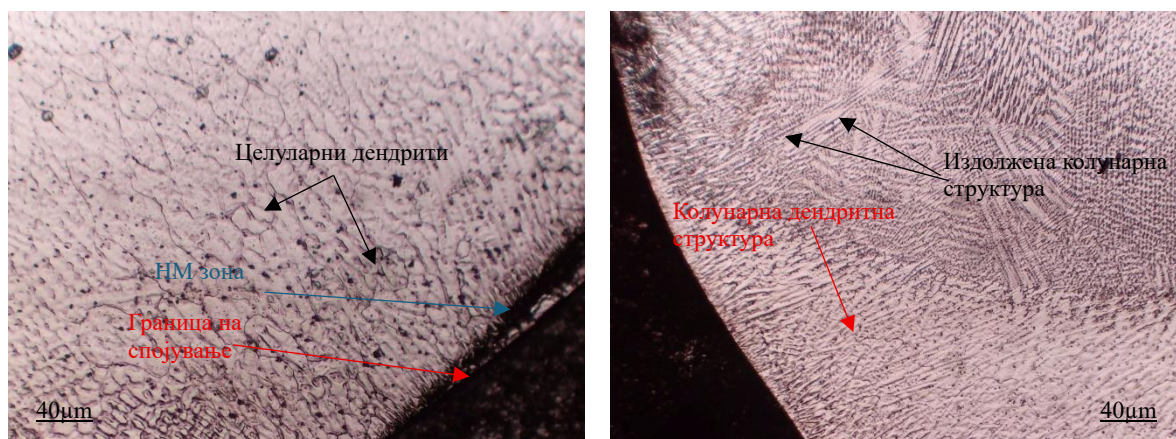


д) СП на 250°C и ТО на 760°C

Слика 6.68 Приказ на промените на микроструктура помеѓу OM₁ и обложениот слој со примена на различна подготовка и термичка обработка

На Слика 6.68 е прикажана микроструктура на преодот од челикот X10CrMoVNb9-1 кон обложениот слој добиен со топење на електрода на база на никел со ознака NiCr20Mn3Nb (Bohler, Thermanit Nicro 82). Облогата служи како бафер зона за намалување на миграцијата на јаглеродот во разнородниот заварен спој, а тоа ќе спречи формирање на крти, осиромашени со јаглерод зони и крупни карбидни мрежи кои може да бидат причина за појава на пукнатини. На Слика 6.68б) кај границата на спојување се забележува пофина микроструктура, во однос на слика в) каде што е применето предгревање. Кај оваа проба, во близина на линијата на спојување, се формирани покрупни зрна (КЗ) поради високата температура на наварување (повисока од AC_3) при која доаѓа и до растворање на пресипитатите, а тоа придонесува за намалување на силата на прицврстување на границите на зрната и резултира со окрупнување на зрната. Типични се три нехомогени зони кај зоната под влијание на топлината: крупно-зрнеста (груба), ситна (пофина) и интеркритична структура. Највисоката температура кај ситно зрнестата е повисока или приближна на AC_3 температурата, а оваа температура за интеркритичната структура е некаде помеѓу AC_1 и AC_3 . Оваа разлика во температурите е причина за варијација на фракцијата на пресипитатите по површината и на целокупниот изглед на микроструктурата. Со термичката обработка карбидите во облогата се стабилизираани и на тој начин се добива фина дистрибуција и намалување на дифузниот градиент. Кај пробите каде што е применета термичка обработка, Слика 6.68 г) и д) пресипитатите се изразени по границите на зрната и во самата матрица на мартензитот. Ова предизвикува омекнување во ЗВТ зоната поради намалување на зајакнувањето со цврст раствор.

Постои забележлива нехомогеност во распределбата на хемискиот состав и микроструктурата во близина на границата на спојување на металот на облогата. При заварување на истороден материјал нормално се јавува епитаксијален раст, но при заварување на разнородни материјали како што се аустенитен (FCC) и мартензитен (BCT) метал води до формирање на граница од тип II паралелна со границата на спојување, што ја намалува можноста за епитаксијален раст. На Слика 6.69 е прикажан делот од обложувањето со додатниот материјал каде што е видливо присуството на целуларна дендритна структура и колуларна структура.



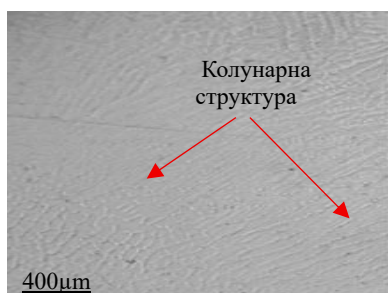
Епрувета 6
Епрувета 7
Слика 6.69 Микроструктура на обложениот слој (позиција 2 во заварениот спој)

Дендритната структура се формира како резултат на брзото ладење и кристализација при процесот на заварување. Овие дендритни структури, кои се разгранети и ориентирани во насока на ладење, имаат значајно влијание врз механичките својства на заварот, вклучувајќи јакост, дуктилност и отпорност на ползење. Присуството на дендрити исто така може да укаже на нехомогена распределба на легирачките

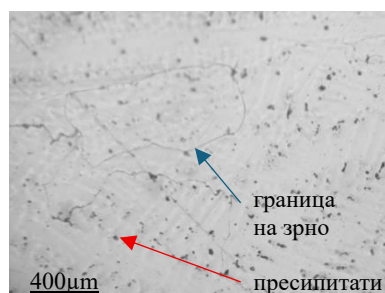
елементи, што понекогаш води до локализирана сегрегација и потенцијални микроструктурни слабости.



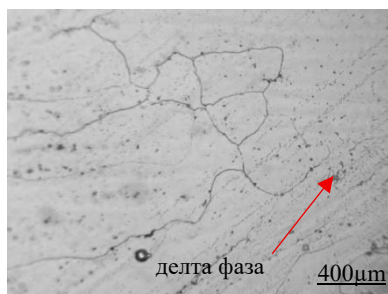
а) Разнороден заварен спој
(1- OM_1 , 2 - обложен слој, 3 - завар, 4 - OM_2)



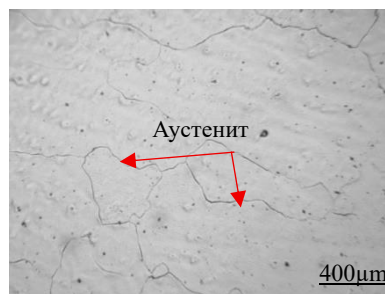
б) БП и без ТО



в) предгревање на 250°C, без ТО



г) БП со ТО на 760°C



д) предгревање на 250°C и ТО на 760°C

Слика 6.70 Микроструктура на завар

На Слика 6.70 се прикажани микроструктурите на заварениот спој на различни припремените заварени споеви. Заварениот спој помеѓу мартензитниот и аустенитниот челик не е подложен на дополнителна термичка обработка. Може да се забележи дека заварот се состои од аустенитна структура со крупно зрно, што е карактеристично за аустенитните нерѓосувачки челици. Оваа структура обезбедува висока јакост, добра дуктилност и значителна отпорност на ползење, особено на високи температури. Големината на зрната во заварот е резултат на термичките циклуси при заварување, каде што високите температури и бавното ладење доведуваат до раст на аустенитните зрна.

Структурата на челикот е аустенитна, со изразени зрна во однос на мартензитната структура на челикот X10CrMoVNb9-1, што укажува на пониска термичка стабилност и намалена отпорност на термички напони, особено во услови на високи температури и променливо оптоварување. Аустенитната структура е богата со хром и никел, што придонесува за висока отпорност на корозија, но истовремено може да доведе до формирање на покрупни зрна при заварување, особено во зоната на топење на металот, што негативно влијае на механичките својства, како што се жилавоста и отпорноста на пукнатини. Дополнително, покрупните зрна во аустенитната зона може да предизвикаат формирање на зони со локализирана слабост, особено во зоната под влијание на топлина, каде што се јавуваат фазни трансформации и раст на зрната. Овие промени може да доведат до намалување на структурниот интегритет на заварениот спој, особено при долготрајна експлоатација на високи температури. Зоната под влијание на топлината кај

ОМ₂ односно кај аустенитниот нерѓосувачки челик е многу тесна како резултат на слабата топлинска спроводливост на основниот материјал. Варијацијата во хемискиот состав исто така игра важна улога во хетерогеноста низ разнородниот спој. Металографската анализа на ЗВТ на аустенитниот челик е дадена на Слика 6.71.



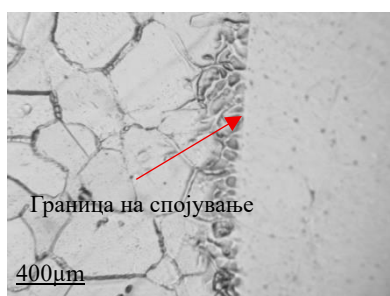
а) Разнороден заварен спој
(1- ОМ₁, 2 - обложен слој, 3 - завар, 4 - ОМ₂)



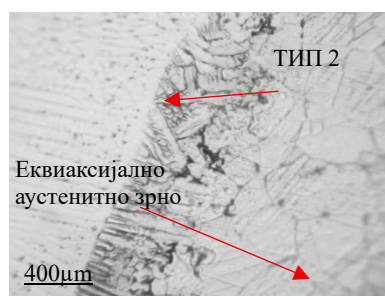
б) БП и без ТО



в) предгревање на 250°C, без ТО



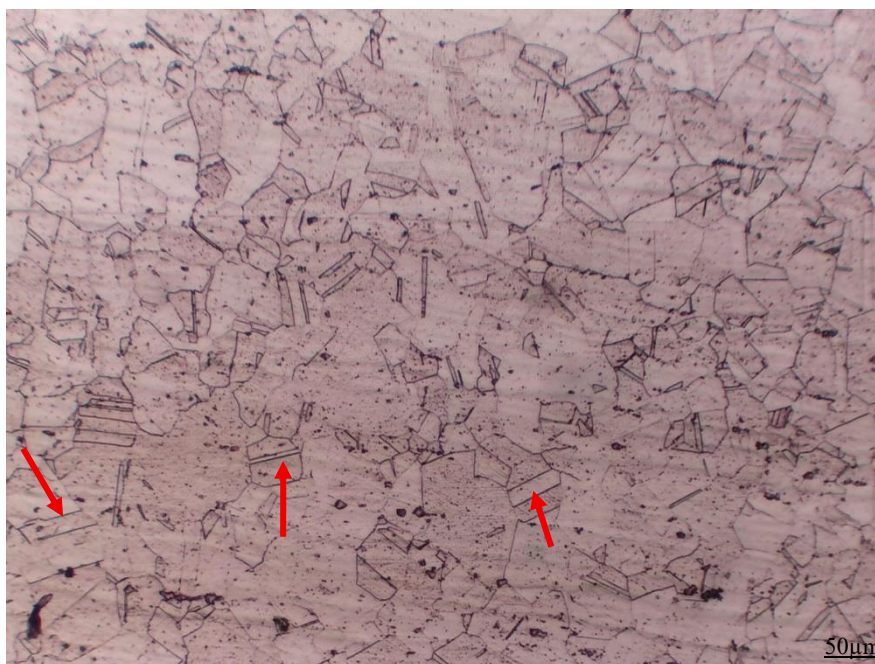
г) БП со ТО на 760°C



д) предгревање на 250°C и ТО на 760°C

Слика 6.71 Микроструктура на ОМ₂, 12X18Н12Т, и ЗВТ

Металографијата на аустенитниот челик покажува карактеристично зрнеста структура со јасно дефинирани граници на зрната и релативно хомогена матрица без појава на карбидни излачувања. Во внатрешноста на некои зрна се забележува појава на двојничење (близначење) на кристалните блокови на аустенитните зрна, Слика 6.72. Двојниците претставуваат кристални дефекти настанати при пластична деформација и се појавуваат како тенки паралелни линии во внатрешноста на зрната и претставуваат симетрични региони поделени со двојничка рамнина. Двојниците се јавуваат како дополнителен механизам на пластичната деформација покрај лизгањето и придонесуваат за зголемена жилавост и подобра отпорност од лом кај аустенитните нерѓосувачки челици.



Слика 6.72 Појава на двојничење во аустенитната структура

6.7 Анализа на механичките и микроструктурните својства според ISO 15614-1

Извршена е корелација меѓу микроструктурните анализи и резултатите од механичките испитувања, со цел да се утврди влијанието на структурата врз јакоста, жилавоста и тврдината на споевите. Овој сеопфатен пристап овозможува проценка на квалитетот и стабилноста на заварените конструкции и обезбедува можност за рана идентификација на критичните зони кои можат да бидат подложни на деградација при реални експлоатациони услови.

Во Табела 6-47 се прикажани резултатите од механичките испитувања на заварените споеви добиени при различни комбинации на предгреење и термичка обработка на мартензитниот челик. Табелата ги прикажува жилавоста во карактеристичните зони, граница на развлекување на собна и висока температура, затегнувачка јакост и тврдина во зоната под влијание на топлина на мартензитниот челик во горна и долна зона. Целта е да се направи споредба на влијанието на различните термички услови врз механичките својства на споевите. И покрај тоа што стандардот ISO 15614-1 не ја опфаќа границата на развлекување како задолжителен параметар при квалификација на постапката на заварување, во ова поглавје таа е вклучена во анализата на механичките својства со цел да се добие целосна слика за промените во механичките својства под влијание на различни технолошки услови. Овие резултати ќе помогнат во идентификување на најоптималната комбинација на параметри што обезбедува соодветни механички својства како и разбирање на ризиците од појава на пукнатини и лом кај испитаните споеви.

Анализата е спроведена за да се процени влијанието на предгреење и термичката обработка врз механичките својства на заварените споеви, на мартензитниот челик X10CrMoVNb9-1 и критичната зона под влијание на топлина на истиот материјал. Од анализа на жилавоста може да се утврди дека комбинацијата со почетни параметри 250°C/760°C покажува највисока вредност на жилавоста во сите анализирани зони, а особено во заварениот спој и ЗВТ1, што укажува на стабилна микроструктура. Дополнително, кај оваа комбинација тврдината покажува најниски и најизедначени вредности во горната и долната зона на ЗВТ1, што претставува индикатор за релаксирани

заостанати напони и микроструктурна хомогеност. Заварените споеви без термичка обработка покажуваат иста жилавост во ЗВТ1 како и основниот материјал X10CrMoVNb9-1, но пониска од споевите со примена на термичка обработка. Овие споеви истовремено имаат и највисоки вредности на тврдината, особено кај комбинацијата 250°C/20°C каде тврдината достигнува околу 330 HV, што сепак не укажува на зацврстена мартензитна структура која е подложна на кртост и иницирање на пукнатини под оптоварување и е во прифатливиот ранг на стандардот под 350HV. Затегнувачката јакост има најниска вредност за комбинацијата 250°C/20°C од само 564 МПа, додека пак споевите без примена на влезните фактори покажуваат висока вредност од 637 МПа. Највисока затегнувачка јакост има кај споевите со примена на предгреење и термичка обработка со средна вредност од 640МПа. Може да се забележи дека затегнувачката јакост за сите заварени споеви е во опсегот на основните материјали и е со прифатливи вредности согласно пропишаните барања во стандардот. Може да се напомене дека токму кај комбинациите со термичка обработка се забележува пониска тврдина, што е во согласност со очекуваното омекнување на мартензитната структура и подобрување на жилавоста. Во однос на границата на развлекување, најниска е вредноста кај комбинацијата 250°C/760°C од 284,85 МПа, но сепак во рамки на основните материјали.

Од добиените резултати може да се заклучи дека сите анализирани комбинации на предгреење и термичка обработка даваат прифатливи вредности согласно барањата од ISO 15614, особено во однос на ограничувањата за тврдината во зоната под влијание на топлина и испитаната затегнувачка јакост. И покрај тоа, комбинациите покажуваат различни нивоа на поволност од аспект на микроструктурната стабилност и механичките својства. Комбинацијата 250°C/20°C, иако усогласена со стандардот, резултира со најниска граница на развлекување, пониска затегнувачка јакост и највисока тврдина во ЗВТ1, што упатува на помалку стабилна структура. Комбинацијата 20°C/20°C исто така ги задоволува барањата на стандардот, вклучително и лимитот од 350 HV, но покажува пониски вредности за жилавоста во ЗВТ1 во однос на другите услови. Најповолна се издвојува комбинацијата 250°C/760°C, која обезбедува највисока жилавост, ниски вредности на тврдина и добри механички својства, што укажува на стабилна микроструктура и најмал ризик од крт лом.

Тврдината и жилавоста на заварените споеви претставува индиректен, но важен параметар за карактеризација на микроструктурните состојби во различните зони. Вредностите се резултат на сложена интеракција меѓу термичкиот циклус за време на заварувањето, брзината на ладење и последователните термички третмани. Во зависност од условите, може да се формираат структури со големи варијации во механичките својства: од неотпуштен мартензит со висока тврдина и ниска граница на развлекување до отпуштен мартензит со подобра жилавост.

Кај мартензитните челици како X10CrMoVNb9-1, пиковите на тврдина во зоната под влијание на топлина најчесто се поврзани со формирање на грубозрнест мартензит и акумулација на внатрешни напони. Овие состојби можат да бидат критични ако не се изведе термичка обработка со која се овозможува отпуштање на мартензитот, хомогенизација на микроструктурата и излачување на карбиди, што резултира со намалување на тврдината и подобрување на жилавоста. Дополнителниот материјал на база на никел има стабилна аустенитна структура со умерени вредности на тврдина.

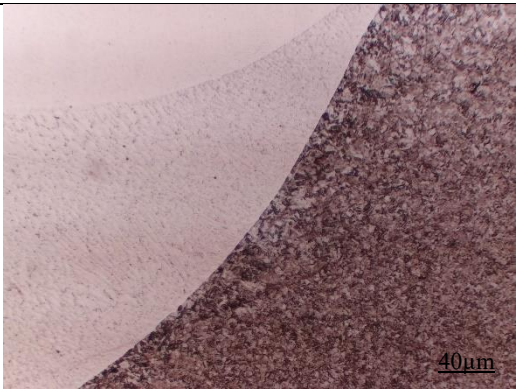
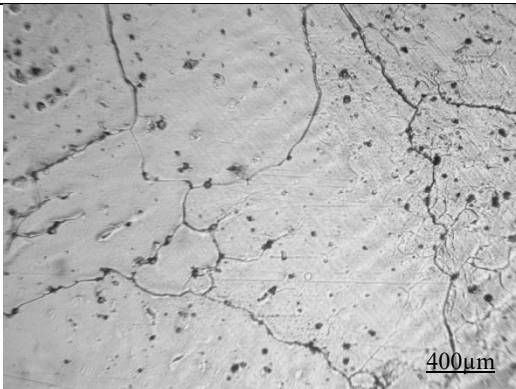
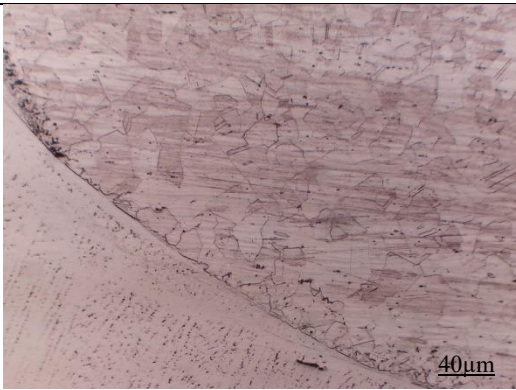
Со цел да се оценат овие ефекти и да се разбере поврзаноста меѓу микроструктурата и механичките својства, во ова поглавје се презентира анализа на средните вредности на тврдината за сите карактеристични зони на спојот, согласно влезните фактори на челикот X10CrMoVNb9-1. Резултатите се разгледуваат во контекст

на микроструктурните набљудувања, со цел да се воспостави јасна корелација меѓу фазните трансформации, стабилноста на структурите и измерената тврдина и жилавост.

Табела 6-47 Анализа на механичките својства

Заварен спој	Жилавост ЗВТ2 [Ј]	Жилавост ЗС [Ј]	Жилавост ЗВТ1 [Ј]	Тврдина ЗВТ1 долна зона HV10 (средна вредност)	Тврдина ЗВТ1 горна зона HV10 (средна вредност)	Затегнувачка јакост [MPa]	Граница на развлекување [MPa]	Граница на развлекување 590°C [MPa]
20/20	25,17	34,87	24,23	263,471	234,385	637,00	326,16	161,5
250/20	25,53	32,27	23,73	330,082	330,082	564,33	325,82	147,5
20/760	24,03	35,07	33,00	259,289	260,472	608,33	322,71	149,9
250/760	25,13	38,27	33,10	230,249	251,124	640,00	284,85	151,5

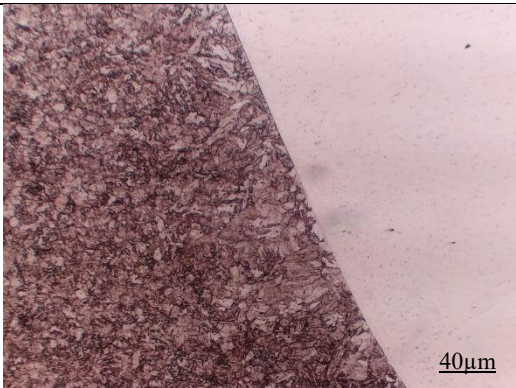
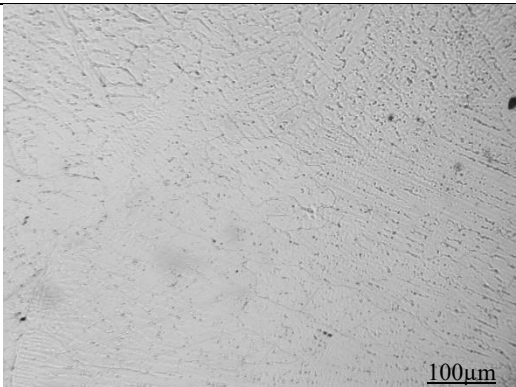
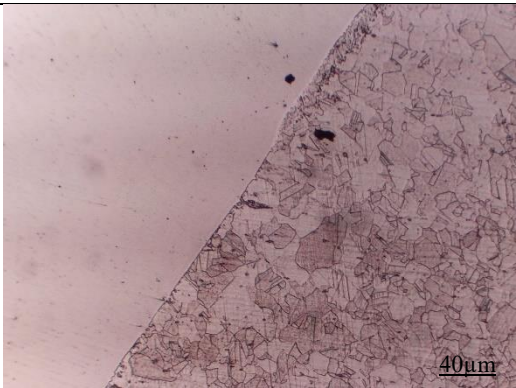
Табела 6-48 Заварени споеви со експериментална комбинација на факторите 20°C /20°C

Зона	HV долна зона	HV горна зона	Металографија
OM1 (X10CrMVNb9-1)	235,364	231,210	
ЗВТ на OM1	263,471	234,385	
Обложен слој	159,800	156,176	
Заварен спој	154,358	158,287	
ЗВТ на OM2	144,911	143,676	
OM2 (12X18H12T)	143,847	150,478	

Зоната под влијание на топлина на мартензитниот челик покажува задоволнителна тврдина, Табела 6-48. Вредностите на тврдина не покажуваат голем пик спрема основниот материјал во отсуство на предгреење и термичка обработка со видлива мартензитна структура. Тврдината е под горната граница пропишана со ISO 15614-1 од 350 HV, што укажува дека спојот ја задржува прифатливата тврдина дури и без примена на термичка обработка по заварување.

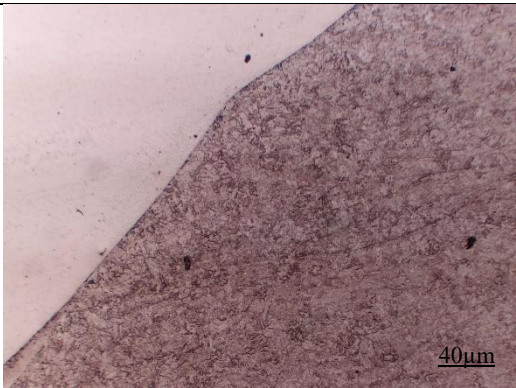
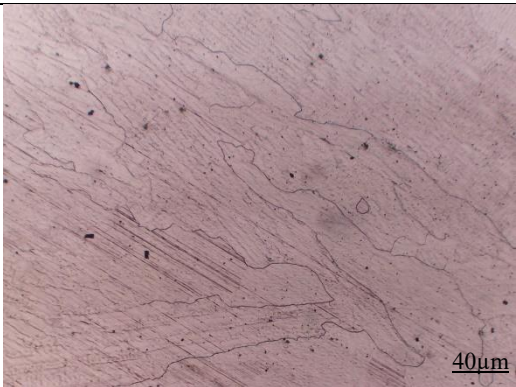
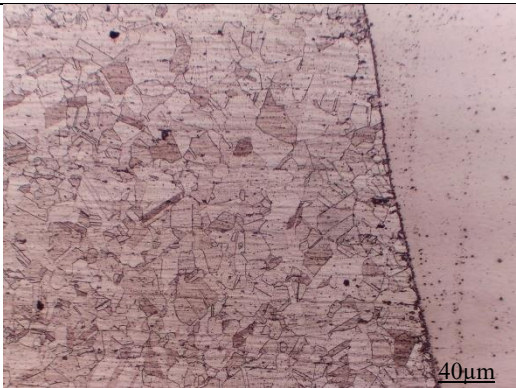
Обложениот и заварениот спој покажуваат вредности на тврдина (околу 150÷160 HV), карактеристични за никел легури, при што се забележува хомогена структура без присуство на кршливи фази. Аустенитниот дел од спојот (OM2 и ЗВТ кај OM2) има стабилни вредности на тврдина, 140÷150 HV, што укажува на добра топлинска стабилност и рамномерна распределба на напоните при заварувањето. Овие резултати соодветствуваат со очекуваната микроструктура на аустенитните челици.

Табела 6-49 Заварени споеви со експериментална комбинација на факторите 250°C /20°C

Зона	HV долна зона	HV горна зона	Металографија
OM1 (X10CrMVNb9-1)	250,550	244,708	
3BT на OM1	330,082	330,082	
Обложен слој	149.797	151.970	
Заварен спој	150,530	152,592	
3BT на OM2	148,961	148,663	
OM2 (12X18H12T)	141,157	142,491	

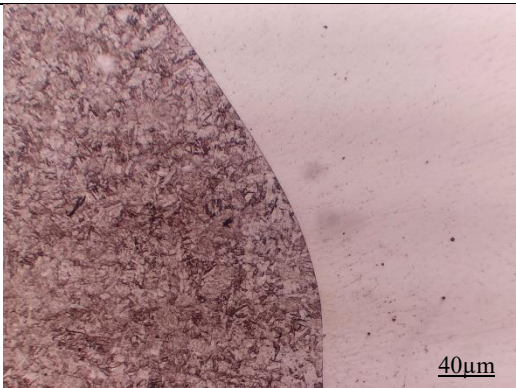
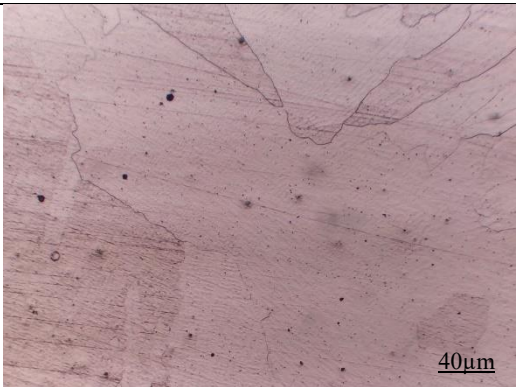
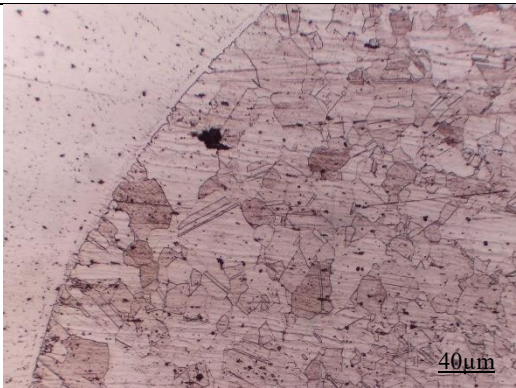
Зоната под влијание на топлина на челикот X10CrMoVNB9-1 е со висока вредност на тврдина, 330 HV, во однос на основниот материјал која се движи до 250HV, Табела 6-49. Високата вредност укажува дека доаѓа до локално зајакнување на структурата што резултира со зголемена тврдина, но и потенцијална склоност кон крстост. Во зоната под влијание на топлина кај OM1 се измерени вредности од 330HV кои се под пропишаните дозволени граници според стандардот до 350HV, па од аспект на стандардот спојот ги исполнува критериумите за тврдина. Кај обложениот слој и заварениот спој измерени се вредности очекувани за никел легури што укажува на металуршки конзистентна зона без појава на тврди нтерметални соединенија.

Табела 6-50 Заварени споеви со експериментална комбинација на факторите 20°C /760°C

Зона	HV долна зона	HV горна зона	Металографија
OM1 (X10CrMVNb9-1)	245,172	258,964	
ЗВТ на OM1	259,289	260,472	
Обложен слој	162,478	165,723	
Заварен спој	158,487	145,868	
ЗВТ на OM2	146,975	144,170	
OM2 (12X18H12T)	142,939	142,078	

Гледано од претходните резултати може да се заклучи дека термичката обработка успеала да ја намалила тврдината на ЗВТ1 на мартензитниот челик во однос на комбинации без термичка обработка и останува во границите до 350 HV согласно ISO 15608 и ISO 15614-1, Табела 6-50. Преодот од основен материјал кон зоната под влијание на топлина е во задоволителни граници без големи пикови на измерените вредности. Обложениот слој и заварениот спој покажуваат стабилни вредности на тврдина во дозволени граници што укажува на стабилна микроструктура.

Табела 6-51 Заварени споеви со експериментална комбинација на факторите 250°C /760°C

Зона	HV долна зона	HV горна зона	Металографија
OM1 (X10CrMVNb9-1)	227,926	252,851	
ЗВТ на OM1	230,249	251,124	
Обложен слој	171,014	167,075	
Заварен спој	159,783	146,937	
ЗВТ на OM2	159,063	148,688	
OM2 (12X18H12T)	145,138	147,907	

Основниот материјал 1 и ЗВТ1 се во оптималниот опсег, што значи дека термичката обработка успеала да ја омекне критичната зона, поволно за спречување на лом, Табела 6-51. Во комбинацијата на влезните фактори, највисока вредност на тврдината е во зоната под влијание на топлина на мартензитниот челик, 251 HV10. Овие вредности се во граница со дозволените пропишани вредности на ISO 15614-1 за челици од група 6.4, мартензитни Cr-Mo-V челици. Вредностите на тврдина се пониски во споредба со дел од пробите без термичка обработка, а микроструктурата покажува отпуштена мартензитна структура на челикот X10CrMoVNB9-1 и покажува задоволителна жилавост.

Во Табела 6-52 е направена споредбена анализа на средните вредности на жилавоста, тврдината и микроструктурата на заварените споеви добиени при четирите различни комбинации на предгреење и термичка обработка. Жилавоста на основниот

материјал X10CrMoVNb9-1 изнесува 23 J во услови без термичка обработка, додека по применета термичка обработка се зголемува на 27,8 J. Сличен тренд е забележан и во ЗВТ1 каде жилавоста се движи околу 24 J кај споевите без термичка обработка, а по обработката се зголемува до приближно 33 J, што претставува јасен доказ за стабилизација на структурата и подобрување на жилавоста. Тврдината на основниот материјал изнесува 241 HV пред термичка обработка и се намалува на 231 HV по обработката, што е очекувано поради отпуштање на мартензитните иглички. Кај ЗВТ1 највисоки вредности на тврдина се забележани кај комбинацијата 250/20 од 330 HV, што укажува на локално затврдување на структурата по заварувањето. Ова соодветствува со микроструктура богата со формирани мартензитни игли и висока дислокациска густина, што ја зголемува тврдината. Кај примероците со применета термичка обработка тврдината се намалува, 259÷230 HV, што е карактеристичен показател за отпуштање, намалување на заостанати напони, таложење на карбиди и намалување на ризикот од крт лом. Ваквата микроструктура е поволна за експлоатациони услови, бидејќи обезбедува добра рамнотежа помеѓу јакоста и жилавоста. Микроструктурните анализи целосно ја потврдуваат врската меѓу механичките својства и термичките услови. И без и со примена на термичка обработка имаме присуство на отпуштен мартензит, кој покажува задоволителна тврдина и жилавост. Комбинациите покажуваат задоволителни својства и структурна стабилност, додека комбинацијата 250/20 создава најтврд и потенцијално најкритична ЗВТ, сепак во дозволеният опсег на ЗВТ под 350 HV за заварени споеви на X10CrMoVNb9-1.

Табела 6-52 Споредбена анализа на тврдина и жилавост на заварените споеви

Влезни фактори	Жилавост X10CrMoVNb9-1	Жилавост ЗВТ1	Тврдина X10CrMoVNb9-1	Тврдина ЗВТ1 долна зона	Тврдина ЗВТ1 горна зона	Микроструктура
20/20	23	24,23	241	263,471	234,385	Отпуштен мартензит
250/20	23	23,73	241	330,082	330,082	Отпуштен мартензит
20/760	27,8	33,00	231	259,298	260,472	Отпуштен мартензит
250/760	27,8	33,10	231	230,249	251,124	Отпуштен мартензит

Добиените резултати покажуваат дека сите испитани комбинации на предгреење и термичка обработка се во рамки на дозволените граници за механички својства согласно ISO 15614, што укажува дека технологијата на заварување е адекватно дефинирана и стабилна. Иако термичката обработка очекувано придонесува за најповолни својства пред сè преку намалување на тврдината и стабилизирање на микроструктурата и споевите изработени без термичка обработка исто така демонстрираат механички карактеристики кои остануваат во прифатливи рамки. Повисоката тврдина на дел од пробите и помалата жилавост во ЗВТ кај овие споеви се должи на локалното зајакнување на структурата, но нивните вредности не ја надминуваат граничната вредност пропишана во стандардот, што значи дека споевите се безбедни и технички употребливи.

Комбинацијата на предгреење и термичка обработка дава најдобро балансирана микроструктура, со формирање на отпуштен мартензит кај X10CrMoVNb9-1, стабилизирана ЗВТ зона и контролирана структура на заварениот спој и обложениот слој, што придонесува за зголемена жилавост и помала варијација на својствата. Сепак, фактот што и варијантите без термичка обработка постигнуваат вредности за тврдината слични на оние со термичка обработка, а нивната жилавост во ЗВТ останува во границите на основниот материјал, претставува важен показател дека испитаните

разнородни цевки со мала дебелина на сид може безбедно да се применат и без термичка обработка. Ова е од особен интерес за индустриската пракса, каде изведба без термичка обработка може да биде неопходна или препорачлива кај одредени поправки или ограничени работни услови.

Со цел да се разбере влијанието на технолошките параметри, резултатите од мерењето на тврдината се споредени со набљудувањата од металографската анализа. Во основниот материјал 1, мартензитен челик, тврдината е повисока во споредба со OM2. Металографските анализи потврдуваат типична мартензитна структура, отпуштен мартензит кај сите комбинации.

Во зоната под влијание на топлина на мартензитниот челик, X10CrMoVNb9-1, се забележува зголемување на тврдината на дел од варијантите без термичка обработка, што е поврзано со локално зајакнување на структурата. На дел од пробите без термичка обработка и со примена на термичката обработка, тврдината е под 300HV, а микроструктурата покажува пофина распределба на фазите и релаксација на напоните.

Обложениот слој, изработен од никел легура, покажува аустенитна структура со релативно стабилни својства. Тврдината е умерена и конзистентна. Со термичка обработка структурата останува стабилна, а тврдината покажува минимални промени.

Заварениот спој, изведен со додатен материјал на база на никел, има аустенитна структура. Резултатите од тврдината покажуваат стабилни и умерени вредности. Металографските анализи потврдуваат хомогена аустенитна матрица, аустенитно зрно.

Во основниот материјал 2, 12X18H12T, и зоната под влијание на топлина тврдината останува стабилна и во прифатлив опсег согласно усвоените механички својства. Металографијата покажува типична аустенитна структура со релативно големи зрна, што е во согласност со регистрираните пониски вредности на тврдината. Ова укажува на очекувана корелација, стабилната аустенитна микроструктура дава константни и пониски вредности на тврдина, без значајно влијание од процесот на заварување.

6.8 Верификација на експерименталните резултати според ISO 15614-1

Врз основа на извршените мерења на механичките својства и микроструктурните анализи, може да се заклучи дека сите испитани комбинации на предгреење и термичка обработка покажуваат вредности во согласност со стандардот. Затегнувачката јакост е во опсегот меѓу двата основни материјали со лом на епруветите кај послабиот материјал, односно аустенитниот материјал 12X18H12T. Вредностите на тврдина кај мартензитниот челик се под максимално дозволените 350 HV, дефинирани во ISO 15614-1 за челици од групата 6.4. Дополнително, кај сите проби е забележана стабилна структура, отпуштен мартензит, што укажува на стабилна металуршка состојба без појава на непожелен неотпуштен мартензит.

Анализата покажува дека иако термичката обработка не е единствениот фактор, таа останува најзначајниот механизам за контролирање на тврдината, хомогенизирање на структурата и намалување на заостанатите напони. Во услови без термичка обработка, зоната под влијание на топлина кај X10CrMoVNb9-1 задржува стабилни вредности на тврдина во рангот на основниот материјал, без критични пикови. Кај дел од пробите постојат покачени вредности во 3BT1, но тие се во целост во согласност со стандардот, а жилавоста останува во рамките на вредностите на основниот материјал, без опаѓање што би довело до крт лом.

Комбинацијата без предгреење и без термичка обработка покажува прифатливи резултати според ISO 15614-1, тврдината во 3BT1 останува во истиот ранг како и кај условите со термичка обработка, додека жилавоста е на ниво на основниот материјал.

Затегнувачката јакост, пак, се движи во опсегот карактеристичен за комбинацијата 250°C/760°C, што дополнително ги потврдува нејзините задоволителни механички својства. При услови со само предгреење, намалената брзина на ладење е поволна за контрола на структурата кај материјали со мала дебелина. Сепак, кај X10CrMoVNb9-1 се регистрираат високи, но сè уште дозволени вредности на тврдина, околу 330 HV10, проследени со пониска жилавост и затегнувачка јакост.

Комбинацијата со термичка обработка обезбедува тесен и конзистентен опсег на тврдина во сите карактеристични зони на спојот од 140 HV до 250 HV. Термичката обработка на 760°C овозможува целосно отпуштање на мартензитната структура, намалување на заостанатите напони и јасно дефинирана металуршка стабилност. Овој спој е во целосна усогласеност со стандардот за квалификација на постапките на заварување.

Врз основа на експерименталните резултати може да се заклучи дека комбинацијата со предгреење и термичка обработка (250°C/760°C) обезбедува највисок степен на стабилност и усогласеност на механичките својства во сите зони на спојот. Сепак, особено значаен е наодот дека и пробите изработени без термичка обработка, кај кои дебелината на сидот е мала како испитаните ги исполнуваат барањата на ISO 15614-1, со тврдина под 350 HV и микроструктура карактеристична за отпуштен мартензит. Овие резултати укажуваат дека за тенкосидни компоненти, заварувањето и без термичка обработка може да обезбеди доволно стабилен и прифатлив спој за практична примена. Постојаната металуршка стабилност и контролираниот опсег на тврдина кај сите испитани услови потврдуваат дека технологијата на заварување е соодветна и дека споевите ги задоволуваат критериумите за безбедност и сигурност пропишани во стандардот.

7. Заклучок

Главната цел на истражувањето беше да се утврди најоптималната комбинација на технологија за заварување на мартензитен и аустенитен нерѓосувачки челик, за цевки со мала дебелина. Можноста за исклучување на предгреење и термичка обработка на мартензитниот челик и добивање на разнороден спој со задоволителни механички својства и микроструктура. Во рамките на трудот беа поставени повеќе цели: проценка на механичките својства на заварените споеви при собна и висока температура, анализа на микроструктурните промени во зоната под влијание на топлина и во основните материјали со посебен акцент на мартензитниот челик, како и идентификација на можни дефекти како пукнатини. Дополнително, истражувањето имаше за цел да овозможи оптимизација на технологијата на заварување и развој на препораки за индустриска примена, особено во енергетските постројки каде што прегревачите на пареа работат на високи параметри на пареа. Врз основа на дефинираните хипотези, истражувањето ги разгледуваше клучните фактори што влијаат врз структурниот интегритет на споевите, меѓу кои изборот на додатен материјал на база на никел како стабилизатор на структурата и спречување на миграција на јаглерод од зоната со помала кон зоната со поголема содржина на хром. На тој начин, трудот обезбедува научна и практична основа за унапредување на технологиите на заварување на разнородни челици и зголемување на сигурноста и долговечноста на индустриските компоненти.

Прегледот на литература укажа на тоа дека истражувањата за заварување и својствата на челикот X10CrMoVNb9-1, особено во разнородни споеви со аустенитни нерѓосувачки челици, се ограничени со неколку недостатоци. Најзначајно ограничување е тоа што во литературата недостасуваат доволно научни истражувања посветени на цевки со мали димензии и дебелина на сид, што го отежнува извлекувањето на заклучоци за влијанието на технолошките параметри врз микроструктурата и механичките својства. Дополнително, нема доволно истражувања посветени на влијанието од заварување без термичка обработка на мартензитните челици од група 6.4, иако тие се клучни за разбирање на основните механизми на деградација и можните појави на дефекти. Дополнително, во последните години истражувачки центри започнуваат со истражувања за изведување на заварување на X10CrMoVNb9-1 без термичка обработка што претставува значаен чекор кон подобро разбирање на однесувањето на ваквите разнородни споеви. Во достапната научна литература, сепак, не се среќаваат експериментални резултати за заварување на мартензитен челик со мали димензии без примена на предгреење и термичка обработка, што го прави ова истражување особено важно за анализирање на ваквите специфични геометрии на материјалот. Овие идентификувани недостатоци ја потврдуваат потребата од методолошки организирани експерименти кои ќе овозможат подлабоко разбирање на однесувањето на разнородните заварени споеви и ќе придонесат за развој на оптимални технолошки решенија со практична примена во индустријата.

Анализата на механичките својства на заварените споеви покажа јасни трендови во зависност од применетите термички циклуси. Границата на развлекување достигна највисоки вредности кај пробите изработени без предгреење и без термичка обработка, додека нејзиното значително намалување беше забележано при применета термичка обработка што укажува на доминантното влијание на овој фактор. Затегнувачката јакост покажа поголема варијација и мешани ефекти. Најниски вредности беа добиени при комбинација со предгреење и без термичка обработка, што ја нагласува негативната синергија на овие услови, додека примената на термичката обработка во одредени комбинации овозможува делумно подобрување на јакоста. Од друга страна, процентуалното издолжување јасно укажа на позитивното влијание на предгреењето, а

ефектот беше дополнително засилен и со примена на термичка обработка, што потврдува постоење на интеракција меѓу факторите. Жилавоста исто така се покажа како зависна од условите, со зголемување на температурата на предгреење беше забележан тренд на зголемување кај пробите со термичка обработка, додека кај оние без термичка обработка жилавоста остана во рангот на основниот материјал. Графичките прикази потврдија дека линиите каде факторите се сечат укажува на статистички значајна интеракција, особено во случајот на жилавоста.

Локацијата на лом беше идентификувана во аустенитниот нерѓосувачки челик, 12X18H12T, што се потврдува дека е послаб материјал во комбинација со X10CrMoVNb9-1. Овие резултати се во согласност со стандардот за квалификација на заварување, ISO15614-1, и се очекува ломот да настане во послабиот основен материјал.

Спроведената регресиона анализа дополнително ги потврди овие резултати и овозможи изведување на математички модели за предвидување на механичките својства. Истите се дадени во глава 6 и овозможуваат квантитативно предвидување на трендовите и се значаен практичен придонес, бидејќи со нив може да се моделира однесувањето на заварените споеви при различни технолошки комбинации.

Од спроведената дискусија при анализирање на резултатите од тврдина она што може да се забележи од добиените резултати е дека кај основниот материјал X10CrMoVNb9-1 и во услови без и во услови со примена на термичка обработка тврдината останува во прифатливи граници под 350HV. Ова е потврдено и со металографските испитувања каде е забележана отпуштена структура на мартензит што подразбира прераспределба на дислокациите, релаксација на напоните и излачување на карбиди од типот $M_{23}C_6$.

Во зоната под влијание на топлина од страната на X10CrMoVNb9-1, кај сите комбинации без термичка обработка тврдината останува во прифатливи, но релативно повисоки граници, со вредности до околу 330 HV. Ова покачување се должи на локалното зајакнување во близина на линијата на спојување и на формирањето на помалку релаксирана мартензитна структура при ладењето по заварувањето. По примена на термичка обработка, тврдината значително се намалува, особено во комбинацијата 250°C/760°C, каде мартензитната структура преминува во отпуштен мартензит, што доведува до стабилизирани и урамнотежени механички својства.

Кај обложениот слој и заварениот спој, тврдината во сите комбинации е стабилна во нормалниот опсег, од 147 до 170 HV. Овие пониски вредности се резултат на стабилната аустенитна структура карактеристична за никел легури, дополнително модифицирана од разрежувањето со основните материјали. Во микроструктурата се забележуваат дендритни форми и аустенитна матрица, што ја објаснува нивната мека природа. На страната на аустенитниот челик 12X18H12T (OM2) и неговата зона под влијание на топлина, тврдината е постојано во нормалниот опсег и се движи до околу 155 HV.

Добиените резултати овозможуваат проценка на најсоодветните технолошки услови за подготовка и заварување на мартензитниот челик X10CrMoVNb9-1 со аустенитниот нерѓосувачки челик 12X18H12T. Иако најдобро усогласени механички својства и најстабилна микроструктура се постигнати кај споевите изработени со примена на предгреење и термичка обработка, значајно е да се нагласи дека и споевите изработени без термичка обработка покажаа поволни резултати, со тврдина под ограничувачките 350 HV и механички својства што се во рамките на барањата на ISO 15614-1. Овие резултати укажуваат дека кај компоненти со мала дебелина на сид, каде ладењето е побрзо и ризикот од формирање на неотпуштен мартензит е намален, и режимите без примена на термичка обработка може да обезбедат стабилна и доволно сигурна структура за практична примена.

Примената на предгреење и термичка обработка обезбедува најниска тврдина во ЗВТ на X10CrMoVNb9-1, подобрена жилавост и најизразена стабилизација на микроструктурата, што ја прави оваа комбинација најповолна за работа во долгорочни и високо термички оптоварени услови. Сепак, режимите без термичка обработка, особено кај тенкосидни елементи, се покажуваат како прифатлива и практично употреблива опција, што претставува важен податок за индустриските апликации каде термичката обработка е технички или економски ограничена.

Овие сознанија имаат директна практична примена. Комбинацијата со предгреење и термичка обработка останува најповолна технологија за заварување на цевни елементи во прегревачи на пареа и други критични компоненти во енергетските и нуклеарните постројки, обезбедувајќи висока сигурност, долговечност и минимален ризик од дефекти во реални оперативни услови. Сепак, добиените резултати покажуваат дека заварувањето може успешно да се изведе и без примена на термичка обработка, особено кај материјали со мала дебелина на сид, каде постигнатите вредности на тврдина и механички својства остануваат во рамките на барањата на ISO 15614-1. Ова го отвора патот за поширока и пофлексибилна примена на ваквите споеви во индустриската пракса, со потенцијал за поедноставување на процесите и намалување на трошоците, без да се наруши безбедноста и функционалноста на системот.

Важен аспект на анализата претставува споредбата на добиените резултати и со техничкиот стандард VGB-S-013-00-2024-12-EN, кој служи како упатство за осигурување на квалитет при производство, контрола и монтажа на котли со водогрејни цевки и нивните придружни системи. Добиените вредности на јакост, тврдина и жилавост на заварените споеви се во согласност со барањата на стандардот ISO 15614-1. Меѓутоа при анализа на резултатите со VGB-S-013 може да се дискутира следното: тврдината на основниот материјал X10CrMoVNb9-1 се движи во опсег од 231 до 241 HV10, што целосно го задоволува ограничувањето 200–260 HV10 дефинирано со VGB S-013. Во зоната под влијание на топлина, сите комбинации освен 250/20 имаат тврдина под 320 HV10 и на тој начин ги исполнуваат и построгите барања на VGB S-013. Комбинацијата со предгреење и без термичка обработка, иако со тврдина околу 330 HV10 формално ги задоволува барањата на ISO 15614-1, ја надминува препорачаната граница на VGB и може да се смета за најнеповолна од аспект на тврдина и отпорноста на лом. Од друга страна, комбинациите со термичка обработка покажуваат најниски вредности на тврдина во ЗВТ (приближно 230–260 HV10) и највисоки вредности на жилавост, што укажува на стабилна состојба на отпуштен мартензит и оптимален баланс меѓу јакост и жилавост. Врз основа на ова може да се заклучи дека сите испитани споеви ги исполнуваат барањата на ISO 15614-1, додека според VGB S-013 комбинациите 20/20, 20/760 и 250/760 се целосно прифатливи, а комбинацијата 250/20 бара дополнителна внимателност или оптимизација на технологијата.

Овој труд придонесува кон проширување на научното знаење и кон унапредување на практичните пристапи во заварувањето на разнородните челици. Научниот придонес се гледа во развиената систематска анализа на влијанието на предгреењето и термичката обработка врз механичките и микроструктурните својства на споевите, како и во воспоставувањето на јасна врска меѓу експерименталните резултати и микроструктурните набљудувања. Особено значајно е тоа што трудот открива нов, поедноставен и применлив начин на спојување на мартензитни и аустенитни челици без примена на термичка обработка, покажувајќи дека за тенкосидни елементи може да се добијат задоволителни механички својства и тврдина прифатливи според стандардот ISO 15614-1. Ова претставува значаен научен и практичен придонес, со потенцијал да го поедностави, забрза и направи поекономичен процесот на спојување на разнородни материјали. Дополнително, изведената регресиона анализа овозможува формулирање на

предвидливи модели за механичките својства, со што се создава алатка за квантитативно предвидување на својствата при различни технолошки комбинации.

Практичниот придонес се однесува на обезбедување научно поткрепени препораки за индустриската примена на оптимални режими на заварување, особено во термоенергетски и нуклеарни постројки каде што сигурноста и долговечноста на компонентите се од критично значење. На овој начин, истражувањето ја надополнува празнината во постојната литература и поставува основа за понатамошен развој на технологии за сигурно и ефикасно заварување на разнородни материјали.

И покрај добиените значајни сознанија, истражувањето има одредени ограничувања кои треба да се земат предвид. Експерименталната програма беше спроведена со ограничен број на проби што го редуцира обемот на можни комбинации и варијации во технолошките услови.

Најзначајни резултати на овој докторски труд се:

- Можност за изведување на заварување на X10CrMoVNb9-1 со аустенитен челик без примена на термичка обработка на проби со мал дијаметар и дебелина на сид. Пробите се изведени со ТИГ постапка и анализирани се заварени споеви без примена на предгревање и термичка обработка со цел можно изоставување без нарушување на интегритетот на спојот. Ова претставува значаен придонес бидејќи досегашната литература укажува на примена на термичка обработка.
- Потврден е придонесот од примената на обложен слој со никел легура. Обложениот слој формира стабилна бариера која ја минимизира дифузијата на јаглерод и создава поволна преодна зона меѓу мартензитниот и аустенитниот челик. Ова доведува до намалена веројатност за формирање на тврди и крти структури во зоната под влијание на топлина на мартензитниот челик.
- Утврдено е влијанието на предгревање и термичка обработка врз механичките својства. Со помош на двофакторниот план на експериментот добиени се статистички валидни модели. Изведени се анализа на варијанса и регресиона анализа каде е утврдено влијанието на факторите и нивната интеракција. Докажано е дека и без термичка обработка тврдината кај тенкосидни цевки во зоната под влијание на топлина останува под дозволените граници од 350HV.
- Извршена е карактеризација на микроструктурата во сите зони. Зоната под влијание на топлина на мартензитниот челик кај сите проби покажа структура на отпуштен мартензит.
- Валидирана е применливоста на ISO 15614-1 за оценка на интегритетот на разнородниот заварен спој меѓу X10CrMoVNb9-1 и аустенитниот челик. Утврдени се затегнувачката јакост, границите на тврдина и жилавост, локација на лом и корелација со дозволените вредности. Дополнително, покрај добро воспоставената индустриска практика која подразбира примена на термичка обработка, во овој труд е докажано дека цевки со мала дебелина на сид можат успешно да се заваруваат и без термичка обработка, при што добиените механички својства остануваат во рамките на барањата на ISO 15614-1. Овој резултат отвора можност за пофлексибилна и економична технологија на заварување, без нарушување на структурниот интегритет на спојот.
- Креиран е предлог модел за избор на оптимални режими на заварување на мартензитен челик со мали димензии и дебелина и аустенитен челик.
- Овозможени се научни препораки за индустриска примена за подобрување на долговечноста на компонентите за прегревачите на пареа.

За идни истражувања се препорачува проширување на експерименталните услови преку воведување повеќе нивоа на факторите, спроведување долготрајни испитувања на

отпорност на ползење и корозија, како и развој на напредни модели базирани на вештачка интелигенција и машинско учење за предвидување на интегритетот на заварените споеви. Овие насоки ќе овозможат подлабоко разбирање на сложените механизми кои управуваат со однесувањето на разнородните заварени споеви и ќе придонесат за развој на поефикасни и посигурни технологии за нивна примена во индустриски услови.

Во продолжение се наведени насоки за понатамошни истражувања кои се наметнуваат како логичен редослед на добиените резултати и кои би придонеле кон подлабоко научно и технолошко разбирање на разгледуваната проблематика:

- Воведување на повеќе нивоа на факторите со цел да се изгради поширока база на податоци.
- Спроведување на долготрајни испитувања за отпорност на ползење, со цел да се определи реалниот век на траење на споевите при високи температури.
- Истражување на отпорност на различни видови на корозија важни за термоенергетски постројки.
- Примена на напредни нумерички симулации за анализа на напонските состојби и предвидување на потенцијални оштетувања.
- Развој и валидација на предвидливи модели базирани на вештачка интелигенција и машинско учење за корелација меѓу параметрите на заварување, микроструктурата и механичките својства.
- Воспоставување на интегрирани експериментално-компјутерски пристапи за забрзување на циклусот на дизајн и оптимизација на заварените споеви.

Користена литература

- [1] Y. Sun *et al.*, “Mechanical Properties Evaluation and Crack Propagation Behavior in Dissimilar Metal Welded Joints of 304 L Austenitic Stainless Steel and SA508 Low-Alloy Steel,” *Science and Technology of Nuclear Installations*, pp. 1–13, 2022.
- [2] W. S. Kong and C. S. Kim, “Thermal aging of dissimilar-metal weld joints for reactor pressurized vessels at elevated temperature,” *Materials Science Forum*, vol. 857, pp. 271–275, 2016.
- [3] A. Nagode, K. L. U. B., and K. G., “Review of creep resistant alloys for power plant applications,” *Metallurgija*, vol. 50, Jan. 2011.
- [4] V. Viswanathan, R. Purgert, and P. Rawls, “Coal-fired power materials.” [Online]. Available: www.asminternational.org/tssaerospace08.
- [5] T. Jayakumar, M. D. Mathew, and K. Laha, “High Temperature Materials Reactors and Adv ep, Fatigue and Creep-Fatigue Interaction [CF-6 s for Nuclear Fast Fission and Fus vanced Fossil Power Plants *,” *Procedia Eng*, vol. 55, pp. 259–270, 2013, doi: 10.1016/j.proeng.2013.03.252.
- [6] R. L. Klueh *et al.*, “Ferritic/martensitic steels – overview of recent results,” *Journal of Nuclear Materials*, vol. 307–311, no. 1 SUPPL., pp. 455–465, Dec. 2002, doi: 10.1016/S0022-3115(02)01082-6.
- [7] R. L. Klueh, “Elevated temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors,” Oct. 2005. doi: 10.1179/174328005X41140.
- [8] J. C. Vaillant, B. Vandenberghe, B. Hahn, H. Heuser, and C. Jochum, “T/P23, 24, 911 and 92: New grades for advanced coal-fired power plants—Properties and experience,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 85, no. 1–2, pp. 38–46, Jan. 2008, doi: 10.1016/J.IJPVP.2007.06.011.
- [9] International Organization for Standardization, “EN 10027-1:2005.”
- [10] A. Heidarpour, N. S. Tofts, A. H. Korayem, X. L. Zhao, and C. R. Hutchinson, “Mechanical properties of very high strength steel at elevated temperatures,” *Fire Saf J*, vol. 64, pp. 27–35, Feb. 2014, doi: 10.1016/J.FIRESAF.2014.01.006.
- [11] G. J. Brentrup and J. N. DuPont, “Fabrication and characterization of graded transition joints for welding dissimilar alloys,” *Weld J*, vol. 92, pp. 72s–79s, Mar. 2013.
- [12] C. D. Lundin, “Dissimilar Metal Welds-Transition Joints Literature Review Emphasis is on carbon migration, the stress/strain state of welds, and transition joint failure mechanisms.”
- [13] A. Zieliski, “MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF DISSIMILAR WELDED JOINT BETWEEN P91 AND TP347HFG STEELS AFTER 105 000 H SERVICE,” 2015.
- [14] S. Kumar, V. Yadav, S. Sharma, C. Pandey, A. Goyal, and P. Kumar, “Role of dissimilar Ni-based ERNiCrMo-3 filler on the microstructure, mechanical properties and weld induced residual stresses of the ferritic/martensitic P91 steel welds joint,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 193, Oct. 2021, doi: 10.1016/j.ijpvp.2021.104443.
- [15] H. Heuser -Böhler and C. Jochum -Böhler, “ALLOY DESIGN FOR SIMILAR AND DISSIMILAR WELDING AND THEIR BEHAVIOURS.”
- [16] P. Kah, M. Shrestha, and J. Martikainen, “Trends in joining dissimilar metals by welding,” *Applied Mechanics and Materials*, vol. 440, pp. 269–276, 2013.
- [17] J. A. Francis, “A perspective on welding technology challenges in the nuclear sector,” *Science and Technology of Welding & Joining*, vol. 27, no. 4, pp. 309–317, 2022.
- [18] B. Mvola, P. Kah, J. Martikainen, and R. Suoranta, “State-of-the-art of advanced gas metal arc welding processes: dissimilar metal welding,” *Proc Inst Mech Eng B J Eng Manuf*, vol. 229, no. 10, pp. 1694–1710.
- [19] Z. Boumerzoug, “A Review: Welding by Laser Beam of Dissimilar Metals,” *Aspects in Mining & Mineral Science*, vol. 8, no. 2, Dec. 2021, doi: 10.31031/AMMS.2021.08.000683.
- [20] E. W. R. Widodo, V. A. Setyowati, and S. and A. R. Hardian, “Influences of groove angles and filler metals on 304l stainless steel to aisi 1040 carbon steel dissimilar joint by gas tungsten arc welding,” *E3S Web of Conferences 130, 01008*, 2019.
- [21] S. Qi *et al.*, “Study on Micro-Structure and Tensile Mechanical Properties of Dissimilar Metal Weld Joint Connecting Steam Generator Nozzle and Safe-End,” *Crystals (Basel)*, 2021.

- [22] A. 'Bonaventur, D. 'Ayrault, G. 'Montay, and V. 'Klosek, "Evaluation of residual stresses in dissimilar weld joints," *Materials Science Forum*, vol. 681, pp. 182–187, 2011.
- [23] W.-C. 'Chung, J.-Y. 'Huang, L.-W. 'Tsay, and C. 'Chen, "Microstructure and stress corrosion cracking behavior of the weld metal in alloy 52-a508 dissimilar welds," *Mater Trans*, vol. 52, no. 1, pp. 12–19, 2011.
- [24] L. Esposito, "Type IV creep cracking of welded joints: numerical study of the grain size effect in HAZ," *Procedia Structural Integrity*, vol. 2, pp. 919–926, Jan. 2016, doi: 10.1016/J.PROSTR.2016.06.118.
- [25] K. Mitchell and S. Brett, "Review of" Cold Weld" Repair Applications," Jan. 2003.
- [26] K. Yang, Y. Zhang, and J. Zhao, "Elastoplastic Fracture Analysis of the P91 Steel Welded Joint under Repair Welding Thermal Shock Based on XFEM," *Metals (Basel)*, vol. 10, no. 10, p. 1285, Sep. 2020, doi: 10.3390/met10101285.
- [27] A. H. Yaghi, T. H. Hyde, A. A. Becker, and W. Sun, "Finite element simulation of welded P91 steel pipe undergoing post-weld heat treatment," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 16, no. 3, pp. 232–238, Apr. 2011, doi: 10.1179/1362171810Y.0000000018.
- [28] V. F. C. Sousa, F. J. G. Silva, A. P. Pinho, A. B. Pereira, and O. C. Paiva, "Enhancing Heat Treatment Conditions of Joints in Grade P91 Steel: Looking for More Sustainable Solutions," *Metals (Basel)*, vol. 11, no. 3, p. 495, Mar. 2021, doi: 10.3390/met11030495.
- [29] N. M. Pandya, V. D. Kalyankar, and H. V. Naik, "Influence of Post-Welding Heat Treatment on the Impact Toughness of Welded Joints of P91 Steel," *Metal Science and Heat Treatment*, vol. 63, no. 5–6, pp. 269–279, Sep. 2021, doi: 10.1007/s11041-021-00682-w.
- [30] S. Mahajan and R. Chhibber, "Experimental investigations on P22/P91 dissimilar shielded metal arc welds for power plant applications," *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, vol. 234, no. 10, pp. 1313–1324, Oct. 2020, doi: 10.1177/1464420720939115.
- [31] D. J. Abson and J. S. Rothwell, "Review of type IV cracking of weldments in 9–12%Cr creep strength enhanced ferritic steels," *International Materials Reviews*, vol. 58, no. 8, pp. 437–473, Nov. 2013, doi: 10.1179/1743280412Y.0000000016.
- [32] J. Xiong *et al.*, "Improvement in Weldment of Dissimilar 9% CR Heat-Resistant Steels by Post-Weld Heat Treatment," *Metals (Basel)*, vol. 10, no. 10, p. 1321, Oct. 2020, doi: 10.3390/met10101321.
- [33] K. Abburi Venkata, C. E. Truman, D. J. Smith, and A. K. Bhaduri, "Characterising electron beam welded dissimilar metal joints to study residual stress relaxation from specimen extraction," *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 139–140, pp. 237–249, Mar. 2016, doi: 10.1016/j.ijpvp.2016.02.025.
- [34] D. W. Rathod, S. Pandey, P. K. Singh, and R. Prasad, "Mechanical Properties Variations and Comparative Analysis of Dissimilar Metal Pipe Welds in Pressure Vessel System of Nuclear Plants," *J Press Vessel Technol*, vol. 138, no. 1, Feb. 2016, doi: 10.1115/1.4031129.
- [35] S. Kirk, W. Suder, K. Keogh, T. Tremethick, and A. Loving, "Laser welding of fusion relevant steels for the European DEMO," *Fusion Engineering and Design*, vol. 136, pp. 612–616, Nov. 2018, doi: 10.1016/j.fusengdes.2018.03.039.
- [36] J. Akram, P. R. Kalvala, M. Misra, and I. Charit, "Creep behavior of dissimilar metal weld joints between P91 and AISI 304," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 688, pp. 396–406, Mar. 2017, doi: 10.1016/j.msea.2017.02.026.
- [37] K. Karthick, S. Malarvizhi, V. Balasubramanian, S. A. Krishnan, G. Sasikala, and S. K. Albert, "Tensile properties of shielded metal arc welded dissimilar joints of nuclear grade ferritic steel and austenitic stainless steel," *J Mech Behav Mater*, vol. 25, no. 5–6, pp. 171–178, Dec. 2016, doi: 10.1515/jmbm-2017-0005.
- [38] D. D. Awale, A. R. Ballal, and M. M. Thawre, "Dissimilar weld joints of P91 and 316LN for power plants Applications-A review," *Mater Today Proc*, vol. 28, pp. 2505–2510, 2020, doi: 10.1016/j.matpr.2020.05.003.
- [39] V. BHANU, A. GUPTA, and C. PANDEY, "Microstructure-Linked Mechanical Properties of P91-Incoloy 800HT Dissimilar Metal Welds," *Weld J*, vol. 103, no. 10, pp. 283–297, Oct. 2024, doi: 10.29391/2024.103.025.

- [40] V. Bhanu, D. Fydrych, A. Gupta, and C. Pandey, "Study on Microstructure and Mechanical Properties of Laser Welded Dissimilar Joint of P91 Steel and INCOLOY 800HT Nickel Alloy," *Materials*, vol. 14, no. 19, p. 5876, Oct. 2021, doi: 10.3390/ma14195876.
- [41] A. Sauraw *et al.*, "Study on Microstructural Characterization, Mechanical Properties and Residual Stress of GTAW Dissimilar Joints of P91 and P22 Steels," *Materials*, vol. 14, no. 21, p. 6591, Nov. 2021, doi: 10.3390/ma14216591.
- [42] Y. Wang, W. Zhang, Y. C. Lim, Y. Wang, and Z. Feng, "Microstructure and Mechanical Properties of Intercritically Treated Grade 91 Steel," *Materials*, vol. 13, no. 18, p. 3985, Sep. 2020, doi: 10.3390/ma13183985.
- [43] Y. Wang, W. He, Q. Zeng, and J. Zhu, "Effects of Multiple Post Weld Heat Treatments on Microstructure and Precipitate of Fine Grained Heat Affected Zone of P91 Weld," *Steel Res Int*, vol. 90, no. 7, Jul. 2019, doi: 10.1002/srin.201800607.
- [44] C. Pandey and M. Mahapatra, "Evolution of phases during tempering of P91 steel at 760°C for varying tempering time and their effect on microstructure and mechanical properties," *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*, vol. 231, no. 6, pp. 1141–1161, Dec. 2017, doi: 10.1177/0954408916656678.
- [45] N. Z. Gutiérrez, J. V. Alvarado, H. de Cicco, and A. Danón, "Microstructural Study of Welded Joints in a High Temperature Martensitic-ferritic ASTM A335 P91 Steel," *Procedia Materials Science*, vol. 8, pp. 1140–1149, 2015, doi: 10.1016/j.mspro.2015.04.178.
- [46] A. H. Yaghi *et al.*, "Comparison of measured and modelled residual stresses in a welded P91 steel pipe undergoing post weld heat treatment," *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 181, p. 104076, Mar. 2020, doi: 10.1016/j.ijpvp.2020.104076.
- [47] P. Sohaj and V. Jan, "Local Changes of Microhardness in Dissimilar Weld Joints after High Temperature Exposure," *Key Eng Mater*, vol. 586, pp. 249–252, Sep. 2013, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.586.249.
- [48] M. R. B. A. Rahim *et al.*, "Assessing Fatigue Life Cycles of Material X10CrMoVNb9-1 through a Combination of Experimental and Finite Element Analysis," *Metals (Basel)*, vol. 13, no. 12, p. 1947, Nov. 2023, doi: 10.3390/met13121947.
- [49] V. Lok, T. G. Le, and K. B. Yoon, "Creep life estimation of a service-exposed P91 cross-weld joint based on a primary-secondary creep deformation model," *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, vol. 46, no. 2, pp. 654–666, Feb. 2023, doi: 10.1111/ffe.13894.
- [50] K. Abburi Venkata *et al.*, "Examining Stress Relaxation in a Dissimilar Metal Weld Subjected to Postweld Heat Treatment," *Mater Perform Charact*, vol. 7, no. 4, pp. 675–692, Oct. 2018, doi: 10.1520/MPC20180018.
- [51] M. Rhode, T. Richter, P. Mayr, A. Nitsche, T. Mente, and T. Böllinghaus, "Hydrogen diffusion in creep-resistant 9% Cr P91 multi-layer weld metal," *Welding in the World*, vol. 64, no. 2, pp. 267–281, Feb. 2020, doi: 10.1007/s40194-019-00828-8.
- [52] K. Karthick, S. Malarvizhi, and V. Balasubramanian, "Microstructural characterization of dissimilar weld joint between ferritic steel and stainless steel," *Materials Science and Technology*, vol. 37, no. 15, pp. 1257–1269, Oct. 2021, doi: 10.1080/02670836.2021.1992949.
- [53] G. Madhusudhan Reddy and P. Venkata Ramana, "Influence of filler material composition on residual stress distribution of dissimilar gas tungsten arc weldments of ultrahigh strength steels," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 16, no. 3, pp. 273–278, Apr. 2011, doi: 10.1179/1362171811Y.0000000001.
- [54] F. J. G. Silva, A. P. Pinho, A. B. Pereira, and O. Coutinho Paiva, "Evaluation of Welded Joints in P91 Steel under Different Heat-Treatment Conditions," *Metals (Basel)*, vol. 10, no. 1, p. 99, Jan. 2020, doi: 10.3390/met10010099.
- [55] C. R. Das, A. K. Bhaduri, G. Srinivasan, V. Shankar, and S. Mathew, "Selection of filler wire for and effect of auto tempering on the mechanical properties of dissimilar metal joint between 403 and 304L(N) stainless steels," *J Mater Process Technol*, vol. 209, no. 3, pp. 1428–1435, Feb. 2009, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2008.03.053.
- [56] A. Krstevska, M. Poser, and F. Zdravski, "Weldability between steel type 304H and steel type P91 for high temperature applications," *Zavarivanje i zavarene konstrukcije*, vol. 68, no. 4, pp. 29–36, 2023, doi: 10.5937/zzk2301029K.

- [57] N. Ulapane, A. Alempijevic, T. Vidal Calleja, and J. Valls Miro, "Pulsed Eddy Current Sensing for Critical Pipe Condition Assessment," *Sensors*, vol. 17, no. 10, p. 2208, Sep. 2017, doi: 10.3390/s17102208.
- [58] J. Petroski, *Parni kotli*. 2009.
- [59] H. Kimura, T. Sato, C. Bergins, S. Imano, and E. Saito, "Development of Technologies for Improving Efficiency of Large Coal-fired Thermal Power Plants".
- [60] R. Diehl, "High Pressure Piping in Power Plants-Water / Steam Cycles Capital Markets Day 'Power Services' at Moorburg Power Plant," 2010.
- [61] "<https://www.goodwinsteelcastings.com/>".
- [62] European Standard EN 1011-2:2001, "Welding. Recommendations for welding of metallic materials," 2001.
- [63] European standard EN 12952-5:2012, "Water-tube boilers and auxiliary installations," 2012.
- [64] European Committee for Standardization, "EN 10027-2 Designation systems for steels - Part 2: Numerical system," 2015.
- [65] American Standard for Testing Materials A213/A213M – 15, "Standard Specification for Seamless Ferritic and Austenitic Alloy-Steel Boiler, Superheater, and Heat-Exchanger Tubes," 2023, doi: 10.0-11.5.
- [66] K. Haarmann, J. C. Vaillant, B. Vandenberghe, and W. Bendick, "The T 91/ P 91 Book," 1999.
- [67] F. Abe, "Grade 91 heat-resistant martensitic steel," in *Coal Power Plant Materials and Life Assessment*, Elsevier, 2014, pp. 3–51. doi: 10.1533/9780857097323.1.3.
- [68] J. Parker, "EPRI Project Guidelines and Specifications for High-Reliability Fossil Power Plants Best Practice Guideline for Manufacturing and Construction of Grade 91 Steel Components," 2011. [Online]. Available: www.epri.com
- [69] G. Bakic *et al.*, "Povoljne i nepovoljne karakteristike raznorodnih zavarenih spojeva čelika X10CrMoVNb91 (Mismatched Welded Joints of X10CrMoVNb91 Steel-Beneficial And Non Beneficial Properties)," 2012. [Online]. Available: <https://www.researchgate.net/publication/322540146>
- [70] "European standard EN 10302:2008, Creep resisting steels, nickel and cobalt alloys".
- [71] ГОСТ 5632-72, "High-alloy steels and corrosion-proof, heat-resisting and high-temperature alloys."
- [72] International Organization for Standardization, "EN ISO 18274:2023 Welding consumables. Solid wire electrodes, solid strip electrodes, solid wires and solid rods for fusion welding of nickel and nickel alloys. Classification," 2023.
- [73] International Organization for Standardization: ISO/DIS 4063:2020, "Welding, brazing, soldering, cutting, mechanical joining and adhesive bonding — Nomenclature of processes and reference numbers," 2020.
- [74] International Organization for Standardization: ISO 10675-1:2021, "Non-destructive testing of welds. Acceptance levels for radiographic testing," 2021.
- [75] T. Adziev, *Mashinski materijali 2*. University Ss Cyril and Methodius, Skopje, 1955.
- [76] "Destructive tests on welds in metallic materials-Transverse tensile test," 2022. [Online]. Available: www.iso.org
- [77] International Organization for Standardization: ISO 4136:2022, "Destructive tests on welds in metallic materials-Transverse tensile test," 2022. [Online]. Available: www.iso.org
- [78] "Metallic materials-Tensile testing-Part 2: Method of test at elevated temperature Matériaux métalliques-Essai de traction-Partie 2: Méthode d'essai à température élevée COPYRIGHT PROTECTED DOCUMENT," 2011.
- [79] International Organization for Standardization: ISO 9015-1, "Destructive tests on welds in metallic materials — Hardness testing," 2001. [Online]. Available: www.iso.ch
- [80] T. Adziev, *Mashinski materijali 1*. 1995.
- [81] G. Rogalski, A. Świerczyńska, M. Landowski, and D. Fydrych, "Mechanical and Microstructural Characterization of TIG Welded Dissimilar Joints between 304L Austenitic Stainless Steel and Incoloy 800HT Nickel Alloy," *Metals* 2020, Vol. 10, Page 559, vol. 10, no. 5, p. 559, Apr. 2020, doi: 10.3390/MET10050559.
- [82] J. Brozda, M. Lomozik, and M. Zeman, "Welding of P91 steel to other grades of steel for elevated temperature service," *Welding International*, vol. 12, no. 7, pp. 509–518, Jan. 1998, doi: 10.1080/09507119809448525.

- [83] J. G. Thakare, C. Pandey, M. M. Mahapatra, and R. S. Mulik, “An assessment for mechanical and microstructure behavior of dissimilar material welded joint between nuclear grade martensitic P91 and austenitic SS304 L steel,” *J Manuf Process*, vol. 48, pp. 249–259, Dec. 2019, doi: 10.1016/j.jmapro.2019.10.002.
- [84] V. BHANU, A. GUPTA, and C. PANDEY, “Microstructure-Linked Mechanical Properties of P91-Incoloy 800HT Dissimilar Metal Welds,” *Weld J*, vol. 103, no. 10, pp. 283–297, Oct. 2024, doi: 10.29391/2024.103.025.
- [85] F. Vučetić *et al.*, “INTEGRITY OF WELDED JOINTS MADE OF ALLOY NiCr21Mo (Structural Integrity and Life, ISSN 1451-3749),” vol. 23, pp. 91–97, May 2023.

ПРИЛОГ

ОДБРАНИ ТРУДОВИ ОБЈАВЕНИ ВО РЕФЕРЕНТНИ КОНФЕРЕНЦИИ И СПИСАНИЈА

1. Krstevska, A., Zdraveski, F., Gavriloski, M., Petreski, M. Mechanical properties of steel P91 and steel 12X18H12T in dissimilar pipe welds used in boiler components. 12. Međunarodno znanstveno-stručno savjetovanje SBZ 2023 „STROJARSKE TEHNOLOGIJE U IZRADI ZAVARENIH KONSTRUKCIJA I PROIZVODA, SBZ 2023.“ Slavonski Brod, 26. i 27. 04. 2023. i Požega 28. 04. 2023. https://dtzsb.unisb.hr/wp-content/uploads/SBZ_2023_paper_77-85.pdf
2. A. Krstevska, F. Zdraveski, M. Petreski, M. Gavriloski i Z. Bogatinoski, "Structural Integrity of Welded Joint between Steel Grades X10CrMoVNb9-1 and 12X18H12T", Tehnički vjesnik, vol.32, br. 2, str. 512-516, 2025. [Online]. <https://doi.org/10.17559/TV-20240810001912>
3. Aleksandra Krstevska, Filip Zdraveski, Marjan Gavriloski, Elisaveta Doncheva, Martin Petreski, Review of current welding technology and literature review of weld repair without post-weld heat treatment for X10CrMoVNb9-1 steel in dissimilar metal welds, Procedia Structural Integrity, Volume 72, 2025, Pages 172-180, ISSN 2452-3216, <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2025.08.089>.
(<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S245232162500441X>)



Mechanical properties of steel P91 and steel 12X18H12T in dissimilar pipe welds used in boiler components

A. Krstevska^{1,*}, F. Zdraveski², M. Gavriloski³, M. Petreski⁴

^{1,2,3,4}Faculty of Mechanical Engineering, "Ss. Cyril and Methodius" University in Skopje, Republic of N.
Macedonia

* Corresponding Author. E-mail: aleksandra.krstevska@mf.edu.mk

Abstract

The various welded joints used in production, most often in piping systems, always represent a special critical place in the system itself, seen in terms of possible occurrences of damage (defects). In the case of welding various joints of low-alloy and high-alloy steels, problems often arise due to the choice of additional materials, because the additional material according to the carbon content may more suit only one of the steels in the joint, usually the lower grade. The selected additive material, on the other hand, determines the properties of the welded joint, because it dictates the development of specific metallurgical processes in welding in which certain phases take place, which in turn are characterized by certain properties.

The experimental investigation was made of dissimilar metal weld (DMW) joints between martensitic steel type P91 and austenitic steel type 12X18H12T using ERNiCr-3 filler metal. The as received P91 steel has been buttered using ERNiCr-3 filler metal, subjected to post weld heat treatment (PWHT) at 760°C for 120 min followed by air cooling and then welded with steel 12X18H12T by tungsten inert gas welding process without any PWHT after welding. Mechanical properties (tensile strength and hardness) and microstructure were investigated on the welded joints.

Keywords: P91, 12X18H12T, ERNiCr-3, dissimilar welded joint, mechanical properties

1. Introduction

Steel P91 is widely used steel in the power industry because of its great mechanical properties at high temperatures. It has higher creep strength than low alloy steels such as 2.25Cr-1Mo steel and better thermophysical properties [1]. The steel is used in new and revitalized power plants, for steam pipes, header and tube in coal-fired ultra-supercritical power plants [2]. Austenitic stainless steels are characterized by high heat resistance in elevated temperatures. For boiler super heater tubes experiencing 630°C, austenitic stainless steels 304H, 316 or 347H are used [3].



Critical issues for long term safe operation of steel P91 and dissimilar welded joint with austenitic steels are long term creep rupture strength of welded joints and base material, oxidation resistance and the resistance of type IV cracking, especially for thick section components.

In this research paper thick pipes 32x5 mm are investigated. From the 5 probes, 4 are made with buttering technique of the P91 steel and one probe welded directly to austenitic steel without buttering and preheating. As additional material is used nickel-alloy ERNiCr-3 (Thermanit Nicro 82). The other 4 probes are welded on the following way:

- 2 probes were welded without preheating and with PWHT (760 °C/2h) of the P91 steel side.
- 2 probes were welded with preheating and with PWHT (760 °C/2h) of the P91 steel side.

2. Research methodology

The research methodology will include static tensile testing of the probes, hardness measurement and investigation of microstructure. Mechanical properties of the tested probes were determined at room temperature using the following equipment: static tensile test – WPM Leipzig ZD 40 tensile testing machine, according to EN ISO 6892-1 [4], Vickers hardness measurement – WPM Leipzig HPO 250, hardness testing machine, according to EN ISO 6507-1 [5].

Investigation of microstructure were performed on prepared metallographic microsections, according to EN ISO 17639:2013 [6]. Due to the different structure of base materials of the joint, different reagents to the disclosure of metallographic microstructure were used. For P91 steel was used Nital, and for 12X18H12T and weld is used Aqua regia (mixture of nitric acid and hydrochloric acid). The microstructure images were observed and recorded using an optical microscope (OM).

3. Welding technology

The analyzed steels can be welded with manual metal arc welding and tungsten inert gas welding as most used processes for joining heat resistant steels [7]. For the creation of joints between martensitic and austenitic steel with acceptable structural characteristics all recommendations and parameters of the welding process and heat treatment needs to be followed. Special attention should be dedicated to steel P91 for obtaining the required toughness and creep resistance. Well controlled preheat, interpass temperature and PWHT are mandatory to ensure that the required creep rupture properties and toughness are obtained in the weldment.

The current joint involves buttering one end of the steel P91 with a suitable nickel-base filler metal. The buttering is used to provide compatible weld metal for the subsequent completion of the weld.

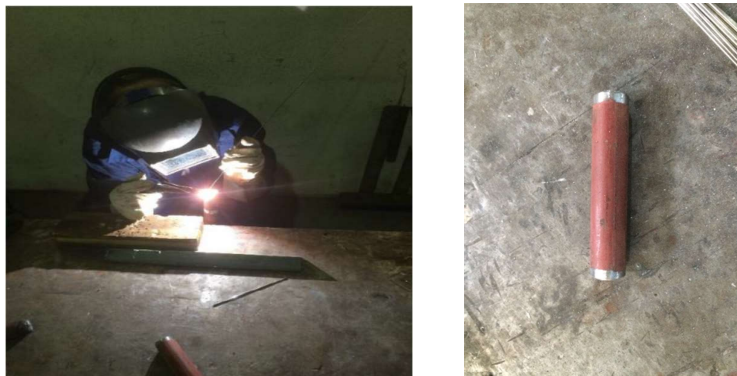


Fig. 1: Buttering of probes

The nickel-based filler material provides transition in coefficients of thermal expansion as well as proven to be beneficial for stopping the carbon diffusion from ferritic to austenitic side compared with conventional austenitic base filler [8]. After buttering the base material, P91, on the steel is performed PWHT of 2h at temperature of 710°C, fig. 2.



Fig 2. PWHT of steel P91 for 2h

After all welding procedures are fulfilled for steel P91 it can be welded with austenitic steel 12X18H12T without any further PWHT. For creation of dissimilar weld joint between both steels it was used tungsten inert gas welding process with the following parameters: 90A and 10V. The unit for welding was Cebora AC-DC 2540/T.

With welding technologies, as with any other process, defects occur. To be sure that no error occur during welding radiography testing of all joints was also performed, fig 3.



Fig 3. Radiography testing

3. Results of investigations

3.1 Tensile testing

The technological probes, regarding the diameter are tested without making tensile specimen, according to the standard for tensile test. On fig. 4 are presented the tested technological probes. Those samples that did not satisfy in terms of mechanical criteria are marked with an arrow (the failure occurred in the heat affected zone (HAZ) or after tensile test are noticed serious cracks in the HAZ).



Fig 4. Tensile tested technological probes

3.2 Hardness testing

Hardness testing was carried out according to the recommendations of the European Standard EN ISO 6507-1. The measurements, based on the Vickers method, were made on WPM Leipzig HPO 250 hardness testing machine fig. 5, using a load of 10kg (HV10).

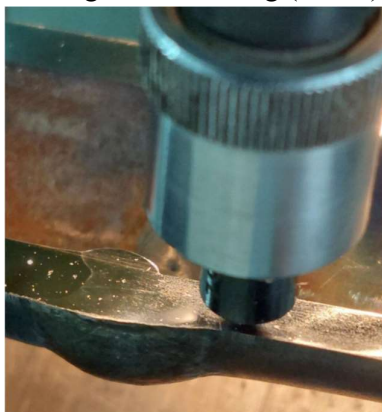


Fig 5. Measurement of hardness in line of the welded joint

The obtained values of the measurements are in table 1, and they are within permissible limits according to the Specification and qualification of welding procedures for metallic materials standard EN ISO 15614-1 (P91 in HAZ < 320HV).

Table 1. Hardness measurement of technological probes HV10

Probe	P91 – BM1	HAZ1	Buttered layer	Weld metal	HAZ2	12X18H12T – BM2
0	220	306	/	222	211	211
2	200	218	211	203	219	218
3	212	225	208	203	225	222
5	216	222	214	206	230	226
8	211	226	220	199	218	220

Due to limited testing resources, the hardness measurements were performed after the tensile test, which entails strengthening of the metal. According to previously stated, if a technological probe is made only for hardness measurement without prior tensile testing, the measured values of the hardness shown in tab. 1 will be with lower values, cca. 10÷15HV units.

3.2 Metallurgical testing

During metallographic testing, it was determined that the main cause of fracture in the heat-affected zone (HAZ) of the P91 steel is overheating of the structure during welding of the layer with an austenite electrode. Fig. 6 shows probes from a macroscopic analysis of destruction in the HAZ of P91 where the effects of overheating are visible.



Fig 6. Fracture in HAZ of P91 as result of overheating during buttering with Thermanit Nicro 82



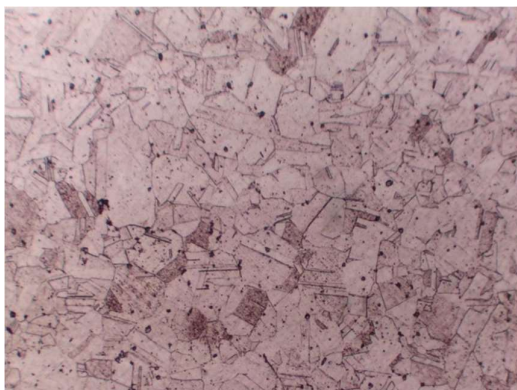
x 100



x 200

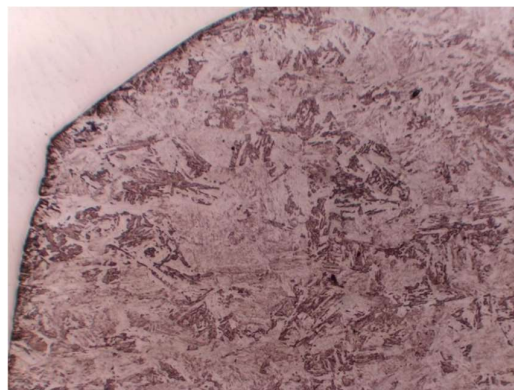
Fig 7. Microstructure of P91 (tempered martensite, fine grain structure)

On fig. 7 is show the microstructure of P91 steel (acid erosion using nital). It is a fine-grained structure, which provides high strength, low ductility, and high creep resistance. On fig. 8 is shown the microstructure of 12X18H12T (acid erosion using aqua regia). It is an austenitic structure, significantly coarse grain than P91 which provides high ductility, relatively high strength (less than P91) and excellent creep resistance. Figure 9 shows the transition from steel P91 towards buttered joint (acid erosion using nital). The mixing between the austenitic weld layer and P91 is poor, and therefore the HAZ is a critical place for fracture to occur.



x 100

Fig 8. Microstructure of 12X18H12T



x 50

Fig 9. Transition from P91 to an austenitic
weld

4. Discussions of the result

Mechanical tensile testing of technological probes gave results that indicate that the critical side of the occurrence of fracture is the side of P91 steel. The most critical is the HAZ next to the weld. If there is a mistake in the welding technology with all its process aspects, the fracture can always be expected on the martensitic steel side, while no fractures are expected on the austenitic steel side.

The probe 3 during tensile test did not fracture in the HAZ1 of the steel P91, the appearance of possible fractures in HAZ1 indicates that during long term service HAZ1 will be the location of fracture (during long term use in creep conditions).

The metallographic analysis of the results leads to the conclusion that the thickness of the welded layer, in terms of heat input, as well as post weld heat treatment, can significantly affect the final properties of HAZ1, causing a noticeable degradation of the microstructure that is characteristic of P91. From this point of view, for small thicknesses such as the considered pipes, the best results were given by the technological probe marked 0 (zero) which was welded without preheating and without heat treatment after welding, i.e. with the lowest heat input.

The measured hardness in all technological tests is within the permissible limits, and it cannot be used individually to make a conclusion about the advantage/disadvantage of the chosen welding technology of the dissimilar joint.



5. Conclusions

In the paper is presented research methodology of joining two different steels between X10CrMoVNb9-1 (P91) martensitic steel and 12X18H12T austenitic steel. The experimental investigation relates with destructive testing and metallographic analysis of the welded joint in order to determine the influence of welding technology on a short-term tensile test, and indirectly to draw conclusions about the long-term use of the joint under elevated temperature conditions. Destructive testing included tensile test and hardness measurement, while the microstructure of the joint was examined using an optical microscope.

Welding of materials with different chemical compositions may result in the occurrence of coarse-grained decarburized ferritic zone with low hardness on one side of the line of fusion and hard carburized zone on the other side, which is caused by the formation and growth of carbides. The mechanism responsible for the formation of the abovementioned lines of fusion in dissimilar welded joints is carbon diffusion. For preventing the occurrence of both zones on the line of fusion while welding of steels with different chemical compositions is used additional nickel-based materials and created a buffer zone on the martensitic steel, using additional material Thermanit Nicro 82, nickel alloy in order to prevent the formation of the so-called carbide beam.

From the obtained results, it can be concluded that the influence of heat input during "buttering", welding and PWHT have the greatest impact on achieving a quality joint that will have a long service life.

As a recommendation for future research, the following activities can be considered:

- To investigate welding technology with and without preheating of steel P91 and with and without PWHT of steel P91 to find the way that least damages the microstructure of P91 in HAZ1.
- To investigate welding technology at working temperatures with a short-term test at increased temperature.
- To examine welding technology through an accelerated creep test in laboratory conditions.
- To investigate the welding technology in operation (with installation of a joint in a boiler in a steam superheater) after a significant number of working hours (min.50.000,00h) in order to determine the trend and the rate of degradation of P91 steel.

6. References

- [1] Parker, J. and Coleman, K. (2010), Key life management issues with Grade 91 steel, Proceedings of the 6th International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, eds by Gandy, D., Shingledecker, J. And Viswanathan, R., August 31 to September 3, 2010, Santa Fe, New Mexico, USA, pp. 715 – 31. American Society of Materials (ASM) International: Materials Park, Ohio, USA.



Društvo za tehniku
zavarivanja Slavonski Brod

12. Međunarodno znanstveno-stručno savjetovanje SBZ 2023

**„STROJARSKE TEHNOLOGIJE U IZRADI ZAVARENIH
KONSTRUKCIJA I PROIZVODA, SBZ 2023.“**

Slavonski Brod, 26. i 27. 04. 2023. i Požega 28. 04. 2023.

-
- [2] Iseda A, Kubota M et al, Application and properties of modified 9Cr-1Mo steel tubes and pipe for fossil-fired power plants, The Sumito Research 1988 (36)
 - [3] Z. Sun, Feasibility of producing ferritic/austenitic dissimilar metal joints by high energy density laser beam process, Int. J. Pressure Vessel Piping 68 (1996) 153–160.
 - [4] European standard EN ISO 6892-1:2009, Metallic materials. Tensile testing. Part 1 – Method of test at room temperature. European Committee for Standardisation
 - [5] European standard EN ISO 6507-1: 2007, Metallic materials. Vickers hardness test. Part 1 – Test method. European Committee for Standardisation
 - [6] European standard EN ISO 17639:2022, Destructive tests on welds in metallic materials. Macroscopic and microscopic examination of welds. European Committee for Standardisation
 - [7] Krstevska, Aleksandra & Runchev, Dobro & Zdraveski, Filip. (2023). Welding technology of martensitic steel P91 and austenitic steel 304H – State of the art. 17. 21-23.
 - [8] J.M. Rase, Carbon Diffusion Across Dissimilar Steel Welds 1992

Structural Integrity of Welded Joint between Steel Grades X10CrMoVNb9-1 and 12X18H12T

Aleksandra KRSTEVSKA*, Filip ZDRAVESKI, Martin PETRESKI, Marjan GAVRILOSKI, Zoran BOGATINOSKI

Abstract: The two heterogeneous materials, austenitic stainless steel 12X18H12T and modified martensitic steel X10CrMoVNb9-1 (W.Nr.1.4903) are part of this experimental research. Both materials are used in boiler applications as structural materials and joints behaviour in service life is essential for structural integrity. The welds are made with nickel base electrode, NiCr20Mn3Nb according to EN ISO 18274 (Thermanit Nicro 82), first performing buttering layer of the martensitic steel, post weld heat treatment at 760 °C and welding with TIG process with austenitic steel. Mechanical testing was performed on the welds, tensile test, hardness measurement and microstructural analysis on base materials, heat affected zone, buttering layer, and weld metal. Tensile test showed that failure of the samples is on the austenitic side, on base material, indicating integrity of the weld joints. Microstructural analysis shows no cracks on critical regions, both the heat affected zone and fusion line region of martensitic steel and the weld metal.

Keywords: austenitic steel; dissimilar welded joints; martensitic steel; pressure parts; X10CrMoVNb9-1; 12X18H12T

1 INTRODUCTION

The development of new enhanced materials and new joint technologies and techniques enables reducing of harmful emissions of gases in the environment, reducing production costs, reducing the weight of construction, as well as improving the technical characteristics of materials. One of the reviewed enhanced materials in this paper is the martensitic steel X10CrMoVNb9-1 (1.4903) which is used in industries like power generation and petrochemicals [1-3].

Dissimilar metal welding, particularly between martensitic and austenitic steels, is essential in industries like power generation and petrochemicals. The X10CrMoVNb9-1, martensitic steel, offers excellent creep resistance, while 12X18H12T, austenitic steel, provides superior corrosion resistance. However, welding these materials presents challenges due to differences in thermal expansion, metallurgical compatibility, and mechanical properties. In this research paper mechanical properties and microstructural characterization are investigated between these two types of heterogeneous materials intended for work in high temperature applications.

Steam superheaters are pipe heating elements whose task is to superheat the steam in a dry saturated state to the required temperature. As structural elements of superheaters and collectors, these steel pipes often work in the most hazardous conditions, where the temperature of the steam reaches maximum value as well as the temperature of the metal [4]. The material works in high temperature conditions and is exposed to the product of combustion. The heating surface is thermally loaded and operates in non-constant temperature field. During operation, a large number of defects in steam boilers occur because of damage to the pipes of the steam superheaters, and the main reason is overheating and corrosion of the metal of the pipes. Any prolonged exceeding of the permissible temperature of the metal of the pipes leads to a shortening of the service life of the superheater.

2 MATERIALS FOR INVESTIGATIONS

The subject of investigation of this research paper is dissimilar metal weld intended to work in superheater

section at working temperature of 600 °C and 30 MPa. One of the base materials is modified martensitic steel X10CrMoVNb9-1 classified according to EN10302-2008 [5] and used for header, pipelines for superheater steam, exchangers of heat under high pressure. The other steel is austenitic stainless steel classified according to GOST 5632-72[6], 12X18H12T, high temperature, corrosion resistant steel used for secondary steam superheater.

Chemical composition of the base materials is presented in Tab. 1 and Tab. 2.

Table 1 Chemical composition wt.% of the base material X10CrMoVNb9-1

C%	Mn%	Si%	P%	S%	Cr%
0.136	0.408	0.310	0.0454	0.0089	8.39
Ni%	Mo%	V%	Al%	W%	Ti%
0.0377	0.681	0.219	0.0078	0.00020	0.0028
Co%	Cu%	Fe%			
0.0119	0.0983	Bal.			

Table 2 Chemical composition wt.% of the base material 12X18H12T

C%	Mn%	Si%	P%	S%	Cr%
0.114	1.19	0.336	0.0692	0.0089	16.83
Ni%	Mo%	W%	Ti%	Fe%	
15.93	0.0579	0.0878	0.635	Bal.	

Mechanical properties of the base materials are presented in Tab. 3 and Tab. 4.

Table 3 Mechanical properties of X10CrMoVNb9-1

Base material 1 (BM1)	$R_{p0.2}$ / MPa	R_m / MPa	ε / %
X10CrMoVNb9-1	450	620÷850	min. 20

Table 4 Mechanical properties of 12X18H12T

Base material 2 (BM2)	$R_{p0.2}$ / MPa	R_m / MPa	ε / %
12X18H12T	216÷294	539÷686	35

3 EXPERIMENTAL WORK

For welding these two heterogenous materials, TIG141 process is used following ISO/DIS 4063:2020[7] and filler material NiCr20Mn3Nb according to EN ISO 18274 (Thermanit Nicro 82). The chemical composition of the filler material is given in Tab. 5.

Table 5 Chemical composition wt.% of the filler material

C%	Mn%	Si%	Cr%	Ni%	Nb%	Fe%
0.02	3.00	0.1	20.00	> 67.00	2.50	< 2

Due to the different chemical composition of the materials, martensitic steel X10CrMoVNb9-1 will encounter carbon diffusion due to the difference in Cr content. Carbon moves from the material with low Cr content to material with high Cr content. This decarburization zone is avoided with the use of nickel-base filler metal since carbon does not diffuse into the nickel-base material. The welding involves buttering the base metal (X10CrMoVNb9-1) with filler material using welding parameters such as preheating (250 °C) and post weld heat treatment (760 °C/2 h) suitable for the base material, Fig. 1 [8].

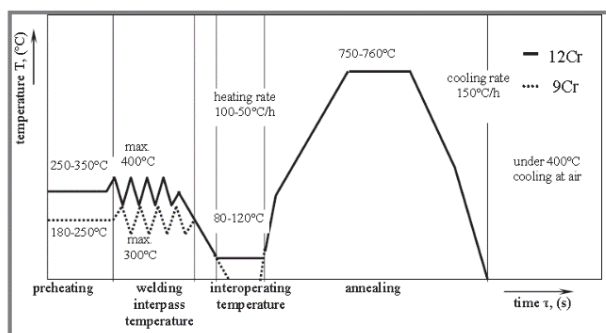


Figure 1 Temperature time cycle for X10CrMoVNb9-1 [5]



Figure 2 Buttering of base material

The buttering is used to deposit surfacing metal on the base metal surface to provide compatible weld metal for the completion of the weld, Fig. 2. The buttered layer of martensitic steel was deposited with filler material NiCr20Mn3Nb according to EN ISO 18274 (Bohler TIG rod Thermanit Nicro 82) with TIG welding process. The nickel electrode was used for buttering and welding process using argon gas shielding.

The PWHT is made according to the temperature time cycle for steel X10CrMoVNb9-1, 760 °C/2 h. For welding the materials TIG 141 process is used with parameters: 90 A and 10 V, with welding machine Cebora AC-DC 2540/T, and the prepared welded dissimilar metal welds are shown in Fig. 3.

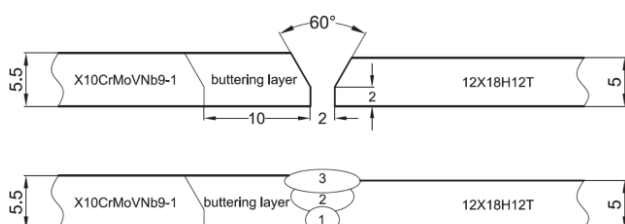


Figure 3 Experimental samples

The dissimilar metal welds were examined by radiographic control test to determine the weld quality of the samples. All welds were found to meet acceptance criteria of EN ISO 10675-1 [9].

4 RESEARCH METHODOLOGY

Mechanical properties of the dissimilar metal welds were determined with tensile test at room temperature according to EN ISO 6892-1[10] and Vickers hardness test according to ISO 6507-1[11] and ISO-9015-1 on arc welding joints [12]. Impact energy strength was not part of this research paper.

Part of the research methodology was the investigation of microstructure. Metallographic samples were made according to ISO 17639:2022 [13]. The same samples were used, first for metallography and for hardness test. For etching the base materials and weld metal Aqua regia ($\text{HNO}_3 + 3\text{HCl}$) mixed with glycerin was used. The microstructure was observed with an optical microscope (OM).

5 EXPERIMENTAL RESULTS

5.1 Tensile Testing

Tensile test was done according to EN ISO 4136:2022 [14] and EN ISO 6892-1 [10] for metallic materials with weld.



Figure 4 Tensile samples

In Fig. 4 are given the prepared samples for conducting the test. According to GOST 5632-72 the tensile strength range of the 12X18H12T steel is 539÷686 N/mm², and

according to EN 10302-2008 of the X10CrMoVNb9-1 steel is min $620 \div 850 \text{ N/mm}^2$.

For dissimilar metal welds the acceptance criteria is the minimum tensile strength of the base material with a lower tensile strength. For this dissimilar metal weld is the 12X18H12T austenitic stainless steel. In Tab. 6 are given the results of the test, 3 test samples of each joint.

Table 6 Tensile test results

Sample No.	$R_{p0.2} / \text{MPa}$	R_m / MPa	$\varepsilon / \%$	Fracture
Sample 1.1	284.55	617	24.28	BM2
Sample 1.2	285	620	24.85	BM2
Sample 1.3	284.85	618	24.72	BM2
Sample 2.1	285	653	25	BM2
Sample 2.2	285.64	622	25.2	BM2
Sample 2.3	285.25	635	25.37	BM2

The performed tensile test showed that the obtained values meet the acceptance criterion and the place of fracture is the BM2, the austenitic stainless steel 12X18H12T, as shown in Fig. 5. The results indicated to a successful welding technology with no imperfections in the welded joints of these two heterogeneous materials and correctly selected welding filler material.



Figure 5 Tensile test fracture

5.2 Hardness Testing

The hardness measurement was performed on 30 locations (Fig. 6), using HV10 method.

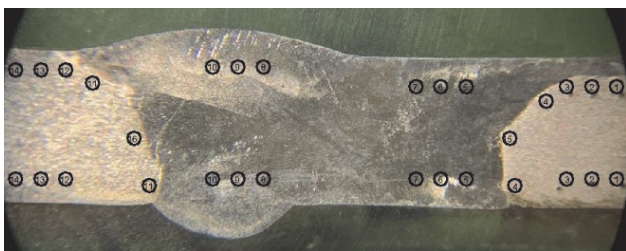


Figure 6 Hardness measurement points of sample 1

Measuring points are separated on lower and upper zone as shown in Fig. 6 with presented hardness measuring points on each dissimilar welded region: base materials, buttering layer of martensitic steel, HAZ regions and weld metal. The hardness distribution of the tested joints is given in Tab. 7 and Fig. 7.

The hardness values for X10CrMoVNb9-1 are within permissible range according to the standard ISO 15614-1 [15] for this type of steel and affiliations in steel group in $\text{HAZ} < 350 \text{ HV}$. The hardness values for 12X18H12T are according to GOST 57423-2017, max. 186HV. BM1 has increased values considering the higher strength compared to BM2, and hardness values in HAZ were higher than in the base materials.

Table 7 Hardness measurements results of sample 1

BM1(X10CrMoVNb9-1)				HAZ1		BL	
Measuring points							
1	2	3	4	5	6	7	
Lower zone							
209	224	221	224	160	168	157	
Upper zone							
240	240	243	243	166	166	155	
WM			HAZ2	BM2 (12X18H12T)			
Measuring points							
8	9	10	11	12	13	14	
Lower zone							
151	142	145	143	128	134	131	
Upper zone							
137	142	142	153	133	145	135	
Middle zone							
15	16						
224	143						

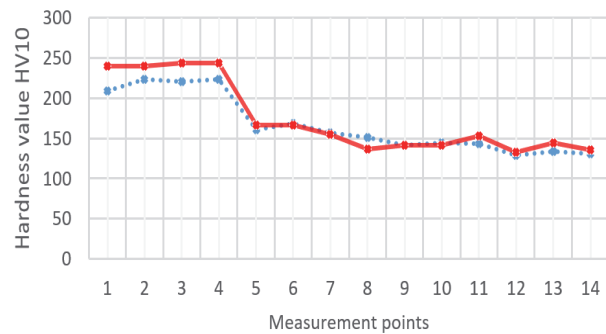
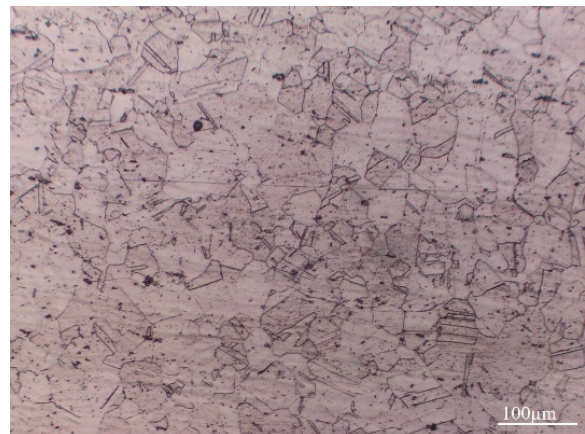


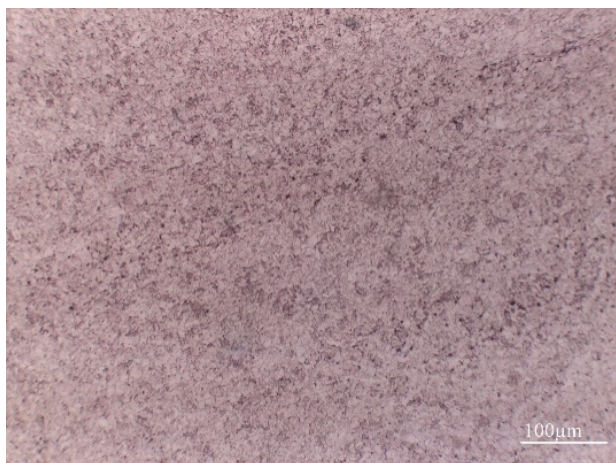
Figure 7 Hardness distribution across the welded dissimilar joint

5.3 Microstructure Analysis

Microstructure analysis is performed on a dissimilar metal weld in order to check for potential microstructural changes. The critical regions are the heat affected zone and fusion line region of martensitic steel and the weld metal. In Fig. 8a and b is shown the structure of base materials with magnification of $100\times$.



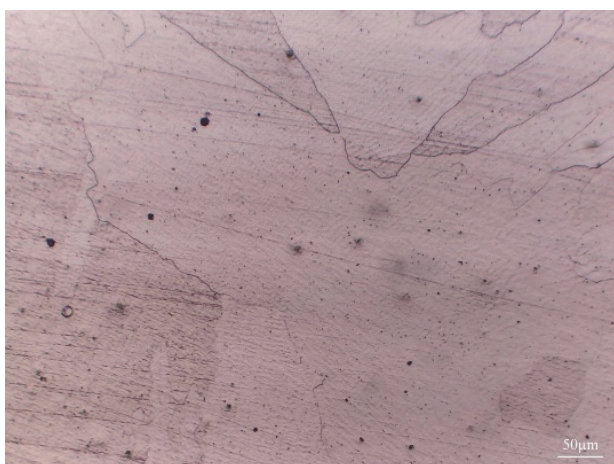
a) 12X18H12T



b) X10CrMoVNb9-1

Figure 8 Microstructure of base materials

The microstructure of 12X18H12T is presented in Fig. 8a; it is a structure with austenitic grains which provides high ductility, high strength and excellent creep resistance. In Fig. 8b is presented the microstructure of X10CrMoVNb9-1; it is a fine-grained structure with high strength, low ductility, and high creep resistance.

**Figure 9** Microstructure of weld metal**Figure 10** Microstructure of buttering layer of X10CrMoVNb9-1

The weld metal, Fig. 9, has austenitic structure without Cr carbide zone that becomes brittle in the martensitic weld deposit transition zone. In Fig. 10 is presented the microstructure of the martensitic weld deposit transition zone where buffer zone is created with nickel based

additional material NiCr20Mn3Nb according to EN ISO 18274 (Thermanit Nicro 82). The buttering layer has an austenite structure with dendrite phase solidification.

This method is used for preventing the carbon diffusion from areas with lower content of Cr to area with higher content of Cr. The used materials differ in chemical compositions and welding of these two materials may occur with structural heterogeneities on the line of fusion of the welded joint or during the operation at elevated temperature.

Welding of martensitic steel, X10CrMoVNb9-1, and austenitic stainless steel, 12X18H12T, may result in occurrence of coarse-grained decarburized martensitic zone with low hardness of the line of fusion and hard carburized zone on the austenitic side. For preventing of creating hard carburized zone and carbon diffusion an additional nickel-based material is used to create a buffer zone since nickel is element where carbon does not diffuse into the nickel-base material.

6 CONCLUSION

In this study an experimental investigation of dissimilar weld metal between martensitic and austenitic steel was conducted with implementing buttering method of martensitic steel. For use of this type of joints in boiler industry several steps need to be implemented:

- buttering the enhanced martensitic steel with nickel electrode to prevent carbon diffusion in materials,
- performing preheating and PWHT of martensitic steel according to temperature time cycle of the material.

Dissimilar metal welds between X10CrMoNb9-1 and austenitic steels for high temperature applications are in demand in industrial applications and a lot of research work is made on martensitic steel and austenitic steels with consideration of creep properties and welding technology. The study of microstructure is important in these types of dissimilar metal welds because heterogeneity in the weld metal and heat affected zone are the reason for failure in service.

The radiography testing and tensile testing showed that the welds were made without any imperfection and meet the acceptance criteria according to the place of fracture, base material 2. The martensitic steel has higher strength values compared to austenitic steel and for that reason the fracture is expected on BM2.

The hardness values are within permissible range according to the appropriate standard for the type of materials and filler material documentation.

Microstructure analysis showed no cracks or imperfections on critical regions, as heat affected zone and weld metal. The weld metal is with austenitic structure and the buttering layer has an austenite structure with dendrite phase solidification.

7 REFERENCES

- [1] Burja, J., Šetina Batič, B., Žužek, B., & Balaško, T. (2023). High-Temperature Oxidation of Boiler Steels at 650 °C. *Metals*, 13(11), 1887. <https://doi.org/10.3390/met13111887>
- [2] Toghrace, A. & Asle Zaeem, M. (2020). Oxidation Induced Stresses in High-Temperature Oxidation of Steel: A Multiphase Field Study. *Metals*, 10(6), 801. <https://doi.org/10.3390/met10060801>

- [3] Bhadeshia, H. K. D. H. (2001). Advances in Physical Metallurgy and Processing of Steels. Design of Ferritic Creep-resistant Steels. *ISIJ International*, 41(6), 626-640. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.626>
- [4] Petroski, I. (2009). Steam boilers.
- [5] European standard EN 10302:2008. (2008). Creep resisting steels, nickel and cobalt alloys.
- [6] GOST 5632-72. (1997). High-alloy steels and corrosion-proof, heat-resisting and high-temperature alloys.
- [7] International Organization for Standardization: ISO/DIS 4063:2020. (2020). Welding, brazing, soldering, cutting, mechanical joining and adhesive bonding - Nomenclature of processes and reference numbers.
- [8] Pecha, J., Stano, D., & Peles, O. (2004). Welding of 9% Cr creep resisting steels for power engineering equipment.
- [9] International Organization for Standardization: ISO 10675-1:2021. (2021). Non-destructive testing of welds. Acceptance levels for radiographic testing.
- [10] International Organization for Standardization: ISO 6892-1. (2016). Metallic materials - Tensile testing, Part 1: Method of test at room temperature.
- [11] International Organization for Standardization: ISO 6507-1. (2023). Metallic materials-Vickers hardness test-Part 1: Test method.
- [12] International Organization for Standardization: ISO 9015-1. (2001). Destructive tests on welds in metallic materials - Hardness testing - Part 1: Hardness test on arc welded joints.
- [13] International Organization for Standardization: ISO 17639. (2022). Destructive tests on welds in metallic materials-Macroscopic and microscopic examination of welds.
- [14] International Organization for Standardization: ISO 4136. (2022). Destructive tests on welds in metallic materials-Transverse tensile test.
- [15] International Organization for Standardization: ISO 15614-1. (2017). Specification and qualification of welding procedures for metallic materials-Welding procedure test-Part 1: Arc and gas welding of steels and arc welding of nickel and nickel alloys.

Contact information:

Aleksandra KRSTEVSKA, Teaching Assistant
(Corresponding author)
Ss Cyril and Methodius,
Faculty of Mechanical Engineering,
Skopje, Republic of Macedonia
E-mail: aleksandra.krstevska@mf.ukim.edu.mk

Filip ZDRAVESKI, Associate Professor
Ss Cyril and Methodius,
Faculty of Mechanical Engineering,
Skopje, Republic of Macedonia
E-mail: filip.zdraveski@mf.edu.mk

Martin PETRESKI, Teaching Assistant
Ss Cyril and Methodius,
Faculty of Mechanical Engineering,
Skopje, Republic of Macedonia
E-mail: martin.petreski@mf.edu.mk

Marjan GAVRILOSKI, Professor
Ss Cyril and Methodius,
Faculty of Mechanical Engineering,
Skopje, Republic of Macedonia
E-mail: marjan.gavriloski@mf.edu.mk

Zoran BOGATINOSKI, Professor
Ss Cyril and Methodius,
Faculty of Mechanical Engineering,
Skopje, Republic of Macedonia
E-mail: zoran.bogatinoski@mf.edu.mk

12th Annual Conference of Society for Structural Integrity and Life (DIVK12)

Review of current welding technology and literature review of weld repair without post-weld heat treatment for X10CrMoVNb9-1 steel in dissimilar metal welds

Aleksandra Krstevska^{a,*}, Filip Zdraveski^a, Marjan Gavriloski^a, Elisaveta Doncheva^a,
Martin Petreski^a

^a*Department of Welding and welded structures, Faculty of Mechanical Engineering Skopje, Republic of N. Macedonia*

Abstract

This paper investigates the current welding methodology used for steel X10CrMoVNb9-1 and evaluates the possibility of performing weld repairs without post-weld heat treatment (PWHT). X10CrMoVNb9-1 is a martensitic 9% Cr alloy widely used in high-temperature applications such as power plants and petrochemical industries, due to its exceptional creep strength, oxidation resistance, and mechanical properties at elevated temperatures. The steel requires precise welding technology to maintain its mechanical properties. Despite its excellent high-temperature properties, in-service degradation due to creep and erosion requires repair and maintenance strategies. This research focuses on current welding technology and evaluating alternative repair strategies to mitigate the need for PWHT. Cold repair techniques, which involve repairs without the need for post-weld heat treatment (PWHT), were investigated due to their potential to minimize time and operational costs. The literature review gives insights into the existing knowledge on the cold repair of X10CrMoVNb9-1, focusing on microstructural characterization, and understanding of mechanical properties following cold repairs.

© 2026 The Authors. Published by ELSEVIER B.V.

This is an open access article under the CC BY-NC-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0>)

Peer-review under responsibility of Aleksandar Sedmak, Branislav Djordjevic, Simon Sedmak Dr. Simon Sedmak, ssedmak@mas.bg.ac.rs, Innovation Center of Faculty of Mechanical Engineering, Belgrade, Serbia

Keywords: X10CrMoVNb9-1; post-weld heat treatment; cold repair; dissimilar metal welds

* Corresponding author. Tel./fax: /.
E-mail address: aleksandra.krstevska@mf.edu.mk

1. Introduction

The field of welding had significant development during the past decades due to the demand for advanced materials and the need for joining these materials for use in various industrial sectors. The joining of dissimilar metals presents a challenge due to the differences in materials properties such as physical and chemical properties. The subject of this paper is the steel X10CrMoVNb9-1, an alloy used in high-temperature applications such as power plants and petrochemical industries. The joining of dissimilar metals requires an understanding of the mechanisms that provide a quality weld, residual stress distribution, microstructural changes, and mechanical properties.

The distribution of residual stresses in dissimilar metal welds can influence the structural integrity of the welded joint (Madhusudhan Reddy & Venkata Ramana, 2011). Variations in thermal expansion coefficients between the base and weld metals may result in longitudinal residual stresses, which are responsible for the integrity of welded structure, (Suzuki et al., 2012). This emphasize the necessity of controlling welding parameters to mitigate negative effects on the integrity of the weld.

According to these developments, Boumerzoug (Boumerzoug, 2021) reviews the potential of laser welding to control brittle phases in dissimilar metal joints, and Winarto et al. (Winarto et al., 2013) investigates the mechanical properties and microstructure of welded dissimilar metals using various techniques. These papers showed that the choice of welding process and filler materials plays a crucial role in determining the mechanical properties of the weld (M. F. Mamat et al., 2015).

Microstructural evolution during welding is a critical factor that influence the performance of dissimilar metal welds. Inappropriate welding procedures can lead to reduced corrosion resistance, especially when joining duplex stainless steel to carbon steels (Wang et al., 2012). This is supported by the work of Kadir et al. (Kadir et al., 2022), who presents how welding parameters can influence the macrostructure and mechanical properties of dissimilar metal welds. Understanding these interactions is essential for optimizing welding processes and ensuring the reliability of welded joints in demanding applications.

This paper reviews the current welding technology of dissimilar metal weld of X10CrMoVNb9-1 steel with austenitic stainless steel 12X18H12T. An overview of the state-of-the-art in welding technology of X10CrMoVNb9-1 steel and austenitic steel for dissimilar metal welds. Furthermore, a literature review of weld repair without post-weld heat treatment is investigated for X10CrMoVNb9-1. An experimental work is done, welds are created with and without PWHT for the martensitic steel.

2. Overview of X10CrMoVNb9-1 (P91) steel

X10CrMoVNb9-1, also known as P91 steel, is a enhanced ferritic-martensitic alloy that has gained significant attention in the field of materials science and engineering, particularly for its application in high-temperature environments such as fossil and nuclear power plants. This steel is characterized by its excellent mechanical properties, including high creep resistance, toughness, and oxidation resistance at elevated temperatures, making it suitable for critical components like piping and pressure vessels (Rhode et al., 2020),(Rhode et al., 2021). The chemical composition of P91, which includes approximately 9% chromium, 1% molybdenum, and small amounts of vanadium and niobium, contributes to its desirable properties, in particular, its ability to maintain structural integrity under prolonged exposure to high temperatures (Pandey & Mahapatra, 2017; Skorobogatykh et al., 2015).

The microstructure of X10CrMoVNb9-1 steel is a critical factor that influence its properties. It typically consists of a lath martensitic structure, which is formed during the cooling process after heat treatment, Figure 1. This microstructure is known for its high density of precipitates, primarily niobium and vanadium carbonitrides, which enhance the steel strength and toughness (F. Khan et al., 2021; Silva et al., 2020). The heat-affected zone (HAZ) during welding processes can exhibit complex microstructural changes, including the formation of coarse-grained and fine-grained regions, which can affect the creep strength and susceptibility to type IV cracking—a common failure mode in welded joints of X10CrMoVNb9-1, Figure 2 (Akram et al., 2017a; Lee & Maruyama, 2015; Pandey & Mahapatra, 2017).



Figure 1 Microstructure of X10CrMoVNb9-1

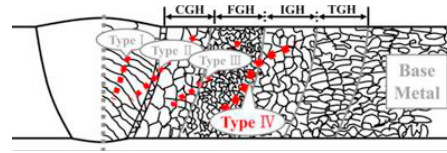


Figure 2 Type IV cracking (Lee & Maruyama, 2015)

In addition to its applications in power industry, X10CrMoVNb9-1 steel is also being considered for future technologies, such as fusion reactors and latent heat storage systems, due to its excellent thermal properties and resistance to hydrogen diffusion (Rahim et al., 2023; Rhode et al., 2019, 2021). The ongoing research into the mechanical properties, microstructural stability, and welding technology for X10CrMoVNb9-1 steel continues to expand its potential applications in advanced engineering applications, highlighting its importance as a material of choice for high-performance structural components.

3. Welding technology for X10CrMoVNb9-1 steel

Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) is one of the most used techniques for welding X10CrMoVNb9-1 steel to other materials, such as Incoloy 800HT and austenitic stainless steels, such as 304H. This method allows precise control over the heat input and results in high-quality welds. Investigations have shown that using GTAW with appropriate filler materials, such as ERNiCr-3, can result with excellent mechanical properties in dissimilar welds, achieving ultimate tensile strengths and good impact toughness. The ability to control the heat affected zone (HAZ) is particularly important in maintaining the mechanical properties of X10CrMoVNb9-1 steel during the welding process (Sauraw et al., 2021).

Creating dissimilar metal welds between X10CrMoVNb9-1 martensitic steel and austenitic stainless steels, presents several challenges that can significantly impact the integrity and performance of the welded joints. One of the primary challenges is the difference in thermal expansion coefficients, this mismatch can lead to residual stresses and cracking at the weld interface due to the thermal cycling during welding and subsequent cooling (Akram et al., 2017b; M. M. A. Khan et al., 2012). The high thermal expansion of austenitic stainless steels compared to X10CrMoVNb9-1 can cause significant stress concentrations, particularly in the heat affected zone (HAZ), leading to potential failure of the weld. Another significant issue is the formation of brittle intermetallic phases at the weld interface. The interaction between the different alloying elements in X10CrMoVNb9-1 and austenitic stainless steels can lead to the development of hard, brittle zones, which are prone to cracking under stress and this is particularly problematic in high-temperature applications where the mechanical properties of the weld are critical for long-term performance. The presence of these intermetallic phases can also affect the ductility and toughness of the weld joint, making it less reliable under operational conditions (Akram et al., 2017b; M. M. A. Khan et al., 2012). The different chemical compositions of X10CrMoVNb9-1 and austenitic stainless steels can lead to localized corrosion phenomena, such as pitting, particularly in aggressive environments (Kemény & Kovács, 2022; Varbai et al., 2022). Corrosion can be more pronounced by the presence of residual stresses and microstructural differences, allowing corrosion to penetrate the material (Varbai et al., 2022; Zong et al., 2022). The selection of appropriate filler material is crucial in mitigating these challenges. The filler metal must be compatible with both X10CrMoVNb9-1 and austenitic stainless steel to ensure a quality welded joint. Improper selection can lead to poor mechanical properties or increased susceptibility to cracking and corrosion (Akram et al., 2017b; Varbai et al., 2022). The use of interlayers, such as ERNiCr-3, has been proposed to improve the performance of dissimilar welds by providing a buffer that compensates the differences in thermal expansion and mechanical properties (Abburi Venkata et al., 2016; Akram et al., 2017b). The challenges associated with welding dissimilar metals between X10CrMoVNb9-1 steel and austenitic stainless steel include differences in thermal expansion, the formation of brittle intermetallic phases, microstructural differences, corrosion resistance, and the need for careful filler material selection. Addressing these challenges is

essential for ensuring reliability and durability of welded joints in high-temperature applications, such as those found in power plants.

Current welds involve buttering one end of the martensitic steel with a suitable filler metal, PWHT and joining to the austenitic stainless steel, Figure 3 [10]. The buttering is used to prevent creation of decarburized zone since carbon moves from the material with low Cr content to material with high Cr content. The filler material is nickel-based alloy, since carbon does not diffuse into the nickel base material.

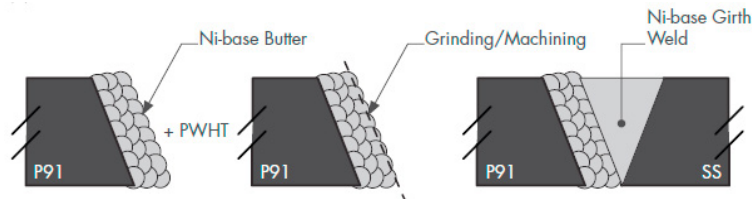


Figure 3 Buttering of P91 to SS steel [10]

4. Literature review on weld repair without post-weld heat treatment

The cold repair of X10CrMoVNb9-1 steel, a high-performance material widely used in power generation due to its excellent creep resistance and mechanical properties at elevated temperatures, is a critical area of research. Welding X10CrMoVNb9-1 steel without post-weld heat treatment (PWHT) presents several significant challenges that can affect the mechanical properties and long-term performance of the welded joints. These challenges arise from the unique characteristics of X10CrMoVNb9-1 steel, which is designed for high-temperature applications, and the challenges associated with welding processes.

The mechanical properties and microstructural changes resulting from welding without PWHT have been extensively studied. Yang et al. (K. Yang et al., 2020) conducted a detailed analysis of the creep crack propagation behavior of X10CrMoVNb9-1 steel weldments under rapid thermal shock conditions associated with repair welding. Their findings indicate that the absence of PWHT can lead to increased susceptibility to cracking, emphasizing the need for careful control of welding parameters to mitigate these risks. The study also highlights the importance of understanding microstructural evolution during the welding process to optimize repair techniques.

Residual stresses induced by welding are a significant concern when PWHT is not applied. Yaghi et al. (Yaghi et al., 2020) investigated the residual stress distribution in welded X10CrMoVNb9-1 steel pipes and the effects for mechanical performance. Their research highlights the necessity of addressing residual stresses through alternative methods, such as the use of specific welding techniques or post-weld treatments that do not involve heat. The findings suggest that understanding the residual stress profile is crucial for ensuring the long-term integrity of welded joints in high-temperature applications.

Several studies have explored alternative repair methods that do not rely on PWHT. For example, Odanović et al. (Odanović et al., 2013) examined the use of nickel-based electrodes for repair welding of X10CrMoVNb9-1 steel, demonstrating that these materials can provide adequate mechanical properties without requiring high-temperature treatments. The research indicates that emergency repair welding procedures can be effectively implemented as alternatives to PWHT, allowing for timely repairs in critical applications.

While the techniques discussed offer promising alternatives to PWHT, challenges remain in ensuring the long-term performance and reliability of repaired components. The potential for cold cracking and microstructural degradation must be carefully managed through the selection of appropriate welding parameters and materials. Further studies are needed to fully understand the implications of these methods on mechanical properties and microstructural stability, ensuring the reliability of repaired components in demanding operational environments.

5. Research methodology

In this paper thick pipes 32x5 mm are investigated between X10CrMoVNb9-1 martensitic steel and 12X18H12T austenitic stainless steel. As additional material is used nickel-alloy NiCr20Mn3Nb according to EN ISO 18274 (Thermanit Nicro 82). The preparation of the base materials X10CrMoVNb9-1 is shown in Table 1.

Table 1 Preparation of base material X10CrMoVNb9-1

No. of specimen	Preheating	PWHT
Specimen 1	250°C	/
Specimen 2	250°C	/
Specimen 3	250°C	760°C
Specimen 4	250°C	760°C

The martensitic base material involves buttering in one end with the chosen nickel base filler material. In all specimens a preheating was used during buttering the steel, on 250°C. After the buttering the martensitic steel was welded with the austenitic stainless steel with or without PWHT using GTAW welding process.

The research methodology will include mechanical testing, static tensile test and hardness measurement. The tensile testing was designed at room temperature using Instron 600LX static tensile testing machine, according to EN ISO 4136:2022 (International Organization for Standardization: ISO 4136:2022, 2022) and EN ISO 6892-1 (International Organization for Standardization: ISO 6892-1, 2016). The hardness measurement was conducted according to Vickers method, using hardness testing machine, according to EN ISO 6507-1 (International Organization for Standardization: ISO 6507-1, 1997) and EN ISO 9015-1 (International Organization for Standardization: ISO 9015-1, 2001). Samples are made from welded pipes according to EN ISO 15614 (International Organization for Standardization, 2017). The standard defines the procedure and locations for samples intended for a certain type of mechanical testing providing insight into the welded joint characteristics.

Microstructural testing is part of the research methodology, where an investigation of microstructure was conducted on the specimens according to EN ISO 17639:2013 [6]. Due to the different structures of base materials and the weld metal, different reagents are used for disclosure of the microstructure. For X10CrMoVNb9-1 was used Nital and for the 12X18H12T and weld metal is used aqua regia, mixture of nitric acid and hydrochloric acid.

6. Experimental results and discussion

6.1. Tensile test

The test was conducted on ambient temperature, 20°C, requiring minimal value of ultimate tensile strength of the base material with a lower tensile strength for dissimilar metal welds. The weaker parent material for the dissimilar metal joint which is subject of this research paper is the austenitic stainless steel. The results are presented in Table 2.

Table 2 Tensile test results

No. of specimen	Preheating	PWHT	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	ε [%]	Fracture
Specimen 1	250°C	/	326	544	11.4286	WM
Specimen 2	250°C	/	305	589	31.4286	BM2
Specimen 3	250°C	760°C	284	617	24.2857	BM2
Specimen 4	250°C	760°C	285	653	42.85	BM2

The obtained values meet the acceptance criteria and the place of fracture is the BM2 as shown in Figure 4 exception is specimen 1 where the place of fracture was the weld metal, Figure 5. The results indicate that the critical side of fracture is the side of austenitic base material. The specimen 1 fracture in the weld metal and is an example of failed welding technology.



Figure 4 Fracture location



Figure 5 Fracture of specimen 1

6.2. Hardness testing

The hardness testing, using HV10 method, was performed on 30 locations, separated on lower and upper zone. The measurement locations were presented on each zone: base materials, buttering layer of martensitic steel, HAZ regions and weld metal. A sample of the hardness distribution of the tested joints is given on Figure 6 and Figure 7. For the martensitic steel, the hardness values are within permissible range according to the standard ISO 15614-1 (International Organization for Standardization, 2017). The permissible values for this type of steel and affiliations in steel group in HAZ need to be < 350HV. The GOST 57423-2017 limits the hardness for 12X18H12T, maximum 186HV.

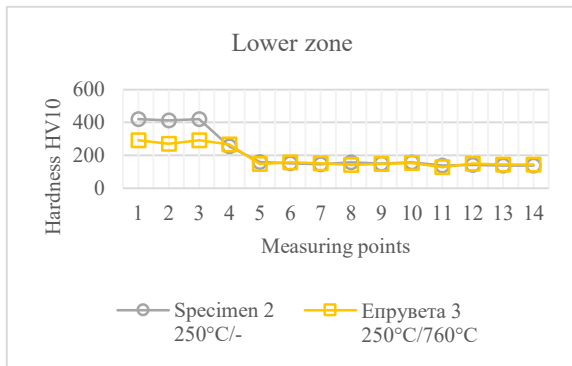


Figure 6 Hardness distribution across lower welded dissimilar joint

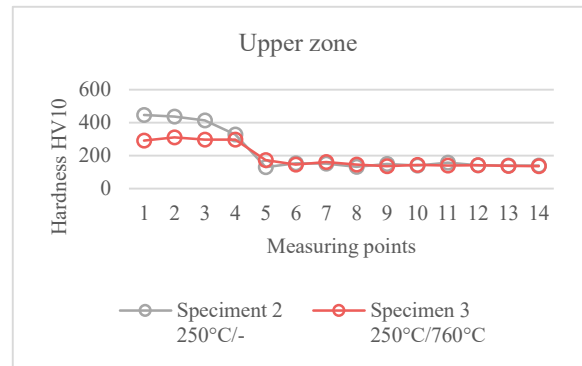
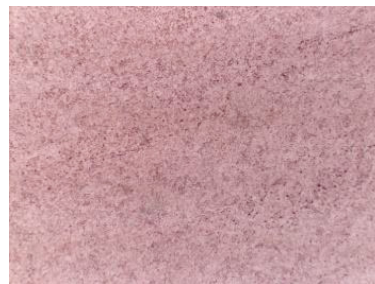
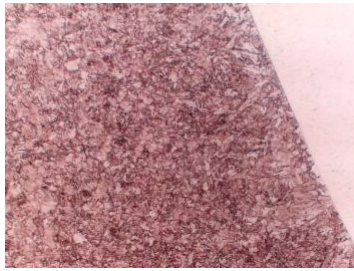


Figure 7 Hardness distribution across upper welded dissimilar joint

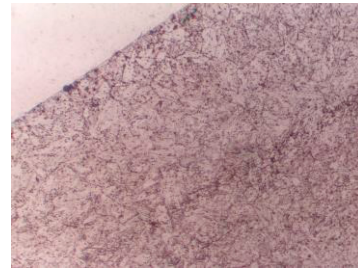
6.3. Microstructural characterization

For dissimilar welds of martensitic and austenitic steel, the most critical regions are the heat affected zone and fusion line region of the martensitic steel and the weld metal. The performed microstructural analysis is done to check for potential microstructural changes.





a) without post weld heat treatment



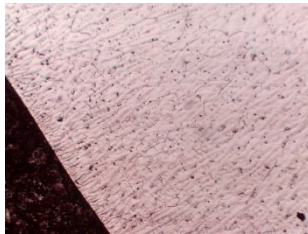
b) with post weld heat treatment

Figure 8 Microstructure of base material X10CrMoVNb9-1

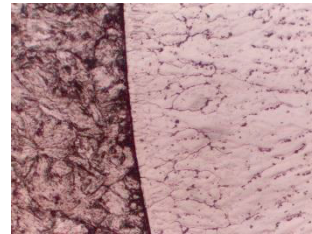


Figure 9 Microstructure of base material 12X18H12T

The microstructure of the martensitic steel is a fine-grained structure with high strength, low ductility and high creep resistance, Figure 8. The austenitic microstructure of 12X18H12T provides high ductility, strength and excellent creep resistance, Figure 9.



Weld metal – joint 2 with X10CrMoVNb9-1



Weld metal – joint 3 with X10CrMoVNb9-1

Figure 10 Microstructure of weld metal

As presented on Figure 10, the weld metal has austenitic structure without Cr carbide zone. This Cr carbide zone represent brittle zone, especially in the martensitic weld deposit transition zone. The buttering layer has an austenitic structure with dendrite phase solidification, as shown in fig. xx. Buttering method is used for preventing carbon migration from the martensitic steel to austenitic steel and preventing creating hard carburized zone and carbon diffusion between materials.

7. Conclusion and future research

Welding of X10CrMoVNb9-1 steel without PWHT remains a significant challenge due to the formation of brittle martensitic microstructures. Further research is needed to develop standardized procedures for this alternative method, ensuring the long-term reliability of X10CrMoVNb9-1 welds in high-temperature applications. The cold repair of

X10CrMoVNb9-1 presents a promising alternative to repair techniques involving PWHT, offering potential benefits in terms of reduced downtime and costs. However, significant challenges remain, particularly concerning the microstructural stability, crack resistance, and long-term mechanical performance of cold-repaired components.

Future research should focus on mechanical testing at elevated temperatures, a short-term test at elevated temperatures needs to be performed on specimens with welding technology as described in this paper to determine the rate of degradation of the materials. Microstructural analysis should focus on detailed analysis of the HAZ and weld metal region, especially on the martensitic steel, as it is a critical place for fracture and degradation of the material.

References

- Abburi Venkata, K., Truman, C. E., Smith, D. J., & Bhaduri, A. K., 2016. Characterising electron beam welded dissimilar metal joints to study residual stress relaxation from specimen extraction. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 139–140, 237–249. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2016.02.025>
- Akram, J., Kalvala, P. R., Misra, M., & Charit, I., 2017a. Creep behavior of dissimilar metal weld joints between P91 and AISI 304. *Materials Science and Engineering A*, 688, 396–406
- Akram, J., Kalvala, P. R., Misra, M., & Charit, I., 2017b. Creep behavior of dissimilar metal weld joints between P91 and AISI 304. *Materials Science and Engineering: A*, 688, 396–406. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.02.026>
- Boumerzoug, Z., 2021. A Review: Welding by Laser Beam of Dissimilar Metals. *Aspects in Mining & Mineral Science*, 8(2). <https://doi.org/10.31031/AMMS.2021.08.000683>
- International Organization for Standardization: ISO 4136:2022, 2022. Destructive tests on welds in metallic materials-Transverse tensile test. www.iso.org
- International Organization for Standardization, (2017). ISO 15614-1 Specification and qualification of welding procedures for metallic materials- Welding procedure test-Part 1: Arc and gas welding of steels and arc welding of nickel and nickel alloys. www.iso.org
- International Organization for Standardization: ISO 6892-1, 2016. Metallic materials — Tensile testing, Part 1: Method of test at room temperature
- International Organization for Standardization: ISO6507-1, 1997. ISO 6507-1 Metallic materials-Vickers hardness test-Part 1: Test method. <https://standards.iteh.ai/catalog/standards/sist/42fc749b-29ab-46a8-8f9f->
- International Organization for Standardization: ISO 9015-1, 2001. Destructive tests on welds in metallic materials — Hardness testing. www.iso.ch
- Kadir, H., Riswanda, R., Saragih, A. D., Sugianto, S., Budi, M., & Akhyar, A., 2022. Effect of Welding Parameter Conditions of 304L SS and AISI 1015 Dissimilar Steel Weld Joints to Macrostructure and Mechanical Properties. *Materials Science Forum*, 1067, 61–69
- Kemény, D. M., & Kovács, D., 2022. The Effect of Welding Parameters on the Corrosion Resistance of Austenitic Stainless Steel. *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering*, 66(2), 151–157. <https://doi.org/10.3311/PPme.19568>
- Khan, F., Mahajan, S., Khan, W. N., & Chhibber, R., 2021. Mechanical, microstructure, and hot corrosion investigations on P22/P91 dissimilar tungsten inert gas weld. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, 235(9), 2128–2141. <https://doi.org/10.1177/14644207211021941>
- Khan, M. M. A., Romoli, L., Fiaschi, M., Dini, G., & Sarri, F., 2012. Laser beam welding of dissimilar stainless steels in a fillet joint configuration. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(4), 856–867. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.11.011>
- Lee, J. S., & Maruyama, K., 2015. Mechanism of microstructural deterioration preceding type IV failure in weldment of Mod.9Cr-1Mo steel. *Metals and Materials International*, 21(4), 639–645. <https://doi.org/10.1007/s12540-015-4569-5>
- Mamat, M. F., Hamzah, E., Ibrahim, Z., Majid, R. A., & Bahador, A., 2015. Effect of Filler Metals on the Microstructures and Mechanical Properties of Dissimilar Low Carbon Steel and 316L Stainless Steel Welded Joints. *Materials Science Forum*, 819, 57–62. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.819.57>
- Odanović, Z., Arsić, M., Grabulov, V., & Djurdjević, M., 2013. Investigation of the Repair Welding Technology Using Ni Base Electrode. *Advanced Materials Research*, 814, 25–32. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.814.25>
- Pandey, C., & Mahapatra, M., 2017. Evolution of phases during tempering of P91 steel at 760°C for varying tempering time and their effect on microstructure and mechanical properties. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*, 231(6), 1141–1161. <https://doi.org/10.1177/0954408916656678>
- Rahim, M. R. B. A., Schmauder, S., Manurung, Y. H. P., Binkle, P., Dusza, J., Csanádi, T., Ahmad, M. I. M., Mat, M. F., & Dogahe, K. J., 2023. Assessing Fatigue Life Cycles of Material X10CrMoVNb9-1 through a Combination of Experimental and Finite Element Analysis. *Metals*, 13(12), 1947. <https://doi.org/10.3390/met13121947>
- Madhusudhan Reddy, G., & Venkata Ramana, P., 2011. Influence of filler material composition on residual stress distribution of dissimilar gas tungsten arc weldments of ultrahigh strength steels. *Science and Technology of Welding and Joining*, 16(3), 273–278. <https://doi.org/10.1179/1362171811Y.0000000001>
- Rhode, M., Richter, T., Mayr, P., Nitsche, A., Mente, T., & Böllinghaus, T., 2020. Hydrogen diffusion in creep-resistant 9% Cr P91 multi-layer weld metal. *Welding in the World*, 64(2), 267–281. <https://doi.org/10.1007/s40194-019-00828-8>
- Rhode, M., Richter, T., Mente, T., Mayr, P., & Nitsche, A., 2022. Thickness and microstructure effect on hydrogen diffusion in creep-resistant 9% Cr P92 steel and P91 weld metal. *Welding in the World*, 66(2), 325–340. <https://doi.org/10.1007/s40194-021-01218-9>

- Sauraw, A., Sharma, A. K., Fydrych, D., Sirohi, S., Gupta, A., Świerczyńska, A., Pandey, C., & Rogalski, G., 2021. Study on Microstructural Characterization, Mechanical Properties and Residual Stress of GTAW Dissimilar Joints of P91 and P22 Steels. *Materials*, 14(21), 6591. <https://doi.org/10.3390/ma14216591>
- Silva, F. J. G., Pinho, A. P., Pereira, A. B., & Coutinho Paiva, O., 2020. Evaluation of Welded Joints in P91 Steel under Different Heat-Treatment Conditions. *Metals*, 10(1), 99. <https://doi.org/10.3390/met10010099>
- Skorobogatikh, V. N., Danyushevskiy, I. A., Schenkova, I. A., & Prudnikov, D. A., 2015. Long-term strength and allowable stresses of grade 10Kh9MFB and X10CrMoVNb9-1 (T91/P91) chromium heat-resistant steels. *Thermal Engineering*, 62(4), 247–254. <https://doi.org/10.1134/S0040601515040102>
- International Organization for Standardization, 2017. ISO 15614-1:2017 Specification and qualification of welding procedures for metallic materials-Welding procedure test. www.iso.org
- Suzuki, H., Katsuyama, J., & Morii, Y., 2012. Comparison of Residual Stress Distributions of Similar and Dissimilar Thick Butt-Weld Plates. *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, 6(6), 574–583. <https://doi.org/10.1299/jmmp.6.574>
- Varbai, B., Bolyhos, P., Kemény, D. M., & Májlínger, K., 2022. Microstructure and Corrosion Properties of Austenitic and Duplex Stainless Steel Dissimilar Joints. *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering*, 66(4), 344–349. <https://doi.org/10.3311/PPme.21007>
- Wang, S., Ma, Q., & Li, Y., 2011. Characterization of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welded joint between 2205 duplex stainless steel and 16MnR. *Materials & Design*, 32(2), 831–837. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.07.012>
- Winarto, W., Anis, M., & Hertanto, T. P., 2013. Mechanical Properties and Microstructure of Welded Dissimilar Metals Using Buttering & Non-Buttering Layer. *Advanced Materials Research*, 0, 341–346. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.0.341>
- Yaghi, A. H., Hyde, T. H., Becker, A. A., Sun, W., Wen, W., Hilson, G., Simandjuntak, S., Flewitt, P. E. J., Pavier, M. J., & Smith, D. J., 2020. Comparison of measured and modelled residual stresses in a welded P91 steel pipe undergoing post weld heat treatment. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 181, 104076. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2020.104076>
- Yang, K., Zhang, Y., & Zhao, J., 2020. Elastoplastic Fracture Analysis of the P91 Steel Welded Joint under Repair Welding Thermal Shock Based on XFEM. *Metals*, 10(10), 1285. <https://doi.org/10.3390/met10101285>
- Zong, R. L., Zhao, B., Wang, Q. J., Yin, Q. F., & Jin, D., 2022. Study on Corrosion Behavior of Simulated Welding Microstructure of Austenitic Stainless Steel. *Materials Science Forum*, 1066, 55–59. <https://doi.org/10.4028/p-2y16kq>