

УНИВЕРЗИТЕТ У БЕОГРАДУ
ГРАЂЕВИНСКИ ФАКУЛТЕТ

Јелена Н. Стефановић

**РЕДУКЦИЈА НОСИВОСТИ ЧЕЛИЧНИХ
ЕЛЕМЕНАТА УСЛЕД РАЗВОЈА КОРОЗИЈЕ У
АГРЕСИВНИМ СРЕДИНАМА**

докторска дисертација

Београд, 2025

UNIVERSITY OF BELGRADE
FACULTY OF CIVIL ENGINEERING

Jelena N. Stefanović

**REDUCTION OF CARBON STEEL ELEMENTS
RESISTANCE DUE TO PROPAGATION OF
CORROSION IN AGGRESSIVE
ENVIRONMENT**

Doctoral Dissertation

Belgrade, 2025

ПОДАЦИ О МЕНТОРУ И ЧЛАНОВИМА КОМИСИЈЕ

Ментор: др Зоран Мишковић, ванредни професор
Грађевински факултет, Универзитет у Београду

Чланови комисије: др Златко Марковић, редовни професор
Грађевински факултет, Универзитет у Београду

др Зоран Мишковић, ванредни професор
Грађевински факултет, Универзитет у Београду

др Стеван Димитријевић, виши научни сарадник
Иновациони центар ТМФ-а д.о.о.

Датум одбране:

1937. године на изложби посвећеној корозији металних материјала у Бриселу, на изложбеном простору компаније Shell стајао је натпис:

Док ово читате, 760 килограма гвожђа је искородирало [1]

ЗАХВАЛНИЦА

Захваљујем се ментору проф. др Зорану Мишковићу на поверењу, прихватању и вођењу менторства. Искрено хвала на инспирацији за рад у струци, почев од првог предавања на докторским студијама.

Захваљујем се проф. др Златку Марковићу који је својим коментарима и сугестијама ову дисертацију учинио бољом. Посебно се захваљујем проф. др Милану Спремићу на уложеном труду приликом нумеричке анализе, као и на саветима приликом писања рада.

Захваљујем се др Стевану Димитријевићу, вишем научном сараднику са Иновационог центра ТМФ-а, који је руководио лабораторијским истраживањима корозије као и анализом добијених корозионих производа коришћењем савремених аналитичких метода.

Захваљујем се колегама из Института за рударство и металургију Бор на подршци чиме су омогућили мој рад на изради дисертације. Посебно се захваљујем колеги Др Зорану Аврамовићу на помоћи приликом праћења постављених узорака. Неизмерну захвалност дугујем колегиници Силвани Димитријевић на помоћи у лабораторији и саветима приликом писања рада и саме дисертације.

И на крају, а на почетку свега, захвалност исказујем својој породици на стрпљењу и љубави.

У Београду, 2025.

Аутор

Мојој Дари и родитељима

РЕДУКЦИЈА НОСИВОСТИ ЧЕЛИЧНИХ ЕЛЕМЕНАТА УСЛЕД РАЗВОЈА КОРОЗИЈЕ У АГРЕСИВНИМ СРЕДИНАМА

Резиме

Корозију у индустријски агресивном окружењу тешко је симулирати у лабораторијским условима због спорог и сложеног процеса корозије на коју утиче више фактора. Овај рад има за циљ да истражи квантитативно дејство фактора средине на процес корозије и пронађе најбоље експерименталне услове који представљају стварно окружење и имају најбољи ефекат убрзања корозионог процеса. Општа испитивања корозије вршена су у близини фабрике сумпорне киселине, постројења за електролитичку рафинацију и поред аутоматске станице за праћење квалитета ваздуха у Бору у периоду од 6 месеци, као и у сланој комори у трајању од 120 h и 240 h и потапањем узорака у раствор електролита из фабрике за електролитичку рафинацију у трајању од месец дана. Резултати су упоређени са стандардним узорцима чуваним у лабораторији. Рентгенска дифракциона анализа (XRD) је коришћена за идентификацију минеролошког састава продуката корозије. XRD анализа може указати на везу између губитка носивости у зависности од врсте средине у којој се корозија развија. Извршена је детаљна анализа резултата са скенирајућег електронског микроскопа, снимака направљених са површине лома да би се идентификовао механизам иницирања и ширења лома. Коришћен је челик S235JR, а његове механичке карактеристике су добијене испитивањем затезањем. Уз помоћ нумеричке анализе добијених резултата испитивања могу се пројектовати побољшана убрзана корозиона испитивања. Комплетан *Gurson*-ов модел (CGM) је коришћен за описивање аксијалног затезања кородираних узорака.

Основни научни циљ дисертације је предвиђање деградације материјала услед корозије у индустријски агресивној средини у конструктивним челицима S235JR применом локалног приступа, као и анализа фактора који утичу на отпорност према лому. Истраживања у оквиру ове дисертације су омогућила боље разумевање понашања конструктивног челика S235JR у ком је дошло до редукције носивости услед корозије.

Кључне речи: Корозија; убрзана корозиона испитивања; XRD; SEM; испитивања затезањем; CGM модел.

Научна област: грађевинарство

Ужа научна област: челичне конструкције

УДК број:

REDUCTION OF CARBON STEEL ELEMENTS RESISTANCE DUE TO PROPAGATION OF CORROSION IN AGGRESSIVE ENVIRONMENT

Abstract:

Corrosion in the industrially aggressive environments is difficult to simulate in a laboratory due to the slow rate and complexity of the corrosion process which involves multiple influential factors. This paper aims to explore the quantitative effect of environmental factors on corrosion process and find the best experimental conditions which represent the actual environment and have the best acceleration effect. General corrosion testing was performed near the Sulfuric Acid Plant, Electrolytic Refining Plant and next to the automatic air quality monitoring station in Bor for 6 months, as well as in the salt chamber for 120 h and 240 h and by immersion of samples in electrolyte solution from the Electrolytic Refining Plant for a month. The results were compared with the standard samples stored in the laboratory. X-ray diffraction analysis (XRD) was used to identify the mineralogical composition of the corrosion products. XRD analysis can indicate a relationship between the loss of mechanical characteristics depending on the type of environment in which corrosion develops. A detailed optical and scanning electron microscopy of the fractured surfaces is performed to identify the fracture initiating and propagating mechanism. The steel used is S235JR, and its mechanical characteristics were obtained from the tensile test. With the help of numerical analysis of the test results, a better acceleration condition can be designed. The Complete Gurson Model (CGM) is used to describe the tensile behavior of corroded specimens.

The main goal of the dissertation was the prediction of material degradation due to corrosion in an industrially aggressive environment in structural steels S235JR using a local approach, as well as the analysis of factors that influence fracture resistance. The research conducted as part of this dissertation contributed to a deeper understanding of the behavior of structural steel S235JR in which there was a reduction in load capacity due to corrosion.

Keywords: *Corrosion; accelerated corrosion test; XRD; SEM; tensile test; CGM model.*

Scientific field: *Civil Engineering*

Scientific subfield: *Steel Structures*

UDK number:

Садржај

ЗАХВАЛНИЦА	i
Резиме.....	iii
Abstract:	iv
Садржај.....	v
Објављени радови	viii
Листа табела	ix
Листа слика.....	x
Ознаке.....	xiv
1. УВОДНА РАЗМАТРАЊА	1
1.1 Мотивација за истраживање.....	1
1.2 Задаци и циљеви истраживања	5
1.3 Методологија истраживања и полазне хипотезе.....	6
1.4 Организација дисертације	6
2. ТЕОРИЈСКЕ ОСНОВЕ МЕХАНИКЕ ЛОМА	8
2.1 Увод	8
2.2 Механизми лома и теорије које их описују	8
2.3 Локални приступ дуктилном лому	10
2.4 Теорије пластичности	12
2.4.1 Механика континуума.....	13
2.4.2 Еласто-пластично понашање материјала	16
2.5 Оштећење материјала (damage)	23
2.5.1 Модел Рајса и Трејса	24
2.5.2 Rousselier-ов модел.....	24
2.5.3 Gurson-ов модел.....	25
2.5.4 Gurson-ов модел и његове екстензије	26
2.5.5 Критеријум лома.....	31
2.5.6 Избор микромеханичког модела	32
3 ПРЕГЛЕД ПРЕТХОДНИХ ИСТРАЖИВАЊА КОРОЗИЈЕ	34
3.1 Увод	34
3.2 Продукти корозије.....	37
3.3 Класификација корозивности.....	38
3.3 Процена и мониторинг корозивности средине.....	39
3.4 Дугорочна предвиђања стопе корозије	40
3.4.1 Класификација корозивности на основу срачунатог степена корозије у првој години	42

3.4.2 Класификација корозивности у зависности од карактеристика атмосфере.....	42
3.5 Ефекти услова излагања на степен корозије	43
3.6 Ефекти загађености атмосфере на стопу корозије	44
3.7 Атмосферске корозионе станице	46
3.8 Убрзано корозионо излагање	48
4 СОПСТВЕНА ЕКСПЕРИМЕНТАЛНА ИСТРАЖИВАЊА	52
4.1 Предмет и циљ истраживања	52
4.2 Опис модела.....	52
4.2.1 Припрема експеримента.....	52
4.2.2 Методе корозионог испитивања.....	54
4.2.3 Чување контролних узорака.....	57
4.2.4 Уклањање продуката корозије.....	58
4.2.5 Испитивање затезањем	59
4.2.6 XRD анализа	60
4.2.7 Метеоролошки параметри	61
4.2.8 Загађујуће материје у атмосфери	61
4.2.9 SEM анализа	62
4.3 Резултати сопствених експерименталних истраживања	64
4.3.1 Корозија челика S235JR након излагања	64
4.3.2. Губитак масе и носивости челика S235JR након излагања	67
4.3.3. Резултати XRD анализе.....	73
4.3.4. Резултати SEM анализе.....	77
5. ФОРМУЛАЦИЈА КОНСТИТУТИВНОГ МОДЕЛА ЧЕЛИЧНИХ ЕЛЕМЕНАТА ПОД ДЕЈСТВОМ КОРОЗИЈЕ	84
5.1 Увод.....	84
5.2 Формулација методе коначних елемената	84
5.3 Дефинисање механичких својстава материјала	87
5.4 Стварни напони-деформације	91
5.5 Одређивање параметара CGM-а	91
5.5.1 Параметри из претходних и сопствених истраживања.....	93
5.5.2 Параметар f_0	94
5.5.3 Параметар f_c	97
5.5.4 Параметар f_n	97
5.5.5 Параметар ϵ_n	98
5.5.6 Параметар f_F	99

5.5.7 Параметар qi	99
6. НУМЕРИЧКА АНАЛИЗА	101
6.1 Увод	101
6.2 Abaqus – могућности и примене нумеричког моделирање дуктилног лома	101
6.2.1 Критеријум почетка оштећења (закон развлачења)	101
6.2.2 Развој оштећења (закон ојачања)	101
6.2.3 Закон развлачења дуктилних метала	103
6.2.4 Зависност мреже коначних елемената и карактеристичне дужине	104
6.2.5 Одређивање закона ојачања на основу ефективног пластичног померања	104
6.2.6 Одређивање закона ојачања на основу дисипације енергије у току процеса оштећења	105
6.2.7 Максимална деградација (пропадање) и избор одстрањивања елемената.....	105
6.3 Моделирање карактеристика материјала уз помоћ UMAT подрутине	107
6.4 Моделирање геометрије, мреже коначних елемената, граничних услова и оптерећења	110
6.5 Крива стварних напона-дилатација	112
6.6 Резултати нумеричке анализе	113
6.6.1 Помоћне променљиве корисничког потпрограма UMAT	113
6.6.2 Упоредна анализа експерименталних резултата и резултата нумеричке анализе ..	119
6.7 Дискусија.....	121
7. ЗАКЉУЧЦИ И ПРЕПОРУКЕ ЗА ДАЉА ИСТРАЖИВАЊА	126
7.1 Закључна разматрања.....	126
7.2 Препоруке за даља истраживања	127
ЛИТЕРАТУРА.....	128
ПРИЛОГ 1	138
UMAT for ABAQUS – Fortran code for Complete Gurson model.....	138
DICTIONARY for Fortan code	153
ПРИЛОГ 2.....	154
SEM слике површине лома епрувета од S235JR челика са свих 7 локација у оквиру ове студије.	154
БИОГРАФИЈА АУТОРА	157
Изјава о ауторству.....	158
Изјава о истоветности штампане и електронске верзије	159
докторског рада.....	159
Изјава о коришћењу.....	160

Објављени радови

Објављени радови који су проистекли из рада на изради докторске дисертације:

1. J. Stanković, Z. Mišković, M. Pavlović, D. Jevtić, Z. Marković, The Effect of Corrosion Propagation in the Industrially Aggressive Environments and Salt Chamber on the Bearing Capacity of Axially Tensioned Elements, International Conference YuCorr, Tara, Serbia, 2017, 128-133.
2. J. Stanković, S. Dimitrijević, S. Filipović, J. Đorđević, A. Petrović, Effect of corrosion propagation in industrial aggressive environment onto strength of axially tensioned element, 49th INTERNATIONAL OCTOBER CONFERENCE on Mining and Metallurgy, Bor, Serbia, 2017, 346-349.
3. J. Stefanović, J. Đorđević, S. Filipović, M. Ilić, F. Gramić, Corrosion propagation in industrial aggressive environment and in salt chamber, 51th International October Conference on Mining and Metallurgy, Bor Lake, Serbia, 2019, 203-206.
4. J. Stefanović, S. Dimitrijević, S. Filipović, J. Đorđević, Evaluation of the corrosion resistance of steel elements in the industrially aggressive environments using the accelerated corrosion testing methods, Mining and Metallurgy Engineering Bor, Mining and Metallurgy Institute Bor, Bor, 3-4/2021, 53-60.
5. J. Stefanović, J. Đorđević, S. Guševac, XRD analysis of corrosion product formed in industrial aggressive environment, 54th INTERNATIONAL OCTOBER CONFERENCE on Mining and Metallurgy, Bor, Serbia, 2023, 476-480.
6. J. Stefanović, J. Đorđević, S. Guševac, M. Živanović, T. Stanković, Long-term predictions of corrosion rate in the industrial aggressive environment in Bor, 55th INTERNATIONAL OCTOBER CONFERENCE on Mining and Metallurgy, Bor, Serbia, 2024, 367-372
7. J. Stefanović, Z. Mišković, S. Dimitrijević, Z. Marković, M. Spremić, Experimental analysis of atmospheric corrosion of steel S235JR in industrial environment, Hemijska industrija 2025, 79 (1), 19-30

Листа табела

Табела 1. Најчешћа једињења која се налазе у продуктима корозије.....	38
Табела 2. Категорије атмосферске корозивности према стандарду ISO 9224 [68] и степен корозије r_{corr} за прву годину изложености различитим категоријама корозије према стандарду ISO 9223 [67].....	40
Табела 3. Функција која описује одговор метала на концентрацију загађивача у ваздуху у складу са препорукама аутора.....	43
Табела 4. Хемијски састав челика коришћеног у експерименталном испитивању. [87].....	53
Табела 5. Означивање и класификација узорка	53
Табела 6. Чишћење узорака од продуката корозије по стандарду SRPS C.A5.005 [93]	59
Табела 7. Просечни месечни метеоролошки параметри [94] [95] [96] [97] [98] [99] [100]	62
Табела 8. Средња месечна концентрација SO_2 ($\mu g/m^3$) и максимална измерена вредност у току трајања експеримента [101] [102]	62
Табела 9. Вредности стопе корозије и губитка масе узорака дебљине 4, 6 и 8 mm.....	65
Табела 10. Одређивање категорије корозивности на атмосферским станицама за испитивање корозије у близини фабрике сумпорне киселине (AF) и поред станице за аутоматски мониторинг квалитета ваздуха поред Института за рударство и металургију Бор (MP) [101] [102].....	66
Табела 11. Еталонски узорци пре и након укањања корозионих производа.	67
Табела 12. Узорци пре и након излагања корозији	68
Табела 13. Кристална фаза продуката корозије скинутих са епрувета од челика S235JR, формираним у различитим атмосферама [108]	73
Табела 14. Садржај сумпора у продуктима корозије	76
Табела 15. Бинеризација слике површине лома узорка MP3 са статистичком дистрибуцијом пречника шупљина.....	79
Табела 16. Бинеризација слике површине лома узорка EF3 са статистичком дистрибуцијом пречника шупљина.....	80
Табела 17. Бинеризација слике површине лома узорка AF3 са статистичком дистрибуцијом пречника шупљина.....	81
Табела 18. EDS анализа.....	83
Табела 19. Параметри CGM-а усвојени у раду за челик S235JR након излагања корозији	93
Табела 20. Усвојени параметри <i>Gurson</i> -ових модела GTN и CGM из литературе.....	93
Табела 21. Калибрисане вредности параметра q_1 и q_2 [29] у зависности од напона на граници развлачења σ_0 и модула еластичности E	100
Табела 22. Input променљиве у подрутини UMAT.....	109
Табела 23. Променљиве које описују стања у подрутини UMAT	109
Табела 24. Одређивање степена корозије уз помоћ линеарног модела за 20 година, за све локације испитивања корозије	122

Листа слика

Слика 1. Корозиона оштећења вертикалних спрегова на скретној кули у кругу РТБ-а [2]	1
Слика 2. Структура експерименталних и нумеричких истраживања докторске дисертације	4
Слика 3. Дијаграми напон-дилатација у случају дуктилног и кртог лома.....	9
Слика 4. Теорије лома за крте и дуктилне материјале	9
Слика 5. Шематски приказ механизма дуктилног лома	10
Слика 6. Шематски приказ локалног приступа дуктилном лому [31].....	11
Слика 7. Разлагање тензора напона на сферни и девијаторски део.....	14
Слика 8. Пример приказа резултата еквивалентног Von Mises-овог напона из програма ABAQUS	18
Слика 9. Приказ површи развлачења теорије лома по Tresca-и и по Von Mises-у [34].....	18
Слика 10. Триаксијални напон приказан у односу на еквивалентни напон челика S235JR, у зависности од врсте напрезања елемента. Зона интереса у овом раду је означена сивом бојом (једноаксијано затезање) [36]	19
Слика 11. Промена триаксијалног напона са порастом запремине шупљина код дуктилног лома	20
Слика 12. Зависност триаксијалног напона од геометрије узорка.....	20
Слика 13. Bao-Wierzbicki опис дуктилног лома [37].....	21
Слика 14. Историјски преглед изотропних закона ојачања	21
Слика 15. Изглед Hollomon-ове криве у зависности од вредности експонента n [41].....	22
Слика 16. а) Von Mises-ва површ развлачења, б) Rousselier-ова површ развлачења [53]	25
Слика 17. Шематски приказ оштећења дуктилним материјала [55].....	26
Слика 18. Површи развлачења по критеријуму von Mises-а и Gursona за различите вредности запреминског удела шупљина [57]	27
Слика 19. Утицај Tvergaard-ових параметара q_1 и q_2 на нелинеарни одговор GTN конститутивног закона за $\epsilon_{22}\epsilon_{11} = 1, 0$ за: а) $1, 0 \leq q_1 \leq 2, 0$ б) $0, 75 \leq q_2 \leq 1, 25$ [59].....	28
Слика 20. Корелација између $q_1(a)$ и $q_2(b)$ на експонент ојачања N , за различите вредности односа $\sigma_0 E$ [29]	29
Слика 21. Хомогени раст шупљина [60]	29
Слика 22. Шематски приказ срастања шупљина [60]	30
Слика 23. Функција модификоване запремине шупљина f^* [62]	31
Слика 24. Дефинисање површи развлачења преко линија које одговарају GTN критеријуму развлачења и Thomason-овом критеријуму граничног пластичног развлачења [64].....	32
Слика 25. Шематски приказ електрохемијског процеса корозије [65].....	35
Слика 26. Врсте корозије [1]	36
Слика 27. Шематски приказ структуре, изгледа и састава корозионе љуске са карактеристичним изгледом и једињењима која улазе у састав сваког слоја [66]	37
Слика 28. Класификација атмосферске корозије у складу са ISO стандардима [67].....	39
Слика 29. Степен корозије угљеничног челика кроз време за различите атмосферске услове [70]	41
Слика 30. Одређивање времена стабилизације стопе корозије у стационарном стању из графика функције експоненцијалног смањења добијеног на основу података о брзини корозије при различитим временима излагања [69]	41
Слика 31. Дугорочно предвиђање степена корозије на основу линеарног модела за категорије корозивности C1, C2, C3, C4, C5, CX у складу са ISO 9223 [71].....	42

Слика 32. Степен корозије кроз време за челик WS и угљенични челик CS у атмосферама са различитим садржајем SO ₂ [77].....	45
Слика 33. Корозија челика WS у спољашњим атмосферским условима у зависности од концентрације SO ₂ у ваздуху [77].....	45
Слика 34. Варијација стопе корозије угљеничног челика за спољашње услове са садржајем SO ₂ [69]	46
Слика 35. Испитивање атмосферске корозије у околини Атине, Грчка [79].....	47
Слика 36. Корозионе станице за испитивање атмосферске корозије у близини Варшаве [80]	47
Слика 37. Испитивање потапањем узорка у Реакторе 1, 2, 3, 4 у трајању од а) 30 дана, б) 60 дана, с) 90 дана д) 90 дана [81].....	49
Слика 38. Испитивње континуирано потопљене кутије у морску воду и приказ локације на кутији где су извучене епрувете за испитивање [82].....	49
Слика 39. Комора за убрзано старење, тест сланим спрејем [83]	50
Слика 40. LYW-075N комора за убрзано старење, тест неутрални сланим спрејем [9].....	50
Слика 41. Апаратура за извођење Кестерниковог теста (извор www.materianova.be).....	51
Слика 42. Димензије и изглед узорка пре излагања (EN 10002-1).	52
Слика 43. Мерење епрувета пре излагања корозији	53
Слика 44. Положај атмосферских корозионих станица у индустријском комплексу Бора (лева слика са <i>Google Earth</i> -а): (1) у близини фабрике сумпорне киселине (AF); (2) унутар погона електролитичне рафинације (електролизе) (EF); (3) у кругу Института за рударство и металургију, поред станице аутоматског мониторинга квалитета ваздуха Институт у Бору (MP); (4) Фабрика сумпорне киселине; (5) станица аутоматског мониторинга квалитета ваздуха Градски парк у Бору	54
Слика 45. Испитивање епрувета континуалним потапењем у раствор електролита	55
Слика 46. Слана комора за убрзано старење	55
Слика 47. Ограда система за хлађење поред фабрике сумпорне киселине на којој су постављени узорци (лево), у близини станице аутоматског мониторинга квалитета ваздуха Бор-Градски парк (десно).....	56
Слика 48. Кров управне зграде Института за рударство и металургију Бор на коме су постављени узорци. Успод се види станица за аутоматски мониторинг квалитета ваздуха Бор-Институт.....	57
Слика 49. Унутрашњост фабрике електролизе; поглед са унутрашњег балкона на коме су постављени узорци (лево) и приземље у коме се налазе базени у којима се врши електролиза бакарних анода.....	57
Слика 50. Чување контролних узорка у лабораторијски условима	57
Слика 51. Уклањање продуката корозије са епрувета према стандардом дефинисаним условима	58
Слика 52. Кидалица са хидрауличким погоном на којој је извршен експеримент	59
Слика 53. Изглед продуката корозије припремљених за XRD анализу	60
Слика 54. Rigaku Mini Flex 600 (лево) и Autosampler за 6 узорка (десно).....	61
Слика 55. Изглед апаратуре.....	63
Слика 56. Припрема узорка за снимање у SEM-у	63
Слика 37. Излед излаганих узорка на дан завршетка експеримената, пре скидања за чишћење.....	64
Слика 58. Дугорочно предвиђање степена корозије на основу линеарног модела за различите локације AF, EF, MP, SSI, SSII.....	66
Слика 59. Дијаграм сила-померање код групе узорка Е и А, SSI, SSII, EF, AF и MP дебљине 4 mm. .70	
Слика 60. Дијаграм сила-издужење код групе узорка Е и А, SSI, SSII, EF, AF и MP дебљине 6 mm. .71	
Слика 61. Дијаграм сила-издужење код групе узорка Е и А, SSI, SSII, EF, AF и MP дебљине 8 mm. .72	
Слика 62. Х-гау дифрактограм продуката корозије челика S235JR после излагања у трајању од 6 месеци у околини Фабрике сумпорне киселине у Бору.....	75

Слика 63. X-гау дифрактограм продуката корозије челика S235JR после излагања у трајању од 6 месеци у Фабрици електролизе у Бору.....	75
Слика 64. X-гау дифрактограм продуката корозије челика S235JR после излагања у трајању од 6 месеци поред станице аутоматског мониторинга квалитета ваздуха у склопу Института за рударство и металургију у Бору.	76
Слика 65. SEM слике површине лома узорка снимљена при малим увећањима. Узорци дебљине 6mm	77
Слика 66. SEM слике површине лома целог узорка (лево) и детаља са средине узорка (десно) MP3 од S235JR челика, са назначеним местом снимања	78
Слика 67. SEM слика пресеченог некородираниог еталонског узорка	82
Слика 68. SEM слика еталонског узорка са EDS спектром.....	82
Слика 69. Коначни елементи са интерполационим функцијама [48].....	85
Слика 70. Положај интеграционих тачака у коначним елементима са редукованом интеграцијом [48]	85
Слика 71. Регуларни Newton-Raphson-ов метод [110]	87
Слика 72. Геометријска интерпретација методе „средња тачка“ у Gurson-овом моделу [57]	88
Слика 73. Крива сила-издужење [112].....	88
Слика 74. Развлачење нискоугњеничног челика [113]	90
Слика 75. Илустрација процеса калибрације конститутивног <i>Gurson</i> -овог модела на основу испитивања затезањем	92
Слика 76. Утицај <i>Gurson</i> -ових параметара на изглед криве $F-\Delta D$ код округле епрувете од челика S355 [127].	95
Слика 77. Приказ неметаличних инклузија на полираној површини узорка [129]	96
Слика 78. Шематски приказ губитка масе узорка након излагања корозији, представљен у облику иницијалне запремине шупљина.....	96
Слика 79. Експериментална крива сила-померање и одговарајућа крива J2 пластичног модела [28]...98	98
Слика 80. Крива напон дилатација са прогресивном деградацијом оштећења [135]	102
Слика 81. Промена ефективног пластичног померања са променом параметра оштећења [135]	105
Слика 82. Дијаграм интеракције између <i>Abaqus</i> -а и UMAT-а	108
Слика 83. Графички приказ 1/4 узорка који се моделира у <i>Abaqus</i> -у.....	110
Слика 84. Гранични услови 1/4 узорка.....	111
Слика 85. Увођење спољашњег оптерећења преко померања површине	111
Слика 86. Модел са мрежом коначних елемената са дефинисањем опција мреже.....	112
Слика 87. Стварни напон-дилатација за еталонски узорак E3 од S235JR челика	113
Слика 88. Промена помоћне променљиве SDV1 у зависности од померања средишне тачке	114
Слика 89. Промена помоћне променљиве SDV2 у зависности од померања средишне тачке	114
Слика 90. Промена триаксијалности напона са променом ефективног пластичног напрезања	115
Слика 91. Промена помоћне променљиве SDV4 у зависности од померања средишне тачке	116
Слика 92. Запремина шупљина у попречном пресеку узорка EF: (лево) слика попречног пресека узорка након лома, (десно) 3D симулација површине лома у тренутку пропагације шупљина.....	117
Слика 93. Оштећење елемената након иницијације прелине у различитим временским корацима, за узорак поред аутоматске станице за праћење квалитета ваздуха у Институту за рударство и металургију Бор у времену корака 80, 95 и при тоталном лому	117

Слика 94. Запремински удео шупљина у попречном пресеку узорка у сланој комори: (1) на почетку пукотине; (2) крива расподеле напона дуж путање од слободне површине до слободне површине кроз попречни пресек узорка; (3) слика попречног пресека узорка након прелома	118
Слика 95. Дистрибуција запреминског удела шупљина у тренутку лома на примеру узорка EF3	118
Слика 96. Поређење експерименталних и нумеричких крива сила-померање узорка код EF-Електролитичке рафинације дебљине 6 mm	120
Слика 97. Поређење експерименталних и нумеричких крива сила-померање узорка из SSII-Слане коморе у трајању од 240 h дебљине 6 mm.....	120
Слика 98. Поређење експерименталних и нумеричких крива сила-померање узорка код AF-Фабрика сумпорне киселине (AF) дебљине 6 mm	121
Слика 99. Слика површине лома након бинаризације узорка MP3 од челика S235JR	124
Слика 100. Статистичка дистрибуција пречника шупљина на површини лома за узорак MP3	124

Ознаке

Велика слова

E	МПа	Модул еластичности
T	°C	Просечна годишња температура
RH	%	Просечна годишња вредност влажности ваздуха
P_d	$[mg/(m^2d)]$	Просечна годишња вредност концентрације SO ₂ у ваздуху
S_d	$[mg/(m^2d)]$	Просечна годишња вредност концентрације хлорида у ваздуху
UMAT		
Φ		Површ развлачења
I_1, I_2, I_3	МПа	Напонске инваријанте
S_{ij}	МПа	Девијаторски део тензора напона
J_1, J_2, J_3	МПа	Инваријанте девијаторског дела напона
$I'_{\varepsilon 1}, I'_{\varepsilon 2}, I'_{\varepsilon 3}$		Инваријанте девијаторског дела деформација
D		Матрица крутости материјала
C_1, C_2		Параметри који описују врсту напрезања
K		Коефицијент чврстоће
D		Константа материјала
$R(p)$		Крива стварних напона-дилатације материјала

Мала слова

f		Запремина шупљина или порозност (параметер оштећења)
q_1, q_2, q_3		<i>Tvergaard</i> -ови параметри
k		Параметар ојачања
r_{corr}	μm/a	Степен корозије у првој години
$d_1 - d_5$		Параметри лома <i>Johnson-Cook</i> -овог критеријума
d		бездимензионални утицај температуре
r_0		Почетни минимални радијус узорка
c		Параметар који описују врсту напрезања
n		Експонент деформационог ојачања
r		Полупречник шупљине

p

Кумулативна пластична деформација

Велика грчка слова

$\sigma_{0.2}$	МПа	Конвенционална граница развлачења
σ_0	МПа	Напон на граници развлачења материјала
σ_{eq}	МПа	Von Mises-ов еквивалентни напон
σ_m	МПа	Хидростатички напон (средњи напон)
σ_{ij}	МПа	Компоненте тензора напона σ_{11} , σ_{22} , σ_{33} , σ_{12} , σ_{23} , σ_{31}
σ_1 , σ_2 , σ_3		Главни напони
σ_u	МПа	Напон затезања
σ_0^k	МПа	Напон на граници развлачења код чистог смицања
σ_{true}		Стварни напон
$\sigma_{0.1}$	МПа	Напон који одговара трајној пластичној дилатацији од 0,1%
σ_s	МПа	Асимптотски напон постигнут након велике дилатације
σ_1		Стварни напон на почетку настанка пластичне дилатације
σ_k		Константа материјала

Мала грчка слова

δ_{ij}		<i>Kronecker</i> -ов делта симбол
θ	°	Вредност <i>Lode</i> -овог угла
η		Триаксијални напон
ρ_0		Почетни радијус ослабљења узорка
ε_{ij}		Компоненте тензора деформација ε_{11} , ε_{22} , ε_{33} , ε_{12} , ε_{23} , ε_{31}
ε_V , ε_q		Инваријанте дилатације
$\dot{\varepsilon}_0$		Референтни однос дилатације
ε_{eq}^{pl}		Еквивалентна пластична дилатација
$\bar{\varepsilon}_f$		Еквивалентна пластична дилатација у тренутку лома

ε_{true}

Стварна дилатација

ε_0

Однос стварног напона и стварне дилатације

1. УВОДНА РАЗМАТРАЊА

1.1 Мотивација за истраживање

Катастрофална рушења конструкција која се дешавају у свету а и код нас, довели су до интензивнијег истраживања стања пре лома и процену граничне носивости изнад зоне еластичности. Иницирање оштећења је снажно повезано са различитим процесима, као што су корозија и преоптерећење конструкције у току њеног експлоатационог века. Ове појаве редукују период у коме је конструкција погодна за употребу, док у екстремним ситуацијама доводе до тоталног лома конструкције.



Слика 1. Корозиона оштећења вертикалних спрегова на скретној кули у кругу РТБ-а [2]

На слици 1 (слика из РТБ-а) приказана је рупа на носећем елементу настала услед корозије, која значајно смањује носивост. Овакво слабљење пресека и губитак дебљине елемента у околини оштећења, међају локално напонско стање и доводе до редукције носивости. У анализираној ситуацији, материјал је изложен напонском стању које је неповољније од пројектованог и претпостављеног. То доводи до настанка и повећања компоненте напона које су у једноаксијалној анализи биле занемарене. Коначно, може довести до деструкције носећег елемента и лома целе конструкције.

Атмосферска корозија изазива велике проблеме услед разарања различитих материјала, посебно метала и њихових легура. Истраживање корозије у индустријски загађеним срединама

је веома важно, јер корозија утиче на носивост и трајност челичних конструкција, што узрокује огромне трошкове одржавања. Процес корозије се најбрже развија током зимских месеци услед повећања концентрације загађујућих материја у ваздуху, као што су SO_2 , CO_2 , хлоридни јони и прашина. Различите комбинације ових фактора су типичне за индустријска окружења. Најважнији климатски фактори који утичу на процес корозије су релативна влажност ваздуха, број сунчаних сати, температура ваздуха и металних површина, брзина и трајање ветра и учесталост кише, росе и магле. Утицај временских прилика и количине кише је веома важан за карактеризацију разлика између унутрашње и спољашње корозије [3].

Различита испитивања корозије често не пружају стварне и корисне резултате због недовољно прецизно дефинисаних фактора који утичу на корозиони процес. Ради поједностављења овог процеса, често се примењују строго одређене процедуре испитивања, са јасно дефинисаним сталним и променљивим параметрима. Овај приступ олакшава поређење резултата и омогућава сигурније закључке. У познатим светским стандардима ISO (у Европи) и ASTM (у Америци) ове методе су јасно описане.

Испитивања у природним условима се спроводе ради процене агресивности околине и провере ефикасности противкорозионих мера на конструктивним елементима у реалном окружењу. Увек се изводе у стварним условима, у окружењу где ће материјал бити примењен. Резултати се обично чекају дуго и често се изражавају описно, а не квантитативно. На другој страни, лабораторијска испитивања се врше на стандардно дефинисаним узорцима, у вештачки створеним корозионим срединама, при чему се резултати изражавају квантитативно. Основни циљ је симулирати корозивну средину у лабораторијским условима тако да буде агресивнија него при испитивањима у природним условима. Смањење могућности појаве погрешних резултата испитивања може се постићи упоређивањем резултата лабораторијских испитивања са познатим корозионим понашањем узорака у стварним условима. Због тога, резултате лабораторијских испитивања корозије треба посматрати као приближну слику корозионог понашања у природним корозионим условима. [1]

Предмет истраживања у оквиру ове дисертације је деградација челичних елемената услед развоја корозије изазване присуством корозионих агенаса у индустријском окружењу РТБ Бор (Србија). Испитивања у природним условима корозије се обављају на терену, у одабраним станицама за испитивање атмосферске корозије, у близини фабрике сумпорне киселине (у непосредној близини ове фабрике налази се станица за аутоматски мониторинг квалитета ваздуха Бор-Градски Парк), у погону за електролитичку рафинацију (електролиза) и на крову управне зграде Института за рударство и металургију Бор (пored аутоматске станице за праћење квалитета ваздуха Бор-Институт), у трајању од шест месеци. Такође, одређени број примерака, челичних епрувета, испитан је у коморама за убрзано старење и потапањем у раствор из електролизе. Сви узорци су упоређени са референтним узорцима чуваним у лабораторијским условима. За процену отпорности челика S235JR на корозију, коришћена је анализа промене масе и оцена носивости узорака након излагања агресивним срединама у Бору у одређеном временском периоду. Продукти корозије, узети са узорака излаганих корозији, су подвргнути анализи рендгенске дифракције (XRD), а за испитивање површине лома коришћен је скенирајући електронски микроскоп (SEM). Да би се добила потпуна карактеризација корозионе средине, анализирани су метеоролошки подаци који одговарају шестомесечном периоду трајања експеримента у спољашњим условима. Такође, анализиран је период од годину дана (додатних шест месеци након експеримента) да би се одредила категорија корозивности. Разматрано је само загађење SO_2 у овој студији, јер је ово најчешћи и најважнији корозивни агенс. Измерени су и губитак масе услед корозије и механичка својства узорака добијени испитивањем затезањем. Уз помоћ квантитативне анализе резултата теста, могу се конципирати бољи услови убрзања корозионе средине који симулирају стварне природне услове.

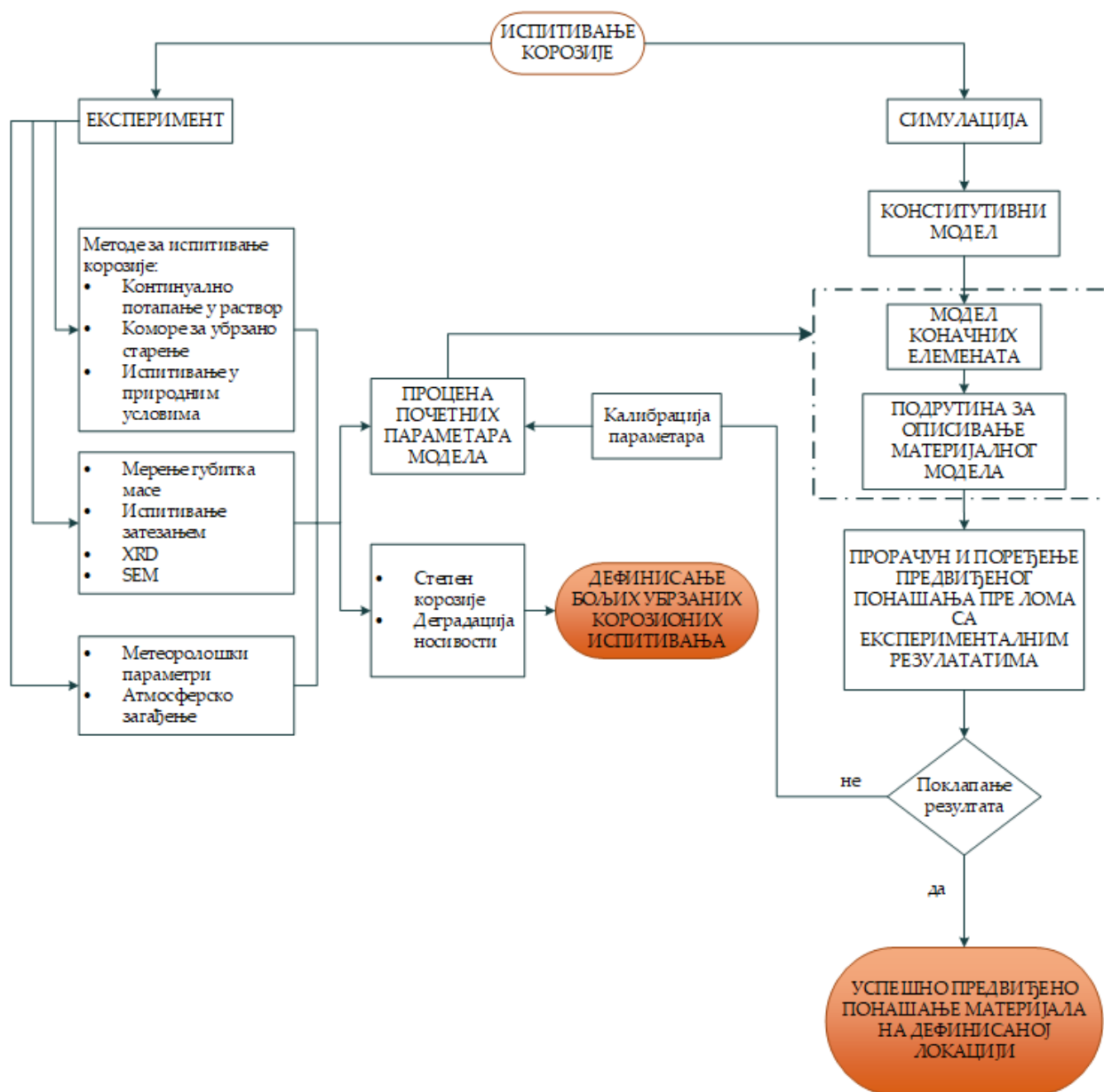
Многи аутори су истраживали закон деградације механичких својстава кородираног челика. Недавна истраживања су показала да корозија нема утицаја на хемијска и механичка својства челика [4] [5]. Међутим, корозија јасно утиче на смањење платоа напона на граници развлачења, напона затезања и зоне формирања врата („*necking-a*“). Утврђено је да се и носивост и дуктилна својства конструкцијског челика смањују са повећањем степена корозије [6] [7]. Даље, корозија утиче и на динамичка својства конструкције (конструкције под дејством корозионих оштећења имају већа убрзања и периоде вибрација) [8]. Ова истраживања су у складу са резултатима објављеним у [9], где је кроз експериментално истраживање показано да локализована концентрација пластичне дилатације и промене у дистрибуцији напона изазване корозионим дефектима имају утицај на раст и развој микрошупљина у области корозионих оштећења. Као резултат, дуктилност елемента је смањена, а коначно напрезање и издужење при лому такође смањени. С друге стране, *Panin* и други [10] су открили да је деградација механичких својстава повезана са климатским условима, са феноменом „*strain aging*„ и интензивним развојем дефеката на микро нивоу. Такође, у арктичким условима процеси деградације структуре се дешавају у дужим временским интервалима.

Губитак материјала услед корозије изазива понашање слично понашању дуктилног материјала код кога долази до стварања, раста и спајања сферних шупљина. Праћење промене својстава материјала услед корозије је важан са аспекта моделирања и предвиђања оштећења у материјалима конструктивних елемената. Први модел који узима у обзир утицај микрооштећења на носивост материјала био је *Gurson-ov* модел [11]. *Tvergaard* [12] [13] је модификовао *Gurson-ov* модел како би узео у обзир интеракцију микрошупљина. Касније, *Tvergaard* и *Needleman* [14] су додатно модификовали *Gurson-ov* критеријум развлачења како би узели у обзир брз губитак носивости током фазе спајања микрошупљина. *Zhang* и његови сарадници [15] извршили су значајну модификацију GTN модела; укључили су *Thomason-ov* критеријум лома и тако добили такозвани комплетан *Gurson-ov* модел (CGM). У CGM-у, критична вредност параметра оштећења се израчунава током нумеричке анализе на основу пластичног граничног оптерећења у лигаментима између шупљина. У овом раду овај приступ је проширен применом CGM-а на елементе са површинским оштећењима, попут оних изазваних локалном корозијом. Горе описани проширени модел оштећења имплементиран је у програм *Abaqus* [16] преко потпрограма за дефинисање материјала UMAT, који је развио *Zhang* [17] [15] [18] [19]. Циљ кориснички дефинисаног потпрограма је да на одговарајући начин симулира понашање и деградацију материјала.

У претходним студијама је калибрација GTN модела за различите инжењерске проблеме укључивала интеграцију резултата експеримената са резултатима нумеричке анализе коначних елемената. У већини студија, изабрано је неколико параметара модела фиксно, а остали се калибришу у току симулације резултата са експериментално добијеном кривом сила-померање. Неки аутори [20] [21] [22], независно један од другог, користили су проценат губитка масе, добијен убрзаним испитивањем корозије, као почетну запремину шупљина кородираних можданика за спрезање, арматурне шипке са корозионим оштећењима и легуре Al 7075-T6. Убрзана испитивања корозије су била: електрохемијски убрзани тест корозије, слана магла и слана комора. Прво је *Wcislik* [23], а затим *Kossakowski* [24] користио експериментални приступ који је укључивао анализу дигиталне слике површине лома челика S235JR за одређивање критичног параметра f_F . *Ding* и сар. [25] су вршили једноосна испитивања затезања на узорку од легуре алуминијума AW 6061. Параметри оштећења GTN модела f_0 и f_F одређени су уз помоћ скенирајућег електронског микроскопа. *Santos* и сар. [26] су мерили ширину узорка у области лома са системом дигиталне корелације слике (DIC) и вредност f_F параметра GTN модела је одређен уз помоћ „*best fit*“ анализе. Такође, други аутори су испитивали површину лома у друге сврхе. На пример, *Wcislik* и *Pala* [27] су користили површину лома поломљеног узорка испитиваног на затезање, направљеног од челика S355J2G3, да би показали да триаксијалност напона утиче не само на интензитет раста шупљина, већ и на њихов облик. У областима са високом триаксијалношћу, шупљине су

сферног облика. *Kiran* и др. [28] одређивали су средњу вредност дистрибуције пластичног напрезања услед раста шупљине ε_N , пошто ε_N диктира почетак иницијације оштећења. Тренутак када крива сила-померање у нумеричким резултатима одступа од експерименталне криве може се узети као процена пластичног напрезања услед раста шупљине. *Tvergaard*-ови параметри q_i зависе од односа напона на граници развлачења f_y и модула еластичности E . Калибрисане вредности q_i приказане су за различите материјале на основу предлога *Faleskog* [29].

Како би се дефинисали одређени параметри конститутивног модела, неопходна је комбинација нумеричких симулација и експерименталних података. Користећи експерименталне податке као основу, развијен је конститутивни модел који показује корелацију између степена корозије и механичких својстава. Битно је истаћи да дефинисање већине ових параметара није једноставно. Не постоји универзални метод за одређивање ових параметара на глобалном нивоу.



Слика 2. Структура експерименталних и нумеричких истраживања докторске дисертације

Докторска дисертација се састоји из три дела: у првом делу су описане експерименталне методе испитивања корозије. У другом, резултати експеримента су систематизовани и анализирани како би се користили за одређивање параметара конститутивног модела. У трећем делу докторске дисертације, представљени су оптимални експериментални услови који тачно описују окружење и нуде најпоузданији ефекат убрзања корозионе средине. Предлаже се коришћење корисничког потпрограма за дефинисање материјала (UMAT) и комплетног Gurson-овог модела (CGM) са усвојеним параметрима. Коначно, криве сила-померање из референтних података испитивања упоређене су са нумеричким резултатима да би се потврдила ефикасност предложеног конститутивног модела кородираниог материјала (слика 2).

Новина у овом раду је у томе што се утврђују параметри који би описивали пропадање материјала у индустријски агресивној средини у Бору, за стопу корозије на овом локалитету и за аксијално напрезање, како би се могли применити у инжењерској пракси. Колико је аутору ове студије познато, ови параметри још увек нису утврђени у Србији, како би се омогућило коришћење овог напредног модела у предвиђању чврстоће, дуктилности и места настанка лома, али и трајности конструкције до лома.

Поред тога, на примеру епрувете са симулираним корозионим оштећењима показано је да овај приступ омогућава анализу иницирања прслине у структурама без почетне пукотине, будући да при достизању критичне вредности параметра оштећења, у зонама израженог пластичног деформисања, долази до губитка носивости материјала.

1.2 Задаци и циљеви истраживања

Рад на овој теми има следеће циљеве:

- дефинисање основних принципа и поступака испитивања опште корозије у реалним условима експлоатације и у лабораторијски симулираним условима на челичним епруветама
- одређивање стопе корозије метала на основу мерења губитка масе
- дефинисање предлога конститутивног модела који би описао тензионо понашање кородираних елемената;
- упоредну оцену резултата добијених нумеричким предвиђањима конститутивним моделима и експерименталним мерењима.

Задаци истраживања током израде докторске дисертације проистичу из постављених циљева:

- прикупљање, систематизација и критичка анализа претходних истраживања у области корозије метала и његових легура у индустријски агресивним срединама;
- припрема експеримента - израда плана и програма сопственог експерименталног истраживања;
- експериментално испитивање хемијских и физичко-механичких карактеристика челичних епрувета, претходно изложених атмосферској корозији на различитим локалитетима и инхибиторима корозије, као и симулирање корозије у лабораторијским условима;
- експериментално испитивање понашања челичних епрувета на аксијално затезање након излагања, мерено до лома;
- статистичка обрада сопствених експерименталних резултата и резултата из литературе;
- прикупљање података мерењем губитка масе и њихова имплементација у конститутивни модел;

- упоредна оцена резултата мерења губитка масе узорака изложених атмосферској корозији и узорака који су кородирали у симулираним условима;
- оцена могућности примене конститутивних модела који описују понашање материјала под дејством корозије;

Избор и оцена модела су производ детаљних претходних нумеричких и експерименталних анализа, као и сопственог експерименталног истраживања. Циљ је да се адекватно дефинишу основни принципи и поступци моделирања челичних елемената услед развоја корозије у реалним условима експлоатације и у лабораторијски симулираним условима. Експериментално добијени параметри су даље коришћени у анализи за описивање еласто-пластичног понашања кородираних елемената. Дата је упоредна оцена резултата добијених нумеричким предвиђањима конститутивних модела и експерименталним мерењима.

1.3 Методологија истраживања и полазне хипотезе

У оквиру истраживања примењене су експерименталне, нумеричке и аналитичке методе:

- критичка анализа и синтеза постојећих резултата из ове области; прикупљање доступних података сличних истраживања из стручне литературе;
- експериментално испитивање; израда узорака, испитивања у природним условима и убрзана корозиона испитивања у вештачки створеним корозионим срединама; утврђивање механичких својстава узорака након излагања кроз стандардно испитивање епрувета на затезање;
- систематизација, критичка анализа и статистичка обрада података;
- примена нумеричке анализе методом коначних елемената на основу усвојених параметара конститутивног модела;
- анализа добијених резултата;
- компаративна анализа понашања челичних епрувета нумеричким предвиђањем и експерименталним мерењем;

1.4 Организација дисертације

Садржај докторске дисертације је изложен у седам поглавља. Након уводног разматрања које је приказано у Поглављу 1 следи:

Поглавље 2: У овом поглављу су дате теоријске основе на којима се заснива истраживање у докторској дисертацији. Приказане су основне теорије механике лома. Посебна пажња је посвећена локалном, савременом, приступу дуктилном лому метала. Дат је и историјски преглед постојећих конститутивних модела. Највећа пажња је посвећена конститутивним моделима који описују деградацију материјала без почетних оштећења.

Поглавље 3: У трећем поглављу је извршен преглед претходних истраживања. Анализирана је поставка експеримента за убрзана корозиона испитивања и за испитивања у природним условима. Дат је посебан осврт на испитивања на основу чијих су резултата усвојени параметри конститутивног модела. Описан је начин квантитативног дефинисања степена корозије.

Поглавље 4: У овом поглављу детаљно су приказана сопствена експериментална испитивања. Добијени резултати су приказани и анализирани.

Поглавље 5: У петом поглављу формулисан је примењени конститутивни модел за примену код челичних елемената под дејством корозије. Усвојени су параметри који дефинишу пропадање материјала на изабраном локалитету града Бора.

Поглавље 6: Поглавље 6 се односи на описивање нумеричке анализе. Направљен је модел који симулира понашање затегнутих елемената претходно излаганих корозији уз помоћ подрутине. Приказана је упоредна анализа експерименталних и нумеричких резултата.

Поглавље 7: Завршно поглавље даје опште закључке истраживања и препоруке за даљи рад.

2. ТЕОРИЈСКЕ ОСНОВЕ МЕХАНИКЕ ЛОМА

2.1 Увод

У овој дисертацији је разматран настанак дуктилног лома у елементима са корозионим оштећењима у симулираним и реалним условима. Проучавање понашања металних материјала под дејством корозије је од великог значаја у обезбеђивању животног века конструкција. Интензивним развојем нумеричких модела, могуће је анализирати и предвидети понашање комплексних проблема дуктилног лома, при различитим стањима и условима оптерећења.

Механизам дуктилног лома обухвата настанак шупљина у материјалу и њихов раст и спајање под дејством спољашњег оптерећења. Шупљине до чије појаве у материјалу долази током дуктолног лома се деле на примарне и секундарне, према групи честица око којих настају. Након настанка шупљина, долази до њиховог раста под дејством спољашњег оптерећења, што представља другу фазу дуктолног лома. До губитка носивости материјала овим механизмом лома долази услед спајања шупљина, односно локализовања деформације у лигаментима између њих.

Применом “глобалног приступа”, односно еласто-пластичне механике лома, немогуће је адекватно обухватити сложени механизам оштећења материјала. Насупрот томе, локални приступ се показује погоднијим за описивање дуктилног лома, јер се параметри за дефинисање оштећења одређују управо на критичним тачкама структуре, односно на локалном нивоу.

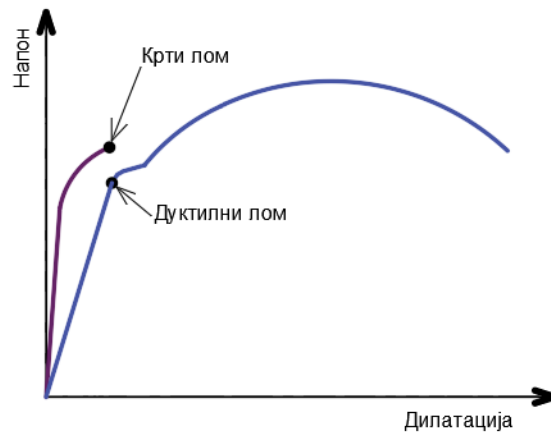
За одређивање ових локалних поља напона најчешће се користи метода коначних елемената (МКЕ). Међутим, примена МКЕ у локалном приступу дуктилном лому је знатно ширира, и обухвата коришћење микромеханичких модела за описивање оштећења материјала.

2.2 Механизми лома и теорије које их описују

Постоје многи механизми лома који описују различите феномене понашања материјала [30], као што су:

- крти лом, код кога долази до формирања микропукотина и њиховог пораста са врло малом пластичном деформацијом и
- дуктилни лом, код кога долази до нуклеације, раста и удруживања шупљина са значајном пластичном деформацијом

У анализи грађевинских конструкција, код дуктилних материјала, лом се дефинише на почетку пластичних деформација, односно на граници развлачења, док се код кртих материјала лом дефинише баш код отказа конструкције (слика 3). Крти лом је обично последица цепања, када долази до раздвајања дуж специфичних кристалографских равни.



Слика 3. Дијаграми напон-дилатација у случају дуктилног и кртог лома

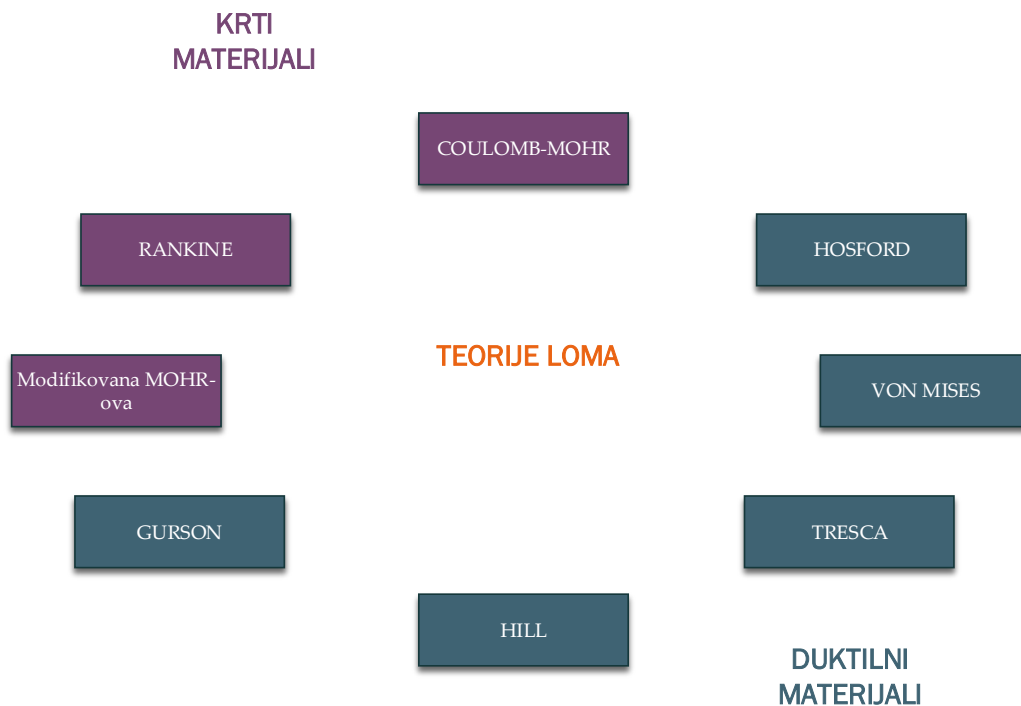
Лом је могуће предвидети само код једноосијалног оптерећења, али већ код сложеног напонског стања, лом је веома тешко предвидети. Управо тада је потребно применити, за дати случај, одговарајућу теорију лома, за коју знамо да је применљива на одређене случајеве.

Због фундаментално другачијег приступа, теорије које су применљиве при анализи дуктилног лома, нису применљиве код кртог лома и обрнуто (слика 4).

Већина теорија лома се описују функцијама које зависе од главних напона, напона на граници развлачења и напона затезања.

$$\Phi(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) = \sigma_0, \sigma_u \quad 2.1$$

Најбитнија карактеристика теорије лома је дефиниција по којој хидростатички напон не изазива развлачење код дуктилних материјала.



Слика 4. Теорије лома за крте и дуктилне материјале

2.3 Локални приступ дуктилном лому

Конвенционалне теорије механике лома све више заостају за савременим теоријама, зато што не узимају у обзир микрооштећења у најнапрегнутијој зони елемента. У последњим годинама, локални приступ и микромеханички модели се све више користе како би се описао дуктилни лом, замор материјала, развлачење итд. Једна од значајнијих предности ових модела, у односу на класичне моделе механике лома, је што више није неопходно познавати положај и величину прслине у елементима пре анализе.

Постоје различити приступи за описивање механизма дуктилног лома и могу се поделити на две групе (слика 5):

- класичне методе механизма механике леме и
- модерне методе механизма лома (савремени приступ)



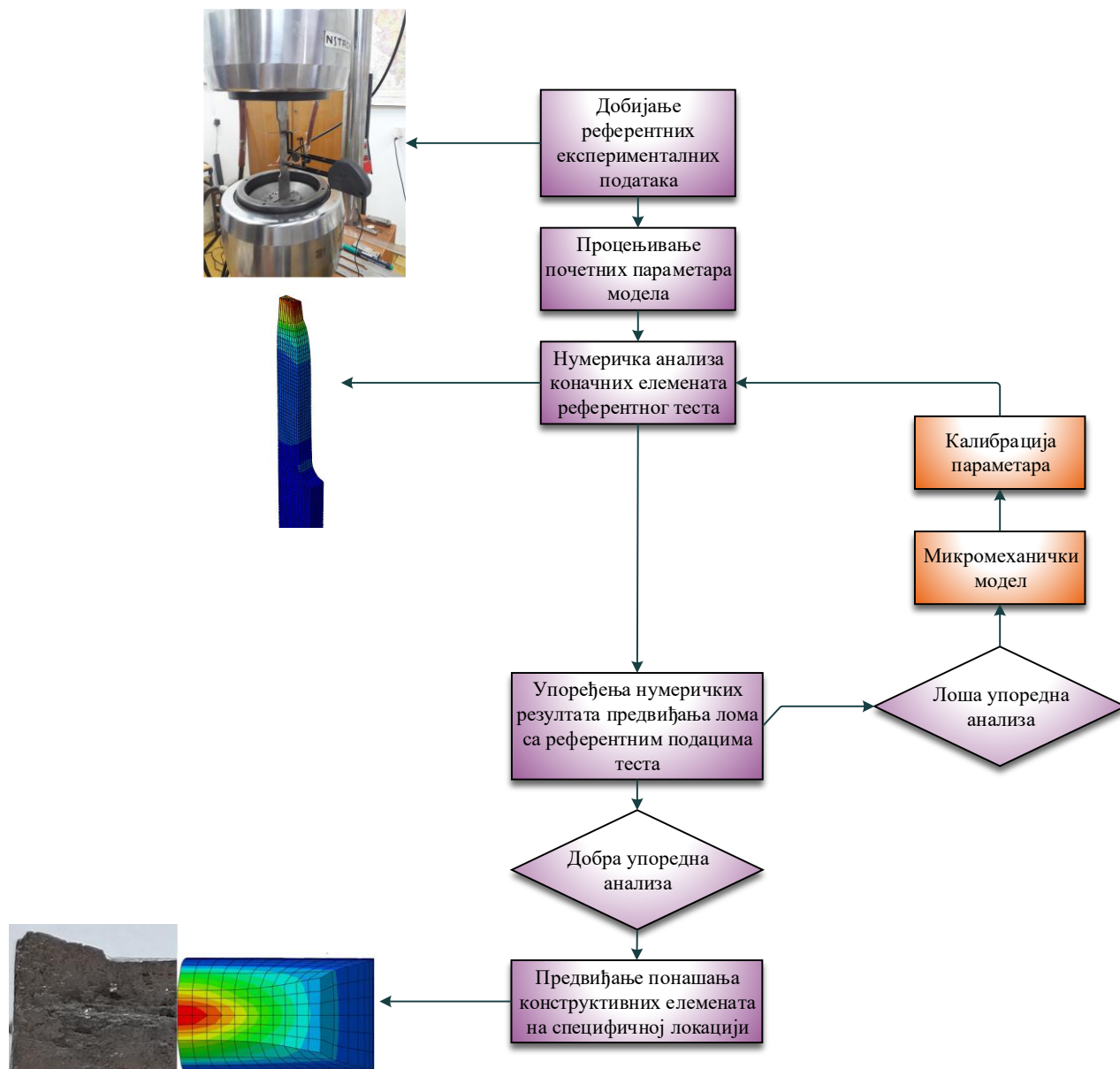
Слика 5. Шематски приказ механизма дуктилног лома

Код класичног приступа се користе методе које не доводе до лома и углавном се користе за одређивање проблема граничне носивости. Класичним методама се дефинишу два популарна приступа, $R6$ и J -integral. Ове методе не узимају у обзир параметер оштећења материјала, већ само еквивалентни напон или еквивалентну дилатацију. Оне имају макроскопски приступ, јер анализирају цео конструктивни систем како би описали криву сила-померање до тренутка лома. Основе претпоставке ове методе леже у примени еласто-пластичне анализе заједно са критеријумом лома. Критеријум лома је једноставан; потребно је одредити вредност напона или дилатације при лому. На крају сваког инкремента потребно је одредити еквивалентни или ефективни напон/дилатацију. Уколико је ова вредност већа или једнака са напоном/дилатацијом при лому (одређени тестом затезања), онда је дошло до лома материјала у интеграционој тачки. Недостатак ове методе је очигледан, због тога што не укључује параметер оштећења у анализу.

Механизам дуктилног лома обухвата настанак шупљина у материјалу и њихов раст и спајање под дејством спољашњег оптерећења. Настанак шупљина се одвија кроз лом честица или њихово одвајање од металне основе. Поједностављени опис динамике ових појава подразумева поделу честица око којих настају шупљине на две групе. Прву групу чине веће честице, које се леме или одвајају од основе при малим вредностима спољашњег оптерећења; код челика су то пре свега неметални укључци. До настанка шупљина око друге групе честица долази тек у поодмаклој фази лома. У складу са наведеном поделом, шупљине до чије појаве у материјалу долази током дуктилног лома се деле на примарне и секундарне, према групи честица око којих настају. Након настанка шупљина, долази до њиховог раста под дејством

спољашњег оптерећења, што представља другу фазу дуктилног лома. До губитка носивости материјала овим механизмом лома долази услед спајања шупљина, односно локализовања деформације у лигаментима између њих.

С обзиром да се ова дисертација бави дуктилним ломом челичних елемената након деградације услед корозије, потребно је познавати и понашање ових материјала под дејством спољашњег оптерећења, без почетне прслине, али са другим оштећењима.



Слика 6. Шематски приказ локалног приступа дуктилном лому [31]

Локални приступ и микромеханичко моделирање имају значајну предност у односу на класични приступ механике лома, јер њихови параметри зависе само од материјала, не од геометрије. Ово недвосмислено значи да уколико је познат мали део материјала, овај приступ се може применити на реалне конструкције, независно од њиховог облика и димензије. Није потребно да у материјалу претходно постоји пукотина, јер ће се и у неоштећеним структурама јавити пукотина уколико локална деградација материјала пређе критичну вредност.

Усвајање дефинисаних микромеханичких параметара изискује примену методологије која комбинује експерименталне резултате и нумеричку симулацију (слика 6). Есенцијални проблем ове методе је неопходно искуство, пре свега у одабиру микромеханичког модела, а затим и у одређивању одговарајућих параметара и пренос са експерименталних узорака на

реалне конструкције. Решавање ових проблема анализе параметра је саставни део ове докторске дисертације.

У овом раду је изабран *Gurson*-ов модел за анализу деградације материјала. *Gurson*-ов модел и његове екстензије се широко користе при решавању различитих инжењерских проблема. У складу са важећим стандардима, *Gurson*-ов модел и његова екстензија GTN модел је основни модел код прорачуна оштећења, који се препоручује за анализу конструкција зграда у хитним случајевима, од стране Европске комисије *JRC-ECCS* за даљи развој Еурокодова. У свом научно-техничком извештају, Европска комисија *JRC-ECCS* [32] препоручује микромеханичке моделе за описивање дуктилног лома челика. Од објављивања извештаја је дошло до пораста интересовања за ову област, мада и даље посебност сваког случаја представља проблем који ограничава ширу примену.

Одређивање материјалних параметара не зависи од методе коначних елемената, већ од метода тестирања материјала. Најзначајније је испитивање затезањем са мерењем редукције пречника, стварање врата и издужење.

2.4 Теорије пластичности

Конститутивни микромеханички модели описују нелинеарно понашање материјала који припадају теорији пластичности. Сваки од ових конститутивних модела могуће је користити у формулацији закона развлачења, уз примену одређеног закона ојачања (*hardening*). За описивање модела, потребно је знати основне принципе механике континуума и линеарно-еластичну и пластичну механику лома. У наставку рада ће бити описани доприноси као што је еласто-пластични конститутивни закон оштећења, механика континуума као и критеријум лома.

Феноменолошки приступ еласто-пластичног је описан овом раду. Дефинише се уз помоћ три хипотезе:

- Почетна површ развлачења дефинисана у простору главних напона, при чему се ова функција такође назива пластични критеријум развлачења. Може бити изотропна (*Von Mises, Tresca*) или анизотропна (*Hill, Barlat*)
- Закон ојачања, који описује промену и развој облика, величину и позицију површине развлачења услед деформације. Подељен је у две категорије, изотропно и кинематичко ојачање. Изотропно очвршћавање моделира ширење површине развлачења без промене облика, док кинематичко очвршћавање које се назива и анизотропно очвршћавање описује померање површине развлачења у простору напона.
- Закон развлачења који одређује везу између стања напона и “брзине” вектора пластичних деформација.

У првој хипотези описује се површ развлачења у простору главних напона. У овој хипотези функција која описује површ развлачења, математички описује почетну површ развлачења. Ако се претпостави да се материјал понаша еластично само до одређене величине напона, може се у тродимензионалном напонско-деформационом простору дефинисати површ развлачења (попуштања). Површ развлачења, односно услов развлачења је функција напонског стања и параметра k који контролише величину површи и назива се још и параметар ојачања:

$$\Phi = \Phi(\sigma, k) \quad 2.2$$

Унутар површи развлачења $\Phi < 0$, деформације су чисто еластичне. Ако путања напона дође до површи развлачења $\Phi = 0$, материјал почиње да трпи пластичне деформације. Површ

развлачења, у напонском простору, представља област могућих напонских стања, тако да стање $\Phi > 0$ није могуће.

Друга хипотеза, која се назива и закон развлачења или механизам пластичног деформисања, описује однос између прираштаја пластичних запреминских и смичућих деформација. Вектор који представља прираштај пластичних деформација управан је на површ пластичног потенцијала.

Формулисање еласто-пластичних модела укључује одређивање површи развлачења која ограничава напонско подручје, где је понашање материјала еластично, као и одређивање површи пластичног потенцијала, која управља механизмом пластичног деформисања када се напонска тачка налази на површи развлачења.

Трећа хипотеза, закон ојачања, описује промену облика, величине и позиције површи развлачења у току деформације. Подељена је на две категорије: изотропно и кинематичко ојачање.

Закон ојачања представља критеријум за наставак развлачења након што је достигнута граница развлачења и повезује величину пластичне дилатације са величином прираштаја напона када материјал пролази по површи развлачења и долази до очвршћавања материјала. Такође, закон ојачања повезује пластичне дилатације са параметром ојачања. У случају да се површ развлачења при ојачању шири у свим правцима и при том задржава свој почетни облик, онда она описује изотропно ојачање материјала. Кинематичко (анизотропно) ојачање претпоставља трансляцију или ротацију површи развлачења уз задржавање првобитног облика.

Током пластичног развлачења, увек мора бити испуњен услов: $\Phi = 0$, односно напонска тачка увек остаје на површи развлачења током пластичног деформисања.

2.4.1 Механика континуума

Конститутивно моделирање материјала захтева сет математичких једначина базираних на основним принципима механике континуума.

За познавање стања напона у једној тачки тела изложених дејству спољних сила потребно је познавати напоне у три међусобно управне равни. Тако се може одредити укупни напон у произвољној равни која пролази кроз задату тачку деформисаног тела. Девет компоненталних напона (три нормална и шест смичућих) који се јављају у поменутих равнинама одређују напонско стање у посматраној материјалној тачки. Скуп компонената напона представља тензор напона:

$$\sigma_{ij} = \sigma = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \quad 2.3$$

Постоје равни у којима се не јављају смичући напони. Те равни се називају главне равни, а нормални напони за те равни су главни напони. Тензор напона се тада може представити као:

$$\sigma_{ij} = \sigma = \begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{pmatrix} \quad 2.4$$

Главни напони су својствене вредности тензора напона и могу се одредити из карактеристичне једначине:

$$\sigma^3 - I_1 \sigma^2 + I_2 \sigma - I_3 = 0 \quad 2.5$$

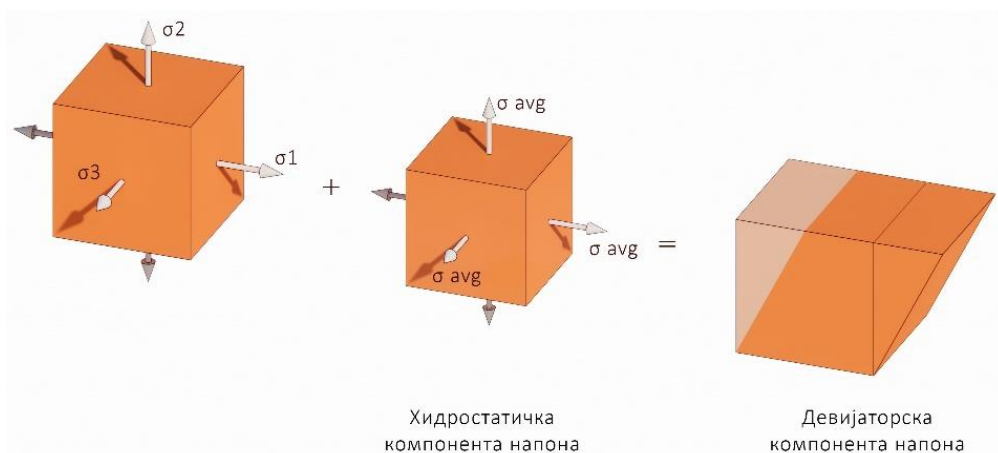
Коефицијенти карактеристичне једначине се називају напонске инваријанте I_1 , I_2 , I_3 и дефинисане су као:

$$I_1 = \sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33} \quad 2.6$$

$$I_2 = \sigma_{11}\sigma_{22} + \sigma_{22}\sigma_{33} + \sigma_{33}\sigma_{11} - \sigma_{12}^2 - \sigma_{23}^2 - \sigma_{31}^2 \quad 2.7$$

$$I_3 = \det(\sigma) \quad 2.8$$

Тензор напона се може разложити на сферни (хидростатички) и девијаторски део (слика 7).



Слика 7. Разлагање тензора напона на сферни и девијаторски део

Сферни део је дат изразом:

$$\sigma_m = \sigma_{ij}^p = \frac{I_1}{3} \sigma_{ij} \quad 2.9$$

Девијаторски део тензора напона добија се одузимањем хидростатичке компоненте од сваке компоненте главних напона и може се представити следећим изразом:

$$S_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \delta_{ij} \quad 2.10$$

где је δ_{ij} Kronecker-ов делта симбол за који важи да је $\delta_{ij} = 1$ за $i = j$ и $\delta_{ij} = 0$ за $i \neq j$.

Код хидростатичких напона, три главна напона су увек једнака и нема смичућих напона, због тога ова компонента напона представља средњу вредност три главна напона. Управо компонента смичућих напона изазива развлачење код дуктилних материјала.

Сферни и девијаторски део тензора напона се могу представити и у форми матрице:

$$\sigma = \begin{pmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{zx} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \sigma_m & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_m & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_m \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} \sigma_x - \sigma_m & \tau_{xy} & \tau_{zx} \\ \tau_{xy} & \sigma_y - \sigma_m & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{yz} & \sigma_z - \sigma_m \end{pmatrix} \quad 2.11$$

Да би се дала физичка интерпретација сферног и девијаторског дела тензора напона може се користити Mohr-ов круг. За хидростатичку компоненту напона Mohr-ов круг се своди на једну тачку, једнаку средњој вредности три главна напона. Померање Mohr-ов круг по хоризонталној оси означава повећање у хидростатичкој компоненти напона, док се повећање кругова, без промене центра, тј. положаја средњег напона, објашњава повећањем девијаторске компоненте напона. Лом дуктилних материјала зависи само од девијаторског дела тензора напона, док је независан од хидростатичке компоненте напона.

По истом принципу као за тензор укупних напона могу се добити инваријанте девијаторског дела напона:

$$J_1 = S_{11} + S_{22} + S_{33} \quad 2.12$$

$$J_2 = S_{11}S_{22} + S_{22}S_{33} + S_{33}S_{11} - S_{12}^2 - S_{23}^2 - S_{31}^2 \quad 2.13$$

$$J_3 = \det(S) \quad 2.14$$

За комплетно дефинисање положаја напонске тачке користећи инваријанте, потребно је укључити и трећу инваријанту девијаторског дела напона и то кроз *Lode*-ов угао θ у следећем облику:

$$\theta = -\frac{1}{3} \arcsin\left(\frac{3\sqrt{3}J_3}{2J_2^{3/2}}\right) \quad 2.15$$

Вредност *Lode*-овог угла се креће у границама $-30^\circ \leq \theta \leq 30^\circ$. Вредност $\theta = 30^\circ$ одговара стању триаксијалне компресије, док вредност *Lode*-овог угла $\theta = -30^\circ$ одговара стању триаксијалне екстензије. Овде је битно нагласити да је *Lode*-овог угао, поред триаксијалног напона, параметар који дефинише дуктилни лом. Он одређује угао ротације девијаторне равни око хидростатичке осе и има вредност од -1 до 1.

У складу са претходним приказом напонског стања, могу се описати и деформацијска стања. Тензор деформација је:

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} & \varepsilon_{32} & \varepsilon_{33} \end{pmatrix} \quad 2.16$$

Тензор деформације се може представити и као збир сферног и девијаторског дела:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{3} \varepsilon_V \delta_{ij} + \varepsilon'_{ij} \quad 2.17$$

и инваријанте девијаторског дела деформација су:

$$I'_{\varepsilon 1} = \varepsilon'_{11} + \varepsilon'_{22} + \varepsilon'_{33} \quad 2.18$$

$$I'_{\varepsilon 2} = \varepsilon'_{11}\varepsilon'_{22} + \varepsilon'_{22}\varepsilon'_{33} + \varepsilon'_{33}\varepsilon'_{11} - \varepsilon'^2_{12} - \varepsilon'^2_{23} - \varepsilon'^2_{31} = \frac{1}{2} \varepsilon'_{ij}\varepsilon'_{ij} \quad 2.19$$

$$I'_{\varepsilon 3} = \det(\varepsilon') \quad 2.20$$

Деформација се може разложити на сферни (деформација промене запремине) и девијаторски део (деформација промене облика), што се описује одговарајућим инваријантима деформације:

$$\varepsilon_V = I_{\varepsilon 1} = \varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33} \quad 2.21$$

$$\varepsilon_q = 2 \sqrt{\frac{1}{3} I'_{\varepsilon 2}} = \sqrt{\frac{2}{3} \varepsilon'_{ij}\varepsilon'_{ij}} \quad 2.22$$

Односно:

$$\varepsilon_q = \sqrt{\frac{2}{3} \left[\left(\varepsilon_{11} - \frac{\varepsilon_V}{3} \right)^2 + \left(\varepsilon_{22} - \frac{\varepsilon_V}{3} \right)^2 + \left(\varepsilon_{33} - \frac{\varepsilon_V}{3} \right)^2 + \frac{1}{2} (\gamma_{12}^2 + \gamma_{23}^2 + \gamma_{31}^2) \right]} \quad 2.23$$

Инваријанта ε_V представља меру промене запремине која је пропорционална волуметријској или сферној компоненти деформације, а ε_q описује меру дисторзије.

2.4.2 Еласто-пластично понашање материјала

Основна разлика између еластичног и пластичног понашања материјала је у томе да материјали који имају еласто-пластично понашање имају трајне, неповратне деформације које нису карактеристичне за идеално еластичне материјале. Појава трајних, пластичних деформација може се повезати са неким процесима унутар структуре материјала. Основна претпоставка је да се укупна дилатација може приказати као збир повратне, еластичне и неповратне, пластичне дилатације, под условом малих деформација:

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p \quad 2.24$$

Еластичне деформације су најчешће дефинисане *Hooke*-овим законом и зависе од нивоа напона, док су пластичне деформације у директној вези са историјом напона и деформација и нису једнозначно одређене. Коришћењем уобичајених приступа класичне теорије пластичности, укупан напон σ у одређеном тренутку времена t може се изразити не само као функција тоталне дилатације ε у тренутку времена t , већ и као функција историје напона и деформација.

Историја напона и деформација материјала обично се узима у обзир имплицитно, увођењем унутрашњег параметра k , за који се прописује одређени закон развоја. Понашање еластопластичног материјала се описује под следећим претпоставкама:

- Веза напон-дилатација за еластични материјал која описује однос између укупног напона и еластичне дилатације, гласи: $\sigma = D\varepsilon_e$, где је D матрица крутости материјала и
- Услов развлачења, који одређује при ком стању напона почиње пластично развлачење. Услов развлачења се може изразити као функција вектора напона и унутрашњег параметра k :

$$\Phi = (\sigma, k) = 0 \quad 2.25$$

Уколико је вредност функције развлачења мања од нуле, претпоставља се да је стање напона еластично и да нема пластичног развлачења. Стање при коме функција развлачења постаје већа од нуле није допустиво.

Теорија пластичности користи се традиционално за моделирање материјала који су дуктилни, као нпр. метали. За метале је карактеристично тзв. очвршћавање што значи да након појаве пластичних деформација носивост (чврстоћа) расте. Према теорији пластичности, материјал и у нелинеарном подручју остаје линеарно еластичан док се нелинеарност преписује тзв. пластичним деформацијама које су неповратне. То значи да након растерећења материјал добија трајне деформације.

2.4.2.1 *Johnson-Cook*-ов критеријум (услов развлачења)

Овај критеријум, коју су објавили *Johnson* и *Cook* [33], представља специјални случај дуктилног услова у коме еквивалентна пластична дилатација на почетку оштећења ε_{eq}^{pl} има следећи облик:

$$\varepsilon_{eq}^{pl} = [d_1 + d_2 \exp(-d_3 \eta)] \left[1 + d_4 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}^{pl}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] (1 + d_5 d), \quad 2.26$$

где су d_1 до d_5 параметри лома, а $\dot{\varepsilon}_0$ је референтни однос дилатације. Код већине елемената опада вредност ε_{eq}^{pl} док се повећава триаксијални напон; због тога d_3 у претходној једначини обично има позитивну вредност. d је бездимензионални утицај температуре, дефинисан као:

$$d \equiv \begin{matrix} 0 & \text{za } d < d_{transition} \\ (d - d_{transition}) / (d_{melt} - d_{transition}) & \text{za } d_{transition} \leq d \leq d_{melt} \\ 1 & \text{za } d > d_{melt} \end{matrix} \quad 2.27$$

где је d тренутна температура, d_{melt} је температура топљења, а $d_{transition}$ је прелазна температура дефинисана као вредност за коју или испод које не постоји температурна зависност на дилатацију оштећења ε_{eq}^{pl} .

Услов *Johnson-Cook* се може користити у комбинацији са *von Mises*-овим, *Hill*-овим и *Drucker-Prager*-овим моделима пластичности, укључујући и једначине стања. Када се користи у комбинацији са *Johnson-Cook* пластичним моделом, одређене вредности топљења и прелазне температуре морају бити исте као и вредности одређене при дефинисању пластичности. *Johnson-Cook*-ов закон развлачења се може користити заједно са другим условима, укључујући и дуктилне услов развлачења; сваки од ових услова се одређује независно.

2.4.2.2 Von Mises-ова теорија лома

Ова теорија се најчешће користи код дуктилних материјала. Често се назива и теоријом максималне дисторзионе енергије, због претпоставке да се развлачење не догађа све док се максимална дисторзиона енергија неизједначи са дисторзионом енергијом на граници развлачења код једноаксијалног теста на затезање.

Још један начин математичког дефинисања ове теорије је преко друге инваријанте девијаторског дела напона. Критеријум за настанак развлачења дуктилног материјала је када ова инваријанта достигне критичну вредност:

$$J_2 = \sigma_0^k \quad 2.28$$

У овом изразу σ_0^k је напон на граници развлачења код чистог смицања. Да би се овај напон једноставније одредио, напон на граници развлачења код чистог смицања се дефинише уз помоћ познате вредности напона на граници развлачења код затезања σ_0 :

$$\sigma_0^k = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \quad 2.29$$

Комбинујући две претходне једначине, *Von Mises*-ов критеријум се може изразити као:

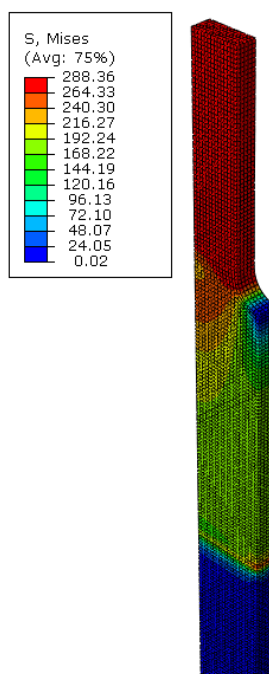
$$\sigma_{eq} = \sigma_0 = \sqrt{3J_2} \quad 2.30$$

И на крају, ако се J_2 изрази преко главних компоненталних напона добија се следећи израз:

$$\sigma_0 = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2]} \quad 2.31$$

еквивалентни *Von Mises*-ов напон

Овај израз је независан од хидростатичке компоненте напона, а $\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}, \sigma_{12}, \sigma_{23}, \sigma_{31}$ су компоненте тензора напона σ_{ij} , σ_0 је напон на граници развлачења. Означени израз са десне стране се назива еквивалентни *Von Mises*-ов напон σ_{eq} и ако је већи од напона на граници развлачења посматраног материјала, долази до пластичних деформација. Управо због ове хипотезе еквивалентни *Von Mises*-ов напон се често користи при анализи резултата из софтвера који раде не принципу методе коначних елемената, како би се показале и означиле области у којима постоји ризик од појаве развлачења (слика 8).

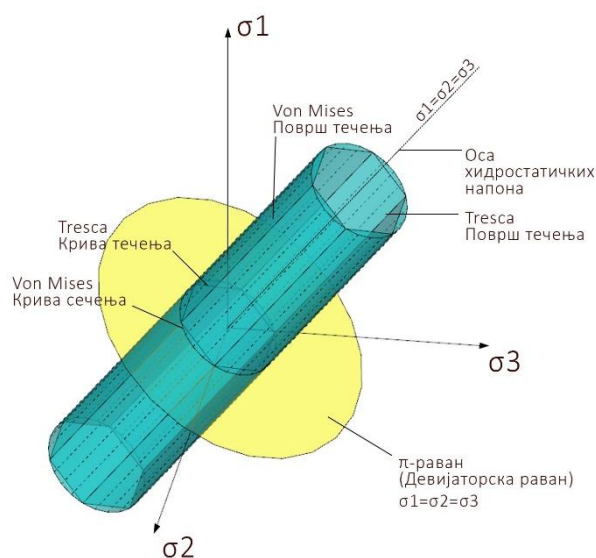


Слика 8. Пример приказа резултата еквивалентног Von Mises-овог напона из програма ABAQUS

2.4.2.3 Површ развлачења

Када се упоређују теорије лома, корисно је да се прикажу и њихове површи развлачења. Површи развлачења представљају приказ теорије лома у простору главних напона. У тродимензионалном простору, површ развлачења се представља отвореним цилиндром, који је оријентисан тако да са свим главним напонима образује исти угао. Цилиндар је издужен у правцу хидростатичке компоненте напона. Површ развлачења одређује почетак развлачења за неко стање напона. Стање напона које дефинише тачку унутар цилиндра представља еластично понашање, док тачка ван цилиндра дефинише развлачење материјала.

Са слике 9 може се закључити да је теорија *Tresca* конзервативнија у односу на теорију *Von Mises*-а, зато што покрива већи део експерименталних истраживања.



Слика 9. Приказ површи развлачења теорије лома по *Tresca*-и и по *Von Mises*-у [34]

2.4.2.4 Триаксијални напон

Важан параметар, који такође објашњава феномен дуктилног лома, је и триаксијални напон η или троосност напона, који описује утицај вишенатонског стања на конструктивни елемент и мења се са порастом напрезања (слика 10). Дефинисан је као однос средњег, хидростатичког, напона σ_m (који је повезан са променама запремине) и *Von Mises*-овог еквивалентног напона σ_{eq} (који је повезан са променама облика):

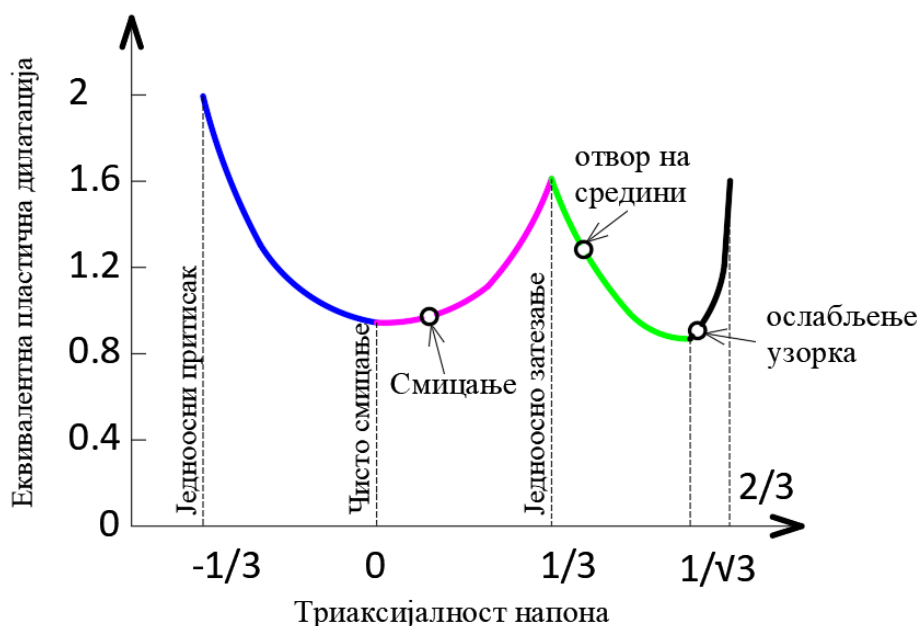
$$\eta = \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} = \frac{\frac{1}{3}(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})}{\sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2]}} \quad 2.32$$

Анализом вредности из великог броја студија, дошло се до закључка да је ефекат овог односа највећи када је његова вредност изнад јединице.

Сложено напонско стање се најчешће анализира уз помоћ елемената оптерећеног на затезање, са ослабљењима пресека на средини. Ослабљење симулира сужавање (*necking*) које је примећено код узорака. Јавља се као резултат појаве пластичности у зони великих локалних деформација. Почетно стање напона може бити дефинисано избором одговарајуће геометрије, односно величином ослабљења. Сложено напонско стање је дефинисано тзв. триаксијалним напоном. За штап кружног попречног пресека са ослабљењем, почетна вредност триаксијалног напона се одређује уз помоћ *Bridgman*-овог решења [35]. За средњу раван ослабљења триаксијалност напона је одређена следећим изразом:

$$\eta = \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} = \frac{1}{3} + \ln\left(\frac{r_0}{2 \cdot \rho_0} + 1\right) \quad 2.33$$

где је $\sigma_m = (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})/3$ – средњи нормални напон, σ_{eq} – еквивалентни напон, r_0 – почетни минимални радијус узорка, ρ_0 – почетни радијус ослабљења узорка.



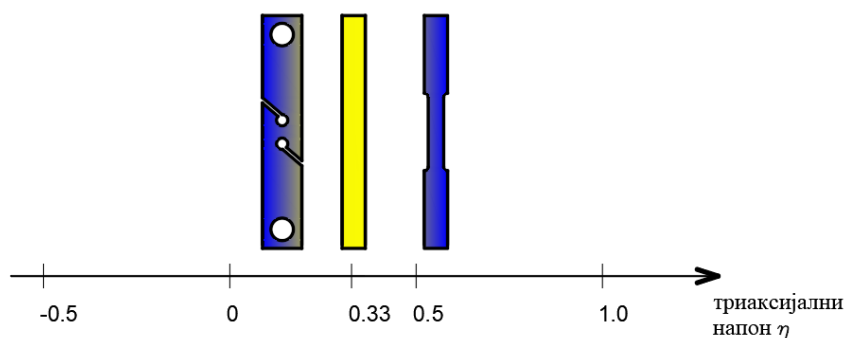
Слика 10. Триаксијални напон приказан у односу на еквивалентни напон челика S235JR, у зависности од врсте напрезања елемента. Зона интереса у овом раду је означена сивом бојом (једноаксијано затезање) [36]

У случају напрезања, висока вредност триаксијалног напона ће довести до стварања микрошупљина и њиховог спајања, што ће резултирати ломом. Код испитивања затезањем, до тренутка појаве „necking-a“, триаксијални напона теоретски има константну вредност, али када почне да се формира врат, у зависности од геометрије врата (r_0 и ρ_0 у *Bridgman*-овој формули), може имати различите вредности веће од јединице, а лом ће се развити на месту где је ова вредност највећа.



Слика 11. Промена триаксијалног напона са порастом запремине шупљина код дуктилног лома

Познато је да отпорност према настанку и расту шупљине зависи од геометрије и оптерећења епрувете (слика 11 и 12). Повећавањем оптерећења долази до раста пластичне деформације и запреминског удела шупљина у материјалу, смањује се лигамент између шупљина, а тиме и вредност напона која је потребна за почетак локализованог облика деформисања. Доста битно запажање у вези дуктилног лома је да вредност ефективне пластичне деформације експоненцијално опада са повећањем троосности напона, што је директно повезано са растом и развојем шупљина. На основу овога се може закључити да су механизми лома зависни од вредности троосности напона.

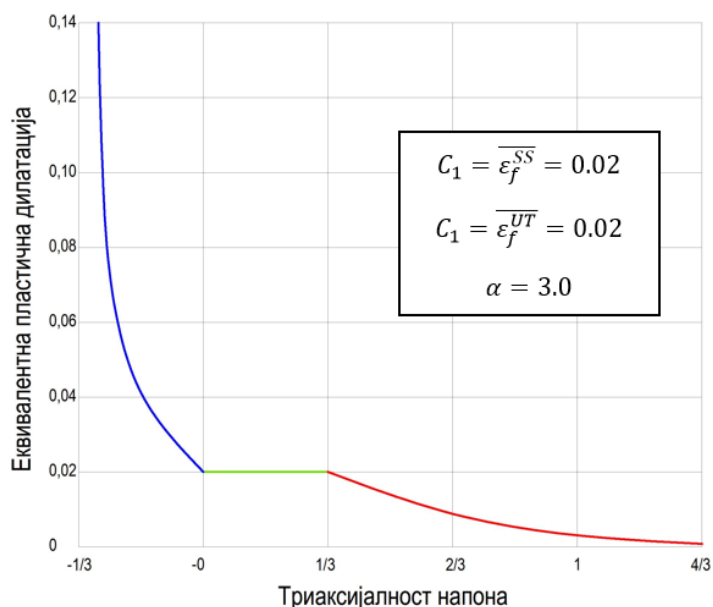


Слика 12. Зависност триаксијалног напона од геометрије узорка

Bao и *Wierzbicki* су развили применљив критеријум дуктилног лома, претпостављајући да еквивалентна пластична дилатација у тренутку лома зависи од стања напона, и то преко троосности напона. Заједно са сарадницима, у току опсежних експеримената показали су да се лом хомогеног материјала може описати троструком функцијом:

$$\bar{\epsilon}_f = \begin{cases} \frac{C_1}{1+3\eta}, & -\frac{1}{3} \leq \eta \leq 0 \\ C_2 + (C_2 - C_1)(3\eta - 1), & 0 \leq \eta \leq \frac{1}{3} \\ C_2 \exp\left\{-c\left(\eta - \frac{1}{3}\right)\right\}, & \eta \geq \frac{1}{3} \end{cases} \quad 2.34$$

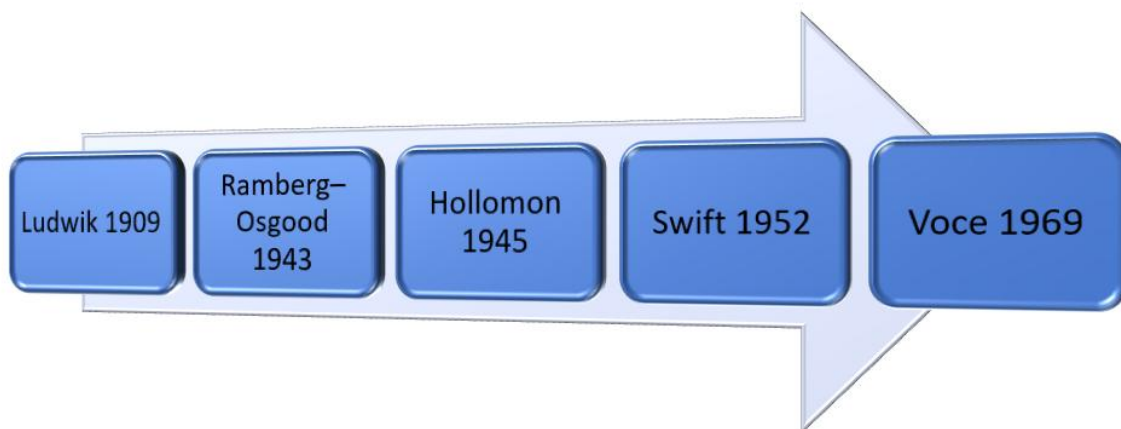
где су C_1 , C_2 и c параметри који описују врсту напрезања. На слици 13 је графички приказан *Bao-Wierzbicki* опис дуктилног лома са усвојеним параметрима тако да најбоље описују испитивање на затезање.



Слика 13. Bao-Wierzbicki опис дуктилног лома [37]

2.4.2.5 Закони ојачања

Код изотропног очвршћавања материјала, површ развлачења се шири симетрично, монотono и пропорционално у односу на почетну површ развлачења. На слици 14 је дат историјски преглед најзаступљенијих изотропних закона ојачања. Приказани су од најстаријег ка млађим.



Слика 14. Историјски преглед изотропних закона ојачања

Изотропне конститутивне једначине ојачања су укратко приказане како би описале еласто-пластично понашање дуктилних материјала. Материјалне константе које се користе у овим једначинама су K и n , коефицијент чврстоће и експонент деформационог ојачања.

2.4.2.6 Ludwik-ов модел [38]

Први изотропни модел ојачања предложио је *Ludwik* 1909. године. У овом изразу се јасно уочава разлика између стварног напона и вредности напона на граници развлачења у области

малих деформација и закључује се када је стварна дилатација једнака нули да је стварни напон различит од нуле:

$$\sigma_{true} = \sigma_0 + K(\varepsilon_{true})^n \quad 2.35$$

У овом изразу K и n су материјалне константе, а σ_0 је напон на граници развлачења.

2.4.2.7 Ramberg-Osgood-ов модел [39]

Овај израз се најчешће примењује за метале са нелинеарном везом напон-дилатација, код којих није изражена граница развлачења, као што су алуминијум и нерђајући челици, за мале пластичне дилатације:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + 0,002 \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad 2.36$$

Коефицијент нелинеарности n се одређује из израза:

$$n = \frac{0,301}{\log(\sigma_0/\sigma_{0.1})} \quad 2.37$$

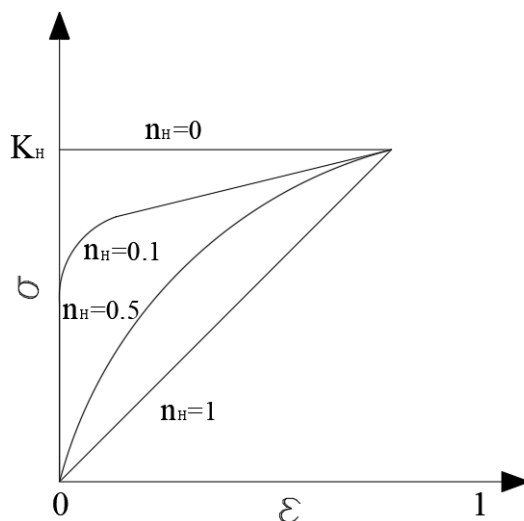
У овом изразу σ_0 је напон на граници развлачења, $\sigma_{0.1}$ је напон који одговара трајној пластичној дилатацији од 0,1%. Овај модел представља основу у свим каснијим покушајима да се што реалније опише веза између напона и деформација код нелинеарних материјала.

2.4.2.8 Hollomon-ов модел [40]

Холомонов изотропни модел дефинисан је следећим изразом:

$$\sigma_{true} = K(\varepsilon_{true})^n \quad 2.38$$

Главни параметри зависе од врсте материјала, n је експонент и представља ојачање материјала, док је K коефицијент чврстоће. Вредност експонента деформационог ојачања може бити у опсегу од $n=0$ што одговара идеално пластичном понашању материјала, па све до $n=1$ што одговара елестичном понашања материјала (слика 15). Типичне вредности коефицијента n за метале су у интервалу између 0,1 и 0,5.



Слика 15. Изглед Hollomon-ове криве у зависности од вредности експонента n [41]

2.4.2.9 *Swift*-ов модел [42]

Овај модел је сличан као и *Ludwik*-ов модел, само што се уводи нова вредност ε_0 у израз којим се описује однос стварног напона и стварне дилатације:

$$\sigma_{true} = K(\varepsilon_0 + \varepsilon_{true})^n \quad 2.39$$

K , n , ε_0 су материјални параметри. Величина ε_0 представља деформационо ојачање које је материјал добио пре почетка испитивања затезањем.

2.4.2.10 *Voce*-ов модел [43] [44] [45]

Voce је дефинисао однос између напона и дилатације на следећи начин:

$$\sigma_{true} = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_1)e^{-n\varepsilon_{true}} \quad 2.40$$

σ_1 и σ_s су материјални параметри. Асимптотски напон σ_s представља граничну вредност напрезања коју материјал достиже након велике дилатације, σ_1 је стварни напон на почетку настанка пластичне дилатације.

Примећује се да у зони ниских вредности дилатација, до вредности 0,15% сви изотропни модели ојачања имају исти облик [46]. Ограничења ових математичких модела су приметна код већих вредности деформација. Управо у овим областима су потребна побољшања модела. Често се у пракси, како би се добила боља поклапања са експерименталном кривом, комбинују два модела, најчешће *Voce*-ов модел и *Swift*-ов модел.

Параметри материјала добијени испитивањем затезањем коришћени су за дефинисање реалне криве напон–деформација за челик. Уколико је потребно умањити одступање између резултата добијених методом коначних елемената и експерименталних података, стварна вредност напона у тачки лома се накнадно коригује.

2.5 Оштећење материјала (damage)

Један од проблема у овом раду је избор одговарајућег приступа при моделирању корозије, који би описао процес деградације материјала услед корозионог процеса, и на крају лом. Неколико приступа се користи да би се моделовао овај феномен, који се углавном заснива на моделовању прогресивне деградације или оштећења материјала.

Дуктилни лом метала се данас повезује са 3 физичка механизма: настанак шупљине, раст шупљине изазван спољашњим факторима, и коначно, спајање суседних шупљина. Шупљине настају углавном на инклузивним честицама. У самим почецима развоја ових модела, посматрао се само раст шупљина у дуктилним материјалима, тако да су у почетку постојали само модели који се фокусирају на опис раста шупљина. Сматрало се да је околни материјал крут и савршено пластичан.

Познато је да је напон лома функција три стања напона, нарочито код оштећених елемената који су пластично деформисани. Класична напонска анализа као што је *Huber-Mises-Hencky*-јева хипотеза (*von Mises*-ова хипотеза), не може бити употребљена због своје претпоставке о континууму структуре материјала. Модели који симулирају оштећење материјала узимају у обзир утицај микродефеката структуре материјала на сложено напрезање материјала.

Код модела неспрегнутог приступа, вредност параметра оштећења се израчунава током постпроцесорског поступка, након прорачуна МКЕ. Најчешће коришћен модел из ове групе је модел *Rice-Tracey* [47]. Параметар оштећења, однос раста шупљина, зависи од пластичне дилатације и од троосности напонског стања. Код модела спрегнутог приступа, параметар оштећења утиче на критеријум пластичног развлачења материјала, па се сходно томе вредност тог параметра израчунава током прорачуна МКЕ. Два модела из ове групе *GTN* (*Gurson-Tvergaard-Needleman*) и комплетни *Gurson*-ов модел CGM су развијени на основу *Gurson*-овог

критеријума развлачења, који укључује експлицитну повезаност конститутивног израза од запреминског удела шупљина. Разлика између ова два модела је у одређивању критичне вредности параметра оштећења (запреминског удела шупљина). Наиме, критичну вредност је у случају GTN модела потребно одредити пре прорачуна (нпр. испитивањем епрувете), док се код CGM она израчунава током прорачуна, и представља “одговор” материјала на дејство спољашњег оптерећења. [48]

2.5.1 Модел Рајса и Трејса

Прве микромеханичке моделе за развој дуктилног оштећења развили су *McClintock* [49] и *Rice* и *Tracey* [47] извели су велики број истраживања микромеханичких карактеристика материјала, која су се фокусирали на раст једне шупљине цилиндричног или сферног облика у бесконачној еластично-пластичној области материјала. *Rice* и *Tracey* су стопу варијације полупречника сферне шупљине изразили на следећи начин:

$$\frac{d_r}{r} = 0,283 \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_0}\right) d\varepsilon_{eq}^{pl} \quad 2.41$$

где је r полупречник шупљине, σ_m је средњи (хидростатички) напон, σ_0 напон на граници развлачења и ε_{eq}^{pl} је еквивалентна пластична дилатација идеално пластичне матрице материјала. Главни недостатак овог модела је што не узима у обзир интеракције између суседних шупљина.

За деформацијско ојачање материјала, вредност σ_0 из претходног израза може се заменити *von Mises*-овим еквивалентним напонам σ_{eq} и онда једначина добија следећи облик:

$$\frac{d_r}{r} = 0,283 \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon_{eq}^{pl} \quad 2.42$$

Даљим развојем овог модела, примећено је од стране *Hung*-а [50] да је у претходном изразу занемарен раст сферних шупљина у бесконачној идеално пластичној матрици и због тога они уводе нове изразе како би описали промену пречника шупљине:

$$\frac{d_r}{r} = \begin{cases} 0,427(\eta)^{1/4} \exp\left(\frac{3}{2}\eta\right) d\varepsilon_{eq}^{pl}, & \frac{1}{3} \leq \eta \leq 1 \\ 0,427 \exp\left(\frac{3}{2}\eta\right) d\varepsilon_{eq}^{pl}, & \eta > 1 \end{cases} \quad 2.43$$

Где је са $\eta = \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$ представљена триаксијалност напона. Ова једначина не узима у обзир утицај срастања шупљина. Шта више, ослабљење материјала (*softening*) услед оштећења није узето у обзир у овом моделу.

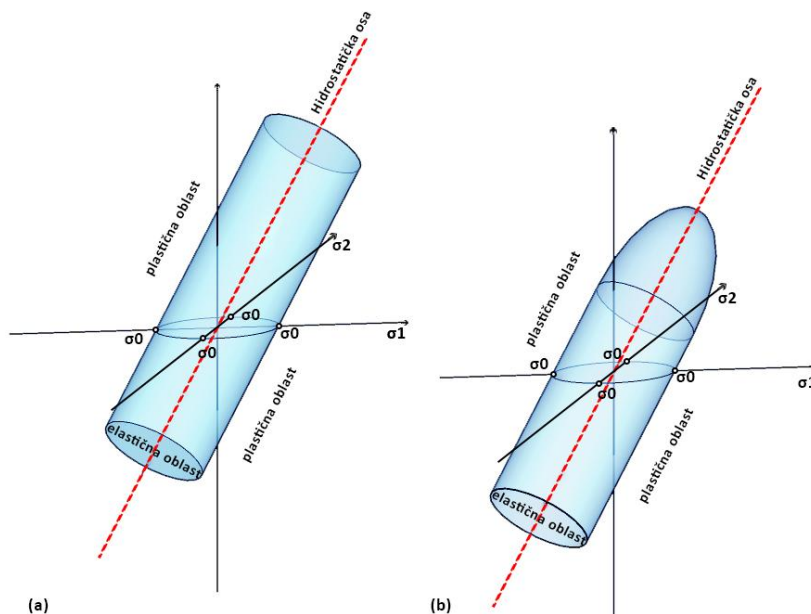
Критеријум лома у овом моделу је далеко примењиванији од модела *McClintock*-а. Примењује се за предвиђање почетка и пропагације прслина у индустрији, код верификације теста дубинским повлачењем. Међутим, модел *McClintock*-а је увео сферни део тензора напона у анализу раста шупљина.

2.5.2 Rousselier-ов модел

Rousselier [51] [52] је развио модел оштећења, где је оштећење дефинисано варијацијом запреминског удела шупљине која потиче од шупљина друге фазе насталих услед оптерећења затезањем. Површ развлачења *Rousselier*-овог модела се дефинише следећим изразом:

$$\Phi = \frac{\sigma_{eq}}{1-f} + Df\sigma_k \exp\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_k(1-f)}\right) - R(p) = 0 \quad 2.44$$

где је σ_{eq} von Mises-ов еквивалентни напон, σ_m хидростатички напон, f је запремински удео шупљина (f_0 његова почетна вредност), σ_k и D су константе материјала, p је кумулативна пластична деформација и $R(p)$ је крива стварних напона-дилатације материјала. Von Mises-ва површ развлачења и површ развлачења добијена предложеном модификацијом Rousselier-a из претходног израза, може се видети на слици 16:



Слика 16. а) Von Mises-ва површ развлачења, б) Rousselier-ова површ развлачења [53]

Параметар D се сматра независним материјалним параметром, што је закључено на основу теоријских разматрања и мерења раста шупљина. За многе материјале, ова вредност се усваја $D=2$. Иницијална запремина шупљина f_0 зависи од запремине свих инклузија у материјалу (шупљине заједно са неметаличним честицама). У челику постоје неметаличне инклузије, најчешће мангана, силфида и оксида. Да би се ове инклузије увеле у прорачун користи се следећа формула, заснована на одређеном хемијском саставу челика, добијена од стране Franklin-a [54]:

$$f_0 = 0,054 \left(S\% - \frac{0,001}{M_n\%} \right) + 0,055 \text{ O}\% \quad 2.45$$

где је S, M_n , O - садржај сумпора, мангана и кисеоника у процентима.

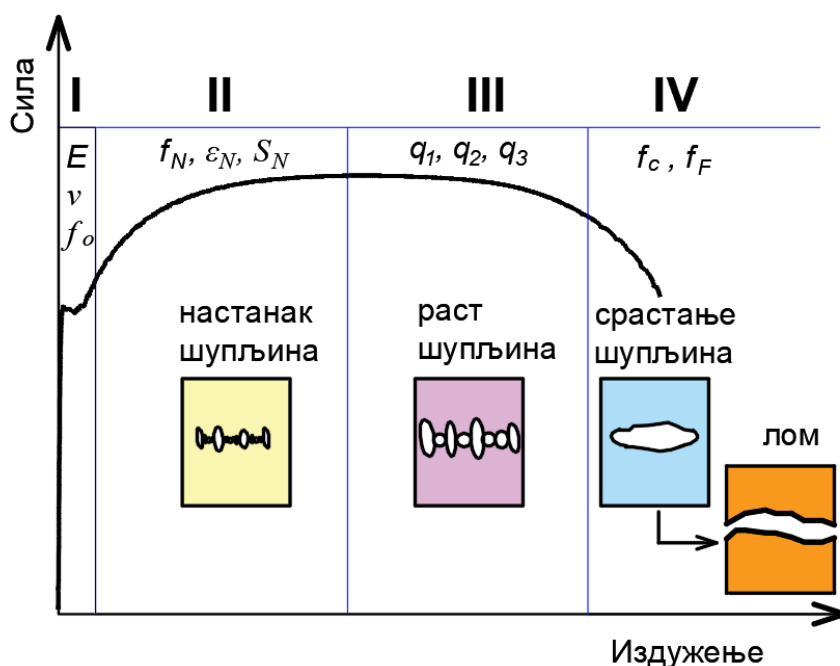
Према Rousselier-овој студији [52] први покушај за σ_k је постављен једнак вредности две трећине еквивалентног напона (σ_{eq}) за глатки округли узорак под тестом затезања када дође до коначног лома. На основу претходних искустава, претпоставља се да је $\sigma_k = 445$ МПа за челике S355NL. Када се достигне критични запремински удео шупљина f_c , способност материјала да поднесе напрезање ће се потпуно изгубити. Испитивања затезањем су показала да је $f_c = 0,05$ очекивана вредност.

Rousselier-овој модел је успешно коришћен за проучавање понашања дуктилног лома хомогених материјала и нехомогеним завареним челичним спојевима.

2.5.3 Gurson-ov модел

Развој микро-дефеката (шупљина) је један од значајнијих фаза током процеса дуктилног лома. Овај комплексни феномен зависи од многих процеса, као што је анизотропија дистрибуције шупљина, размак и облик, настанак шупљина, промена и развој облика шупљина, интеракција између шупљина и развој и раст секундарних шупљина. Развој шупљина изазива локализацију настанка микро-прслина, водећи до формирања зоне лома и коначно лома материјала. У

многим случајевима, локално оштећење структуре елемента настаје услед развоја и раста микро-дефеката, које у екстремним случајевима могу довести до тоталног лома структуре.



Слика 17. Шематски приказ оштећења дуктилним материјала [55]

Као што се може закључити, процес дуктилног лома метала је дефинисан еволуцијом шупљина, која је описана са три механизма на слици 17 [56]:

- Регион I представља линеарну и нелинеарну еластичну област
- Регион II представља пластичну област у којој долази до раста шупљина услед разбијања везе између инклузивне честице и матрице која је окружује;
- Регион III представља пластичну област у којој долази до раста шупљина услед повећања постојећих шупљина
- Регион IV представља пластичну област у којој долази до спајања микропрелина и шупљина, што доводи до наглог пада носивости материјала. У овој фази, запремина шупљина достиже своју коначну вредност.

2.5.4 Gurson-ov модел и његове екстензије

Први модел који узима у обзир утицај микрооштећења на носивост материјала је *Gurson*-ов модел [11]. *Gurson*-ова прва претпоставка је да долази до модификације површи развлачења дуктилних материјала услед присуства шупљина. Након пораста порозивности, материјал доживљава ефекат “омекшавања” и губи носивост. Друга претпоставка је да је материјал хомоген са нестишљивим пластичним деформацијам, са *Von Mises*-овом изотропном границом развлачења. Са дуге стране, оригиналност *Gurson*-овог модела је у увођењу појма запремина шупљина или порозности f у закон развлачења:

$$\Phi = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0} \right)^2 - 1 + \left[2f \cosh \left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_0} \right) - f^2 \right] = 0, \quad 2.46$$

где је:

Φ – површ развлачења

σ_{eq} – von Mises-ов еквивалентни напон

σ_0 – напон на граници развлачења материјала

σ_m – хидростатички напон (средњи напон)

f – запремина шупљина или порозност (параметер оштећења).

У ово изразу важе следеће релације:

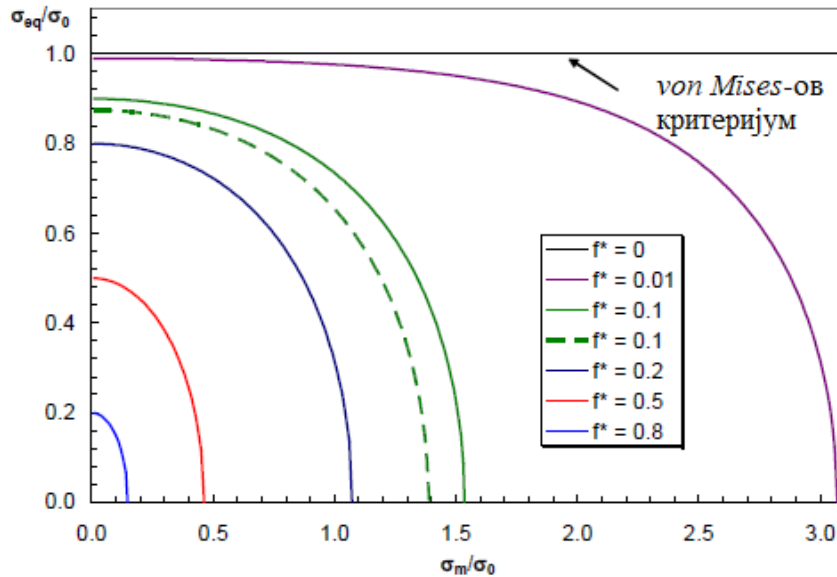
$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2)]} \quad 2.47$$

$$\sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) \quad 2.48$$

где су σ_{11} , σ_{22} , σ_{33} , σ_{12} , σ_{23} , σ_{31} су компоненте тензора напона σ_{ij} .

За разлику од *von Mises*-овог критеријума, средњи напон (сферни део тензора напона) утиче на појаву развлачења и тај утицај је израженији за веће вредности порозности.

Када нема шупљина ($f=0$) у материјалу, закон развлачења постаје идентичан *von Mises*-овом. Када је $f=1$, материјал је комплетно испуњен шупљинама и нема носивост. На слици 18 је приказана површ развлачења према *von Mises*-овом критеријуму и неколико површи развлачења према *Gurson*-овом критеријуму, за различите вредности запреминског удела шупљина. Површ развлачења према *Gurson*-овом критеријуму је конвексна и глатка, представља горњу границу (*upper bound*) за стварну површ развлачења и зависи од нивоа оштећења.



Слика 18. Површ развлачења по критеријуму *von Mises*-а и *Gurson*-а за различите вредности запреминског удела шупљина [57]

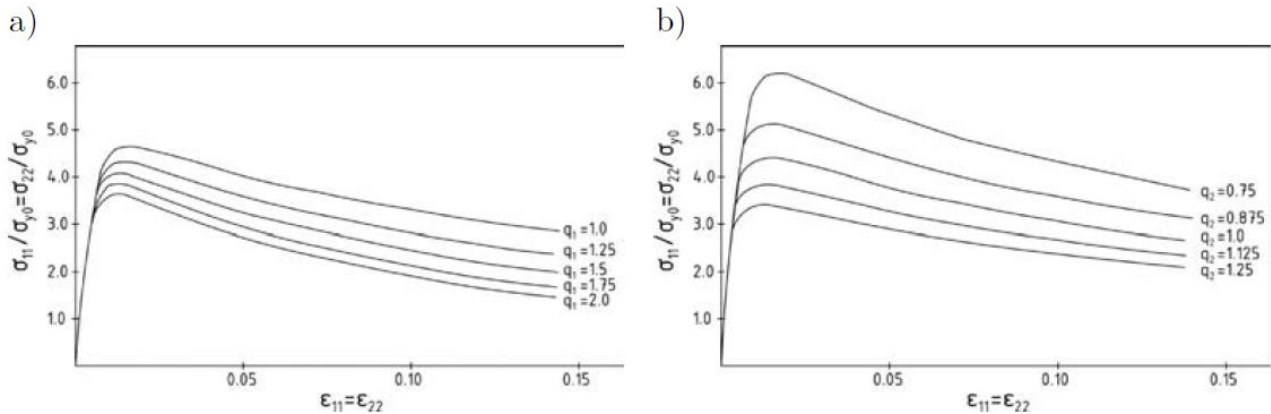
Предност употребе оригиналног *Gurson*-овог модела је његова могућност да повеже параметер оштећења са запремином прелина. Оригинални *Gurson*-ови услови су модификовани од стране *Tvergaard*-а [12] [13] и *Tvergaard*-а и *Needleman*-а [58]. *Gurson-Tvergaard-Needleman* (GTN) модел употпуњује оригинални *Gurson*-ов модел и превазилази његова почетна ограничења: јаз између нумеричке симулације и експерименталних резултата и његову немогућност да опише раст и спајање шупљина. Како би раст шупљина у финалној фази дуктилног оштећења боље описивао реално понашање материјала, *Tvergaard* уводи три нова конститутивна параметра, у део израза који описује површ развлачења и у којој, очигледно, имају утицај на запремину шупљина f и средњи напон σ_m :

$$\underbrace{\Phi = \left(\frac{\sigma_e}{\sigma_0}\right)^2}_{\text{Дилатационо ојачање}} + \underbrace{2q_1 f \cosh\left(\frac{3}{2} q_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_0}\right) - q_3 f^2 - 1}_{\text{Омекшавање услед раста шупљина}} = 0, \quad 2.49$$

Дилатационо ојачање Омекшавање услед раста шупљина

Улога *Tvergaard*-ових параметара је да повећавају утицај раста шупљина на запремину шупљина f и средњи напон σ_m , што изазива бржи развој оштећења у материјалу, нарочито код већих вредности порозности и триаксијалности напона. Носивост материјала се смањује за веће вредности q_1 параметра, због чега је феномен „омекшавања“ (*“softening-a”*) услед пораста шупљина доминантан у односу на феномен *“hardening-a”* материјала. Други параметер q_2 има утицаја на хидростатичку компоненту, пошто је у вези са првом инваријантом напона. Границе развлачења су редуковане у великој мери за веће вредности параметра q_2 , водећи до бржег омекшавања материјала услед раста шупљина.

Tvergaard-ови параметри q_i имају утицај на носивост материјала (слика 19). Модификована запремина шупљина f^* се мења зависно од првог *Tvergaard*-овог параметра q_1 у домену развлачења. Носивост материјала се смањује за веће вредности параметра q_1 , изазивајући „омекшавање“ материјала услед доминантнијег раста шупљина у односу на карактеристике очвршћавања матрице материјала. Већа вредност q_1 води до већег ослабљења. Оптимална вредност, $q_1 = 1,5$, је предложена од стране *Tvergaard*-а за нумеричко моделовање локалних ефеката пластичних деформација и феномена лома за многа порозна тела, укључујући и метал.

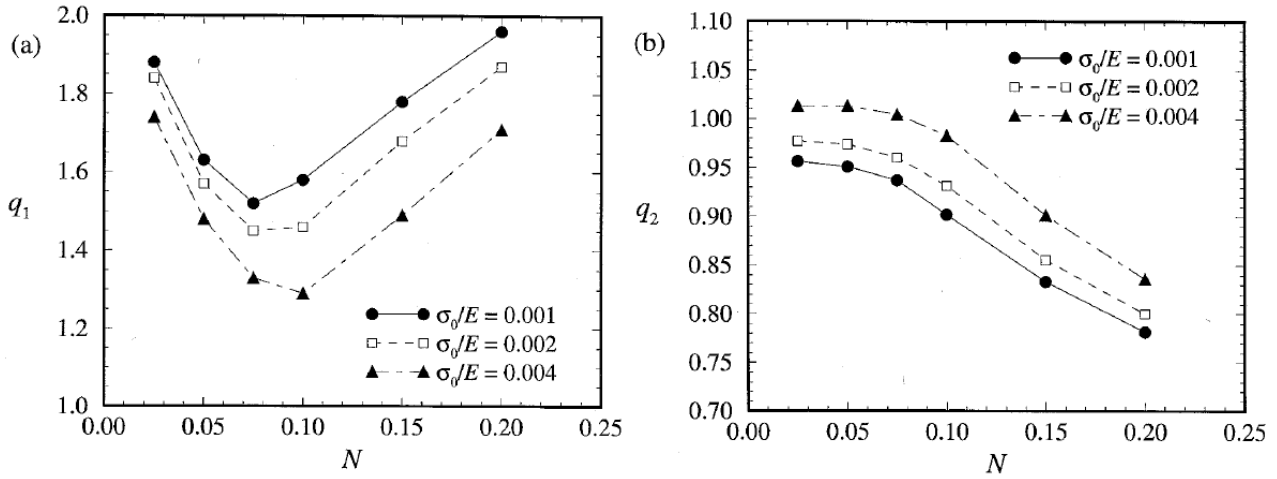


Слика 19. Утицај *Tvergaard*-ових параметара q_1 и q_2 на нелинеарни одговор GTN конститутивног закона за $\epsilon_{22}/\epsilon_{11} = 1, 0$ за: а) $1, 0 \leq q_1 \leq 2, 0$ б) $0, 75 \leq q_2 \leq 1, 25$ [59]

Други *Tvergaard*-ов параметар q_2 има утицај на хидростатичку компоненту $\sigma_m = \sigma_{ij}/3$ и у релацији је са првом инваријантом стања напона. Граница развлачења се изразито редукује за високе вредности параметра q_2 , доводећи до јаког ослабљења услед раста шупљине, изазивајући уништење карактеристика очвршћавања матрице материјала. Оптимална вредност $q_2=1,0$ је сугерисана од стране *Tvergaard*-а.

Сумирајући претходно, усвојене вредности *Tvergaard*-ових параметара q_i су $q_1 = 1,5$, $q_2=1,0$ и $q_3 = q_1^2 = 2,25$, за многе метале, укључујући и челик и третиране су као константе дуги низ година.

Доказано је да ови параметри зависе од еласто-пластичних карактеристика материјала, као што су експонент ојачања N и односа напона на граници развлачења σ_0 и модула еластичности (слика 20).



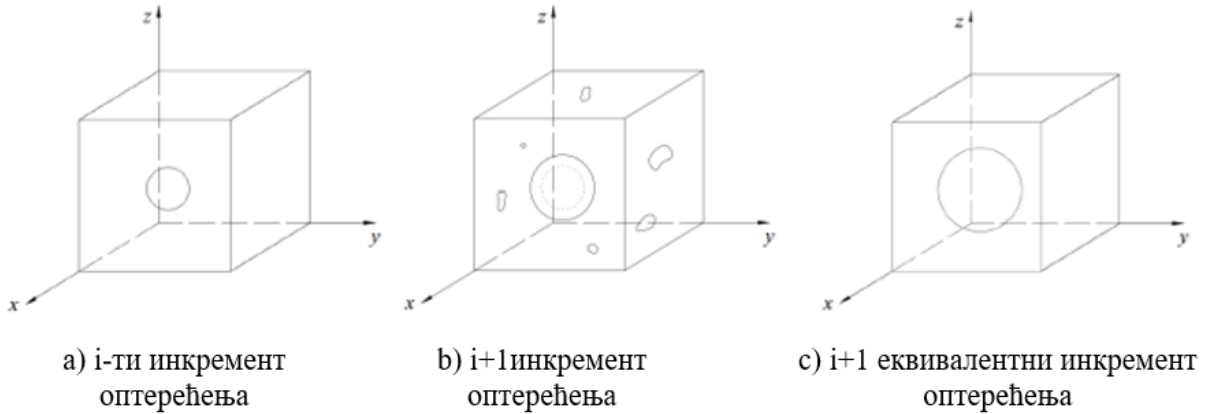
Слика 20. Корелација између q_1 (а) и q_2 (б) на експонент ојачања N , за различите вредности односа σ_0/E [29]

2.5.4.1 Настанак и раст шупљина

При анализи раста шупљина, пораст вредности f се настаје услед формирања једне велике шупљине, што је илустровано на слици 21. На крају i -тог инкремента (слика 21(а)), запремина шупљина је f_0 , у следећем инкременту оптерећења ($i+1$), запремина шупљина је $f_0 + f_{gr} + f_{nucl}$ (слика 21(б)), и представља хомогенизовану вредност f (слика 21(с)).

Еволуација вредности f услед раста шупљина описана је следећим законом очувања масе и пластичне нестришљивости матрице материјала:

$$\dot{f}_{gr} = (1 - f)(\dot{\epsilon}_{11}^{pl} + \dot{\epsilon}_{22}^{pl} + \dot{\epsilon}_{33}^{pl}) \quad 2.50$$



Слика 21. Хомогени раст шупљина [60]

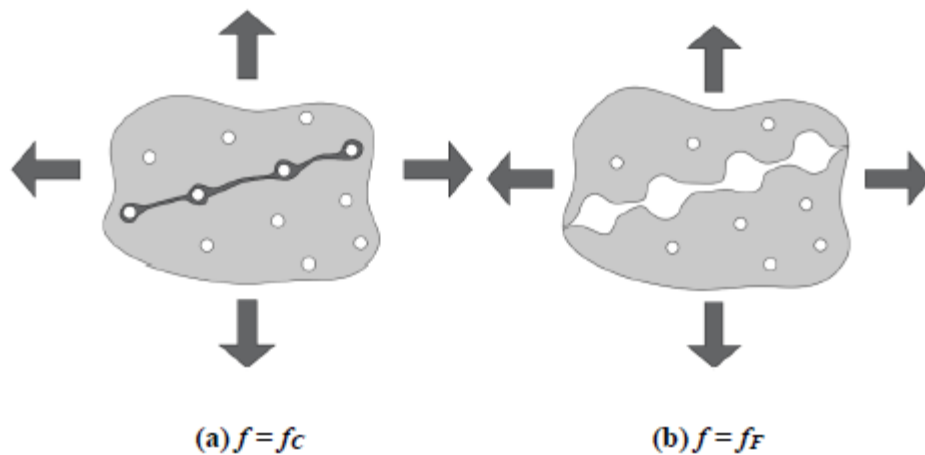
Током пластичног развлачења, запремина шупљина расте, делом због настанка нових шупљина, а делом због срастања нових и постојећих шупљина. Ова два механизма имају великог удела на дуктилни лом метала. Пораст запремине шупљине се дефинише изразом $\dot{f}$, који су дефинисали *Chu* и *Needleman* [61], а који описује раст и развој, као комплексне физичке процесе:

$$\dot{f} = \dot{f}_{gr} + \dot{f}_n = (1 - f)\dot{\epsilon}^{pl} : I + \frac{f_N}{S_N \sqrt{2\pi}} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\epsilon_{em}^{pl} - \epsilon_N}{S_N} \right)^2 \right] \dot{\epsilon}_{em}^{pl} \quad 2.51$$

где је $\dot{f}_{gr}$ - промена услед раста постојећих шупљина у материјалу, $\dot{f}_n$ - промена услед развоја нових шупљина, f_N - запремина новоразвијених шупљина, S_N и ε_N су стандардна девијација и средња вредност дистрибуције пластичног напрезања услед раста шупљине, сукцесивно, ε^{pl} - еквивалент пластичног хидростатичног напрезања матрице материја, I - јединични тензор другог реда, ε_{em}^{pl} - еквивалентно пластично напрезање у матрици материјала. Са променом стандардне девијације, мења се интервал у коме настаје највећи број шупљина.

2.5.4.2 Спајање шупљина

Иако GTN моделом може да се опише “омекшавање” материјала, модел нема јасно одређен критеријум лома. Материјал губи носивост, уколико f достигне вредност $1/q_1$, јер долази до поништавања компоненти напона како би се задовољила једначина (2). Ако је $q_1=1,5$ као што предлаже *Tvergaard*, запремина шупљина f је и даље велика да би довела коначног лома материјала. Због тога, мора се увести критична запремина шупљина f^* која ће симулирати лом и која ће мењати f у једначини (2), како би се узео у обзир и ефекат срастања шупљина на финални лом. Уопште гледано, раст постојећих шупљина и настанак нових доприносе повећању тоталне запремине шупљина (слика 22).

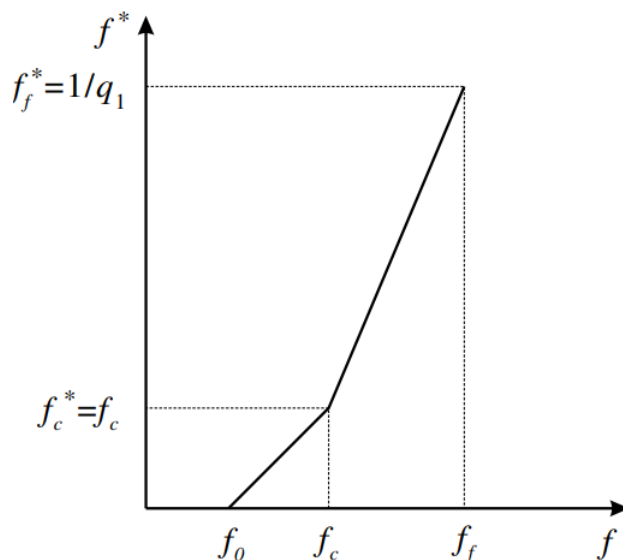


Слика 22. Шематски приказ срастања шупљина [60]

Tvergaard и *Needleman* [14] су предложили критеријум лома, преко једначине развоја модификоване запремине шупљина f^* , на следећи начин (слика 23):

$$f^* = \begin{cases} f & f \leq f_c \\ f_c + \frac{\bar{f}_F - f_c}{f_F - f_c} (f - f_c) & f_c < f < f_F \\ \bar{f}_F & f \geq f_F \end{cases} \quad 2.52$$

где је f^* је функција запремине шупљина f , f_c - критична запремина шупљина при којој долази до почетка коалесценције (спајања) шупљина, f_F - запремина шупљина која одговара комплетном губитку носивости материјала (приликом лома), при коначном одвајању материјала, $\bar{f}_F$ је ултимативна вредност параметра оштећења дефинисана као $\bar{f}_F = (q_1 + \sqrt{q_1^2 - q_3})/q_3$ или $\bar{f}_F=1/q_1$, зависно од аутора.



Слика 23. Функција модификоване запремине шупљина f^* [62]

Као што се може приметити, на почетку, када материјал није изложен деформацијама, модификована запремина шупљина f^* је једнака иницијалној запремини шупљина f_0 и представља основни *Gurson*-ов параметар материјала повезан са његовом порозивношћу.

Вредност ултимативне запремине шупљина f_u^* нема физичко значење, али одржава прорачун стабилним, док производ $q_1 f_u^*$ не сме бити једнак јединици.

2.5.5 Критеријум лома

Критеријум отказа услед пластичног колапса у прорачуну МКЕ је задовољен када вредност *von Mises*-овог еквивалентног напона достигне вредност референтног напона у целом лигаменту на месту оштећења. Овај критеријум коректно предвиђа пад граничног притиска са порастом дужине и дубине оштећења, али параметар зависи од материјала и геометрије. За разлику од осталих критеријума за процену интегритета елемената применом МКЕ, који су углавном засновани на вредности напона, микромеханичко моделирање подразумева анализу настанка оштећења, до чега неизбежно долази пре отказа елемента.

На основу детаљне анализе механизма дуктилног лома који се може описати настанком, растом и спајањем шупљина, *Thomason* [63] је предложио микромеханички пластични критеријум лома за дуктилне материјале. Стабилни раст шупљина се завршава када оптерећење на лигаменте између шупљина достигне границу пластичног развлачења. Битно је знати да граница пластичног развлачења није фиксна, већ опада са променом у нанесеном оптерећењу. У овом случају, критична запремина шупљина f_c је одређена уз помоћ *Thomason*-овог пластичног критеријума, који предвиђа почетак срастања шупљина, када је следећи услов задовољен:

$$\frac{\sigma_1}{\sigma} > \left(\alpha \left(\frac{1}{r} - 1 \right) + \frac{\beta}{\sqrt{r}} \right) (1 - \pi r^2) \quad 2.53$$

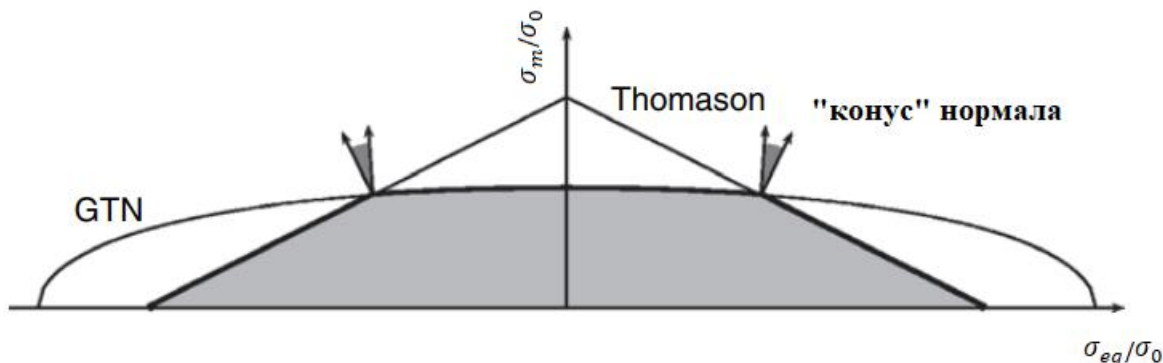
где су $\alpha=0,1$ и $\beta=1,2$ две константе одређене од стране *Thomason*-а, а σ_1 је максимални главни напон, а r је однос запремина шупљина који је дефинисан изразом:

$$r = \sqrt[3]{\frac{3f}{4\pi} e^{\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3} \left(\frac{\sqrt{e^{\varepsilon_2} + \varepsilon_3}}{2} \right)^{-1}} \quad 2.54$$

Овде су ε_1 , ε_2 , ε_3 дилатације које одговарају главним напонима.

Уколико услов из једначине 2.53 није задовољен, онда не долази до спајања шупљина.

На слици 24 приказана је површ развлачења, где се у зависности од напонског стања може видети да ли су у посматраној тачки задовољени критеријуми развлачења (GTN), односно локализације деформација (крива према *Thomason*-у).



Слика 24. Дефинисање површи развлачења преко линија које одговарају GTN критеријуму развлачења и *Thomason*-овом критеријуму граничног пластичног развлачења [64]

Zhang и његови сарадници [19] су увели значајну модификацију GTN модела; они су укључили *Thomason*-ов критеријум лома (уз претпоставку да су све шупљине сферног облика) и тако добили комплетан *Gurson*-ов модел (CGM). Они су примењивали овај модел код идеално еласто-пластичних материјала и материјала са тенденцијом очвршћавања, узимајући у обзир линеарну зависност α на коефицијент очвршћавања n . У CGM-у, f_c није материјална константа, већ одговор материјала на спајање шупљина, па се може срачунати током МКЕ анализе. Дуктилни лом се описује уз помоћ израза (2) и (7) и критеријума за почетак срастања шупљина (9). Ипак, CGM користи једно поједностављење да су шупљине сферног облика, што је није у складу са савременим приступима.

2.5.6 Избор микромеханичког модела

Носивост и сигурност постојећих конструкција је јако битна са гледишта функционалности. У многим случајевима, неопходно је анализирати дефекте у носећим елементима, што даље продубљује динамику развоја механизма лома. На истраживање дуктилног лома челичних елемената је уложено мало времена, нарочито на комплексна напонска стања, у односу на озбиљност проблема. *Huber-Mises-Hencky*-јев (НМН) критеријум се обично користи у оваквим случајевима. Редуковани напон, одређен на основу овог критеријума, је упоређен са вредностима добијеним испитивањем материјала једноаксијалним тестом затезања. Овакав приступ омогућава примену у анализи пластичних стања, али само до одређеног нивоа. Због тога је неопходно применити нове критеријуме. Материјални модели, развијени од стране *Gurson*-а [1] и касније допуњени и модификовани од *Tvergaard*-а и *Needleman*-а [2], омогућавају еласто-пластичну анализу елемента, при чему узимају у обзир и порозност насталу услед пропадања материјала.

На основу претходних истраживања, дошло се до закључка да на дуктилни лом легура метала који се користе у грађевинарству, утиче и постојање секундарних честица у структури основног материјала. Компоненте сумпора и магнезијума су те које најчешће “контаминирају” легуре метала. Честице слабо повезане са матрицом се зову ексклузија, док се оне са јаком везом зову инклузионе честице. Те честице су обично много чвршће него околна матрица, па због тога, под дејством спољашњег оптерећења не подлежу истим законима по којима се

матрица деформише. Ово даље резултира у раздвајању секундарних честица од матрице и стварање шупљина око ексклузија. Како се повећава спољашње оптерећење, а сразмерно и дилатација, иницијалне шупљине расту све више и спајају се међусобно, што коначно доводи до лома. Модел Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) узима у обзир утицај микроструктура при моделовању носивости и напонског стања материјала. Основни параметар овог модела је коефицијент запремине шупљина, и инклузија и ексклузија, који је дефинисан као однос запремина секундарних честица и укупне запремине материјала.

Сваки конститутивни модел мора да задовољи три критеријума и то: теоретски, експериментални и нумерички. Први критеријум је доследност са основним принципима механике континуума. Други критеријум подразумева да се што реалније опише понашање материјала на основу лабораторијских испитивања. Трећи критеријум се односи на довољну једноставност примене модела у програмима за нумеричку анализу конструкција, односно довољну једноставност имплементације конститутивног модела у програмски пакет.

3 ПРЕГЛЕД ПРЕТХОДНИХ ИСТРАЖИВАЊА КОРОЗИЈЕ

3.1 Увод

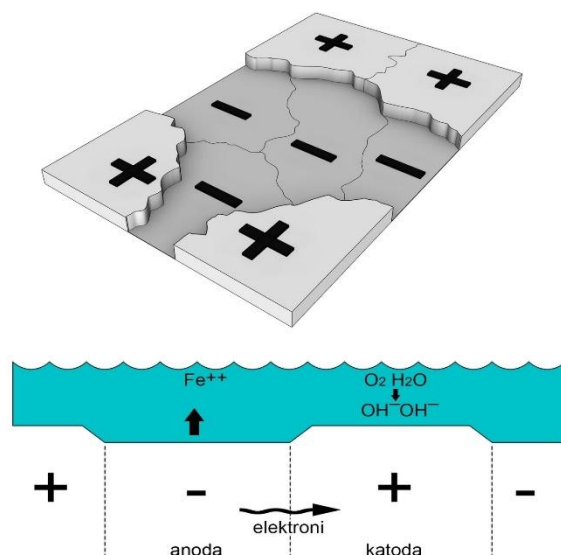
Материјал у неоптерећеном стању има пуно шупљина и микропрслина, услед излагања корозивним утицајима. Корозија изазива деградацију материјала. Деградација није само повезана са степеном корозије, већ и са њеном морфологијом. Пропадање материјала услед корозије и деформација изазвана оптерећењем, изазивају раст и спајање шупљина, која су праћене даљом деструкцијом материјала и настанком нових микрооштећења. Овај процес оштећења материјала, који се може описати настанком, растом и спајањем микропукотина и шупљина, назива се оштећење. На крају процеса долази до комплетног губитка интегритета и наступа лом.

Под корозијом се подразумева постепено разарање метала услед интеракције метал-средина. Овај процес у општем случају зависи од следећих фактора: од врсте метала, односно од састава и структуре легуре, од хемијске природе средине, односно од процентуалног садржаја агресивних супстанци у њој и од температуре и влажности средине. За оцену корозионе отпорности метала најчешће се користе методе које се заснивају на мерењу губитка масе или на мерењу дубине корозионог разарања узорака који су били изложени деловању агресивне средине током одређеног времена. Степен корозионе отпорности метала може се врло поуздано утврдити и испитивањем механичких својстава метала. Поступак се своди на упоређивање појединих механичких карактеристика две групе узорака: групе узорака који су били изложени деловању одређених агресивних агенаса и групе узорака који нису били изложени овом деловању.

У зависности од механизма процеса, корозија метала може да буде хемијска и електрохемијска. У првом случају ради се о деградацији метала у агресивним срединама (неелектролитима) услед непосредног сједињавања метала са извесним хемијским агенсима, док се у другом случају метал деградира услед растварања у течной средини која има улогу електролита.

У процесу разарања који одговара случају хемијске корозије на површини метала се образује превлака коју сачињавају продукти корозије, а то су најчешће оксиди. На пример, при оксидацији гвожђа и челика у сувом ваздуху образује се на површини посматраног елемента релативно густа превлака која у извесној мери успорава корозиони процес. Међутим, уколико се дати механизам не заустави на одговарајући начин, превлака ће све више повећавати своју дебљину, одвојиће се од метала и процес корозије ће се наставити. Корозија овог типа у великој мери зависи од температуре. У случају челика, овај процес је сразмерно спор до температуре од око 600 °C. Међутим, при вишим температурама, брзина оксидације јако расте, а то има за последицу и престанак заштитног деловања превлаке оксида.

При електрохемијској корозији на површини метала образује се мноштво микрогалванских елемената, при чему је овде, као и код галванских елемената у уобичајеном смислу, растварању изложен материјал аноде (слика 25). Растварање наступа услед јаче или слабије тежње метала да у контакту са извесним електролитом пређе у јонско стање. Суштина процеса електрохемијске корозије метала састоји се у томе што метал у додиру са електролитом прелази у јонско стање остављајући за собом у преосталој маси метала еквивалентну количину слободних електрона. Овај прелаз метала у јоне и њихово растварање у течном електролиту зависи од тзв. нормалног електронског потенцијала. Под овим појмом подразумева се напон електричне струје који треба да постоји на граници метал-електролит да би се омогућио прелаз јона у раствор. Овде спадају сви случајеви корозије у влажној атмосфери, као и корозија метала у растворима електролита.



Слика 25. Шематски приказ електрохемијског процеса корозије [65]

Постоје разне поделе корозије (слика 26). Према карактеру корозионе средине разликују се атмосферска, подводна, земљишна и друге врсте електрохемијске корозије.

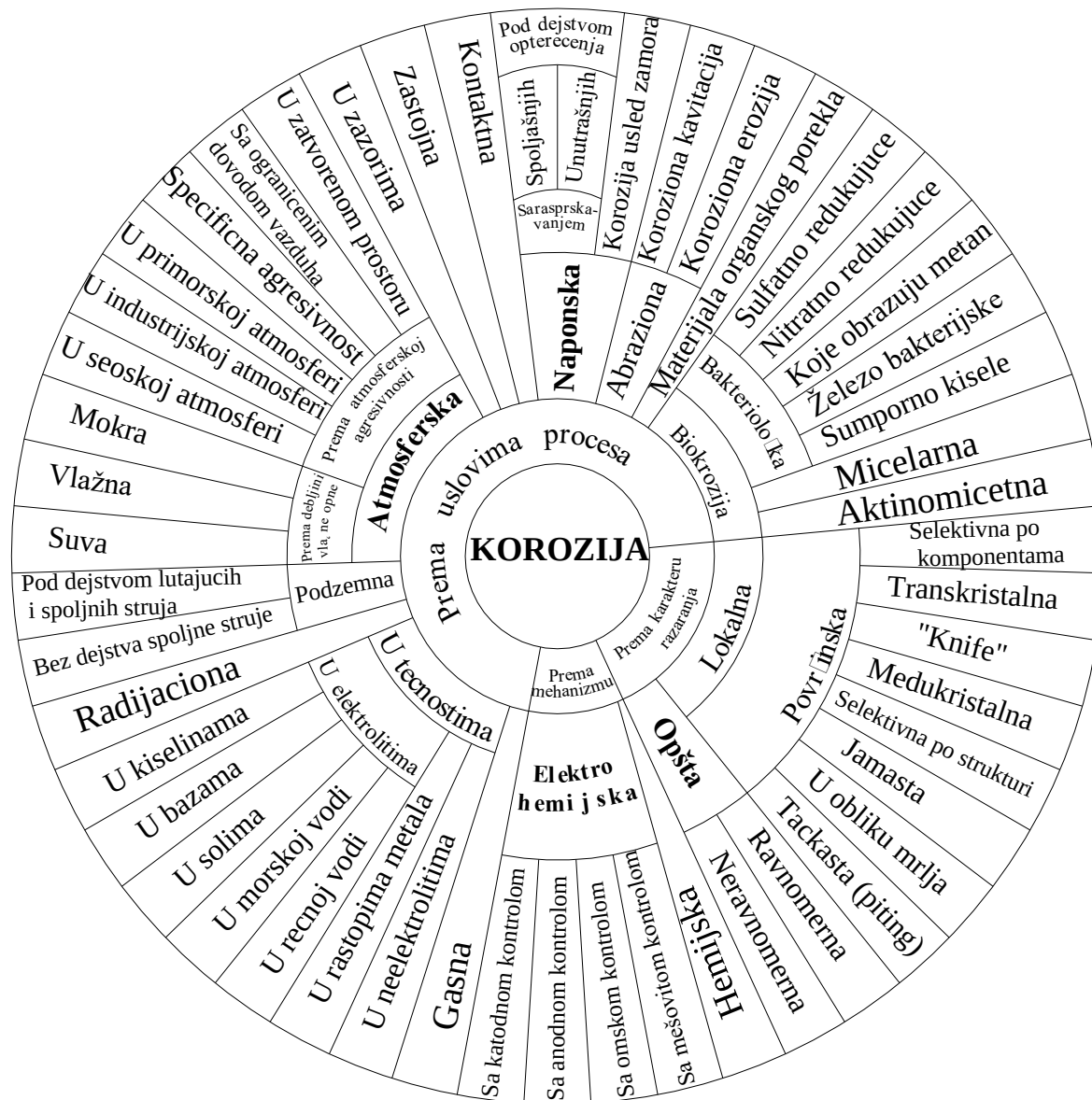
При атмосферској корозији као електролит служи танка превлака влаге, при чему се сам процес корозије ни у чему не разликује од корозије у води. Корозија се убрзава ако се у ваздуху присутне одређене количине неких гасова, нпр. SO_2 , али ако вода, на пример, подземна вода у себи садржи нека једињења која утичу на брзину корозионог процеса (сулфати, хлориди и др.). Поред овога, корозија се веома брзо убрзава ако је површина метала изложена наизменичном квашењу и сушењу.

Атмосферска корозија је значајан проблем услед уништавања различитих материјала, нарочито метала и њихових легура. Истраживање корозије у индустријски загађеним срединама је јако битно, пошто је корозија фактор који утиче на носивост и трајност челичних конструкција, чиме изазива и огромне трошкове на одржавању конструкција. Корозиони процес се најбрже развија у току зимских месеци услед повећања концентрације загађивача у ваздуху, као што су SO_2 , CO_2 , хлоридни јони и прашина. Разне комбинације ових фактора су типичне за индустријску средину.

Најбитнији климатски фактори који утичу на корозиони процес су релативна влажност ваздуха, број сунчаних сати, температура ваздуха и металне површине, брзина ветра и трајање и фреквенција кише, росе и магле. Кондензација се сматра важним узрочником корозије метала, нарочито у затвореним просторима. Њено формирање зависи од релативне влажности и од промене температуре. Кондензација не пере металне површине, тако да је концентрација загађења релативно висока и може бити агресивнија од кише. Киша изазива повећано формирање танког слоја воде и корозионих агенаса као што су H^+ и SO_4^{2-} , али такође може опрати контаминиране површине. Атмосферска корозија метала је значајна када су инхибитори корозије присутни у слојевима воде, чиме се повећава њена агресивност. Хлоридни јони и SO_2 су најчешћи и најбитнији атмосферски корозиони агенси. Стандард ISO 9223 се заснива на одређивању нивоа ова два контаминирајућа агенса како би се класификовала атмосферска корозија.

На карактер и брзину корозије, поред наведених чинилаца, много утиче и напонско стање посматраног металног елемента. Испитивања су показала да напони затезања посебно имају великог утицаја на убрзање корозионог процеса. Ово се објашњава разарањем заштитне

превлаке оксида и образовањем микропрслина. У таквим случајевима се говори о напонској корозији. У великом броју случајева овакав вид деструкције се испољава између кристалних зрна метала.



Слика 26. Врсте корозије [1]

Постоји већи број корозионих разарања и то: површинска равномерна корозија, површинска неравномерна корозија, местимична корозија-плитка, местимична корозија-дубока, тачкаста корозија, подповршинска корозија, селективна корозија, међукристална корозија и транскристална корозија. Могући су и случајеви истовременог деловања неколико видова корозије, при чему је посебно опасна комбинација у оквиру које је присутна и напонска корозија.

Сва корозиона разарање утичу на носивост челичних конструкција, па самим тим повећавају трошкове одржавања. Лабораторијска испитивања корозије имају задатак да дају приближне резултате као и испитивања корозије на атмосферским станицама, само за краће време. Циљ је добити исте резултате за краће време, чиме се постижу велике уштеде не само у времену, већ и у цени коштања праћења процеса у индустријским постројењима. Упоређивањем експерименталних резултата (у лабораторији и на терену, у индустријским погонима) и

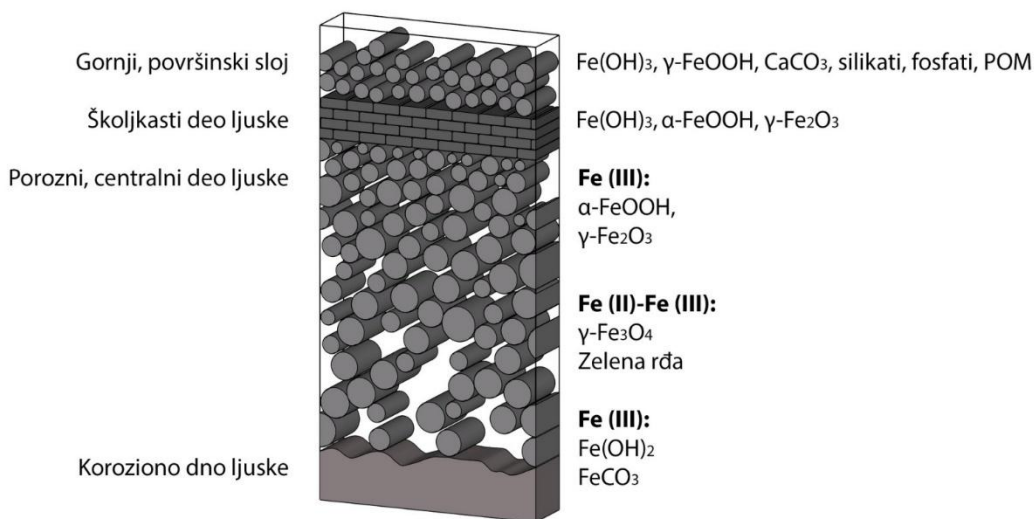
предвиђања добијених моделирањем процеса корозије имплементирањем конститутивног модела у анализу коначних елемената оцењују се реалне могућности модела у претпоставци настанка и прогресије корозије. Добијањем добрих поклапања захтевни и дуготрајни експерименти на испитивању корозије се могу елиминисати.

3.2 Продукти корозије

Већина корозионих љуски има карактеристичну структуру и изглед. На слици 27 шематски је приказана структура, изглед и састав корозионе љуске. Горњи слој љуске је слабо адхерентан, у средњем слоју су шкољкасте насlage, а у центру се налази порозни слој. Корозионе љуске развијају се из центра ка спољашњости, односно од површине метала ка спољашњој средини. Средњи слој шкољкастог облика прекрива центар корозионе љуске. Овај слој је густ, чија дебљина је од неколико делова милиметра до пар милиметара. Слој најчешће чине тешко растворна једињења Fe_3O_4 и FeOOH . Горњи површински слој, на граници љуске и ваздуха обично чини слој који је слабо причвршћен за љуску. Горњи слој изложен је утицају ваздуха. Корозионо дно представља извор гвожђа које улази у састав корозионе љуске. Након настанка корозионе љуске, корозија дна се одвија изузетно споро ($\approx 0,5 \text{ mm/god}$) и доприноси континуалном расту корозионе љуске.

На основу структуре може се проценити како је настала корозија и како је формирана љуска. Структура и састав корозионе љуске зависе од:

- хемијског састава материјала челичних епрувета и
- састава ваздуха



Слика 27. Шематски приказ структуре, изгледа и састава корозионе љуске са карактеристичним изгледом и једињењима која улазе у састав сваког слоја [66]

Раст љуске последица је континуиране корозије коју прате сукцесивно таложење и оксидација корозионих продуката. Како љуска расте, оксиданти све теже дифундују до површине метала. У интермедијарној фази долази до настанка различитих продуката. Шкољкасти слој формира се у правцу продора оксиданта у корозиону љуску. Како се корозиона превлака развија и расте, све је већа површина коју прекривају и временом долази до њиховог стапања, чиме се површина метала комплетно прекрива корозионом љуском. На овај начин површина метала је „заштићена” од нових дејстава оксиданата [42].

Са друге стране, утврђено је да под утицајем инхибитора из ваздуха слојеви кородираних челика имају сличан састав и да се корозионе љуске састоје најчешће од следећих једињења, приказаних у Табели 1:

Табела 1. Најчешћа једињења која се налазе у продуктима корозије

Назив једињења	Хемијски састав продукта корозије
гоетит	α -FeOOH
лепидокрокит	γ -FeOOH
магнетит	Fe ₃ O ₄
хематит	α -Fe ₂ O ₃
вистит	FeO
сидерит	FeCO ₃
гвожђе (II)-хидроксид	Fe(OH) ₂
гвожђе (III)-хидроксид	Fe(OH) ₃
ферихидрат	5Fe ₂ O ₃ ·9H ₂ O

3.3 Класификација корозивности

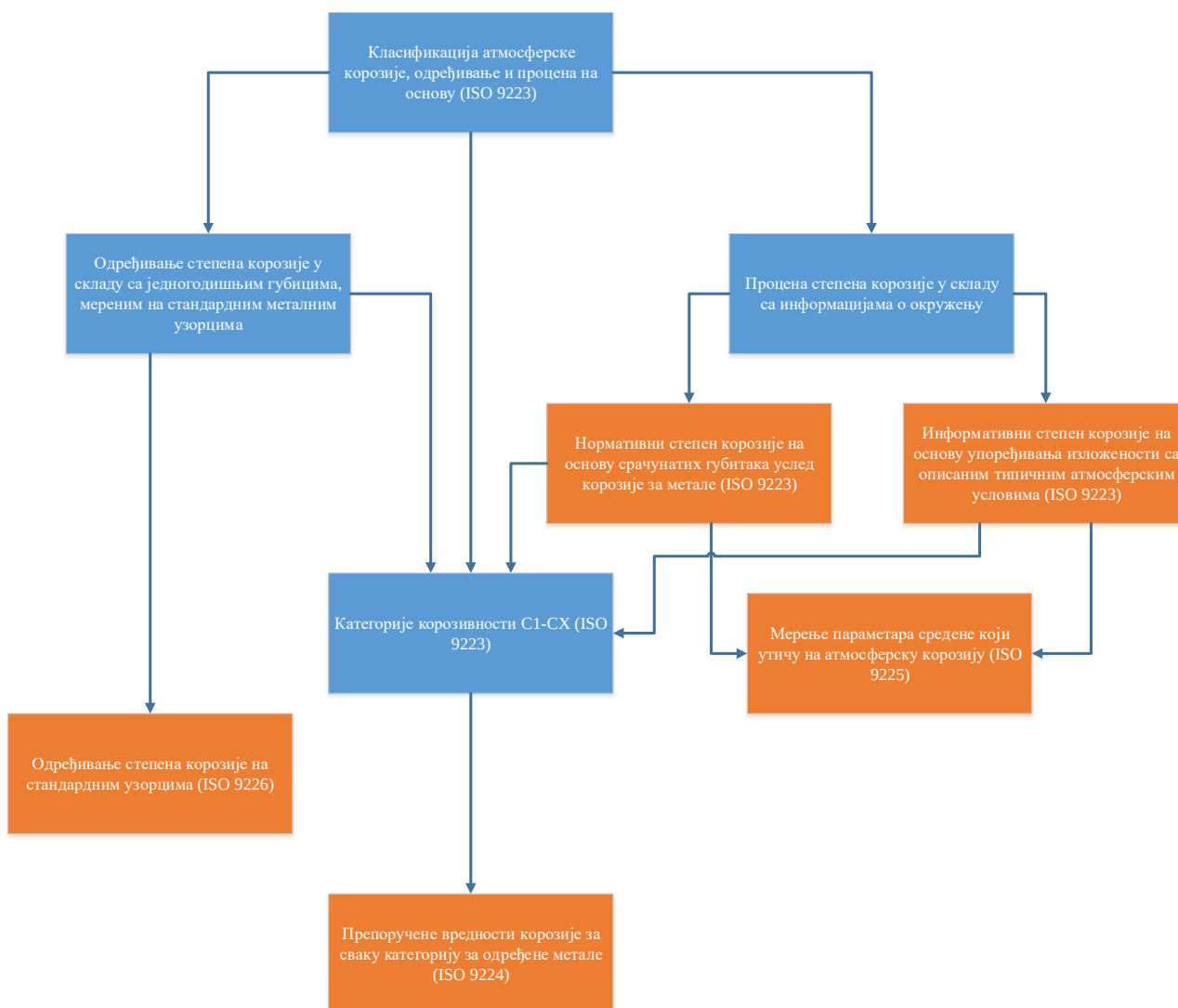
Корозија, изазива огромна оштећења на грађевинским конструкцијама, чиме је подстакнуто велики број дугогодишњих истраживања. Добијени резултати у свим истраживањима су систематизовани како би се дефинисао применљив стандард, који не само да класификује категорије корозивности, већ и дефинише процедуре и смернице за добијање брзине и степена корозије за дуготрајно излагане челичне конструкције. Стандард је применљив и за остале метале, али они нису предмет овог рада.

Проблеми који нису потпуно решени применом овог стандарда:

- Стандардизована метода за одређивање стопе корозије у првој години није довољно осетљива за одређивање корозивности код С1 категорије корозивности.
- Чињеница да систем не даје информације о корозивности за вредности изнад С5 категорије корозивности не значи да се не могу постићи већи губици услед корозије.

Стандардни систем класификације је доста једноставан и применљив у свакодневной инжењерској пракси. Начин одређивања и процене категорије корозивности дате локације према ISO међународном стандарду и односи међу њима приказани су на слици 28. Неопходно је разликовати одређивање степена корозије и процену корозивности у складу са информацијама о окружењу (атмосферски утицаји). Такође је потребно разликовати процену корозивности засновану на примени функције која описује одговор челика на концентрацију загађивача у ваздуху и ону засновану на поређењу са описом типичних атмосфера.

Модел за испитивање корозије, који се дефинишу према препорукама важећих стандарда, користе се за интерполацију података испитивања корозије и предвиђање дугорочног понашања метала на основу краткорочних испитивања, али и за одређивање категорије корозивности посматране средине. Управо је један од циљева овог рада да се развије модел за испитивање челика у индустријски агресивним срединама, како у спољашњој тако и у унутрашњој атмосфери, на основу података о загађивачима атмосфере и временским условима. Провера модела се врши уз помоћ података о мерењу губитка масе и дефинисању конститутивног микромеханичког модела који успешно симулира, на основу експериментално добијених података, утицај корозије на затегнуте елементе конструкције.



Слика 28. Класификација атмосферске корозије у складу са ISO стандардима [67]

3.3 Процена и мониторинг корозивности средине

Током процене категорије корозивности, окружење које се оцењује се упоређује са стандардним окружењем из Табеле 2; тако да овде нису укључене све чињенице које дефинишу степен корозије, као што су годишња просечна вредност концентрације сумпор-диоксида (SO_2) и ефекти хлорида, који су типични за морску средину или тест сланим спрејем.

Лакше је проценити корозивност спољашњих средина него унутрашњих окружења због лакше доступности и комплетности података о животној средини и дубљег и комплекснијег познавања механизма и кинетике корозије у спољашњој атмосферској средини. Због тога се на међународном нивоу постепено уводе осетљивије процедуре за одређивање и процену категорије корозивности за затворено окружење ниске корозивности (унутрашња средина).

Нумеричке вредности стопе корозије прве године за стандардне угљеничне челике дате су у табели 1, за сваку категорију корозивности. Једногодишњи тестови изложености треба да почну у пролеће или јесен. У климама са израженим сезонским разликама препоручено је време почетка експеримента у најагресивнијем периоду године.

Табела 2. Категорије атмосферске корозивности према стандарду ISO 9224 [68] и степен корозије r_{corr} за прву годину изложености различитим категоријама корозије према стандарду ISO 9223 [67]

Категорија корозивности	Примери типичног окружења		Степен корозије челика	
	Спољашња средина	Унутрашња средина	Јединица мере	Угљенични челик
C1 Јако мала	-	Грејане зграде са чистом атмосфером, попут канцеларија, продавница, школа, хотела	$\text{g}/(\text{m}^2\cdot\text{a})$ $\mu\text{m}/\text{a}$	$r_{corr} \leq 10$ $r_{corr} \leq 1,3$
C2 Мала	Лагано загађена атмосфера, углавном рурална подручја	Негрејане зграде у којима може доћи до појаве кондензације, нпр. магацини, спортске дворане	$\text{g}/(\text{m}^2\cdot\text{a})$ $\mu\text{m}/\text{a}$	$10 \leq r_{corr} \leq 200$ $1,3 \leq r_{corr} \leq 25$
C3 Средња	Индустријска и урбана атмосфера са просечном вредности загађења сумпорним-диоксидом. Приобална подручја ниског салинитета	Производни објекти с високом влажношћу и одређеним степеном загађења ваздуха, нпр. фабрике хране, праонице, фабрика пива, млекаре	$\text{g}/(\text{m}^2\cdot\text{a})$ $\mu\text{m}/\text{a}$	$200 \leq r_{corr} \leq 400$ $25 \leq r_{corr} \leq 50$
C4 Висока	Индустријска и приобална подручја средњег салинитета	Хемијске фабрике, базени, ремонтна бродоградилишта	$\text{g}/(\text{m}^2\cdot\text{a})$ $\mu\text{m}/\text{a}$	$400 \leq r_{corr} \leq 650$ $50 \leq r_{corr} \leq 80$
C5 Јако висока-индустријска	Индустријска подручја са врло високом влажношћу и агресивном атмосфером	Зграде и површине са готово константном кондензацијом и високом концентрацијом загађења	$\text{g}/(\text{m}^2\cdot\text{a})$ $\mu\text{m}/\text{a}$	$650 \leq r_{corr} \leq 1550$ $80 \leq r_{corr} \leq 200$
C5 Јако висока-море	Приобаље и пучина с високом концентрацијом салинитета	Зграде и површине са готово константном кондензацијом и високом концентрацијом загађења	$\text{g}/(\text{m}^2\cdot\text{a})$ $\mu\text{m}/\text{a}$	$1500 \leq r_{corr} \leq 5500$ $200 \leq r_{corr} \leq 700$

3.4 Дугорочна предвиђања стопе корозије

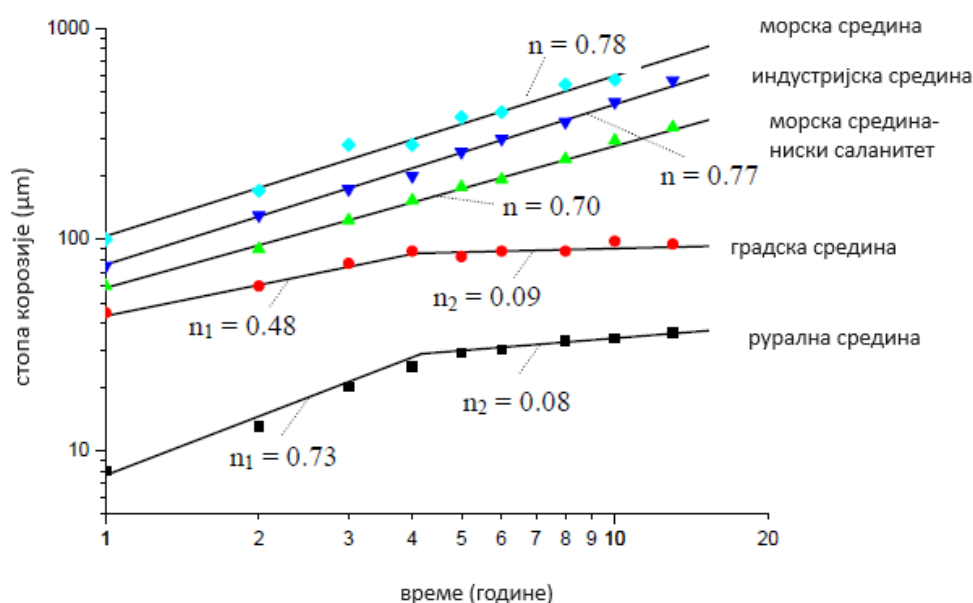
Специфични прорачунски модели дати су у ISO 9224. Дугорочна предвиђања стопе корозије (C) прате познате кинетичке изразе за већину експерименталних података атмосферске корозије [69]:

$$C = r_{corr} t^b \quad 3.1$$

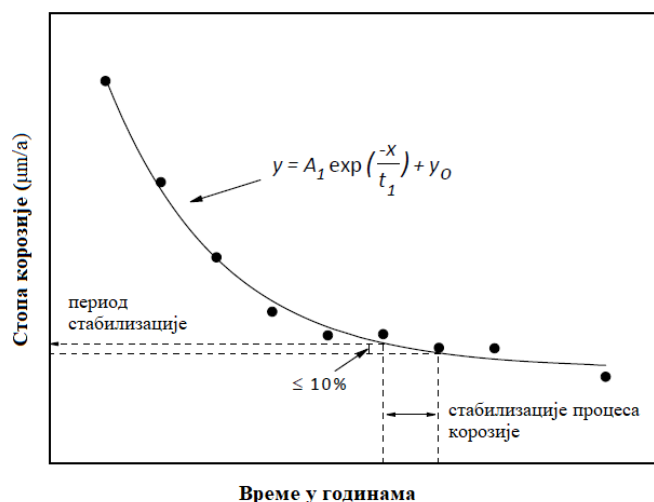
Једначина се користи за описивање ефеката корозије добијених током корозионих испитивањима различитог трајања, на различитим локацијама, где је C степен корозије након t година, r_{corr} је степен корозије у првој години излагања у грамима по квадратном метру годишње ($\text{g}/(\text{m}^2\cdot\text{a})$) или микрометру годишње ($\mu\text{m}/\text{a}$), а b је експонент, који представља

зависност од типа атмосфере у којој је челични елемент излаган. Овде треба напоменути да предвиђање стопе корозије зависи од правилног одређивања r_{corr} , што се и одређује кроз ову студију, док је вредност b узета као просечна вредност временског експонента из регресионих анализа дугорочних програма испитивања атмосферске корозије ISO CORRAG, према ISO 9224:2012 [68] и има вредност 0,523. Експонент b је у функцији атмосферских фактора (релативна влажност ваздуха, температура, трајање падавина, садржај сумпор-диоксида у ваздуху, хлорида, РМ честица итд). Препорука многих аутора је $b=0,77$ за индустријску средину (док је за морску средину $b=0,78$, а за градску средину $b=0,48$ у првих 4 година, а касније је $b=0,09$).

Једначина се може применити за период до 20 година. У неком тренутку, након 20 година, долази до стабилизације процеса корозије, степен корозије постаје линеарна. Степен корозије се смањује са временом, стабилизује се после 4-6 година (слика 29). Процес корозије улази у зону стабилизације када се степен корозије у једној години мења за мање од 10% у односу на претходну (слика 30) [69].

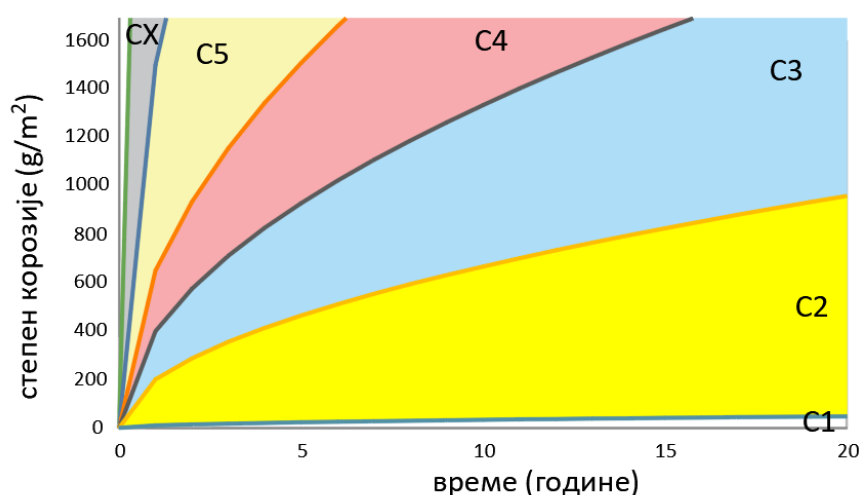


Слика 29. Степен корозије угљеничног челика кроз време за различите атмосферске услове [70]



Слика 30. Одређивање времена стабилизације стопе корозије у стационарном стању из графикана функције експоненцијалног смањења добијеног на основу података о брзини корозије при различитим временима излагања [69]

Треба напоменути да је предвиђање за сваку категорију корозивности на слици 31 извршено за r_{corr} унутар опсега наведених у ISO 9223:2012. Да би се упоредили одговори констукције подвргнути различитим класама корозије у линеарном региону, интервали за сваку категорију корозивности су приказани посебно. Различите боје на слици 31 означавају интервале различитих категорија корозије.



Слика 31. Дугорочно предвиђање степена корозије на основу линеарног модела за категорије корозивности C1, C2, C3, C4, C5, CX у складу са ISO 9223 [71]

3.4.1 Класификација корозивности на основу срачунатог степена корозије у првој години

Просечна степен корозије у првој години се добија на један од следећих начина, изражена губитком масе по јединици површине или редукцијом дебљине узорка:

$$r_{corr} = \frac{\Delta m}{At} [\text{g}/(\text{m}^2\text{a})] \quad 3.2$$

$$r_{corr}' = \frac{\Delta m}{AtD} [\mu\text{m}/\text{a}] \quad 3.3$$

где је t време излагања у годинама (a), A је површина узорка (m^2) D је густина (g/m^3), а Δm је губитак масе током испитивања корозије (g).

3.4.2 Класификација корозивности у зависности од карактеристика атмосфере

ISO стандард омогућује повезивања дугорочних резултата корозивности и зоне стабилизације резултата са категоријом корозивности изведеном из годишњих средњих вредности резултата атмосфере.

Функција која описује одговор челика на концентрацију загађивача у ваздуху служи да би се одредио степен корозије у спољашњој средини, као функција концентрације SO_2 у ваздуху, концентрације хлорида у ваздуху, температуре и релативне влажности. Функција је одређена на основу свеобухватних експеримената широм света.

Овом функцијом се одређује степен корозије челика у првој години излагања:

$$r_{corr} = 1,77 \cdot P_d^{0,52} \cdot \exp(0,020 \cdot RH + f_{St}) + 0,102 \cdot S_d^{0,62} \cdot \exp(0,033 \cdot RH + 0,040 \cdot T) \quad 3.4$$

$$f_{St} = 0,150 \cdot (T - 10), T \leq 10^\circ\text{C} \quad 3.5$$

$$f_{St} = -0,054 \cdot (T - 10), T > 10^\circ\text{C} \quad 3.6$$

У претходном изразу, r_{corr} је степен корозије у првој години, изражен у микрометрима по години ($\mu\text{m/a}$), T просечна годишња температура изражена у $^\circ\text{C}$, RH просечна годишња вредност влажности ваздуха изражена у %, P_d је просечна годишња вредност концентрације SO_2 у ваздуху изражена у $[\text{mg}/(\text{m}^2\text{d})]$, а S_d је просечна годишња вредност концентрације хлорида у ваздуху изражене у $[\text{mg}/(\text{m}^2\text{d})]$.

У претходним годинама, развијени су модели чији је циљ генерализација губитка масе или дебљине услед корозије кроз време, за различите средине, климе и загађујуће материје у атмосфери. Неки од ових модела приказани су у табели 3:

Табела 3. Функција која описује одговор метала на концентрацију загађивача у ваздуху у складу са препорукама аутора

Аутори	Предложени модел	Појашњење параметара модела
Mendoza, Corvo [3]	$C = a + Cl(b\tau_{5-25} + c\tau_{25-35} + dt_{rain}) + SO_2(e\tau_{5-25} + f\tau_{25-35} + gt_{rain}) + hR/t_{rain}$	τ_{5-25} – време влажности при температури од 5-25 $^\circ\text{C}$ τ_{25-35} – време влажности при температури од 25-35 $^\circ\text{C}$ t_{rain} – време падавина у сатима
Knotkova и сарадници [72]	$C = a + b \cdot SO_2 + c \cdot Cl + d \cdot TOW$	Линеарни модел
Panchenko, Marshakov [73]	$\ln C = a + b \cdot \ln SO_2 + c \cdot \ln Cl + d \cdot \ln TOW$	Линеарни логаритамски модел
Klinesmith и сарадници [74]	$C = At^B \left(\frac{TOW}{D}\right)^E \left(1 + \frac{SO_2}{F}\right)^G \left(1 + \frac{Cl}{H}\right)^I e^{J(T+T_0)}$	$A, B, D, E, F, G, H, I, J$ и T_0 су емпиријски параметри

У претходној табели 3, SO_2 је просечна годишња концентрација сумпор-диоксида у $\text{mg}/\text{m}^2\text{d}$, Cl је просечна годишња концентрација хлорида у $\text{mg}/\text{m}^2\text{d}$, TOW је просечно годишње време влажности, T је просечна годишња температура.

3.5 Ефекти услова излагања на степен корозије

Атмосферска корозија челика зависи од многих фактора, пре свега од климатских параметара, нивоа загађења ваздуха, услова излагања (спољашње, унутрашње, заклоњене стране), као и од хемијског састава челика.

Најопсежније истраживање ефеката услова излагања на атмосферску корозију дао је Парк [75] у својој докторској дисертацији. Извршена је упоредна анализа модела у зависности од: угла излагања у зависности од географске ширине сваке локације, оријентације према хоризонталу, заклоњеним условима, сталним условима влаге и великим концентрацијама загађивача од падавина или сланог спреја, соли, прљавштине и отпада у индустријском и морском окружењу. Закључено је да је важно да кишница добро опере челичну површину, да се накупљена влага

брзо цеди и суши. Кључни услов за формирање заштитне превлаке је циклична варијација између влажних и сувих периода. Пожељно је периодично испирање праћено сушењем. У областима заштићеним од кише (унутрашња средина или заклон), типична тамна превлака која се формира на излагању у спољашњим условима је изостала, а уместо тога површина постаје обложена униформним слојем корозије светлије боје. Да би се добили упоредиви резултати, ASTM G50 [76] препоручује излагање узорака под оријентацијом и углом који изазивају најмању количину корозије.

3.5.1 Угао у односу на хоризонталу

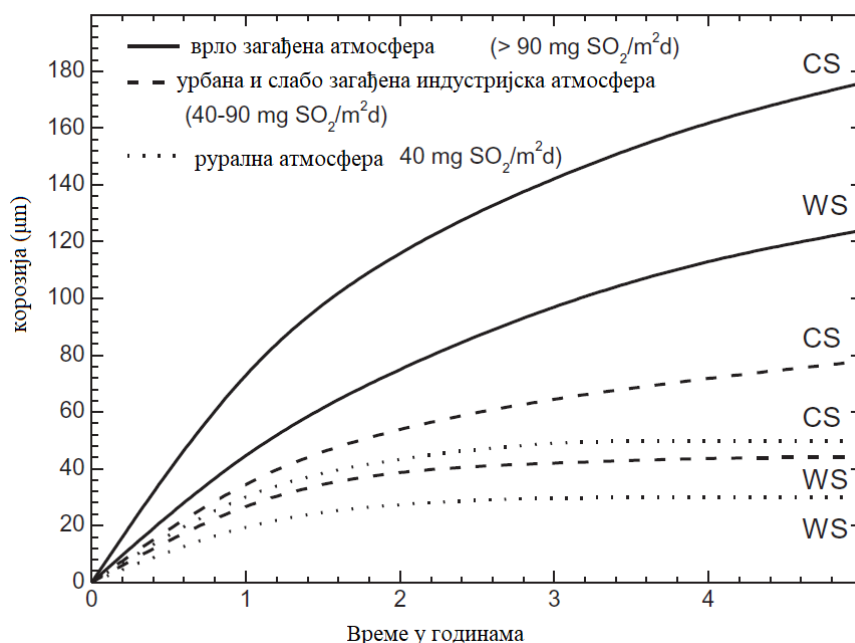
Угао излагања значајно утичу на брзину корозије. На јужној хемисфери, изложени узорци треба да буду окренути према северу под углом једнаким географској ширини места испитивања. Већина тестова атмосферске корозије у САД-у је обављена под углом од 30° у односу на хоризонталу, окренути према југу. Међутим, студије атмосферске корозије у Европи се обично раде са узорцима окренутим према југу под углом од 45° у односу на хоризонталу, због виших географских ширина. Истраживања су такође показала да је експозиција према истоку била најагресивнија. Влага се вероватно код ових узорака спорије сушила и то је повећало време током којег је дошло до активне корозије. Ово је уједно и јасно објашњење зашто су узорци окренути према југу. Из истог разлога, узорци постављени на 0° у односу на хоризонталу (хоризонтално) кородирали су мање од узорака постављених на 90° у односу на хоризонталу (вертикалних), јер су и опрани и осушени јако брзо, одмах после падавина.

3.5.2 Оријентација

Истраживања су показала да и оријентација узорака према хоризонтали може доста утицати на стопу корозије. Обично се очекује да горња површина челичних узорака изложених под неким углом у односу на хоризонталу буде мокра краће од доње површине, која је заклоњена од сунчеве светлости. Корозија на доњој страни узорка изложеног атмосфери загађеној SO₂ представља већу концентрацију сулфатних „гнезда“, док је корозија настала на горњој страни униформнија са мање љуспица. Доња страна има тенденцију да кородира чак 60-70% више од горње стране, а степен корозије се повећава како се оријентација приближавала вертикали. Ова запажања су у корелацији са концентрацијом сулфата у слојевима производа корозије на узорцима који су били изложени само на доњој страни. С друге стране, узорци чије су горње стране такође биле изложене другачије су се понашале због испирања изазваног атмосферским падавинама.

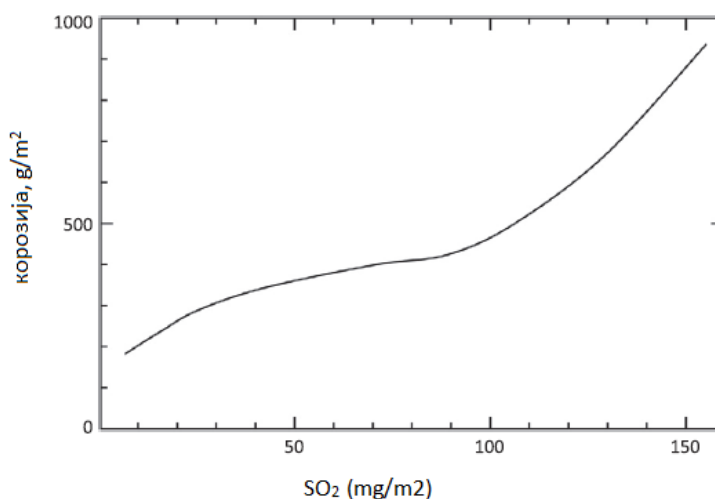
3.6 Ефекти загађености атмосфере на стопу корозије

Према Кнотковој и сарадницима [77] у руралним подручјима степен корозије угљеничног челика и атмосферски постојаног челика WS (*weathering steel*, челик хемијски третиран како би био отпорнији на корозију без употребе премаза) је обично ниска, потребно је доста времена за развијање површинског заштитног слоја (слика 32). У урбаним срединама где концентрација SO₂ не прелази око 90 mg/m², WS обично показује стабилизацију стопе корозије у опсегу 2-6 μm/годишње, тј. само за нијансу више него у руралној атмосфери. У загађенијим индустријским атмосферама ниво SO₂ је преко 90 mg/m². Степен корозије за челик WS је увек мања за исте атмосферске услове него код угљеничног челика.



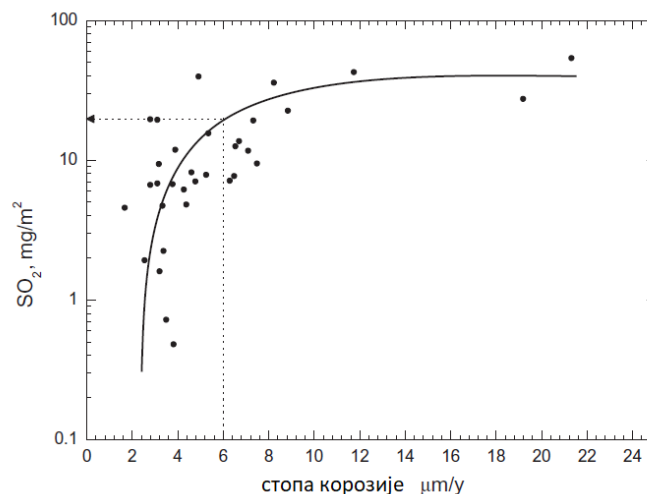
Слика 32. Степен корозије кроз време за челик WS и угљенични челик CS у атмосферама са различитим садржајем SO₂ [77]

Према истим ауторима, корозија челика WS мора бити константна функција садржаја SO₂, која се повећава како садржај SO₂ расте (слика 33). Из тог разлога је пожељно одредити максимални ниво SO₂ у атмосфери где се WS може користити без заштитног премаза. Детаљна анализа скупа података дугорочних резултата испитивања, била је од велике помоћи за прецизније дефинисање критичног нивоа SO₂. Резултати ове анализе указују на максималан годишњи просечни садржај SO₂ од 90 mg/m².



Слика 33. Корозија челика WS у спољашњим атмосферским условима у зависности од концентрације SO₂ у ваздуху [77]

Слика 34 показује да је степен корозије у стабилном стању од 6 μm/годишње добијена само ако је садржај SO₂ мањи од 20 mg/m². Изнад овог нивоа SO₂, корозија челика WS је убрзана.



Слика 34. Варијација стопе корозије угљеничног челика за спољашње услове са садржајем SO_2 [69]

3.7 Атмосферске корозионе станице

Атмосферске корозионе станице се користи за убрзана испитивања у реалним атмосферским условима, у одабраним локацијама. Испитивање на атмосферским станицама је предмет ISO 11474:1998 [78], који дефинише поновљено прскање раствора соли на узорцима, на тачно дефинисаним временским размацима. Трајање експеримента је минимално 6 месеци. Иако је ова метода доста једноставна за примену, она је спора и захтева ангажовање већег броја људи него остале методе.

3.7.1 Спољашња атмосфера

У литератури се може наћи велики број истраживања стопе корозије кроз време за изложене челичне узорке у атмосфери различитих типова: руралној, урбаној, индустријској и морској. Међутим, систематизовање тако добијених информација могу често довести до погрешног закључка, јер су атмосфере класификоване на чисто квалитативан начин према локацији мониторинг станице и њеној околини, на основу субјективне процене фактора климатских услова и загађења атмосфере.

Titakis и *Vassiliou* [79] су испитивали конструкциони челик на дејство атмосферске корозије на војном аеродрому у околини Атине, на 2 km од мора (слика 35). Излагање је започето у 2014. години, у два различита периода, у јесен и у зиму. Мерена је промена масе узорака пре и након излагања, и анализирана је површина узорка пре свега *X-ray* дифракцијом, на сваких годину дана. Мерена су загађења атмосфере за све време трајања експеримента од пет година. На крају је на основу предложеног корозионог модела, урађена пројекција за 30-годишње излагање конструкцијског челика за исте услове.



Слика 35. Испитивање атмосферске корозије у околини Атине, Грчка [79]

Barszcz [80] је у свом истраживању атмосферске корозије користио податке са перманентно постављених атмосферских станица у близини Варшаве, у Пољској (слика 36). Податке добијене са корозионих површина, мерења промене дебљине и масе узора пре и након излагања, користио је за добијање параметара корозије који су карактеристични за дати локалитет у коме су смештене перманентне станице. У току експерименталне студије, вршен је и константни мониторинг атмосферских услова. Податке је искористио како би дефинисао корелацију између метеоролошких услова и параметара који су карактеристични за корозиони процес.



Слика 36. Корозионе станице за испитивање атмосферске корозије у близини Варшаве [80]

У раду *Mendoza-e* и *Corvo-a* [3] испитивања атмосферске корозије су вршена на узорцима димензија 150 mm x 100 mm x 1 mm. Степен корозије је одређена након периода излагања од 6, 12 и 18 месеци. Узорци су постављени у спољашњој и унутрашњој средини. У спољашњој руралној средини, узорци су постављени под 45° у односу на хоризонталу, окренути према југу, док су у урбаној средини и на морској обали сви узорци, у спољашњој и унутрашњој средини, постављени вертикално у односу на хоризонталну раван.

3.7.2 Унутрашња атмосфера

Проучавање стопе корозије у унутрашњој атмосфери је постало актуелно у претходним годинама због ломова конструкција који су се десили на носачима електронске опреме и у складиштима.

Влага је један од најбитнијих фактора код корозије метала у затвореном. Услед влаге не долази до спирања металних површина, па концентрација загађивача може бити и већа и агресивнија него што је случај са атмосферским падавинама.

3.7.3 Заклоњена атмосфера

Врло је дискутабилно да ли се резултати испитивања спољашње атмосферске корозије могу применити на заклоњене услове (делови испод надстрешнице, који нису ни потпуно изложени, а ни потпуно затворени унутар неког простора). На жалост, овде постоји најмање истраживања, па је самим тим и најмање података на основу којих се могу извести применљиви закључци за различите локалитете и услове загађења.

3.8 Убрзано корозионо излагање

3.8.1 Испитивања континуалним потапањем узорака

Приликом ових испитивања убрзање корозионог процеса се остварује континуалним или наизменичним потапањем узорака у растворе одређеног састава, на одређеној температури. Испитивања се најчешће изводе у растворима хлорида (NaCl , FeCl_3), обично уз додавање неког оксидационог средства (H_2O_2 , KCrO_4). На овај начин се испитује не само општа корозија метала, легура и њихових заварених спојева, већ се испитују и други видови корозије (*pitting*, напонска корозија итд).

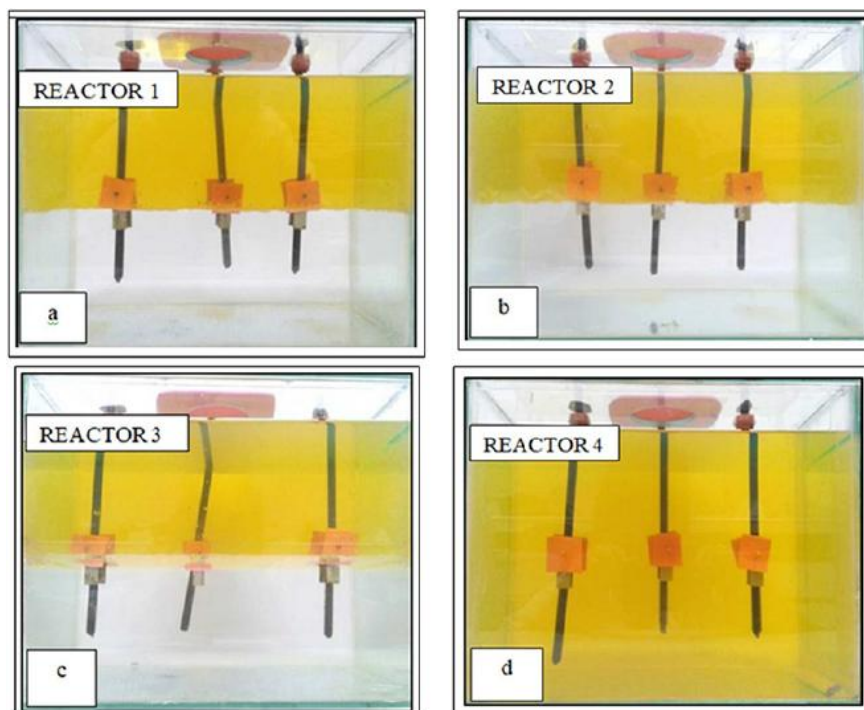
Стандардом ISO 11130:2018 утврђује се метода за оцењивање отпорности на корозију метала после испитивања наизменичним потапањем у раствор. У зависности од хемијског састава раствора за испитивање, испитивање може да се користи за симулацију корозионих ефекта. Такође, стандардом ASTM G31-21 се утврђује метода за лабораторијско корозионо испитивање потапањем металних узорака.

Frazão и сар. [81] су у својој студији радили процену корозије и биокорозије угљеничног челика ASTM A283 изложеног систему дизел уље S10/вода (*tap water*) у статичким условима током 90 дана. Резултати су открили да вода у дизел уљу може бити негативни фактор у процесу корозије и биокорозије. Степен корозије је класификована као умерена за узорке уроњене у двофазни систем, а ниска за узорке уроњене у дизел уље S10. Смањење је примећено у стопи корозије током 90 дана урањања у двофазни систем, што је повезано са формирање слоја који се састоји од продуката корозије и биофилмова током експеримената, што је отежавало да електролит стигне до основног метала. Реактори 1, 2 и 3 имају различити однос дизел уља S10 и воде, док је у Реактору 4 чисто уље (слика 37).

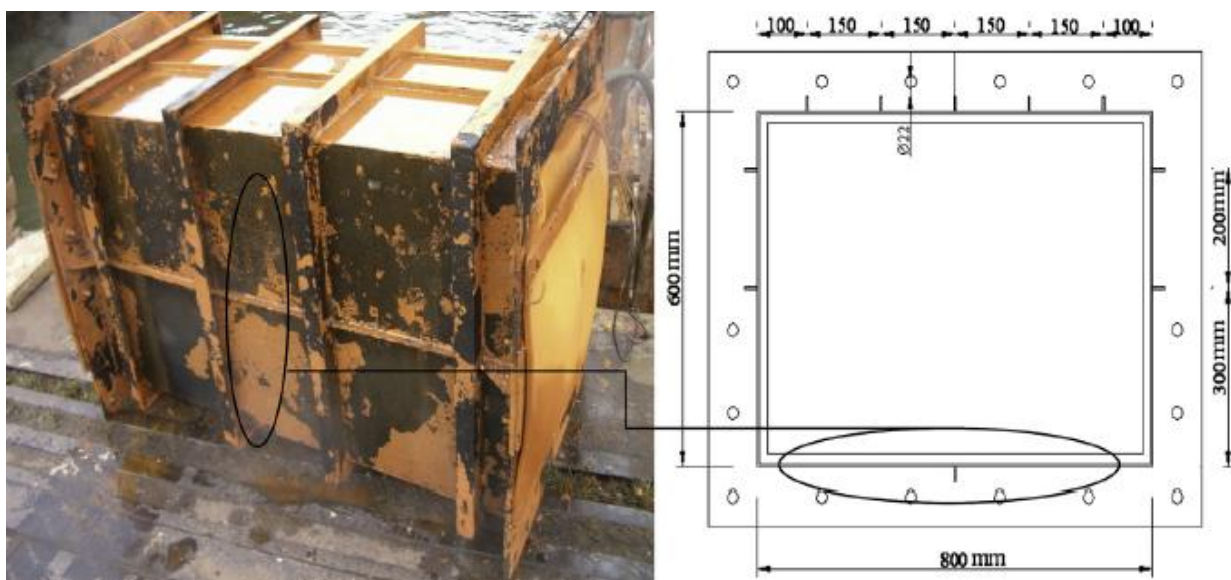
Garbatov и сар. [82] користили су узорке из кутијастог носача, направљеног од бродског лима, који је кородирао у морској води, у Балтичком мору (слика 38). Кутијаста носач је постављен у велики резервоар, морска вода је непрекидно пумпана у резервоар. Температура морске воде је повећана и додатно је повећана брзина деполаризације кисеоника мешањем морске воде, што је резултирало повећањем брзине корозије. За повећање деградације услед корозије коришћена је убрзана анодна поларизација површине метала. Анодна електрична струја се напајала из спољашњег извора. Тест је трајао 90 дана.

Промена карактеристика материјала, изазвана корозијом и концентрација напона услед настанка локалних корозивних јама, као и губитак масе су два најважнија фактора имају утицај на смањење чврстоће испитиваног челика у овој студији.

Ове студије, као и многобројне друге, показују да се испитивање корозије потапањем узорака може модификовати и прилагодити конкретним условима средине, како би одговарало анализираном проблему.



Слика 37. Испитивање потапањем узорка у Реакторе 1, 2, 3, 4 у трајању од а) 30 дана, б) 60 дана, с) 90 дана д) 90 дана [81]

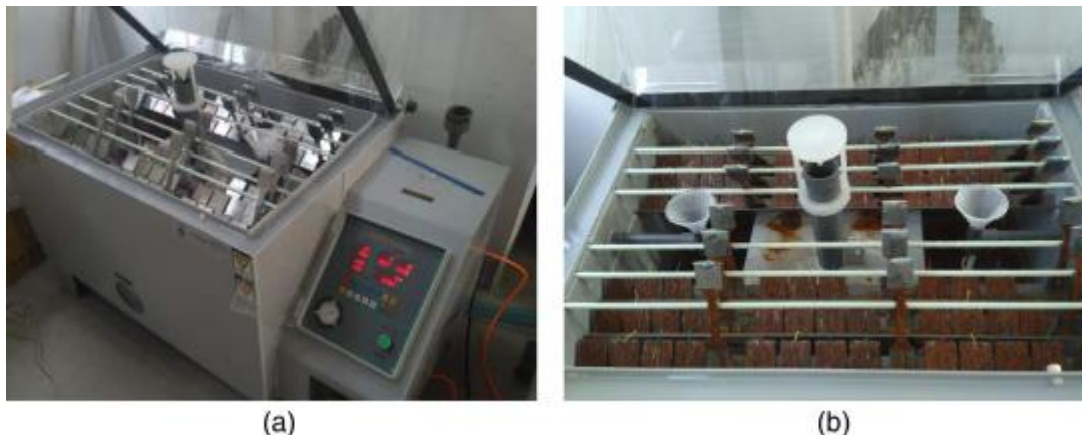


Слика 38. Испитивње континуирано потопљене кутије у морску воду и приказ локације на кутији где су извучене епрувете за испитивање [82]

3.8.2 Комора за убрзано старење

У коморама за корозиона испитивања се убрзање корозионог процеса врши повећањем температуре и релативне влажности ваздуха, уз увођење агресивних компонената у атмосферу коморе. Најважнија су испитивања у влажној комори, у комори са SO_2 (Кестерников тест) и у сланој комори (NSS, ASS i CASS метода). Све наведене методе се користе за испитивање не само опште корозије метала и легура и њихових заварених спојева, већ и за испитивање других видова корозије, као што је *pitting*, корозија у зазорима, напонска корозија итд. Ови тестови се увек изводе уз поштовање стандарда, како би се резултати могли упоредити са осталим истраживањима, који су у овој области многобројна.

Guo и сарадници [83] (слика 39), а касније и *Li* и сарадници. [9] (слика 40) су у својој студији испитивали општу корозију и механичке особине угљеничног челика Q420q, односно Q345qD, респективно, у морској атмосфери кроз тест неутралне соли у спреју (NSS) и испитивања затезањем узорака након излагања (слика 1). Еволуција корозије и површинске морфологије су анализиране. Квантитативно су проучавана основна механичка својства и деградација материјала након корозије. Деформације на површини кородираних узорака мерене су DIC методом, како би се открио механизам деградације механичких својстава.



Слика 39. Комора за убрзано старење, тест сланим спрејем [83]



Слика 40. LYW-075N комора за убрзано старење, тест неутрални сланим спрејем [9]

Кестерников тест (слика 41) се често користи код испитивања атмосфера са повећаном концентрацијом сумпор-диоксида. Тест је јасно дефинисан стандардима ISO 3231 [84] и ISO 6988 [85]: 24-часовни циклуси подељени су у два дела, који се састоје од прве фазе: 8 h излагања у атмосфери са 0,2 L сумпор-диоксида (SO_2) на температури од 42 °C и релативној влажности од 100%, и од друге фазе: од 16 h у амбијенталним условима како је описано у стандарду.

У раду *Montoya-e* и сарадника [86] Кестерников тест (0.2 L SO_2) се доказано успешно користи за симулирање индустријске средине са високом концентрацијом SO_2 . Верификација је рађена уз помоћ X-ray дифрактограма продуката корозије након Кестерниковог теста и упоређивањем са резултатима продуката корозије добијених након трогодишњег спољашњег излагања у Мадриду.



Слика 41. Апаратура за извођење Кестерниковог теста (извор www.materialnova.be)

4 СОПСТВЕНА ЕКСПЕРИМЕНТАЛНА ИСТРАЖИВАЊА

4.1 Предмет и циљ истраживања

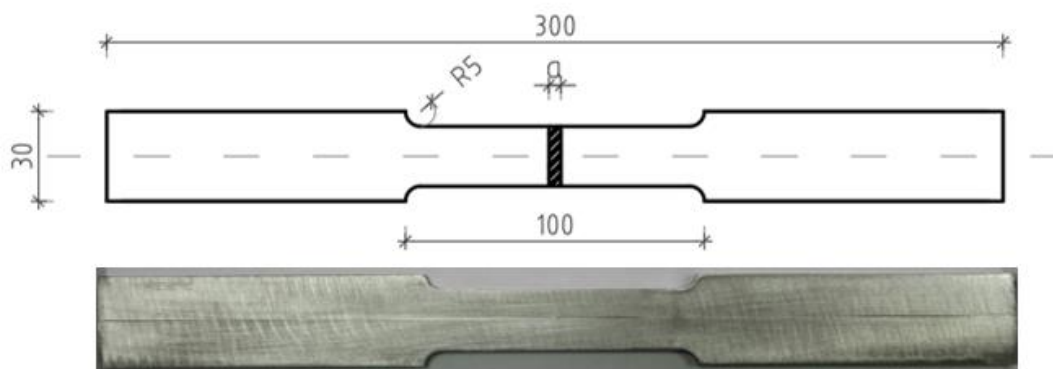
Резултати истраживања ове докторске дисертације имају за циљ да дају допринос у сагледавању и проучавању проблема трајности и носивости корозијом ослабљених челичних конструкција у индустријским срединама, где постоје многобројни инхибитори атмосферске корозије. Пре свега, потребно је у реалним условима експлоатације челичних конструкција проверити изабране лабораторијске убрзане методе корозије, чиме би се смањило време потребно за извођење експеримената. На основу тих резултата предложиће се прорачунски модели за граничну носивост аксијално затегнутих елемената изложених утицају корозије у индустријски агресивним срединама.

Предмет истраживања је процена пропагације корозије током времена у различитим окружењима и смањење носивости конструкционог челика услед пропагације корозије изазване присуством корозионих агенаса у индустријској средини РТБ-а Бор. Испитивање опште корозије је извршено на терену, у одабраним атмосферским корозионим станицама и то: у близини фабрике сумпорне киселине, у погону електролитичне рафинације (електролизе) и поред станице аутоматског мониторинга квалитета ваздуха у Бору. Такође, одређени број узорака, челичних епрувета, је испитиван у коморама за убрзано старење и потапањем у електролите. Сви узорци су били упоређени са еталонским узорцима који су чувани у лабораторијским условима. За оцену корозионе отпорности челика коришћене су методе које се заснивају на мерењу губитка масе и на промени носивости узорака који су били изложени деловању агресивне средине током одређеног времена.

4.2 Опис модела

4.2.1 Припрема експеримента

На слици 42 приказан је изглед епрувете која је коришћена у испитивањима. Испитивања су изведена на челичним епруветама, чије су димензије усвојене на основу стандарда EN 10002-1. Материјал који се користи је челик S235JR (EN 10027-1:2017). На слици 42, са a је означена дебљина узорка за испитивање затезањем. Испитиване су три различите дебљине 4, 6 и 8 mm.



Слика 42. Димензије и изглед узорка пре излагања (EN 10002-1).

Хемијски састав је испитан на еталону димензије 30x40x8 mm, оптичком емисионом спектрометријом и дат је у следећој табели 4:

Табела 4. Хемијски састав челика коришћеног у експерименталном испитивању. [87]

Element	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	P	S
Weight %	0,12	0,012	0,27	0,012	0,003	0,013	0,005	0,008
	Al	Cu	B	Nb	V	Ti	Sn	Fe
	0,036	0,041	0,0003	<0,004	<0,0005	<0,001	0,0006	99,40

Начин означавања узорка, у зависности од места постављања и времена трајања експеримента, приказан је у Табели 5. Испитивана су укупно 42 узорка, која су анализирана у овој студији. По два узорка истих дебљина, од 4, 6 и 8 mm, су постављена на сваку од 7 локација. Узорци са ознаком 1 и 2 су дебљине 4 mm, 3 и 4 су 6 mm, а 5 и 6 су 8 mm. Сви наведени узорци су претходно мерени, излагани одговарајућим агресивним срединама и поново мерени (слика 43). Локација узорка, са међусобним растојањима између локација, може се видети на слици 44.



Слика 43. Мерење епрувета пре излагања корозији

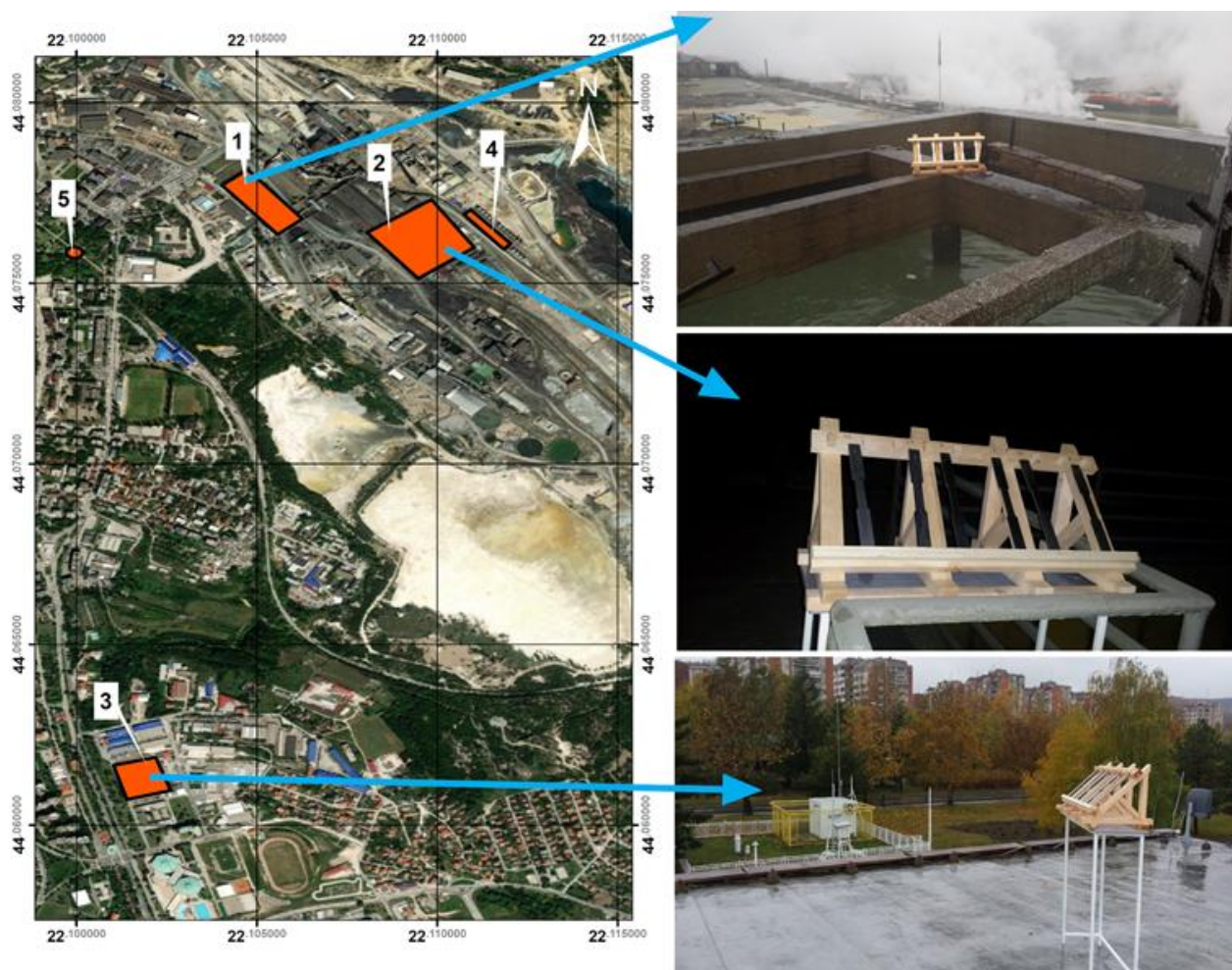
Табела 5. Означавање и класификација узорка

Ознака	Класификација	Локација узорка	Време излагања	Период излагања
E	E1-E6	Еталон (лабораторија)	6 месеци	Новембар-Мај
A	A1-A6	Узорци потопљени у електролит из Електролизе	6 месеци	Април-Мај
EF	EF1-EF6	Погон електролитичке рафинације (електролиза)	6 месеци	Новембар-Мај
AF	AF1-AF6	Фабрика сумпорне киселине	6 месеци	Новембар-Мај
MP	MP1-MP6	Станица аутоматског мониторинга квалитета ваздуха у Бору	6 месеци	Новембар-Мај
SSI	SSI1-SSI6	Узорци из слане коморе I	120 h	
SSII	SSII1-SSII6	Узорци из слане коморе II	240 h	

4.2.2 Методе корозионог испитивања

Испитивања отпорности према корозији изводе се у реалним условима експлоатације или на атмосферским корозионим станицама. То су посебно одабрана места, најчешће са индустријском атмосфером, где се врши излагање узорка и праћење насталих промена на њима, услед корозије. На атмосферским корозионим станицама се врше не само испитивања отпорности метала, легура и њихових заварених спојева према општој корозији, већ и испитивања других видова корозије (pitting, селективна корозија, напонска корозија итд.) Испитивања на корозионим станицама су дуготрајна, па се често примењују убрзана лабораторијска испитивања, током којих долази до корозионих разарања за релативно кратко време. Убрзање корозионих процеса се постиже дејством агресивних компонената, наметањем одређеног електродног потенцијала, повећањем температуре и степена влажности итд. Резултате убрзаних лабораторијских испитивања неопходно је упоредити са подацима добијеним током експлоатације, како би се добила одговарајућа корелација са корозионим понашањем у реалним условима.

На слици 44. се могу видети међусобна растојања изабраних локација. На свим изабраним местима, постављена су по два сета узорка, укупно 42 узорка. Један сет чине 3 узорка различитих дебљина, од 4, 6 и 8 mm.



Слика 44. Положај атмосферских корозионих станица у индустријском комплексу Бора (лева слика са *Google Earth*-а): (1) у близини фабрике сумпорне киселине (AF); (2) унутар погона електролитичне рафинације (електролизе) (EF); (3) у кругу Института за рударство и металургију, поред станице аутоматског мониторинга квалитета ваздуха Институт у Бору (MP); (4) Фабрика сумпорне киселине; (5) станица аутоматског мониторинга квалитета ваздуха Градски парк у Бору

Испитивања континуалним потапањем узорака

Испитивања континуалним потапањем узорака су такође предвиђени у току експерименталног дела. Ово је технички најједноставнија метода. Време потребно да се постигне жељени ниво оштећења материјала услед корозије зависи од саме корозионе отпорности метала и од хемијског састава раствора у који је узорак потопљен.

У овој дисертацији, коришћени су раствори електролита из електролизе, као корозиони медијум, чиме је испуњен услов да раствор одговара индустријској средини у којој се врши испитивање (слика 45). Експеримент је рађен на собној температури, у лабораторији Института за рударство и металургију Бор. Потапање узорака је било континуално, у трајању од једног месеца.



Слика 45. Испитивање епрувета континуалним потапењем у раствор електролита

Комора за убрзано старење

У оквиру експерименталног истраживања извршено је испитивање у сланој комори према стандарду ISO 9227 [88], са неутралним спрејем (NSS test) у трајању од 120 h и 240 h. Слана комора је "*Industrial filter*" са екстерним компресором, у складу са ISO 9227, концентрација раствора натријум-хлорида NaCl је 5% (pH 6,5 ÷ 7,2), температура у комори је 35°C (± 2°C) (слика 46).



Слика 46. Слана комора за убрзано старење

Атмосферска корозиона станица

Атмосферске корозионе станице су изабране поред станица аутоматског мониторинга ваздуха, станице Бор - Градски Парк (слика 47) и Бор – Институт (слика 48). Растојање између две станице аутоматског мониторинга је ваздушном линијом 3 km. Пошто се индустријска зона у Бору налази у строгом центру града, Фабрика сумпорне киселине је лоцирана у близини станице аутоматског мониторинга Бор - Градски Парк.

За атмосферске корозионе станице изабрана је локација у близини фабрике сумпорне киселине (у близини станице за праћење квалитета ваздуха Бор-Градски парк), као и локација на крову Института за рударство и металургију, поред аутоматске станице за праћење квалитета ваздуха Бор-Институт.

Овај део испитивања је спроведен у спољашњим условима. Још један узорак унутар фабрике за електролитичку рафинацију (Електролиза), постављен је у затвореним условима (слика 49). Овде су услови унутар објекта константни у смислу температуре, релативне влажности и концентрације загађујућих материја у ваздуху. Унутар постројења за електролизу постављене су дуваљке, како би се објекат перманентно проветравао. За време трајања експеримента, температура унутар објекта се кретала између 13 °C и 18 °C. Атмосфера је садржала и електролите од аеросоли. Електролит је имао следећи састав: H_2SO_4 1.7 mol/dm³, $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ ~ 160 g/l, или око 40 g/l бакра и HCl 0.04 mol/dm³. На већу влажност у затвореном простору, која је увек била виша од 80 %, углавном су утицале отворене електролитичке ћелије и висока температура електролита (58 ± 2 °C) [89].

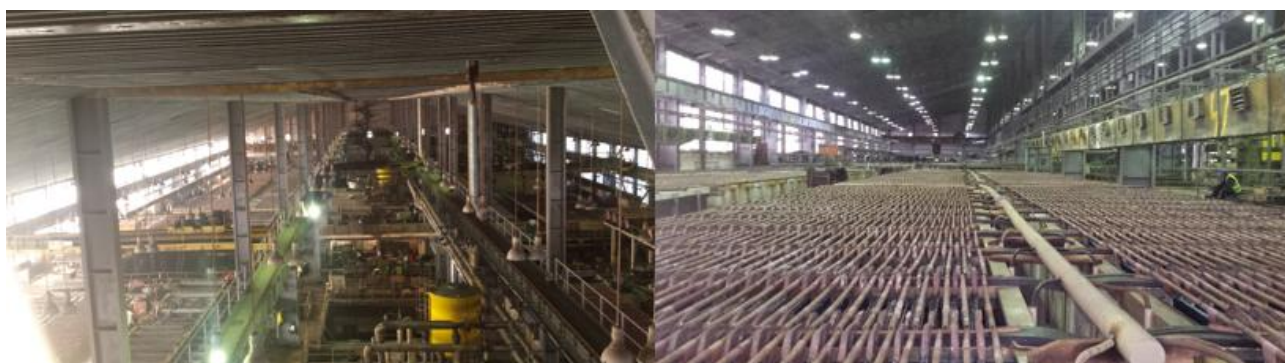
Издавање узорака (челичних епрувета) трајало је 6 месеци. Узорци се постављају на дрвени рам тако да се на њему наслањају најмањом површином. Постављени су под углом од 45° у односу на тло, као хоризонталу и окренути према југу, што се у многим испитивањима сматра положајем у коме је највећа површина узорка захваћена корозијом у најдужем временском интервалу [90] [91]. У овом истраживању дошло је до одступања од стандарда у погледу прскања раствора соли, због покушаја да се добије деградација материјала услед корозије у реалним индустријским условима, у зимским месецима између новембра и маја.



Слика 47. Ограда система за хлађење поред фабрике сумпорне киселине на којој су постављени узорци (лево), у близини станице аутоматског мониторинга квалитета ваздуха Бор-Градски парк (десно)



Слика 48. Кров управне зграде Института за рударство и металургију Бор на коме су постављени узорци. Успод се види станица за аутоматски мониторинг квалитета ваздуха Бор-Институт



Слика 49. Унутрашњост фабрике електролизе; поглед са унутрашњег балкона на коме су постављени узорци (лево) и приземље у коме се налазе базени у којима се врши електролиза бакарних анода

4.2.3 Чување контролних узорака

Контролни, односно еталонски узорци су чувани у лабораторији на собној температури у ексикатору на претходно осушеном силикагелу (слика 50).



Слика 50. Чување контролних узорака у лабораторијски условима

4.2.4 Уклањање продуката корозије

Продукти корозије са свих узорака, као и са контролних, еталонских, су скидани по стандарду ISO 8407:2021 [92] (одговарајући српски стандард је SRPS C.A5.005 [93]). Овим стандардом прописују се методе за уклањање корозионих наслага са метала и легура, насталих током испитивања у условима излагања корозивним срединама. Поступци утврђени у овом стандарду су осмишљене тако да омогуће елиминацију продуката корозије без значајног оштећења основног материјала, што омогућава прецизно одређивање губитка масе узрокованог деловањем корозивних утицаја.

Поступци за уклањање продуката корозије могу се поделити у три опште групе: хемијски, електролитички и механички.

Идеални поступак чишћења подразумева уклањање само продуката корозије, док основни метал остаје нетакнут. Да би се одредио губитак масе основног метала приликом уклањања продуката корозије, паралелни некородирани, контролни узорак, очисти се истим поступком као и узорак који се испитује. Мерењем масе контролног узорка пре и после чишћења добија се вредност губитка масе изазваног чишћењем и та вредност се користи за тачно одређивање губитка масе са узорка са кога се уклањају продукти корозије.

Вредности добијене датим поступком не морају бити реалне у случајевима када се чисте узорци који су јако кородирали. Понављање поступка чишћења узорака са кородираним површинама врло често, чак и када више нема продуката корозије, доводи до даљег губитка масе. Ово се дешава због тога што је кородирана површина често више склона корозији у процесу чишћења него нова која је обрађена машински или полирањем.

Раствори за чишћење се припремају од хемикалија чистоће „*pro analysi*“ и дестиловане воде или воде одговарајуће чистоће. После било ког поступка чишћења узорак који се испитује мора се опрати дестилованом водом и одмах осушити.



Слика 51. Уклањање продуката корозије са епрувета према стандардом дефинисаним условима

Хемијски поступци чишћења обухватају излагање узорака за испитивање корозије специфичном хемијском раствору који уклања продукте корозије уз минимално растварање било ког основног метала. Хемијско чишћење површине узорка се често изводи уз претходно лагано четкање узорака за испитивање ради уклањања волуминозних продуката корозије који не приањају за подлогу. Периодично вађење узорака из раствора ради лаганог четкања може да олакша уклањање продуката корозије који чврсто приањају.

Избор поступака за хемијско уклањање продуката корозије за одређени материјал зависиће од многих фактора укључујући и претходно искуство.

На епруветама излаганим атмосферским утицајима прво су продукти скидани механичким путем, а након тога и хемијским, у трајању дефинисаним у стандарду. Еталонски узорци су повинути истом поступку, према препорукама стандарда, како би се урачунали и губици масе, услед дејства на основни материјал.

У табели 6 је приказан садржај хемикалија које су коришћене за чишћење узорака, као и време трајања потапања. На слици 51 је приказан изглед епрувета потопљен у дефинисани раствор.

Табела 6. Чишћење узорака од продуката корозије по стандарду SRPS C.A5.005 [93]

Ознака	Материјал	Хемикалија	Време	Температура	Напомене
C.3.5		500ml хлороводоничне киселине (HCl, $\rho=1,19$ g/ml), 3,5g хексаметилентетрамина, дестилована вода до 1000 ml	10 min	20 до 25 °C	У извесним случајевима може се захтевати и дуже време излагања раствору.

Након скидања продуката корозије, сви узорци су испитивани затезањем.

4.2.5 Испитивање затезањем

Својстава основног материјала су експериментално испитана на Технолошко-металуршког факултета Универзитета у Београду, у Лабораторији за метале. Испитане су укупно 42 епрувете.



Слика 52. Кидалица са хидрауличким погоном на којој је извршен експеримент

Механичке карактеристике су добијене испитивањем затезањем свих епрувета. Испитивање затезањем изводи се на универзалним машинама за испитивање или кидалицама са хидрауличним или механичким погоном. Главни делови машина за испитивање затезањем су: постоље (или оквир), уређај за оптерећивање, уређај за мерење силе и уређај за аутоматско цртање дијаграма сила-деформација. У експерименту је коришћен „*Servo-hydraulic Universal Testing Machine Instron 1332 with Fast Track 8800 control system*“ (слика 52). Максимална сила затезања је 100 kN. Брзина прираста дилатација у испитивању при затезању износила је 0,001/s. Екстензометар са мерном дужином од 50 mm постављен је на средини узорка ради мерења деформације током стандардног испитивања затезањем.

4.2.6 XRD анализа

Урађена је и XRD анализа корозионих љуски, добијених скидањем са узорака након шестомесечног излагања. Узорци су транспортовани у лабораторију и у року од 24 часа су скинути продукти корозије. Насlage са узорковане површине су скидане стругањем наслага стерилисаном лопатицом. Узорковање је извршено на три позиције:

1. Из фабрике сумпорне киселине (AF)
2. Из електролизе (EF)
3. Поред станице аутоматског мониторинга квалитета ваздуха испред Института (MP)



Слика 53. Изглед продуката корозије припремљених за XRD анализу

XRD анализа је коришћена у овој студији као индикатор односа између губитка носивости услед корозије и врсте средине у којој се корозија развија. Дифракција рендгенских зрака је изведена на прашкастим узорцима корозије уклоњеним са узорака испитиваних на атмосферским корозионим станицама (слика 53) коришћењем *Rigaku Mini Flex 600* дифрактометра. Подешавања генератора су била 40 kV и 15 mA, у опсегу угла од $3 \pm 90^\circ$ 2θ са ширином корака од $0,02^\circ$. У овој студији коришћен је софтвер PDXL 2, верзија 2.4.2.0 за фазну идентификацију у корозији. XRD је спроведен да би се идентификовали оксиди гвожђа формирани на три различита места излагања.

Модерни системи дифрактометра који су компјутерски контролисани, као што је и *Rigaku Mini Flex 600* (Слика 54, лево) и *Autosampler* за 6 узорака (Слика 54, десно), који су коришћени у овом раду, користе аутоматске програме при мерењу и интерпретирању јединствених дифрактограма појединачних конституената јако комплексних смеша. Такође, овај инструмент поседује к-бета филтер који уклања секундарно зрачење узроковано присуством бакра и гвожђа у узорцима, па добијамо јако чист дифрактограм који је лакше анализирати.

Једна од главних тема рендгенске дифракције је квалитативна и квантитативна фазна анализа чистих супстанци и смеша. Рендгенска дифракција прашкастих узорак се користи у широком опсегу истраживања и у процесима контроле средине.

Припрема узорка се обавља на следећи начин: фино спрашен узорак се нанесе на носач, и смести у аутосамплер. Након тога, софтверски се подесе параметри снимања (опсег угла, брзина снимања итд.). У сваком транутку на монитору се може пратити процес снимања дифрактограма.



Слика 54. Rigaku Mini Flex 600 (лево) и Autosampler за 6 узорак (десно)

Опште напомене:

1. Потребно је проверити да ли је узорак репрезентативан
2. Оригиналан узорак се не сме превише третирати
3. Приликом евентуалног уситњавања узорка мора се водити рачуна
4. У зависности од узорка подешавају се услови снимања

Идеалан прах нема унутрашњи напон и не поседује кристалографске префериране оријентације. Оптимална величина честица узорак дифракције за прах је у опсегу 1 до 5 μm . Уколико је прах сувише груб, тачкасти или линијски детектори не препознају све рефлексије које воде до неисправних односа интензитета. Уколико су кристали много мањи од 1 μm , рефлексије се проширују. Овај ефекат се може користити за одређивање величине кристалита.

4.2.7 Метеоролошки параметри

Неки од најважнијих метеоролошких параметара у Бору за процес корозије приказани су у табели 7. T је средња месечна температура у $^{\circ}\text{C}$, RH је релативна влажност ваздуха и TOW (*the time of wetness*) је време влажности, процењено на основу броја сати у години у којима је релативна влажност била једнака или изнад 85%, а температура је прелазила 0°C .

4.2.8 Загађујуће материје у атмосфери

Просечне, месечне вредности концентрације SO_2 за две различите станице за аутоматски мониторинг квалитета ваздуха, приказане су у табели 8. Станице су постављене од стране Агенције за заштиту животне средине, Министарства заштите животне средине Републике Србије. Као што се може видети у овој табели, приметна је разлика у концентрацији SO_2 између две станице у неким месецима.

Табела 7. Просечни месечни метеоролошки параметри [94] [95] [96] [97] [98] [99] [100]

Месец	T (°C)	RH (%)	TOW (h)	падавине (mm/m ²)	атмосферски притисак (mbar)
Новембар-Децембар 2016	6,9	70	168	50	976,3
Децембар- Јануар 2016	2,5	69	192	7,4	984,1
Јануар- Фебруар 2017	0,4	83	144	47	970,5
Фебруар- Март 2017	6,7	79	360	24,7	970,1
Март- Април 2017	6,6	79	240	21,1	967,5
Април-Мај 2017	12,4	72	120	42,7	968,1

Табела 8. Средња месечна концентрација SO₂ (µg/m³) и максимална измерена вредност у току трајања експеримента [101] [102]

Месец	Бор-Институт	Бор-Градски парк
Новембар-Децембар 2016	26,4	26,2
Децембар- Јануар 2016	29,0	26,0
Јануар- Фебруар 2017	54,1	66,8
Фебруар- Март 2017	24,7	59,3
Март- Април 2017	20,4	43,6
Април-Мај 2017	16,0	42,3
максимална измерена вредност за време трајања експеримента	272,6 (измерено 01.02.2017)	299,9 (измерено 01.05.2017)
средња вредност у току трајања експеримента	28,4	44,0

4.2.9 SEM анализа

Испитивања су вршена на скенирајућем електронском микроскопу (SEM) JEOL JSM IT-300LV. Он користи високу резолуцију слике при максималном увећању 300 000 пута и може радити и у ниском вакууму (слика 55). Опремљен је са Link System-ом електронском микросондом. Као извор електрона (електронски топ) користи се волфрамово влакно (*W filament*) или LaB₆. У овом експерименталном раду коришћен је W filament. Сам микроскоп је опремљен детекторима за секундарне електроне (SE) и повратно-расуте електроне (BSE), што омогућава ширу примену и снимање различитих врста узорака. Секундарни електрони (SE) су електрони ниске енергије који потичу од саме површине узорка под дејством електронског снопа тј. примарних електрона. За разлику од секундарних електрона, повратно-расути електрони (BSE) су електрони који након вишеструког одбијања (преламања) “излазе” из узорка. На тај начин могуће је добити различите врсте снимака, SEI (*Scanning Electronic Image*) и BEI (*Backscattering Electronic Image*). Осим ових детектора, за идентификацију елемената у материјалу, постоји iEDS детектор који користи енергетско – дисперзиону спектрометрију.

У комори микроскопа налази се сточић на који се поставља носач узорака. Само постављање узорка и покретање сточића унутар коморе микроскопа праћено је двама камерама: SNS (у

равни узорка) и IR (дуж вертикалне осе узорка). Узорци су пре снимања на SEM-у припремљени, тј. очишћени у ултразвучном купатилу (*ultrasonic cleaner*) (слика 56). Увећања коришћена при снимању сваког узорка могу се видети на свакој слици понаособ, на траци у дну слике.

Снимци су направљени на површини лома епрувета, на попречним пресецима узорака, исечених након испитивања затезањем. Изабране су епрувете на којима је снимљен лом, по један сет са сваког значајног положаја, свих дебљина:



Слика 55. Изглед апаратуре



Слика 56. Припрема узорака за снимање у SEM-у

1. Слана комора у трајању 120 h (SSI),
2. Слана комора у трајању 240 h (SSII),
3. Раствори потопљени у раствор електролита из електролизе (A),
4. Из фабрике Електролизе (EF),
5. Из фабрике сумпорне киселине (AF),
6. Узорци на крову Института, поред станице аутоматског мониторинга квалитета ваздуха Институт Бор (MP) и
7. Са епрувета чуваних у лабораторијским условима.

Укупно су анализирани SEM слике са 21. епрувете, сваки епрувета је снимана са 3 различита увећања, што значи да су приликом анализе површине лома обрађена укупно 63 снимка лома. SEM анализа узорака је увек рађена на средини узорка.

Такође, снимљене су и три еталонске епрувете, чуване у лабораторијским условима, које нису ломљене, већ су накнадно пресечене.

4.3 Резултати сопствених експерименталних истраживања

4.3.1 Корозија челика S235JR након излагања

Убрзане методе корозионог испитивања су коришћене у овом раду како би се одредила почетна, иницијална атмосферска корозија челика S235JR у индустријској средини града Бора у посматраном периоду за време експерименталних истраживања. Губитак масе сваког узорка након излагања је срачунат по следећем изразу:

$$\Delta m = m_0 - m - \frac{\sum_{i=1}^2 (m_{0,i} - m_i)}{2} \quad 4.1$$

У претходном изразу, Δm је губитак масе услед корозије, m_0 је маса узорака пре излагања, m је маса након корозионих тестова, $m_{0,i}$ и m_i су масе еталонских узорака пре и после чишћења. На слици 57, могу се видети узорци на местима излагања на дан завршетка експеримента на атмосферским корозионим станицама, пре скидања продуката корозије. У овој студији, два некородирана еталонска узорка за сваку дебљину такође пролазе кроз исту процедуру чишћења да би се урачунао губитак масе услед хемијског чишћења. Корозија челичних узорака у свим условима може се класификовати као униформна корозија; степен корозије се мери стопом губитка масе ρ , који се може изразити као:

$$\rho = \Delta m / m_0 \quad 4.2$$



Слика 37. Изглед излаганих узорака на дан завршетка експеримента, пре скидања за чишћење

Стопа губитка масе се континуирано повећава због повећања времена за које корозија напада конструктивне елементе или због повећања фактора који утичу на корозију. Генерално, након 6 месеци излагања, већина површина узорака је била 100% покривена продуктима корозије. У складу са ISO 9226:2012 [103] након одређивања почетне укупне површине узорка A и губитка масе током испитивања корозије Δm , просечна степен корозије у првој години се може добити на основу израза из поглавља 3.4.1. Степен корозије челика S235JR приказана је у табели 9.

У табели 10 приказане су средње годишње вредности метеоролошких параметара и атмосферских загађивача. На основу ових вредности и степен корозије у првој години излагања добија се категорија корозивности спољашњих атмосферских корозионих станица, према ISO 9223:2012 [67]. У овој табели, узимани су у обзир метеоролошки подаци у периоду од 8. новембра 2016. до 8. новембра 2017. године.

Табела 9. Вредности стопе корозије и губитка масе узорака дебљине 4, 6 и 8 mm.

Номинална дебљина узорака	Ознака узорака	Губитак масе (g)	Однос губитка масе r	r_{corr} (g/(m ² *a))	r_{corr}' (μ m/a)
≠4	A1	27,24	0,119	290,85	37,00
	A2	24,70	0,107	263,71	33,55
	EF1	0,81	0,003	8,64	1,10
	EF2	0,83	0,003	8,81	1,12
	AF1	6,42	0,026	68,59	8,73
	AF2	6,39	0,026	68,19	8,68
	MP1	2,05	0,008	21,89	2,79
	MP2	2,00	0,008	21,31	2,71
	SSI1	1,44	0,005	15,39	1,96
	SSI2	1,29	0,006	13,81	1,76
	SSII1	1,57	0,006	16,80	2,14
	SSII2	1,69	0,007	18,05	2,30
≠6	A3	30,52	0,086	304,14	38,69
	A4	25,87	0,072	257,76	32,79
	EF3	0,97	0,003	9,69	1,23
	EF4	0,99	0,002	9,86	1,26
	AF3	7,35	0,020	73,26	9,32
	AF4	7,21	0,019	71,80	9,13
	MP3	2,28	0,006	22,69	2,89
	MP4	2,30	0,006	22,96	2,92
	SSI3	1,32	0,003	13,15	1,67
	SSI4	1,36	0,003	13,50	1,72
	SSII3	2,17	0,006	21,59	2,75
	SSII4	1,69	0,004	16,80	2,14
≠8	A5	32,01	0,065	298,98	38,04
	A6	33,23	0,068	310,34	39,48
	EF5	0,89	0,002	8,27	1,05
	EF6	1,04	0,002	9,69	1,23
	AF5	7,75	0,015	72,35	9,20
	AF6	7,53	0,015	70,30	8,94
	MP5	2,31	0,004	21,58	2,75
	MP6	1,58	0,003	14,71	1,87
	SSI5	1,24	0,002	11,62	1,48
	SSI6	1,37	0,003	12,75	1,62

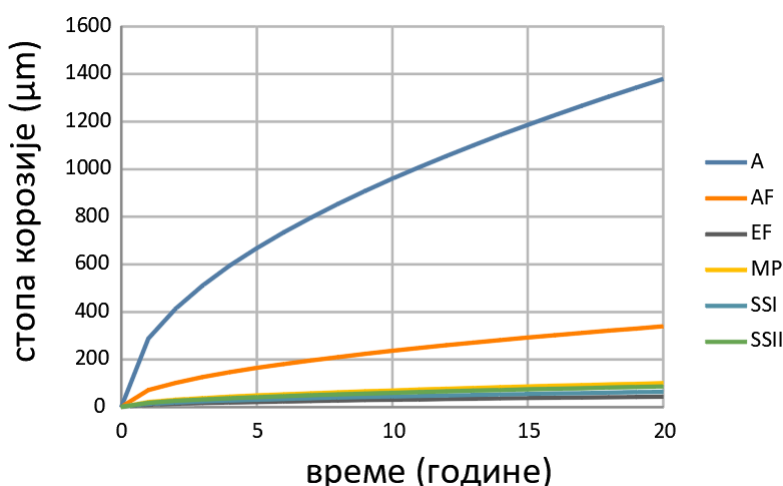
	SSII5	1,94	0,004	18,11	2,30
	SSII6	1,76	0,003	16,41	2,09

Табела 10. Одређивање категорије корозивности на атмосферским станицама за испитивање корозије у близини фабрике сумпорне киселине (AF) и поред станице за аутоматски мониторинг квалитета ваздуха поред Института за рударство и металургију Бор (MP) [101] [102]

Атмосфера	Локација	TOW (h/god)	SO ₂ (mg/m ²)	Степен корозије у првој години (μm)	ISO 9223 категорија корозивности	Ниво корозивности
Индустријска	AF	2640	44,03	70,75	C4	Висок
Индустријска	MP	2640	28,42	20,86	C3	Средњи

У овој дисертацији разматран је утицај категорија корозивности C3 и C4 које су се односиле на средњи (C3) и висок (C4) ниво корозивности. Слика 58 показује разлике између дугорочног предвиђања брзине корозије са временом излагања на местима испитивања из ове студије. Јасно је из табеле 10 и табеле 2 из поглавља 3.3 (у ISO 9223:2012, табела 2) да сва изабрана корозиона испитивања спадају у категорију C3, са средњом корозивношћу, осим места испитивања близу AF, који је C4, са високом категоријом корозивности.

Закон који описује промену стопе корозије кроз време анализираних убрзаних метода за испитивање из претходно дате једначине у поглављу 3.4, приказан је на слици 58. Хеуристички модел на који се фокусира ова студија описан је на основу мерења губитка масе и последично стопе корозије, као функције различитих параметара атмосфере: температуре, релативне влажности ваздуха, TOW, као и садржаја SO₂ у ваздуху. Ова значи да је усвојени модел доста једноставан за примену, иако се примена сваког модела односи искључиво на атмосферске услове за које важе усвојени параметри, тј. везан је за посматрани локалитет.



Слика 58. Дугорочно предвиђање степена корозије на основу линеарног модела за различите локације AF, EF, MP, SSI, SSII

4.3.2. Губитак масе и носивости челика S235JR након излагања

Резултати су показали да корозија може значајно утицати на носивост попречног пресека елемената челичне конструкције. Након корозије, максимална сила затезања ($F_{\max}$) испитиваних узорка од челика S235JR са различитим процентима губитка масе је наведена у табели 12. Да би се квантификовао утицај корозије, губитак масе, смањење максималне силе након корозије и промена дебљине пресека приказани су у табели 12. Резултати су показали да са повећањем корозије, маса, дебљина пресека и максимална сила су се значајно смањиле. Табела 11 приказује референтне вредности за еталонске узорке и губитак масе услед хемијског чишћења. Максимална сила приказана на еталонским узорцима приказана је због поређења са вредностима максималних сила након излагања корозији. У табели 12, такође је приказана промена дебљине пресека Δd_{mass} на основу губитка масе, која представља разлику између дебљине пресека пре корозије и после корозије. Промена дебљине пресека пре корозије и после корозије на основу губитка масе одређују се на следећи начин:

$$d_0 = \frac{m_0}{A_w D} \text{ [mm]} \quad 4.3$$

$$d_1 = \frac{m_1}{A_w D} \text{ [mm]} \quad 4.4$$

где су m_0 и m_1 масе пре и након корозионог излагања, A_w је изложена површина узорка, D је густина (g/mm^3).

Табела 11. Еталонски узорци пре и након укањања корозионих производа.

Еталонски узорци пре чишћења				Еталонски узорци након чишћења					
	Ознака узорка	Mass ₀ (g)	d ₀ (mm)	Mass ₁ (g)	d ₁ (mm)	Mass loss (%)	Ddmass (mm)	f _u (MPa)	F _{max} (N)
≠ 4	E1	254,654	4,044	254,570	4,043	0,033	0,0013	397,72	32158
	E2	250,437	3,977	250,393	3,976	0,018	0,0007	390,92	31090
	про.вр. E1 и E2					0,025	0,0010	394,32	
≠ 6	E3	387,606	6,156	387,563	6,155	0,011	0,0007	422,08	51727
	E4	385,880	6,128	385,843	6,127	0,010	0,0006	407,54	49944
	про.вр. E3 и E4					0,010	0,0006	414,81	
≠ 8	E5	521,467	8,281	521,440	8,281	0,005	0,0004	383,99	63597
	E6	513,088	8,148	513,056	8,148	0,006	0,0005	381,21	62120
	про.вр. E5 и E6					0,006	0,0005	382,60	

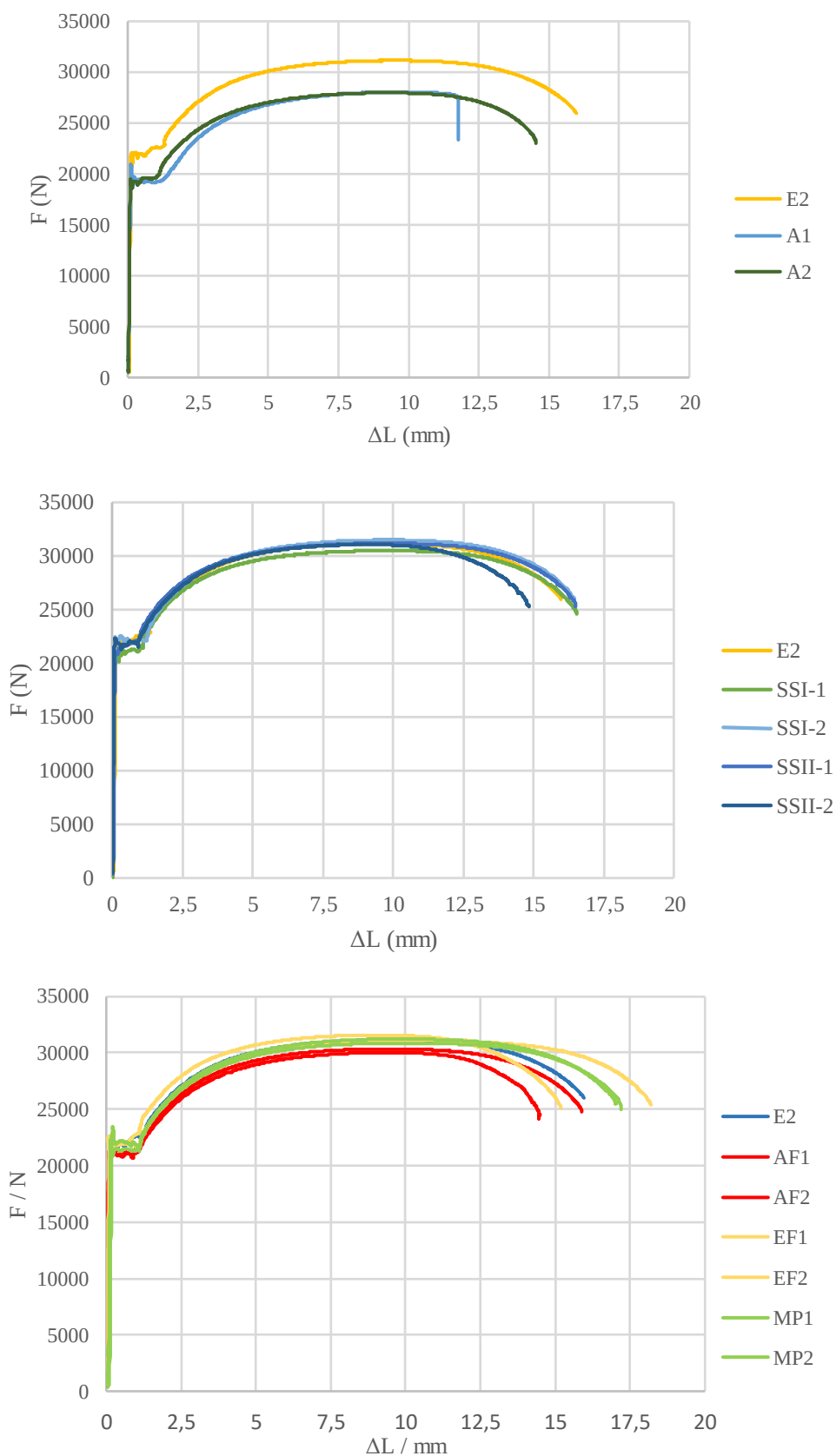
У наредној табели су приказани резултати мерења масе узорка пре излагања агресивној средини и након излагања, као и одговарајуће силе кидања, односно максималне носивости на затезање.

Табела 12. Узорци пре и након излагања корозији

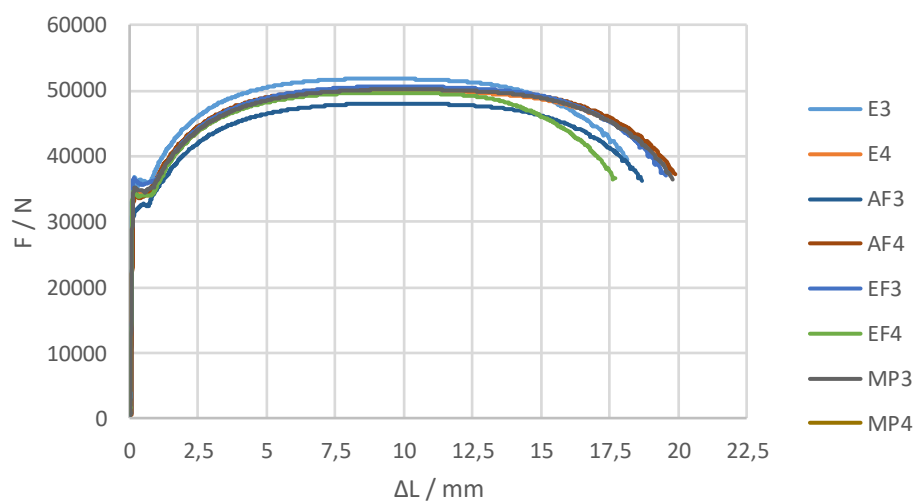
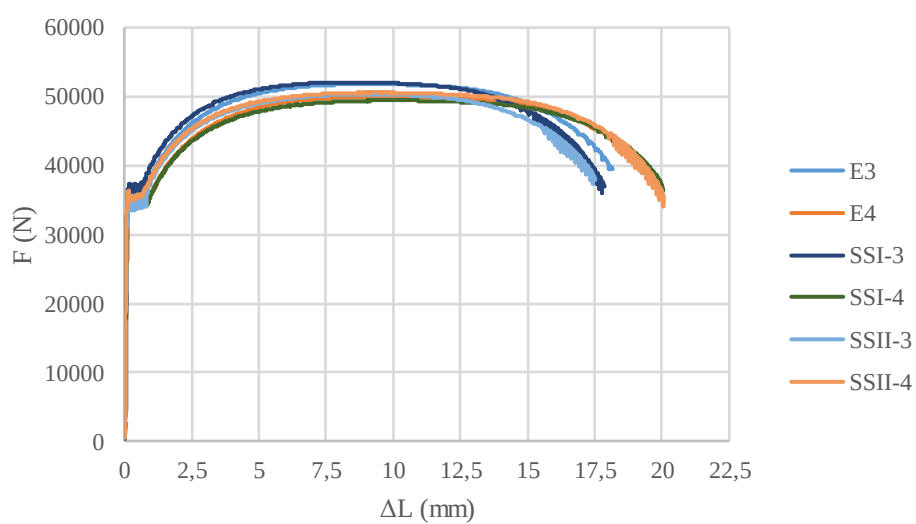
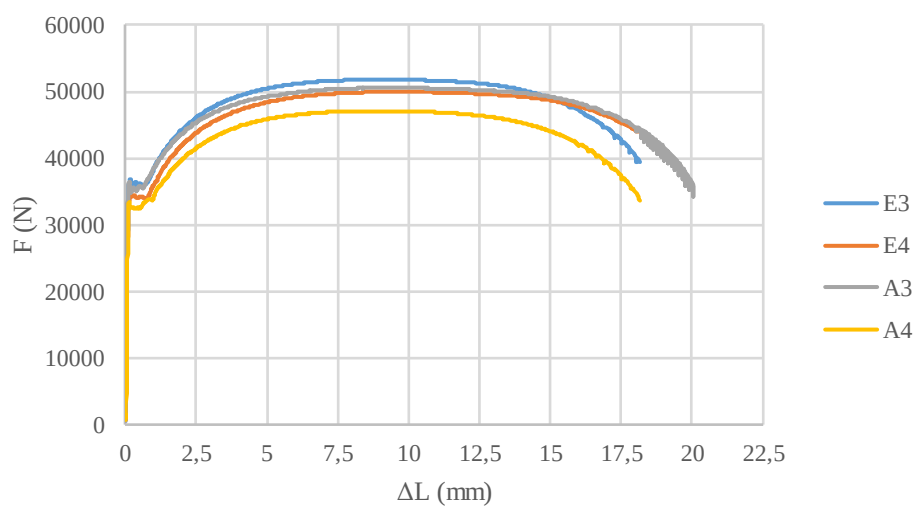
Узорци пре излагања корозији				Узорци након излагања корозији				
Дебљина узорка	Ознака узорка	Mass ₀ (g)	d ₀ (mm)	Mass ₁ (g)	d ₁ (mm)	Mass loss (%)	Δd _{mass} (mm)	F _{max} (N)
≠4-nominal	A1	256,977	4,081	229,676	3,647	10,5990%	0,4336	27989,00
	A2	255,465	4,057	230,706	3,664	9,6667%	0,3932	27905,00
	EF1	253,268	4,022	252,395	4,008	0,3194%	0,0139	31020,00
	EF2	254,246	4,038	253,357	4,024	0,3245%	0,0141	31527,00
	AF1	254,398	4,040	247,911	3,937	2,5248%	0,1030	30291,00
	AF2	252,915	4,017	246,465	3,914	2,5250%	0,1024	30001,00
	MP1	256,429	4,072	254,315	4,039	0,7994%	0,0336	31164,00
	MP2	253,477	4,025	251,417	3,993	0,7874%	0,0327	30800,00
	SSI1	256,108	4,067	254,603	4,043	0,5627%	0,0239	30475,15
	SSI2	259,190	4,116	257,833	4,095	0,4989%	0,0216	31461,09
	SSII1	255,815	4,063	254,178	4,037	0,6149%	0,0260	31150,02
	SSII2	255,907	4,064	254,153	4,036	0,6604%	0,0279	31047,15
≠6-nominal	A3	387,425	6,153	356,863	5,667	7,8789%	0,4854	45217,00
	A4	382,985	6,082	357,117	5,671	6,7447%	0,4108	47073,00
	EF3	385,470	6,122	384,458	6,106	0,2529%	0,0161	50533,00
	EF4	384,272	6,103	383,282	6,087	0,2480%	0,0157	49602,00
	AF3	383,004	6,082	375,612	5,965	1,9203%	0,1174	48012,00
	AF4	387,129	6,148	379,884	6,033	1,8619%	0,1151	50293,00
	MP3	385,095	6,116	382,778	6,079	0,5921%	0,0368	50174,00
	MP4	383,985	6,098	381,641	6,061	0,6008%	0,0372	52322,00
	SSI3	386,304	6,135	384,944	6,113	0,3425%	0,0216	51963,00
	SSI4	387,833	6,159	386,478	6,138	0,3398%	0,0215	49375,00
	SSII3	384,556	6,107	382,349	6,072	0,5643%	0,0350	50296,00
	SSII4	387,568	6,155	385,842	6,128	0,4358%	0,0274	50532,00
≠8-nominal	A5	521,264	8,278	489,223	7,769	6,1411%	0,5088	57798,00
	A6	518,690	8,237	485,432	7,709	6,4062%	0,5282	57479,00
	EF5	521,256	8,278	520,341	8,264	0,1699%	0,0145	63154,00
	EF6	503,781	8,001	502,714	7,984	0,2059%	0,0169	61382,00

	AF5	519,034	8,243	511,258	8,119	1,4925%	0,1235	61680,00
	AF6	521,248	8,278	513,691	8,158	1,4441%	0,1200	61972,00
	MP5	521,210	8,277	518,870	8,240	0,4433%	0,0372	63303,00
	MP6	513,096	8,148	511,491	8,123	0,3071%	0,0255	62127,00
	SSI5	522,374	8,296	521,100	8,276	0,2382%	0,0202	62563,00
	SSI6	521,472	8,281	520,077	8,259	0,2619%	0,0222	62126,00
	SSII5	507,020	8,052	505,051	8,021	0,3825%	0,0313	60053,00
	SSII6	510,228	8,103	508,441	8,075	0,3445%	0,0284	60791,00

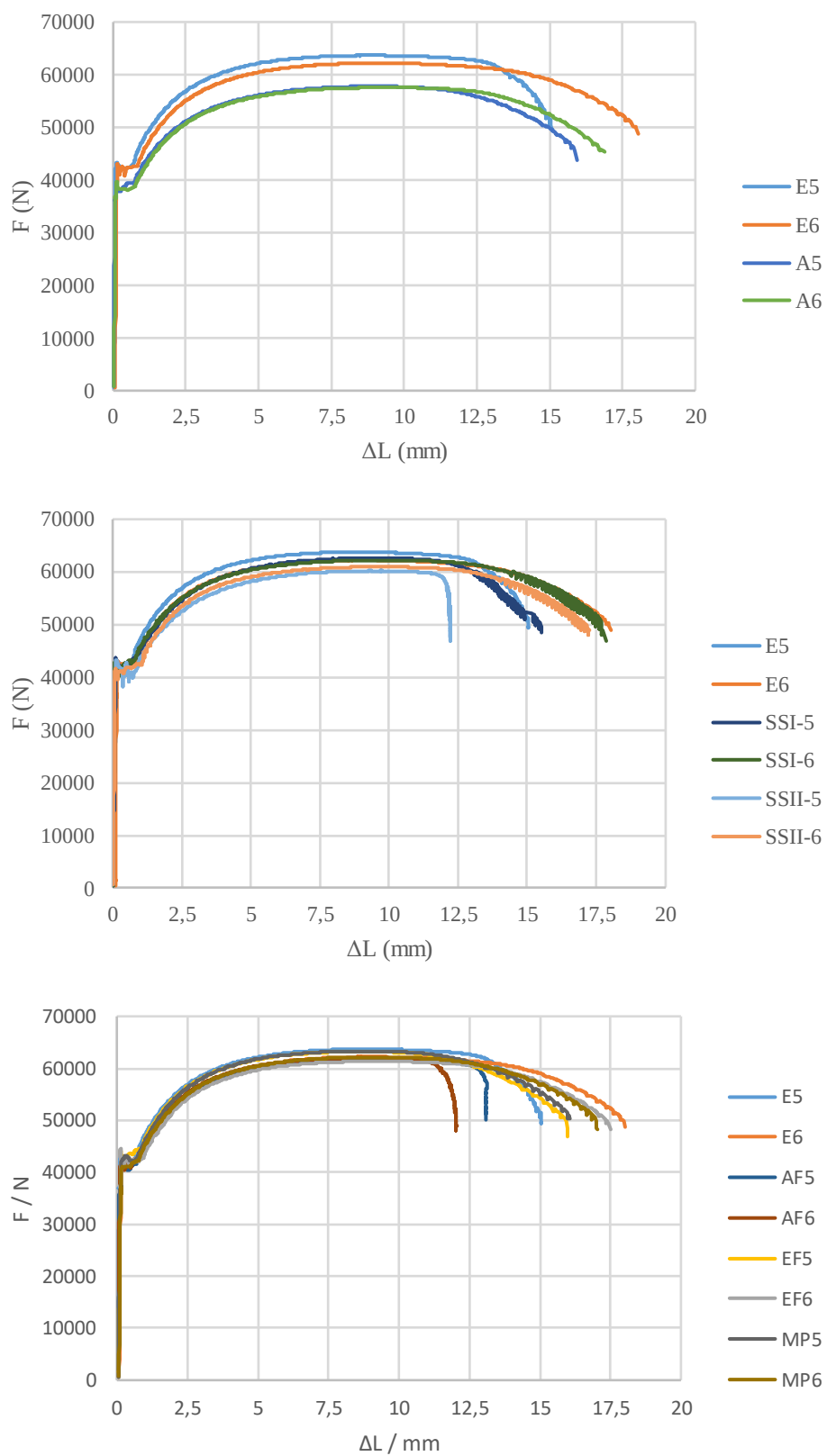
Након испитивања затезањем добијени су резултати у виду дијаграма сила и пиздужење за узорак од челика S235JR са различитим стопама корозије. На сликама 59, 60, 61 приказани су дијаграми сила-издужење кородираних и некородираних узорак дебљина 4, 6 и 8 mm од челика S235JR, респективно. Главни разлог за редукцију максималне силе је ефективно смањење површине попречног пресека кородираног узорка. Вреди напоменути да је пад силе био већи код узорак са већом стопом корозије, што је и очекивано.



Слика 59. Дијаграм сила-померање код групе узорка Е и А, SSI, SSII, EF, AF и MP дебљине 4 mm.



Слика 60. Дијаграм сила-издужење код групе узорака Е и А, SSI, SSII, EF, AF и MP дебљине 6 mm.



Слика 61. Дијаграм сила-издужење код групе узорака Е и А, SSI, SSII, EF, AF и MP дебљине 8 mm.

4.3.3. Резултати XRD анализе

Без обзира на атмосферске услове, укључујући морске и индустријске, главни производи корозије, услед њиховог утицаја, на угљеничне челике у периоду до годину дана су лепидокроцит (γ -FeOOH) и гетит (α -FeOOH) [104] [105]. Током излагања, лепидокроцит се трансформише у гетит, а SO_2 веома утиче на овај процес [106], који се одвија у неколико паралелних и узастопних фаза [107]. У овим процесима корозије, магнетит (Fe_3O_4) и магемит (γ - Fe_2O_3) су практично међупроизводи и често се детектују XRD анализом. Међутим, тешко их је разликовати због њихове скоро идентичне кристалне структуре [70]. Обично су близу површине челика са највећим делом слоја корозије преко њих, што доводи до њихове идентификације, али без одређивања њиховог удела у количини у производима корозије на узорцима челика у атмосферским условима, укључујући индустријску атмосферу у Бору. Једињења у кристалном облику у слоју корозије формираном на челику S235JR приказана су испод. Проценат укупних идентификованих кристалних производа је дат из полу-квантитативне процене за сваку детектовану фазу, где се може квантитативно изразити.

Табела 13 приказује кристалне фазе које се сусрећу у продуктима корозије формираним на челику S235JR. Направљена је полу-квантитативна процена сваке детектоване фазе, изражена као проценат укупних пронађених кристалних производа.

Табела 13. Кристална фаза продуката корозије скинутих са епрувета од челика S235JR, формираним у различитим атмосферама [108]

Атмосферска станица	γ -FeOOH (лепидокроцит)	α -FeOOH (гетит)	$\text{FeSO}_4(\text{H}_2\text{O})_4$ (розенит)	$\text{KFe}_3(\text{SO}_4)_2(\text{OH})_6$ (јарозит)	Fe_3O_4 (магнетит), γ - Fe_2O_3 (магемит)
AF	57 %	43 %	/	/	Детектовано/није квантификовано
EF	/	33 %	20 %	47 %	Детектовано/није квантификовано
MP	68 %	32 %	/	/	Детектовано/није квантификовано

На слици 62 је приказана X-рау дифрактограм за узорак изложен индустријским атмосферским условима са високом концентрацијом SO_2 (фабрика сумпорне киселине). Дифрактограм показује пикове γ -FeOOH под угловима 2θ од $14,10^\circ$, $27,04^\circ$, $36,48^\circ$, $46,88^\circ$, $52,98^\circ$ и $60,98^\circ$; додатно, пик на $84,70^\circ$ се такође може приписати истом једињењу. Штавише, релативни интензитет ових пикова има исти образац као појединачна кристална фаза високе чистоће, што даље потврђује њено доминантно присуство. То је примарна компонента површинског слоја корозије, са садржајем од 57% наспрам 43% у односу на α -FeOOH. Однос између ове две варијанте FeOOH је мање повољан за γ тип овог оксихидроксида гвожђа него за неиндустријску атмосферу као корозиону средину (слика 8), што је и очекивано због присуства већих концентрација SO_2 у ваздуху које утичу на трансформација лепидокроцита у гетит [109]. На дифрактограму присуство пикова α -FeOOH је такође несумњиво и јасно. Ови врхови су на следећим позицијама $21,12^\circ$, $33,18^\circ$, $36,60^\circ$, $39,86^\circ$, $40,94^\circ$, $53,12^\circ$, $(59,16^\circ)$. Присуство магемита, врхови на $35,52^\circ$ (преклапају се са свим осталим детектованим кристалним фазама), $53,46^\circ$, $57,30^\circ$, $62,86^\circ$, и магнетита са врховима на $18,22^\circ$, $29,96^\circ$, $35,34^\circ$ (преклапају се са свим осталим кристалним фазама), $62,56^\circ$ је такође потврђено XRD анализом. Међутим, они су били у малим количинама, практично као једињења у траговима.

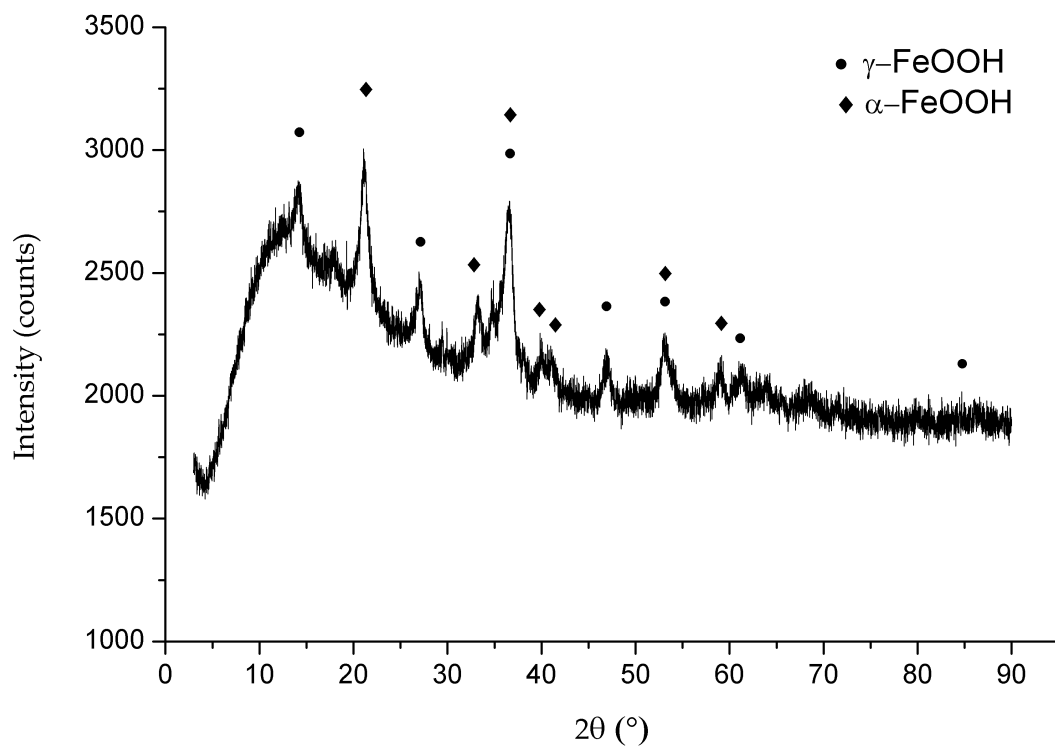
Дифрактограм на слици 63 је најкомплекснији од ова три и много се разликује од остала два дифрактограма. Главне разлике су низак садржај γ -FeOOH и присуство розенита ($\text{FeSO}_4(\text{H}_2\text{O})_4$) и јарозита ($\text{KFe}_3(\text{SO}_4)_2(\text{OH})_6$) на површини челика изложеној у специфичној индустријској атмосфери у EF. Аеросоли сумпорне киселине и бакар сулфата условили су појаву ових продуката корозије. То је јасно објашњење за розенит, иако јарозит треба додатно размотрити. Појава јарозита као продукта атмосферске корозије није типична, али је уочена у морским атмосферским срединама код сличног челика (S235JR), где хлоридни јони са присутним сулфатним јонима доводе до таложења јарозитне фазе заједно са калијумом који је настао углавном од емисија из електране на нафту и мање од морских аеросола [104]. Овде је свакако утицала близина рада електране и флеш топионице на нафту у периоду експозиције, али аутори сматрају да је присуство калијума првенствено било од адитива који се користе у EF, који је био саставни део аеросола.

Пун образац α -FeOOH: $21,12^\circ$, $33,22^\circ$, $36,54^\circ$, $41,36^\circ$, $40,80^\circ$, $53,04^\circ$ и $59,22^\circ$ (углови 2θ) је присутан на слици 63 и представља другу кристалну фазу по количини. Розенит ($\text{FeSO}_4 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$) је нова кристална компонента која није идентификована у друга два узорка. Карактерише га следећи врхови $13,02^\circ$, $16,16^\circ$, $19,80^\circ$, $22,26^\circ$, $26,18^\circ$, $27,68^\circ$ и $30,18^\circ$. Он чини око петину укупних продуката корозије. Јарозит је био најзаступљенија компонента (47% укупне количине) слоја корозије. Сви главни пикови ове фазе били су присутни на дифрактограму, укључујући јарозит: $15,02^\circ$, $17,34^\circ$, $24,32^\circ$, $28,60^\circ$, $28,82^\circ$, $39,32^\circ$, $45,96^\circ$ и $49,98^\circ$. Иако је присуство ове кристалне компоненте полу-условљено утврђено, њен веома висок садржај није очекиван и потребно је додатно истраживање да би се у потпуности објаснио.

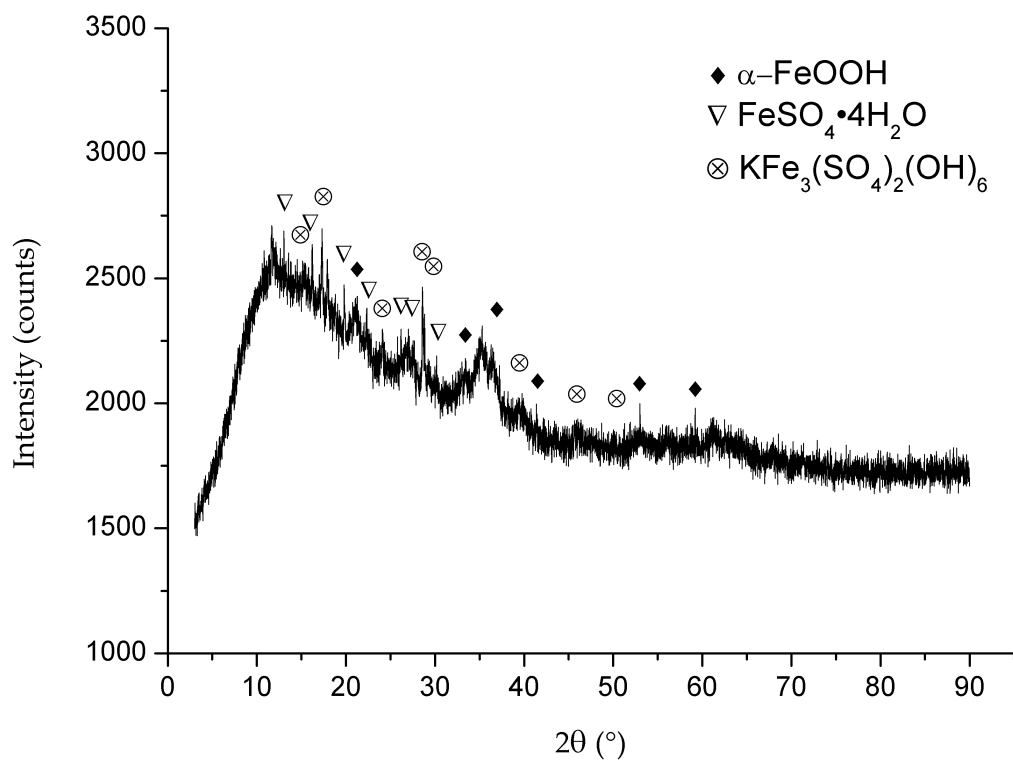
γ -FeOOH је идентификован, али само са три пика на $27,02^\circ$, $36,34^\circ$ и $61,04^\circ$, што указује на његов низак садржај. Магнетит и хематит такође нису имали пик пун XRD узорак на дијаграму, а њихова идентификација је била додатно компликована преклапањем неких врхова. Иако није идентификовано софтверским трагом, присуство хематита (Fe_2O_3) је било могуће, са истакнутим врховима на $33,00^\circ$ и $35,62^\circ$ и делимично на $49,54^\circ$ и $54,16^\circ$, али други, са нижим релативним интензитетом, пикови нису били видљиви на спектру XRD-а. На слици 63, постоји неколико необележених пикова који би могли бити мелантерит ($\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$) и сидеротил ($\text{FeSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$), али њихово присуство, иако могуће, није дефинитивно извесно, али је вероватно због присуства сулфата.

На слици 64 приказани су резултати XRD анализе челика изложеног релативно благим (C2-C3) атмосферским условима у периоду од шест месеци. X-ray дифрактограм је релативно сличан оном на слици 62. Два главна састојка су гама и алфа FeOOH. Први има дифракционе пикове на $14,08^\circ$, $27,08^\circ$, $36,36^\circ$, $46,90^\circ$, $52,96^\circ$, $60,74^\circ$ и $89,06^\circ$ што је скоро идентично изгледу на Слици 62 са бољим (ближим референтном) положају позиција врха под највећим $2(\theta)$ углом. Први (α -FeOOH) има врхове на $18,00^\circ$, $21,20^\circ$, $33,16^\circ$, $36,58^\circ$, $39,90^\circ$, $41,22^\circ$, $53,12^\circ$, $59,02^\circ$. Овде треба напоменути да је детектован чак и пик ниског интензитета, на $18,0^\circ$. Ови потпунији XRD обрасци ових фаза указују на чак нижи садржај других кристалних фаза (магемит и магнетит) и аморфних облика продуката корозије у поређењу са утицајем индустријског окружења. Магнетит није показао пик под углом од 2θ од 18° , нити је био преклопљен са α -FeOOH. Ипак, на дијаграму је примећен врх магемита на $30,16^\circ$. Мора се нагласити да је полу-квантитативна XRD анализа одређивање релативног садржаја у складу са вредностима максималних интензитета γ -FeOOH када се упоређи између резултата на слици 62 и слици 64. Већи релативни садржај добија се за већи интензитет главне компоненте корозије, што су подржали и други аутори [109].

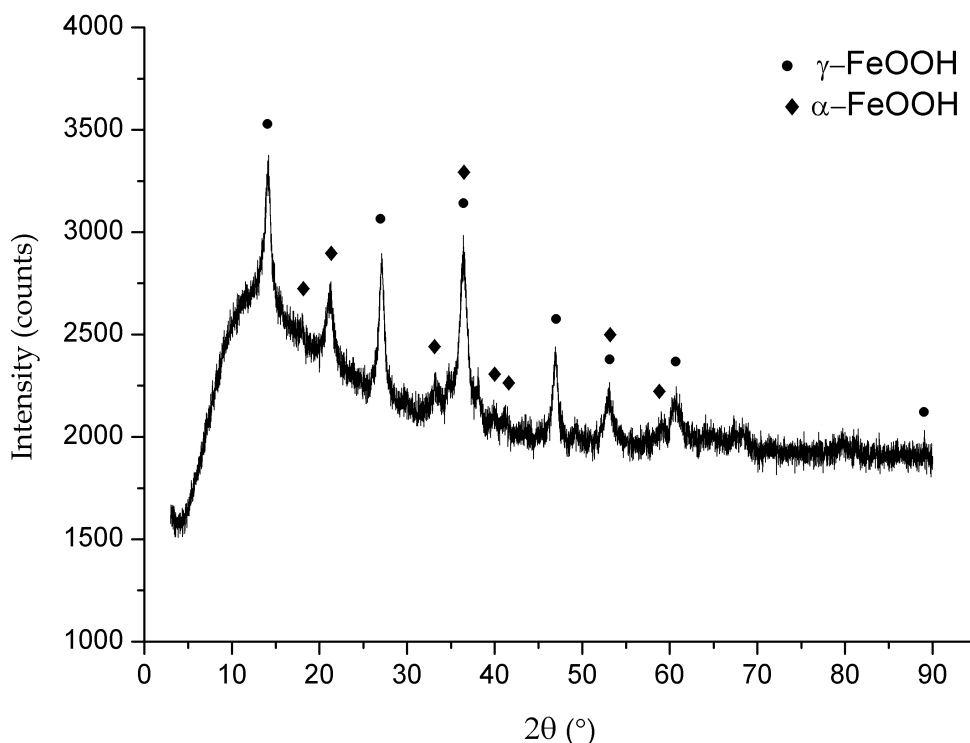
Добијени су следећи дифрактограми:



Слика 62. X-гау дифрактограм продуката корозије челика S235JR после излагања у трајању од 6 месеци у околини Фабрике сумпорне киселине у Бору.



Слика 63. X-гау дифрактограм продуката корозије челика S235JR после излагања у трајању од 6 месеци у Фабрици електролизе у Бору.



Слика 64. X-гау дифрактограм продуката корозије челика S235JR после излагања у трајању од 6 месеци поред станице аутоматског мониторинга квалитета ваздуха у склопу Института за рударство и металургију у Бору.

Испитивање садржаја сумпора у продуктима корозије је вршено на *Horiba CS* анализатору (табела 14). Пошто је граница детекције XRD анализе око 1%, чак и да нема сметњи од флуоресцентног зрачења, кристалне фазе сумпора у овим концентрацијама не би било могуће детектовати.

Табела 14. Садржај сумпора у продуктима корозије

Атмосферска станица	Локација	Садржај сумпора
AF	Бор	0,10
EF	Бор	0,31
MP	Бор	0,031

Циљ ове анализе је побољшање контроле процеса корозије да би се смањио утицај корозије на деградацију материјала. Утврђено је да у зависности од састава ваздуха, корозионе љуске представљају различита једињења гвожђа. Присуство тешко растворних једињења гвожђа (II) и гвожђа (III) утврђено је релевантним савременим инструменталним методама и техникама.

Слике 62–64 приказују X-ray дифрактограм обрасце продуката корозије на површини челика под утицајем атмосферских услова са три различите локације. Обрасци дифракције рендгенских зрака су имали веома сличан изглед независно од услова експозиције, осим узорка у EF. Кристални производи формиран у слоју корозије су лепидокроцит (γ -FeOOH) и гетит (α -FeOOH), који су типични у случају атмосферске корозије угљеничног челика, како произилази из других студија [106] [107]. Њихова заједничка карактеристика је веома изражен шум кроз цео X-ray дифрактограм. Условљен је великим бројем (и количином) аморфних компоненти без добро дефинисаног Бреговог пика [105]. Поред тога, на њега утиче кристална форма једињења са релативно ниским садржајем (испод 5%), као што је већ објашњено.

У индустријској атмосфери Бора, у близини АФ, боја корозије са челичних узорака добија се у тамносмеђим тоновима; гранулације слојева корозије је већа, док је на узорцима у ЕФ и МР гранулација слојева корозије мања, попут млевеног праха (слика 53). Тамносмеђа боја корозије је резултат присуства велике концентрације SO_2 и убрзане трансформације лепидокроцита у гетит [86]. У складу са наводима других аутора [3], трансформација лепидокроцита у гетит је мера продужења процеса корозије, тако да је то у складу са чињеницом да се у МР добија мању стопу корозије него близу АФ у Бору. Атмосферска корозија се квантитативно процењује мерењем губитка масе и затим одређивањем брзине корозије за сваку локацију посебно. Већа степен корозије се увек постиже за узорке ближе АФ за исти период излагања. Узорци који су били изложени корозивним агенсима споља, у близини АФ и поред МР, равномерно су кородирани, док се код узорака у ЕФ може уочити доминантна питинг корозија. Највеће вредности стопе корозије су генерално повезане са вишим нивоима SO_2 у ваздуху, занемарујући узорке уроњене у раствор, за које се очекује да ће имати највећи губитак масе.

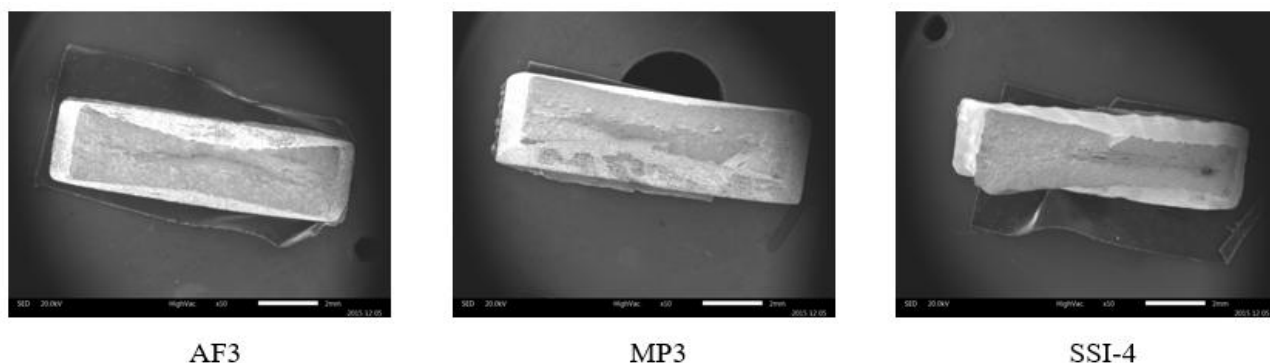
4.3.4. Резултати SEM анализе

SEM анализа површина узорака је урађена у циљу идентификације запремине шупљина које су одређене анализом слика.

Урађена су три типа снимка:

1. Макрофотографије површине лома (слика 65),
2. Микрофотографије површине лома (Прилог 2) и
3. Микрофотографије пресечених еталонских епрувета (Прилог 2)

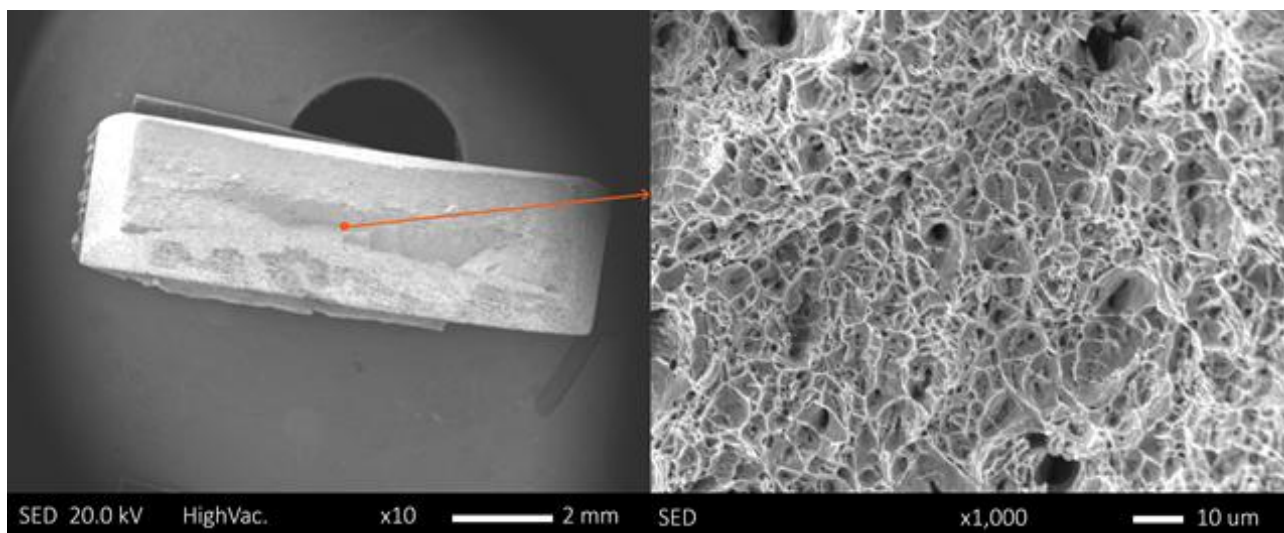
Снимак је прављен приближно у средини узорка, по једна слика изнад и испод и то са увећањем од 1000, 1500 и 2000 пута. Као најрелевантније изабрано је увећање од 1000 пута на средини узорка, за даљу нумеричку анализу лома.



Слика 65. SEM слике површине лома узорка снимљена при малим увећањима. Узорци дебљине 6mm

Површина шупљине износила је око 40% за све узорке, што је потврђено поређењем дијаграма сила-издужење из података испитивања затезања са нумеричким резултатима.

Епрувете чији је лом анализиран су: EF 1, EF 3, EF 5, A2, A4, A6, AF 2, AF 3, AF 6, MP 1, MP 3, MP 6, SSI - 1, SSI - 4, SSI - 5, SSII - 1, SSII - 3, SSII - 5, E 2, E 3, E 5. Еталонске епрувете које нису ломљене, су пресечене и снимљене на SEM-у: E 1, E 4, E 6. Ово је урађено како би се квантитативно, на исти начин као и код снимка лома, утврдила запремина иницијалних шупљина. Сви снимци лома су приказани на крају ове дисертације, у Прилогу 2.



Слика 66. SEM слике површине лома целог узорка (лево) и детаља са средине узорка (десно) MP3 од S235JR челика, са назначеним местом снимања

Следећа фаза истраживања била је анализа SEM слика коришћењем квантитативне анализе. Полази се од претпоставке да бели регион представља лигаменте између шупљина, док тамнија област представља шупљине у тренутку лома узорка. На основу критеријума „Threshold“, шупљине су дефинисане тамном бојом и даље је изведена бинаризација фотографије. Описани поступак омогућује добијање фотографије бинеризоване површине лома. У наредном кораку, проценат површине тамније области у односу на целу фотографију је срачунат. Добијени резултат је идентификован као запремина шупљина у тренутку лома. Усвојена методологија омогућава поједностављено добијање резултата који су идентификовани као запремински удео шупљине у време лома f_F .

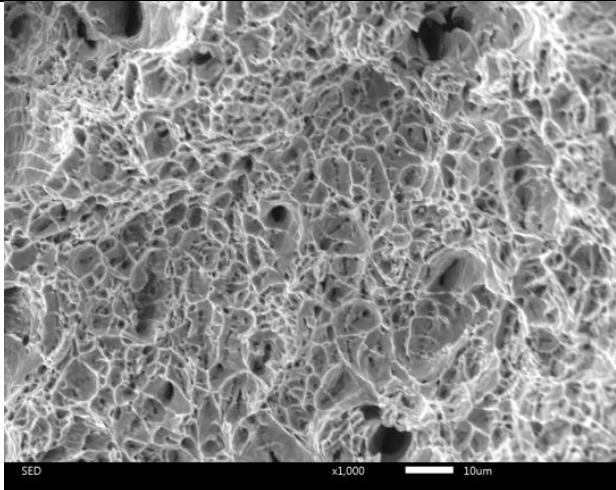
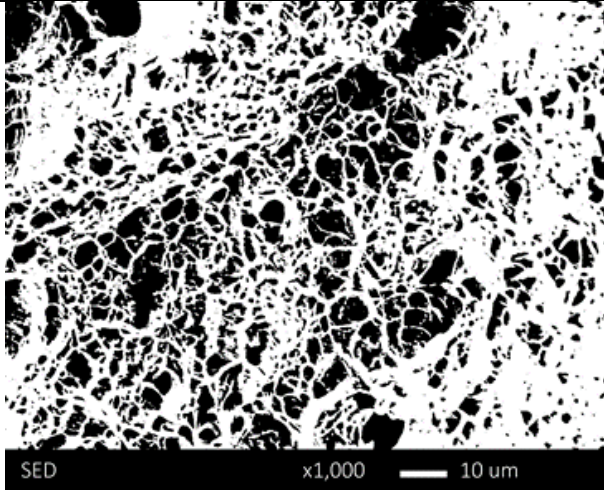
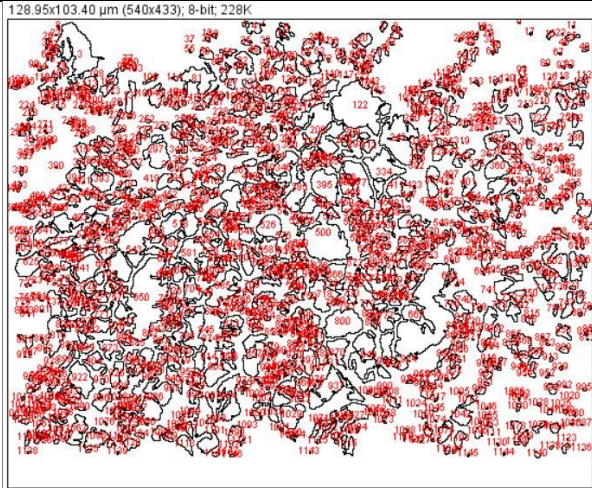
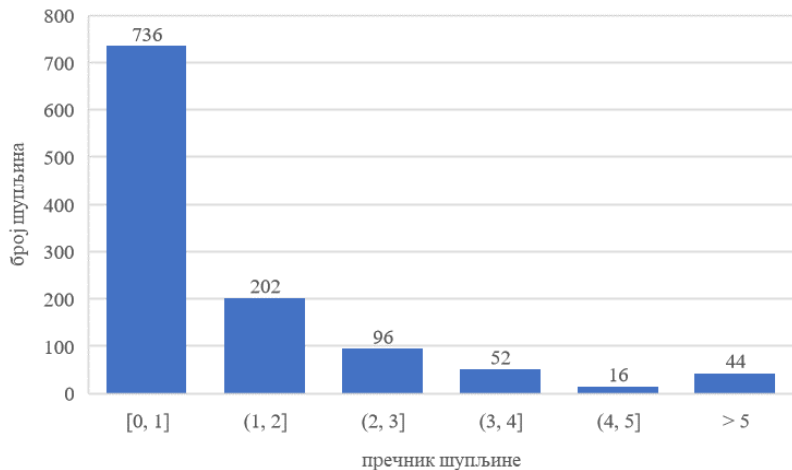
Шупљине идентификоване на бинаризованој слици површине лома узорка S235JR коришћеног у испитивању затезањем, узорак MP3, EF3, AF3 приказани су на следећим табелама 15, 16, 17, респективно. Ове разлике у бојама појединих области, шупљина и лигамената, омогућавају њихово разликовање. У ту сврху примењена је софтвер за анализу и мерење слике *ImageJ*, који се користи за израчунавање тамних површина коју чине шупљине. Као што се може видети из графикона у поменутих табелама, пречник шупљина прати експоненцијалну расподелу. Преовлађују димензије шупљина, пречника мањег од 1 μm и чине 60% укупне површине шупљина. Појединачне веће шупљине, у распону од 5 μm до 10 μm , појављују се спорадично. Облик шупљина у тренутку лома је сферни. Такође, јасно је уочљиво да се код узорака EF3 из фабрике електролизе јавља већи број мањих шупљина, иако они прате исту експоненцијалну расподелу. Ово се може повезати са новим кристалним компонентама, које није идентификована у друга два узорка, у XRD анализи продуката корозије, као и са повећаним садржајем сумпора у продуктима корозије на овом локалитету.

Иако код узорака EF3 има већи број мањих шупљина, њихов процентуални удео на слици, остаје исти, око 40%.

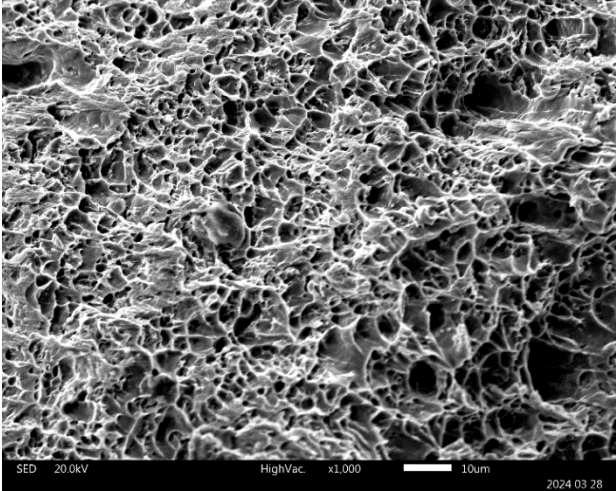
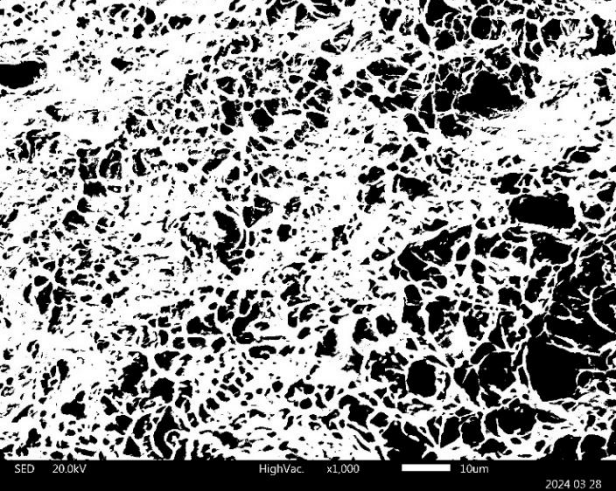
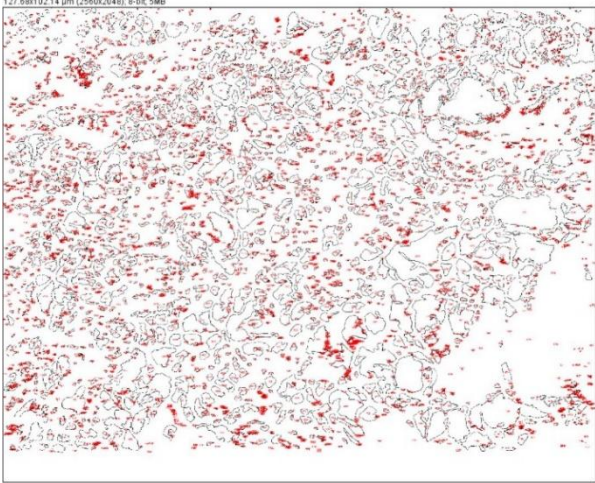
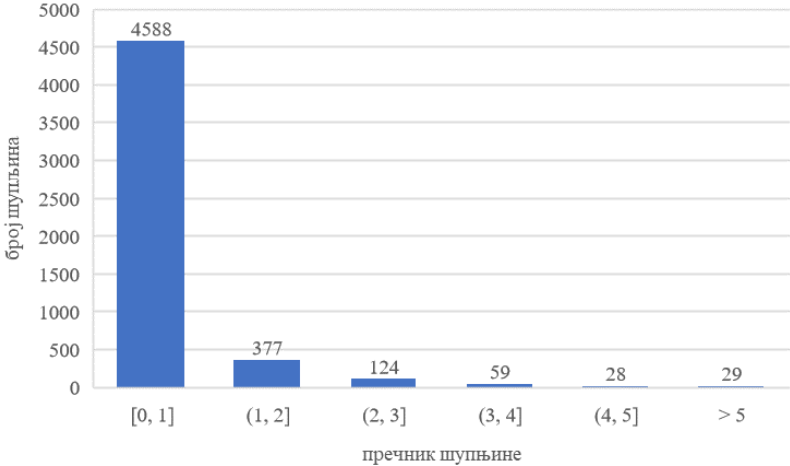
У свакој табели, за сваки од узорака MP3, EF3, AF3 приказана је микрофотографија лома, фотографија површине лома након бинерализације, проценат шупљина одређен уз помоћ софтвера *ImageJ*, као и статистичка дистрибуција пречника шупљине.

На основу доступних података из литературе, може се констатовати да проценат шупљина добијен на овај начин одговара подацима који су добијали остали аутори, који су на овај начин одређивали критичну запремину шупљина до лома.

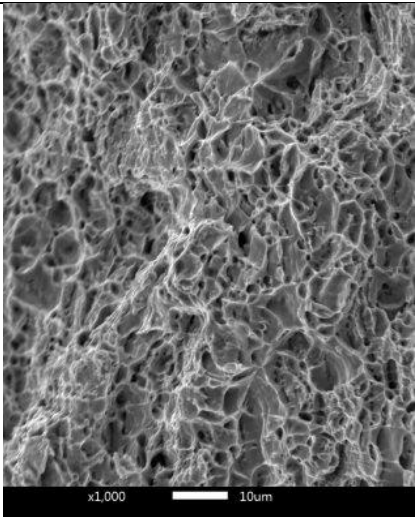
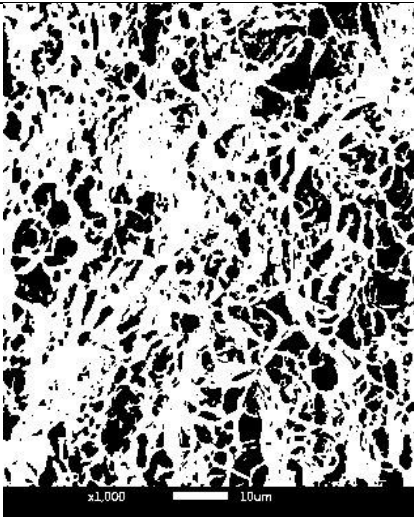
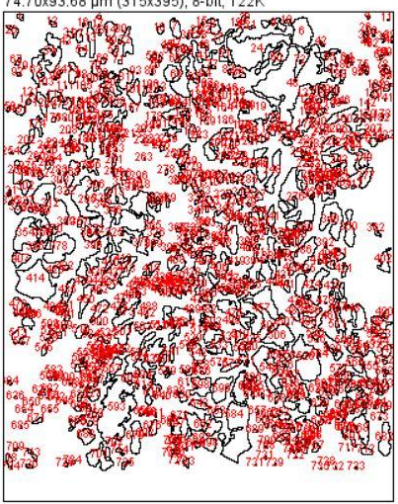
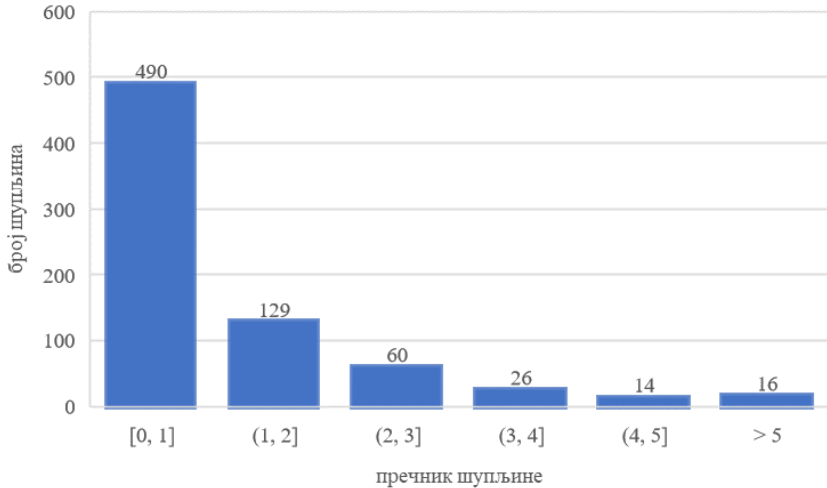
Табела 15. Бинеризација слике површине лома узорка МРЗ са статистичком дистрибуцијом пречника шупљина

УЗОРАК МРЗ															
Микроскопска фотографија површине лома	Фотографија површине лома након бинерализације														
															
ImageJ: Threshold, Проценат шупљина: 40%															
Статистичка дистрибуција пречника шупљина															
															
 <table border="1"> <thead> <tr> <th>Пречник шупљине (μm)</th> <th>Број шупљина</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>[0, 1]</td> <td>736</td> </tr> <tr> <td>(1, 2]</td> <td>202</td> </tr> <tr> <td>(2, 3]</td> <td>96</td> </tr> <tr> <td>(3, 4]</td> <td>52</td> </tr> <tr> <td>(4, 5]</td> <td>16</td> </tr> <tr> <td>> 5</td> <td>44</td> </tr> </tbody> </table>		Пречник шупљине (μm)	Број шупљина	[0, 1]	736	(1, 2]	202	(2, 3]	96	(3, 4]	52	(4, 5]	16	> 5	44
Пречник шупљине (μm)	Број шупљина														
[0, 1]	736														
(1, 2]	202														
(2, 3]	96														
(3, 4]	52														
(4, 5]	16														
> 5	44														

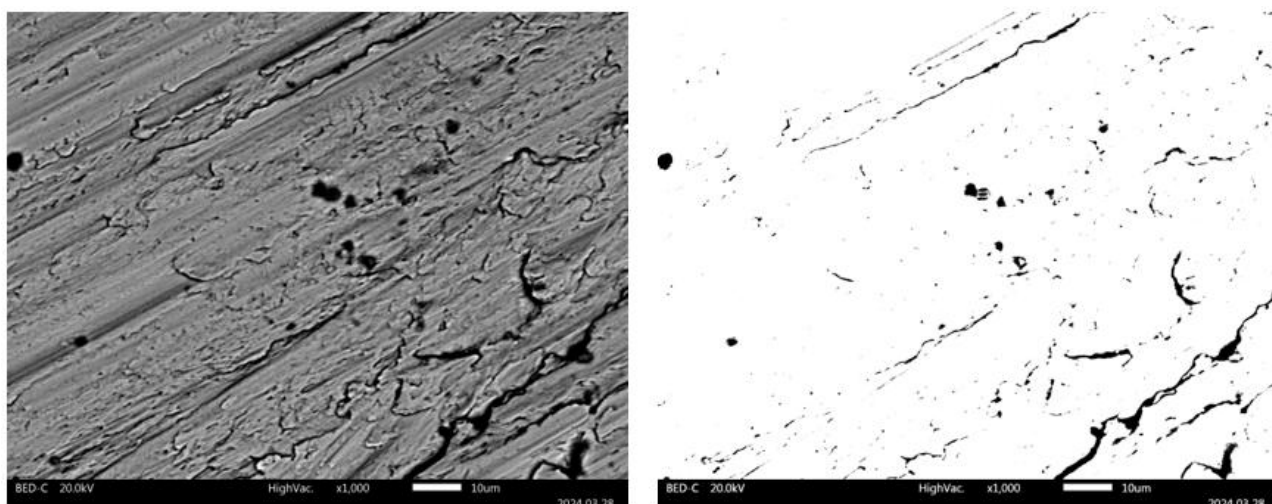
Табела 16. Бинеризација слике површине лома узорка EF3 са статистичком дистрибуцијом пречника шупљина

УЗОРАК EF3															
Микроскопска фотографија површине лома	Фотографија површине лома након бинерализације														
															
ImageJ: Threshold, Проценат шупљина: 40%															
Статистичка дистрибуција пречника шупљина															
															
 <table border="1"> <thead> <tr> <th>Пречник шупљине (μm)</th> <th>Број шупљина</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>[0, 1]</td> <td>4588</td> </tr> <tr> <td>(1, 2]</td> <td>377</td> </tr> <tr> <td>(2, 3]</td> <td>124</td> </tr> <tr> <td>(3, 4]</td> <td>59</td> </tr> <tr> <td>(4, 5]</td> <td>28</td> </tr> <tr> <td>> 5</td> <td>29</td> </tr> </tbody> </table>		Пречник шупљине (μm)	Број шупљина	[0, 1]	4588	(1, 2]	377	(2, 3]	124	(3, 4]	59	(4, 5]	28	> 5	29
Пречник шупљине (μm)	Број шупљина														
[0, 1]	4588														
(1, 2]	377														
(2, 3]	124														
(3, 4]	59														
(4, 5]	28														
> 5	29														

Табела 17. Бинеризација слике површине лома узорка AF3 са статистичком дистрибуцијом пречника шупљина

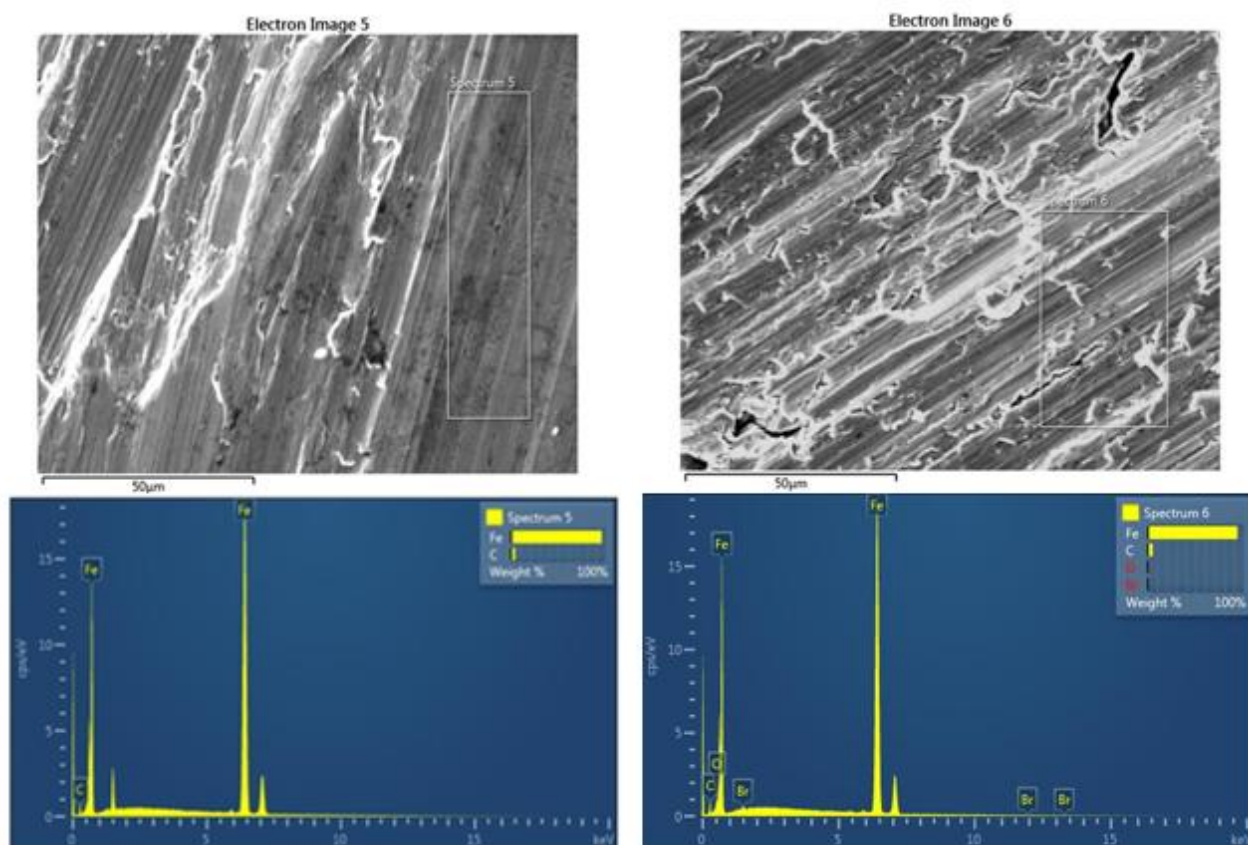
УЗОРАК AF3															
Микроскопска фотографија површине лома	Фотографија површине лома након бинерализације														
															
ImageJ: Threshold, Проценат шупљина: 40%															
Статистичка дистрибуција пречника шупљина															
															
 <table border="1"> <thead> <tr> <th>Пречник шупљине</th> <th>Број шупљина</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>[0, 1]</td> <td>490</td> </tr> <tr> <td>(1, 2]</td> <td>129</td> </tr> <tr> <td>(2, 3]</td> <td>60</td> </tr> <tr> <td>(3, 4]</td> <td>26</td> </tr> <tr> <td>(4, 5]</td> <td>14</td> </tr> <tr> <td>> 5</td> <td>16</td> </tr> </tbody> </table>		Пречник шупљине	Број шупљина	[0, 1]	490	(1, 2]	129	(2, 3]	60	(3, 4]	26	(4, 5]	14	> 5	16
Пречник шупљине	Број шупљина														
[0, 1]	490														
(1, 2]	129														
(2, 3]	60														
(3, 4]	26														
(4, 5]	14														
> 5	16														

На слици 67, приказана је микрофотографија некородираниог узорка, снимљена при увећању од 1000 пута, који није испитиван затезањем, него је пресечен због приказа иницијалних шупљина у узорку, који су последица инклузија и неправилности материјала.



Слика 67. SEM слика пресеченог некородираниог еталонског узорка

На слици 68, приказане су EDS слике са EDS спектрима за два еталонска узорка, а у табели 18. EDS анализа за оба узорка.



Слика 68. SEM слика еталонског узорка са EDS спектром

Табела 18. EDS анализа

	C	O	Fe	Σ
Спектар 5		4,35	95,65	100,00
Спектар 6	5,31	0,71	93,44	100,00

EDS анализа је показала да снимана површина узорка садржи гвожђе, кисеоник и угљеник. Појава кисеоника указује на појаву FeOOH , што је у складу са XRD анализом.

5. ФОРМУЛАЦИЈА КОНСТИТУТИВНОГ МОДЕЛА ЧЕЛИЧНИХ ЕЛЕМЕНАТА ПОД ДЕЈСТВОМ КОРОЗИЈЕ

5.1 Увод

Материјали изложени корозионим факторима у неоптерећеном стању садрже мноштво микропрслина и шупљина. Током напрезања, услед деформација, оне расту и спајају се, што је праћено даљим разарањем материјала настанком нових микрооштећења. Конститутивни модели описују нелинеарно понашање материјала који припадају теорији пластичности. Формирање ових модела представља у механичком и математичком смислу сложени задатак и захтева коришћење механике континуума и теорије пластичности, уз одређене апроксимације. Како би се нелинеарни материјални модели применили у анализи граничних стања, неопходно је њихово увођење овог модела у софтверски пакет. Та имплементација подразумева развој нумеричке процедуре за интеграцију напона у оквиру задатог инкремента деформације.

CGM (*Complete Gurson Model*) је микромеханички конститутивни модел који описује три физичка механизма дуктилног лома: настанак језгра, раст и спајање шупљина. Спајање шупљина је моделирано уз помоћ критичне порозности. Критична порозност челика се одређује у току нумеричке анализе, коначна порозност се одређује снимањем површине лома на SEM-у. Иницијална порозност је добијена на основу података о мереним губицима масе узорака и представља један од почетних параметара за даљу нумеричку анализу. У овом раду, приступ је проширен применом CGM-а на елементе са површинским оштећењима, попут оних изазваних локалном корозијом. Овај модел је имплементиран у анализу коначних елемената уз помоћ подрутине UMAT и задужен је за симулирање процеса корозије челичних епрувета. Анализа коначних елемената је изведена уз помоћ софтвера ABAQUS. Циљ кориснички дефинисаног потпрограма је да на одговарајући начин симулира понашање и деградацију материјала.

Када се узме у обзир значај, сигурности и поузданости конструкција, долази се до закључка да је неопходно изабрати нумеричку процену која дефинише адекватно конструктивних елемената у нелинеарној области и симулацију лома материјала.

5.2 Формулација методе коначних елемената

Највећи број софтверских пакета за нелинеарну анализу је развијен на бази методе коначних елемената. Метод коначних елемената се заснива на физичкој дискретизацији разматраног домена на поддомене (коначне елементе) који су повезани у коначном броју тачака (чворова). Стање унутар сваког коначног елемента описује се применом интерполационих функција и коначног броја параметара у чворовима, којима де формулишу основне непознате величине у анализи и обично су алгебарске.

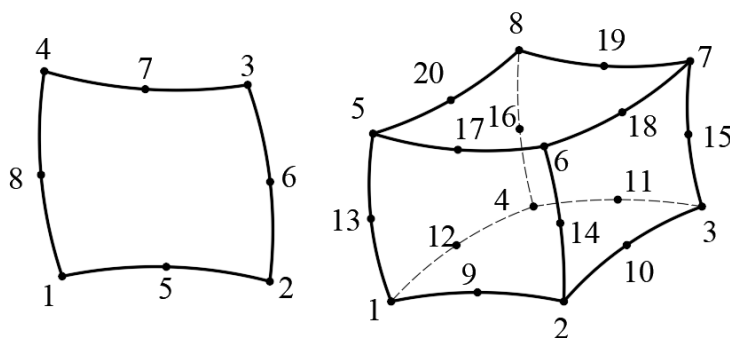
Метода коначних елемената је саставни део комбинованог експериментално-нумеричког поступка у анализи дуктилног лома. Прорачун помоћу МКЕ омогућује израчунавање вредности величина које је тешко или немогуће одредити експериментално, као што је раст запреминског удела шупљина током деловања спољашњег оптерећења. [48]

Још један проблем се може појавити приликом моделовања у нелинеарној области. Током симулације дуктилног лома уз помоћ коначних елемената и GTN модела, наилази се на

проблем величине елемената, који ако се не одаберу на прави начин, доводе до појаве софтверинга у крајњем делу криве напрезања.

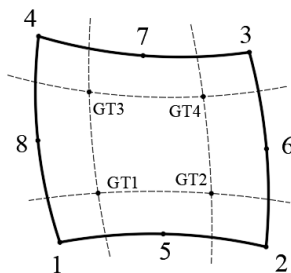
Сваки коначни елемент је одређен фамилијом којој припада, бројем и положајем чворова, бројем степени слободе, формулацијом и редом интеграције. Фамилија је одређена геометријом елемента (греда, плоче љуске, континуум). Елементи из фамилије континуума се користе у нумеричким прорачунима МКЕ у локалном приступу дуктилном лому. Степени слободе су непознате величине које се израчунавају у сваком елементу, односно чвору, и то су деформабилном телу померања и напони. [48]

У локалном приступу дуктилном лому најчешће се користе елементи са квадратним интерполационим функцијама (8-чворни за дводимензионалне и 20-чворни за тродимензионалне проблеме) (слика 69).



Слика 69. Коначни елементи са интерполационим функцијама [48]

Подинтегралне функције, које се добијају приликом формирања матрице и вектора система код изопараметарских елемената, користе *Gauss*-ову нумеричку интеграцију. Положај интеграционих (*Gauss*-ових) тачака одређује се из услова највеће тачности и приказан је на слици 70:



Слика 70. Положај интеграционих тачака у коначним елементима са редукованом интеграцијом [48]

У овој дисертацији су коришћени просторни солид елементи са осам чворова у угловима и редукованом интеграцијом C3D8R (*continuum*). Деформацијске величине у било којој тачки одређују се линеарном интерполацијом величина које су срачунате у чворовима, па се ову елементи зову линеарни елементи првог реда. Редукована интеграција захтева мањи број тачака у односу на пуну, па је самим тим и рачунски мање захтевна.

Пре почетка пластификације, веза између напона и дилатације за еластични материјал, која описује однос између укупног напона и еластичне дилатације, гласи:

$$\sigma = D\varepsilon \quad 5.1$$

где је D матрица крутости материјала.

5.2.1 Систем једначина равнотеже

Како би уопште дошли до решења нелинеарног проблема, формирају се системи једначина равнотеже из којих се добијају непознате статичке и кинематичке величине у тренутку времена $t + \Delta t$. Ове формулације укључују нелинеарне ефекте услед великих померања, деформације и материјалне нелинеарности. Користе и претпоставке у линеаризацији.

За решавање система једначина равнотеже постоје директан и итеративни поступак. Инкрементално-итеративни поступци се користе за решавање нелинеарних проблема и на располагању су:

- регуларни *Newton-Raphson*-ов метод
- модификовани *Newton-Raphson*-ов метод
- *Quasi-Newton*-ов метод
- метод линеарне и константне крутости

За контролу итеративног поступка може се користити неколико метода: контрола оптерећења и померања, контрола помоћу “дужине лука” или метода адаптирања оптерећења. Такође, постоје критеријуми конвергенције по силама, по померању или по енергији.

5.2.2 Инкрементално-итеративна процедура решавања проблема.

У нелинеарној анализи методом коначних елемената веза између вектора сила и вектора померања није линеарна. Осим тога, ако је у питању пластично понашање материјала, померања зависе и од историје деформације. У линеарној анализи, вектор померања који представља решење, тј. при коме се постиже равнотежа унутрашњих и спољашњих сила, може да се одреди директно, решавањем одговарајућег система једначина. У нелинеарној анализи то није случај. Да би се постигло стање равнотеже, прави се дискретизација не само у простору (коначни елементи), већ и у времену (инкременти). Да би се постигло стање равнотеже на крају инкремента, користе се итеративни поступци. Комбинација ова два поступка назива се инкрементално-итеративна процедура решавања.

У оквиру једног инкремента, проблем се поставља на следећи начин: за t постоји приближно решење у тренутку времена t и на основу њега се даље одређује $t + \Delta t$. У оквиру једног инкремента времена позната су само померања на почетку и крају инкремента. Вектор унутрашњих сила се срачунава на основу стања у тренутку t , временског инкремента Δt и инкремента померања Δu . Вектор спољашњих сила зависи само од тренутне геометрије, а историја померања нема утицаја на операције у току једног инкремента (фиксирана је на почетку инкремента). То значи да услови равнотеже, у оквиру једног инкремента, зависе само од Δu , што је и циљ дискретизације на инкременте.

5.2.3 Итеративни поступци

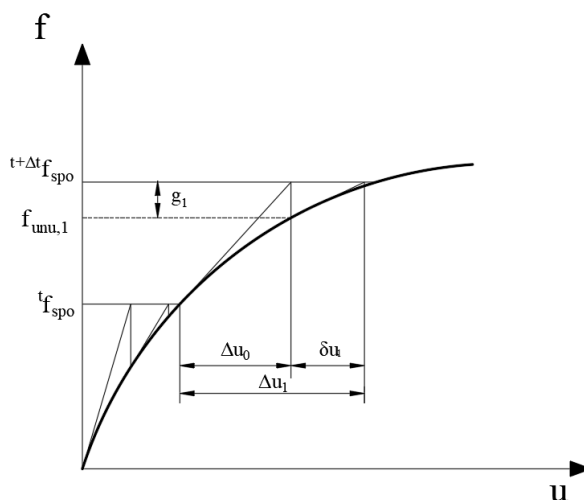
Примена само инкременталних метода у решавању нелинеарних проблема обично доводи до нетачних решења, осим у случају да се усвоји веома мала величина корака инкремента. Због тога се користе итеративни поступци, који у оквиру сваког корака постепено смањују грешку која се јавља. Примена комбинације инкременталне методе и неког итеративног поступка генерално дозвољава примену већег корака, него у случају решавања само инкременталном методом.

У свим поступцима, инкремент укупног померања Δu се итеративно адаптира итеративним инкрементима δu , све док се не задовоље услови равнотеже, уз унапред задату толеранцију. Разлика између појединих поступака је у начину срачунавања инкремента померања δu . Наиме, овај инкремент се срачунава помоћу матрице крутости K која представља неку врсту линеаризоване везе између вектора сила и вектора померања. Ова матрица крутости се може срачунати у свакој итерацији, па обележавамо са K_i матрицу у i -тој итерацији.

У методи регуларног *Newton-Raphson*-а матрица крутости K се срачунава у свакој итерацији на следећи начин:

$$K_i = \frac{\delta g}{\delta \Delta u} \quad 5.2$$

Предност ове методе је што је конвергенција брза, тј. метод конвергира ка коначном решењу у свега неколико итерација (слика 71), под условом да се користи коректна матрица крутости, односно да је почетна претпоставка у близини коначног решења. Недостатак је у томе што се матрица крутости срачунава у свакој итерацији, што значи да се у свакој итерацији врши декомпозиција матрице крутости, што је поступак који најдуже траје. Једном речју, регуларни *Newton-Raphson*-ов метод доводи до решења у оквиру једног инкремента у свега неколико итерација, али је дужина трајања једне итерације велика. [110]



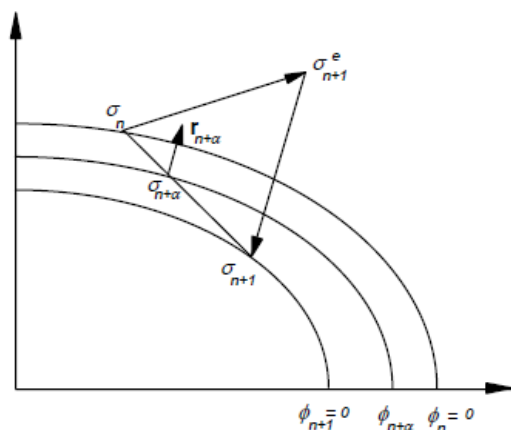
Слика 71. Регуларни *Newton-Raphson*-ов метод [110]

Формирани систем једначина равнотеже у моделу *Gurson*-а и његових екстензија најбоље конвергира применом методе „средња тачка“ (*midpoint algorithms*). Геометријска интерпретација ове методе је приказана на слици 72.

Ortiz и *Popov* [111] су формулисали методу генерализованих алгоритама средње тачке за *Gurson*-ове моделе преко једначина равнотеже, које су задовољене тачно на крају временског прираштаја на потпуно имплицитан начин без обзира на вредност α . Алгоритамски параметар α има вредности у интервалу $[0,1]$. Ова теоријска анализа показује да је за мале кораке прираштаја, алгоритам другог реда тачан за $\alpha=0,5$ и безуслово стабилан за $\alpha \geq 0,5$ без обзира на облик површи развлачења. Слика 72 приказује геометријску интерпретацију овог алгоритма који је имплементиран у подрутини UMAT за CGM.

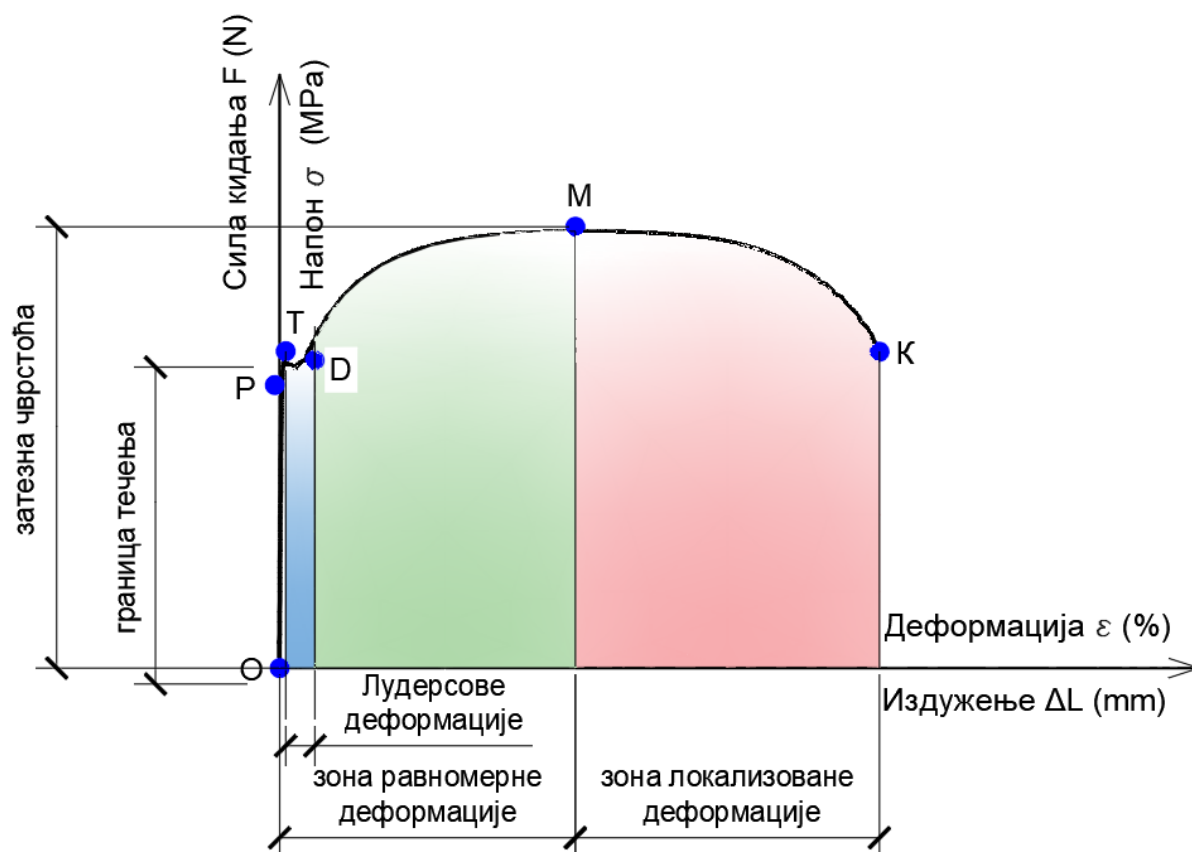
5.3 Дефинисање механичких својстава материјала

Понашање металних материјала при испитивању затезањем може се представити дијаграмом на чијој је ординати нанета сила која делује на епрувету а на апсциси тренутно издужење. У свом почетном делу крива има најчешће праволинијски ток, што значи да између силе и тренутног издужења постоји линеарна зависност (Хуков закон). По престанку линеарне зависности, прираштаји дужине за једнаке прираштаје силе постају све већи, па се крива постепено савија ка апсциси. Крива напон-дилатација се дефинише на основу експериментално добијене криве сила-издужење, при чему се вредности региструју током испитивања затезањем. Она пружа увид у механичке карактеристике узорка од почетног испитивања до настанка лома.



Слика 72. Геометријска интерпретација методе „средња тачка“ у Gurson-овом моделу [57]

На слици 73 приказана је крива сила - издужење која се добија у току испитивања на основу мерених података:



Слика 73. Крива сила-издужење [112]

Крива сила - издужење има исти облик као крива номинални напон - дилатација, јер се напон и дилатација добијају дељењем са иницијалним површинама попречног пресека и мерне дужине узорка. Крива сила - издужење пожељнија је за инжењерску примену, јер не зависи од димензија узорка који се испитује, већ искључиво од његових особина.

Ако се епрувета у подручју праволинијског пораста растерети, издужење ће нестати. Епрувета добија поново своју првобитну дужину. Издужење је потпуно еластично. При порасту напона изнад једне граничне вредности, епрувета се по растерећењу не враћа у потпуности на

првобитну дужину. Овај гранични напон назива се граница еластичности σ_e . Модул еластичности је одређен природом међуатомским везама у материјалу. Без промене природе материјала, везе се не могу пореметити. Због тога, модул еластичности представља једну од механичких карактеристика која најмање зависи од микроструктуре. Овај параметар описује отпорност материјала према еластичној деформацији. Уколико је његова вредност већа, утолико је за исти пресек материјала потребна већа сила да би настала одређена деформација.

Модул еластичности (Е) представља однос напона према јединичном издужењу у подручју еластичности.

$$E = \sigma / \varepsilon \quad 5.3$$

$$\sigma = F / A \quad 5.4$$

$$\varepsilon = \Delta l / l_0 \quad 5.5$$

Епрувета почетне дужине l_0 , која је изложена затезној сили, током испитивања ће се издужити на нову дужину l . Разлика између тренутне дужине и почетне дужине $\Delta l = l - l_0$ представља прираштај дужине или тренутно издужење узорка.

Упоредо са повећањем дужине епрувете настаје смањење попречног пресека. Ово попречно скупљање је пропорционално издужењу. Напон при којем издужење почиње приметно брже да расте него до тада назива се граница развлачења (граница развлачења) f_y . Код неких челика граница развлачења је веома оштро истакнута, што је и овде случај. Она се лако распознаје по знатном пластичном деформисању материјала, при којем сила остаје константна или чак опада. Граница развлачења се најчешће одређује уз помоћ криве паралелне линеарном делу криве напон - деформација повучене на растојању 0,2% трајне деформације. Она представља израчунати напон који производи сила F_y на јединицу површине првобитног пресека епрувете:

$$f_y = F_y / A_0 \quad 5.6$$

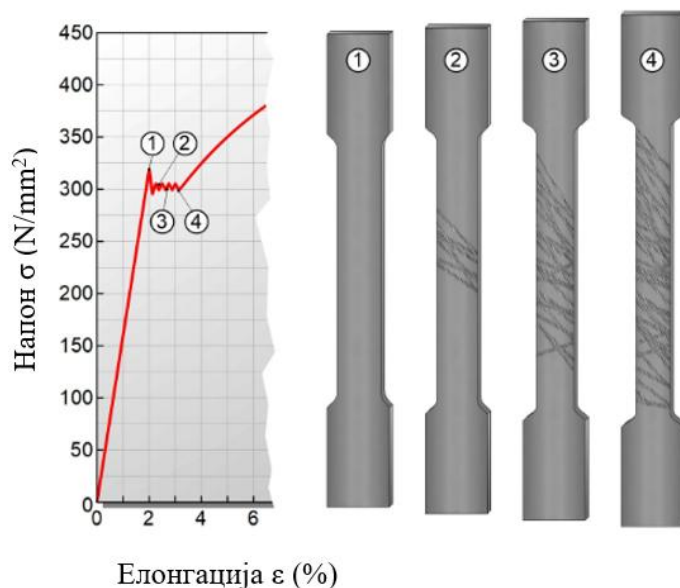
Граница развлачења представља прелаз од еластичног ка пластичном подручју. Ако граница развлачења при испитивању затезањем није оштро истакнута, уместо ње се одређује техничка или конвенцијална граница развлачења 0,2% ($\sigma_{0,2}$), тј. напон при којем трајно пластично издужење износи 0,2% првобитне дужине:

$$f_y = F_{0,2} / A_0 \quad 5.7$$

Горња и доња граница развлачења су дефинисане у EN и ISO стандардима. Горњи напон развлачења, на слици 73. означен као тачка Т, представља максималну вредност напона при којој се јавља нагли прелаз из еластичног у пластично подручје деформација. Ова појава се манифестује значајним порастом издужења уз приближно константну силу. Након те тачке, долази до првог опадања силе уз даљи пораст издужења. Са друге стране, доњи напон развлачења представља најнижу вредност напрезања у зони развлачења, која се стабилизује након иницијалног пораста издужења, обично у распону од 1% до 4%, без даљег повећања силе.

Достизање горње границе развлачења и изненадни пад напона до доње границе развлачења може се познати по настајању линија развлачења (Лидерсових линија) на полираним површинама епрувета (слика 74). На површини узорка материјала формирају се линије у смеру максималних тангенцијалних напона, које се називају Лудерове линије. Ове линије су видљиве голим оком и представљају показатељ почетка пластичне деформације. Лудерове линије настају услед неједноликог проширења материјала, што резултира локалним растом деформације у одређеним областима, док остатак материјала остаје еластичан. Када се формира више Лудерових линија, крива развлачења материјала постаје неправилна, при чему сваки пик на кривој одговара формирању нових Лудерових линија. Сваки даљи пораст силе током испитивања доводи до формирања све гушће мреже ових линија. Након што се линије прошире и покрију целу дужину испитиваног узорка, напон развлачења почиње да расте са

даљим оптерећењем, што означава крај развлачења у области пластичне деформације материјала. Овај процес је индикатор прелаза из еластичног у пластични режим деформације, када материјал више не показује регенеративну способност као у еластичном региону [112]. *Luders*-ов феномен је једна врста нехомогене пластичне деформације која се јавља у еластично-пластичном прелазном подручју, и то је непожељно понашање пластичне деформације.



Слика 74. Развлачење нискоугњеничног челика [113]

У делу дијаграма T(D)M са слике 73 долази до значајне пластичне деформације узорка. Истовремено се смањује почетни попречни пресек и повећава дужина епрувете, док је расподела деформација равномерна. У овом делу криве долази до деформационог ојачавања материјала, као последица пораста деформације. Наношењем оптерећења, деформационо ојачавање у почетку буде компензовано смањењем површине попречног пресека, док номинални напон (који је пропорционалан сили F) наставља да расте повећањем оптерећења, до вредности где је смањење попречног пресека узорка веће од раста, што се дешава у локално, у слабијем делу узорка. Од тог тренутка, пластична деформација се концентрише у ову област, што доводи до појаве *necking*-а, односно формирања врата смањењем попречног пресека (тачка М на слици 73). После тачке М, долази до пада криве нормалних напона, док стварни напон и даље расте и то интензивније него раније.

Материјал више не може да се супродстави деформацији, јер долази до наглог пада површине попречног пресека. Стварно оптерећење које доводи до деформације узорка сада се смањује (у овом делу долази до неминовног пада силе), док деформација више није равномерна. Номинални напон, који се дефинише изразом 5.4, и даље се смањује, све док не дође до лома у тачки К. Са неравномерном деформацијом, долази до појаве троосног напонског стања, уместо једноосног затезања која је уобичајена код равномерне деформације.

Чим се даљим затезањем исцрпи могућност деформисања материјала, настаје прекид епрувете. Затезна сила може да расте до прекида или да достигне неку максималну вредност после које поново опада, док у једном моменту не настане прекид. Све док се не достигне максимална сила затезања епрувете се по целој дужини равномерно издужује и сужава. При даљем затезању настаје на једном ограниченом делу мерне дужине упадљива контракција пресека. Прекид епрувете обично настаје на најмањем пресеку у подручју контракције.

Затезна чврстоћа представља израчунати напон који производи максимална сила затезања $F_{\max}$ на јединицу површине првобитног пресека епрувете:

$$f_u = F_{\max} / A_0$$

5.8

5.4 Стварни напони-деформације

Како би се одредили параметри носивости челика S235JR, изводи се стандардно испитивање челика на затезање. Добијене су следеће две релевантне вредности: напон на граници развлачења и напон затезања који одговара максималној сили.

Површина попречног пресека узорка се смањује у току испитивања затезањем, па је напон који се рачуна у односу на почетну површину попречног пресека потцењен. Због тога се криве стварни напон-дилатација за челик често користе за одређивање односа између напона и деформације. Дефинисање криве стварног напона-деформације материјала је важан корак у нумеричкој анализи како би се окарактерисало његово понашање при пластичној деформацији и симулирао врат које се обично јавља при максималном оптерећењу током испитивања затезањем. Због тога се врши апроксимација стварне криве развлачења аналитичком функцијом. Математички израз који дефинише дату аналитичку функцију треба бити што једноставнији за примену, како би се олакшала његова имплементација у практичним анализама.

Према кривој стварни напон-дилатација за S235JR, напон расте како расте деформација. Од почетка развлачења до постизања максималног напона, у еластичној области и у делу равномерне пластичне деформације, стварни напон и стварна деформација представљени су линијском, а затим и параболичком функцијом, респективно. Крива се до ове тачке добија на основу добро познатих израза, у складу са препорукама Еурокода 3:

$$\sigma_{true} = \sigma_e(1 + \varepsilon_e) \quad 5.9$$

$$\varepsilon_{true} = \ln(1 + \varepsilon_e) \quad 5.10$$

Након достизања максималних дилатација користе се добро познате изотропне конститутивне једначине ојачања, које су описане у подпоглављу 2.4.2.

5.5 Одређивање параметара CGM-а

Материјални модел *Gurson*-а је имплементиран у многим компјутерским софтверима и користи се за анализу носивости материјала у различитим грађевинским секторима. Због значајне могућности примене при решавању реалних проблема на које инжењери наилазе у свакодневной пракси, садашњи важећи стандарди у Европској Унији, препоручују употребу овог модела у анализи стања конструкција пре лома. GTN модел обезбеђује добро поклапање резултата добијених експериментално и нумерички, и оно што је најважније, омогућава комплетну анализу носивости елемената, до тоталног лома [114]. *Gurson*-ови модели и његове екстензије су се показали као доста практични у анализи носивости челичних конструкција и могу се применити у анализи стања пре лома и у процени граничног оптерећења изван зоне еластичности.

Узимајући ово у обзир, ова дисертација има за циљ да попуни празнине између теоријских и практичних истраживања, како би било могуће користити овај модел у анализи носивости челичних конструкција од челика S235JR у стањима пре лома. Основни проблем везан за анализу GTN и CGM модела је немогућност употребе стандардизованих параметара материјала за грађевинске материјале и конструкције. Лако је уочљиво да је један од битнијих недостатака, управо недостатак микроструктуралних параметара GTN и CGM модела за челик S235JR који се користе у грађевинској индустрији.

Оваквих параметара које треба одредити има укупно 9. У литератури се могу наћи многи покушаји да се одреде CGM параметри, али се они обично одређују на основу подударања резултата симулације и експеримента. Дакле, они нису универзални и представљају само решење за један специфичан проблем. Постоје три типа параметара који захтевају анализу:

1. Конститутивни параметри: q_1 , q_2 и q_3 ; q_1 дефинише губитак чврстоће услед интеракције између шупљина, q_2 и q_3 зависе од запремине шупљина и троосности напона;
2. Иницијални параметри материјала и параметри нуклеације шупљина, f_0 , f_N , ε_N и s_N
3. Критични и параметри лома, f_c и f_F

У последње време, калибрација Gurson-ових параметара, како би се овај модел употребљавао у инжењерској пракси, врши се комбиновањем резултата експерименталних истраживања и нумеричке анализе МКЕ. Калибрација се завршава када се постигне задовољавајуће поклапање са експерименталном кривом сила-померање или напон-дилатација. На основу прегледа досадашњих радова на ову тему, три типа калибрације се могу издвојити [28]:

- 1) Када оштећење материјала настаје због присуства постојећих микрошупљина, а настајање нових шупљина није узето у обзир:

$$f_0 > 0, \varepsilon_N = f_N = 0 \quad 5.11$$

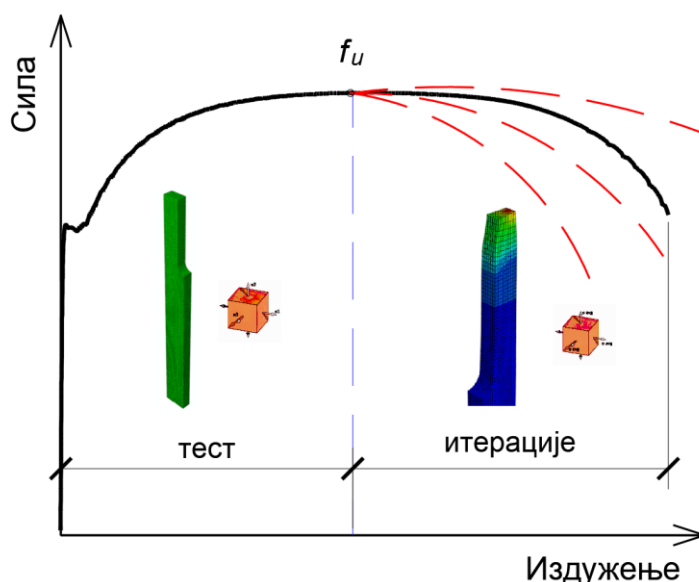
- 2) Када оштећење материјала настаје тек након формирања нових шупљина, док се претпоставља да материјал нема постојеће микрошупљине:

$$f_0 = 0, \varepsilon_N > 0, f_N > 0 \quad 5.12$$

- 3) Када оштећење материјала настаје због појаве постојећих микрошупљина, као и због настанка нових шупљина:

$$f_0 > 0, \varepsilon_N > 0, f_N > 0 \quad 5.13$$

Битно је напоменути да многе параметре није лако одредити.



Слика 75. Илустрација процеса калибрације конститутивног Gurson-овог модела на основу испитивања затезањем

Остали параметри за челик S235JR су добијени на основу “best fit” симулације. У сваком кораку итерације, вредности GTN параметра се мењају у одређеним границама (слика 75). Критеријум оптимизације је конвергенција вредности $F-\Delta L$ добијена нумерички и експериментално.

5.5.1 Параметри из претходних и сопствених истраживања

Калибрисани CGM параметри се користе за предвиђање затезне чврстоће и дуктилности елемента конструкције. Експериментални подаци добијени из испитивања затезањем и резултати претходних студија коришћени су за калибрацију CGM параметара за челике S235JR. Користе се за добијање параметара модела, са којима долази до најбољег поклапања криве сила-померање, као и поклапања у погледу носивости, дуктилности и локације лома. Сви параметри утврђени за овај конкретни проблем (аксијално напрезање, челик S235JR, корозија услед индустријске средине у Бору) су сумирани у табели 19. Подебљане вредности су одређене експериментално. У овој студији разматрани су само узорци дебљине 6 mm.

Табела 19. Параметри CGM-а усвојени у раду за челик S235JR након излагања корозији

f_0	f_N	ε_N	S_N	f_F	q_1	q_2	q_3
Степен губитка масе r	0,02	0,25	0,05	0,40	1,8965	0,90	3,5967

Gurson-ови GTN и CGM материјални параметри за челик S235JR су одређени на основу резултата студија микроструктуре, својства материјала добијени испитивањем затезањем, нумеричког моделовања и резултата претходних студија. У табели 20, су приказани параметри који су резултат опсежних истраживања многих аутора, не само челика S235JR, већ и других материјала.

Табела 20. Усвојени параметри Gurson-ових модела GTN и CGM из литературе

Autor	Materijal	q_1	q_2	q_3	f_0	f_N	ε_N	S_N	f_F
Kossakowski [115]	Челик S235JR	1,5	1,0	2,25	0,0017	0,04	0,3	0,05	0,667
Mansouri и остали [116]	Угљенични челик	1,5	1,0	2,15	0,001	0,039	0,21	0,1	-
Abbassi и остали [117]	Угљенични челик	1,5	1,0	2,25	-	0,04	0,3	0,22	0,12
Gao и остали [118]	Челик посуда под притиском	2,0	0,77	4	0,0035	-	-	-	0,2
Yan и остали [119]	Силицијум ски челици	1,5 5	0,9	-	0,0025	0,04	0,24	0,01	0,155
Li и остали [120]	Челични лим DC06	1,5	1,0	2,25	0,001	0,004	0,3	0,1	0,06
Kumar и остали [121]	Нерђајући челик SS304LN	1,5	1,0	2,25	0,0000 1	0,006	0,3	0,1	0,25
Yuenyong и остали [122]	Нерђајући челик SS304	1,5	1,0	2,25	0,0018 3	0,0056	0,3	0,1	0,262 8
Dos Santos и Ruggieri [123]	C-Mn легура челика	1,0	1,25	1,0	0,0015- 0,005	-	-	-	0,15- 0,20
Cuesta и остали [124]	Челик за изградњу	1,5	1,0	2,25	0	0,0292	0,19 79	0,01	0,1

	бродова ASTM A131 Grade A								
Schmitt остали [125]	и Легура челика 20 MnMoNi 5 5 (DIN)	1,5	1,0	2,25	0	0,1	0,02 0,02 0,01 2	0,3	0,212 0,197 0,189
Becker остали [126]	и iron powder compacts	1,2 5	0,95	1,56 25	0,06	-	-	-	0,25
Tvergaard остали [58]	и -	1,5	1,0	2,25	0	0,1	0,04	0,3	0,25

Из претходне табеле се закључује да се параметри не могу једнозначно одредити, чак и за исти тип челика.

На слици 76 може се видети зависност усвојених параметра и облика криве F-ΔD коју је дао *Haoyun Tu* [127] у својој дисертацији. Криве на овој слици добијене су фиксирањем неких вредности, док се друге мењају како би се оценио њихов утицај на промену дебљине у попречном пресеку узорка.

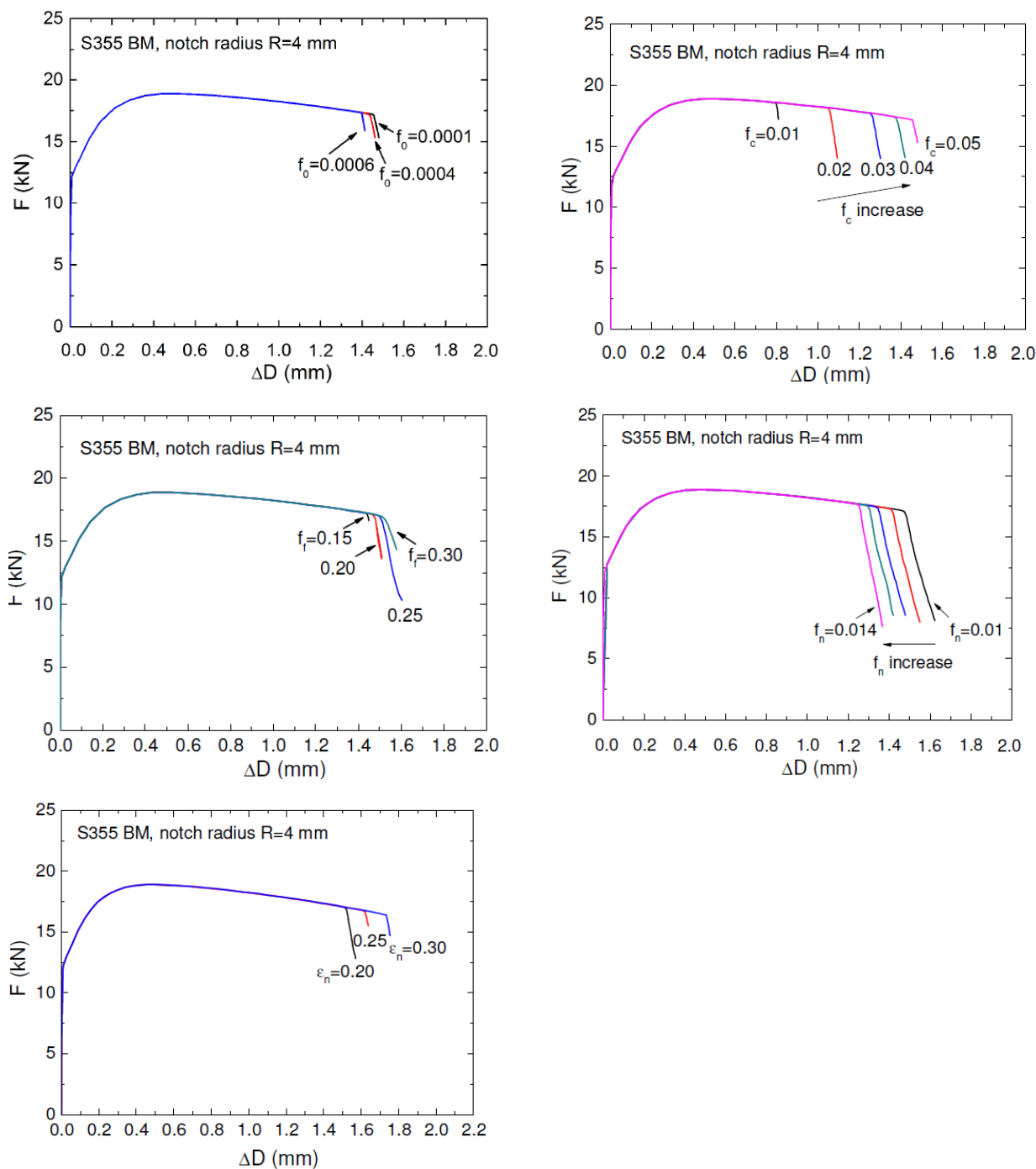
5.5.2 Параметар f_0

Ако се посматра иницијална фаза дуктилног лома челика, шупљине се развијају углавном око неметалних инклузија. Због тога се јако често претпоставља да је иницијална запремина шупљина f_0 једнака запремини неметаличних инклузија које су садржане у попречном пресеку узорка. Ова запремина се може одредити на два начина: уз помоћ квантитативне анализе микрофотографија или из хемијске композиције узорка уз помоћ *Franklin*-овог израза [54].

Параметар f_0 може бити одређен на квантитативни начин, микроструктурном анализом неоштећеног материјала у складу са препорукама стандарда ASTM E1245-03 (2016) [128]. Квантификација се обавља уз помоћ скенирајућег електронског микроскопа и X-ray спектроскопије на полираној површини узорка. У овој методи, оксиди и сулфиди се разликују на основу различитих нијанса сиве боје које су им додељене, а следећа мерења се врше за додељену нијансу сиве посебно за сулфиде и оксиде у сваком узорку. Овде је битан показатељ и средња слободна путања између инклузија; она није најмање растојање, већ се израчунава према изразу:

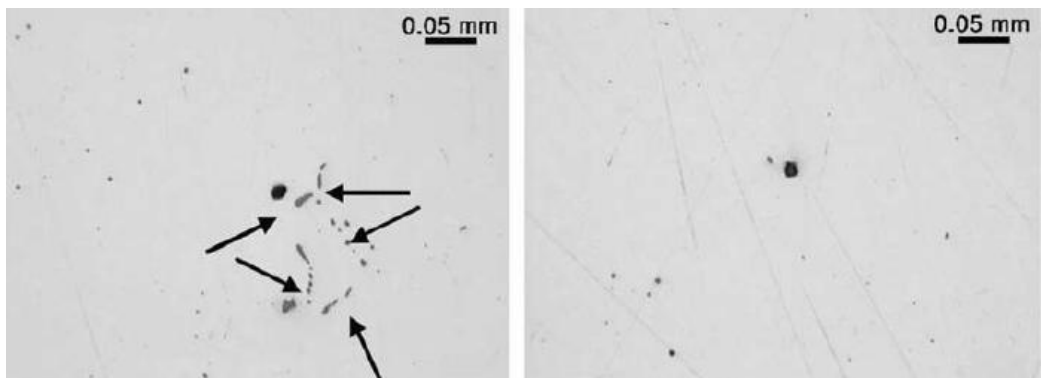
$$\lambda = \frac{1 - A_A}{N_A} \quad 5.14$$

где је A_A површина шупљина, обично изражена у процентима, N_A је број инклузија по јединици површине mm².



Слика 76. Утицај *Gurson*-ових параметара на изглед криве F - ΔD код округле епрувете од челика S355 [127].

Rakin и сарадници [129] одредили су иницијалну запремину шупљину f_0 испитивањем микроструктуре (слика 77). Јасно се може видети група сулфида и један велики оксид у мерним пољима, који такође показују тачке вероватне нуклеације, раста и спајања, означене стрелицама.



Слика 77. Приказ неметаличних инклузија на полираној површини узорка [129]

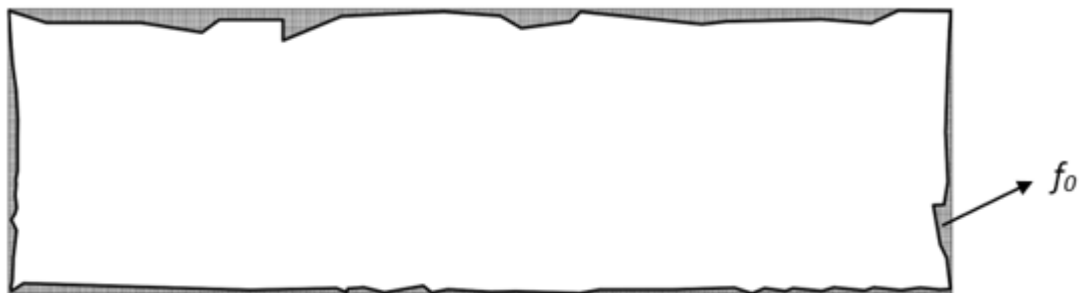
Како би се испитао утицај иницијалне порозивности на челик, иницијална запремина шупљина f_0 се одређује на основу садржаја инклузија у материјалу, слично као и у студији Kossakowski-ог [130]. У челику постоје неметалне инклузије, најчешће сулфиди и оксиди. Да би се ове инклузије увеле у прорачун користи се следећа формула, добијена од стране Franklin-а:

$$f_0 = 0,054 \left(S\% - \frac{0,001}{M_n\%} \right) \quad 5.15$$

где су S и M_n - садржаји инклузија сумпора и мангана у процентима.

Челик S235JR припада групи нискоугљеничних челика који у себи садрже ниво угљеника од максималних $C=0,20\%$. На основу оптичке емисионе спектрометрије која је рађена на материјалу од кога су израђени узорци, дошло се до следећих процената битних елемената: $Mn=0,27\%$, $P=0,005\%$, $S=0,008\%$. Када би се овај израз применио на резултате хемијске анализе узорка из ове студије, на основу резултата добијених оптичком емисионом спектрометријом, вредност за иницијалну запремину шупљину би била $f_0 = 0,02\%$, за све узорке, независно од типа излагања корозионим срединама.

За разлику од наведених метода, у овом раду је изабран нешто другачији приступ. Прво је усвојен тип калибрације када се претпоставља да материјал нема већ постојеће микрошупљине, пре него што је изложен корозији. Материјал је без инклузија, па је иницијална запреминска шупљина пре корозије $f_0 = 0$. Због тога се степен губитка масе проглашава почетним параметром шупљине, узрокован корозијом (слика 78). Унутар попречног пресека узорка нема оштећења јер је корозија површински феномен. Оштећења након аплицирања оптерећења почињу од унутрашњег дела који није захваћен корозијом. CGM параметри за овај део су фиксни, а f_0 је калибрисан за део узорка који је прекривен корозијом.



Слика 78. Шематски приказ губитка масе узорка након излагања корозији, представљен у облику иницијалне запремине шупљина

Треба поменути да веће вредности f_0 резултирају ранијим падом криве F- ΔD , док на нагиб криве у тренуцима пре лома не утиче промена овог параметра (слика 76).

5.5.3 Параметар f_c

Критична вредност параметра f_c одређује почетак срастања постојећих шупљина и убрзани раст нових шупљина. *Koplik* и *Needleman* [131] су у свом раду доказали да критична запремина шупљина слабо или уопште не зависи од триаксијалности напона и матрице очвршћавања, а има велику зависност од иницијалне запремине шупљине f_0 .

Guillemer и сарадници [132] дају израз, на основу експерименталног истраживања, у коме вредност f_c опада са порастом триаксијалног напона η :

$$f_c = 0,255 - 0,145\eta \quad 5.16$$

Они су дефинисали да за мале вредности f_0 , вредности f_c су константне, у интервалу између 0.02 и 0.04, а да се за веће вредности f_0 не може сматрати константом.

Са друге стране, *Richelsen* и *Tvergaard* [133] су усвојили критичну вредност запремине шупљине f_c изнад које номинална вредност носивости материјала опада, за 0,06. Такође су закључили да ова вредност зависи од иницијалне вредности f_0 . Њена вредност се креће у опсегу $f_c = 0,04$ за $f_0 = 0$ до $f_c = 0,12$ за $f_0 = 0,06$.

У CGM моделу који је коришћен у овом раду, користи се *Thomason*-ов критеријум лома [63], који не тражи претходно познавање параметра f_c , и не представља материјалну константу. Овде је параметар f_c одговор материјала на спајање шупљина, па се може срачунати током МКЕ анализе. Веће вредности f_c омогућавају да се коначни лом деси касније, док нагиби криве F- ΔD након крајње тачке лома нису промењени са променом ове вредности (слика 76).

5.5.4 Параметар f_n

Параметар f_n који одређује запремину новоразвијених шупљина у току процеса деформације може се одредити, на сличан начин као и параметар f_0 , квантитативно, микроструктурном анализом неоштећеног материјала. Али је, услед знатно мањих шупљина, њихову запремину доста тешко одредити.

Запремина новоразвијених шупљина (секундарних шупљина) f_n зависи од садржаја фракције Fe_3C (цементит или карбид гвожђа) у основном материјалу, односно од његовог запреминског удела, који је одређен применом правила полуге:

$$f_n = \frac{C(\%) - C(\%) \text{ у фериту}}{C(\%) \text{ у } Fe_3C - C(\%) \text{ у фериту}} * 100\% \quad 5.17$$

У овом изразу $C(\%)$ је садржај угљеника у челику, $C(\%)$ у фериту је садржај угљеника у фериту, а $C(\%)$ у Fe_3C садржај угљеника у цементиту.

У студији *Chu*-а и *Needleman*-а [61] добијени резултати доводе до закључка да у разматраном материјалу секундарне шупљине не утичу значајно на губитак носивости.

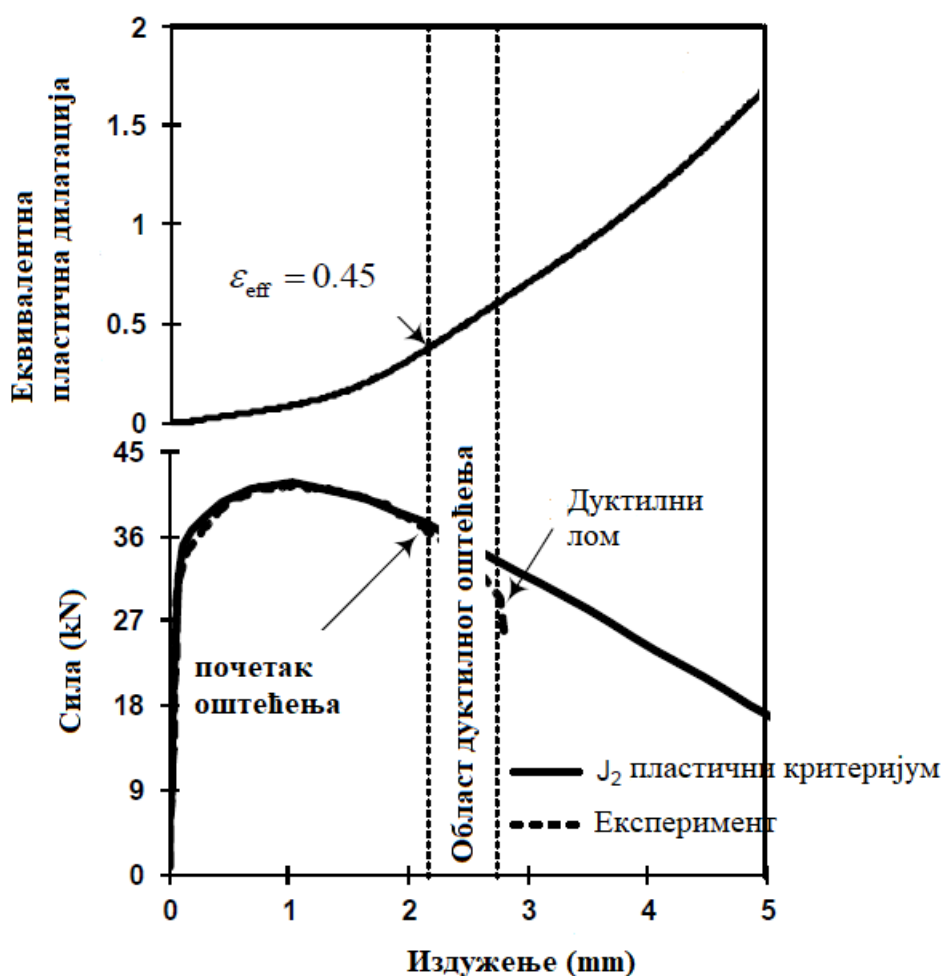
Нове шупљине настају из инклузија, малих честица при повишеним напрезањима ε_N . Током процеса деформације, више нових шупљина доводи до бржег пропадања материјала. Запремина секундарних шупљина f_n утиче на изненадни пад криве F- ΔD (слика 76). Веће вредности f_n доводе до ранијег лома узорка, док је нагиб свих кривих након лома константан јер са појавом нових шупљина тренутни запремински удео шупљина може брже достићи критичну вредност f_c .

У овој дисертацији параметар f_n је одређен калибрацијом резултата испитивања затезањем.

5.5.5 Параметар ε_n

Параметри ε_n, s_n, f_n се често заједно анализирају, јер заједно описују запремину новоразвијених шупљина и пластичних напрезања услед раста ових шупљина. ε_n и f_n заједно дефинишу ниво пластичних напрезања након којих се развија оштећење и развој оштећења, респективно. Код аутора који су параметар ε_n одредили у току калибрације, обично је усвојена вредност између 0,2 и 0,8. Избор ових параметра $\{\varepsilon_n, f_n\}$ заједно, у пару, није једнозначно одређен, већ зависи од конкретног случаја и услова анализе. Такође, параметар f_n се повећава са повећањем напрезања услед срастања шупљина, што даље имплицира да раст шупљина и њихово спајање могу бити симулирани на један од следећих начина:

- раним спајањем (ε_n је мала вредност) и раст мањег броја шупљина (f_n је такође мала вредност) и
- каснијим спајањем (ε_n је велика вредност) и раст већег броја шупљина (f_n је такође велика вредност).



Слика 79. Експериментална крива сила-померање и одговарајућа крива J_2 пластичног модела [28]

Један од начина одређивања пара $\{\varepsilon_n, f_n\}$ је на основу физичког значења ових параметара, тј. процене почетка материјалног оштећења. Процена пластичног напрезања услед раста шупљина ε_n је одређена на основу експерименталне криве сила-померање и њеним поређењем са J_2 пластичним моделом (von Mises-ов критеријум који почетак пластичног развлачења преписује другој инваријанти девијаторског дела напона). Овај модел, за разлику од Gurson-ових модела, нема дефинисан параметар оштећења и не укључује шупљине у симулирање понашања материјала. Ако се посматра крива ефективног пластичног напрезања и померања,

растојање од координатног почетка до иницирања оштећења је дефинисано величином ε_n (слика 79). Положај иницирања оштећења се може одредити на кривој сила –померање. То је положај у коме долази до раздвајања криве J_2 пластичног модела и експерименталне криве [28].

У складу са анализом *Beseddiq*-а и осталих [134] сагледавањем великог броја студија, вредности параметара f_n , ε_n , s_n се могу проценити. Често се за вредности ε_n и s_n усваја 0,3 и 0,1, респективно, што се потврђује „*fitting*“ методом. Параметар s_n представља средњу вредност дистрибуције пластичног напрезања услед раста шупљина. Он дефинише интервал у коме ће се достићи пластично напрезање, тј. његову брзину достизања. И у овај студији, је изабран исти начин, вредности ε_n и s_n су усвојене и доказане у процесу калибрације.

5.5.6 Параметар f_F

Параметар f_F одређује коначни лома материјала, па представља критичну запремину шупљина при лому. *Tvergaard* и *Needleman* [58] су сугерисали да вредност f_F не треба бити већа од 0,2, а највећа вредност коју предлажу је 0,25. *Gao* и остали [118] су у својој студији показали да f_F не зависи пуно од матрице ојачања, али да зависност параметра f_F од f_0 не може да се порекне. Њихова препоручена вредност параметра f_F је од 0,15 до 0,20.

Zhang и остали [19], као и *Zhang* у својој докторској дисертацији [17], предлажу једначину којом се дефинише зависност два параметра запремине шупљине, иницијални и коначни:

$$f_F = 0,15 + 2f_0 \quad 5.18$$

Kiran и *Khandelwal* [28] су закључили да је коначна запремина шупљине f_F параметар који има највећу зависност од величине усвојене мреже коначних елемената од свих микромеханичких параметара. *Santos* и остали [26] су извршили индентификацију коначне запремине шупљина f_F на основу експерименталних мерења промене дебљине попречног пресека и калибрацијом параметра тако да се добије поклапање нумеричког резултата са измереним вредностима.

Wcislik [23] је у свом раду искористио фотографије скенирајућег електронског микроскопа са површине лома, како би након анализе слика „*greyscale*“ методом, добио бинаризовану фотографију са које се може одредити површина шупљина. Ова површина је проглашена за критичну вредност запремине шупљина у тренутку лома.

Сличан поступак је коришћен и у овом раду. Вредност запремине шупљина која одговара комплетном губитку носивости материјала f_F је одређена на основу микроскопских фотографија лома, како би се анализирао цео домен деформација, нарочито у делу лома.

Као што се може видети на слици 108, параметар f_F скоро да и нема утицаја на пад силе у тачки лома на дијаграму F- ΔD . Са друге стране, ова вредност утиче на нагиб криве након тачке лома. Ова значи да је интервал између f_c и f_F краћи за ниже вредности параметра f_F , а фиксну вредност параметра f_c , што доводи до стрмије криве F- ΔD . Након срастања шупљина (коалесценције) веће вредности параметра f_F значе да је потребно уложити више енергије како би дошло до лома.

5.5.7 Параметар q_i

Параметри q_i су категорисани као конститутивни параметри и зависе од напона на граници развлачења и ојачања материјала. Вредности $q_1 = 1,5$, $q_2 = 1,0$ и $q_1^2 = q_3 = 2,25$ је предложио *Tvergaard* [12] [13] како би описао дуктилни лом нумеричких модела многих порозних материјала, укључујући челик. *Koplik* и *Needleman* [131] су на основу свог нумеричког модела добили боља поклапања са вредностима конститутивних параметара $q_1 = 1,25$ и $q_2 = 1,0$.

Истраживања *Faleskog* [29] су показала да *Tvergaard*-ови параметри зависе од еласто-пластичних карактеристика материјала, као што су експонент дилатационог ојачања N и односа напона развлачења σ_0 и модула еластичности E (Табела 21).

Табела 21. Калибрисане вредности параметра q_1 и q_2 [29] у зависности од напона на граници развлачења σ_0 и модула еластичности E

Експонент ојачања N	$\frac{\sigma_0}{E} = 0,001$		$\frac{\sigma_0}{E} = 0,002$		$\frac{\sigma_0}{E} = 0,004$	
	q_1	q_1	q_1	q_2	q_1	q_2
0.025	1,88	0,96	1,84	0,98	1,74	1,01
0.050	1,63	0,95	1,57	0,97	1,48	1,01
0.075	1,52	0,94	1,45	0,96	1,33	1,00
0.10	1,58	0,90	1,46	0,93	1,29	0,98
0.15	1,78	0,83	1,68	0,86	1,49	0,90
0.20	1,96	0,78	1,87	0,80	1,71	0,84

Вредности усвојене у овом раду за $\frac{\sigma_0}{E} = 0,0015$ и $N=0,195$ (карактеристична вредност S235JR у складу са препоруком [130]) су добијене интерполацијом за q_1 ($q_1 = 1,8965$), али за параметар q_2 усвојене су вредности нешто веће него што су препоручене од стране *Faleskog*, $q_2=0,9$. Обе ове вредности су потврђене калибрацијом.

Дијаграм на слици 76 добијен је фиксирањем одређених вредности, док се друге варирају како би се оценио њихов утицај на промену дебљине у попречном пресеку узорка.

6. НУМЕРИЧКА АНАЛИЗА

6.1 Увод

Да би се формирани конститутивни модел у претходном поглављу, користио у анализи, потребна је имплементација материјалног модела у софтверски пакет. Његова примена подразумева формирање нумеричког поступка, који мора бити стабилан и довољно тачан. *Abaqus/Standard* омогућује моделовање прогресивног оштећења и лома дуктилних метала.

Формирање дуктилног лома је праћено пластичном деформацијом материјала, што је важно узети у обзир приликом моделирања овог механизма лома коришћењем методе коначних елемената (МКЕ). Развојем рачунарских ресурса омогућена је примена све напреднијих модела еластопластичног понашања материјала и конститутивних једначина, који укључују оштећење материјала при настанку дуктилног лома.

6.2 Abaqus – могућности и примене нумеричког моделирање дуктилног лома

Уопште гледано, да би се дошло до резултата нумеричке анализе у *Abaqus*-у, потребно је познавати следеће карактеристике материјала и законе по којима се те вредности мењају:

- Еласто-пластичне карактеристике неоштећеног материјала,
- Критеријум почетка оштећења (закон развлачења),
- Развој оштећења (закон ојачања), рачунајући и избор уклањања деградираних елемента,
- Критеријум лома

6.2.1 Критеријум почетка оштећења (закон развлачења)

Abaqus нуди велики избор критеријума почетка оштећења за дуктилне метале, сваки је повезан са различитим механизмом лома материјала. Могу се поделити у следеће категорије:

- Критеријум почетка оштећења за лом метала, укључујући и дуктилни и смичући критеријум и
- Критеријум почетка оштећења за проблем *necking*-а. Ово укључује и формирање граничних дијаграма (FLD, FLSD i MSFLD) [135]

6.2.2 Развој оштећења (закон ојачања)

Закон ојачања описује степен деградације (оштећења) материјала, када је достигнут одговарајући почетни критеријум. За оштећење дуктилних метала *Abaqus* претпоставља да је деградација повезана са сваким активним механизмом лома и може се моделирати уз помоћ скаларне величине коефицијента оштећења, променљиве оштећења (*damage variable*) d_i ($i \in N_{act}$), где N_{act} представља скуп активних механизма лома. У било ком тренутку анализе, тензор напона материјала је одређен скаларном једначином:

$$\sigma = (1 - D)\bar{\sigma} \quad 6.1$$

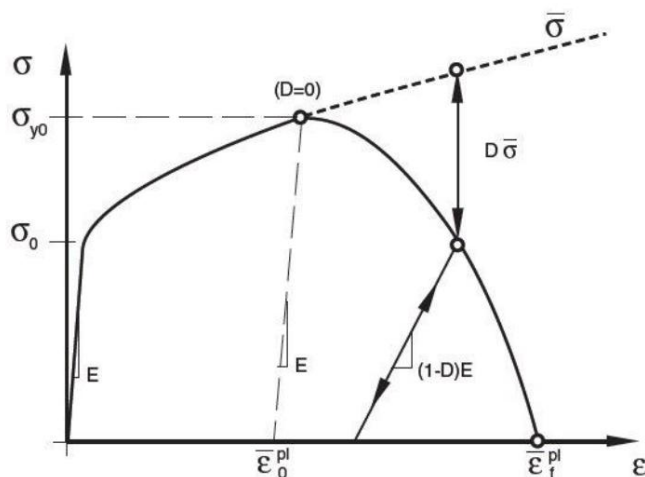
где је D свеукупни коефицијент оштећења и $\bar{\sigma}$ је ефективни (неоштећени) тензор напона за тренутни инкремент. $\bar{\sigma}$ је напон који би постојао у материјалу ако не би дошло до оштећења. Материјал губи своју носивост када је $D=1$.

Abaqus омогућава примену различитих закона ојачања дуктилних метала и контролу брисања оштећених елемената услед лома материјала. Сви доступни модели користе такве законитости који ублажавају јаку зависност мреже коначних елемената на резултате, који могу настати као ефекат локализације напрезања услед прогресивног оштећења.

Закони ојачања дуктилних метала се користе са следећим основним начелима:

- оштећење окарактерисати као прогресивну деградацију (пропадање) материјала, које води до лома,
- морају се користити у комбинацији са законима развлачења за дуктилне метале,
- користе се димензије које су независне од мреже коначних елемената (било пластична померања или расипање физичке енергије) како би омогућили даљи развој оштећења након његове иницијације,
- узимају се у обзир комбиноване утицаје различитих механизма оштећења која истовремено делују на исти материјал и дају опције за одређивање колико који механизам доприноси свеукупној деградацији материјала и
- нуде се опције записивање стања након лома, укључујући и уклањање елемената из мреже коначних елемената.

Крива напон-дилатација показује карактеристично понашање материјала у току процеса оштећења. У контексту еласто-пластичног материјала са изотропним ојачањем, оштећење се манифестује у два облика: омекшавање напона развлачења и деградација еластичности. Непрекидна, пуна линија на дијаграму означава одговор материјала на оштећење, док испрекидана линија је одговор у случају да нема оштећења. Као што ће бити разматрано у наставку рада, одговор материјала на оштећење зависи од димензије елемента, тако да је зависност мреже од резултата сведена на минимум.



Слика 80. Крива напон дилатација са прогресивном деградацијом оштећења [135]

На слици 80. σ_{y0} и $\bar{\epsilon}_0^{pl}$ су напони развлачења и ефикасна пластична дилатација на почетку оштећења, а $\bar{\epsilon}_f^{pl}$ је ефикасна пластична дилатација у тренутку лома, тј. вредност када коефицијент оштећења достигне вредност $D=1$. Она представља добар показатељ дуктилности материјала. Коефицијент D представља комбиновани утицај свих активних механизма лома.

Вредност ефективне пластичне дилатације у тренутку лома $\bar{\epsilon}_f^{pl}$ зависи од карактеристичне дужине елемента и не може се користити као параметар материјала за описивање закона развоја оштећења (закона ојачања). Уместо ове вредности, закон развоја оштећења се дефинише уз помоћ еквивалентног пластичног померања $\bar{u}^{pl}$ или на основу утрошене енергије потребне за лом G_f .

6.2.3 Закон развлачења дуктилних метала

Закон развлачења материјала омогућава, за дуктилне метале:

- предвиђање иницијалног оштећења у металу, као и другим материјалима;
- употреба у комбинацији са моделима закона ојачања материјала за дуктилне метале
- дозвољава спецификацију више од једног закона развлачења.

У *Abaqus/Standard*-у се могу користити у комбинацији са конститутивним моделима: *von Mises*, *Johnson-Cook*, *Hill* и *Drucker-Prager* услова пластичности [135].

6.2.3.1 Критеријуми развоја оштећења код лома метала

Два главна механизма која могу довести до лома дуктилних метала су:

- дуктилни лом услед настанка, раста и сједињавања шупљина у материјалу и
- лом смицањем, услед локализације смичућих напрезања

На основу феноменолошких обсервација, ова два механизма захтевају различите критеријуме (законе развлачења) који објашњавају почетак настанка оштећења. Ови закони се могу користити у комбинацији са законима ојачања (модели развоја оштећења) дуктилних метала.

6.2.3.2 Критеријум дуктилности

Критеријум дуктилности је феноменолошки модел за предвиђање почетка оштећења услед настанка, раста и сједињавања шупљина. Модел полази од претпоставке да је еквивалентна пластична дилатација на почетку оштећења $\bar{\epsilon}_D^{pl}$, функција триаксијалног напона и односа дилатације:

$$\bar{\epsilon}_f^{pl} = f(\eta, \dot{\bar{\epsilon}}^{pl}) \quad 6.2$$

где је $\eta = -p/q$ триаксијални напон, p је хидростатички притисак, q *von Mises*-ов еквивалентни напон и $\dot{\bar{\epsilon}}^{pl}$ је еквивалентни однос пластичних дилатација. Критеријум за почетак оштећења (услов развлачења) је испуњен када је испуњен следећи услов:

$$\omega_D = \int \frac{d\bar{\epsilon}^{pl}}{\bar{\epsilon}_D^{pl}(\eta, \dot{\bar{\epsilon}}^{pl})} = 1 \quad 6.3$$

где је ω_D променљива која се монотонно повећава са пластичним деформацијама. У сваком инкременту током анализе прираштај ω_D је описан као:

$$\Delta\omega_D = \frac{\Delta\bar{\epsilon}^{pl}}{\bar{\epsilon}_D^{pl}(\eta, \dot{\bar{\epsilon}}^{pl})} \geq 0 \quad 6.4$$

У *Abaqus/Standard*-у дуктилни критеријум може се користити у комбинацији са *von Mises*-овим, *Johnson-Cook*-овим, *Hill*-овим и *Drucker-Prager*-овим моделима пластичности.

Нестабилности у прорачуну могу настати услед појаве „*necking-a*“ у процесу „развлачења“ материјала. *Abaqus* има 4 услова за предвиђање почетка „*neckinga*“ и проблема нестабилности који тада могу настати. Ови услови се примењују само на елементе са равним стањима напона,

док *Abaqus* игнорише ове критеријуме за друге елементе. У овом случају, где су изабрани “*solid*” елементи ова четири услова су неприменљива.

6.2.4 Зависност мреже коначних елемената и карактеристичне дужине

Када дође до оштећења материјала, веза напон-дилатација не представља више тачно понашање материјала. Наставком коришћења ове везе у нумеричкој анализи доводи до јаке зависности мреже коначних елемената услед локализација деформације, као што је смањење утрошене енергије уколико се прогусте мрежа коначних елемената. Употребом овог приступа, “*softening*” који настаје након иницијалног оштећења биће описан кривом напон-померање, а не више кривом напон-дилатација. Примена овог концепта напон-дилатација у методи коначних елемената захтева прецизну дефиницију карактеристичне дужине L , повезану са тачком интеграције. Енергија лома је тада дата са:

$$G_f = \int_{\bar{\epsilon}_0^{pl}}^{\bar{\epsilon}_f^{pl}} L \sigma_y d\bar{\epsilon}^{pl} = \int_0^{\bar{u}_f^{pl}} \sigma_y d\bar{u}^{pl} \quad 6.5$$

Ова једначина описује еквивалентно пластично померање, $\bar{u}^{pl}$, као рад при настанку јединичне површине прслине. Пре настанка оштећења има вредност $\bar{u}^{pl} = 0$, а после иницијације оштећења њена вредност је $\bar{u}^{pl} = L\bar{\epsilon}^{pl}$.

Дефиниција карактеристичне дужине зависи од геометрије елемента и формулације: узима се тачна дужина попречног пресека елемента за елементе првог реда и половина исте дужине за елементе другог реда. Ова дефиниција карактеристичне дужине се користи јер се унапред не зна правац пружања лома. Због тога, елементи са односом страна већим од јединице се различито понашају у различитим правцима, у зависности од правца пружања прслине: због овог ефекта неке мреже остају зависне од карактеристичне дужине, па је препоручљиво да се бирају мреже чије је однос страна приближан јединици.

Сваки од описаних закона развлачења има и придружен закон ојачања. Закон ојачања се може одредити у функцији еквивалентног пластичног померања $\bar{u}^{pl}$, или у функцији утрошене енергије при лому, G_f . Оба присуства узимају у обзир карактеристичну дужину елемента, како би се ублажила зависност мреже коначних елемената на резултате.

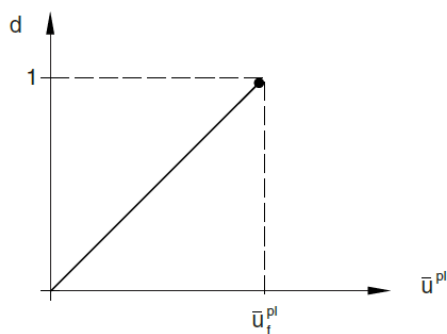
6.2.5 Одређивање закона ојачања на основу ефективног пластичног померања

Када се достигне критеријум настанка оштећења (услов развлачења, који одређује при ком стању напона почиње пластично развлачење), ефективно пластично померање $\bar{u}^{pl}$ се дефинише следећом једначином:

$$\bar{u}^{pl} = L\bar{\epsilon}^{pl} \quad 6.6$$

где је L карактеристична дужина елемента.

Одређивање параметра оштећења у зависности од релативног пластичног померања може се представити табеларно, линеарно или у експоненцијалном облику. Моментални лом ће се десити ако је пластично померање при лому $\bar{u}_f^{pl}$, проглашено за 0. Ипак, овакав избор се не препоручује, јер изазива нагли пад напона у тренутку који може довести до динамичке нестабилности. Ако се предпостави линеарни развој параметра оштећења са еквивалентним пластичним померањем, као што је приказано на слици 81, може се одредити ефективно пластично померање, $\bar{u}_f^{pl}$, у тренутку лома (тотална деградација).



Слика 81. Промена ефективног пластичног померања са променом параметра оштећења [135]

Параметар оштећења се мења у складу са једначином:

$$d = \frac{L\bar{\epsilon}^{pl}}{\bar{u}_f^{pl}} = \frac{\bar{u}^{pl}}{\bar{u}_f^{pl}} \quad 6.7$$

Ова дефиниција осигурава да када ефективно пластично померање достигне вредност $\bar{u}^{pl} = \bar{u}_f^{pl}$, крост материјала ће бити тотално деградирана ($d=1$). Линеарни закон ојачања дефинише стварни линеарни “softening” напон-дилатација, само ако је ефективни одговор материјала перфектно пластичан (константни напон развлачења) након почетка оштећења.

6.2.6 Одређивање закона ојачања на основу дисипације енергије у току процеса оштећења

Енергија лома по јединици површине G_f која се изгуби директно у току процеса оштећења се може одредити. Тренутни лом ће се десити ако је $G_f = 0$. Ипак, овај избор се не препоручује и треба се узети са опрезом јер изазива нагли пад напона који може водити до динамичке нестабилности. Одређивање ове енергије у процесу оштећења се одређује линеарно или експоненцијално.

Када су испуњени услови за настанак развлачења, параметер оштећења расте у складу са једначином 6.7, али у овом случају је еквивалентно пластично померање одређено као:

$$\bar{u}_f^{pl} = \frac{2G_f}{\sigma_{y0}} \quad 6.8$$

где је σ_{y0} вредност напона развлачења у тренутку достизања критеријума лома. Модел омогућује да енергија која се губи у току развоја оштећења буде једнака G_f , само ако је ефективни одговор материјала перфектно пластичан (константни напон развлачења) након почетка оштећења.

6.2.7 Максимална деградација (пропадање) и избор одстрањивања елемената

У *Abaqus*-у, корисник има контролу како ће се понашати елементи са озбиљним оштећењем. Може се одредити горња граница D_{max} за вредност D , који представља комбиновани утицај свих активних механизма лома. Такође, може се изабрати и опција, да се елемент обрише када достигне максималну деградацију. Овај избор зависи од компоненте матрице крутости која је оштећена.

6.2.7.1 Одређивање вредности максималне деградације

Подешавања вредности D_{max} зависе да ли ће елементи бити избрисани, једном када достигну максималну деградацију. Подразумевана вредност свих кохезионих елемената је $D_{max} = 1$, у

супротној је $D_{max} = 0,99$. Када D достигне вредност D_{max} , нема више акумулације оштећења у интеграционој тачки, док се преостала крутост елемента губи након његовог пропадања.

6.2.7.2 Отклањање елемента из мреже коначних елемената

Елементи се бришу када је достигнута максимална деградација. *Abaqus* једнако оптерећује све компоненте матрице крутости елемената које евентуално могу бити обрисани, у складу да једначином 6.1.

У *Abaqus/Standard* елемент се уклања из мреже ако D достигне вредност D_{max} у свим тачкама коначног елемента у свим интеграционим тачкама, осим за кохезионе елементе (за кохезионе елементе услов да се избрише елемент је поред достигнуте вредности D_{max} у свим интеграционим тачкама и да ни једна интеграциона тачка није притиснута).

6.2.7.3 Задржавање елемента из мреже коначних елемената у прорачуну

Опционо, може се изабрати да се елементи не уклањају из мреже коначних елемената, осим у случају 3D “гредних” елемената. Када је пропадање елемената искључено, укупни коефицијент оштећења је приморан да буде $D \leq D_{max}$. Подразумевана вредност је $D_{max} = 0,99$, ако је искључена опција пропадања елемента, што обезбеђује да елемент и даље учествује у симулацији са резидуалном крутошћу од бар 1% од првобитне крутости. Вредност напонског стања елемената утичу на то које компоненте крутости се могу оштетити.

6.2.7.4 Елементи са једноосним напонским стањима

За ове елементе, њихова једина компонента напона ће деградирати уколико је изложена тензионом (позитивном) оптерећењу. Крутост материјала се неће мењати под притиском. Зато је напон представљен, у функцији једноаксијалног коефицијента оштећења (*damage variable*):

$$\sigma = (1 - D_{uni})\bar{\sigma} \quad 6.9$$

$$D_{uni} = \begin{cases} D, \text{ ако је } \bar{\sigma} \geq 0 \\ 0, \text{ ако је } \bar{\sigma} < 0 \end{cases} \quad 6.10$$

У овом случају D_{max} представља максималну дозвољену деградацију код једноаксијалног затезања ($D \leq D_{max}$).

6.2.7.5 Hourglass контрола

Редукована интеграција елемената узима у обзир само линеарно променљиви део инкременталног померања у елементу при прорачуну прираста деформације. Преостали део инкременталног померања чворова представља део пешчаног сата (*hourglass*) и може се изразити у виду тона који изазива изглед елемената сличан пешчаном сату. Побуђивање ових тонова може довести до озбиљног деформисања мреже коначних елемената, без напрезања који се одупиру деформацији. Контрола *hourglass* покушава да минимизира ове проблеме без увођења превеликих ограничења на одговор елемента приликом оптерећења.

Побољшани приступ контроли *hourglass* (*enhanced hourglass control*) доступан је и у *Abaqus/Standard* и *Abaqus/Explicit* и представља тежњу да се прецизније одреди крутост у којој су њени коефицијенти засновани на методи побољшане претпостављене деформације. То је подразумевани приступ контроли *hourglass* за хипереластичне материјале у *Abaqus/Standard*-у. Ова метода даје тачнија решења померања за грубе мреже са линеарно еластичним материјалима у поређењу са другим методама контроле *hourglass*. Такође обезбеђује повећану отпорност на појаву пешчаног сата за нелинеарне материјале.

Уколико ниједан модел који се налази у *Abaqus*-у не одговара за описивање проблема, тада се користе подрутине, кориснички дефинисани материјални модели.

Предложени модел оштећења материјала је имплементиран у програм *Abaqus* [16] уз помоћ подрутине UMAT, коју је развио Zhang [19] [18] [15] [17]. Улога кориснички дефинисане

подрутине је да се симулира понашање материјала и његове деградације, са могућношћу симулације целог процеса од настанка шупљина до финалног оштећења. Подрутина омогућава корисницима да модификују површ развлачења, како би повећали “softening” материјала код великих вредности запремине шупљина, услед њиховог срастања.

У овом раду, CGM и UMAT подрутина су коришћене како би се одредила вредност компоненти напона и напрезања и вредност f током наношења оптерећења.

6.3 Моделирање карактеристика материјала уз помоћ UMAT подрутине

Један од проблема у моделирању комплетног *Gurson*-овог модела применом МКЕ-а је тај што критеријуми лома, услови развлачења и конститутивне једначине нису инкорпориране у *Abaqus*-софтверски пакет за анализу коначних елемената. Исправна имплементација предложене методе и модела материјала у МКЕ модел је тежак и изазовни део у моделирању. *Abaqus* пружа низ интерфејса који омогућавају корисницима да имплементирају одговарајуће конститутивне једначине за своје специфичне проблеме који нису доступни у стандардној библиотеци материјала *Abaqus*-а. Дијаграм интеракције између UMAT подрутине и *Abaqus*-а, као и редослед активности је представљен на слици 82.

Улазне променљиве за описивање својстава материјала UMAT подрутине за МКЕ модел су наведене у табели 22, а променљиве стања које се ажурирају у сваком инкременту приказане су у табели 23.

За анализу оштећења материјала, напони и варијабле стања, биће ажуриране на крају инкремента. Другим речима, у сваком кораку оптерећења, анализа се обавља све док се не добије решење које конвергира.

Abaqus/Standard има интерфејс који омогућује кориснику да имплементира било који конститутивни модел. Материјални модел дефинисан од стране корисника је имплементиран у *Abaqus/Standard* уз помоћ подрутине UMAT. Оне се користе када ни један од постојећих материјалних модела, који постоје у *Abaqus* библиотеци материјала, не представљају тачно материјал који се моделује, тачније за решавање проблема које сам *Abaqus* не би могао да реши. На овај начин подрутина UMAT омогућава да се прошири библиотека материјала *Abaqus*-а. Као и други материјали који се користе у *Abaqus*-у, подрутина се користи да опише локално понашање материјала.

Пре писања саме подрутине потребно је предузети следеће кораке:

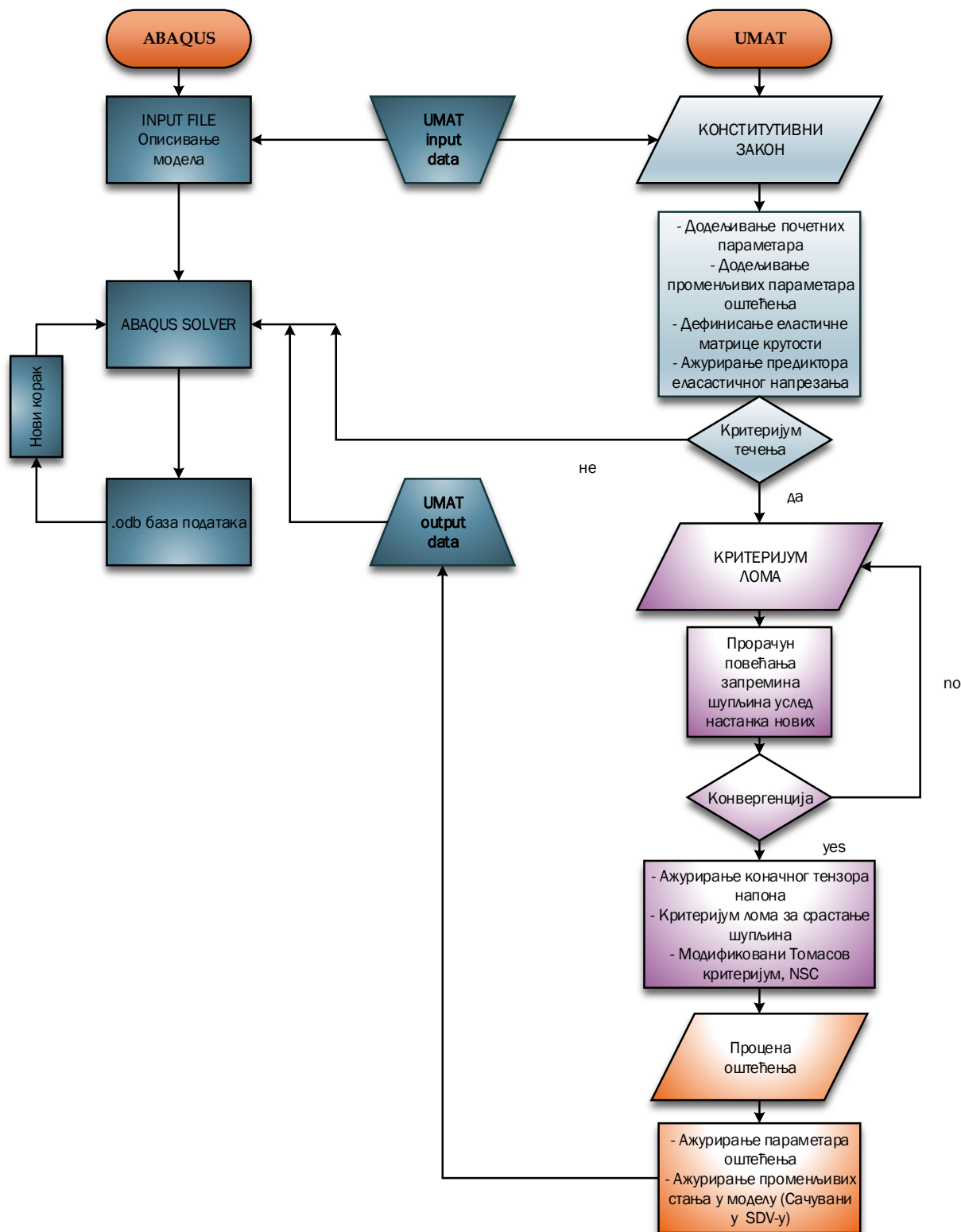
- Дефинисати конститутивне једначине, што захтева експлицитну дефиницију напона
- Потребно је одредити зависност променљивих од времена
- Дефинисати унутрашња стања променљивих (табела 22) и
- Трансформисати конститутивне једначине у инкременталне једначине уз помоћ одговарајуће интеграционе процедуре:
 - *Forward Euler* (експлицитна интеграција)
 - *Backward Euler* (имплицитна интеграција)
 - Метода средње тачке (*midpoint*).

Да би се правилно програмирало уз помоћ UMAT - а, потребно је разумети:

- Карактеристике материјала (PROPS)
- Променљиве (SDV).

Три кључна корака код примене UMAT-а су:

1. Како имплементирати *User Material properties* у *Abaqus/CAE*
2. Како дефинисати *Job* који се повезује са UMAT -ом и
3. Како приказати SDV резултате (табела 23).



Слика 82. Дијаграм интеракције између *Abaqus*-а и UMAT-а

UMAT омогућава дефинисање новог материјалног механичког понашања у *Abaqus*-у, што значајно повећава атрактивност софтвера.

Пре имплементирања UMAT-а, потребно је дефинисати *Input* променљиве из табеле 22. То су материјалне карактеристике, променљиве које дефинишу пластично развлачење материјала и *Gurson*-ове константе, које се одређују у комбинацији експерименталних истраживања са калибрацијом параметара. Ове константе се уносе у оквиру *Abaqus*-а ((PROPS(2), PROPS(3), PROPS(4), PROPS(5)) и у самој подрутини (q_1 , q_2 , q_3 , ε_N , s_N , f_F). Променљиву F_c (PROPS(6)) нема потребе унапред дефинисати када се користи *Thomason*-ов критеријум лома, већ се она одређује за сваки дефинисани инкремент времена.

Табела 22. Input променљиве у подрутини UMAT

Input променљиве	Опис променљиве
PROPS(1)	Идентификациона ознака зависно од изабраног критеријума: F_c или NCS критеријум
PROPS(2)	F_0
PROPS(3)	F_N
PROPS(4)	A_0
PROPS(5)	n -експонент који дефинише очвршћавање материјала
PROPS(6)	F_c
PROPS(7)	E – Јунгов модул еластичности
PROPS(8)	ν – Пуасонов коефицијент
PROPS(9)	NP – број парова тачки на криви стварни напон-стварна дилатација
PROPS(10,11... 2*NP-1,2*NP)	Парови тачки на криви стварни напон-стварна дилатација

Табела 23. Променљиве које описују стања у подрутини UMAT

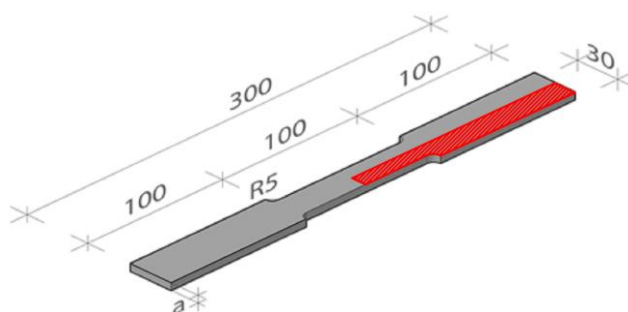
Променљиве стања	Опис променљиве
STATEV(1)	Еквивалентно пластично напрезање матрице материјала
STATEV(2)	Запремина шупљина на крају инкремента
STATEV(3)	Троосност напона
STATEV(4)	Контролни параметар лома <i>Ако је $F < F_c$, STATEV(4)=0.0, уопште не долази до лома</i>

	Ако је $F \geq F_c$, $STATEV(4) = F_c$, пре спајања шупљина Ако је $F > F_{max}$, $STATEV(4) = -F_c < 0.0$, настаје тотални лом
STATEV(5)	Степен пластичног напрезања на почетку оптерећења
STATEV(6)	Тренутна вредност контролног параметра

Као излазни параметар у *Abaqus*-у добијају се, поред других тражених вредности (најчешће дилатације узорка, силе и *von Mises*-ови напони), и SDV променљиве из табеле 23.

6.4 Моделирање геометрије, мреже коначних елемената, граничних услова и оптерећења

Испитивани узорак је симетричан, тако да се због компјутерске ефикасности моделира само 1/4 узорка.



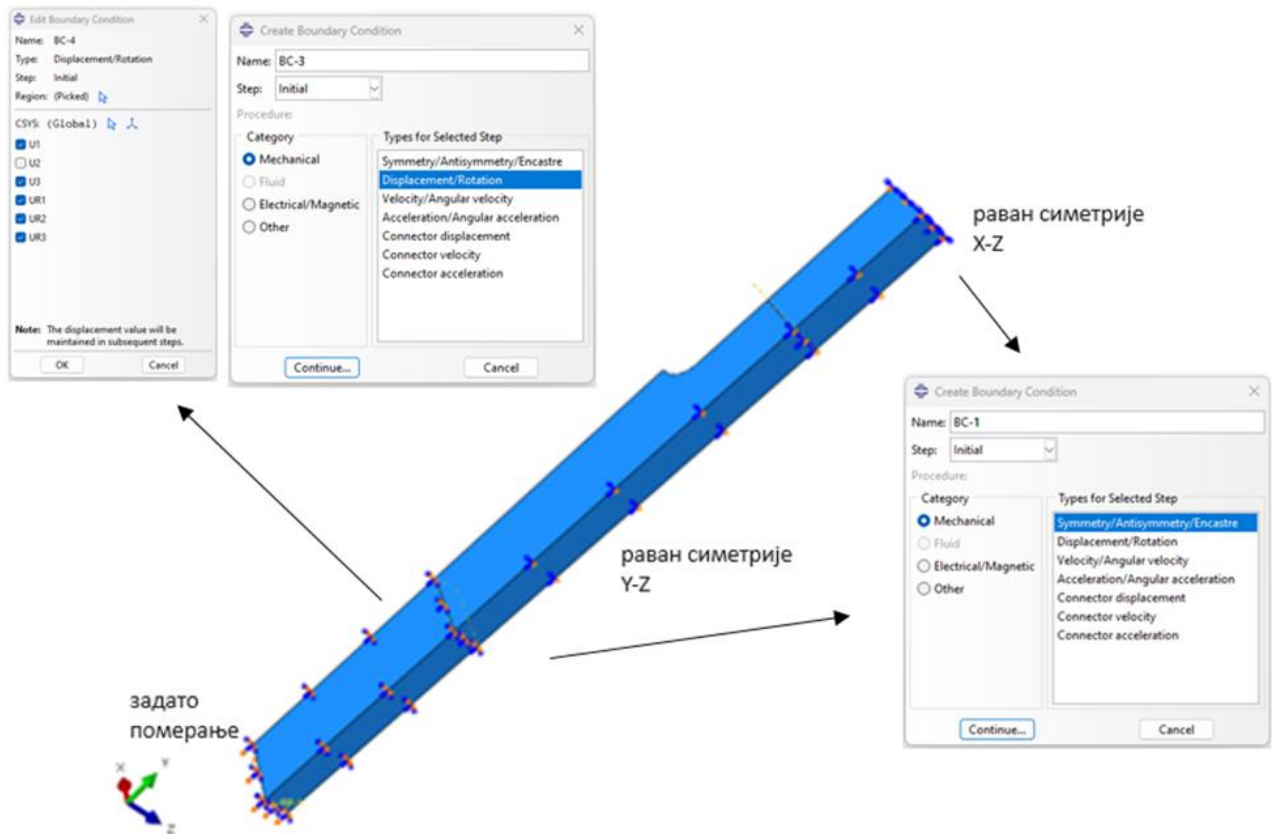
Слика 83. Графички приказ 1/4 узорка који се моделира у *Abaqus*-у

Задавање граничних услова је приказано на слици 84. При избору граничног услова (*Boundary condition* - BC) бира се регион у коме су задати корак, степени слободе итд. Гранични услов симетрије (YSYMM, $U2=UR1=UR3=0$) примењен је на горњу страну модела, а гранични услов симетрије (XSMM, $U1=UR2=UR3=0$) је примењен на леву страну модела (као што је приказано на слици 83). Доња страна узорка је фиксирана, није дозвољено да се ротира у било ком правцу, већ је дозвољено да се креће само у правцу у осе.

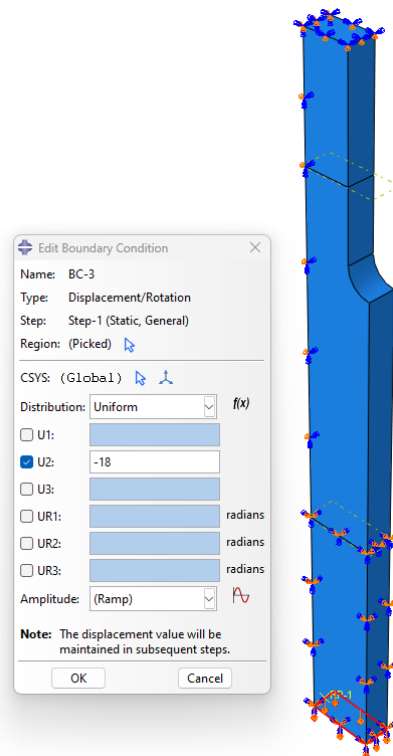
При испитивању епрувете са жлебом, које се најчешће изводи применом осносиметричног модела, оптерећење се задаје у свим чворовима на одговарајућој ивици. Имајући у виду осну симетрију, укупно оптерећење епрувете се добија сабирањем оптерећења на површини насталом ротацијом посматране ивице око осе [48]. У нумеричким прорачунима локалног приступа дуктилном лому, оптерећење се знатно чешће дефинише увођењем померања одговарајуће тачке или групе тачака (слика 85). Померање је примењено на доњу страну модела да би се добили жељени резултати током анализе. Вредност задатог померања је 18 mm.

Модел се састоји од укупно 12474 елемената. У анализи коначних елемената користи се тип елемената C3D8R – *An 8-node linear brick, reduced integration, hourglass control*. То је осмо-чворни призматични коначни елемент са редукованом интеграцијом и *hourglass* контролом. Димензије коначног елемента су 1 mm x 1 mm x 1 mm. Редукована интеграција захтева мањи број тачака у односу на пуну интеграцију, а самим тим и мање ангажовање компјутерских ресурса. Контрола „пешчаног сата“ или *hourglass control* нема физичко значење; користи се

код редуковане интеграције (мање тачака се користи за приказ елемента) јер прати редукцију крутости.

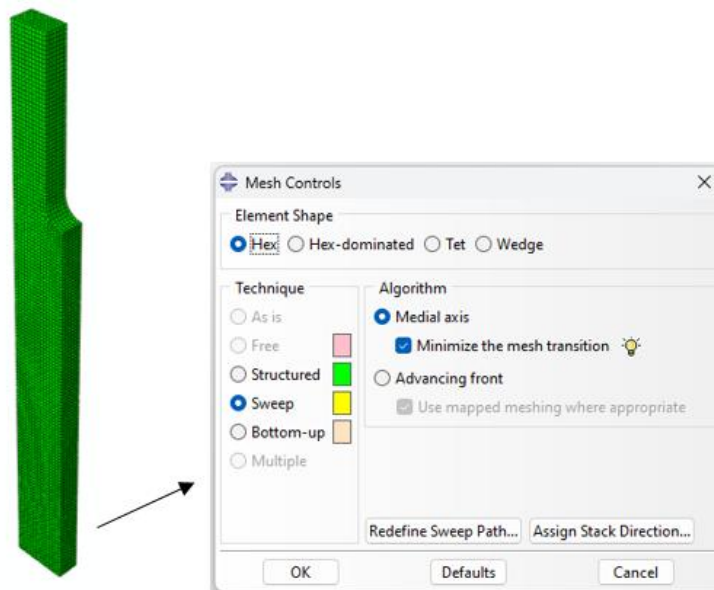


Слика 84. Гранични услови 1/4 узорка



Слика 85. Увођење спољашњег оптерећења преко померања површине

На слици 86. приказан је 3D модел са мрежом коначних елемената. Дефинисана је опција мреже (*mesh controls*), што је и приказано на слици. Изабрана је опција *sweep* за елементе у прелазној области (због сложености геометрије није могуће изабрати опцију *structured*), што значи да ће мрежа једног сегмента бити дефинисана пресликавањем мреже са другог сегмента. Узорак је подељен на сегменте, како би се одредио део узорака којим се симулира чељушт на кидалици, који држи узорак, као и зона у којој је постављен екстензометар у дужини од 50 mm.



Слика 86. Модел са мрежом коначних елемената са дефинисањем опција мреже

6.5 Крива стварних напона-дилатација

Код криве стварних напона-деформација за прорачун се користе тренутне димензије узорака у свакој тачки током испитивања. Ова крива је изнад криве номиналних (инжењерских) напона-деформација, јер су тренутне димензије узорака у току испитивања мање од почетних.

Дефинисање криве стварних напона-деформација материјала је важан корак у анализи како би се окарактерисало његово понашање при пластичној деформацији и симулирао феномен „*necking-a*“, који се обично јавља при максималном оптерећењу током испитивања затезањем.

На основу података добијених од стране [56], циљ је да се истовремено одреде закони очвршћавања и CGM параметри. У литератури постоји неколико формулисаних закона који описују понашање очвршћавања на основу бројних параметара, што је приказано у поглављу 2. Усвојени закон у овој студији је *Hollomon*-ов закон [40].

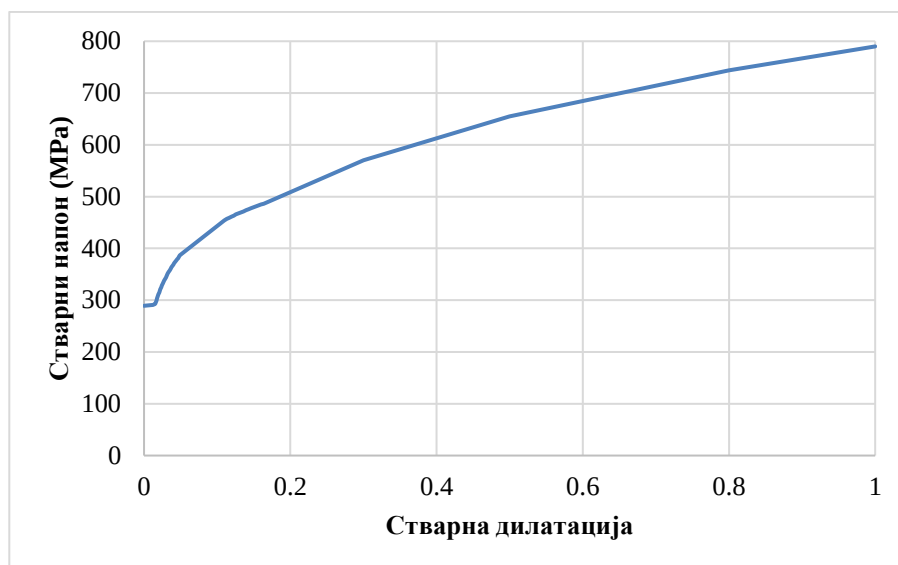
Израз који описује закон очвршћавања за S235JR, по *Hollomon*-ов закону је:

$$\sigma_{true} = K \epsilon_{true}^n \quad 6.11$$

где су K и n константе очвршћавања материјала, K је чврстоћа и n коефицијент очвршћавања. Вредности параметра n крећу се у опсегу од 0,1 до 0,5, за већину метала [56].

Према кривој стварни напон-дилатација за S235JR приказаној на слици 87, може се видети да напон расте како расте деформација. Ова крива добијена је испитивањем затезањем, из некородираног референтног узорака, конвертовањем у криву стварних напона-деформација према изразима: $\sigma_{true} = \sigma_e(1 + \epsilon_e)$ and $\epsilon_{true} = \ln(1 + \epsilon_e)$. Сегмент криве до тачке максималног оптерећења се апроксимира овим једначинама и након те тачке је коришћена

екстраполација $\sigma_{true} = 790\varepsilon_{true}^{0.27}$. Овде су ε_{true} и σ_{true} стварни напон и стварна дилатација, респективно; E је модул еластичности; ε_e и σ_e су номинални напон и номинална дилатација, респективно.



Слика 87. Стварни напон-дилатација за еталонски узорак E3 од S235JR челика

6.6 Резултати нумеричке анализе

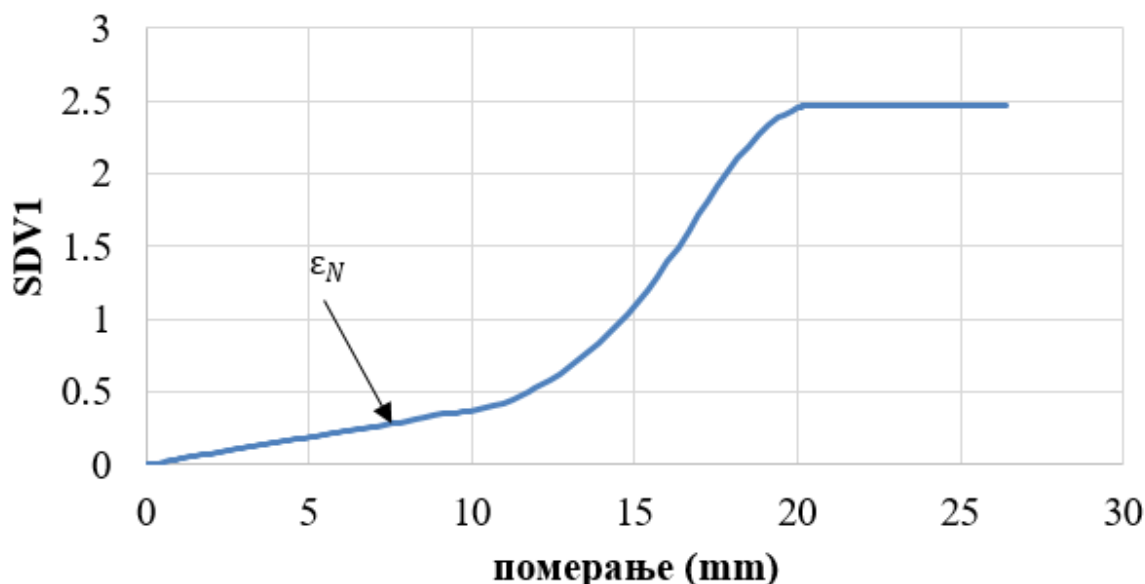
Након завршетка прорачуна добијени су дијаграми сила-померање и променљиве корисничког потпрограма UMAT. Упоредивањем резултата добијених овим моделом и експерименталних резултата оцењене су реалне могућности модела у предвиђању настанка и прогресије лома кородираних елемената у реалним условима експлоатације.

6.6.1 Помоћне променљиве корисничког потпрограма UMAT

Промена помоћних променљивих SDV1, SDV2, SDV3, SDV4, корисничког потпрограма UMAT, је приказана на узорку EF3, који је дебљине 6 mm.

SDV1

За праћење промене вредности ефективног пластичног напрезања, користи се параметар SDV1. У посматраној тачки *Centroid* у средини елемента, SDV1 на почетку има вредност 0, затим SDV1 расте до вредности која је одређена на основу калибрације и износи 0,25%. Вредност ефективног пластичног напрезања, при коме је достигнута коначна вредност запреминског удела шупљина f_F , је приближно 2,5% (слика 88).

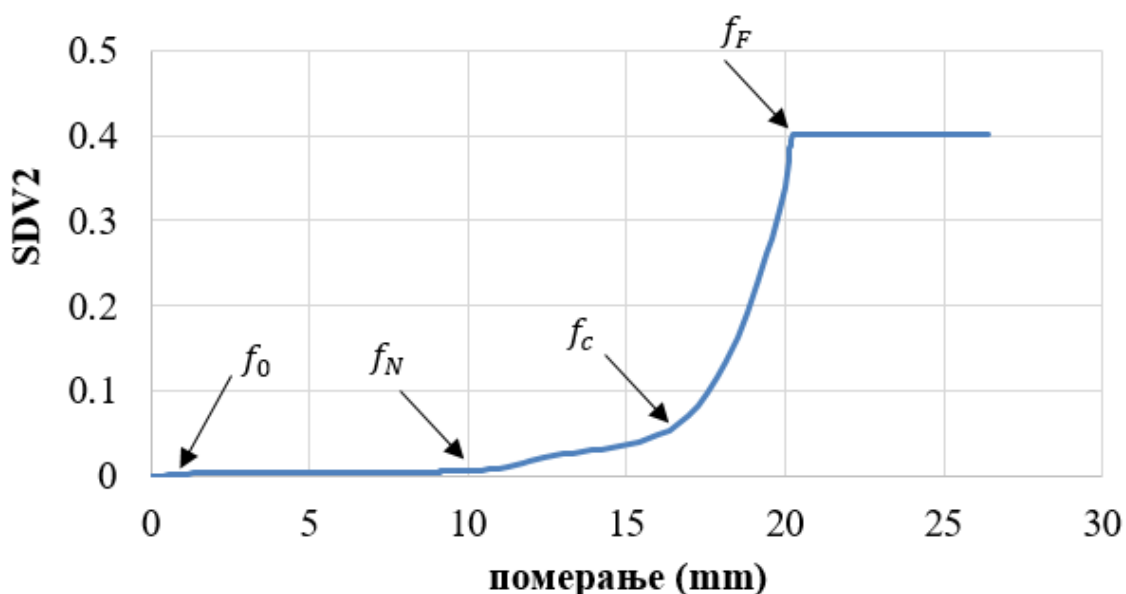


Слика 88. Промена помоћне променљиве SDV1 у зависности од померања средишне тачке

SDV2

За праћење промене вредности запреминске шупљине, користи се параметар SDV2, који представља параметар оштећења материјала (*damage parameter*). У посматраној тачки *Centroid* у средини елемента, SDV2 на почетку има вредност иницијалне запремине шупљина, затим вредност секундарних шупљина, а када достигне критичну вредност запремина шупљина f_c нагло расте све док се не достигне коначна вредност f_F , након чега долази до лома материјала. На слици 89. је приказан раст и развој запреминског удела шупљина на кородираним узорцима у току наношења померања, које симулира кидалицу.

Вредност f_c брже расте у средини узорка, него на површини, што је последица изражене триаксијалности напона у средишњем делу узорка у односу на крајње тачке.



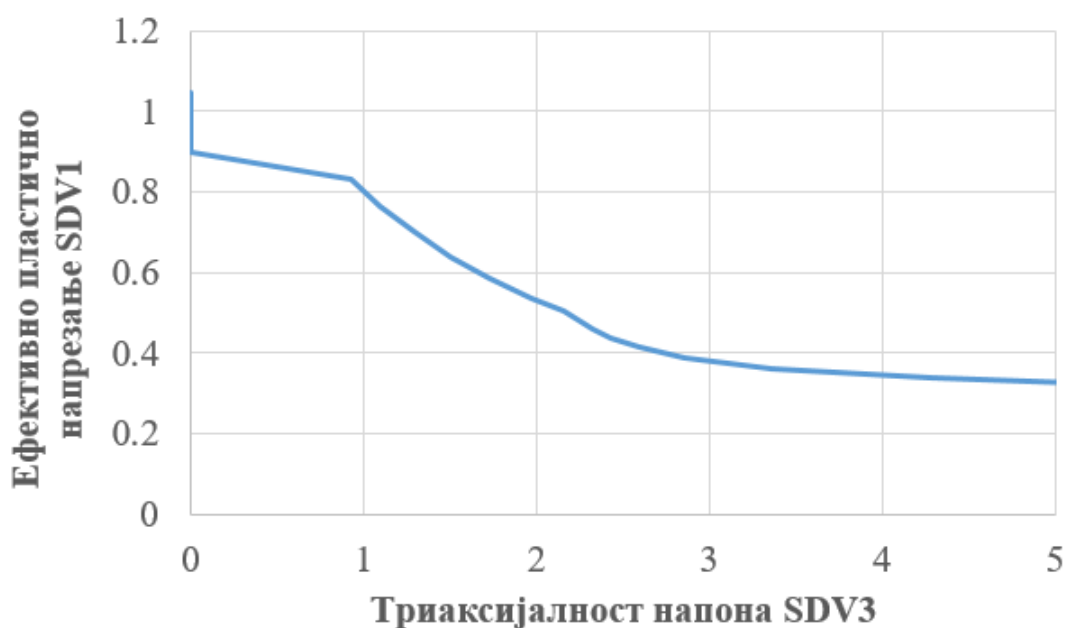
Слика 89. Промена помоћне променљиве SDV2 у зависности од померања средишне тачке

SDV3

Триаксијалност напона у узорцима је одређена у средини сваког узорка, јер се управо ту јавља лом. Два параметра, триаксијалност напона и ефективна пластична деформација, идентификовани су као водећи параметри који карактеришу иницијацију пукотина услед раста и спајања шупљина код дуктилног лома.

Висока вредност триаксијалности напона описује стање у коме је ефекат хидростатичког напрезања значајан. Приликом испитивања затезањем, до појаве „*necking-a*“, триаксијалност напона је теоретски константна, али када почне да се формира врат на узорку, у зависности од његове геометрије, може попримити различите вредности веће од 1, у различитим тачкама. Код конструктивних елемената локална вредност триаксијалности напона може значајно да пређе 2 (Слика 90).

Повећање оптерећења доводи до повећања пластичне дилатације и запреминског удела шупљина у материјалу, смањује се лигамент између шупљина, а самим тим и вредност напрезања потребна за настанак локализованог облика деформације. Другим речима, примењена сила (у овом случају задато померање) мање се троши на пластичну деформацију, а више на развој оштећења у материјалу. Може се закључити да механизми оштећења углавном зависе од триаксијалности напона.

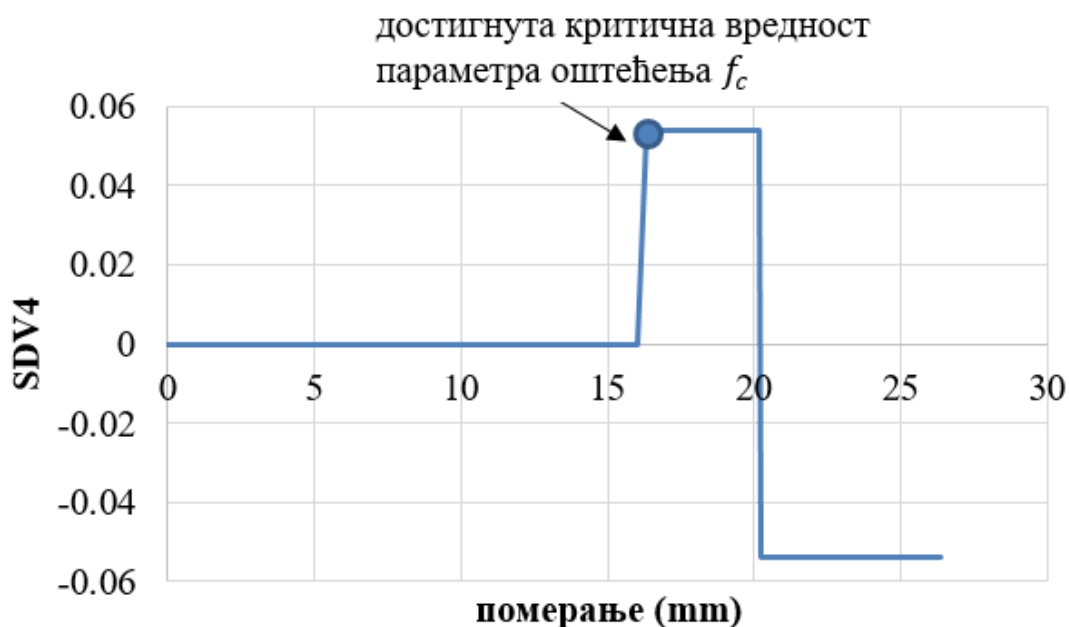


Слика 90. Промена триаксијалности напона са променом ефективног пластичног напрезања

SDV4

За праћење развоја оштећења користи се помоћна променљива SDV4 корисничког потпрограма UMAT. Вредност ове променљиве се мења током анализе. У посматраној тачки *Centroid* у средини елемента она има вредност 0, све док параметар оштећења не достигне критичну вредност, након чега долази до наглог скока (слика 91).

На слици је приказана промена SDV4 у *Centroid* тачки у средини елемента, која је коришћена за одређивање тренутка настанка лома, јер се очекује, у складу са искуствима из других студија, да лом крене из средине узорка.



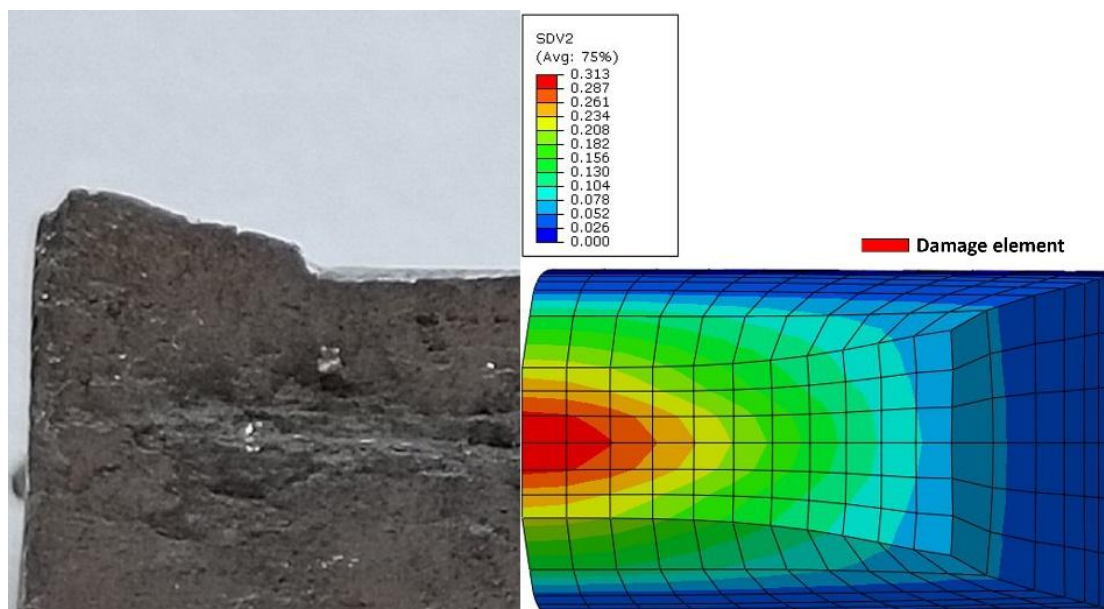
Слика 91. Промена помоћне променљиве SDV4 у зависности од померања средишне тачке

Пропагација пукотине

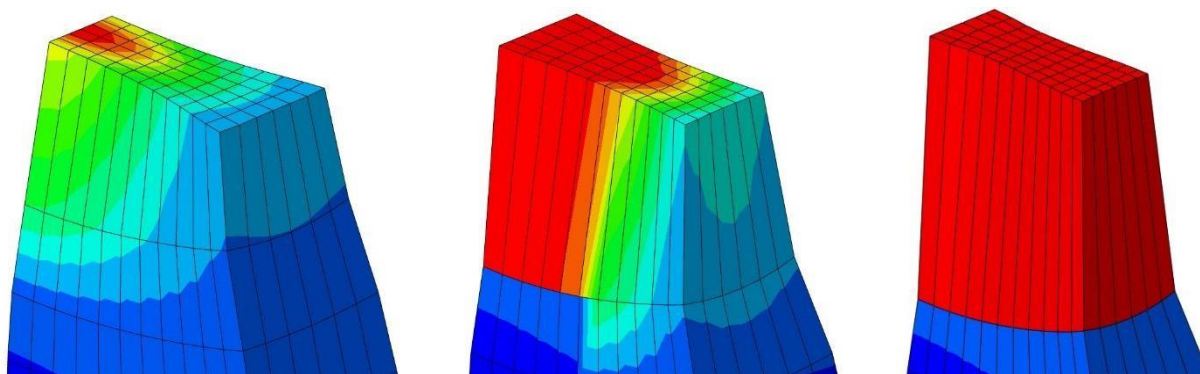
Комплетни *Gurson*-ов модел је коришћен за моделирање развоја оштећења у материјалу. Настанак прслине у геометријама без почетне прслине одређен је праћењем пораста нивоа оштећења; као тренутак настанка прслине усвојено је достизање критичне вредности тог параметра у центроид тачки у средини елемента.

Једна од предности комплетног *Gurson*-ов модела је да се могу симулирати и место настанка пукотине и њена пропагација. Слика 92 (десно) приказује локацију иницијације прслине на узорку и такође може указати на путању раста прслине. Црвена боја на нумеричком моделу означава област са великим вредностима f у елементима који су већ изгубили своју носивост услед нуклеације шупљина, што одговара изгледу површине лома на фотографији на слици 92 (лево).

Расподела запреминског удела шупљине f (променљиве SDV2) приказана је на сликама 93, 94, 95, заједно са фотографијом површине лома узорка. На слици 94 (2) такође се може видети крива расподеле напона дуж путање од центра до слободне површине кроз попречни пресек узорка, која одговара изгледу лома на фотографији на слици 94 (3). Са слике 95. се може јасно закључити да лом креће из средине узорка, што се може приметити и на фотографијама лома.



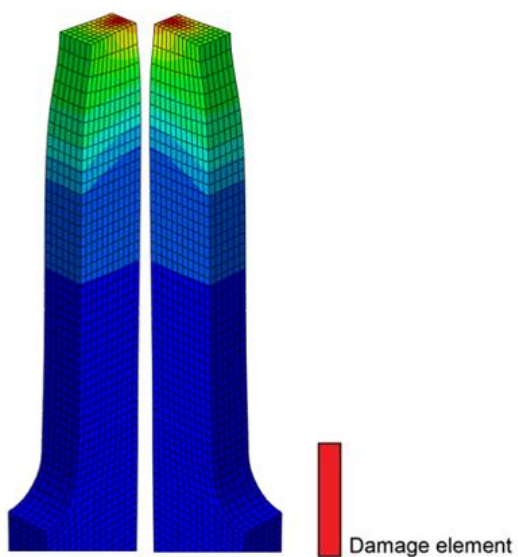
Слика 92. Запремина шупљина у попречном пресеку узорка EF: (лево) слика попречног пресека узорка након лома, (десно) 3D симулација површине лома у тренутку пропагације шупљина



Слика 93. Оштећење елемената након иницијације прслине у различитим временским корацима, за узорак поред аутоматске станице за праћење квалитета ваздуха у Институту за рударство и металургију Бор у времену корака 80, 95 и при тоталном лому



Слика 94. Запремински удео шупљина у попречном пресеку узорка у сланој комори: (1) на почетку пукотине; (2) крива расподеле напона дуж путање од слободне површине до слободне површине кроз попречни пресек узорка; (3) слика попречног пресека узорка након прелома



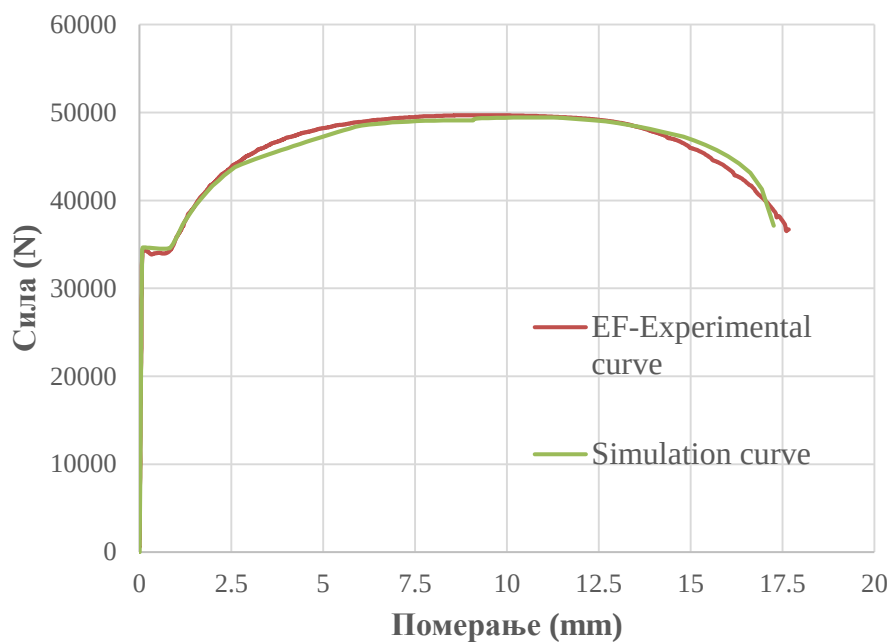
Слика 95. Дистрибуција запреминског удела шупљина у тренутку лома на примеру узорка EF3

6.6.2 Упоредна анализа експерименталних резултата и резултата нумеричке анализе

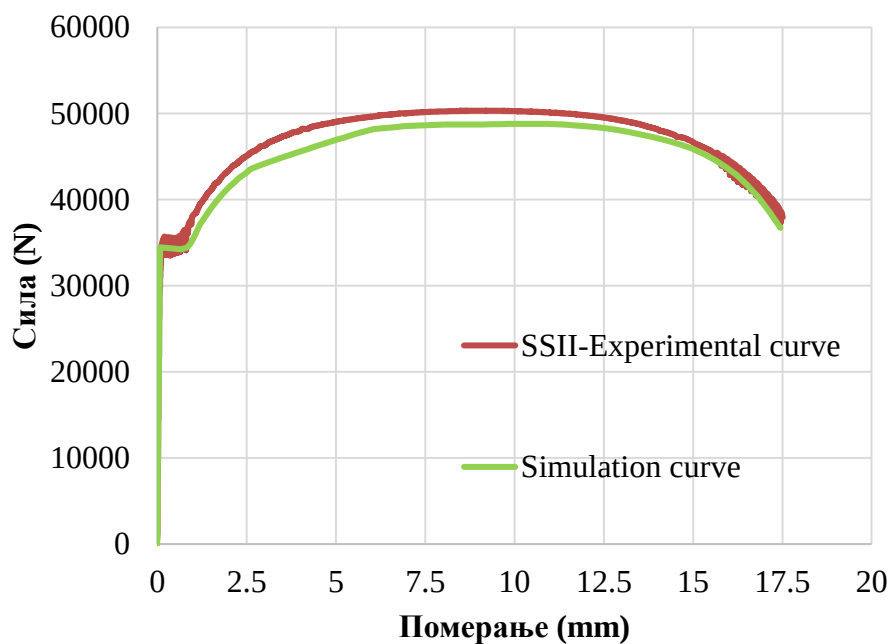
У овом поглављу су представљене могућности конститутивних модела да адекватно представе деградацију и лом кородираног елемента преко приказа криве сила-померање. Приказана је верификација поступка имплементације модела, као и резултати добијени из нумеричке анализе методом коначних елемената.

На слици 96, 97 и 98. приказани су дијаграми сила-померање добијени нумеричком симулацијом кородираног узорка у ЕФ (слика 96), из слане коморе током 240 h (слика 97) и АФ у Бору (слика 98) у току оптерећења затезањем. За поређење резултата симулације са стварним подацима, на сликама је такође приказана и експериментална крива добијена затезањем кородираних узорака. Из овог приказа се може видети да предложени параметри комплетног *Gurson*-овог модела могу да предвиде максималну силу са тачношћу од 97% до чак 99% (у случају слане коморе за 240 h, ЕФ и АФ). Усвојени параметри су мање прецизни када се користе за предвиђање дуктилности узорака поред АФ (у опадајућем делу криве након достизања затезне чврстоће), као што се може видети на слици 98. Даљом употребом истих параметара, за веће степене корозије, а самим тим и веће вредности иницијалне запремине шупљина f_0 , добија се крива која има мало измењен облик и промењен нагиб у односу на експерименталну криву.

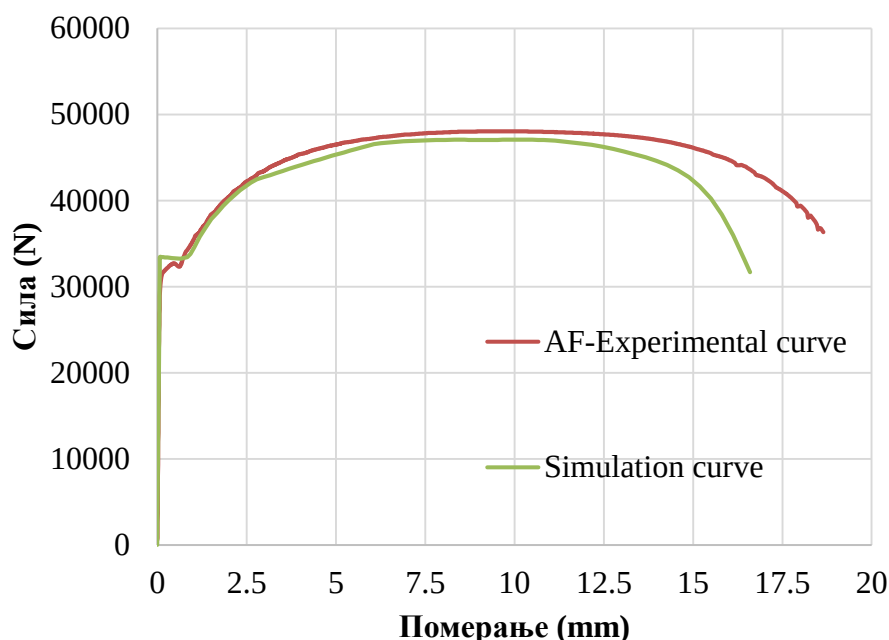
Поређење експерименталних крива са резултатима нумеричке симулације јасно показује добро поклапање резултата и да се исти усвојени параметри, који се могу применити за експеримент у сланој комори, такође могу успешно користити у предвиђању чврстоће за узорак ЕФ и АФ, за одређене дебљине. Генерално, може се закључити да се за узорке који спадају у категорију корозивности С3, предложени СGM параметри добро поклапају и у погледу носивости и у погледу дуктилности, док узорци који спадају у категорију корозивности С4 имају добро поклапање носивости, али не и дуктилности; крива пада брже у последњем делу (слика 98). Ово може довести до закључка да за категорију корозивности С4 треба применити друге параметре. За испитиване узорке, основна претпоставка је да је иницијални запремински удео шупљине f_0 , знатно већи.



Слика 96. Поређење експерименталних и нумеричких крива сила-померање узорка код EF-Електролитичке рафинације дебљине 6 mm



Слика 97. Поређење експерименталних и нумеричких крива сила-померање узорка из SSII-Слане коморе у трајању од 240 h дебљине 6 mm



Слика 98. Поређење експерименталних и нумеричких крива сила-померање узорка код AF-Фабрике сумпорне киселине (AF) дебљине 6 mm

6.7 Дискусија

Слике 62-64 приказују *X-ray* дифрактограм продуката корозије са површине излаганих челичних епрувета атмосферским услова са три различите локације. *X-ray* дифрактограми имају веома сличан изглед, независно од услова експозиције. Нешто другачији је дифрактограм узорка из EF. Формирани кристални продукти у слоју корозије су лепидокроцит (γ -FeOOH) и гетит (α -FeOOH), који су типични у случају атмосферске корозије угљеничног челика, како произилази из других студија [106] [107]. Њихова заједничка карактеристика је веома изражен шум кроз цео *X-ray* дифрактограм. Условљен је великим бројем (и количином) аморфних компоненти без добро дефинисаног *Bragg*-овог пика [105]. Поред тога, на њега утиче кристална форма једињења са релативно ниским садржајем (испод 5%), као што је објашњено у делу 4.3.3.

У индустријској атмосфери Бора, у близини AF, боја корозије са челичних узорака је у тамносмеђим тоновима; гранулације слојева корозије је већа, док је на узорцима у EF и MP гранулација слојева корозије мања, попут млевеног праха (слика 53). Тамносмеђа боја рђе је резултат присуства велике концентрације SO_2 и убрзане трансформације лепидокроцита у гетит [86]. У складу са наводима других аутора [3], трансформација лепидокроцита у гетит је мера продужења процеса корозије, тако да је то у складу са чињеницом да се мања корозија добија у MP него близу AF у Бору. Атмосферска корозија се квантитативно процењује мерењем губитка масе и затим одређивањем степена корозије за сваку локацију посебно. Већи степен корозије се увек постиже за узорке ближе AF за исти период излагања. Узорци који су били изложени корозивним агенсима споља, у близини AF и поред MP, равномерно су кородирани, док се код узорака у EF може уочити доминантна тачкаста (*pitting*) корозија. Највеће вредности степена корозије су генерално повезане са вишим нивоима SO_2 у ваздуху, занемарујући узорке уроњене у раствор, за које се очекује да ће имати највећи губитак масе.

Из губитка масе у табели 9, закључује се да су испитивања континуираним урањањем узорака у раствор из електролизе неупотребљива у смислу симулације атмосферске корозије, јер су изгубили превише масе, што значи да је време предвиђено за потапање претпостављено предуго при дефинисању модела убрзане корозије. Ипак, овај тест се може користити за упоређивање других узорака близу AF-а, али за дугорочно предвиђање степена корозије. Ако

посматрамо промену масе током времена, са истим линеарним моделом који се користи за одређивање степена корозије угљеничног челика, може се закључити да се узорци потопљени у раствор из електролизе током 1 месеца могу користити за калибрацију параметра за узорке поред AF после 15 година излагања. Ово је такође значајан податак јер пружа информације о напону на граници развлачења и затезној чврстоћи (у зависности од губитка масе) за одређене узорке са којима можемо упоредити нумерички добијене вредности након предвиђања параметара CGM-a.

Током овог истраживања показало се да експеримент са сланом комором не може да замени атмосферске станице за испитивање корозије на локацији AF, где је просечан садржај сумпора 44 mg/m^2 . Међутим, експеримент са сланом комором може добро да замени атмосферске станице за испитивање корозије на локацијама EF и MP у Бору са нижим садржајем сумпора (просечан садржај сумпора на овој локацији је $28,4 \text{ mg/m}^2$). Ово се може закључити упоређивањем губитка масе, упоређивањем вредности максималних затезних чврстоћа и дуктилности. Такође, на основу дијаграма степена корозије на слици 58, може се приметити да је функција која описује ову криву приближно иста за све услове излагања. Што се уроњених узорка тиче, јасно је да су били уроњени дуго, што се може приметити ако се посматра промена масе у табели 9, као и значајно смањење максималне силе код ових узорка, у табели 12. Такође, са прве горње слике на слици 59, 60 и 61, може се приметити да се област „necking-a“ (врата узорка) смањује заједно са дуктилношћу елемента. У даљем раду узорке који су уроњени треба анализирати после краћег времена, на пример после 10 и 20 дана, како би се резултати губитка масе и чврстоће, као и дуктилности, што више поклапали са резултатима добијеном на атмосферским корозионим станицама AF, EF и MP.

Табела 24. Одређивање степена корозије уз помоћ линеарног модела за 20 година, за све локације испитивања корозије

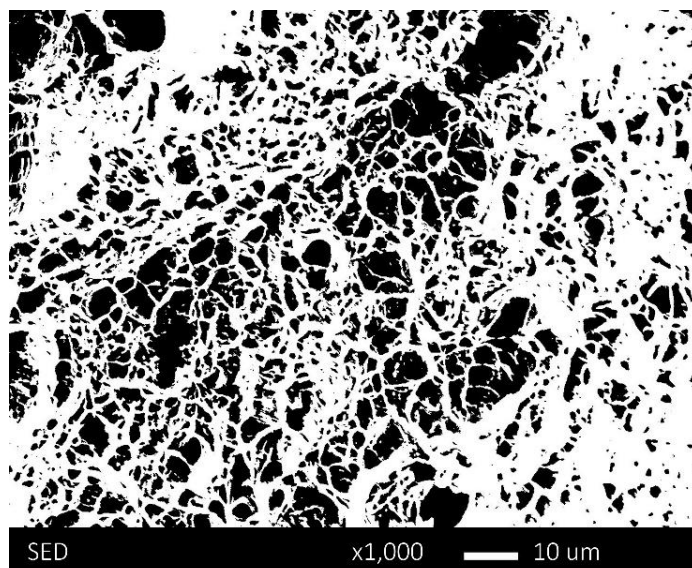
	gr/m ²	A	AF	MP	SSII	SSI	EF
	$C = r_{corr} t^b$	0.07893	0.01927	0.00599	0.00502	0.00342	0.0025
1	1	0.079	0.019	0.006	0.005	0.003	0.003
2	1.437	0.113	0.028	0.009	0.007	0.005	0.004
3	1.776	0.140	0.034	0.011	0.009	0.006	0.004
4	2.065	0.163	0.040	0.012	0.010	0.007	0.005
5	2.32	0.183	0.045	0.014	0.012	0.008	0.006
6	2.553	0.202	0.049	0.015	0.013	0.009	0.006
7	2.767	0.218	0.053	0.017	0.014	0.009	0.007
8	2.967	0.234	0.057	0.018	0.015	0.010	0.007
9	3.156	0.249	0.061	0.019	0.016	0.011	0.008
10	3.334	0.263	0.064	0.020	0.017	0.011	0.008
11	3.505	0.277	0.068	0.021	0.018	0.012	0.009
12	3.668	0.290	0.071	0.022	0.018	0.013	0.009

13	3.825	0.302	0.074	0.023	0.019	0.013	0.010
14	3.976	0.314	0.077	0.024	0.020	0.014	0.010
15	4.122	0.325	0.079	0.025	0.021	0.014	0.010
16	4.263	0.336	0.082	0.026	0.021	0.015	0.011
17	4.401	0.347	0.085	0.026	0.022	0.015	0.011
18	4.534	0.358	0.087	0.027	0.023	0.016	0.011
19	4.664	0.368	0.090	0.028	0.023	0.016	0.012
20	4.791	0.378	0.092	0.029	0.024	0.016	0.012

Са друге стране, ако се анализирају табеле 9 и 12 и последње две слике на сликама 59, 60 и 61, узорке у сланој комори треба продужити у погледу трајања испитивања, са 120 h и 240 h на 360 h и 480 h. Тада би резултати из слане коморе боље представљали резултате на атмосферским корозионим станицама AF, EF и MP. Увођењем ових запажања у даљи рад, може се предвидети бољи и прецизнији модел за убрзана испитивања корозије у индустријској средини Бора, или у средини са сличним метеоролошким параметрима и параметрима загађења атмосфере.

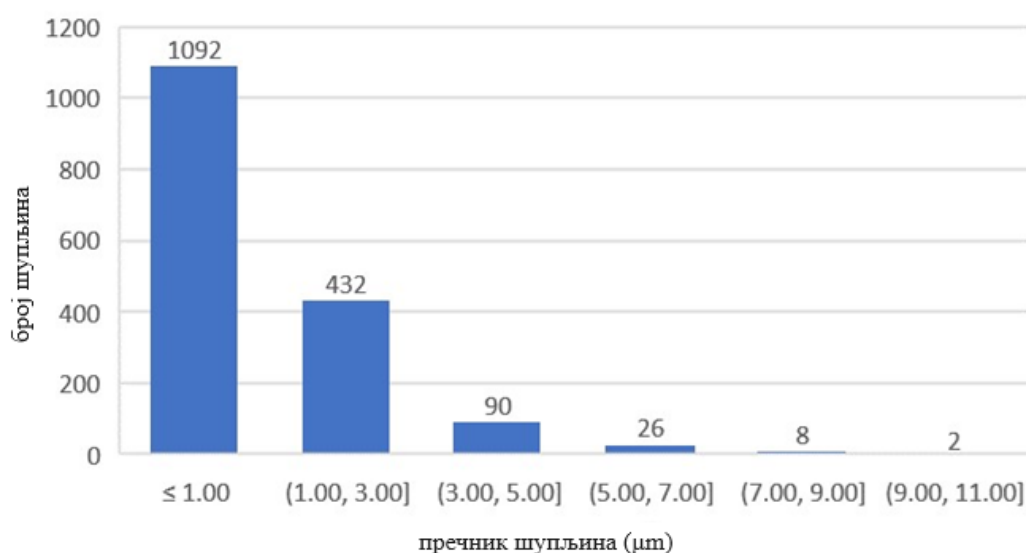
За кородирани челичне узорке степен губитка масе није линеаран са смањењем максималне силе (табела 12). Узрок нелинеарног смањења максималне силе је појава тачкасте (*pitting*) корозије заједно са униформном корозијом, као и утицај локалних ефеката услед неједнаких дефеката на узорцима након излагања корозији. Локална корозиона удубљења имају значајан утицај на смањење чврстоће, поред неминовног губитка попречног пресека узорка. То доводи до лома тамо где су испитивани узорци најслабији и најтањи. Промена путање лома, са развојем корозије, такође је повезана са тачкастом корозијом. У будућем раду ће се користити мерење тврдоће узорака и тестови жилавости, поред већ изведених експеримената, како би се детаљније истражиле механичке особине S235JR конструкцијских челика након корозије, што ће додатно употпунити ово истраживање.

Крива сила-померање (слика 59, 60 и 61) кородираних узорака константно опада како се степен корозије повећава. Мање кородирани узорци имају већу површину попречног пресека, док се код више кородираних примерака површина попречног пресека смањује заједно са дуктилношћу елемената. Узорци који су претрпели већи губитак масе, постају мање дуктилни, због локалних оштећења материјала која се не могу описати законом брзине корозије кроз време и променом масе. Ова тврдња је у сагласности са запажањима у претходном експерименту коју је дао *Zhang* са сарадницима [136] да се у екстремним случајевима корозије плато развлачења на криви напон-дилатација кородираних узорака скупља и, у одређеним случајевима, потпуно нестаје, што означава промена механизма лома челичних елемената од дуктилног до кртог лома.



Слика 99. Слика површине лома након бинаризације узорка MP3 од челика S235JR

Шупљине су идентификоване на бинаризованој слици површине лома узорка S235JR коришћеног у испитивању затезањем, као што је приказано на слици 99. Формације коалесценција шупљина су тамне, а између ових региона, лигаменти који повезују шупљину су светлији. Ове разлике у бојама појединих области, шупљина и лигамената, омогућавају њихово разликовање. У ту сврху примењена је метода квантитативне анализе слике. Улазна слика површине лома (слика 66) је конвертована у двобојну (бинаризовану) слику. Софтвер за анализу и мерење слике *ImageJ* се користи за израчунавање тамних површина шупљина. Тамне области шупљина на површинама лома идентификоване су као вредности f_F .



Слика 100. Статистичка дистрибуција пречника шупљина на површини лома за узорак MP3

Као што се може видети из графика на слици 100, пречник шупљина прати експоненцијалну расподелу. Приказан је број шупљина у односу на пречник шупљина и показано је да димензије шупљина које преовладавају на фотографијама површина лома су пречника мањег од 1 μm и чине 60% укупне површине шупљина. Појединачне веће шупљине, у распону од 5 μm до 10 μm, појављују се спорадично. Облик шупљина у тренутку лома је сличан кругу.

Нумеричка предвиђања затезне чврстоће и дуктилности су показала да одабрани комплетни параметри Гурсоновог имају одлично поклапање са експериментално добијеним резултатима. Методологија предложена у овом раду показала се добром за предвиђање макромеханичког

понашања челичних елемената под једноосним оптерећењем на затезање у индустријском окружењу, категорије корозивности С3. Треба обратити пажњу на неке напомене у вези са предложеном методологијом. Пре свега, анализа експерименталних резултата коришћена је само за дефинисање почетног запреминског удела шупљина (однос губитка масе), запреминског удела шупљина при лому (користећи скенирајући електронски микроскоп на површини лома узорак) и за предвиђање пластичног понашања материјала са криве стварног напона-дилатације. Параметри класичног CGM модела оштећења разматрају утицај на раст постојећих шупљина и нуклеацију нових шупљина. Они су добијени на основу калибрације. У области врата епрувете криве сила-померање, у зони између максималне силе и лома, највећи утицај имају *Tvergaard*-ови параметри q_i , који утичу на раст шупљина, што доводи до повећања запремине шупљина. Узорци који спадају у категорију корозивности С4 имају добро поклапање са експерименталним резултатима у погледу носивости, али не и у погледу дуктилности. Крива пребрзо пада пре тачке лома, у области где q_i параметри имају највећи утицај. Да би се постигло што боље поклапање у домену дуктилности, потребно је анализирати промену q_i параметара са пропадањем материјала услед корозије. То значи да је могуће користити друге *Tvergaard*-ове параметре када корозија напредује током година, а не оне који су усвојени у првим годинама процеса корозије. *Tvergaard*-ови параметри q_i зависе од односа напона развлачења f_y и модула еластичности E , који се смањује са променом попречног пресека услед корозије, тј. губитка масе. Ова претпоставка ће бити предмет даљих истраживања.

7. ЗАКЉУЧЦИ И ПРЕПОРУКЕ ЗА ДАЉА ИСТРАЖИВАЊА

7.1 Закључна разматрања

Код конструкција изложених дејству корозије отказ услед настанка лома је јако чест. Потребно је и корисно поуздано знати тренутак настанка прслине и евентуално начин њеног раста. Такође, од великог значаја у овом случају је и избор параметра механике лома и начина његовог одређивања. Уколико се говори о структурама без почетне прслине, као што су елементи са симулираним корозионим оштећењима, не могу се применити глобални параметри механике лома. У оваквим геометријама применом локалног приступа може се предвидети настанак лома.

Применом МКЕ показано је да вредност напона на месту оштећења расте линеарно са повећањем напрезања све до почетка развлачења материјала. Даљим повећањем напрезања, долази до развоја пластичности у лигаменту, а вредности напона остају приближно константне и почињу да расту тек када је цео лигамент пластично деформисан.

Добијени резултати и подаци из ове дисертације треба да допринесу разумевању проблема носивости и трајности челичних конструкција ослабљених корозијом у индустријски агресивним срединама (као што је Бор), где постоје бројни инхибитори атмосферске корозије. Пре свега, неопходно је усавршити лабораторијске методе убрзане корозије у реалним условима експлоатације, што би смањило време потребно за извођење експеримената.

Главни закључци су следећи:

1. Испитивања која су показала да постоји могућност примене конститутивног модела у предвиђању деградације услед корозије и, коначно, дуктилног лома челичних конструктивних елемената оптерећених затезањем;
2. Добијени експериментални резултати и нумерички подаци доприносе разумевању и проучавању анализе проблема носивости и трајности челичних конструкција ослабљених корозијом у индустријским срединама. Показано је да се у прецизно контролисаним лабораторијским условима може симулирати атмосферска корозија индустријских средина, са прихватљивом тачношћу, чиме се поједностављује и убрзава експериментални процес;
3. XRD анализа је коришћена у овој студији као показатељ који изражава однос између састава продуката корозије и загађујуће материје у атмосфери у којој се корозија развија. У овом раду је показано да униформа корозија (која настаје код узорака у спољашним условима) и *pitting* корозија (код узорака у затвореним условима, као што је Електролиза) имају различите продукте корозије по саставу и процентима компонената. Продукти корозије узорака у затвореним условима су комплекснији, чиме се може објаснити *pitting* корозија и поред константних и блажих атмосферских услова унутар објеката.
4. Дате су и дугорочне прогнозе степена оштећења услед корозије за индустријске средине као што је Бор, на две локације са различитим садржајем SO₂ у ваздуху. Ово може бити веома корисно за свакодневну инжењерску праксу.
5. Показано је да усвојени CGM параметри и предложена UMAT подрутину могу на задовољавајући начин описати понашање кородираниог материјала изложеног затезању. Такође, могу се описати и омекшање материјала, повезано са променама у његовој микроструктури. Ово посебно важи за категорију корозивности C3 и дефинисани садржај сумпора, који се поклапа са ISO 9224:2012. Калибрисани параметри у

потпуности описују понашање и деградацију материјала, услед корозије, како у погледу носивости тако и у погледу дуктилности (за узорке дебљине 6 mm). За категорију корозивности C4 са већим губитком масе и већим загађенима атмосфере у индустријском окружењу потребно је извршити додатне анализе и нову калибрацију параметара, што наводи на закључак да за категорију корозивности C4 треба применити другачије параметре.

6. На основу добијених резултата могуће је предвидети понашање челичних елемената S235JR изложених утицају корозије на одређеној локацији. На основу добијених резултата, може се констатовати да примењени модел локалног приступа (комплетни *Gurson*-ов модел - CGM) може на одговарајући начин да опише развој оштећења у испитиваним елементима.

7.2 Препоруке за даља истраживања

Иако је предвиђање понашања лома кородираних елемената коришћењем CGM модела задовољавајуће, побољшања су и даље неопходна и могу се извршити у следећим правцима:

- пренос параметара CGM модела са једноставних узорака на конструкције или њихове делове;
- узорке који су урођени треба анализирати краће време, на пример 10 и 20 дана, како би се резултати губитка масе и чврстоће, као и дуктилности, поклапали са резултатима добијеним на атмосферским корозионим станицама AF, EF и MP;
- треба продужити трајања испитивања узорака у сланој комори са 120 h и 240 h на 360 h и 480 h. Тада би резултати из слане коморе боље представљали резултате на атмосферским корозионим станицама AF, EF и MP;
- у будућем раду, поред већ изведених испитивања, може се вршити и испитивање тврдоће узорака, као и тестови жилавости, како би се детаљније истражила механичка својства S235JR конструкцијских челика након корозије;
- *Tvergaard*-ови параметри q_i зависе од односа напона развлачења f_y и модула еластичности E , који се смањују са променом попречног пресека услед корозије, тј. губитка масе. Ова претпоставка треба да буде предмет даљих истраживања.

Увођењем ових запажања у даљи рад, може се дефинисати бољи и прецизнији модел за убрзана испитивања корозије у индустријској средини Бора, или у средини са сличним метеоролошким параметрима и параметрима загађења атмосфере.

Питање индентификације CGM параметара у индустријским срединама као што је Бор захтева даља истраживања, узимајући у обзир да многе почетне претпоставке могу да варирају:

- квалитет челичних материјала,
- врсте оптерећења и
- концентрације и врсте загађивача ваздуха

Ова истраживања ће обезбедити листу CGM параметара корисних за инжењере који желе да изврше анализу носивости конструктивних елемената непосредно пре лома.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] M. Pavlović, D. Stanojević i S. Mladenović, *Korozija i zaštita materijala*, Zvornik: Tehnološki fakultet Zvornik, 2012.
- [2] С. п. з. и. м. и. к. о. б. р.-К. Inspekt, „Извештај о контролисању челичне конструкције Скретне Куле,“ Београд, 2013.
- [3] A. Mendoza i F. Corvo, „Outdoor and indoor atmospheric corrosion of carbon steel,“ *Corrosion Science*, t. 41, br. 1, pp. 75-86, 1999.
- [4] A. Rajput i J. Paik, „Effects of naturally-progressed corrosion on the chemical and mechanical properties of structural steels,“ *Structures*, t. 29, pp. 2120-2138, 2021.
- [5] Y. Yang, T. Xu, J. Guo, Z. He i H. Ma, „Strength reserve assessment on pitting-corroded jacket offshore platforms based on the 792 modified generalized constitutive model,“ *Thin-Walled Structures*, t. 169, br. 108494, 2021.
- [6] X. Xue, J. Hua, F. Wang, N. Wang i S. Li, „Mechanical Property Model of Q620 High-Strength Steel with Corrosion Effects,“ *Buildings*, t. 12, br. 1651, 2022.
- [7] N. Zhao i C. Zhang, „Experimental Investigation of the Mechanical Behavior of Corroded Q345 and Q420 Structural Steels,“ *Buildings*, t. 13, br. 475, 2023.
- [8] L. Di Sarno, A. Majidian i G. Karagiannakis, „The Effect of Atmospheric Corrosion on Steel Structures: A State-of-the-Art and 798 Case-Study,“ *Buildings*, t. 11, br. 571, 2021.
- [9] F. Li, C. Cui, R. Ma i H. Tian, „An experimental study on the corrosion behaviors and mechanical properties of Q345qD steel in 800 neutral salt spray environment considering stress state,“ *Developments in the Built Environment*, t. 15, br. 100214, 2023.
- [10] S. Panin, P. Maruschak, I. Vlasov, A. Syromyatnikova, A. Bolshakovd, F. Bertoe, O. Prentkovskis i B. Ovechkinc, „Effect of Operating Degradation in Arctic Conditions on Physical and Mechanical Properties of 09Mn2Si Pipeline Steel,“ u *16th 803 Conference on Reliability and Statistics in Transportation and Communication, RelStat'2016*, Riga, Latvia, 2016.
- [11] Gurson, „Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I-Yield criteria and flow rules for porous ductile media,“ *Journal of Engineering Materials and Technology*, t. 99, br. 1, pp. 2-15, 1977.
- [12] V. Tvergaard, „Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions,“ *International Journal of Fracture*, t. 17, br. 4, pp. 389-407, 1981.

- [13] V. Tvergaard, „Localization in ductile materials containing spherical voids,” *International Journal of Fracture*, t. 18, br. 4, pp. 237-252, 1982.
- [14] V. Tvergaard i A. Needleman, „Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar,” *Acta Metallurgica*, t. 32, pp. 157-169, 1984.
- [15] Z. Zhang i E. Niemi, „A new failure criterion for the Gurson-Tvergaard dilational constitutive model,” *International Journal of Fracture*, t. 32, br. 8, p. 321–334, 1995.
- [16] ABAQUS, *Analysis User's Manual*, Version 6.14; ABAQUS. Inc.: Paris, France, 2014.
- [17] Z. Zhang, *A practical micro-mechanical model-based local approach methodology for the analysis of ductile fracture of welded T-joints*, Ph.D. Thesis, Lappeenranta University of Technology, Finland, 1994.
- [18] Z. Zhang i E. Niemi, „Studies on the ductility predictions by different local failure criteria,” *Engineering Fracture Mechanics*, t. 48, br. 4, pp. 529-540, 1994.
- [19] Z. Zhang, C. Thaulow i J. Ødegård, „A complete Gurson model approach for ductile fracture,” *Engineering Fracture Mechanics*, t. 67, br. 2, pp. 155-168, 2000.
- [20] B. Wang, X. Liu i J. Du, „Experimental Research and Simulation on the Mechanical Performance Degradation of Corroded Stud Shear Connectors,” *Mathematical Problems in Engineering*, 2019, 1–12, doi:10.1155/2019/2846467.
- [21] Y. Xu i C. Qian, „Application of Gurson–Tvergaard–Needleman Constitutive Model to the Tensile Behaviour of Reinforcing Bars with Corrosion Pits,” *PLoS ONE*, t. 8, br. 1, p. e54368, 2013.
- [22] Y. Guo i S. Wu, „Study on the relationship between corrosion damage and residual strength of Al 7075-T6 Alloy,” u *Proceedings of the 26TH International congress of the aeronautical sciences*, Anchorage, Alaska, USA, 14 - 19 September 2008.
- [23] W. Wcislik, „Experimental determination of critical void volume fraction f_F for the Gurson Tvergaard Needleman (GTN) model,” u *21ST European Conference on Fracture, ECF21*, Catania, Italy, 20-24 June 2016.
- [24] P. G. Kossakowski, „Analysis of the Void Volume Fraction for S235JR Steel at Failure for Low Initial Stress Triaxiality,” *Archives of Civil Engineering*, t. 64, br. 1, pp. 101-115, 2018.
- [25] F. Ding, T. Hong, Y. Xu i X. Jia, „Prediction of Fracture Behavior of 6061 Aluminum Alloy Based on GTN Model,” *Materials*, t. 15, br. 3212, 2022.
- [26] R. Santos, L. Moreira, M. Butuc, G. Vincze i A. Pereira, „Damage Analysis of Third-Generation Advanced High-Strength Steel 830 Based on the Gurson–Tvergaard–Needleman (GTN) Model,” *Metals*, t. 12, br. 214, 2022.
- [27] W. Wcislik i R. Pala, „Some Microstructural Aspects of Ductile Fracture of Metals,” *Materials*, t. 14, br. 4321, 2021.

- [28] R. Kiran i K. Khandelwal, „Gurson model parameters for ductile fracture simulation in ASTM A992 steels,” *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, t. 2, pp. 171-183, 2014.
- [29] J. Faleskog, X. Gao i C. Shih, „Cell model for nonlinear fracture analysis-I. Micromechanics Calibration,” *International Journal of Fracture*, t. 89, pp. 355-373, 1998.
- [30] M. Oruč i R. Sunulahpašić, Lomovi i osnove mehanike loma, Zenica: Univerzitet u Zenici, 2009.
- [31] B. Younise, *Micromechanical fracture analysis of high strength steel weldments, Ph.D. Thesis*, University of Belgrade, Serbia, 2013.
- [32] G. Sedlacek, M. Feldmann, B. Kühn, D. Tschickardt, S. Höhler, C. Müller, W. Hensen, N. Stranghöner, W. Dahl, P. Langenberg, S. Münstermann, J. Brozetti, J. Raoul, R. Pope i F. Bijlaard, „COMMENTARY AND WORKED EXAMPLES to EN 1993-1-10 “Material toughness and through thickness properties” and other toughness oriented rules in EN 1993,” Luxembourg: Office for Official Publications of the European Communities, 2008.
- [33] G. Johnson i W. Cook, „Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures,” *Engineering Fracture Mechanics*, t. 21, br. 1, pp. 31-48, 1985.
- [34] *Wikipedia The Free Encyclopedia. Von Mises yield criterion.*
- [35] P. Bridgman, „Studies in large plastic flow and fracture: with special emphasis on the effects of hydrostatic pressure,” *Harvard University Press*, 1964.
- [36] M. Körgesaar, „The effect of low stress triaxialities and deformation paths on ductile fracture simulations of large shell structures,” t. 63, p. 45–64, 2019.
- [37] Y. Bao i T. Wierzbicki, „On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space,” *International Journal of Mechanical Sciences*, t. 46, pp. 81-98, 2004.
- [38] P. Ludwik, „Elements der Technologischen Mechanik,” *Springer*, t. 32, br. 3, 1909.
- [39] W. Ramberg i W. Osgood, „Description of stress-strain curves by three parameters,” *National Advisory Committee for Aeronautics*, t. Technical note No.902. Washington, 1943.
- [40] J. Hollomon, „Tensile Deformation,” *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, t. 162, pp. 268-290, 1945.
- [41] Olofsson J., *Microstructure-based Mechanical Behaviour in Structural Analyses of Cast Components*, Sweden: Licentiate thesis. Dissertation Series No. 1. School of Engineering. Jönköping University, 2012.
- [42] H. W. Swift, „Plastic instability under plane stress,” *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, t. 1, br. 1, pp. 1-18, 1952.
- [43] E. Voce, „The Relationship between Stress and Strain for Homogeneous Deformation,” *Journal of the Institute of Metals*, t. 74, pp. 537-562, 1948.

- [44] E. Voce, „Analysis of Stress Strain Curves,” *Journal of the Royal Aeronautical Society*, t. 59, br. 534, p. 442, 1955 a.
- [45] E. Voce, „Empirical Formulae for the Determination of Stress Curves,” *Journal of the Royal Aeronautical Society*, t. 59, br. 533, pp. 362-364, 1955 b.
- [46] J. Fansi, *Prediction of DP steel fracture by FEM simulations, PHD*, Universite de Liege,: Ecole nationale superieure d'arts et metiers - ENSAM,, 2013.
- [47] J. Rice i D. Tracey, „On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields,” *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, t. 17, pp. 201-217, 1969.
- [48] B. Međo, *Local approach to ductile fracture of low alloy steel welded joints, Ph.D. Thesis*, University of Belgrade, Serbia, 2012.
- [49] F. McClintock, „Ductile rupture by the growth of holes,” *Journal of Applied Mechanics*, t. 35, pp. 363-371, 1968.
- [50] Y. Huang, „Accurate dilatation rates for spherical voids in triaxial stress fields,” *Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME*, t. 58, pp. 1084-1086, 1991.
- [51] G. Rousselier, „Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture,” *Nuclear Engineering and Design*, t. 105, pp. 97-111, 1987.
- [52] G. Rousselier, „The Rousselier model for porous metal plasticity and ductile fracture,” *Handbook of materials behaviour models*, pp. 436-445, 2001.
- [53] F. Fehringer, M. Seidenfuß i X. Schuler, „Experimental and numerical investigations on limit strains in ductile fracture,” u *21st European Conference on Fracture, ECF21*, Catania, Italy, 2016.
- [54] A. Franklin, „Comparison between a quantitative microscopic and chemical methods for assessment on non-metallic in-clusions,” *The Journal of the Iron and Steel Institute*, t. 207, pp. 181-186, 1969.
- [55] M. Miloud, I. Zidane i M. Mendas, „Coupled identification of the hardening behavior laws and Gurson-Tvergaard-Needleman damage parameters-Validation on tear test of 12NiCr6 CT specimen,” *Frattura ed Integrita Strutturale*, t. 49, pp. 630-642, 2019.
- [56] M. H. Miloud, A. Imad, N. Benseddig, B. Bachir Bouiadjra, B. Bounif i B. Serier, „A numerical analysis of relationship between ductility and nucleation and critical void volume fraction parameters of Gurson–Tvergaard–Needleman model,” *Journal of Mechanical Engineering Science*, t. 227, br. 11, p. 2634–2646, 2013.
- [57] D. Beardsmore, M. Wilkes i A. Shterenlikht, „An implementation of the Gurson-Tvergaard-Needleman plasticity model for Abaqus standard using a trust region method,” u *2006 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference*, Vancouver, BC, Canada, 2006.
- [58] V. Tvergaard i A. Needleman, „Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar,” *Acta Metallurgica*, t. 32, br. 1, pp. 157-169, 1984.

- [59] P. Kossakowski i W. Trampczynski, „Microvoids Evolution in S235JR Steel Subjected to Multi-Axial Stress State,” *Engineering Transaction, Polish Academy of Sciences Institute of Fundamental Technological Research (IPPT PAN)*, t. 60, br. 4, p. 287–314, 2012.
- [60] C. Qian, *Investigation of ductile crack growth and normalization method for SE(T) specimen using finite element analyses*, The University of Western Ontario, 2017.
- [61] C. Chu i A. Needleman, „Void nucleation effects in biaxially stretched sheets,” *Journal of Engineering Materials and Technology*, t. 102, pp. 249-256, 1980.
- [62] L. Xue, „Constitutive modeling of void shearing effect in ductile fracture of porous materials,” *Engineering Fracture Mechanics*, t. 75, p. 3343–3366, 2008.
- [63] P. Thomason, *Ductile fracture of Metals*, 1st ed., Oxford, UK: Pergamon Press, 1990.
- [64] J. Besson, „Continuum Models of Ductile Fracture: A Review,” *International Journal of Damage Mechanics*, t. 19, pp. 3-52, 2010.
- [65] T. Pringle, *Durability and exposed steel beams*, Build, 2011.
- [66] V. Rajaković-Ognjanović i B. Grgur, „Analiza korozionih ljuški u vodovodskim cevima,” *Hemijska Industrija*, t. 65, br. 5, p. 507–515, 2011.
- [67] I. O. f. Standardization, „Corrosion of metals and alloys — Corrosivity of atmospheres — Classification, determination and estimation (ISO/DIS Standard No. 9223),” International Organization for Standardization, Geneva, Switzerland, 2012.
- [68] I. O. f. Standardization, „Corrosion of metals and alloys — Corrosivity of atmospheres — Guiding values for the corrosivity categories (ISO/DIS Standard No. 9224),” International Organization for Standardization, Geneva, Switzerland, 2012.
- [69] M. Morcillo, B. Chico, I. Díaz, H. Cano i D. de la Fuente, „Atmospheric corrosion data of weathering steel. A review,” *Corrosion Science*, t. 77, pp. 6-24, 2013.
- [70] D. De la Fuente, I. Díaz, J. Simancas, B. Chico i M. Morcillo, „Long-term atmospheric corrosion of mild steel,” *Corrosion Science*, t. 53, pp. 604-617, 2011.
- [71] J. Stefanović, J. Đorđević, S. Guševac, M. Živanović i T. Stanković, „Long-term predictions of corrosion rate in the industrial aggressive environment in Bor,” y *The 55th International October Conference on Mining and Metallurgy*, Kladovo, Serbia, 2024.
- [72] D. Knotkova, P. Boschek i K. Kreislova, „Results of ISO CORRAG program: processing of one-year data in respect to corrosivity classification,” *ASTM Special Technical Publication, West Conshohocken, PA, USA*, 1995.
- [73] Y. Panchenko i A. Marshakov, „Prediction of first-year,” *Materials*, t. 10, 6p. 422, 2017.

- [74] D. Klinesmith, R. McCuen i P. Albrecht, „Effect of environmental conditions on corrosion rates,” *Journal of Materials in Civil Engineering, ASCE Library*, t. 19, pp. 121-129, 2007.
- [75] K. Park, *Corrosion resistance of weathering steels*, Ph. Thesis, Department of Civil and Environmental Engineering, University of Maryland, USA, 2004.
- [76] A. G50, *Conducting atmospheric corrosion tests on metals*, Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1991.
- [77] D. Knotkova, J. Vlckova i J. Honzak, „Atmospheric corrosion of weathering steels, in: S.W. Dean Jr., E.C. Rhea (Eds.),” *Atmospheric Corrosion of Metals, ASTM STP 767, American Society for Testing and Materials*, pp. 7-44, 1982.
- [78] I. O. f. Standardization, „Corrosion of metals and alloys, Corrosion tests in artificial atmosphere, Accelerated outdoor test by intermittent spraying of a salt solution (Scab test) (ISO/DIS Standard No. 11474),” International Organization for Standardization, Geneva, Switzerland, 1998.
- [79] C. Titakis i P. Vassiliou, „Evaluation of 4-Year Atmospheric Corrosion of Carbon Steel, Aluminum, Copper and Zinc in a Coastal Military Airport in Greece,” *Corrosion and Materials Degradation*, t. 1, pp. 159-186, 2020.
- [80] P. Barszcz, „INVESTIGATION OF ATMOSPHERIC CORROSION WITH USE OF PERMANENT CORROSION STATIONS,” *RESEARCH WORKS OF AFIT, Air Force Institute of Technology*, br. 30, pp. 25-44, 2012.
- [81] D. Frazão, I. de Melo, M. Montoya i S. Filho, „Biocorrosion on Surface of ASTM A283 Carbon Steel, Exposed in Diesel S10 and Tap Water,” *Materials Research*, t. 20, br. 2, pp. 808-818, 2017.
- [82] Y. Garbatov, C. Guedes Soares, J. Parunov i J. Kodvanj, „Tensile strength assessment of corroded small scale specimens,” *Corrosion Science*, т. 85, p. 296–303, 2014.
- [83] X. Guo, J. Kang, J. Zhu и M. Duan, „Corrosion Behavior and Mechanical Property Degradation of Weathering Steel in Marine Atmosphere,” *Journal of Materials in Civil Engineering*, т. 31, бр. 9, p. 04019181, 2019.
- [84] Standardization, „Paints and Varnishes - Determination of Resistance to Humid Atmospheres Containing Sulphur Dioxide ISO 3231,” International Organization for Standardization, Geneva, Switzerland, 1993.
- [85] Standardization, „Metallic and Other Non Organic Coatings - Sulphur Dioxide Test with General Condensation of Moisture, ISO 6988,” International Organization for Standardization, Geneva, Switzerland, 1985.
- [86] P. Montoya, I. Díaz, N. Granizo, D. de la Fuente i M. Morcillo, „An study on accelerated corrosion testing of weathering steel,” *Materials Chemistry and Physics*, t. 142, pp. 220-228, 2013.
- [87] J. Stefanović, S. Dimitrijević, S. Filipović i J. Đorđević, „Evaluation of the corrosion resistance of steel elements in the industrially 837 aggressive environments using the accelerated corrosion testing methods,” *Mining and Metallurgy Engineering Bor*, tom. %1 od %23-4, pp. 53-60, 2021.

- [88] I. O. f. Standardization, „Corrosion tests in artificial atmospheres, Salt spray tests (ISO/DIS Standard No. 9227),“ International Organization for Standardization, Geneva, Switzerland, 2022.
- [89] J. Stefanović, Z. Mišković, S. Dimitrijević, Z. Marković и M. Spremić, „Experimental analysis of atmospheric corrosion of steel S235JR in industrial environment,“ *Hemijska industrija*, т. 79, бр. 1, pp. 19-30, 2025.
- [90] C. Sanders и R. J. Santucci, „Experimental Design Considerations for Assessing Atmospheric Corrosion in a Marine Environment: 842 Surrogate C1010 Steel,“ *Corrosion and Materials Degradation*, т. 4, 2023.
- [91] S. P. Parekh, A. V. Pandya и H. K. Kadiya, „Progressive Atmospheric Corrosion Study of Metals Like Mild Steel, Zinc and Aluminum in Urban Station of Ahmedabad District,“ *International Journal of ChemTech Research*, т. 4, br. 4, pp. 1700-1774 , 2012.
- [92] I. O. f. Standardization, „Corrosion of Metals and Alloys: Corrosivity of atmospheres: Removal of Corrosion Products from Corrosion Test Specimens (ISO/DIS Standard No. 8407),“ International Organization for Standardization, Geneva, Switzerland, 2021.
- [93] S. C.A5.005:1989, *Korozija metala i legura - Postupci za uklanjanje produkata korozije sa uzoraka za ispitivanje korozije*, Beograd: Institut za standardizaciju Srbije, 1989.
- [94] Институт за рударство и металургију Бор, „ИЗВЕШТАЈ О ИСПИТИВАЊУ КВАЛИТЕТА ВАЗДУХА У БОРУ за месец новембар 2016. године,“ Бор, Србија, 2016.
- [95] И. з. р. и. м. Бор, „ИЗВЕШТАЈ О ИСПИТИВАЊУ КВАЛИТЕТА ВАЗДУХА У БОРУ за месец децембар 2016. године,“ Бор, Србија, 2017.
- [96] И. з. р. и. м. Бор, „ИЗВЕШТАЈ О ИСПИТИВАЊУ КВАЛИТЕТА ВАЗДУХА У БОРУ за месец јануар 2017. године,“ Бор, Србија, 2017.
- [97] И. з. р. и. м. Бор, „ИЗВЕШТАЈ О ИСПИТИВАЊУ КВАЛИТЕТА ВАЗДУХА У БОРУ за месец фебруар 2017. године,“ Бор, Србија, 2017.
- [98] И. з. р. и. м. Бор, „ИЗВЕШТАЈ О ИСПИТИВАЊУ КВАЛИТЕТА ВАЗДУХА У БОРУ за месец март 2017. године,“ Бор, Србија, 2017.
- [99] И. з. р. и. м. Бор, „ИЗВЕШТАЈ О ИСПИТИВАЊУ КВАЛИТЕТА ВАЗДУХА У БОРУ за месец април 2017. године,“ Бор, Србија, 2017.
- [100] И. з. р. и. м. Бор, „ИЗВЕШТАЈ О ИСПИТИВАЊУ КВАЛИТЕТА ВАЗДУХА У БОРУ за месец мај 2017. године,“ Бор, Србија, 2017.
- [101] А. з. з. ж. средине, „ГОДИШЊИ ИЗВЕШТАЈ О СТАЊУ КВАЛИТЕТА ВАЗДУХА У РЕПУБЛИЦИ СРБИЈИ 2016. ГОДИНЕ,“ Министарство заштите животне средине , Београд, Србија, 2017.
- [102] А. з. з. ж. средине, „ГОДИШЊИ ИЗВЕШТАЈ О СТАЊУ КВАЛИТЕТА ВАЗДУХА У РЕПУБЛИЦИ СРБИЈИ 2017. ГОДИНЕ,“ Министарство заштите животне средине , Београд, Србија, 2018.

- [103] I. O. f. Standardization, „Corrosion of metals and alloys — Corrosivity of atmospheres — Determination of corrosion rate of standard specimens for the evaluation of corrosivity (ISO/DIS Standard No. 9226),“ International Organization for Standardization, Geneva, Switzerland, 2012.
- [104] Y. Seechurn, B. Surnam i J. Wharton, „Marine atmospheric corrosion of carbon steel in the tropical microclimate of Port Louis,“ *Materials and Corrosion*, t. 73, p. 1474–1489, 2022.
- [105] C. Pan, W. Han, Z. Wang, C. Wang i G. Yu, „Evolution of Initial Atmospheric Corrosion of Carbon Steel in an Industrial Atmosphere,“ *Journal of Materials Engineering and Performance*, t. 25, p. 5382–5390, 2016.
- [106] H. Wu, Y. Luo i G. Zhou, „The Evolution of the Corrosion Mechanism of Structural Steel Exposed to the Urban Industrial At-853 mosphere for Seven Years,“ *Applied Sciences*, t. 13, br. 4500, 2023.
- [107] H. Qin, J. Liu, Q. Shao, X. Zhang, Y. Teng, S. Chen, D. Zhang i S. Bao, „Corrosion behavior and cellular automata simulation of 855 carbon steel in salt-spray environment,“ *npj Materials Degradation*, t. 8, br. 29, 2024.
- [108] J. Stefanović, J. Đorđević i S. Guševac, „XRD analysis of corrosion product formed in industrial aggressive environment,“ u *54th 847 International october confernce on Mining and Metallurgy*, Bor, Serbia, 2023.
- [109] P. Dhaiveegan, N. Elangovan, T. Nishimura i N. Rajendran, „Weathering Steel in Industrial-Marine-Urban Environment: Field Study,“ *Materials Transactions*, t. 57, br. 2, p. 148–155, 2016.
- [110] С. Маринковић, *Гранична носивост при пробијању монтажних претходно напрегнутих плоча у области ивичних стубова, Докторска дисертација*, Београд: Грађевински факултет Универзитета у Београду, 2000.
- [111] М. Ortiz и Е. Popov, „Accuracy and stability of integration algorithms for elastoplastic constutive relations,“ *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, т. 21, pp. 1561-1576, 1985.
- [112] С. Костић, *Развој и оптимизација лабораторијске кидалице намењене испитивањима материјала са аспекта минимизације грешака мерења и цене коштања*, Крагујевац: Универзитет у Крагујевцу, Факултет Инжењерских наука, 2021.
- [113] www.tec-science.com.
- [114] P. Kossakowski, „An analysis of the load-carrying capacity of elements subjected to complex stress,“ *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, t. 10, br. 2, pp. 15-39, 2010.
- [115] P. Kossakowski, „Prediction of ductile fracture for S235JR steel using the stress modified critical strain and gurson-tvergaard-needleman models,“ *Journal of Materials in Civil Engineering*, t. 24, br. 12, p. 1492–1500, 2012.
- [116] L. Mansouri, H. Chalal i F. Abed-Meraim, „Ductility limit prediction using a GTN damage model coupled with localization bifurcation analysis,“ *Mechanics of Materials*, t. 76, br. 64–92, 2014.

- [117] F. Abbassi, S. Mistou i A. Zghal, „Failure analysis based on microvoid growth for sheet metal during uniaxial and biaxial tensile tests,” *Materials and Design*, t. 49, p. 638–646, 2013.
- [118] Gao, J. Faleskog, C. Shih i R. Dodds, „Ductile tearing in part-through cracks: experiments and cell-model predictions,” *Engineering Fracture Mechanics*, t. 59, pp. 761-777, 1998.
- [119] Y. Yan, Q. Sun, J. Chen i H. Pan, „The initiation and propagation of edge cracks of silicon steel during tandem cold rolling process based on the Gurson–Tvergaard–Needleman damage model,” *Journal of Materials Processing Technology*, t. 213, br. 4, pp. 598-605, 2013.
- [120] J. Li, S. Li, Z. Xie i W. Wang, „Numerical simulation of incremental sheet forming based on GTN damage model,” *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, t. 81, p. 2053–2065, 2015.
- [121] P. Kumar, B. Dutta i J. Chattopadhyay, „Fracture toughness prediction of reactor grade materials using pre-notched small punch test specimens,” *Journal of Nuclear Materials*, t. 495, p. 351–362, 2017.
- [122] J. Yuenyong, M. Suthon, S. Kingklang, P. Thanakijkasem, S. Mahabunphachai i V. Uthaisangsuk, „Formability prediction for tube hydroforming of stainless steel 304 using damage mechanics model,” *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, t. 140, p. 011006, 2017.
- [123] F. Dos Santos i C. Ruggieri, „Micromechanics modelling of ductile fracture in tensile specimens using computational cells,” *Fatigue and Fracture of Engineering Material and Structures*, t. 26, pp. 173-181, 2003.
- [124] I. Cuesta, J. Alegre i R. Lacalle, „Determination of the Gurson-Tvergaard damage model parameters for simulating small punch tests,” *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, t. 33, pp. 703-713, 2010.
- [125] W. Schmitt, D. Sun i J. Blauel, „Damage mechanics analysis (Gurson model) and experimental verification of the behaviour of a crack in a weld-cladded component,” *Nuclear Engineering and Design*, t. 174, pp. 237-246, 1997.
- [126] R. Becker, A. Needleman, O. Richmond i V. Tvergaard, „Void growth and failure in notched bars,” *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, t. 36, pp. 317-351, 1988.
- [127] H. Tu, *Numerical Simulation and Experimental Investigation of the Fracture Behaviour of an Electron Beam Welded Steel Joint, Phd*, Stuttgart: Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre der Universität Stuttgart, 2016.
- [128] A. E1245-03, „Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis,” ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, 2016.
- [129] M. Rakin, Z. Cvijovic, N. Gubeljak i A. Sedmak, „The influence of microstructure on the ductile fracture initiation in low-alloyed steel,” *Materials science forum*, t. 453, br. 454, pp. 175-180., 2004.

- [130] P. Kossakowski, „Influence of initial porosity on strength properties of S235JR steel at low stress triaxiality,” *Archives of civil engineering*, t. LVIII, br. 3, 2012.
- [131] J. Koplik i A. Needleman, „Void growth and coalescence in porous plastic solids,” *International Journal of Solids and Structures*, t. 24, br. 8, pp. 835-853, 1988.
- [132] C. Guillemer-Neel, V. Bobet i M. Clavel, „Cyclic deformation behaviour and Bauschinger effect in ductile cast iron,” *Materials Science and Engineering*, t. 272, br. 2, pp. 431-442, 1999.
- [133] A. Richelsen i V. Tvergaard, „Dilatant Plasticity or Upper Bound Estimates for Porous Ductile Solids,” *Acta Metallurgica et Materialia*, t. 42, br. 8, pp. 2561-2577, 1994.
- [134] N. Benseddiq, „A local fracture analysis using a local damage model,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, t. 85, pp. 219-227, 2008.
- [135] ABAQUS, „Analysis User's Manual Version 6.6“.
- [136] Z. Zhang, Y. Xu, G. Qin, S. Xu i R. Li, „Deterioration of Mechanical Properties and the Damage Constitutive Model of Corroded 888 Steel in an Industrial Environment,” *Materials*, t. 15, br. 8841, 2022.

ПРИЛОГ 1

UMAT for ABAQUS – Fortran code for Complete Gurson model

```
SUBROUTINE INITIAL  
INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'
```

```
DATA Q1/1.5/  
DATA Q2/1.0/  
DATA Q3/2.25/  
DATA ALFA/1.0/  
DATA EN/0.5/  
DATA SN/0.1/
```

```
DATA DM/0.01/, DE0/0.002/, TREF/20.0/
```

```
COMMON /INIMAT2/Q1, Q2, Q3, ALFA, EN, SN, FULT, FMAX  
COMMON /INIMAT3/DM, DE0, TREF
```

```
RETURN  
END
```

```
SUBROUTINE UMAT(STRESS, STATEV, DDSDDDE, SSE, SPD, SCD,  
1 RPL, DDSDDT, DRPLDE, DRPLDT,  
2 STRAN, DSTRAN, TIME, DTIME, TEMP, DTEMP, PREDEF, DPRED, CMNAME,  
3 NDI, NSHR, NTENS, NSTATV, PROPS, NPROPS, COORDS, DROT, PNEWDT,  
4 CELENT,DFGRD0,DFGRD1,NOEL,NPT,LAYER,LSPT,LSTEP,LINC)
```

```
INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'  
CHARACTER*8 CMNAME
```

```
DIMENSION STRESS(NTENS), STATEV(NSTATV),  
1 DDSDDDE(NTENS,NTENS),  
2 DDSDDT(NTENS), DRPLDE(NTENS),  
3 STRAN(NTENS), DSTRAN(NTENS), TIME(2), PREDEF(1), DPRED(1),  
4 PROPS(NPROPS), COORDS(3), DROT(3,3),DFGRD0(3,3),DFGRD1(3,3)
```

C=====> USER DEFINED DIMENSIONS

```
DIMENSION DDE(6,6), PRIN(3), DV(6), DW(6), DJ(6)  
DIMENSION S(6),SE(6),ST(6),SA(6),SIGN(6),SALFA(6)  
DIMENSION FQ(4),FP(4),HEF(2,4),CC(2,2)
```

C=====> Tempory dimension

```
DIMENSION TMP(40,10)
```

```
C=====NOTATIONS=====  
C  
C Q1, Q2      TVERGAARD'S PARAMETERS.  
C ALFA       ALGORITHM PARAMETER: ALFA=1, THE EULER BACKWARD  
C            ALGORITHM, ALFA=0.5 THE TRUE MID-POINT ALGORITHM.  
C            1 >= ALFA >=0.5.  
C STATEV(1)  THE EQUIVALENT PLASTIC STRAIN OF THE MATRIX MATERIAL  
C STATEV(2)  THE VOID VOLUME FRACTION AT THE END OF THE INCREMENT  
C STATEV(3)  STRESS TRIAXILITY  
C STATEV(4)  CONTROLLING PARAMETER FOR FAILURE.  
C            IF F > FMAX, STATVE(4) = -FC < 0.0, TOTALLY FAILE  
C            IF F >= FC, STATEV(4) = FC, BEFORE COALESCENCE.  
C            IF F < FC, STATEV(4) = 0.0, NOT FAILED AT ALL.  
C STATEV(5)  THE PLASTIC STRAIN RATE AT THE BEGINNING OF LOADING  
C STATEV(6)  TEMPERIY PRINT CONTROLLING VARIABLE
```

```

C IFAIL      FAILURE ID; = 0, NOT FAILED; OTHERWISE FAILED.
C              = 1, FC JUST REACHED;
C              = 2; FC ALREADY REACHED.
C              =-1; F=FF.
C F          VOID VOLUME FRACTION.
C DF          MID-POINT VALUE OF F.
C FF0  THE GURSON" YIELD CRITERION FUNCTION.
C SM          VON MISES YIELD STRESS
C HM          PLASTIC STRESS-STRAIN MODULUS
C STANP       THE EQUIVALENT PLASTIC STRAIN AT THE BEGINNING OF THE INCREMENT
C FREAL0      THE INITIAL REAL VOID VOLUME FRACTION.
C FREAL       THE CURRENT REAL VOID VOLUME FRACTION
C FULT        THE ULTIMATE F AT FINAL FAILURE.
C S1MAX       THE MAX. PRINCIPAL STRESS
C SRATIO      GURSON/THOMASON MAX. PRICIPAL STRESS RATIO BEFORE FC.
C EP2MAX      THE MAX. PLASTIC STRAIN IN PRINCIPAL 2.
C EP3MAX      THE MAX. PLASTIC STRAIN IN PRINCIPAL 3.
C A,B         THE VARIABLES USED FOR VOID NUCLEATION CALCULATION;
C PROPS(1)    ID FOR FC OR NSC CRITERION.
C              =1, -1, NO DAMAGE & NO DAMAGE VISCOPLASTIC
C              =2, -2 FC & FC VISCOPLASTIC
C              =3x, -3x NSC & NSC VISCOPLASTIC
C              =30, NSc - axisymmetric
C              =31, NSc - Real 3D
C              =32, NSc - Real 2D plane strain
C PROPS(2)    F0
C PROPS(3)    FN
C PROPS(4)    A0
Cold PROPS(5) B
Cnew PROPS(5) -n - hardening exponent
C PROPS(6)    FC
C P           PRESSURE.
C Q           VON MISES EQUIVALENT STRESS
C PT, QT      THE P AND Q AT THE BEGINNING OF TIME INCREMENT (I.E. TIME T).
C DDE         ELASTIC MATRIX OF THE MATERIAL;
C DW          THE SPECIAL MATRIX WHICH IS NEEDED FOR TRANSFORMATION
C              OF A MATRIX FROM 9*9 ORDER TO 6*6 ORDER.
C DV          SPECIAL MATRIX FOR THE CALCULATION.
C F0          THE "VOID VOLUME FRACTION" AT THE BEGINNING OF THE INCREMENT
C ST          THE DEVIATORIC STRESS AT THE BEGINNING OF THE INCR.
C SE          THE TRIAL DEVIATORIC STRESS OF THE INCREMENT.
C EPV         THE VOLUME PLASTIC STRAIN.
C
C===== SECTION 1 ELASTIC PREDICTOR =====

```

```
DATA DW/1.0,1.0,1.0,0.5,0.5,0.5/, DV/1.0,1.0,1.0,2.0,2.0,2.0/
```

```
DATA DJ/1.0,1.0,1.0,0.0,0.0,0.0/
```

```
DATA PI/3.1415926/
```

```
COMMON /INIMAT2/Q1, Q2, Q3, ALFA, EN, SN, FULT, FMAX
```

```
COMMON /INIMAT3/DM, DE0, TREF
```

```
C=====> CALL SUB INITIALIZATION
```

```
CALL INITIAL
```

```
C=====> PRE-PRINT SOME INITIAL DATA
```

```

1 IF(NOEL.EQ.1.AND.NPT.EQ.1.AND.LINC.EQ.1.
AND.(DSTRAN(1)+DSTRAN(2)).EQ.0.0) THEN
CALL DPRINT(PROPS,NPROPS)
ENDIF

```

```
C=====> ASSIGN INITIAL PARAMETERS
```

```
FN= PROPS(3)
```

```

      A0=      PROPS(4)
      B= 0.0
Cold  B=      PROPS(5)
      FREAL0 = STATEV(2)
      IF(STATEV(2).EQ.0.0) FREAL0= PROPS(2)

```

C=====> DAMAGE VARIABLES ASSIGNED HERE

C THREE KINDS OF MATERIAL STATUS

```

      IF(STATEV(1).LT.0.0) STATEV(1) = 0.0

      IF(STATEV(4).EQ.0.0) THEN
        IFAIL = 0
        FKK = 1.0
      ELSE
        IFAIL= 2
        FKK = (FMAX-ABS(STATEV(4)))/(FULT-ABS(STATEV(4)))
      ENDIF
      IF(STATEV(4).LT.0.0) IFAIL = -1

      F0 = ABS(STATEV(4)) + FKK*(FREAL0-ABS(STATEV(4)))
      F = F0
      FREAL = FREAL0

```

C=====> FOR NON-DAMAGE CASE

```

      IF(ABS(PROPS(1)).EQ.1.0) THEN
        FREAL0 = 0
        F0 = 0.0
        F = 0.0
      ENDIF

```

C=====> ASSIGMENT OF SOME CONSTANTS

```

      E = PROPS(7)
      V = PROPS(8)
      DK = E/(3.*(1.-2.*V))
      G = E/(2.*(1.+V))

```

C=====> CALCULATE THE ELASTIC STIFFNESS MATRIX

```

      DO 5 I = 1, NTENS
      DO 5 J = 1, NTENS
5     DDE(I,J) = 0.0
      EV = E/(1+V)/(1-2*V)
      DDE(1,1) = EV*(1-V)
      DDE(2,2) = DDE(1,1)
      DDE(3,3) = DDE(1,1)
      DDE(1,2) = EV*V
      DDE(2,1) = DDE(1,2)
      DDE(3,1) = DDE(1,2)
      DDE(1,3) = DDE(1,2)
      DDE(2,3) = DDE(1,2)
      DDE(3,2) = DDE(1,2)
      DDE(4,4) = EV*(1-2*V)/2.0
      DDE(5,5) = DDE(4,4)
      DDE(6,6) = DDE(4,4)

```

C=====> PT AND QT ARE THE P AND Q AT TIME STEP

C=====> SUBROUTINE SIN V IS THE INTERNAL SUBROUTINE OF ABAQUS, WHICH MAY

C=====> SUBJECT TO CHANGE WITH THE UPDATE OF ABAQUS VERSION

```

      CALL SIN V(STRESS,PT,QT,NDI,NSHR)

```

C=====> SIGT WAS ADDED ON THE 6.3.95 FOR CALCULATING THE ENERGY.

```

        DO 6 I = 1,NTENS
        SIGN(I) = STRESS(I)
6      ST(I) = STRESS(I) - DJ(I)*PT
        PT = -PT
        IF(QT.EQ.0.0) QT = 1.0

C=====> UPDATE THE ELASTIC STRESS PREDICTOR

        DO 10 I = 1, NTENS
        DO 10 J = 1, NTENS
10      STRESS(I) = STRESS(I) + DDE(I,J)*DSTRAN(J)

C=====> INCREASE DATA CHECK SUBROUTINE FOR PROPS(1-8) HERE.

C=====> CHECK THE YIELD AND LOADING CONDITION

        CALL SINV(STRESS,P,Q,NDI,NSHR)
        DO 15 I = 1,NTENS
15      SE(I) = STRESS(I) - DJ(I)*P
        P = -1*P

        CALL Y_SUB(STATEV(1),SM,HM,PROPS,NPROPS,STATEV(1),DTIME)

        FF0 = Q*Q/(SM*SM)+2*Q1*F*COSH(-1.5*Q2*P/SM)-1.0-Q3*F**2

C=====> IF ELASTIC LOADING OR UNLOADING, RETURN HERE.

        DO 20 I = 1,NTENS
        DO 20 J = 1,NTENS
20      DDSDDDE(I,J) = DDE(I,J)

        IF(FF0.LT.1E-3) THEN
C      IF(FF0.LE.0.0) THEN

C=====> UPDATING THE ENERGY

        EEE=0.0
        DO 21 I=1,NTENS
21      EEE = EEE + 0.5*(SIGN(I)+STRESS(I))*DSTRAN(I)*DV(I)
        SSE=SSE+EEE

        RETURN
    ENDIF

C=====> ASSIGN SOME PRELIMINARY DATA BEFORE THE ITERAION

        FULT =0.20+2*PROPS(2)

C      FULT =0.15+2*PROPS(2)
        FMAX =0.91/Q1

        STANP = STATEV(1)
        PE = P
        QE = Q
        DEQ = 0.0
        DEP = 0.0
        NTURN = 0
        SRATIO = 0.0
        A = 0.0
        A1 = 0.0
        SM0 = SM
        HM0 = HM

        IF(TIME(1).EQ.0.0.AND.(Q.NE.0.0.AND.FF0.GT.10000.0)) THEN
        PNEWDT = 0.5

```

```
GO TO 4000
ENDIF
```

```
C=====> Temporary
FF0OLD=FF0
```

```
C===== SECTION 2: STATE UPDATE =====
```

```
C=====> INTEGRATION BEGINS FROM HERE.
```

```
900 IF(IFAIL.GE.0) THEN
    CALL Y_SUB(STATEV(1),SM,HM,PROPS,NPROPS,STANP,DTIME)
ELSE
    HM = 0.0
ENDIF
```

```
DS = SINH(-1.5*Q2*P/SM)
DC = COSH(-1.5*Q2*P/SM)
```

```
FF0 = Q*Q/(SM*SM)+2*Q1*F*DC-1.0-Q3*F**2
```

```
FQ0OLD = 2*Q/SM/SM
FP0OLD = -3*Q1*Q2*F*DS/SM
FEM = HM*(-2*Q*Q/SM/SM/SM + 3*Q1*Q2*F*P*DS/SM/SM)
FF = (2*Q1*DC - 2*Q3*F)*FKK
```

```
C=====> FOR GENERALIZED MID-POINT ALGORITHM
```

```
QA = 0.0
Q = 0.0
DO 30 I = 1,NTENS
    S(I) = (SE(I)-3*G*DEQ*(1-ALFA)*ST(I)/QT)/(1+3*G*DEQ*ALFA/QT)
    SA(I) = (1-ALFA)*ST(I) + ALFA*S(I)
    Q = Q + 1.5*S(I)*S(I)*DV(I)
    QA = QA + 1.5*SA(I)*SA(I)*DV(I)
30 Q = Q**0.5
    QA = QA**0.5

PA = (1-ALFA)*PT + ALFA*P
DF = (1-ALFA)*F0 + ALFA*F
DFREAL = (1-ALFA)*FREAL0 + ALFA*FREAL
DP = (1-ALFA)*STANP + ALFA*STATEV(1)
```

```
C=====> CHECK IF THE YIELD SURFCE IS FIXED
```

```
IF(IFAIL.GE.0) THEN

    DTI=ALFA*DTIME
    CALL Y_SUB(DP,DSM,DHM,PROPS,NPROPS,STANP,DTI)
```

```
C=====> CALCULATE THE VOID VOLUME INCREASE BY NUCLEATION
```

```
IF(STRESS(1)+STRESS(2)+STRESS(3).GE.0.0) THEN
    IF(ABS(PROPS(1)).NE.1.0) THEN
        A=A0+FN*EXP(-0.5*((DP-EN)/SN)**2)/(SN*(2*3.14159)**0.5)
    IF(FN.NE.0.0) A1 = -A*(DP-EN)/SN/SN
    ENDIF
ENDIF

ELSE

    DSM = SM
    DHM = 0.0
    FF = 0.0
    FEM = 0.0
```

ENDIF

HEF4 = 0.0
DQQ = 0.0
DQQA = 0.0

C=====> DQQ IS DQ(N+1)/DEQ, DQQA IS "DQ(N+ALFA)/DEQ", VAR1="DH1/DS(N+ALFA)"

DO 40 I = 1,NTENS
VAR1 = 3*DEQ*ALFA*SA(I)/QT/(1-DFREAL)/DSM
VAR2 = -3*G*SA(I)/QT/(1+3*G*ALFA*DEQ/QT)
IF(Q.NE.0.0) DQQ = DQQ + (1.5*S(I)/Q)*VAR2*DV(I)
IF(QA.NE.0.0) DQQA=DQQA+(1.5*SA(I)/QA)*ALFA*VAR2*DV(I)
40 HEF4 = HEF4+VAR1*VAR2*DV(I)

C=====> HEF(1)=EM/EP;HEF(2)=EM/EQ;HEF(3)=EM/P;HEF(4)=EM/Q.

HEF(1,1) = -PA/(1-DFREAL)/DSM
HEF(1,2) = QA*QA/QT/(1-DFREAL)/DSM
HEF(1,3) = -ALFA*DEP/(1-DFREAL)/DSM
HEF(1,4) = HEF4

C=====> HEF(1)=F/EP;HEF(2)=F/EQ;HEF(3)=F/P;HEF(4)=F/Q.

HEF(2,1) = 1-DFREAL
HEF(2,2) = 0.0
HEF(2,3) = -B
HEF(2,4) = 0.0

C=====> CALCULATING THE INTERNAL VARIABLES EVALUATION

WORK = -PA*DEP+QA*QA*DEQ/QT
EMH1 = -ALFA*DHM*WORK/(1-DFREAL)/DSM/DSM
EMH2 = ALFA*WORK/(1-DFREAL)/(1-DFREAL)/DSM
FH1 = ALFA*(A + A1*(STATEV(1)-STANP))
FH2 = -ALFA*DEP

DIVID = (1-EMH1)*(1-FH2) - (-EMH2)*(-FH1)
CC(1,1) = (1 - FH2) / DIVID
CC(2,2) = (1 - EMH1) / DIVID
CC(1,2) = EMH2 / DIVID
CC(2,1) = FH1 / DIVID

H1EP = 0.0
H2EP = 0.0
H1EQ = 0.0
H2EQ = 0.0

DO 50 I = 1,2

H1EP = H1EP + CC(1,I)*(HEF(I,1) + DK*HEF(I,3))
H2EP = H2EP + CC(2,I)*(HEF(I,1) + DK*HEF(I,3))
H1EQ = H1EQ + CC(1,I)*(HEF(I,2) + HEF(I,4))
50 H2EQ = H2EQ + CC(2,I)*(HEF(I,2) + HEF(I,4))

A21 = DK*FP0OLD + FEM*H1EP + FF*H2EP
A22 = DQQ*FQ0OLD + FEM*H1EQ + FF*H2EQ
B2 = -FF0

DS = SINH(-1.5*Q2*PA/DSM)
DC = COSH(-1.5*Q2*PA/DSM)

QAN0 = QA
IF(QA.EQ.0.0) QAN0 = 1.0
FQ0 = (2*QA/DSM/DSM)*QT/QAN0

C=====> FQ(1)FQP;FQ(2)FQQ;FQ(3)FQEM;FQ(4)FQF

```

FQ(1) = 0.0
FQ(2) = (2/DSM/DSM)*QT/QAN0 - QT*(2*QA/DSM/DSM)/QAN0/QAN0
FQ(3) = (-4*QA*DHM/DSM/DSM/DSM)*QT/QAN0
FQ(4) = 0.0

```

```

FP0 = -3*Q1*Q2*DF*DS/DSM

```

C=====> FP(1)FPP;FP(2)FPQ;FP(3)FPEM;FP(4)FPF.

```

FP(1) = 4.5*Q1*Q2*Q2*DF*DC/DSM/DSM
FP(2) = 0.0
FP(3) = DHM*(3*Q1*Q2*DF*DS/DSM/DSM
1 - 4.5*Q1*Q2*Q2*DF*PA*DC/DSM/DSM/DSM)
FP(4) = (-3*Q1*Q2*DS/DSM)*FKK

```

```

A11 = FQ0 + DEP*ALFA*DK*FP(2)+ DEQ*ALFA*DK*FP(1)
A12 = FP0 + DEP*DQQA*FQ(2) + DEQ*DQQA*FQ(1)

```

```

IF(IFAIL.GE.0) THEN

```

```

1 A11 = A11 + DEP*(FQ(3)*H1EP + FQ(4)*H2EP)*ALFA
+ DEQ*(FP(3)*H1EP + FP(4)*H2EP)*ALFA

```

```

1 A12 = A12 + DEP*(FQ(3)*H1EQ + FQ(4)*H2EQ)*ALFA
+ DEQ*(FP(3)*H1EQ + FP(4)*H2EQ)*ALFA

```

```

ENDIF

```

```

B1 = -DEP*FQ0 -DEQ*FP0

```

```

DIVID = A11*A22 - A12*A21
CEP = (A22*B1 - A12*B2) / DIVID
CEQ = (A11*B2 - A21*B1) / DIVID

```

C=====> UPDATE SOLUTION VARIABLES

```

DEP = DEP + CEP
DEQ = DEQ + CEQ
P = PE + DK*DEP

```

```

QA = 0.0
Q = 0.0
DO 60 I = 1,NTENS
S(I) = (SE(I)-3*G*DEQ*(1-ALFA)*ST(I)/QT)/(1+3*G*DEQ*ALFA/QT)
SA(I) = (1-ALFA)*ST(I) + ALFA*S(I)
QA = QA + 1.5*SA(I)*SA(I)*DV(I)
60 Q = Q + 1.5*S(I)*S(I)*DV(I)
Q = Q**0.5
QA = QA**0.5
QAN0 = QA
IF(QA.EQ.0.0) QAN0 = 1.0
PA = (1-ALFA)*PT + ALFA*P

```

C=====> UPDATE INTERNAL VARIABLES: H1(EM) AND H2(F)-

```

WORK = -PA*DEP+QA*QA*DEQ/QT
IF(IFAIL.GE.0) THEN

```

```

STATEV(1) = STANP + WORK/(1-DFREAL)/DSM
DP = (1-ALFA)*STANP + ALFA*STATEV(1)

```

C-----> To set the condition that negative hydrostatic stress has no increase of f

```

IF(STRESS(1)+STRESS(2)+STRESS(3).GE.0.0) THEN
IF(ABS(Props(1)).NE.1.0) THEN
A=A0+FN*EXP(-0.5*((DP-EN)/SN)**2)/(SN*(2*3.14159)**0.5)
FREAL = FREAL0+(1-DFREAL)*DEP+A*(STATEV(1)-STANP)-B*(P-PT)
F = ABS(STATEV(4)) + FKK*(FREAL-ABS(STATEV(4)))
ENDIF
ENDIF

```

ENDIF

NTURN = NTURN + 1

C=====> Temporary hadaling here

TMP(NTURN,1) = FF0
TMP(NTURN,2) = P
TMP(NTURN,3) = Q
TMP(NTURN,4) = F
TMP(NTURN,5) = FREAL
TMP(NTURN,6) = SM
TMP(NTURN,7) = STATEV(1)

C=====> Temporary hadaling here

NHALF=0
IF(NTURN.GT.40) NHALF=1
IF(STATEV(1).LT.(-1.0E-4)) NHALF=2
IF(STATEV(1).GT.40.) NHALF=3
IF(ABS(FF0).GT.1000000.0) NHALF=4

C=====> HERE CHECK IF IT IS NECESSARY TO GO BACK

C??????? BE CAREFUL LATER ON WHETHER SHOULD F.GE.FMAX OR F.GT.FMAX ?????

IF(NHALF.GT.0) THEN

IF(IFAIL.GE.0.AND.F.GE.FMAX) THEN

F=FMAX
FREAL = FULT
STATEV(1) = STANP
P = PE
Q = QE
DEQ = 0.0
DEP = 0.0
NTURN = 0
SRATIO = 0.0
A = 0.0
A1 = 0.0
SM = SM0
HM = 0.0
HM0 = 0.0
IFAIL = -1
GO TO 900

ELSE

PNEWDT = 0.5

WRITE(6,4001)NHALF,NOEL,NPT,IFAIL,F,F0,NTURN,FF0,FF0OLD

4001 FORMAT('NHALF=', I3, ' NOEL=', I4, ' NPT=', I2,
1 ' IFAIL=', I2, ' F=', F10.4, ' F0=', F10.4, ' NTURN=', I2,
2 ' FF0',E12.4, ' FF0_OLD=', E12.0)

GO TO 4000

ENDIF

ENDIF

C=====>THE CONVERGENCE OF THE ITERATION IS CONTROLLED HERE:

C IF(NTURN.GE.4.AND.(TMP(NTURN,1).LT.TMP(NTURN-1,1)).

C 1 AND.ABS(FF0).LT.1E-4) GO TO 1000

IF(NTURN.GE.4.AND.ABS(FF0).LT.1E-3) GO TO 1000

GO TO 900

C=====>UPDATES THE FINAL STRESS TENSOR

1000 DIV = 0.0

DO 70 I = 1,NTENS

SALFA(I) = SA(I)

```

STRESS(I) = -P*DJ(I) + S(I)
SA(I) = 1.5*SA(I)/QAN0
S(I) = 1.5*S(I)/Q
SE(I) = STRAN(I) + DSTRAN(I)
ST(I) = STRESS(I)
70 DIV = DIV + SA(I)*S(I)*DV(I)

C=====> CHECKING THE FAILURE CRITERION FOR VOID COALESCENCE

C=====> CHECK Fc CRITERION HERE PROPS(1) = 2.0

IF(IFAIL.EQ.0.AND.ABS(PROPS(1)).EQ.2.0) THEN
  IF(FREAL.GE.PROPS(6)) THEN
    IFAIL=1
    GO TO 140
  ENDIF
ENDIF

C=====> Check the "critical strain criterion" PROPS(1) = 33.0

IF(IFAIL.EQ.0.AND.ABS(PROPS(1)).EQ.33.0.AND.FREAL.GT.0.0)THEN
  IF(STATEV(1).GE.PROPS(NPROPS)) THEN
    IFAIL=1
    GO TO 140
  ENDIF
ENDIF

C=====> CHECKING THE NSc CRITERION PROPS(1) > 2.0
C----- FOR AXI-SYMMETRIC CASE ABD FOR LCF CRACK MODEL PROPS(1)=30

IF(IFAIL.EQ.0.AND.ABS(PROPS(1)).EQ.30.0.AND.FREAL.GT.0.0)THEN
  EP2MAX = SE(1)
  EP3MAX = SE(3)
  S1MAX = ST(2)
  CALL THOMA3D(IFAIL,SRATIO,EP2MAX,EP3MAX,DSM,S1MAX,FREAL,PROPS(5))
  GO TO 140
ENDIF

C----- FOR REAL 3D MODEL, PROPS(1)=31

IF(IFAIL.EQ.0.AND.ABS(PROPS(1)).EQ.31.0.AND.FREAL.GT.0.0)THEN

  CALL SPRINC(ST,PRIN,1,NDI,NSHR)
  IPRIN=0
  CALL ORDER(PRIN,IPRIN)

  IF(IPRIN.EQ.0) THEN
    WRITE(6,*) ' IPRIN=0, SOMETHING WRONG IN ORDER'
    STOP
  ENDIF

  S1MAX = PRIN(IPRIN)

C  WRITE(6,*)'STRESS ', PRIN(1),PRIN(2),PRIN(3)

  CALL SPRINC(SE,PRIN,2,NDI,NSHR)

  IF(IPRIN.EQ.1) THEN
    EP2MAX = PRIN(2)
    EP3MAX = PRIN(3)
    GO TO 141
  ENDIF
  IF(IPRIN.EQ.2) THEN
    EP2MAX = PRIN(1)
    EP3MAX = PRIN(3)

```

```

GO TO 141
ENDIF
IF(IPRIN.EQ.3) THEN
EP2MAX = PRIN(1)
EP3MAX = PRIN(2)
GO TO 141
ENDIF

```

```

141 CALL THOMA3D(IFAIL,SRATIO,EP2MAX,EP3MAX,DSM,S1MAX,FREAL,PROPS(5))

```

```

C WRITE(6,*)'STRAIN ', PRIN(1),PRIN(2),PRIN(3),SRATIO, IFAIL

```

```

GO TO 140
ENDIF

```

```

C----- FOR REAL 2D plane strain, PROPS(1)=32

```

```

IF(IFAIL.EQ.0.AND.ABS(PROPS(1)).EQ.32.0.AND.FREAL.GT.0.0) THEN
CALL SPRINC(ST,PRIN,1,NDI,NSHR)
IF(PRIN(1).LE.PRIN(2)) THEN
S1MAX = PRIN(2)
ELSE
S1MAX = PRIN(1)
ENDIF

```

```

CALL SPRINC(SE,PRIN,2,NDI,NSHR)
IF(PRIN(1).LE.PRIN(2)) THEN
EP2MAX = PRIN(1)
EP1MAX = PRIN(2)
ELSE
EP2MAX = PRIN(2)
EP1MAX = PRIN(1)
ENDIF
EPV = PRIN(1) + PRIN(2)
CALL THOMA2D(IFAIL,SRATIO,EP2MAX,EPV,DSM,S1MAX,FREAL)

GO TO 140
ENDIF

```

```

C===== SECTION 3: CONSISTENT TANGENT MODULI =====

```

```

140 H1EP = 0.0
H1EQ = 0.0
H2EP = 0.0
H2EQ = 0.0
H1P = 0.0
H1Q = 0.0
H2P = 0.0
H2Q = 0.0

```

```

C=====> FOLLOWING EQUATION FOR HEF(1,4) IS VERY IMPORTANT !

```

$$HEF(1,4) = 2*QA*DEQ*ALFA/QT/(1-DFREAL)/DSM$$

```

DO 150 I = 1,2
H1EP = H1EP + CC(1,I)*HEF(I,1)
H1EQ = H1EQ + CC(1,I)*HEF(I,2)
H2EP = H2EP + CC(2,I)*HEF(I,1)
H2EQ = H2EQ + CC(2,I)*HEF(I,2)
H1P = H1P + CC(1,I)*HEF(I,3)
H1Q = H1Q + CC(1,I)*HEF(I,4)
H2P = H2P + CC(2,I)*HEF(I,3)

```

```

150 H2Q = H2Q + CC(2,I)*HEF(I,4)

```

$$B11 = (FQ(1)*DEP/3.0 + FP(1)*DEQ/3.0)*ALFA$$

```

B12 = (-FQ(2)*DEP - FP(2)*DEQ)*ALFA
B21 = FP0OLD/3.0
B22 = -FQ0OLD

```

```

IF(IFAIL.GE.0) THEN

```

```

1 A11 = FQ0 + (DEP*FQ(3)+DEQ*FP(3))*H1EP*ALFA +
  (DEP*FQ(4)+DEQ*FP(4))*H2EP*ALFA
1 A12 = FP0 + (DEP*FQ(3)+DEQ*FP(3))*H1EQ*ALFA +
  (DEP*FQ(4)+DEQ*FP(4))*H2EQ*ALFA
A21 = FEM*H1EP + FF*H2EP
A22 = FEM*H1EQ + FF*H2EQ
B11 = B11 + ((FQ(3)*H1P + FQ(4)*H2P)*DEP/3.0)*ALFA +
1 ((FP(3)*H1P + FP(4)*H2P)*DEQ/3.0)*ALFA
B12 = B12 - ((FQ(3)*H1Q + FQ(4)*H2Q)*DEP)*ALFA -
1 ((FP(3)*H1Q + FP(4)*H2Q)*DEQ)*ALFA
B21 = B21 + (FEM*H1P + FF*H2P)/3.0
B22 = B22 - (FEM*H1Q + FF*H2Q)

```

```

ELSE

```

```

A11 = FQ0
A12 = FP0
A21 = 0.0
A22 = 0.0

```

```

ENDIF

```

C=====> ZHANG'S SEVEN-CONSTANT FORMULA

```

G3K = 3.0*DK
G3E = DIV*2*C*QA/QT/(1+3*G*ALFA*DEQ/QT)
DIV=(A11+G3K*B11)*(A22+G3E*B22)-(A12+G3E*B12)*(A21+G3K*B21)
C11=((A22+G3E*B22)*B11 - (A12+G3E*B12)*B21) / DIV
C21=((A11+G3K*B11)*B21 - (A21+G3K*B21)*B11) / DIV
C12=((A22+G3E*B22)*B12) / DIV
C13=( - (A12+G3E*B12)*B22) / DIV
C23=((A11+G3K*B11)*B22) / DIV
C22=( - (A21+G3K*B21)*B12) / DIV

```

C=====> EVALUATE THE SEVEN CONSTANTS, D0 - D6.

```

G3E = 1+3*G*ALFA*DEQ/QT
D0 = 2*G/G3E
D1 = DK - D0/3.0 - 3*DK*DK*C11
D2 = -D0*D0*C22*QA/QT
D3 = -D0*D0*C23*QA/QT
D4 = -DK*D0*C12
D5 = -DK*D0*C13
D6 = -3*DK*D0*C21*QA/QT

```

```

DO 200 I = 1,NTENS

```

```

DO 200 J = 1,NTENS

```

```

DIJ = 0.0

```

```

IF(I.EQ.J) DIJ = 1.0

```

```

200 DDSDDDE(I,J) = DIJ*DW(I)*D0+D1*DJ(I)*DJ(J)+D2*SA(I)*SA(J)
1 + D3*SA(I)*S(J)+D4*DJ(I)*SA(J)+D5*DJ(I)*S(J)
2 + D6*SA(I)*DJ(J)

```

C=====>UPDATING THE ENERGY

```

EEE=0.0

```

```

EEP=0.0

```

```

DO 250 I=1,NTENS

```

```

S(I) = DEP*DJ(I)/3.0 + 1.5*DEQ*SALFA(I)/QT

```

```

EEP = EEP + 0.5*(SIGN(I)+STRESS(I))*S(I)*DV(I)

```

```

250 EEE = EEE + 0.5*(SIGN(I)+STRESS(I))*DSTRAN(I)*DV(I)

```

```

SPD=SPD+EEP

```

SSE=SSE+EEE-EEP

C=====> SOME GENERAL OUTPUTS AND UPDATE OF THE DAMAGE PARAMETER

C=====> LINEAR INTERPOLATION TO CALCULATE THE FC

```
      IF(IFAIL.EQ.1) THEN
C      STATEV(4) = FREAL - (FREAL-FREAL0)*(1-SRATIO)/(STATEV(4)-SRATIO)
      STATEV(4) = FREAL
      WRITE(6,300) STATEV(4), FREAL0, NTURN, NOEL, NPT
300    FORMAT(' *** FAILURE APPEARED, FC=',F6.4, ' FREAL0=',
1      F6.4, ' NO. OF ITERATIONS=',I3, ' NOEL=',I4, ' NPT=',I2)
      ENDIF
```

C=====> UPDATE STATE VARIABLES FOR NEXT ITERATION OR INCREMENT USE.

```
      IF(ABS(PROPS(1)).GT.2.0) THEN
      STATEV(3)=SRATIO
      ELSE
      IF(Q.NE.0.0) STATEV(3) = -P/Q
      IF(Q.LT.1.0E-4) STATEV(3) = 1000.0
      ENDIF

      IF(F.GE.FMAX.AND.STATEV(4).GT.0.0) STATEV(4) = -STATEV(4)
      IF(IFAIL.GE.0) STATEV(2) = FREAL
      RETURN

4000   WRITE(6,*)
C      WRITE(6,*) ' ***** INCREMENT REDUCED TO 0.5, NHALF=', NHALF,
C 1 ' NOEL=', NOEL, ' NPT=', NPT
      STATEV(1) = STANP
      STATEV(2) = FREAL0
      RETURN
END
```

C=====> MODIFIED THOMASON CRITERION, NSC FOR 3D GENERAL CASE

```
      SUBROUTINE THOMA3D(IDD,SRATIO,EPX,EPY,SM,S1MAX,F,HN)
      INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'
      DATA PI/3.1415926/
      RF = (3.0*F/4.0/PI)**(1.0/3.0)
      RA = RF
      RB = RF
      AN = 1 - PI*RB*RB/EXP(EPX+EPY)
      BD = (EXP(EPX)+EXP(EPY))/4.0
      DD = BD - RB
```

C-----Hadening-dependent Thomason coefficients were based on recently study by Zhang

```
      AAA=0.12+1.68*HN
      BBB=1.2
```

```
Cold  ALFA = 0.1/(RA/DD)**2 + 1.2/(RB/BD)**0.5
      ALFA = AAA/(RA/DD)**2 + BBB/(RB/BD)**0.5
      SIG1C = ALFA*AN
```

```
      SRATIO = SIG1C/(S1MAX/SM)
      IF(SIG1C.LE.S1MAX/SM) IDD = 1
```

```
      RETURN
      END
```

C=====> MODIFIED THOMASON CRITERION, NSC FOR PLANE STRAIN CASE

```
      SUBROUTINE THOMA2D(IDD,SRATIO,E1MAX,EPV,SM,S1MAX,F)
      INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'
```

```

DATA PI/3.1415926/
AREA = EXP(EPV)
RF = (AREA*F/PI)**0.5
DN = RF/(EXP(E1MAX)/2.0-RF)
C=====>      A2 IS DERIVED BY THOMASON
            A2 = 0.3/DN + 0.6
            ALFA = A2
C=====> A1 IS ANOTHER FORMULA WHICH IS NOT EXPLORED IN THIS PROGRAM.
C      A1 = DLOG(1.0+1.0/N)
C      IF(N.LT.1.0/3.81) ALFA = A2
C      IF(N.GT.1.0/3.81) ALFA = A1
C      IF(N.EQ.1.0/3.81) ALFA = (A1+A2)/2.0
C=====>      ATTENTION: SM = 2K IN THOMASON'S ORIGINAL FORMULA
SRATIO = ALFA/(S1MAX/SM)
IF(ALFA.LE.(S1MAX/SM))      IDD = 1
RETURN
END

```

```

SUBROUTINE ZWRITE1(LABEL,DAT)
INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'
CHARACTER LABEL*(35)
WRITE(6,'(35A,F12.4)') (LABEL(I:I),I=1,35),DAT
RETURN
END

```

```

SUBROUTINE ZWRITE2(LABEL,N)
INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'
CHARACTER LABEL*(35)
WRITE(6,'(35A,I7)') (LABEL(I:I),I=1,35),N
RETURN
END

```

```

SUBROUTINE Y_SUB(EP,SM,HM,PROPS,NPROPS,EP0,DTIME)
INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'
DIMENSION PROPS(NPROPS)

COMMON /INIMAT2/Q1, Q2, Q3, ALFA, EN, SN, FULT, FMAX
COMMON /INIMAT3/DM, DE0, TREF

```

```

NP = INT(PROPS(9))

IF(EP.LE.0.0) THEN
SM = PROPS(10)
HM = (PROPS(12)-PROPS(10))/(PROPS(13)-PROPS(11))
GO TO 100
ENDIF

```

```

IF(EP.GE.PROPS(9+2*NP)) THEN
SM = PROPS(8+2*NP)
HM = 0.0
GO TO 100
ENDIF

```

```

DO 10 I=1,NP-1
EPI = PROPS(9+2*I)
EPII= PROPS(9+2*(I+1))
SMI = PROPS(8+2*I)
SMII= PROPS(8+2*(I+1))

```

```

IF(EP.GE.EPI.AND.EP.LT.EPII) THEN
GO TO 20
ENDIF

```

```

10      CONTINUE

20      HM = (SMII-SMI)/(EPII-EPI)
        SM = SMI + HM*(EP-EPI)

C=====> FOR VISCO-PLASTIC MODEL

        IF(PROPS(1).LT.0.0) THEN
            RATE=(EP-EP0)/DTIME
            IF(RATE.GT.DE0) THEN
                HM = HM*(RATE/DE0)**DM+SM*DM*(RATE/DE0)**(DM-1)/DTIME/DE0
                SM = SM*(RATE/DE0)**DM
            ENDIF
        ENDIF

100     CONTINUE
        RETURN
        END

        SUBROUTINE ORDER(PRIN,IPRIN)
        INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'
        DIMENSION PRIN(3)
        PMAX=-1000000.0
        DO 10 I=1,3
            IF(PRIN(I).GT.PMAX) THEN
                PMAX=PRIN(I)
                IPRIN=I
            ENDIF
10      CONTINUE
        RETURN
        END

        SUBROUTINE DPRINT(PROPS,NPROPS)
        INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'
        DIMENSION PROPS(NPROPS)

        COMMON /INIMAT2/Q1, Q2, Q3, ALFA, EN, SN, FULT, FMAX
        COMMON /INIMAT3/DM, DE0, TREF

        NSTOP = 0

        WRITE(6,1000)

        WRITE(6,1003)

            IF(PROPS(1).LT.0.0) WRITE(6,1002)

        CALL ZWRITE1(' THE Q1 IS',Q1)
        CALL ZWRITE1(' THE Q2 IS',Q2)
        CALL ZWRITE1(' THE Q3 IS',Q3)
        CALL ZWRITE1(' THE ALFA IS',ALFA)
        CALL ZWRITE1(' THE EN IS',EN)
        CALL ZWRITE1(' THE SN IS',SN)
        CALL ZWRITE1(' THE FULT IS',FULT)
        CALL ZWRITE1(' THE FMAX IS',FMAX)

        IF(PROPS(1).LT.0.0) THEN
            CALL ZWRITE1(' THE M EXPONENT',DM)
            CALL ZWRITE1(' THE REFERENCE STRAIN RATE',DE0)
        ENDIF

        WRITE(6,1004)

        CALL ZWRITE1(' THE ANALYSIS ID IS',PROPS(1))
        CALL ZWRITE1(' THE F0 IS',PROPS(2))
        CALL ZWRITE1(' THE FN IS',PROPS(3))

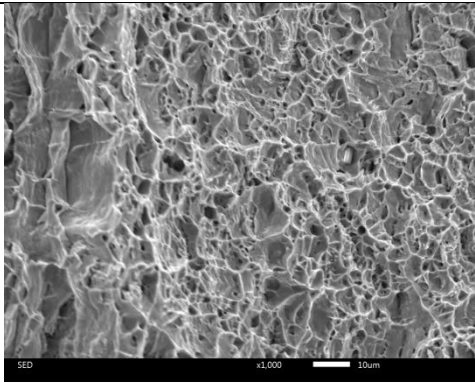
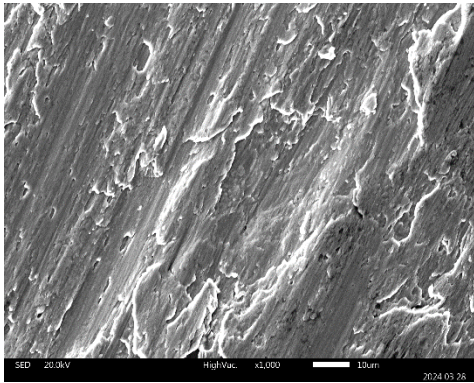
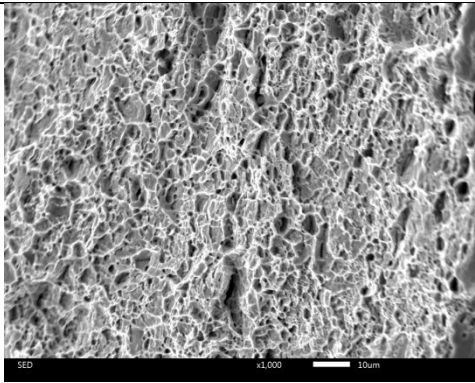
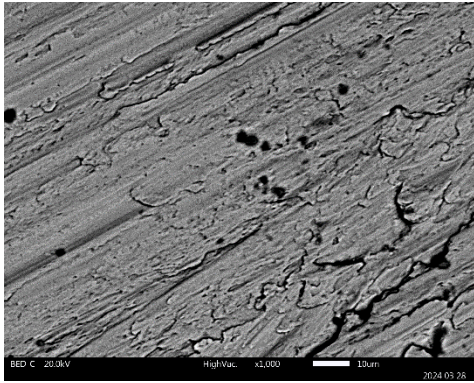
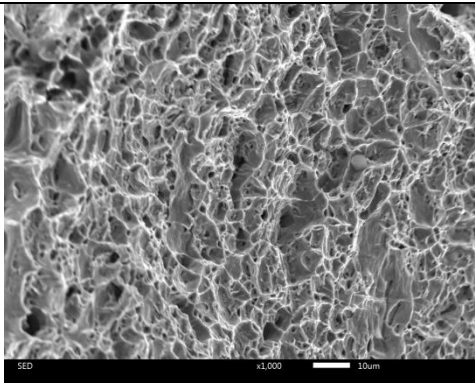
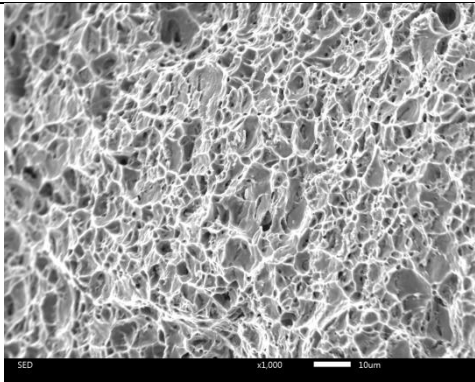
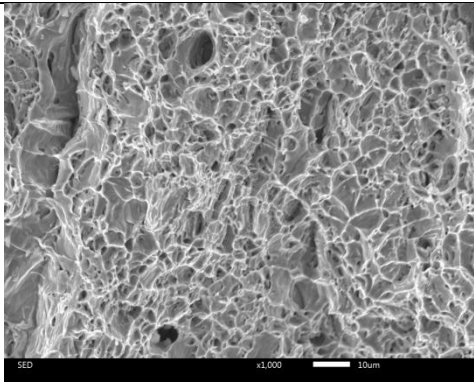
```

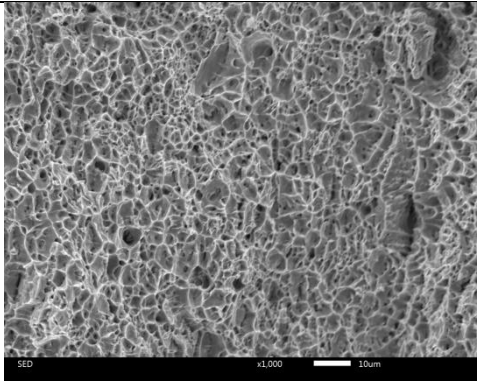
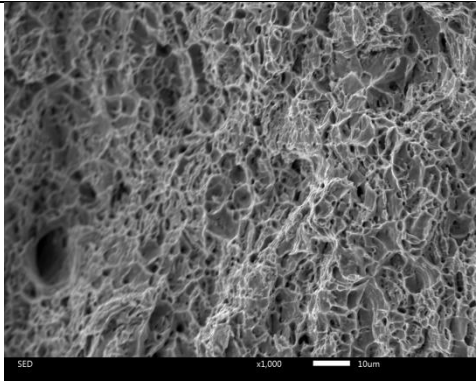
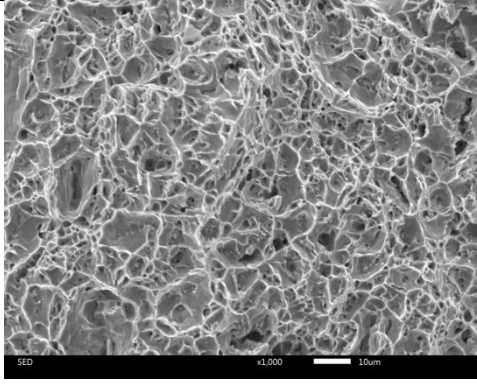
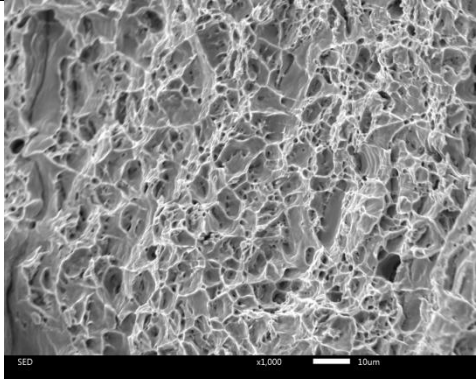
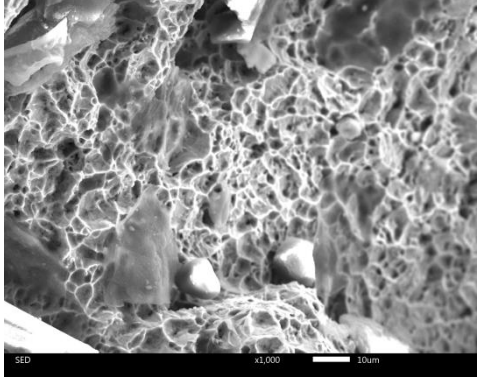
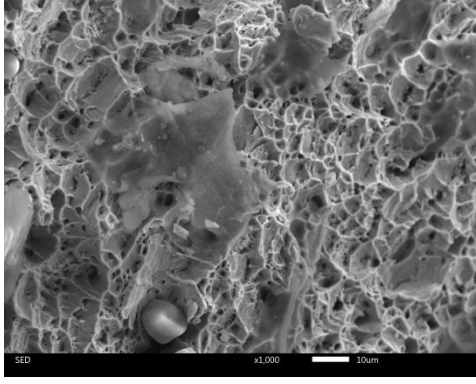
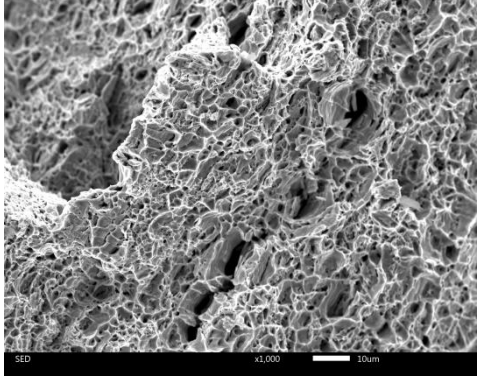
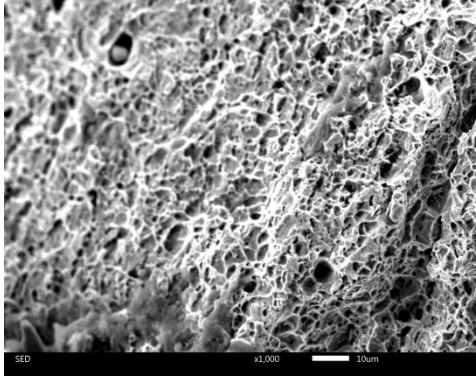

DICTIONARY for Fortran code

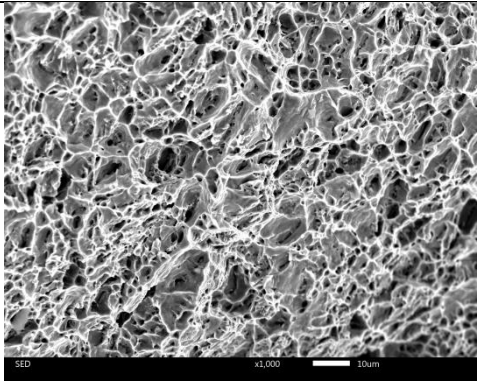
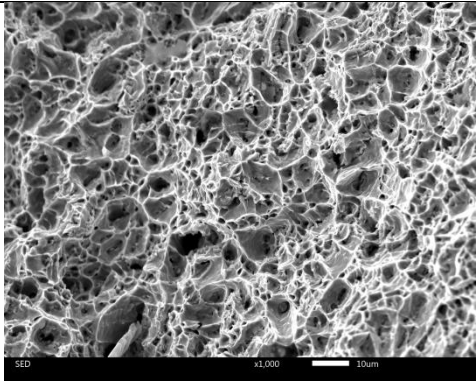
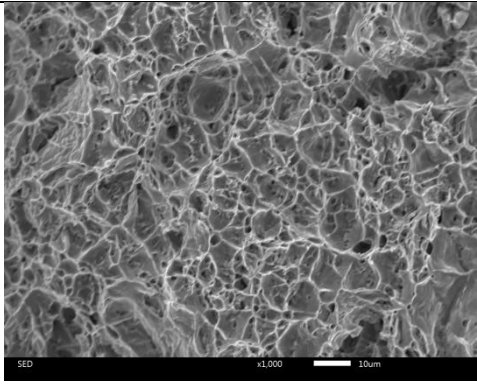
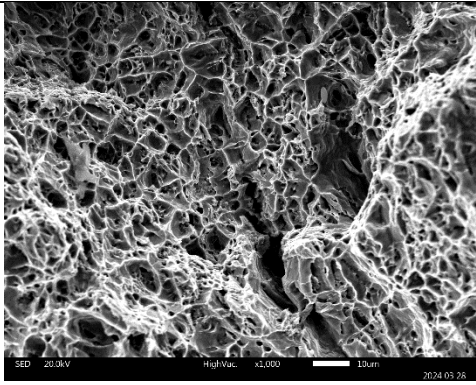
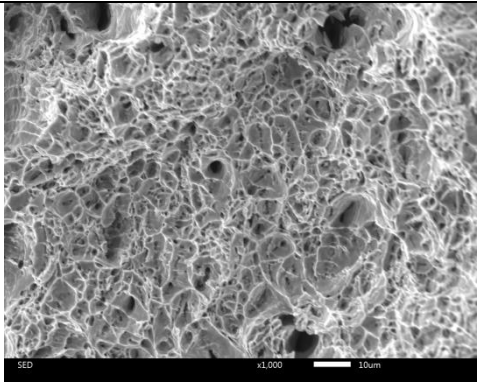
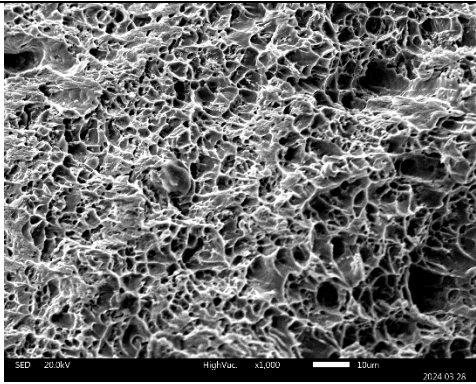
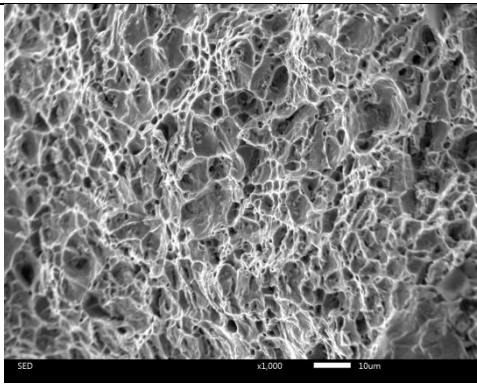
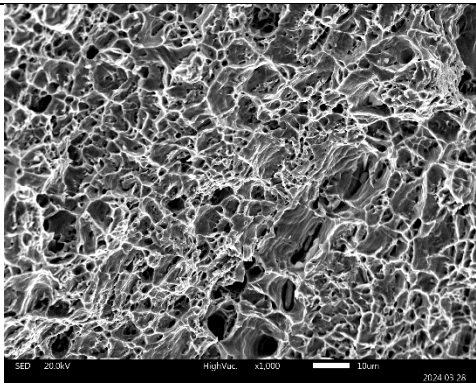
SSE	Specific elastic strain energy
SPD	Specific plastic disipation
SCD	Specific creed energy
RPL	Total strain
DDSDDE	The elastic stiffness matrix (Jacobian matrix)
DRPLDE	Strain increment
STRESS	Stresses (Cauchy stresses for finite deformation)
STRAN	Strains (logarithmic strain for finite deformation)
STATEV	Solution dependent state variables
DSTRAN	Increments of strains
CMNAME	Name given in the MATERIAL option
NDI	Number of direct stress components
NSHR	Number of engineering shear stress components
NTENS NDI+NSHR	Size of the stress or strain component array
NSTATV	Number of solution-dependent state variables that are associated with material type
NPROPS	User-defined number of material constants associated with user material
PROPS(NPROPS)	User-specified array of material constants associated with user material
TIME(1)	Value of step time at the beginning of the current increment
STRESS(NTENS)	Stress array at the beginning of the increment
DDSDDE(NTENS,NTENS)	Jacobian matrix of the constitutive model
STATEV(NSTATV)	Array containing the solution-dependent state variables
STRAN(NTENS)	Array containing the total strains at the beginning of the increment
DSTRAN(NTENS)	Array of strain increments

ПРИЛОГ 2

SEM слике површине лома епрувета од S235JR челика са свих 7 локација у оквиру ове студије.

Oznaka uzorka	SEM – uvećanje 1000x	Oznaka uzorka	
E2		Е-неполомљена епрувета (BED-C, SED)	
E3			
E5			
A2		AF2	

A4		AF3	
A6		AF6	
SSI-1		SSII-1	
SSI-4		SSII-3	

SSI-5		SSII-5	
MP1		EF1	
MP3		EF3	
MP6		EF5	

БИОГРАФИЈА АУТОРА

Јелена Стефановић је рођена 4.10.1985. године у Лесковцу. Основну школу „Десанка Максимовић“ завршила је у Грделици, а потом „Гимназију“ у Лесковцу.

Грађевинско-архитектонски факултет у Нишу уписала је 2004. године, где је 2010. године дипломирала са просечном оценом 8,65 одбранивши дипломски рад под насловом "Бетонска конструкција вишеспратног стамбеног објекта" на Катедри за материјале и конструкције, са оценом 10,0.

По завршетку студија уписала се на докторске студије Грађевинског факултета у Београду. Положила је све испите предвиђене програмом докторских студија са просечном оценом 9,75.

У периоду од фебруара 2011. ради као пројектант сарадник, а од 2014. и као одговорни пројектант у Институту за рударство и металургију у Бору у Сектору за инжењеринг и пројектовање. Током овог периода стекла је практична искуства у пројектовању и извођењу челичних и бетонских конструкција у индустрији, како у земљи, тако и у иностранству. Од јануара 2012. године одлуком Научног већа Института за рударство и металургију у Бору, изабрана је у звање истраживач сарадник.

Као аутор и коаутор до сада је публиковала око 20 радова на домаћим и међународним скуповима. Највећим делом, ови радови представљају резултат реализације научно-истраживачких задатака обављених у оквиру активности Института за рударство и металургију у Бору, односно током учешћа у научно истраживачком и технолошком пројекту Министарства за науку и технолошки развој, број 37001, са темом: Утицај рударског отпада из РТБ-а Бор на загађење водотокова са предлогом мера и поступака за смањење штетног дејства на животну средину.

Јелена Стефановић у досадашњој пракси има више од 50 пројеката, техничких контрола пројеката и техничких пријема објеката. Кандидат се служи енглеским језиком. Користи компјутерске програме од општег и стручног значаја. Удата је и мајка једног детета. Живи у Београду.

Изјава о ауторству

Име и презиме аутора _____ Јелена Стефановић _____

Број индекса _____ 901/2011 _____

Изјављујем

да је докторска дисертација под насловом

Редукција носивости челичних елемената услед развоја корозије у агресивним срединама

- резултат сопственог истраживачког рада.
- да дисертација у целини ни у деловима није била предложена за стицање
- друге дипломе према студијским програмима других високошколских установа.
- да су резултати коректно наведени.
- да нисам кршио/ла ауторска права и користио/ла интелектуалну својину других
- лица.

У Београду, _____.

Потпис аутора

Изјава о истоветности штампане и електронске верзије докторског рада

Име и презиме аутора _____ Јелена Стефановић _____

Број индекса _____ 901/2011 _____

Студијски програм _____ Грађевинарство _____

Наслов рада Редукција носивости челичних елемената услед развоја корозије у агресивним срединама _____

Ментор _____ Проф. др Зоран Мишковић _____

Изјављујем да је штампана верзија мог докторског рада истоветна електронској верзији коју сам предао/ла ради похрањивања у **Дигиталном репозиторијуму Универзитета у Београду**.

Дозвољавам да се објаве моји лични подаци везани за добијање академског назива доктора наука, као што су име и презиме, година и место рођења и датум одбране рада.

Ови лични подаци могу се објавити на мрежним страницама дигитане Библиотеке, у електронском каталогу и у публикацијама Универзитета у Београду.

У Београду, _____.

Потпис аутора

Изјава о коришћењу

Овлашћујем Универзитетску библиотеку „Светозар Марковић“ да у Дигитални репозиторијум Универзитета у Београду унесе моју докторску дисертацију под насловом:

Редукција носивости челичних елемената услед развоја корозије у агресивним срединама

која је моје ауторско дело.

Дисертацију са свим прилозима предао/ла сам у електронском формату погодном за трајно архивирање.

Моју докторску дисертацију похрањену у Дигиталном репозиторијуму Универзитета у Београду и доступну у отвореном приступу могу да користе сви који поштују одредбе садржане у одабраном типу лиценце Креативне заједнице (Creative Commons) за коју сам се одлучио/ла.

1. Ауторство (CC BY)
2. Ауторство – некомерцијално (CC BY-NC)
3. Ауторство – некомерцијално – без прерада (CC BY-NC-ND)
4. Ауторство – некомерцијално – делити под истим условима (CC BY-NC-SA)
5. Ауторство – без прерада (CC BY-ND)
6. Ауторство – делити под истим условима (CC BY-SA)

(Молимо да заокружите само једну од шест понуђених лиценци.

Кратак опис лиценци је саставни део ове изјаве).

У Београду, _____.

Потпис аутора

- 1. Ауторство.** Дозвољаваће умножавање, дистрибуцију и јавно саопштавање дела, и прераде, ако се наведе име аутора на начин одређен од стране аутора или даваоца лиценце, чак и у комерцијалне сврхе. Ово је најслободнија од свих лиценци.
- 2. Ауторство – некомерцијално.** Дозвољаваће умножавање, дистрибуцију и јавно саопштавање дела, и прераде, ако се наведе име аутора на начин одређен од стране аутора или даваоца лиценце. Ова лиценца не дозвољава комерцијалну употребу дела.
- 3. Ауторство – некомерцијално – без прерада.** Дозвољаваће умножавање, дистрибуцију и јавно саопштавање дела, без промена, преобликовања или употребе дела у свом делу, ако се наведе име аутора на начин одређен од стране аутора или даваоца лиценце. Ова лиценца не дозвољава комерцијалну употребу дела. У односу на све остале лиценце, овом лиценцом се ограничава највећи обим права коришћења дела.
- 4. Ауторство – некомерцијално – делити под истим условима.** Дозвољаваће умножавање, дистрибуцију и јавно саопштавање дела, и прераде, ако се наведе име аутора на начин одређен од стране аутора или даваоца лиценце и ако се прерада дистрибуира под истом или сличном лиценцом. Ова лиценца не дозвољава комерцијалну употребу дела и прерада.
- 5. Ауторство – без прерада.** Дозвољаваће умножавање, дистрибуцију и јавно саопштавање дела, без промена, преобликовања или употребе дела у свом делу, ако се наведе име аутора на начин одређен од стране аутора или даваоца лиценце. Ова лиценца дозвољава комерцијалну употребу дела.
- 6. Ауторство – делити под истим условима.** Дозвољаваће умножавање, дистрибуцију и јавно саопштавање дела, и прераде, ако се наведе име аутора на начин одређен од стране аутора или даваоца лиценце и ако се прерада дистрибуира под истом или сличном лиценцом. Ова лиценца дозвољава комерцијалну употребу дела и прерада. Слична је софтверским лиценцама, односно лиценцама отвореног кода.