



UNIVERSITATEA **POLITEHNICA** DIN BUCUREȘTI

Școala Doctorală  
Știința și Ingineria Materialelor

Departamentul Știința Materialelor Metalice, Metalurgie Fizică

Nr. Decizie Senat din

# TEZĂ DE DOCTORAT

## \*Rezumat\*

REZISTENȚA LA COROZIUNE A  
ÎMBINĂRILOR SUDATE REALIZATE DIN OȚELURI  
INOXIDABILE AUSTENITICE 304 ȘI 316L

CORROSION RESISTANCE FOR  
WELDED JOINTS WHICH ARE MADE OF 304 AND 316L  
AUSTENITIC STAINLESS STEEL

**Autor:** Drd. Ing. Alaa Abou Harb

**Conducător științific:** Prof. Dr. Ing. Ion Ciucă

### COMISIA DE DOCTORAT

Președinte	Prof. Univ. Habil. Dr. Ing. Antoniac Vasile Iulian	De la	Universitatea POLITEHNICA din București
Conducător de doctorat	Prof. Univ. Dr. Ing. Ion Ciucă	De la	Universitatea POLITEHNICA din București
Referent	Prof. Univ. Dr. Ing. Corneliu Munteanu	De la	“Gh. Asachi” Universitatea TEHNICĂ din Iași
Referent	Prof. Univ. Dr. Ing. Mircea Țierean	De la	Universitatea “TRANSILVANIA” din Brașov
Referent	Prof. Univ. Dr. Ing. Ghiban Brândușa	De la	Universitatea POLITEHNICA din București

București, 2020



## CUPRINS

	(Rezumat: R; Teză: T)	R	T
Mulțumiri .....		4	
INTRODUCERE.....		6	
1. PREZENTARE GENERALĂ A COROZIUNII, A TIPURILOR SALE ȘI A PROTECȚIEI ÎMPOTRIVA ACESTEIA.....		8	1
1.1. PREZENTAREA GENERALĂ A COROZIUNII.....		8	1
1.2. COROZIUNEA OȚELURILOR INOXIDABILE.....		8	3
1.3. TIPURI DE COROZIUNE.....		9	4
1.3.1. După mediul de coroziune.....		9	4
1.3.2. După mecanismul coroziunii.....		9	4
1.3.3. După apariția coroziunii metalului.....		9	4
1.4. FORMA COROZIUNII.....		9	4
1.5. CONTROLUL COROZIUNII.....		9	11
2. SUDAREA OȚELURILOR INOXIDABILE AUSTENITICE 304 ȘI 316L, TIPURI DE SUDARE ȘI EFECTELE ACESTORA ASUPRA COROZIUNII.....		10	21
2.1. PROCESUL DE SUDARE A OȚELURILOR INOXIDABILE AUSTENITICE 304 ȘI 316L.....		10	22
2.2. INFLUENȚA DIVERȘILOR FACTORI ASUPRA ALIAJELOR SUDABILITĂȚII 304 ȘI 316L.....		10	28
2.2.1. Efectul componentelor de aliere.....		10	28
2.2.2. Efectul elementelor in zona de sudură.....		10	29
2.2.3. Efectul elementelor de aliere.....		10	29
2.2.4. Efectul elementelor de aliere asupra structurii sudate.....		11	29
2.2.5. Proprietățile de sudare ale 304 și 316L.....		11	29
3. COMPORTAREA LA COROZIUNE FISURANTĂ SUB TENSIUNE A OȚELURILOR INOXIDABILE SUDATE.....		12	31
3.1. ENVIRONMENTS AFFECTING STRESS CORROSION CRACKING.....		12	32
3.1.1. Mediul cu halogenuri.....		12	32
3.1.2. Medii cu temperatură ambientală.....		12	32
3.1.3. Medii apoase la temperatură mare, presiune înaltă.....		12	32
3.1.4. Mediul cu sulfuri .....		13	33
3.1.5. Mediul caustic.....		13	33
3.2. EFECTUL COMPOZIȚIEI CHIMICE ASUPRA COROZIUNII FISURANTE SUB TENSIUNE.....		13	33
3.2.1. Efectul elementelor de aliere.....		13	33
3.2.2. Coroziunea fisurantă sub tensiune (SCC) a tipurilor de oțel 304 și 316L		14	34
3.3. EFECTUL LIMITEI DE GRĂUNTE ASUPRA COROZIUNII FISURANTE SUB TENSIUNE.....		14	34
3.4. EFECTUL TENSIUNILOR REZIDUALE ASUPRA COROZIUNII FISURANTE SUB TENSIUNE.....		15	35
3.4.1. Tensiunea de sudare.....		15	35
3.5. EFECTUL HIDROGENULUI ÎN SCC (FRAGILIZAREA CU HIDROGEN)		16	36
4. STUDIU EFECTELOR UNOR TIPURI DE SUDARE ASUPRA PROPRIETĂȚILOR MECANICE ALE OȚELURILOR INOXIDABILE 304 ȘI 316L...		17	37
4.1. CERCETARE EXPERIMENTALĂ.....		17	37
4.2. PROCEDURI EXPERIMENTALE.....		17	37

4.2.1. Materiale.....	17	37
4.2.2. Testarea la tracțiune.....	18	38
4.2.3. Testarea la duritate.....	19	48
4.3. CONCLUZII.....	21	57
<b>5. STUDIU AL EFECTULUI PROCEDEULUI DE SUDARE TIG ASUPRA COMPORTAMENTULUI LA COROZIUNE AL ALIAJELOR 304 ȘI 316L ÎN SOLUȚIE DE CLOR.....</b>	<b>23</b>	<b>60</b>
5.1. MATERIALE ȘI METODE.....	23	60
5.2. TESTAREA LA COROZIUNE.....	24	61
5.3. REZULTATE SEM/ EDX.....	28	85
5.3.1. Microscop cu scanare de electroni (SEM) .....	28	85
5.3.2. Epruvetele.....	28	86
5.3.2.1. Oțeluri inoxidabile austenitice 304 & 316L în soluție 6%CaCl <sub>2</sub> .....	28	86
5.3.2.2. Oțeluri inoxidabile austenitice 304 & 316L în soluție 6%MgCl <sub>2</sub> .....	30	94
5.3.2.3. Oțeluri inoxidabile austenitice 304 & 316L în soluție 6%FeCl <sub>3</sub> .....	32	102
5.4. CONCLUZII.....	34	110
<b>6. STUDIUL EFECTULUI PROCEDEULUI DE SUDARE ASUPRA COMPORTĂRII LA COROZIUNE ÎN SOLUȚIE SALINĂ A EPRUVETELOR ÎNDOITE ÎN FORMĂ DE (U) DIN OȚEL INOXIDABIL 316L ȘI 304.....</b>	<b>35</b>	<b>111</b>
6.1. MATERIALE ȘI METODE.....	35	111
6.2. TESTAREA LA COROZIUNE.....	37	113
6.2.1. Evaluarea comportamentului la coroziune a oțelurilor inoxidabile austenitice 304 și 316L sudate prin TIG.....	37	113
6.2.2. Discuția rezultatelor testului de coroziune.....	40	121
6.3. REZULTATE SEM.....	41	122
6.3.1. Epruvetele U-L316L & U-L304.....	41	122
6.3.2. Epruvetele U-LIGF316L & U-LIGF304.....	41	123
6.3.3. Epruvetele U-LIGV316L & U-LIGV304.....	42	125
6.4. REZULTATE EDX.....	43	132
6.4.1. Epruveta U-LTIGF316L.....	43	132
6.4.2. Epruveta U-LTIGF304.....	44	132
6.5. CONCLUZII.....	45	133
<b>7. CONCLUZII GENERALE ȘI DIRECȚII VIITOARE DE CERCETARE.....</b>	<b>47</b>	<b>135</b>
7.1. CONCLUZII GENERALE.....	47	135
7.2. DIRECȚII DE CERCETARE ULTERIOARĂ.....	50	138
7.3. DISEMINAREA REZULTATELOR.....	51	139
7.3.1. Lucrări publicate.....	51	139
7.3.2. Participări la conferințe internaționale.....	52	140
<b>BIBLIOGRAFIE SELECTIVĂ.....</b>	<b>53</b>	<b>141</b>



## Mulțumiri

La sfârșitul acestei etape din viața mea, aș dori să le mulțumesc celor care m-au îndrumat sau mi-au oferit sprijinul în timpul tezei de doctorat.

Mulțumiri cordiale și recunoștință specială coordonatorului de doctorat, prof. Dr. Ing. CIUCĂ Ion, de la Universitatea Politehnică din București, pentru timpul valoros, pentru sfaturile științifice importante, dar și pentru îndrumarea competentă și permanentă în elaborarea acestei teze de doctorat. Îi mulțumesc pentru sprijinul acordat în elaborarea și prezentarea lucrărilor la conferințele internaționale.

Aș dori să-mi exprim mulțumirile speciale pentru sfaturi și mai ales pentru încrederea pe care mi-au acordat-o pe parcursul studiilor mele de doctorat, prof. Dr. ing. GHIBAN Brândușa, Conf. Univ. dr. ing. GHEORGHE Dan, Ș.l. dr. ing. TRANTE Octavian, Ș.l. dr. ing. Vasile Ion Mihai și As. dr. ing. CIOCOIU Robert de la Facultatea de Științe și Inginerie a Materialelor din cadrul Universității Politehnica din București. Mulțumesc pentru sprijinul acordat accesului la echipamente și instalații experimentale de care am avut nevoie în partea experimentală a tezei.

Mulțumesc președintelui comitetului de doctorat, prof. Univ. habil. Dr. Vasile Iulian Antoniac, și distinșilor referenți oficiali prof. Univ. dr. ing. Corneliu Munteanu de la Universitatea Tehnică din Iași, prof. Dr. ing. Mircea Tierean de la Universitatea Transilvania din Brașov și prof. Dr. ing. Brândușa Ghiban de la Universitatea Politehnică din București, pentru onoarea acordată revizuirii acestei lucrări.

Acest rezumat al tezei de doctorat nu ar fi fost complet fără ajutorul esențial al Dr. Ing. Roxana-Alexandra GHEȚA, de la Universitatea Politehnică din București. Îi mulțumesc pentru timpul, ajutorul și sfaturile științifice prețioase.

Cu recunoștință și dragoste, dedic această teză iubitei mele soții Ing. Ranim Fakher, care a fost alături de mine, mi-a arătat afecțiune și răbdare, dar și părinților, Muneer și Linda, și fraților mei, Ing. Hassan Abou Harb, Dani Abou Harb, Ing. Ashraf Abou Harb și Rawad Abou Harb, care m-au susținut din toate punctele de vedere în această perioadă.

*Autorul*

**București, 2020**



## INTRODUCERE

Pagina intitulată Mulțumiri exprimă recunoștința autorului față de cei care au contribuit, într-o măsură sau alta, la susținere și suport moral necesare ducerii la bun sfârșit a elaborării tezei de doctorat.

În Introducere sunt prezentate ale problematicii coroziunii la oțeluri inoxidabile austenitice, obiectivele tezei de doctorat precum și structura generală a acesteia.

Alegerea temei a izvorât din necesitatea completării continue a datelor referitoare la oțelurile inoxidabile austenitice de tip 304 și 316L, atât în ceea ce privește structura și proprietățile acestor oțeluri influențate de procedurile de sudare, cât și în ceea ce privește comportarea la coroziune electrochimică a diferitelor tipuri de suduri, în medii clorurate.

Teza de doctorat este împărțită în șapte capitole și organizată în două părți: studiu teoretic și cercetare experimentală.

**Prima parte** a prezentei teze de doctorat se intitulează "**Noțiuni generale privind procesul de coroziune a oțelurilor inoxidabile austenitice**" și cuprinde un amplu studiu documentar destinat acestei clase de materiale metalice, fiind constituit din trei capitole.

**Primul capitol**, se intitulează "**Sinteză asupra coroziunii, tipurilor de coroziune și a metodelor de protecție anticorozivă**" și prezintă succint principalele fenomene de coroziune specifice oțelurilor inoxidabile, face o clasificare a formelor de coroziune, a metodelor de măsurare a vitezei de coroziune, precum și a procedurilor de protecție anticorozivă, incluzând problematica fenomenelor de coroziune, controlul coroziunii prin metode de acoperire a suprafețelor, precum și prin protecție anodică și catodică.

**Capitolul al doilea**, se intitulează "**Sudarea oțelurilor inoxidabile austenitice 304 și 316L, tipuri de sudare și efectul asupra coroziunii**". Sunt prezentate succint șapte tipuri de sudură, într-o prezentare grafică corectă și concisă, precum și modul în care influențează diferiți factori (elementele de aliere, fie asupra materialului de bază, fie asupra cordonului de sudură și a zonei influențate termic), comportarea la sudare a oțelurilor inoxidabile austenitice 304 și 316L.

**Capitolul al treilea** se intitulează "**Comportarea la coroziune fisurantă sub tensiune a oțelului inoxidabil sudat**". După ce sunt prezentați factorii care pot determina coroziunea fisurantă sub tensiune, sunt prezentate principalele medii corozive (halide, temperatura, medii apoase la temperaturi și presiuni ridicate, sulfurile și mediile caustice), precum și efectul compoziției chimice, a limitelor de grăunți, a hidrogenului și a tensiunilor reziduale asupra comportării la coroziune fisurantă sub tensiune.

**Partea a doua** a prezentei teze de doctorat se intitulează "**Experimentări, studii, analize, rezultate, interpretarea rezultatelor, concluziilor și diseminarea rezultatelor**" și cuprinde capitolele patru, cinci, șase și șapte, destinate rezultatelor cercetărilor experimentale proprii.

**Al patrulea capitol** este intitulat "Studiu al efectelor unor tipuri de sudare asupra proprietăților mecanice pentru foi de oțel inoxidabil austenitic 304 și 316L". Sunt prezentate programul experimental al acestor investigații, tipurile de material, încercări mecanice de tracțiune, **încercarea de sudare**, teste de duritate, prezentând în final rezultatele comparative asupra testelor de tracțiune și duritate. Se remarcă modul adecvat de prezentare a rezultatelor, într-o forma grafică corespunzătoare, sugestivă, fapt care a permis formularea unor concluzii



pertinente asupra comportării mecanice a îmbinărilor sudate din oțelurile inoxidabile austenitice investigate.

**Capitolul al cincilea**, se intitulează "**Studiu asupra efectului sudării WiG asupra comportării la coroziune în soluții clorurate a oțelurilor inoxidabile 304 și 316L**". sunt prezentate asemănător capitolului precedent, materialul și metodica de cercetare utilizate în cadrul acestor investigații, prezentând atât separat, cât și comparativ, rezultatele încercărilor de testare la potențiosstatul AUTOLAB asupra comportării la coroziune în soluții clorurate a diferitelor zone ale cordonului de sudură a oțelurilor inoxidabile austenitice 304 și 316L.

**Capitolul al șaselea**, se intitulează "**Studiu efectului sudării asupra comportării la coroziune în soluții saline a benzilor încovoiate în U din oțel inoxidabil 304 și 316L**". Sunt prezentate asemănător capitolului precedent, materialul și metodica de cercetare utilizate în cadrul acestor investigații, prezentând atât separat, cât și comparativ, rezultatele încercărilor de testare la coroziune la un potențiosstat model PARSTAT 4000, cu măsurarea variației potențialului de coroziune în timp, precum și prin construirea curbelor potențial-densitate de curent. Rezultatele sunt prezentate atât individual, pe tip de oțel, încercare și condiții de sudare, cât și comparative, lucru care facilitează evidențierea stării de rezistență la coroziune în detaliu. De asemenea, observațiile privind rezistența la coroziune electrochimică sunt completate de investigație la SEM, prezentate în aceeași manieră originală, cantitativ și calitativ, corelând cu aspectele macrostructurale, de la stereomicroscop. Investigațiile sunt completate cu imagini 3D, evidențiind aspectele cele mai reprezentative topografice ale suprafețelor corodate.

**capitolul al șaptelea**, destinat concluziilor cercetărilor experimentale. Sunt prezentate obiectivele principale ale tezei, Capitolul se încheie cu formularea unor direcții viitoare de cercetare.

**Bibliografia** însumează 94 titluri de autori și un număr de 18 adrese web accesate. Aspectele studiate, cercetate și interpretate sunt prezentate în cadrul lucrării prin 13 de tabele, două relații matematice și 196 figuri sub formă de scheme, grafice și fotografii. O parte din rezultatele cercetărilor teoretice și experimentale, au fost valorificate prin publicare și/ sau susținere în cadrul unor conferințe științifice naționale și internaționale.

**Anexele** atașate se referă la lista figurilor și lista tabelor.

## PARTEA I: STUDIU TEORETIC

### CAPITOLUL 1

#### 1. PREZENTARE GENERALĂ A COROZIUNII, A TIPURILOR SALE ȘI A PROTECȚIEI ÎMPOTRIVA ACESTEIA

##### 1.1. PREZENTAREA GENERALĂ A COROZIUNII

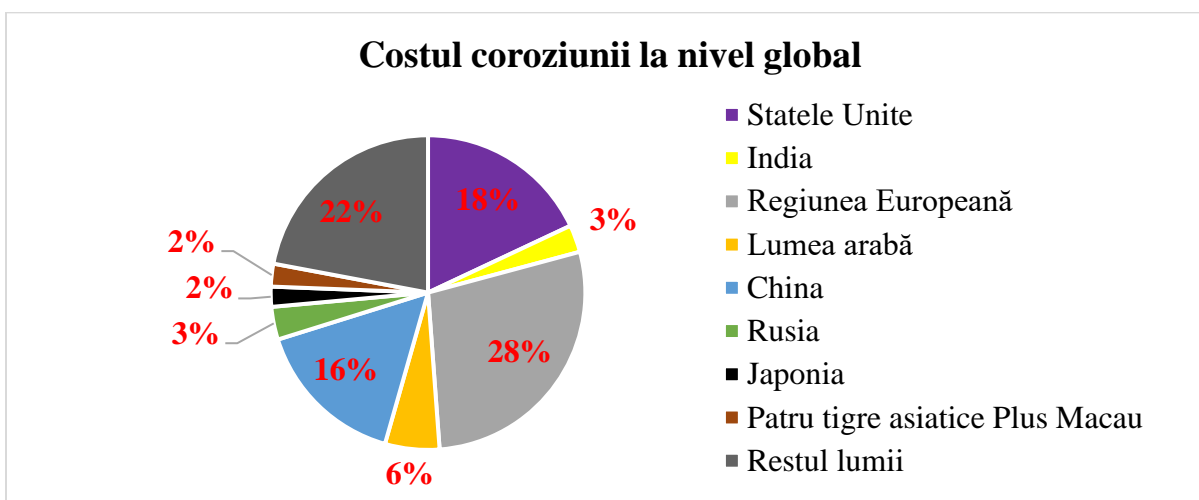
Este cunoscut pentru industriași că echipamentele nu rămân la fel atunci când intră în procese de fabricație. Poate fi expus degradării în timp, care poate dura ore, minute sau chiar secunde în funcție de condițiile de aplicare, dacă nu au fost studiate cu atenție.

În general, ultimele studii arată că coroziunea este cea mai importantă problemă cu care se confruntă sectoarele publice și industriale mondiale.

Este o degradare a unui metal prin modificări electrochimice care apar în prezența mediului înconjurător, toate acestea ducând la o modificare a proprietăților mecanice ale metalului.

Acest raport economic confirmă faptul că prin controlul puțului de coroziune, putem economisi până la 35% din costul coroziunii, echivalentul a 875 miliarde de dolari. [2]

Figura 1.1 indică graficul costului global al coroziunii în întreaga lume; se observă că raportul mai mare dintre costul coroziunii este în SUA, regiunea europeană și China. Observațiile sunt contrare în cazul Japoniei, care are un raport mai mic.



**Fig. 1.1** Costul coroziunii la nivel global

##### 1.2. COROZIUNEA OȚELURILOR INOXIDABILE

Ultimele studii arată că oțelul inoxidabil se caracterizează prin rezistență la coroziune, dar nu este imun la apariția coroziunii, iar acest lucru depinde de medii și specificațiile acestora (compoziția chimică a mediilor de coroziune și specificațiile elementelor care sunt prezente în ele).

Deci, coroziunea oțelurilor inoxidabile poate fi împărțită în coroziune în medii umede (coroziune apoasă) și coroziune la temperaturi ridicate (coroziune gazoasă). [1]

De obicei, coroziunea începe prin următorii pași:

1. Interacțiunea dintre metalul de bază și mediul coroziv.
2. Creșterea stratului de oxidare și pătrunderea acestuia în metalul de bază. [4]

### 1.3. TIPURI DE COROZIUNE

Ultimele studii indică faptul că coroziunea este cauzată de interacțiunea dintre metalul de bază și mediul înconjurător. Prin urmare, există multe tipuri de coroziune care se referă la forma coroziunii, iar aceste tipuri multiple duc la diferite forme de deteriorare a proprietăților mecanice ale metalului de bază. [5]

Există mai multe tipuri de coroziune, ca urmare a oxidării.

#### 1.3.1. După mediul de coroziune

Conform acestui fapt, coroziunea poate fi împărțită în două tipuri: uscată și umedă. Prin urmare, este necesar să existe un lichid sau o umiditate la coroziunea de tip umed; exemplul care este comun pentru acest tip este coroziunea oțelului inoxidabil în apă.

În schimb, tipul uscat nu necesită prezența de lichide sau umiditate. De obicei, apare la temperaturi ridicate, așa cum se întâmplă în unele coșuri de fum. [4]

#### 1.3.2. După mecanismul coroziunii

Coroziunea este împărțită în două tipuri:

- Coroziunea chimică: distrugerea metalului se întâmplă ca urmare a interacțiunii directe cu mediul înconjurător care nu este un electrolit.
- Coroziune electrochimică: se întâmplă în mediul electrolitelor care înconjoară întregul metal sau parțial și asta este rezultatul reacțiilor electrochimice de pe suprafața metalului. [4]

#### 1.3.3. După apariția coroziunii metalului

Coroziunea este împărțită în două tipuri:

- coroziune uniformă: Rata de coroziune este egală pe suprafața metalului în ansamblu.
- coroziune localizată: coroziunea este concentrată în zone specifice pentru metal. [4]

### 1.4. FORMA COROZIUNII

Ultimele studii arată că structurile metalice se corodează în moduri diferite, iar asta depinde de proprietățile metalului, de mediul coroziunii și de condițiile de lucru (variații ale temperaturii, contactul cu un alt metal, existența oxigenului și a vibrațiilor). Deci, se pot alege principalele tipuri de coroziune care ne avantajează să cunoaștem forma de coroziune care poate apărea pentru oțelul inoxidabil, și care poate fi următoarea: coroziune uniformă; coroziune galvanică; coroziune fisurantă; pitting; coroziune fisurantă sub tensiune; coroziune intergranulară.

### 1.5. CONTROLUL COROZIUNII

Există numeroase modalități de a controla și împiedica coroziunea, dar pentru un singur proces practic special, există doar câteva modalități specifice în care pot fi aplicate. Prin urmare, primul lucru pe care trebuie să-l facă un inginer este să identifice toate modalitățile prin care poate da rezultate mai bune în ceea ce privește reducerea vitezei de coroziune și ținând cont de unghiul economic. [15] Cele mai frecvente metode de împiedicare a coroziunii sunt:

1. Luarea în considerare a proiectării tehnice adecvate și respectarea regulilor;
2. Controlul coroziunii prin acoperire;
3. Combaterea coroziunii prin protecție catodică și anodică;
4. Fata de coroziune folosind inhibitori de coroziune.

## CAPITOLUL 2

### 2. SUDAREA OȚELURILOR INOXIDABILE AUSTENITICE 304 ȘI 316L, TIPURI DE SUDARE ȘI EFECTELE ACESTORA ASUPRA COROZIUNII

#### 2.1. PROCESUL DE SUDARE A OȚELURILOR INOXIDABILE AUSTENITICE 304 ȘI 316L

Studiile de referință arată prezența a două metode pentru sudarea oțelului inoxidabil. Prima este sudarea prin fuziune, iar cea de-a doua este sudarea prin rezistență. Totuși, cea mai obișnuită metodă este sudarea prin fuziune între electrod și piesa care trebuie sudată.

Prin generarea unui arc electric cu o tensiune mare, sudarea prin fuziune este împărțită în mai multe tipuri, fiecare tip este diferit de celălalt în modul în care generează arcul electric.

Aceste tipuri sunt: sudarea cu arc metalic ecranat (SMAW); Sudarea cu arc de wolfram (GTAW) sau (TIG); Sudarea cu arc metalic cu gaz (GMAW) sau sudarea MIG/ MAG; Sudarea cu arc scufundat (SAW); Sudarea cu arc plasmatic (PAW); Sudarea cu fascicul de electroni (EW); Sudarea cu fascicul laser (LW).

#### 2.2. INFLUENȚA DIVERȘILOR FACTORI ASUPRA SUDABILITĂȚII ALIAJELOR 304 ȘI 316L

##### 2.2.1. Efectul componentelor de aliere

Pe baza studiilor realizate în acest domeniu, se remarcă existența a două tipuri de elemente care formează ferita (cum ar fi cromul, molibdenul, siliciul și niobiul) sau care formează austenita (cum ar fi nichelul, manganul, carbonul), și azot, în funcție de schimbările de temperatură.

Efectele acestor elemente asupra naturii zonei de sudare pot fi mari, așa cum s-a arătat în studiile anterioare. [30]

##### 2.2.2. Efectul elementelor în zona de sudură

Ultimele studii arată că cel mai important element din oțelul inoxidabil de sudare este cromul, care tinde să se unească cu oxigenul și carbonul, deci trebuie luat în considerare în timpul sudării oțelului inoxidabil.

În ceea ce privește celelalte elemente, de asemenea, au efect asupra proprietăților oțelului sudat, oxigenul din aer se leagă de metalul topit pentru a forma un strat gros de oxid.

Carbonul interacționează cu cromul și aceasta poate duce la carburizare. Acest proces reduce rezistența la coroziune din metalul sudat. Hidrogenul provoacă porozitate în zona de sudare, în timp ce cuprul și plumbul pot duce la fragilitatea metalului de bază. [37]

##### 2.2.3. Efectul elementelor de aliere

Studiile au relevat faptul că oțelul este format din elemente de aliere care sunt aluminiu, siliciu, sulf, fosfor, seleniu, nichel, mangan și molibden. Acestea provoacă efecte asupra metalului de bază, de exemplu, prezența siliciului conduce metalul să se topească și să-l facă să curgă mai mult. Sulf, fosfor și seleniu sunt adăugate la oțel pentru a îmbunătăți proprietățile mecanice, dar aceasta duce la scăderea sudabilității și la creșterea porozității. [37]

#### **2.2.4. Efectul elementelor de aliere asupra structurii sudate**

Ultimele studii arată că este posibilă controlarea structurii oțelului inoxidabil prin componentele de bază ale elementelor aliajelor care sunt utilizate în aliaj. Acestea ajută la stabilizarea austenitei, care este importantă pentru menținerea rezistenței metalului după sudare. Elementele care ajută la stabilirea austenitei sunt cromul, molibdenul și nichelul, carbonul, azotul și manganul. [37]

#### **2.2.5. Proprietățile de sudare ale 304 și 316L**

Ultimele studii arată că, în timpul sudării oțelului inoxidabil, temperatura metalului atinge niveluri care afectează structura cristalului din zona de sudare a elementelor, toate afectând forma finală de sudare, proprietățile mecanice și rezistența la coroziune pe care se bazează o serie de factori, inclusiv conținutul de aliaj, grosimea și materialele de umplere a metalelor etc.

Există însă trei zone principale care determină zona de sudare: regiunea care conține metalul de sudare și metalul de bază, zona de influență termică și zona afectată sau nu de căldura din materialul de bază. [37]

## CAPITOLUL 3

### 3. COMPORTAREA LA COROZIUNE FISURANTĂ SUB TENSIUNE A OȚELURILOR INOXIDABILE SUDATE

#### 3.1. ENVIRONMENTS AFFECTING STRESS CORROSION CRACKING

Mediile care provoacă coroziunea fisurantă sub tensiune (SCC) a oțelurilor inoxidabile austenitice sunt împărțite în mai multe tipuri care sunt detaliate mai jos:

- mediu cu halogenuri;
- medii de temperatură ambientală;
- medii apoase de înaltă temperatură la presiune ridicată;
- mediu cu sulfuri;
- mediu caustic.

##### 3.1.1. Mediul cu halogenuri

Ultimele studii au arătat că halogenurile sunt mediile care afectează semnificativ materialele și provoacă SCC. Ionii de clorură sunt cei mai eficienți ioni în comparație cu ionii de bromură, fluor și iod.

Ionii de clor provoacă coroziunea fisurantă sub tensiune transgranular; un studiu a arătat că SCC are loc pentru oțel inoxidabil 316 și 304 în soluție de bromură de litiu 55% la (120 °C - 140 °C) în 388 h la valori PH de 6 până la 8, testate la o sarcină mare aplicată de 426 MPa, dar a prezentat mai puțin SCC în condițiile unui PH de 11,6. [60]

Studiile au arătat că se pot utiliza soluții de fierbere pentru a testa susceptibilitatea la SCC, de exemplu clorură de magneziu, clorură de sodiu și clorură de calciu.

Cele mai agresive soluții sunt clorura de magneziu și clorura de calciu, în comparație cu clorura de sodiu. Prin urmare, rata creșterii fisurilor în soluția de clorură 22% în fierbere pentru oțelurile inoxidabile de tip 304/ 304L a fost de 10-8 m/s. [61]

În studiul nostru experimental, vom folosi teste de îndoire pentru a determina SCC pentru oțel inoxidabil austenitic 304 și 316L în soluție de halogenuri.

##### 3.1.2. Medii cu temperatură ambientală

Unul dintre cele mai agresive medii la temperatura ambientală este mediul litoral care determină SCC transgranular. [62][63]

Oțelul inoxidabil de tip 304L este supus SCC într-o soluție apoasă la temperatura camerei peste noapte.

Ultimele studii au arătat că oțelurile inoxidabile austenitice au fost supuse SCC în soluție de vapori de acid clorhidric la -4 °C. [63]

La fel ca și oțelurile inoxidabile austenitice expuse la SCC la temperatura ambientală în mediul marin. [64]

##### 3.1.3. Medii apoase la temperatură mare, presiune înaltă

Se știe că oțelul inoxidabil este supus SCC într-un mediu apos la temperaturi ridicate.

De asemenea, crește potențialul electrochimic din oțelul inoxidabil. [65][66][67]

Cercetările au arătat că adăugarea de azot poate crește dimensiunea fisurilor în 304L în proporție de 20%. [68]

Creșterea locală în vârfurile fisurilor de oxidare este motivul SCC într-un mediu apos la temperaturi ridicate. [69][70]

Aparent, oxidarea pe vârfurile fisurilor duce la oxidarea cromului și la formarea unei zone bogate în nichel pe pereții fisurilor, în timp ce centrele fisurilor rămân umplute cu fier. Apoi, s-a observat mai târziu, că stratul format al cromului are aceeași densitate ca epruvetele prelevate din reactoarele cu apă clocotită.

De asemenea, a fost descoperit în oțelul 304, prezența unui strat de crom cu densitate mai mică, ceea ce duce la observarea faptului că stratul pasiv este scăzut. [71]

#### 3.1.4. Mediul cu sulfuri

Un studiu a arătat apariția coroziunii sub substanța izolatoare SCC datorită prezenței sulfului în conductele de gaz de tipul 304L.

Verificările au arătat apariția coroziunii în etape (mecanismul formării coroziunii), acordat cu SCC intergranular și SCC transgranular, care a fost format pe suprafețele externe și interne.

Observăm că toate acestea s-au întâmplat din cauza existenței sulfului care pornește de la suprafața internă a tubului, în exteriorul suprafeței sale exterioare sub substanțele izolatoare. Deteriorarea a avut loc pe suprafața externă care a fost supusă SCC.

Toate acestea se încadrează în ceea ce se numește „coroziune sub izolare”. [72]

#### 3.1.5. Mediul caustic

Se știe că anumite concentrații de substanțe caustice la o anumită temperatură determină SCC în oțelurile inoxidabile. [73]

Substanțele chimice (cum ar fi hidroxidul de sodiu care produce sodă caustică) și industriile petrochimice pot produce substanțe caustice care provoacă SCC. Studiile au arătat că SCC are loc în prezența sodei caustice la temperaturi apropiate de 100 °C. [74]

Acest lucru poate fi împiedicat să apară prin adăugarea de fosfat care împiedică formarea substanțelor caustice. [75]

Mai mult, adăugarea de crom [76] și clorură [77] în mediul de lucru poate preveni SCC cu substanțe caustice.

### 3.2. EFECTUL COMPOZIȚIEI CHIMICE ASUPRA COROZIUNII FISURANTE SUB TENSIUNE

#### 3.2.1. Efectul elementelor de aliere

Cercetări recente au arătat că, creșterea raportului de nichel din oțelul inoxidabil austenitic își crește rezistența la SCC într-un mediu cu clor. [78][79]

De asemenea, într-o altă cercetare, s-a dezvăluit că siliciul este util pentru a crește rezistența la SCC într-un mediu cu clor. Acest rezultat a fost dovedit după aplicarea testelor de coroziune în soluție clorură de magneziu clocotită. [80]

S-a verificat că siliconul adăugat la aliaj, crește rata de creștere a fisurilor într-un mediu apos la temperatură ridicată, acest lucru se datorează probabil formării siliciului și tendinței sale de dezintegrare în astfel de medii. [81]

Mai mult, descoperim că efectul molibdenului din aliaji depinde de testul utilizat, unde testele cu clorură au arătat că molibdenul, la început scade rezistența la SCC, apoi o crește. [82]

Pe de altă parte, s-a constatat și în testele cu clorură de sodiu, că o dată cu creșterea nivelului de molibden, crește rezistența la SCC în oțelul inoxidabil austenitic [83]

### 3.2.2. Coroziunea fisurantă sub tensiune (SCC) a tipurilor de oțel austenitic 304 și 316L

Cel mai predispus la SCC este tipul 304 în soluție de clor, în special într-o soluție de clorură de sodiu clocotită. [84][85]

Tipul 316, nu a fost afectat după ce a fost expus la test în aceeași soluție timp de mai mult de 200 de ore și nu a prezentat SCC. Unul dintre studii a arătat, însă, un eșec al tipurilor 316 / 316L și 304 / 304L la 42% clorură de magneziu care fierbe. [86]

Principala diferență pe care am observat-o între tipurile 304 / 304L, 316 / 316L este adăugarea a 2-3% molibden în ultimul tip. Am observat, de asemenea, că conținutul de nichel în 316 este mai mare decât în 304 și că conținutul ridicat de molibden și nichel în 316 / 316L, își mărește rezistența la SCC în comparație cu tipul 304 / 304L. [87]



Fig. 3.1 Coroziune fisurantă sub tensiune pe o țevă din oțel inoxidabil [1]

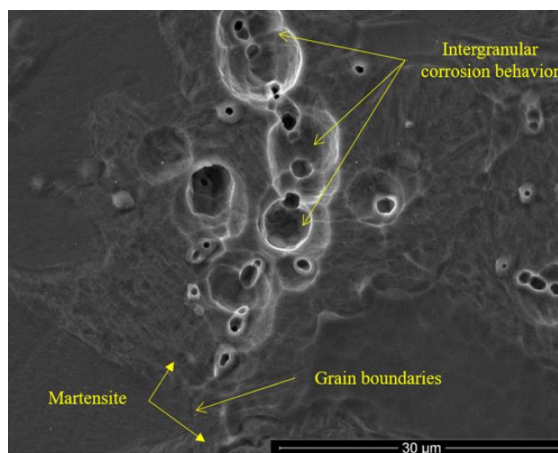


Fig. 3.2 Coroziune intergranulară a unui oțel inoxidabil feritic [88]

### 3.3. EFECTUL LIMITEI DE GRĂUNTE ASUPRA COROZIUNII FISURANTE SUB TENSIUNE

Este cunoscut faptul că oțelul inoxidabil conține limite de grăunți care sunt considerate rezistente la sensibilizare și, prin urmare, rezistente la coroziunea fisurantă sub tensiune intergranulară. Acest lucru pare evident după aplicarea tratamentelor termice asupra acestuia.

De asemenea, a fost dezvăluit că tendința de sensibilizare a oțelului inoxidabil poate fi crescută pe măsură ce limitele aleatorii devin mai mari.

Un studiu a arătat o rezistență ridicată a limitelor granulare la coroziunea fisurantă intergranulară sub tensiune într-o soluție de clorură clocotită.



Este de menționat aici faptul că limitele granulare, indiferent dacă au fost aleatorii sau speciale, ar putea schimba sau afecta sensibilizarea și, ca urmare, are loc coroziunea fisurantă sub tensiune intergranulară. De asemenea, a fost dezvăluit că fisurile cresc peste limitele aleatorii, dar nu și pe zonele cu limite regulate. [89]

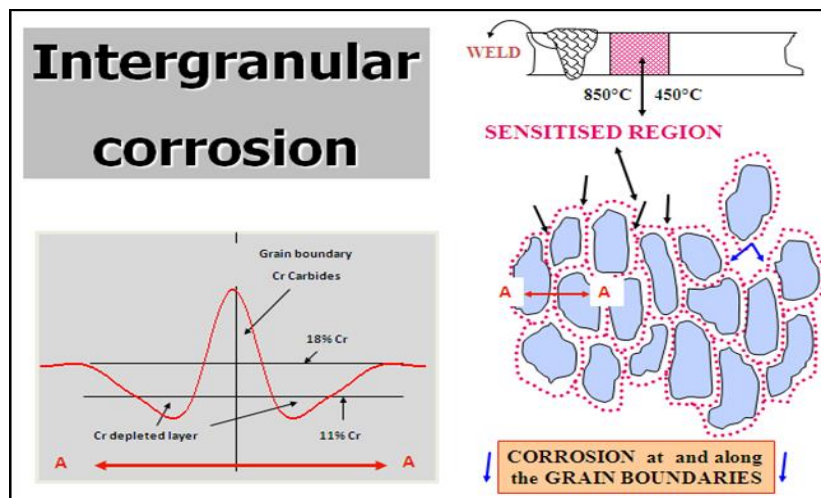


Fig. 3.3 Coroziune intergranulară [90]

### 3.4. EFECTUL TENSIUNILOR REZIDUALE ASUPRA COROZIUNII FISURANTE SUB TENSIUNE

Se știe că, coroziunea fisurantă sub tensiune, provoacă efectele de tensiune reziduale, care sunt stabile în general, unde descoperim că aceste solicitări sunt mai mici decât tensiunea cu randament plastic, dar sunt suficiente pentru a produce randament local. Toate aceste rezultate depind de o înțelegere completă a motivului pentru care filmul pasiv se prăbușește în zona care este sub tensiune.

Iar valoarea mai scăzută a tensiunii reziduale provoacă coroziunea fisurantă sub tensiune, se află sub nivelul de randament microscopic și aceasta este în prezența fluxurilor de materiale. [91]

#### 3.4.1. Tensiunea de sudare

Este cunoscut faptul că tehnica de sudare provoacă tensiuni reziduale în oțelul inoxidabil, iar creșterea temperaturii corespunzătoare unei viteze reduse de descărcare în oțelul inoxidabil este cauza principală pentru deteriorarea nivelului de solicitare reziduală în procesul de sudare. Bazinul de sudare se răspândește pe măsură ce temperatura crește, în timp ce descărcarea termică scăzută din oțelul inoxidabil lucrează la creșterea expansiunii materialului de bază sudat.

În timpul procesului de răcire, zona care înconjoară bazinul de sudură începe să se micșoreze, ceea ce duce la o sarcină suplimentară peste materialul de bază.

Mai mult, în ultima fază de răcire (200 -300 °C), observăm că zona care înconjoară bazinul de sudură suferă o solicitare maximă, astfel încât apare o distorsiune mare. Rata deformării plastice a fost de 20%. [92]

Această distorsiune plastică are loc la temperatura de la (200 -300 °C) fără nicio încărcare sau transformare în structura austenitică. Aceste distorsiuni provoacă coroziunea fisurantă intergranulară fără sensibilizare pentru oțel inoxidabil. [93]

Coroziunea fisurantă sub tensiune intergranulară are loc în apropierea zonei de fuziune care se numește zonă de influență termică. Aceasta poate fi atribuită sensibilizării în această zonă.

Într-un mediu care conține cloruri, coroziunea fisurantă sub tensiune are forma de fisură sub tensiune intergranulară.[94]

### 3.5. EFECTUL HIDROGENULUI ÎN SCC (FRAGILIZAREA CU HIDROGEN)

Se știe că hidrogenul se dizolvă în majoritatea materialelor. Este un atom foarte mic, astfel încât are capacitatea de pătrundere în structura de cristal a metalului. De exemplu, permeabilitatea hidrogenului din oțelul inox feritic seamănă cu pătrunderea sării în apa care este la temperatură normală.

Hidrogenul atacă zonele sub stres, ceea ce determină extinderea structurii metalice. Hidrogenul dizolvat ajută la fragilizarea metalului, ceea ce înseamnă că este ușor casant. Cu toate acestea, încrucișarea metalului are forma fie transgranulară, fie intergranulară. Fisurile pot crește într-un ritm foarte rapid de până la 1 mm/s.

Găurile dintre atomii metalici sunt mici. Canalele dintre ele sunt largi. Prin urmare, hidrogenul se propagă rapid, dar se dizolvă într-un ritm lent.

Dimpotrivă, în oțelul inoxidabil austenitic, structura de cristal a metalului are forma unui cub centrat pe față. Găurile dintre atomi sunt mari, dar canalele sunt mici.

Prin urmare, oțelul inoxidabil austenitic se poate fragiliza, dar în decursul anilor, în comparație cu oțelul inox feritic. Astfel, am ajuns la concluzia că oțelul inoxidabil austenitic are rezistență la efectele nocive ale hidrogenului. [95]

## PARTEA II : EXPERIMENTE, STUDII, ANALIZE, REZULTATE, INTERPRETAREA REZULTATELOR, CONCLUZII, DISEMINAREA REZULTATELOR

### CAPITOLUL 4

#### 4. STUDIU EFECTELOR UNOR TIPURI DE SUDARE ASUPRA PROPRIETĂȚILOR MECANICE ALE OȚELURILOR INOXIDABILE AUSTENITICE 304 ȘI 316L

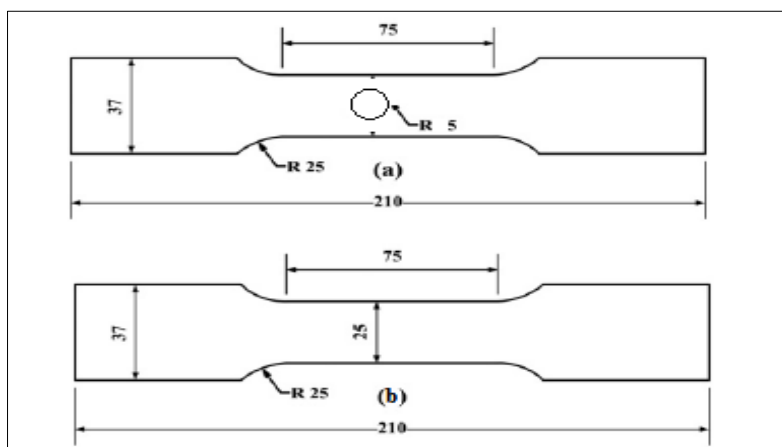
##### 4.1. CERCETARE EXPERIMENTALĂ

Scopul nostru a fost să observăm variații de caracteristici mecanice pe probele sudate care au fost testate anterior la tracțiune. Probele testate, tip oțel inox 304 și 316L, au fost obținute prin tăierea pe direcția longitudinală și transversală, în ceea ce privește direcția de rulare a plăcii de oțel, iar pe fiecare direcție, au fost testate două exemplare: unul în care a fost executată o gaură de 5 mm și un exemplar complet.

**Figura 4.1** prezintă schemele probelor utilizate.

Din eșantioanele testate la tracțiune, regiunile „gâtuite” au fost tăiate și restul epruvetelor s-au sudat prin utilizarea a două metode: TIG și MMAW, apoi s-au testat din nou la tracțiune.

Rezultatele ne-au permis să comparăm caracteristicile mecanice și să găsim regiuni solicitate pe eșantioanele de testare și să decidem care metodă ar fi cea mai convenabilă..



**Fig. 4.1** Probele de tracțiune utilizate în cercetare: epruvete complete și epruvete cu o gaură centrală de 5 mm

##### 4.2. PROCEDURI EXPERIMENTALE

###### 4.2.1. Materiale

Din foi,  $2000 \times 1000 \times 3$  mm, s-au tăiat probe standard de tracțiune paralele și perpendiculare pe direcția de rulare folosind un laser, iar pe unele exemplare, a fost executată o gaură cu o rază de 5 mm folosind o mașină de găurit convențională pentru a imita un defect.

Materialele folosite au fost foi de oțel inoxidabil 304 și 316L, de 3 mm grosime.



Compozițiile chimice ale aliajelor sunt prezentate în **tabelul 4.1**.

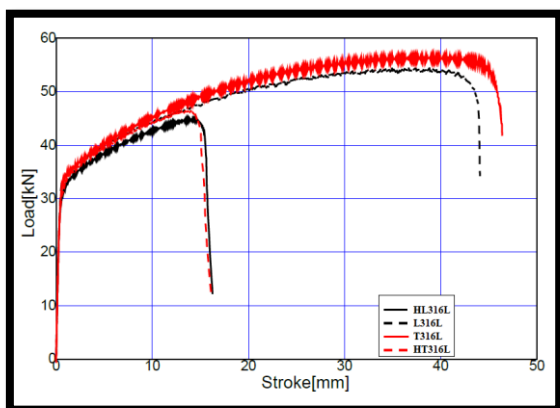
**Table. 4.1 Compoziția chimică a aliajelor (wt. %).**

AISI	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
304	0.018	0.369	1.84	0.014	0.0007	18.29	8.3	0.328	0.415
316L	0.018	0.406	1.88	0.019	0.0029	17.04	9.55	1.85	0.391

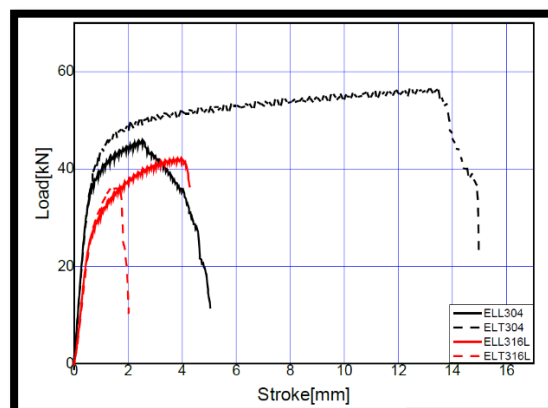
#### 4.2.2. Testarea la tracțiune

Încercarea la tracțiune a fost realizată în două etape, după cum urmează:

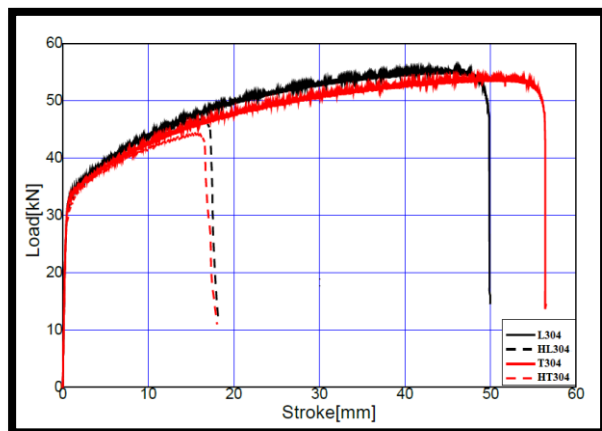
Prima etapă	A 2-a etapă
<p>probele de tracțiune standard și probele care conțin defecte au fost testate înainte de sudare</p> 	<p>regiunea „gâtuită” a fost îndepărtată cu ajutorul unui cuțit metalografic și restul epruvetelor au fost sudate împreună, utilizând TIG și MMAW</p> 
<p><b>Fig. 4.2</b> Probele de tracțiune standard din oțeluri inoxidabile austenitice AISI 303 și AISI 316L după testarea la tracțiune: (A) T316L; (B) HT316L; (C) L316L; (D) HL316L; (E) T304; (F) HT304; (G) L304; (H) HL304</p>	<p><b>Fig. 4.3</b> Probele sudate, după testarea la tracțiune: (A) ELT304; (B) ELL304; (C) TIGHT304; (D) TIGHL304; (E) ELL316L; (F) ELT316L; (G) TIGHL316L; (H) TIGHT316L</p>
<p><b>Încărcarea - curbele de deplasare ale epruvetelor inițiale</b></p>	<p><b>Încărcarea - curbele de deplasare ale epruvetelor secundare</b></p>



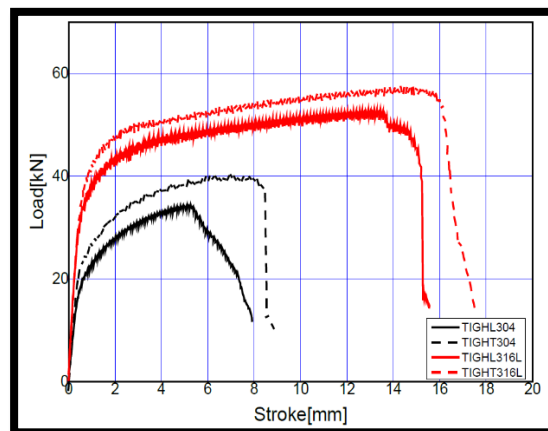
**Fig. 4.4** Curbele de tracțiune pentru 316L



**Fig. 4.5** Curbele de tracțiune pentru probele sudate, fără găurile centrale: ELL304; ELL304; ELT316L; și ELL316L



**Fig. 4.6** Curbele de tracțiune pentru 304



**Fig. 4.7** Curbele de tracțiune pentru probele sudate, cu găuri centrale: TIGHT304; TIGHL304; TIGHT316L; și TIGHL316L

#### 4.2.3. Testarea la duritate

Testul de duritate Rockwell a fost realizat în două etape, după cum urmează:

Prima etapă	A 2-a etapă
Probele de tracțiune nesudate au fost testate după încercarea la tracțiune	Probele de tracțiune sudate au fost testate după încercarea la tracțiune
Curbele epruvetelor inițiale după testarea la tracțiune	Curbele epruvetelor secundare după testarea la tracțiune

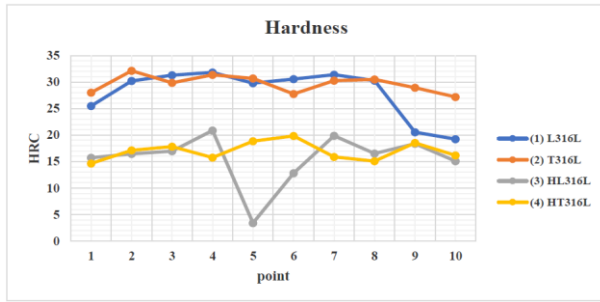


Fig. 4.8 Curbele durității pentru probele 316L

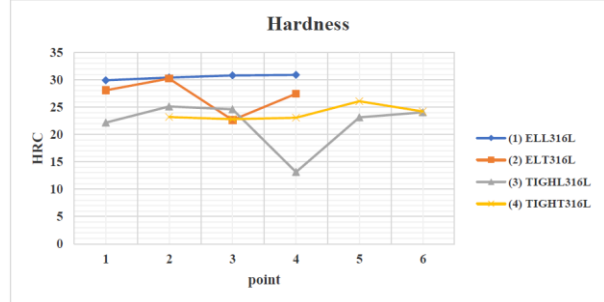


Fig. 4.9 Curbele durității pentru probele 316L

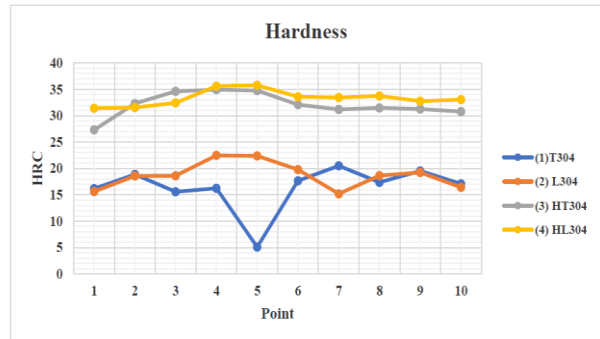


Fig. 4.10 Curbele durității pentru probele 304

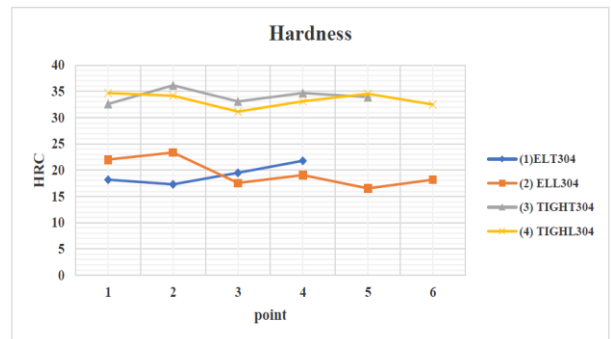


Fig. 4.11 Curbele durității pentru probele 304

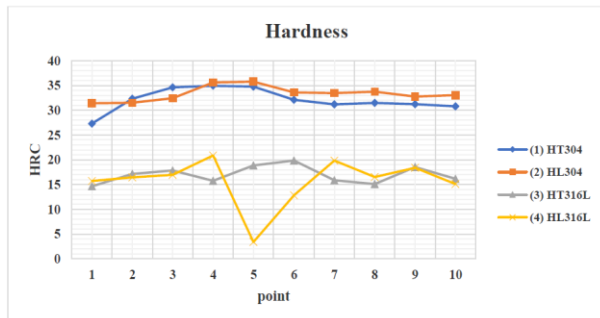


Fig. 4.12 Curbele durității pentru probele 304 și 316L

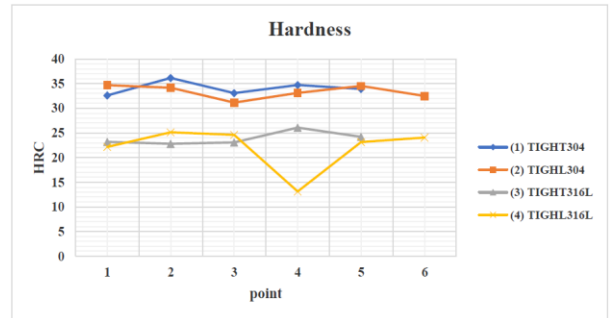


Fig. 4.13 Curbele durității pentru probele 304 și 316L

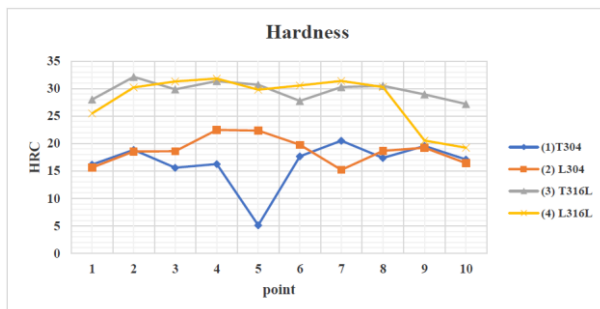


Fig. 4.14 Curbele durității pentru probele 304 și 316L

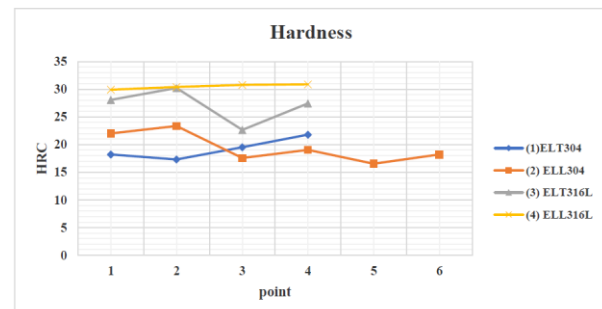


Fig. 4.15 Curbele durității pentru probele 304 și 316L

#### 4.3. CONCLUZII

În această cercetare, au fost utilizate două tipuri de oțel inoxidabil austenitic: (316L și 304) pentru a compara proprietățile mecanice, cum ar fi duritatea și proprietățile de tracțiune.

Opt epruvete de tracțiune au fost pregătite pentru fiecare aliaj, după cum urmează:

- Două probe de tracțiune pentru determinarea efectului orientării de tăiere asupra proprietăților mecanice

- Două probe de tracțiune pentru determinarea efectului defectelor asupra proprietăților mecanice.

- Două probe obișnuite sunt sudate prin tehnica MMAW pentru a determina efectul WWAW asupra proprietăților mecanice.

- Două probe cu defecte au fost sudate prin tehnica TIG pentru a determina efectul TIG asupra proprietăților mecanice atunci când există defecte.

Următoarele concluzii au fost obținute prin rezultatele studiului experimental, după cum urmează:

Pentru probele din Grupa A (T304, L304, HT304, și HL304):

Conform proprietăților de tracțiune, s-a observat că cele mai bune probe sunt, în următoarea ordine: L304, T304, HL304 și HT304.

În funcție de proprietățile de duritate: s-a observat o creștere a durității pentru eșantioanele cu defecte (HT304, HL304) și aceasta, prin efectuarea unei comparații cu probele obișnuite (T304, L304).

În funcție de efectul defectelor, s-a înregistrat faptul că existența defectelor a crescut proprietățile de duritate și a scăzut proprietățile de tracțiune.

Conform orientărilor probelor, s-a observat o creștere a proprietăților de tracțiune pentru L304, prin compararea acesteia cu T304, dar nu s-au înregistrat diferențe de proprietăți de duritate.

Pentru probele din Grupa B (T316L, L316L, HT316L, și HL316L):

Conform proprietăților de tracțiune, s-a observat că cele mai bune probe sunt, în următoarea ordine: T316L, L316L, HL316L și HT316L.

Conform proprietăților de duritate, s-a observat o creștere a durității pentru probele obișnuite (T316L, L316L), prin compararea lor cu eșantioanele cu defecte (HL316L, HT316L).

În funcție de efectul defectelor, s-a înregistrat faptul că existența defectelor a scăzut proprietățile de tracțiune și duritatea.

Conform orientărilor probelor, s-a observat creșterea proprietăților de tracțiune pentru T316L, în comparație cu L316L, dar nu s-au înregistrat diferențe de proprietăți de duritate.

Pentru probele din Grupa C (ELT304, ELL304, TIGHT304, și TIGHL304):

Conform proprietăților de tracțiune, s-a observat că cele mai bune probe sunt, în următoarea ordine: ELT304, ELL304, TIGHT304 și apoi TIGHL304.

Conform proprietăților de duritate, s-a observat o creștere a durității pentru probele cu defecte care au fost sudate TIG (TIGHT304, TIGHL304), în comparație cu probele obișnuite care au fost sudate MMAW (ELT304, ELL304).

Conform procesului de sudare, sudarea TIG a crescut proprietățile de duritate și a scăzut proprietățile de tracțiune. Dimpotrivă, sudarea MMAW a crescut proprietățile de tracțiune și a scăzut proprietățile de duritate.

Pentru probele din Grupa D (ELT316L, ELL316L, TIGHT316L și TIGHL316L):

Conform proprietăților de tracțiune, s-a observat că cele mai bune probe sunt, în următoarea ordine: TIGHT316L, TIGHL316L, ELL316L, apoi ELT316L.

Conform proprietăților de duritate, s-a observat o creștere a durității pentru probele obișnuite care au fost sudate MMAW (ELT316L, ELL316L), în comparație cu probele cu defecte care au fost sudate TIG (TIGHL316L, TIGHT316L).

Conform procesului de sudare, sudarea MMAW a crescut proprietățile de duritate și a scăzut proprietățile de tracțiune. Dimpotrivă, sudarea TIG a crescut proprietățile de tracțiune și a scăzut proprietățile de duritate.

Pentru probele din Grupa E (T304, L304, T316L, și L316L):

Conform proprietăților de tracțiune, nu s-au înregistrat diferențe în ceea ce privește proprietățile de tracțiune.

Conform proprietăților de duritate, eșantioanele (L316L, T316L) au proprietăți de duritate mai bune decât probele (T304, L304).

Pentru probele din Grupa F (HT304, HL304, HT316L, și HL316L):

Conform proprietăților de tracțiune, nu au fost înregistrate diferențe în ceea ce privește proprietățile de tracțiune.

Conform proprietăților de duritate, eșantioanele (HT304, HL304) au proprietăți de duritate mai bune decât probele (HL316L, HT316L).

Conform efectului defectelor, s-a observat că atunci când au existat defecte, comportamentul aliajului 304 a fost mai bun decât cel al aliajului 316L.

Pentru probele din Grupa G (ELT304, ELL304, ELT316L, și ELL316L):

Conform proprietăților de tracțiune, s-a observat o creștere a rezistenței la tracțiune pentru probele care au fost sudate MMAW (ELT304, ELL304), prin comparație cu eșantioanele care au fost sudate MMAW (ELL316L, ELT316L).

Conform proprietăților de duritate, s-a înregistrat faptul că probele (ELL316L, ELT316L) au proprietăți de duritate mai bune decât probele (ELT304, ELL304).

Conform procesului de sudare folosind tehnica MMWA, s-a observat că probele (ELT304, ELL304) au proprietăți de tracțiune mai bune decât probele (ELL316L, ELT316L).

Pentru probele din Grupa H (TIGHT304, TIGHL304, TIGHT316L, și TIGHL316L):

Conform proprietăților de tracțiune, s-a observat o creștere a rezistenței la tracțiune pentru probele care au fost sudate TIG (TIGHL316L, TIGHT316L), în comparație cu eșantioanele care au fost sudate TIG (TIGHT304, TIGHL304).

În conformitate cu proprietățile de duritate, probele (TIGHT304, TIGHL304) au proprietăți de duritate mai bune decât probele (TIGHL316L, TIGHT316L).

Conform procesului de sudare folosind tehnica TIG, s-a observat că probele (TIGHL316L, TIGHT316L) au proprietăți de tracțiune mai bune decât probele (TIGHT304, TIGHL304).



## CAPITOLUL 5

### 5. STUDIU AL EFECTULUI PROCEDEULUI DE SUDARE TIG ASUPRA COMPORTAMENTULUI LA COROZIUNE AL ALIAJELOR 304 ȘI 316L ÎN SOLUȚIE DE CLOR

#### 5.1. MATERIALE ȘI METODE

Scopul nostru a fost să observăm comportamentul coroziunii pe epruvete austenitice din oțel inoxidabil care au fost sudate prin tehnica TIG în soluții halogenate precum ( $\text{FeCl}_3$ ,  $\text{CaCl}_2$ , și  $\text{MgCl}_2$ ).

Eșantioanele testate, tip 304 și 316L din oțel inoxidabil, au fost obținute prin tăierea pe direcția longitudinală în ceea ce privește direcția de rulare a plăcii de oțel.

Materialul folosit a fost de 3mm grosime 304 și foi de oțel inoxidabil 316L. Compozițiile chimice ale aliajelor sunt prezentate în [tabelul 4.1](#).

Rezistența la tracțiune, limita de curgere, reducerea în zonă și alungirea materialului folosit sunt prezentate în [tabelul 5.1](#).

**Tabelul 5.1 Proprietățile mecanice ale AISI 316L și AISI 304**

AISI	Rezistența la tracțiune $R_m$ [MPa]	Limita de curgere $R_{p0.2}$ [MPa]	Elongația [%]	reducerea în zonă [%]
L304	760	425	45	68
L316L	774	458	41	70

Codificarea probelor reflect aliajul: 304 or 316L și orientarea probelor, L – longitudinală.

Din foi cu dimensiunile  $2000 \times 1000 \times 3$  mm, s-au tăiat epruvete de coroziune, paralele cu direcția de rulare cu ajutorul unui laser. Dimensiunile epruvetelor pentru cele două tipuri de AISI 304 și AISI 316L sunt  $200 \times 20 \times 3$  mm (două exemplare pentru fiecare tip). După aceea, fiecare două exemplare de același tip au fost sudate împreună prin tehnica TIG.

[Figura 5.1](#) indică epruvete de coroziune standard din oțel inoxidabil austenitic AISI 304 și AISI 316L.



**Fig. 5.1** Epruvete standard de coroziune AISI 304 și AISI 316L – oțeluri inoxidabile austenitice

Parametrii de sudare sunt prezentați în [tabelul 5.2](#).

**Tabelul 5.2 Parametrii de sudare utilizați**

Epruvete	Metoda de sudare	Curentul de sudare [A]	Gazul protector	Tensiunea de sudare (V)	Electrodul de sudare
<b>Epruvete întregi</b>					
<b>TIGL304</b>	TIG	80	Argon	20 - 24	308L
<b>TIGL316L</b>	TIG	80	Argon	20 - 24	316L

Codificarea epruvetelor reflectă procedeul de sudare utilizat, TIG – sudare cu electrod nefuzibil din tungsten și gaz inert, aliajul, 304 sau 316L, și orientarea epruvetelor, L – longitudinal.

Compoziția chimică a electrodului de sudare utilizat pentru epruvetele sudate, este prezentată în **Tabelul 5.3**. În timp ce probele 304 au fost sudate utilizând material de adaos ER308L, probele 316L au fost sudate utilizând material de adaos ER316L.

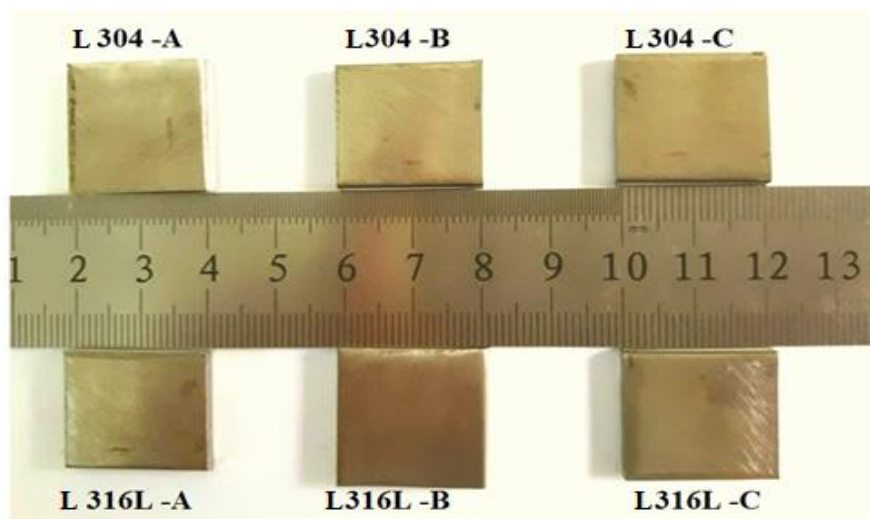
**Tabelul. 5. 3 Compoziția chimică a electrodului de sudare (W %) [34]**

<b>Compoziție chimică</b>									
	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	Cu
<b>ER308L</b>	0.03	19.5-22.0	9.0- 11.0	0.75	1.0 -2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	0.75
<b>ER316L</b>	0.03	18.0-20.0	11.0- 14.0	2.0-3.0	1.0-2.5	0.30-0.65	0.03	0.03	0.75

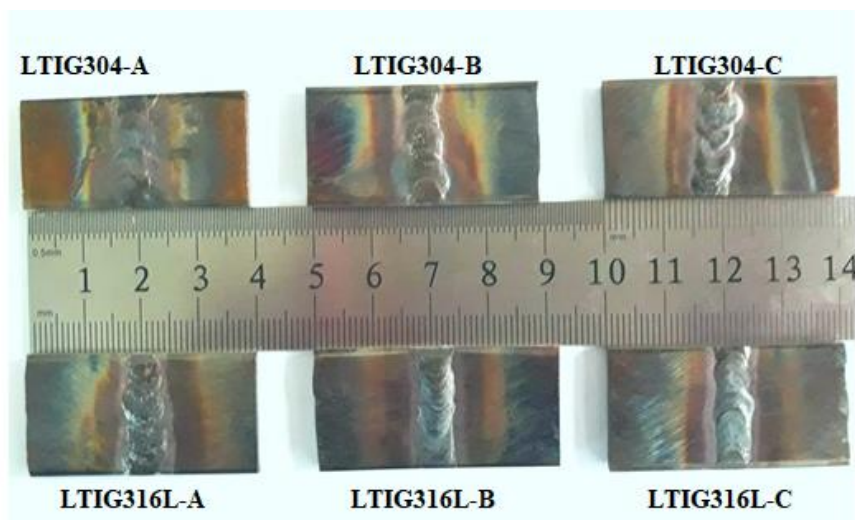
## 5.2. TESTAREA LA COROZIUNE

După sudarea TIG, epruvetele mici de coroziune au fost tăiate cu o mașină de debitat tradițională la rece, cu dimensiuni  $40 \times 20 \times 3$  mm pentru epruvete sudate și  $20 \times 10 \times 3$  mm pentru epruvete ne-sudate.

**Figura 5.2** indică epruvetele de coroziune care nu sunt sudate din oțel inoxidabil austenitic AISI 304 și AISI 316L, iar **figura 5.3** indică epruvetele de coroziune sudate din oțeluri inoxidabile austenitice AISI 304 și AISI 316L.



**Fig. 5.2** Epruvete ne-sudate din oțeluri inoxidabile austenitice AISI 304 și AISI 316L. Codificarea eșantionului reflectă numărul, A, B și C al probei



**Fig. 5.3** Epruvete sudate din oțeluri inoxidabile austenitice AISI 304 și AISI 316L. Codificarea eșantionului reflectă numărul, A, B și C al probei

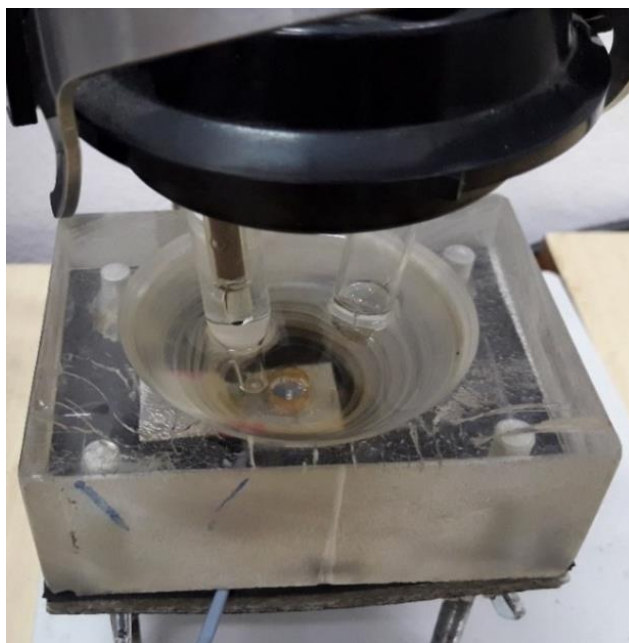
Pentru a efectua testele, am folosit o celulă de coroziune formată dintr-un electrod calomel saturat (SCE) (Ag / AgCl) - electrod de referință, un electrod de platină - contra electrod și un electrod de lucru format din exemplare care urmează să fie cercetate.

Testele au fost efectuate în clorură de calciu (6% CaCl<sub>2</sub>), clorură de magneziu (6% MgCl<sub>2</sub>) și clorură ferică (6% FeCl<sub>3</sub>), la 25 °C pe 19,625 mm<sup>2</sup> pentru fiecare zonă din exemplul din **figura 5.4**.

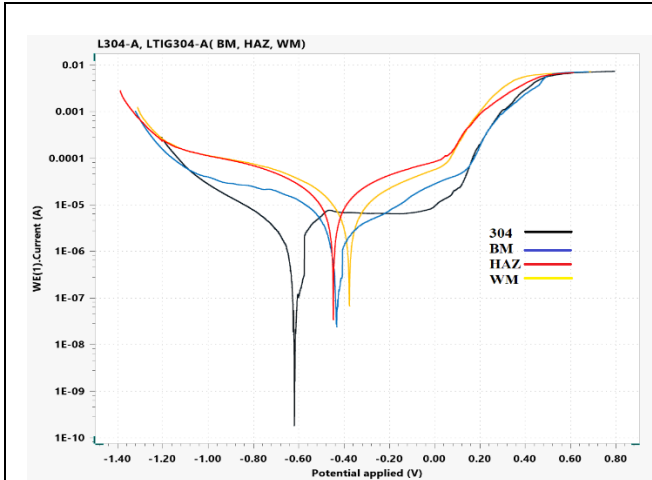
Înainte de efectuarea testelor, epruvetele au fost cufundate în electrolit până la stabilizarea potențialului unui circuit deschis (OCP).

Curbele de polarizare obținute după testele care au utilizat soluții de 6% CaCl<sub>2</sub>, 6% MgCl<sub>2</sub> și 6% FeCl<sub>3</sub> pentru probele 304 și 316L sunt prezentate în **Figurile 5.5 - 5.10**.

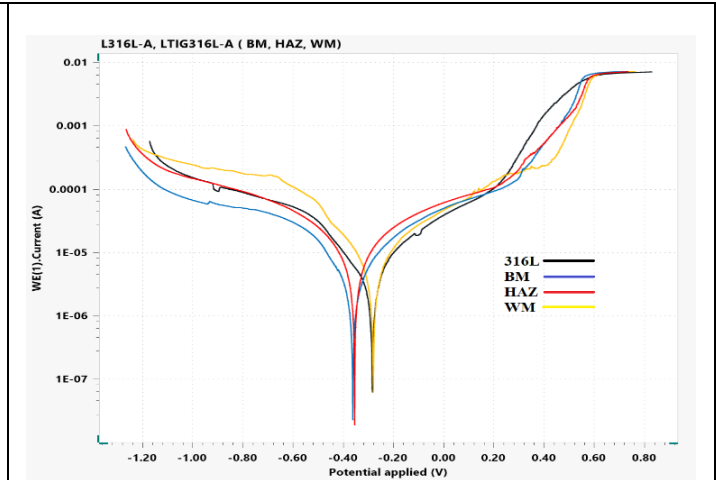
Comparația ratei de coroziune obținută din testele potențiodinamice care au utilizat soluții 6% CaCl<sub>2</sub>, 6% MgCl<sub>2</sub> și 6% FeCl<sub>3</sub> pentru probele 304 și 316L sunt prezentate în **Figurile 5.11 - 5. 13**.



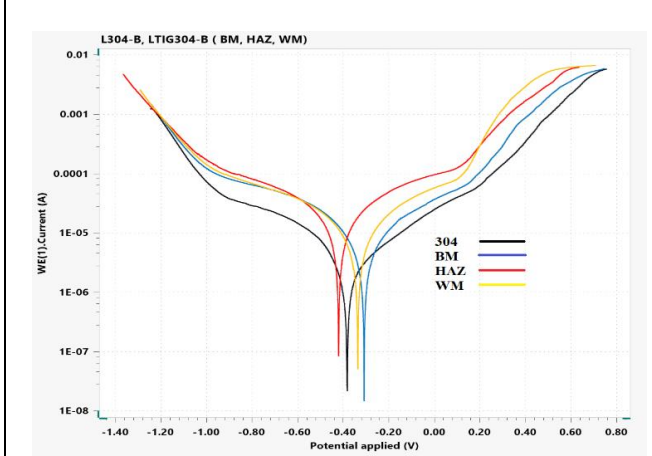
**Fig. 5.4** Zona în care s-a efectuat testul de coroziune



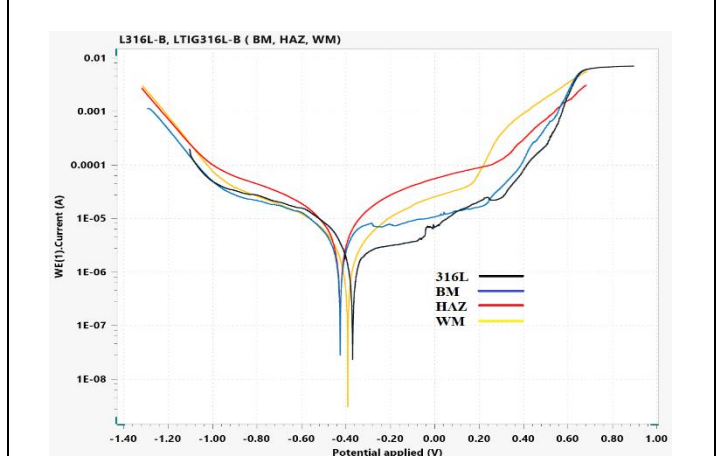
**Fig. 5.5** Curba potențiodinamică corespunzătoare epruvetei 304 în soluție  $\text{CaCl}_2$ , cu toate zonele (304 fără sudură, sudat cu 304 BM, HAZ(zona de influență termică) și WM)



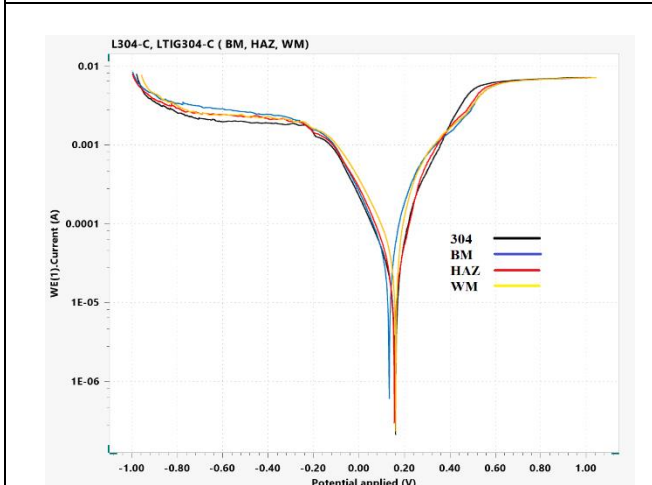
**Fig. 5.6** Curba potențiodinamică corespunzătoare epruvetei 316L în soluție  $\text{CaCl}_2$ , cu toate zonele (316L fără sudură, sudat cu 316L BM, HAZ(zona de influență termică) și WM)



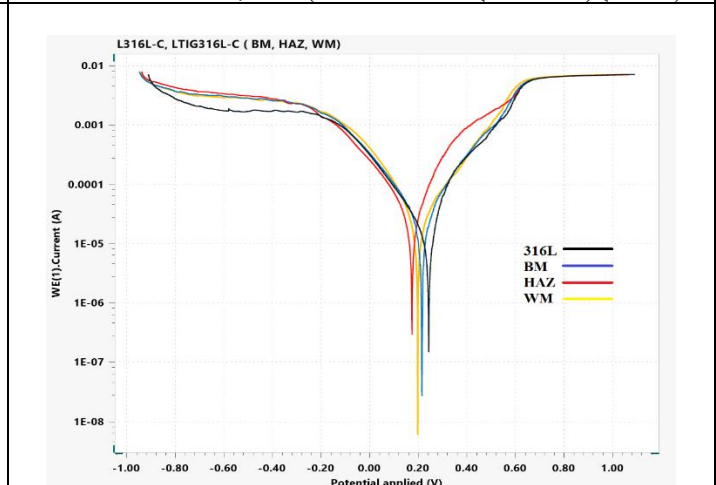
**Fig. 5.7** Curba potențiodinamică corespunzătoare epruvetei 304 în soluție  $\text{MgCl}_2$ , cu toate zonele (304 fără sudură, sudat cu 304 BM, HAZ(zona de influență termică) și WM)



**Fig. 5.8** Curba potențiodinamică corespunzătoare epruvetei 316L în soluție  $\text{MgCl}_2$ , cu toate zonele (316L fără sudură, sudat cu 316L BM, HAZ(zona de influență termică) și WM)



**Fig. 5.9** Curba potențiodinamică corespunzătoare epruvetei 304 în soluție  $\text{FeCl}_3$ , cu toate zonele (304 fără sudură, sudat cu 304 BM, HAZ(zona de influență termică) și WM)



**Fig. 5.10** Curba potențiodinamică corespunzătoare epruvetei 316L în soluție  $\text{FeCl}_3$ , cu toate zonele (316L fără sudură, sudat cu 316L BM, HAZ(zona de influență termică) și WM)

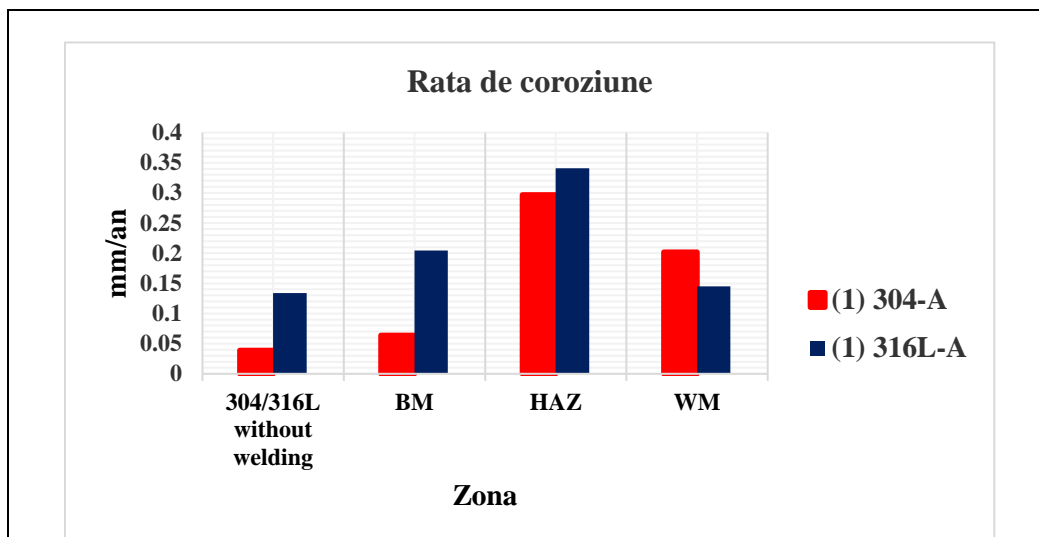


Fig. 5.11 Rata de coroziune comparativă pentru probele testate în soluție de  $\text{CaCl}_2$

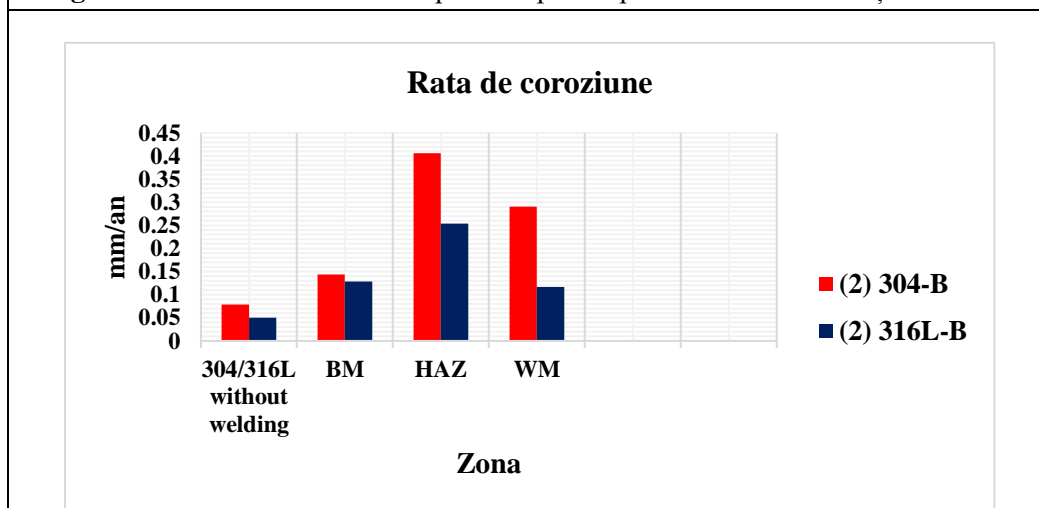


Fig. 5.12 Rata de coroziune comparativă pentru probele testate în soluție de  $\text{MgCl}_2$

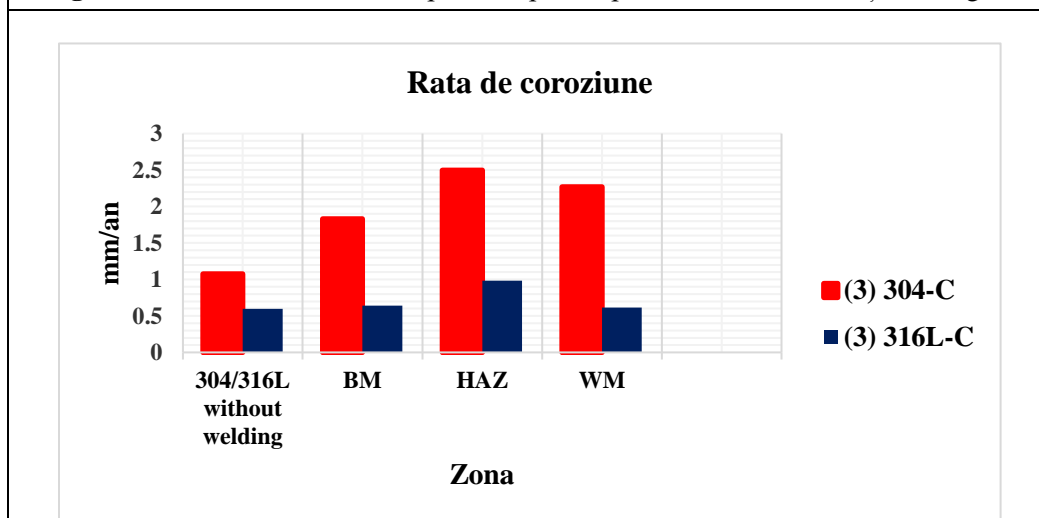


Fig. 5.13 Rata de coroziune comparativă pentru probele testate în soluție de  $\text{FeCl}_3$

### 5.3. REZULTATE SEM/ EDX

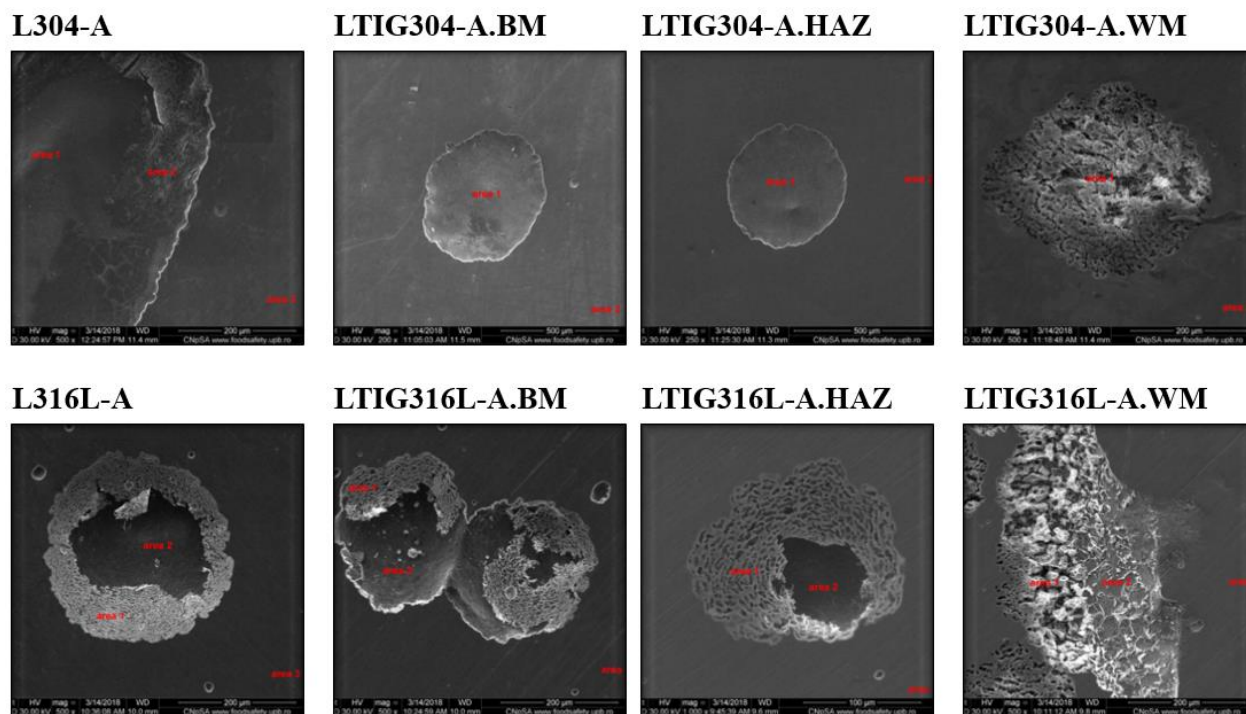
#### 5.3.1. Microscop cu scanare de electroni (SEM)

Experimentele se fac folosind un dispozitiv SEM, care depinde de puterea mare cauzată de un fascicul de electroni la suprafața materialului. După experiment, imaginile sunt procesate cu ajutorul software-ului SEM. În acest dispozitiv, reacția fascicului de electroni cu atomii care alcătuiesc stratul superficial dau semnale care arată topografia suprafeței.

#### 5.3.2. Epruvetele

##### 5.3.2.1. Oțeluri inoxidabile austenitice 304 & 316L în soluție 6%CaCl<sub>2</sub>

În acest studiu, fiecare probă sudată a fost împărțită în trei zone (zonă de influență termică - HAZ, material de bază - BM și metal sudat-WM) pentru a efectua examinarea SEM/ EDX și am studiat o zonă pentru proba ne-sudată pentru a p compara cu alte probe sudate testate în soluție de 6% CaCl<sub>2</sub>.



**Fig. 5.14** Imagini SEM ale epruvetelor LTIG304-A, LTIG304-A.BM, LTIG304-A.HAZ, LTIG304-A.WM, LTIG316L-A, LTIG316L-A.BM, LTIG316L-A.HAZ și LTIG316L-A.WM testate în soluție MgCl<sub>2</sub>

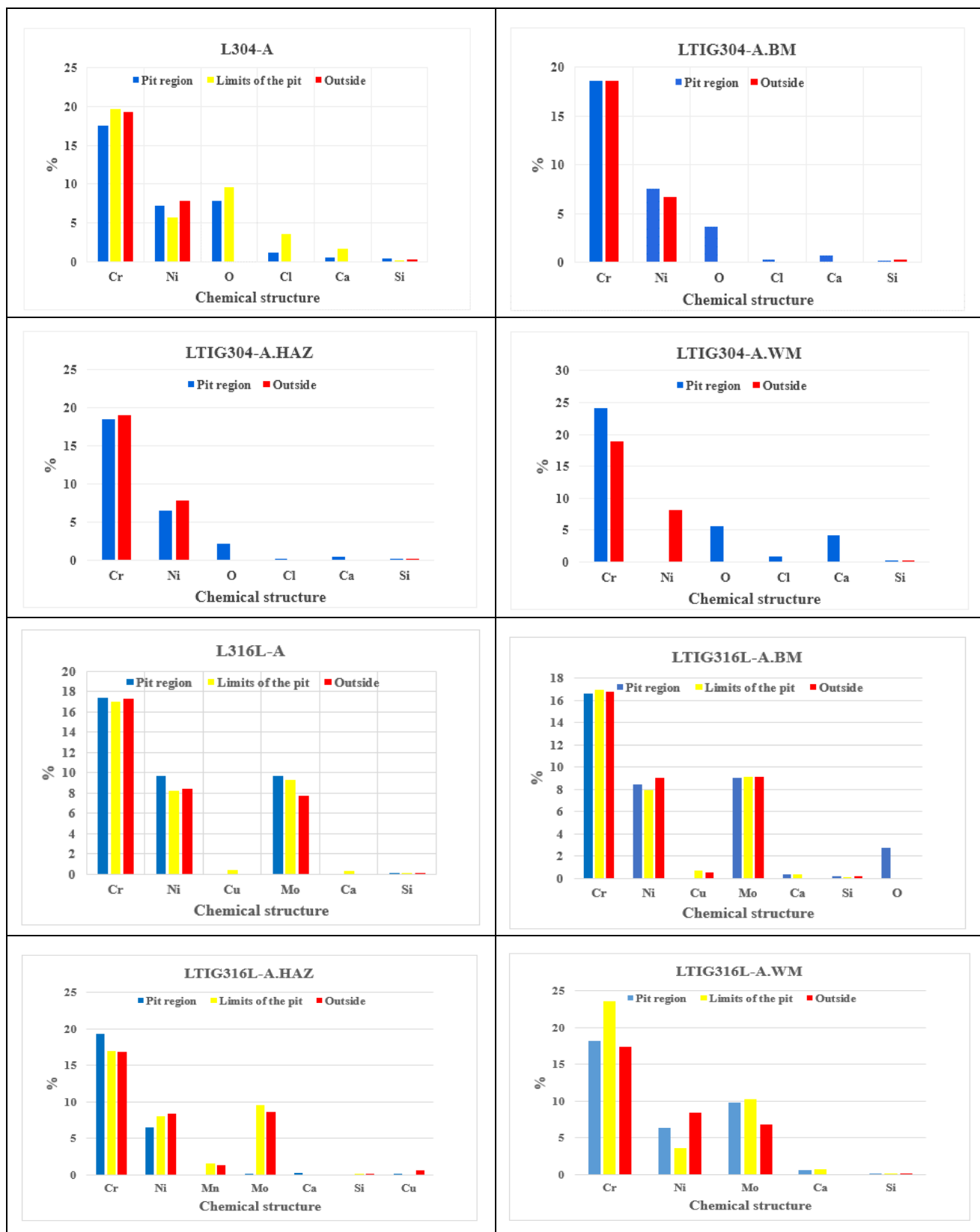
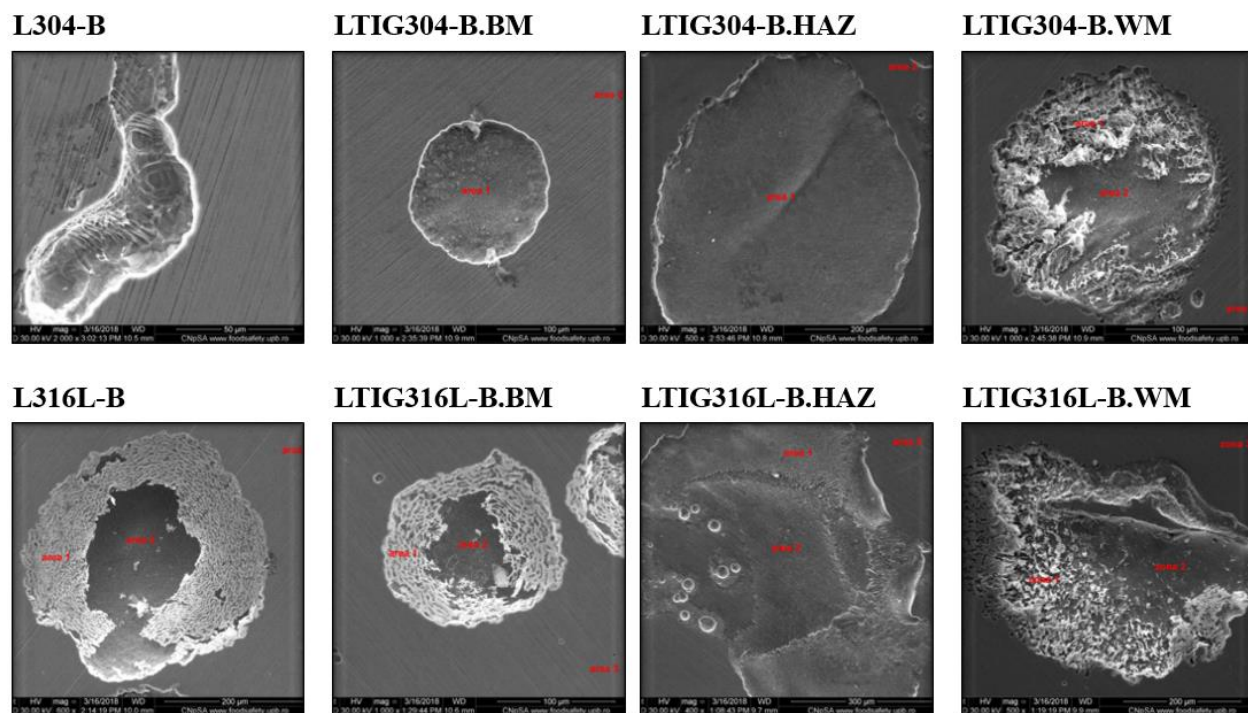


Fig. 5.15 Spectre EDX ale probelor LTIG304-A, LTIG304-A.BM, LTIG304-A.HAZ, LTIG304-A. WM, LTIG316L-A, LTIG316L-A.BM, LTIG316L-A.HAZ și LTIG316L-A. WM testate în soluție MgCl<sub>2</sub>

5.3.2.2. *Oțeluri inoxidabile austenitice 304 & 316L în soluție 6%MgCl<sub>2</sub>*

În acest studiu, fiecare probă sudată a fost împărțită în trei zone (zonă de influență termică - HAZ, material de bază - BM și metal sudat-WM) pentru a efectua examinarea SEM/ EDX și am studiat o zonă pentru proba ne-sudată pentru a p compara cu alte probe sudate testate în soluție de 6% MgCl<sub>2</sub>.



**Fig. 5.16** Imagini SEM ale probelor LTIG304-B, LTIG304-B.BM, LTIG304-B.HAZ, LTIG304-B. WM, LTIG316L-B, LTIG316L-B.BM, LTIG316L-B.HAZ și LTIG316L-B. WM testate în soluție MgCl<sub>2</sub>.



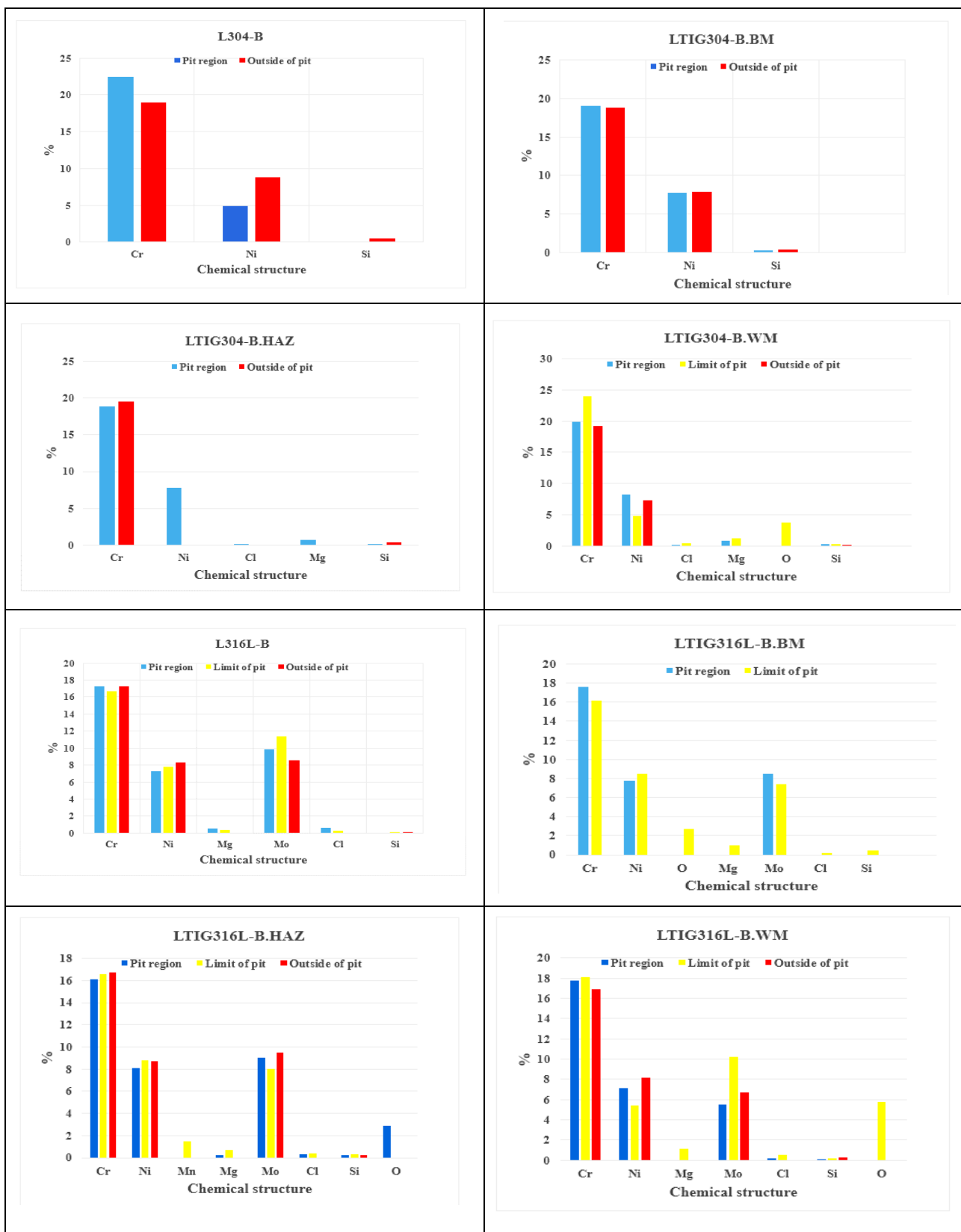
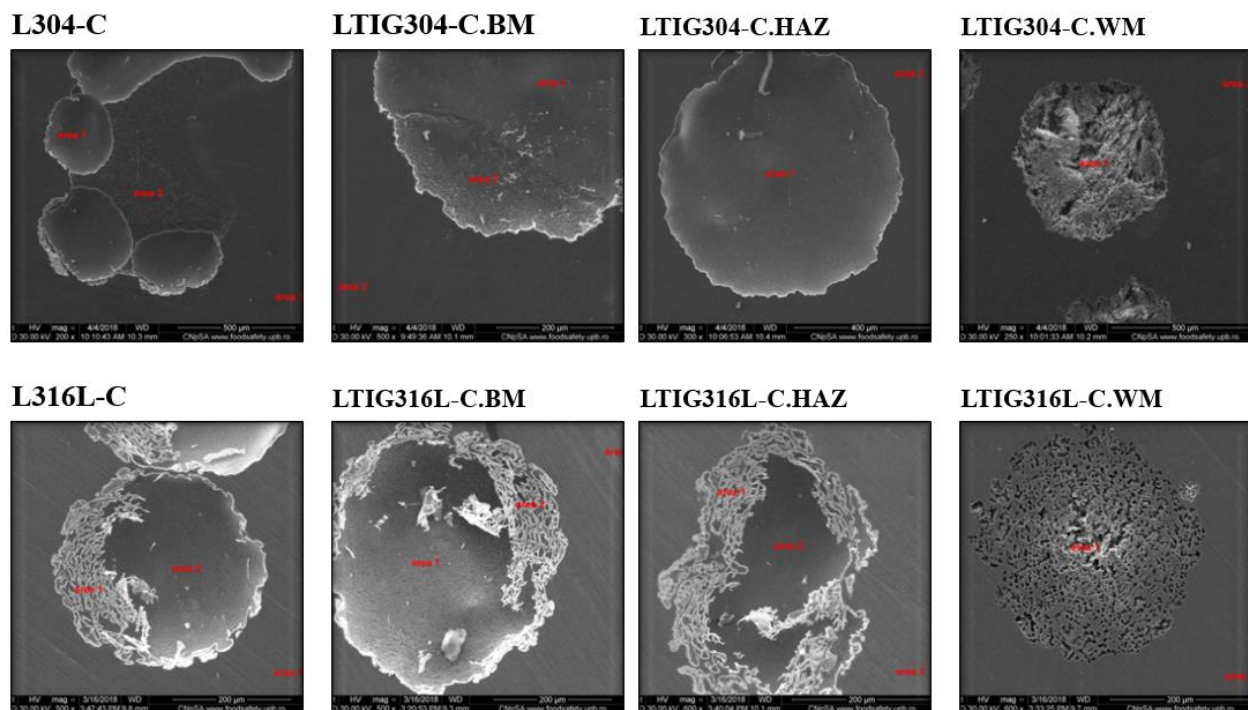


Fig. 5.17 Spectre EDX ale probelor LTIG304-B, LTIG304-B.BM, LTIG304-B.HAZ, LTIG304-B. WM, LTIG316L-B, LTIG316L-B.BM, LTIG316L-B.HAZ în LTIG316L-B. WM testate în soluție MgCl<sub>2</sub>

5.3.2.3. *Oțeluri inoxidabile austenitice 304 & 316L în soluție 6%FeCl<sub>3</sub>*

În acest studiu, fiecare probă sudată a fost împărțită în trei zone (zonă de influență termică - HAZ, material de bază - BM și metal sudat-WM) pentru a efectua examinarea SEM/ EDX și am studiat o zonă pentru proba ne-sudată pentru a p compara cu alte probe sudate testate în soluție de 6% FeCl<sub>3</sub>.



**Fig. 5.18** Imagini SEM ale probelor LTIG304-C, LTIG304-C.BM, LTIG304-C.HAZ, LTIG304-C. WM, LTIG316L-C, LTIG316L-C.BM, LTIG316L-C.HAZ și LTIG316L-C. WM testate în soluție FeCl<sub>3</sub>

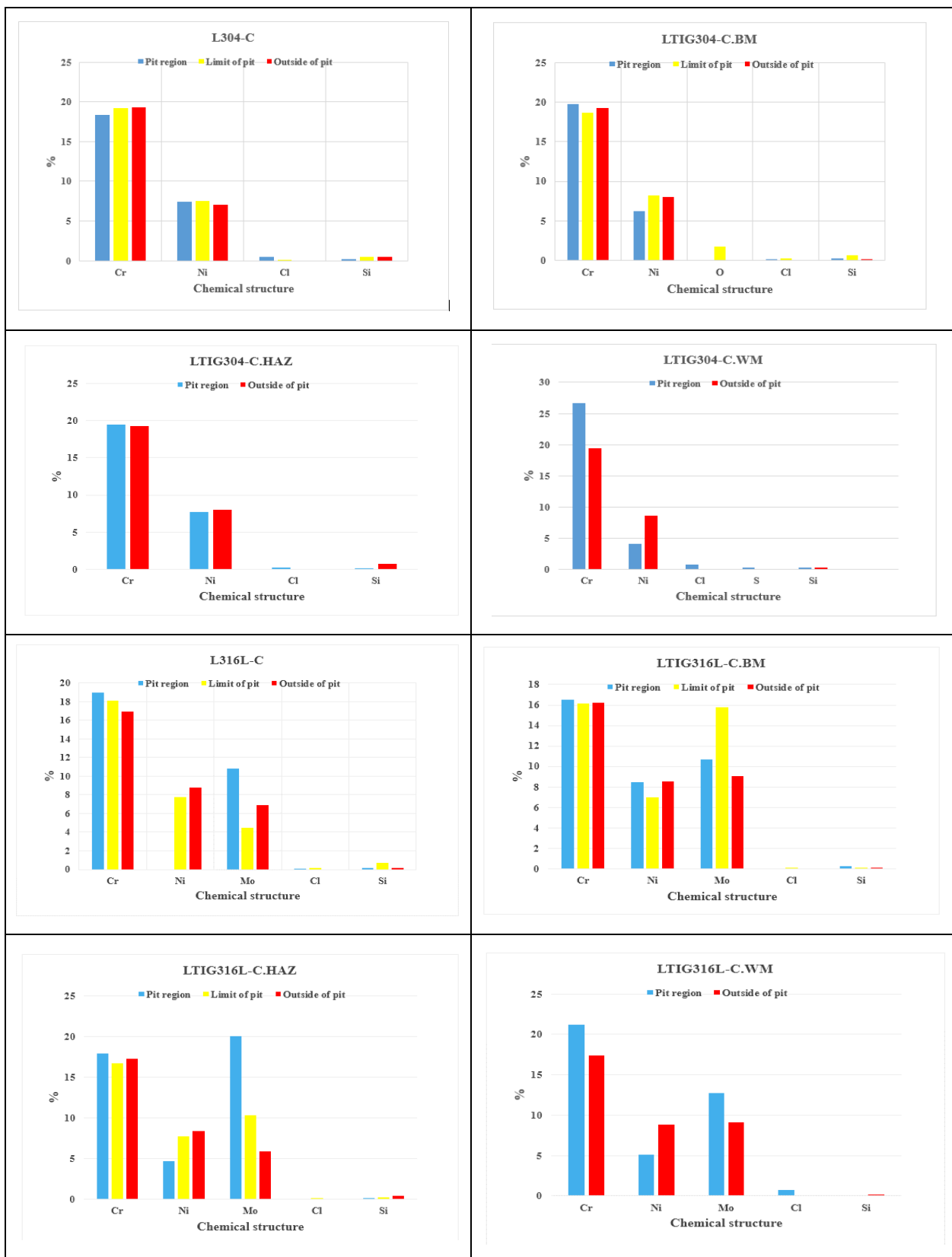


Fig. 5.19 Spectre EDX ale probelor LTIG304-C, LTIG304-C.BM, LTIG304-C.HAZ, LTIG304-C. WM, LTIG316L-C, LTIG316L-C.BM, LTIG316L-C.HAZ și LTIG316L-C. WM testate în FeCl<sub>3</sub>

#### 5.4. CONCLUZII

Obiectivele din acest test pentru oțelurile inoxidabile austenitice 304 și 316L sudate și nesudate au fost să determine rezistența la coroziune pe probele care sunt expuse la 6% soluție de clorură de calciu, clorură de mangan și clorură de fier.

Testul electrochimic folosind dispozitivul Potentiostat/ Galvanostat AUTOLAB arată următoarele concluzii, în funcție de viteza de coroziune:

Comparând între oțelul inoxidabil austenitic 304 și 316L (fără sudare, zona BM, WM și HAZ), am observat că oțelul inoxidabil 304 a prezentat rezultate mai bune decât oțelul inoxidabil 316L în soluția  $\text{CaCl}_2$ , numai în zona WM s-au obținut rezultate contrare.

Comparând între oțelul inoxidabil austenitic 304 și 316L (fără sudare, zona BM, WM și HAZ), am observat că oțelul inoxidabil 316L a prezentat rezultate mai bune decât oțelul inoxidabil 304 în soluția  $\text{MgCl}_2$ . Cea mai mare rată de coroziune a fost observată în zona HAZ.

Comparând între oțelul inoxidabil austenitic 304 și 316L (fără sudare, zona BM, WM și HAZ), am observat că oțelul inoxidabil 316L a prezentat rezultate mai bune decât oțelul inoxidabil 304 în soluția  $\text{FeCl}_3$ . Creșterea vitezei de coroziune a fost observată în toate zonele.

Comparând zonele din oțelul inoxidabil austenitic 316L (fără sudare, BM, WM și HAZ), am observat că oțelul inoxidabil 316L din soluția  $\text{MgCl}_2$  a prezentat rezultate mai bune urmate în soluția  $\text{CaCl}_2$  și apoi în soluția  $\text{FeCl}_3$ . Creșterea vitezei de coroziune a fost observată în zona HAZ pentru toate probele.

Comparând zonele din oțelul inoxidabil austenitic 304 (fără sudare, BM, WM și HAZ), am observat că oțelul inoxidabil 304 din soluția  $\text{CaCl}_2$  a prezentat rezultate mai bune urmate în soluția  $\text{MgCl}_2$  și apoi în soluția  $\text{FeCl}_3$ . Creșterea vitezei de coroziune a fost observată în zona HAZ pentru toate probele.

## CAPITOLUL 6

### 6. STUDIUL EFECTULUI PROCEDEULUI DE SUDARE ASUPRA COMPORTĂRII LA COROZIUNE ÎN SOLUȚIE SALINĂ A EPRUVETELOR ÎNDOITE ÎN FORMĂ DE (U) DIN OȚEL INOXIDABIL AUSTENITIC 316L ȘI 304

#### 6.1. MATERIALE ȘI METODE

Scopul nostru a fost să observăm comportamentul la coroziunea fisurantă sub tensiune în halogenuri, cum ar fi NaCl, a epruvetelor din oțel inoxidabil austenitic sudate prin tehnica TIG.

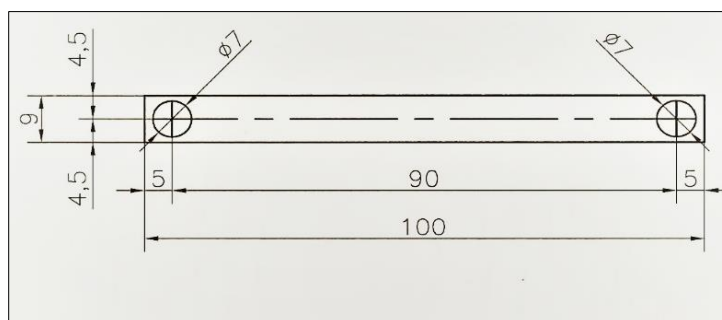
Epruvetele testate, tip 304 și 316L din oțel inoxidabil, au fost obținute prin tăierea pe direcția longitudinală în ceea ce privește direcția de rulare a plăcii de oțel.

Materialul folosit a fost oțel inoxidabil 304 și 316L de 3 mm grosime. Compozițiile chimice ale aliajelor sunt prezentate în **Tabelul 4.1**.

Rezistența la tracțiune, rezistența la rupere, reducerea în zonă și elongația materialului utilizat sunt prezentate în **Tabelul 5.1**.

Din foi,  $2000 \times 1000 \times 3$  mm, s-au debitat epruvete standard de coroziune fisurantă sub tensiune (SSC) paralele cu direcția de rulare, cu ajutorul unui laser. Dimensiunile epruvetelor pentru două tipuri de AISI 304 și AISI 316L sunt  $100 \times 9 \times 3$  mm (trei exemplare pentru fiecare tip). [99][100]

Dimensiunile epruvetei utilizate pentru testele de coroziune fisurantă sub tensiune sunt ilustrate în **Figura 6.1**.



**Fig. 6.1** Dimensiunile epruvetelor utilizate pentru testarea la coroziune fisurantă sub tensiune

**Figura 6.2** indică exemplarele standard SCC nesudate din oțel inoxidabil austenitic AISI 304 și AISI 316L.



**Fig. 6.2** Epruvete standard (SSC) nesudate din oțel inoxidabil austenitic AISI 304 și AISI 316L

Fiecare epruvetă a fost tăiată la mijloc de o mașină de debitat prin forfecare, după care două jumătăți au fost sudate împreună prin procedeul TIG.

Parametrii de sudare sunt prezentați în **Tabelul 6.1**.

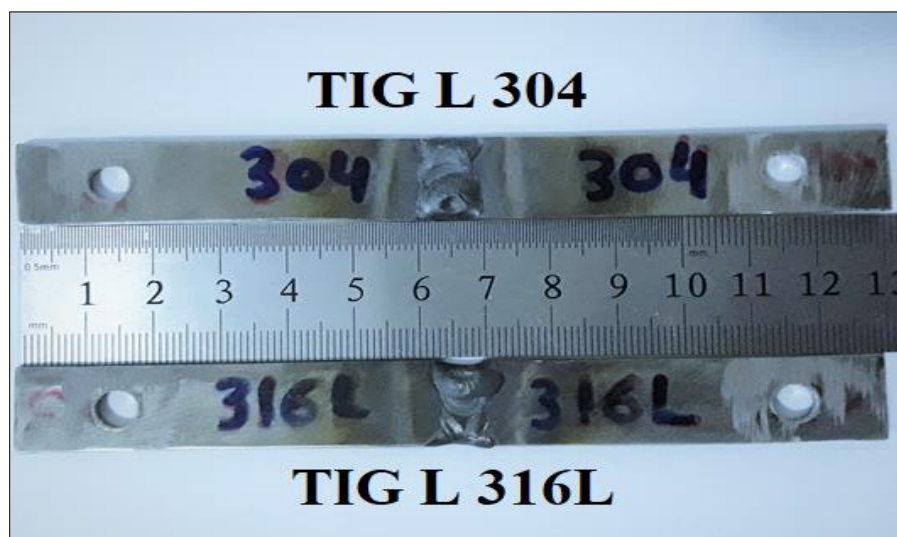
**Table 6. 1 Parametrii de sudare utilizați**

Epruvete	Metoda de sudare	Curentul de sudare [A]	Gazul protector	Tensiunea de sudare (V)	Electrodul de sudare
<b>Epruvete întregi</b>					
<b>TIGL304</b>	TIG	80	Argon	20 - 24	308L
<b>TIGL316L</b>	TIG	80	Argon	20 - 24	316L

Codificarea epruvetelor reflectă procedeul de sudare utilizat, TIG – sudare cu electrod nefuzibil din tungsten și gaz inert, aliajul, 304 sau 316L, și orientarea epruvetelor, L – longitudinal.

Compoziția chimică pentru sârma de sudare a fost folosită pentru epruvete sudate prezentate în **Tabelul 5.3**, în timp ce epruvetele 304 au fost sudate folosind material de adaos ER308L și 316L au fost sudate folosind material de adaos ER316L.

**Figura 6.3** indică probele SCC sudate standard din oțel inoxidabil austenitic AISI 304 și AISI 316L.



**Fig. 6.3** Probele sudate standard SCC din oțel inoxidabil austenitic AISI 304 și AISI 316L

Dimensiunile epruvetelor îndoită în formă de „U” utilizate pentru testarea la coroziunea fisurantă sub tensiune, sunt ilustrate în **Figura 6.4** și **figura 6.5**.

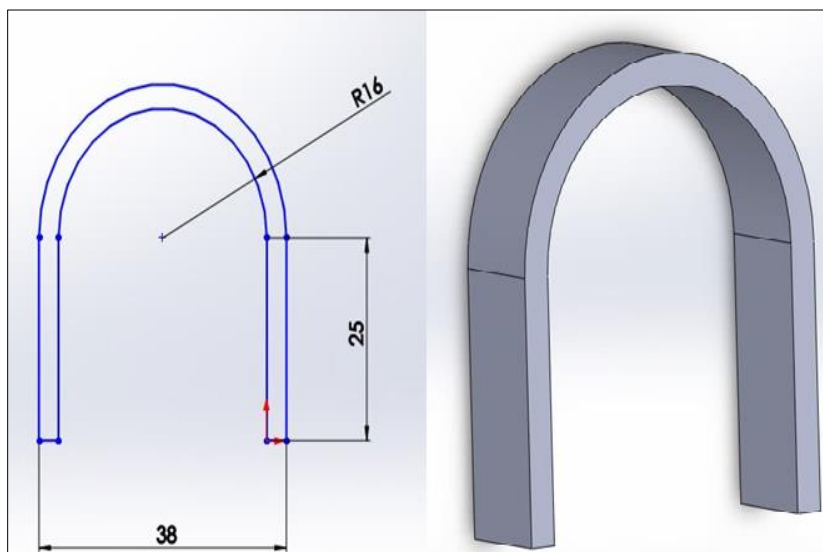


Fig. 6.4 Dimensiunile epruvetelor îndoite în formă de (U) utilizate la testarea SCC

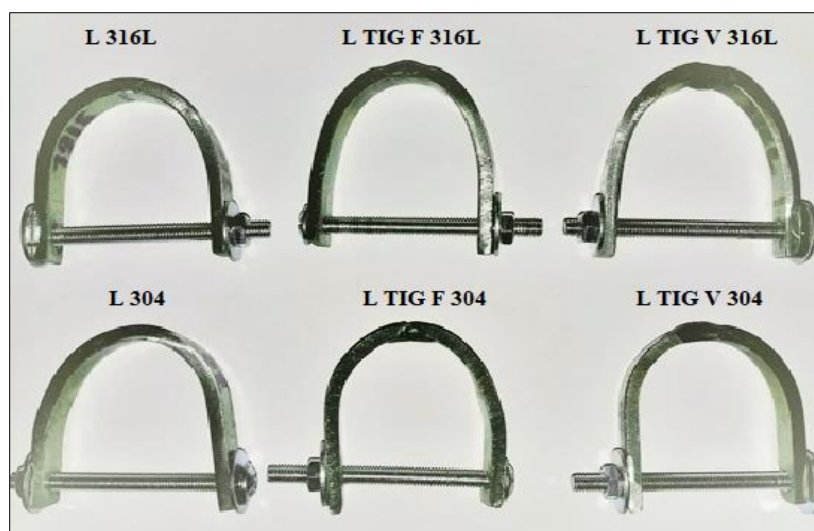


Fig. 6.5 Epruvetele standard din oțel inoxidabil austenitic AISI 304 și AISI 316L îndoite în formă de (U) utilizate la testarea SCC

## 6.2. TESTAREA LA COROZIUNE

### 6.2.1. Evaluarea comportamentului la coroziune a oțelurilor inoxidabile austenitice 304 și 316L sudate prin TIG

Comportamentul la coroziune a fost determinat prin tehnica de polarizare liniară. Această tehnică constă în trasarea curbelor de polarizare liniară care implică următoarele etape:

- Măsurarea potențialului circuitului deschis ( $E_{OC}$ ), pe o perioadă de 3 ore
- Curbele de la  $-1V$  (vs OCP) la  $+1V$  (vs  $E_{ref}$ ) cu o rată de scanare  $1\text{ mV/s}$ .

Testele pentru evaluarea comportamentului coroziunii au fost efectuate folosind un Potentiostat / Galvanostat (model PARSTAT 4000, producător Princeton Applied Research, SUA), dar curbele potențiodinamice au fost obținute cu ajutorul software-ului VersaStudio v.2.44.4.



**Fig. 6.6** Dispozitiv pentru testarea la coroziune PARSTAT 4000 model Potentiostat/ Galvanostat

Pentru efectuarea testelor a fost utilizată o celulă de coroziune formată dintr-un electrod saturat de calomel (SCE).

- electrodul de referință – electrod de platină;
- electrodul de înregistrare și electrodul de lucru au fost constituite din epruvetele care urmează să fie cercetate.

Testele au fost efectuate în soluție salină NaCl 5%, la 25 °C. Înainte de efectuarea testelor, epruvetele au fost cufundate în electrolit până la stabilizarea potențialului circuitului deschis (OCP).

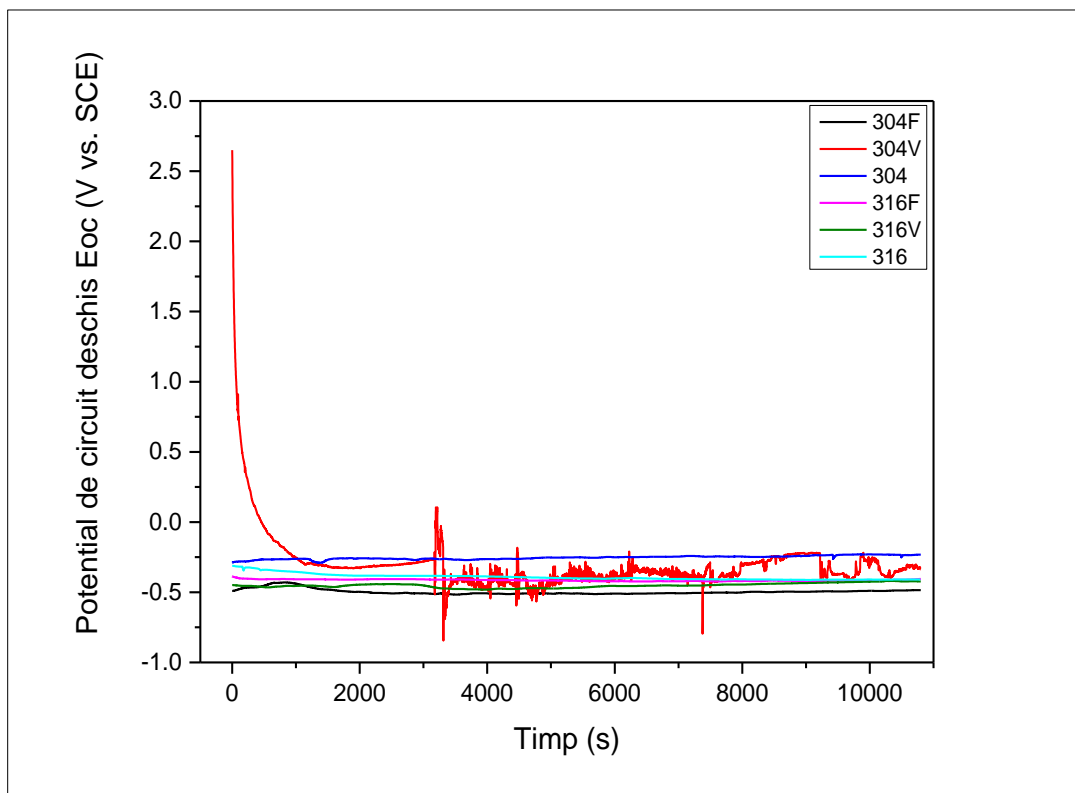
**Figura 6.7** se referă la epruvete îndoite în formă de „U” din oțel inoxidabil austenitic 316L și 304 utilizate la testele de coroziune.



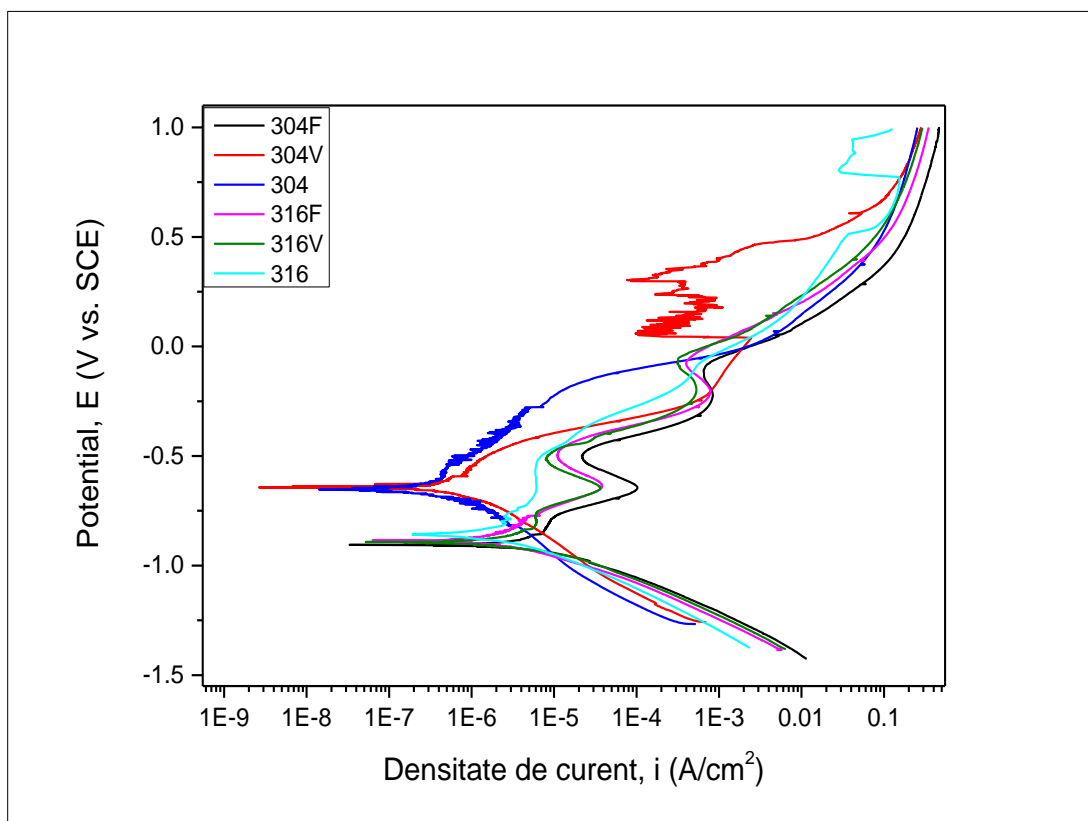
**Fig. 6.7** Imagini macroscopice ale epruvetelor testate după efectuarea firului conductor

Pentru a elucida mai bine evoluția potențialului circuitului deschis și a curbelor potențiodinamice, acestea au fost suprapuse obținând grafice separate **Figura 6.8** și **Figura 6.9**





**Fig. 6.8** Evoluția potențialului de circuit deschis (Eoc) pentru toate epruvetele investigate



**Fig. 6.9** Curbe potențio-dinamice pentru toate probele investigate

### 6.2.2. Discuția rezultatelor testului de coroziune

Din evoluția potențialului circuitului deschis și a curbelor potențiodinamice care au fost determinate prin extrapolarea Tafel, următorii parametri caracterizează rezistența la coroziune a epruvetelor cercetate:

- Potențialul de circuit deschis ( $E_{oc}$ ).
- Potențialul de coroziune ( $E_{cor}$ ).
- Densitatea curentului de coroziune ( $i_{cor}$ ).

Rezistența la coroziune a probelor experimentale a fost examinată pe baza mai multor criterii de evaluare.

Creșterea valorilor electro- pozitive arată un comportament mai bun la coroziune, dacă luăm în considerare valoarea potențialului de circuit deschis ( $E_{oc}$ ). Măsurătorile electrochimice au arătat că pentru aliajul 304, epruveta LTIGV304 arată cea mai mare valoare electro- pozitivă (-268 mV) urmată de epruvetele L304 (-275 mV) și apoi LTIGF304 (-437 mV). Pentru aliajul 316L, cea mai electro- pozitivă valoare este obținută pentru eșantionul LTIGV316L, dar valorile tuturor celor trei exemplare sunt aproximativ egale (diferențele sunt doar câțiva mV).

Creșterea valorilor electro- pozitive arată un comportament mai bun la coroziune dacă luăm în considerare potențialul de coroziune ( $E_{cor}$ ). Conform acestui criteriu, pentru aliajul 304, se observă că cea mai mare valoare electro- pozitivă este obținută pentru LTIGV304 (-641 mV), în consecință, un comportament mai bun la coroziune, urmat de epruveta L304 (-651 mV) și apoi LTIGF304 (- 906 mV). Pentru aliajul 316L, L316L prezintă cea mai mare valoare electro- pozitivă prin compararea potențialului de coroziune al aliajului 316L, dar în acest caz, valorile sunt destul de apropiate.

O densitate scăzută a curentului de coroziune indică o rezistență bună la coroziune. Astfel, ținând cont de acest criteriu, pentru cele 304 aliaje, cea mai mică valoare a densității curentului de coroziune este obținută pentru epruvetele L304 ( $0,399 \mu\text{A} / \text{cm}^2$ ), iar pentru aliajul 316L, epruveta LTIGF316L cu o valoare de ( $2,797 \mu\text{A} / \text{cm}^2$ ), așa cum se arată în [Figura 6.10](#).

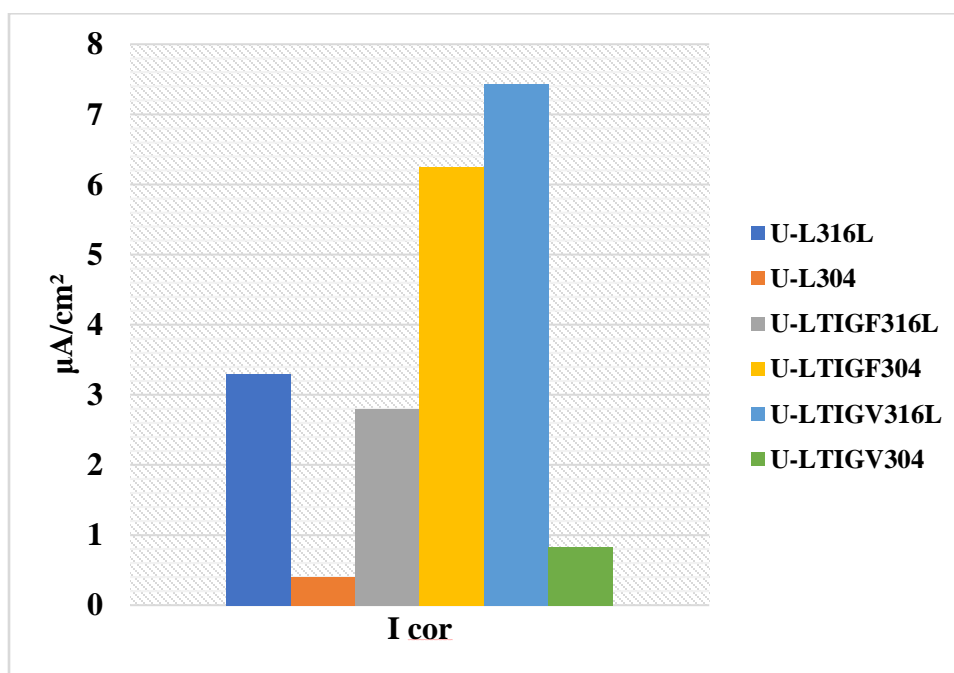


Fig. 6.10 Graficul densității de curent pentru toate probele investigate

### 6.3. REZULTATE SEM

#### 6.3.1. Epruvetele U-L316L & U-L304

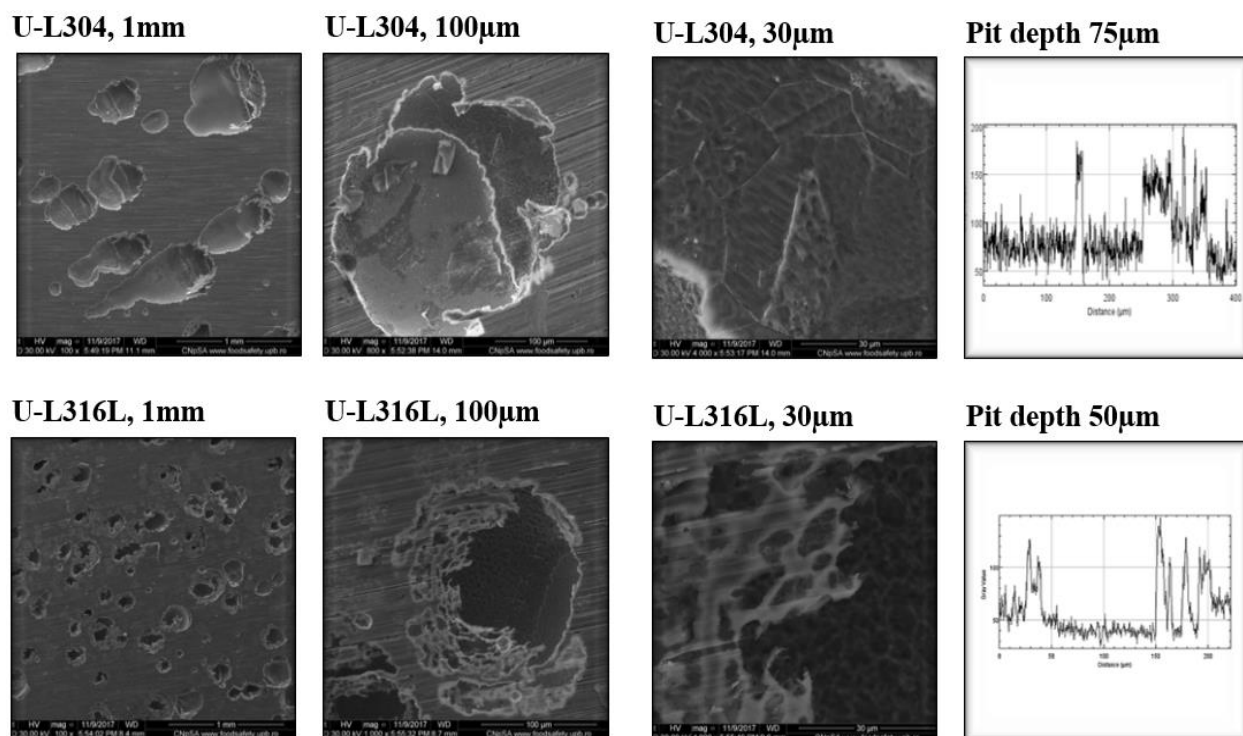
**Figura 6.11** arată micrografiile SEM pe încovoiere față în U a epruvetelor U-L304 utilizate în acest studiu. Rezultatele arată că există defecte pe suprafața exterioară. Aceste fisuri erau în mare parte intergranulare. Acest rezultat este în conformitate cu cercetările științifice anterioare.

Se observă că adâncimea de pitting ajunge la 75  $\mu\text{m}$ . De asemenea, se observă că forma pittingului este frecvent verticală.

**Figura 6.11** arată micrografiile SEM pe fața îndoită în U a epruvetelor U-L316L utilizate în acest studiu. Rezultatele suprafeței arată că există defecte la exterior și interior (suprafață corozivă).

Prin urmare, s-a observat că a existat o distrugere a filmului pasiv al specimenului 316L, care a fost expus la tensiune în mediul experimental (cum ar fi apa de mare), deoarece apa de mare conține ioni de clor care atacă filmul pasiv. Acest rezultat este în conformitate cu cercetările științifice anterioare.

Se observă că adâncimea de pitting ajunge la 50  $\mu\text{m}$ . De asemenea, se observă că forma pittingului este frecvent verticală.



**Fig. 6.11** Imagini SEM, imagini 3D și curba topografiei pentru epruvetele U-L316L & U-L304

#### 6.3.2. Epruvetele U-LIGF316L & U-LIGF304

**Figura 6.12** arată micrografiile SEM pe încovoiere față în U a epruvetelor U-LTIGF304 utilizate în acest studiu. Rezultatele arată că există defecte pe suprafața exterioară.

Am studiat trei zone: material de bază, zonă de influență termică (HAZ) și metal sudat după cum urmează:

**BM zone:** din imaginile SEM ale epruvetei U-LTIGF304L, se observă semne plaje de oboseala care dintre tipurile de rupere prin oboseala;

**Zona WM:** se găsește un defect dreptunghiular pe suprafața exterioară; aceste defecte sunt ca o îmbinare cu oboseala. Am observat că apare o fractură transgranulară în cavitățile interioare, aceasta datorită mai multor factori, cum ar fi tensiunile termice prin procesul de sudare și tensiunile în urma încercării la îndoire;

**Zona HAZ:** se observă linii de oboseală în suprafața fracturii de oboseală. Acest rezultat este în conformitate cu cercetările științifice anterioare.

Se observă că adâncimea de pitting ajunge la 75  $\mu\text{m}$ . De asemenea, se observă că forma cavităților este verticală, conform ASTM. Acest rezultat este în conformitate cu cercetările științifice anterioare.

**Figura 6.12.** prezintă micrografiile SEM pe față și rădăcina aliajului U-LTIGF316L utilizat în acest studiu. Rezultatele arată că există un defect sau micro-fisuri în suprafața exterioară și interioară.

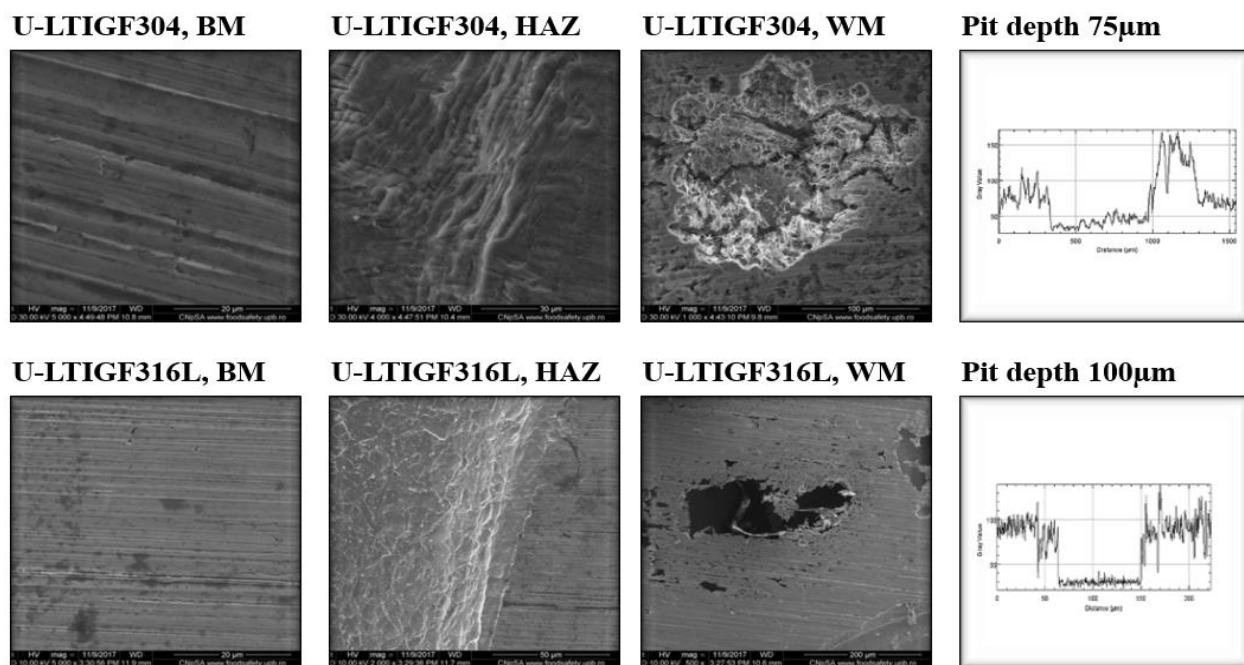
Am studiat trei zone: material de bază, zonă de influență termică (HAZ) și metal sudat după cum urmează:

**Zona BM:** din imaginile SEM ale epruvetei U-LTIGF316L, se observă semne plaje de oboseala care dintre tipurile de rupere prin oboseala;

**Zona HAZ:** se observă linii de oboseală în suprafața fracturii de oboseală;

**Zona WM:** prin rezultatul SEM, am constatat că există un defect dreptunghiular în suprafața exterioară, aceste defecte sunt ca un pitting.

Se observă că adâncimea de pitting ajunge la 100  $\mu\text{m}$ . De asemenea, se observă că forma pittingului este frecvent verticală. Acest rezultat este în conformitate cu cercetările științifice anterioare. [4][101]



**Fig. 6.12** Imagini SEM, imagini 3D și curba topografiei pentru epruvetele U-LIGF316L & U-LIGF304

### 6.3.3. Epruvetele U-LIGV316L & U-LIGV304

**Figura 6.13** arată micrografiile SEM pe încovoiere față în U a epruvetelor U-LTIGV304 utilizate în acest studiu. Din rezultatele prezentării suprafeței, pe suprafața interioară există un defect și micro-fisuri.

Am studiat trei zone: material de bază, zonă de influență termică (HAZ) și metal sudat după cum urmează:

**Zona BM:** din imaginile SEM ale epruvetei U-LTIGV304 și în comparație cu alte cercetări științifice anterioare, se observă aspect de oboseală linia scării care este unul dintre tipurile de fractură la oboseală. Acest tip de fractură la oboseală este creat prin propagarea fisurilor diferite la o durată și direcții diferite;

**Zona WM:** Rezultatele arată că există defecte la exterior și interior, coroziune de pitting;

**Zona HAZ:** se observă linii de oboseală în suprafața fracturii de oboseală.

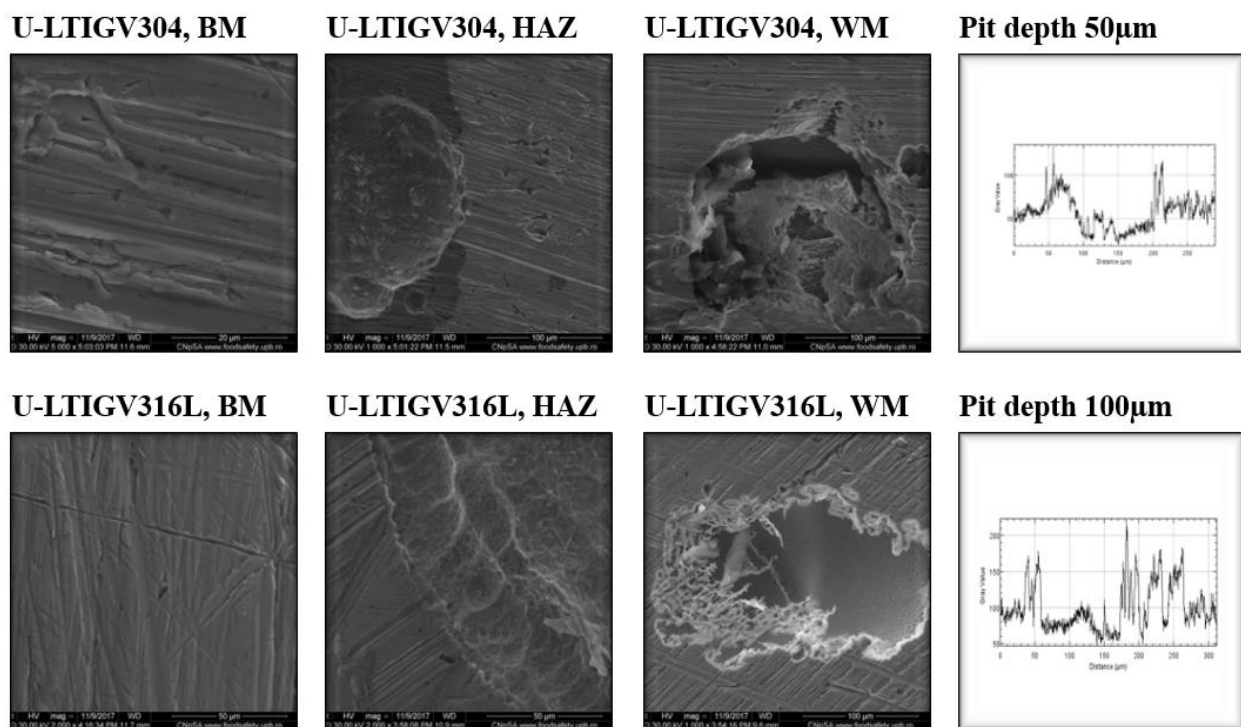
**Figura 6.13** prezintă micrografii SEM în încovoiere față pentru epruveta U-LTIGV316L care a fost utilizată în acest studiu. Din rezultatele prezentării suprafeței, pe suprafața interioară există un defect și micro-fisuri.

Am studiat trei zone: material de bază, zonă de influență termică (HAZ) și metal sudat după cum urmează:

**Zona BM:** din imaginile SEM ale epruvetei U-LTIGV316L, se observă semne plaje de oboseala care dintre tipurile de rupere prin oboseala;

**Zona WM:** prin rezultatul SEM, am constatat că există un defect dreptunghiular în suprafața exterioară, aceste defecte sunt ca un pitting;

**Zona HAZ:** se observă linii de oboseală în suprafața fracturii de oboseală.



**Fig. 6.13** Imagini SEM, imagini 3D și curba topografiei pentru epruvetele U-LIGV316L & U-LIGV304

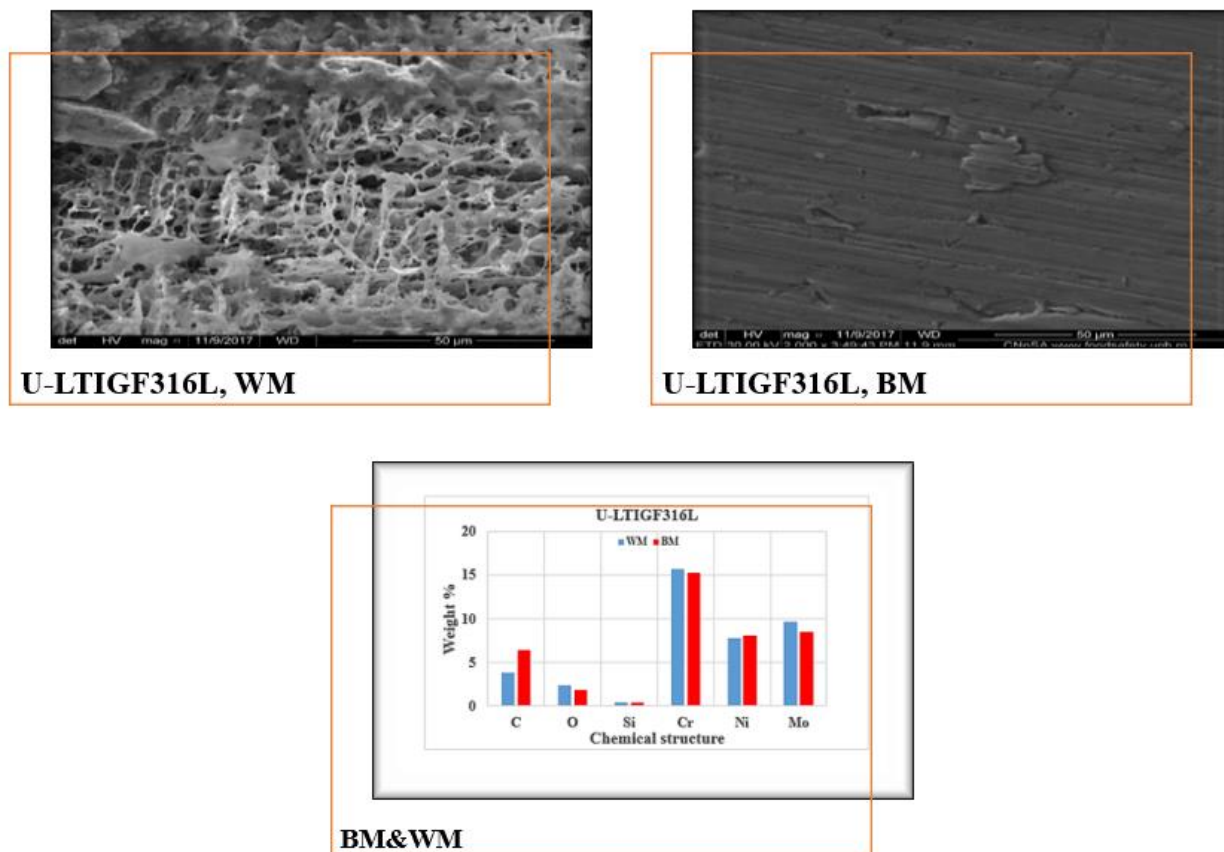
## 6.4. REZULTATE EDX

### 6.4.1. Epruveta U-LTIGF316L

Se poate vedea în **Figura 6.14**, sunt analizate două regiuni prin utilizarea spectrelor EDX: regiunea de cavitație din zona WM și regiunea de cavitație din zona BM, după cum urmează:

În zonele WM și BM care sunt prelevate din cavitațiile epruvetelor U-LTIGF316L, sunt prezente vârfurile pentru carbon, crom, nichel, oxigen, siliciu, molibden și elemente de fier. S-a

observat, de asemenea, creșterea conținutului de oxigen și scăderea conținutului de carbon în zona WM.



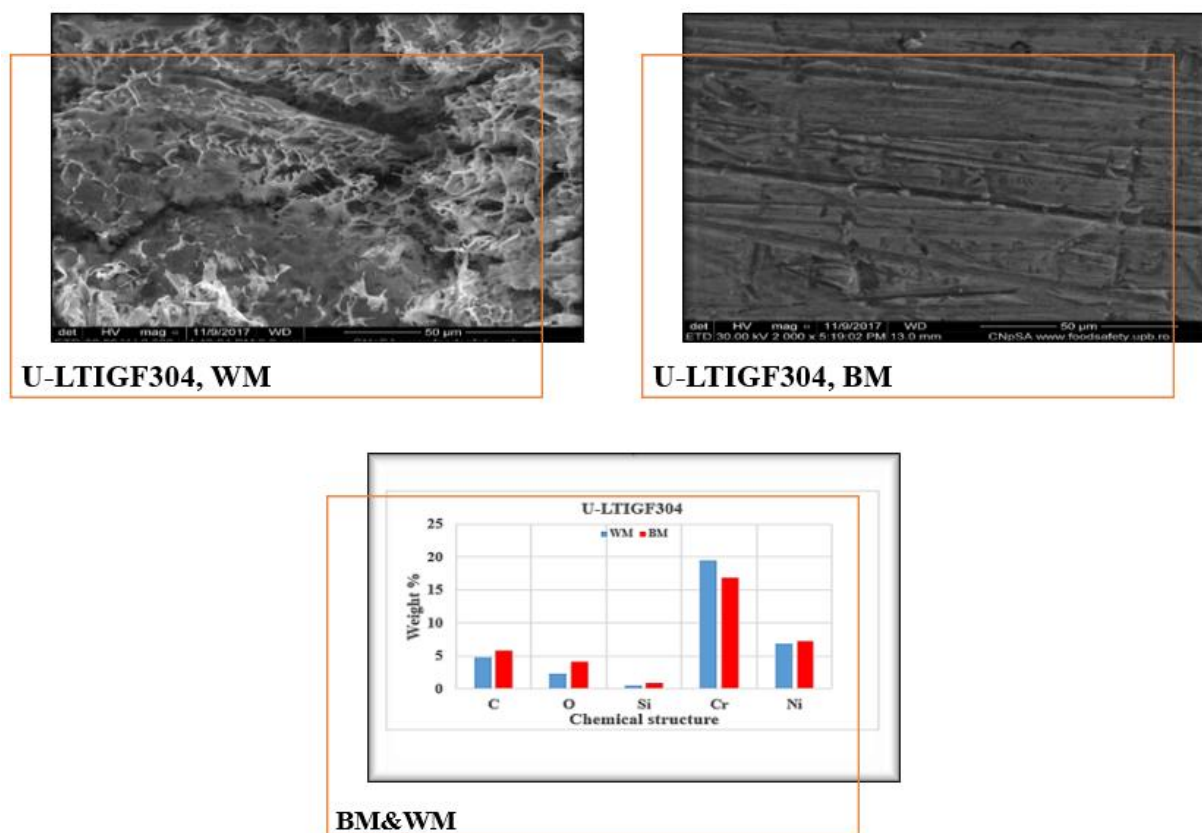
**Fig. 6.14** Imagine SEM și rezultate EDX a încovoierii feței pentru epruveta LTIGF316L (zonele WM&BM)

#### 6.4.2. Epruveta U-LTIGF304

Folosind EDX pe două regiuni care sunt regiune de cavitație (WM și BM), s-au observat următoarele:

În zonele WM și BM care sunt prelevate din cavitația epruvetelor U-LTIGF304, sunt prezente vârfurile pentru elemente de carbon, crom, nichel, oxigen, siliciu și fier.

De asemenea, a fost observat un conținut crescut de crom și scăderea conținutului de carbon și de oxigen în zona WM, în comparație cu zona BM. **Figura 6.15.**



**Fig. 6.15** Imagine SEM și rezultate EDX a încovoierii feței pentru epruveta LTIGF304 (zonele WM&BM)

## 6.5. CONCLUZII

Testarea electrochimică folosind dispozitivul PARSTAT 4000 este prezentată în concluziile următoare, în funcție de densitatea curentului:

- Pentru probele 304, s-a observat că cele mai bune probe sunt în ordinea următoare: U-L304, U-LTIGV304 și apoi U-LTIGF304.

- Testul pentru epruveta care nu este sudată (U-L304) a dovedit că a fost cel mai bun, prin comparație cu probele sudate folosind tehnica TIG.

- Pentru probele de 316L, s-a observat că cele mai bune probe sunt în ordinea următoare: U-LTIGF316L, U-L316L, apoi U-LTIGV316L.

- Testul pentru epruveta sudată (U-LTIGF316L) a dovedit că a fost cel mai bun, prin comparație cu epruveta sudată folosind tehnica TIG și proba ne-sudată.

- Prin comparație între 316L și 304, s-a observat că aliajul 304 este mai bun, deoarece, are o rezistență bună la coroziune, conform cu rezultatele experimentale.

Imaginile SEM sunt explicate în următoarele concluzii:

- Epruveta U-316L a fost expusă la coroziunea de pitting, care arată ca mici găuri care se împrăștie pe suprafața exterioară. Conform programului ImageJ, s-a constatat că adâncimea cavităților a ajuns până la 50  $\mu\text{m}$ .

- Probele U-LTIGF316L și U-LTIGV316L {{toate zonele (BM, HAZ și WM)} și [toate laturile (încovoiere față și încovoiere rădăcină)]} au fost expuse la coroziune de pitting și rupere

prin oboseala. Conform programului ImageJ, s-a constatat că adâncimea cavitațiilor a ajuns până la 80  $\mu\text{m}$  pentru U-LTIGF316L și până la 40  $\mu\text{m}$  pentru U-LTIGV316L.

- Proba U-304L a fost expusă la coroziune de pitting și coroziune intergranulară. Conform programului ImageJ, s-a constatat că adâncimea cavitațiilor a ajuns până la 75  $\mu\text{m}$ .

- Probele U-LTIGF304L și U-LTIGV304L {[toate zonele (BM, HAZ și WM)] și [toate părțile (încovoire fața și încovoire rădăcină)]} au fost expuse la coroziune de pitting, coroziune transgranulară și rupere prin oboseala conform programului ImageJ, s-a constatat că adâncimea cavitațiilor a ajuns până la 75  $\mu\text{m}$ . pentru U-LTIGF304L și până la 60  $\mu\text{m}$ . pentru U-LTIGV304.



## CAPITOLUL 7

### 7. CONCLUZII GENERALE ȘI DIRECȚII VIITOARE DE CERCETARE

#### 7.1. CONCLUZII GENERALE

S-a efectuat un program de experimente comparative privind comportamentul mecanic al oțelurilor inoxidabile austenitice 304 și 316L, care au permis să sublinieze influența procesului de sudare, existența defectelor și influența direcției de orientare, pe opt grupe comparative de teste (fie longitudinal-transversal, fie pe tipul de oțel inoxidabil);

Toate rezultatele există în următoarele:

Pentru epruvetele din Grupa A (T304, L304, HT304, și HL304):

Conform proprietăților de tracțiune, s-a observat că cele mai bune probe sunt, în ordinea următoare: L304, T304, HL30, apoi HT304.

În funcție de proprietățile de duritate: s-a observat o creștere a caracterului durității pentru eșantioanele cu defecte (HT304, HL304) și asta prin compararea cu probele obișnuite (T304, L304).

În funcție de efectul defectelor, s-a înregistrat faptul că existența defectelor a crescut proprietățile de duritate și a scăzut proprietățile de tracțiune.

Conform orientărilor probelor, s-a observat creșterea proprietăților de tracțiune pentru L304, prin compararea acesteia cu T304, dar nu s-au înregistrat diferențe de proprietăți de duritate.

Pentru epruvetele din Grupa B (T316L, L316L, HT316L și HL316L):

Conform proprietăților de tracțiune, s-a observat că cele mai bune probe sunt, în ordinea următoare: T316L, L316L, HL316L și HT316L.

Conform proprietăților de duritate, s-a observat o creștere a caracterului durității pentru probele obișnuite (T316L, L316L), prin compararea lor cu eșantioanele cu defecte (HL316L, HT316L).

În funcție de efectul defectelor, s-a înregistrat faptul că existența defectelor a scăzut proprietățile de tracțiune și duritatea.

Conform orientărilor probelor, s-a observat creșterea proprietăților de tracțiune pentru T316L, în comparație cu L316L, dar nu s-au înregistrat diferențe de proprietăți de duritate.

Pentru epruvetele din Grupa C (ELT304, ELL304, TIGHT304 și TIGHL304):

Conform proprietăților de tracțiune, s-a observat că cele mai bune probe sunt, în ordinea următoare: ELT304, ELL304, TIGHT304, apoi TIGHL304.

Conform proprietăților de duritate, s-a observat o creștere a caracterului durității pentru probele cu defecte care au fost sudate TIG (TIGHT304, TIGHL304), în comparație cu probele obișnuite care au fost sudate MMAW (ELT304, ELL304).

Conform procesului de sudare, sudarea TIG a crescut proprietățile de duritate și a scăzut proprietățile de tracțiune. Dimpotrivă, sudarea MMAW a crescut proprietățile de tracțiune și a scăzut proprietățile de duritate.

Pentru epruvetele din Grupa D (ELT316L, ELL316L, TIGHT316L și TIGHL316L):

Conform proprietăților de tracțiune, s-a observat că cele mai bune probe sunt, în ordinea următoare: TIGHT316L, TIGHL316L, ELL316L și apoi ELT316L.

Conform proprietăților de duritate, s-a observat o creștere a caracterului durității pentru probele obișnuite care au fost sudate MMAW (ELT316L, ELL316L), în comparație cu eșantioanele cu defecte care au fost sudate TIG (TIGHL316L, TIGHT316L).

Conform procesului de sudare, sudarea MMAW a crescut proprietățile de duritate și a scăzut proprietățile de tracțiune. Dimpotrivă, sudarea TIG a crescut proprietățile de tracțiune și a scăzut proprietățile de duritate.

Pentru epruvetele din Grupa E (T304, L304, T316L și L316L):

Conform proprietăților de tracțiune, nu s-au înregistrat diferențe în ceea ce privește proprietățile de tracțiune.

Conform proprietăților de duritate, eșantioanele (L316L, T316L) au proprietăți de duritate mai bune decât probele (T304, L304).

Pentru epruvetele din Grupa F (HT304, HL304, HT316L și HL316L):

Conform proprietăților de tracțiune, nu a fost înregistrată nicio diferență în proprietățile de tracțiune.

Conform proprietăților de duritate, probele (HT304, HL304) au proprietăți de duritate mai bune decât probele (HL316L, HT316L).

Conform efectului defectelor, s-a înregistrat că atunci când au existat defecte, comportamentul de aliajului 304 a fost mai bun decât al aliajului 316L.

Pentru epruvetele din Grupa G (ELT304, ELL304, ELT316L și ELL316L):

Conform proprietăților de tracțiune, s-a observat o creștere a rezistenței la tracțiune pentru probele care au fost sudate MMAW (ELT304, ELL304), prin comparație cu probele care au fost sudate MMAW (ELL316L, ELT316L).

Conform proprietăților de duritate, s-a înregistrat faptul că probele (ELL316L, ELT316L) au proprietăți de duritate mai bune decât probele (ELT304, ELL304).

Conform procesului de sudare folosind tehnica MMWA, s-a observat că probele (ELT304, ELL304) au proprietăți de tracțiune mai bune decât probele (ELL316L, ELT316L). Dimpotrivă, dacă au fost comparate proprietățile de duritate

Pentru epruvetele din Grupa H (TIGHT304, TIGHL304, TIGHT316L și TIGHL316L):

Conform proprietăților de tracțiune, s-a observat o creștere a rezistenței la tracțiune pentru probele care au fost sudate TIG (TIGHL316L, TIGHT316L), în comparație cu probele care au fost sudate TIG (TIGHT304, TIGHL304).

În conformitate cu proprietățile de duritate, probele (TIGHT304, TIGHL304) au proprietăți de duritate mai bune decât probele (TIGHL316L, TIGHT316L).

Conform procesului de sudare folosind tehnica TIG, s-a observat că probele (TIGHL316L, TIGHT316L) au proprietăți de tracțiune mai bune decât probele (TIGHT304, TIGHL304). Dimpotrivă, dacă au fost comparate proprietățile de duritate.

S-a realizat un amplu program de experimente privind comportamentul coroziunii electrochimice a oțelurilor inoxidabile austenitice de tip 304 și 316L, în medii clorate (soluție 6% de clorură de calciu, clorură de mangan și clorură de fier) în diferite stări (sudate și ne-sudate) sau diferite zone ale sudurii. Experimentele au fost efectuate comparativ, pe epruvete sudate și ne-sudate, fiind prezentate în diferite moduri de investigare - stereomicroscopie, microscopie optică, microscopie electronică, analiză topografică, care au permis să fie trase concluzii relevante, contribuind la completarea bazei de date în domeniul rezistenței la coroziune a oțelurilor inoxidabile austenitice.

Comparând starea de rezistență a oțelului inoxidabil austenitic 304 cu 316L (fără sudare, zonele BM, WM și HAZ), s-a observat că oțelul inoxidabil 304 prezintă un comportament superior față de oțelul inoxidabil 316L în soluția CaCl<sub>2</sub>, în timp ce în soluția MgCl<sub>2</sub>, rezultatele au fost diametral opuse. De asemenea, cea mai mare rată de coroziune din zona influențată termic a fost observată la toate probele. S-a efectuat o comparație ierarhică a oțelurilor inoxidabile

austenitice 304 și 316L în soluțiile clorurate testate (respectiv  $MgCl_2$ ,  $FeCl_3$  și  $CaCl_2$ ), după cum urmează:

Oțelul inoxidabil 316L a prezentat rezultate mai bune decât oțelul inoxidabil 304 în soluția  $FeCl_3$ . De asemenea, oțelul inoxidabil 316L are cea mai bună rezistență la coroziune în soluția  $MgCl_2$ , urmată de  $CaCl_2$  și apoi în soluția  $FeCl_3$ . Creșterea ratei de coroziune a fost observată în zona HAZ pentru toate probele.

Oțelul inoxidabil 304 a arătat cele mai bune rezultate în soluția de  $CaCl_2$ , urmată de soluția  $MgCl_2$  și apoi de soluția  $FeCl_3$ . Creșterea ratei de coroziune a fost observată în zona HAZ pentru toate probele.

S-a realizat un amplu program de investigare la microscopul electronic, care a permis evidențierea mecanismelor de coroziune, morfologia suprafețelor de rupere, precum și identificarea formelor de coroziune, comparând oțelurile inoxidabile austenitice 304 și 316L.

A fost realizat un amplu program de experimente privind comportamentul coroziunii electrochimice a probelor în formă de U pentru 304 și 316L, în soluție de 5% de clorură de sodiu în diferite stări (sudate și ne-sudate) și direcții diferite (încovoiere față și încovoiere rădăcină). Experimentele au fost efectuate comparativ, pe epruvete sudate și ne-sudate, fiind prezentate în diferite moduri de investigare - stereomicroscopie, microscopie optică, microscopie electronică, analiză topografică, care au permis să fie trase concluzii relevante, contribuind la completarea bazei de date în domeniul rezistenței la coroziune a oțelurilor inoxidabile austenitice..

Concluziile au fost obținute folosind dispozitivul PARSTAT 4000 pentru a determina rezistența la coroziune pe probele U care sunt expuse la tensiune statică în soluție de clorură de sodiu 5%, după cum urmează:

- Pentru probele 304, s-a observat că cele mai bune probe sunt, în următoarea ordine: U-L304, U-LTIGV304 și apoi U-LTIGF304.

- Testul pentru epruveta care nu este sudată (U-L304) a dovedit că a fost cel mai bun, prin comparație cu probele sudate folosind tehnica TIG.

- Pentru probele 316L, s-a observat că cele mai bune probe sunt, în ordinea următoare: U-LTIGF316L, U-L316L, apoi U-LTIGV316L

- Testul pentru eșantionul sudat (U-LTIGF316L) a dovedit că a fost cel mai bun, prin comparație cu eșantionul sudat folosind tehnica TIG și proba ne-sudată.

- Prin comparație între 316L și 304, s-a observat că aliajul 304 este mai bun, deoarece, are o rezistență bună la coroziune în funcție de rezultatele experimentale.

S-a realizat amplu program de investigare la microscopul electronic, care a permis evidențierea mecanismelor de coroziune, morfologia suprafețelor de rupere, precum și identificarea formelor de coroziune, comparativ, pentru oțelurile inoxidabile austenitice 304 și 316L.

## 7.2. DIRECȚII DE CERCETARE ULTERIOARĂ

În cadrul lucrării curente, testele de coroziune au fost efectuate pe îmbinările sudate și ne-sudate din oțel inoxidabil austenitic tip 304 și 316L la temperatura camerei, dar performanțele metalului în ceea ce privește proprietățile mecanice nu au fost recunoscute în timpul testului de coroziune în săruri care conțin clor. Prin urmare, recomand următoarele:

- Ambele metale trebuie studiate în cercetările ulterioare la temperatura camerei, aplicând o tensiune de tracțiune constantă pe îmbinările metalice sudate și ne-sudate în timpul încercării de coroziune a metalului, să se repete experimentul la anumite limite ale tensiunii la tracțiune, de exemplu, aplicarea unei solicitări chiar la limita de curgere a metalului, observând acțiunea metalului prin curbele de tracțiune în mediul coroziv și să se repete acest lucru cu anumite procentaje pe alte probe. De exemplu, 10%, 20%, 30%, 40%, etc., de rezistență la rupere sau luând în considerare realitatea practică a mediului în care metalul urmează a fi utilizat, în special în condiții de tracțiune

- Îmbinările sudate și non-sudate pot fi, de asemenea, testate la îndoire prin aplicarea unui procent fix dintr-o sarcină dată și creșterea acestui procent cu valori cunoscute pe alte epruvete, toate acestea în timpul finalizării testului de coroziune, unde putem monitoriza și performanța metalului și aplicarea rezultatelor în realitatea practică

- De asemenea, este posibil să se realizeze același lucru pentru proprietățile de duritate în care testul de coroziune poate fi efectuat periodic și modificările de duritate pot fi monitorizate în timp, dacă este posibil.

- Etapele anterioare pot fi, de asemenea, efectuate în condiții similare în ceea ce privește sărurile minerale care conțin clor, dar la temperaturi ridicate sau medii.

- Cercetătorul poate beneficia de rezultatele acestei cercetări, precum și de grupul de cercetare conținut în următoarele referințe bibliografice [105, 106, 107, 108, 109]. Iar anexele 2 vor include forme și dimensiuni standard ale probelor care pot fi utilizate pentru a efectua teste de tracțiune, îndoire și duritate.

### 7.3. DISEMINAREA REZULTATELOR

#### 7.3.1. Lucrări publicate

1. **A. A. Harb** et al., “*Effect of TIG Welding and Manual Metal Arc Welding on Mechanical Properties of AISI 304 and 316L Austenitic Stainless Steel Sheets*”, Key Eng. Mater., ISSN: 1662-9795, vol. 750, pp. 26–33, 2017.  
DOI:10.4028/www.scientific.net/KEM.750.26
2. **A. A. Harb**, et al. “*Investigation of Mechanical Properties and Corrosion Behavior For 1010 Carbon Steel Pipes Used for Steam Boilers*”, Annals of the University “Dunarea de Jos” of Galati: Fascicle IX, Metallurgy & Materials Science, 2017, 35.1, ISSN 1453-083X
3. **A. A. Harb**, I. Ciuca, and B. Rahali, “*Investigation the Corrosion of Heat Transferring Unit in Hydrogen Peroxide & Sodium Chloride Solution Using Weight Loss,*” scientific bulletin of Politehnica University of Bucharest (B). vol. 79, 2017, ISSN 1454-2331.
4. **HARB, A. A.**, Ciuca, I., Vasile, M., & Alqasim, M. “*The Effect Of TIG Welding On Corrosion Behavior For U- Bend Specimens Of 316l Austenitic Stainless-Steel Joints In Saline,*” scientific bulletin of Politehnica University of Bucharest (B). vol. 80, 2018, ISSN 1454-2331.
5. Bilel, R., and **A. A. Harb**. “*Impact of the information system on decision-making within the company,*” 2017 9th International Conference on Electronics, Computers and Artificial Intelligence (ECAI). IEEE, 2017.  
DOI: 10.1109/ECAI.2017.8166390
6. RAHALI, B., & **HARB, A. A.** (2017). “*Object-Oriented Architecture for Product Information System Engineering*”, Annals of the University “Dunarea de Jos” of Galati: Fascicle IX, Metallurgy & Materials Science, 2017, 35.1, ISSN 1453-083X.
7. ALSABTI, M. A., CIUCA, I., VASILE, B. Ș., **ABOU HARB, A.**, & TRUSCA, R. “*the effect of different surfaces roughness of TI6AL4V alloy on silver doped hydroxyapatite coating*”, scientific bulletin of Politehnica University of Bucharest (B). Vol. 82, Iss. 1, 2020. ISSN 1454-2331.
8. ALSABTI, M. A., CIUCA, I., VASILE, B. Ș., TRUSCA, R., & **HARB, A. A.** “*effect of surface roughness TI6AL4V modified by hydroxyapatite coating*”, the annals of “dunarea de jos” university of Galati: fascicle ix, metallurgy and materials science No. 4 - 2018, ISSN 2668-4748; e-ISSN 2668-4756.  
DOI: <https://doi.org/10.35219/mms.2018.4.06>.

### 7.3.2. Participări la conferințe internaționale

1. **A. A. Harb.**, I. Ciuca., R. Ciocoiu., M. Vasile., A. Bibis., B. Rahali., I. Hawamda., “Effect of TIG Welding and Manual Metal Arc Welding on Mechanical Properties of AISI 304 and 316L Austenitic Stainless Steel Sheets”, Poster P10, ROMAT 2016, 09th -12th November 2016, Bucharest, Romania, *6th International Conference on Materials Science and Technologies*.
2. **A. A. Harb.**, I. Ciuca., B. Rahali., R. Gheța., “Investigation of Mechanical Properties and Corrosion Behaviour for 1010 Carbon Steel Pipes Used for Steam Boilers”, Poster, TEME 2017, 25th -27th of October, Galați, Romania, *4th Edition Of The International Conference “New Trends In Environmental And Materials Engineering*.
3. B. Rahali., **A. A. Harb.**, “Object-Oriented Architecture for Product Information System Engineering”, Poster, TEME 2017, 25th -27th of October, Galați, Romania, *4th Edition of The International Conference “New Trends in Environmental and Materials Engineering*.
4. B. Rahali., **A. A. Harb.**, “Impact of The Information System on Decision-Making Within the Company”, ECAI 2017, 29 June - 01 July, Targoviște, Romania, *9th International Conference Edition Electronics, Computers, And Artificial Intelligence*.
5. F. Mohammed Alqasim., I. Ciuca., **A. A. Harb.**, B.S. Vasile., R. Trusca., “Effect of titanium surface roughness modified by hydroxyapatite coating”, Poster P20, BRAMAT 2019, 13th – 16th of March, Brașov, Romania, *11th International Conference on Materials Science and Engineering*.
6. **Alaa ABOU HARB**, Ion CIUCA, Mohammed ALQASIM FAYEQ, Mihai VASILE., “corrosion behavior for u- bend samples of 304 austenitic stainless-steel joints which welded by TIG in saline solution”, TEME 2019, 23th -25th of October, Galați, Romania, *4th Edition Of The International Conference “New Trends In Environmental And Materials Engineering*.
7. Mohammed ALQASIM FAYEQ, Ion CIUCA, Bogdan ȘTEFAN VASILE, **Alaa ABOU HARB**, Roxana TRUSCA., “The effect of different surfaces roughness of ti6al4v alloy on silver doped hydroxyapatite coating”, TEME 2019, 23th -25th of October, Galați, Romania, *4th Edition of The International Conference “New Trends in Environmental and Materials Engineering*.

## Bibliografie selectivă

- [1] *Outokumpu stainless steel*, Handbook of Stainless Steel. Finland: outokumpu oyj, 2013.
- [2] *G. Koch, J. Varney, N. Thompson, O. Moghissi, M. Gould, and J. Payer*, "International Measures of Prevention, Application, and Economics of Corrosion Technologies Study," NACE Int., pp. 1–3, 2016.
- [3] how2stats, "Watch @ www.Youtube.Com," What is Cronbach's Alpha? Explained Simply. 2015.
- [4] *G. S. Frankel*, "Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection," ASM Handb., vol. 13A, pp. 44073–2, 2003.
- [5] *E. K. Brooks, R. P. Brooks, and M. T. Ehrensberger*, "Effects of simulated inflammation on the corrosion of 316L stainless steel," Mater. Sci. Eng. C, vol. 71, pp. 200–205, 2017.
- [6] Kopeliovich, "Doku @ Www.Substech.Com." 2012.
- [7] Uhlig's, "Uhlig's Corrosion Handbook," p. 1285, 2011.
- [8] *A. P. Serra*, "World's largest Science, Technology & Medicine Open Access book publisher," Biomass Now- Sustain. growth use, 2013.
- [9] *A. A. Harb, I. Ciuca, and B. Rahali*, "Investigation the Corrosion of Heat Transferring Unit in Hydrogen Peroxide & Sodium Chloride Solution Using Weight Loss," vol. 79, 2017.
- [10] *J. Beavers and T. A. Bubenik*, Stress corrosion cracking. Elsevier Ltd, 2017.
- [11] *C. Garcia, M. P. de Tiedra, Y. Blanco, O. Martin, and F. Martin*, "Intergranular corrosion of welded joints of austenitic stainless steels studied by using an electrochemical minicell," Corros. Sci., vol. 50, no. 8, pp. 2390–2397, 2008.
- [12] <http://faculty.kfupm.edu.sa/ME/hussaini/Corrosion%20Engineering/04.05.01.htm>
- [13] "McNaughton, K. J. 'Materials Engineering Volume II: Controlling Corrosion in Process Equipment.' McGrawHill Book Co., NewYork. McSweeney, EE (1965) Off. Di g 37 (1980): 626 .," vol. II, no. 1965, p. 1980, 1980.
- [14] "Bridges, C. E., and M. A. Clarke. 'The importance of corrosion monitoring in oilfield system.' Middle East Corrosion Conference. 1979 .," p. 1979, 1979.
- [15] "Petersen, P. R. 'Improve corrosion control by computer simulation.' Hydrocarbon Processing;(United States) 71, no. 1 (1992).," vol. 1, no. 1, p. 1992, 1992.
- [16] *Dilon, C.P. (1990)* "Corrosion control in the chemical process industries", McGraw – Hill, Book company.
- [17] Chemical engineering, (1970) "Engineering material", Oct. 12, 1970.
- [18] *Burns, R.M. and Bradley, W.W. (1967)* "Protective coatings for Metals ", 3 rd Ed, Reihold, New York.
- [19] *Mc naughton j. Kenneth and The Staff of Chemical Engineering, (1980)* "controlling Corrosion in Process Equipment", Materials Engineering II, McGraw – hill Publication Company. 73
- [20] hilti, corrosion handbook, may 2015.
- [21] *Lee, H. and Neville, K. (1967)* "Handbook of epoxy resins", McGraw –Hill, New York.
- [22] *Fontana G. Mars, (1965)* "Corrosion Engineering", Third Edition, Mc Graw Hill Book Company.
- [23] *Henthorne, M. (1971)* "Control the process and control corrosion ",chem. . . eng., Oct. 18, 1971.
- [24] *Van Dijk, J. (1984)* "The use of surfactants as corrosion inhibitor in oil production systrms". Servo delden bv
- [25] *Gentilveci, A. (1998)* "Technical reference notes", Chemic company, Rome, December 7th1998.
- [26] *Van Dijk, J. (1983)* "Contact and reaction time to form aprotective film with corrosion inhibitor ". Servo delden bv.
- [27] *Herbert h. Uhlig, (1948)* "Corrosion handbook", Juhn Wiley and Sons, Inc, USA.
- [28] [www.dm-consultancy.com/TR/dosya/1-59/h/aisi-340-info.pdf](http://www.dm-consultancy.com/TR/dosya/1-59/h/aisi-340-info.pdf).
- [29] [www.sandmeyersteel.com/images/316-316L-317L-Spec-Sheet.pdf](http://www.sandmeyersteel.com/images/316-316L-317L-Spec-Sheet.pdf)
- [30] Welding processes handbook. 2003.
- [31] [http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=shielded\\_metal\\_arc\\_welding\\_smaw](http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=shielded_metal_arc_welding_smaw).
- [32][http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=tungsten\\_inert\\_gas\\_arc\\_welding\\_tig\\_gtaw&s=gas%20tungsten%20arc%20welding](http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=tungsten_inert_gas_arc_welding_tig_gtaw&s=gas%20tungsten%20arc%20welding).

- [33] [http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=metal\\_inert\\_gas\\_welding\\_mig\\_gmaw&s=gas%20metal%20arc%20welding](http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=metal_inert_gas_welding_mig_gmaw&s=gas%20metal%20arc%20welding).
- [34] Welding Handbook, Seventh Edition, Volume 4, Metals and Their Weldability, 1997.
- [35] [http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=submerged\\_arc\\_welding\\_saw&s=submerged%20arc%20welding](http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=submerged_arc_welding_saw&s=submerged%20arc%20welding).
- [36] [http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=plasma\\_arc\\_welding\\_paw&s=plasma%20arc%20welding](http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=plasma_arc_welding_paw&s=plasma%20arc%20welding).
- [37] Welding of stainless steels and others joining methods, American iron and steel institute, 1989.
- [38] [http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=electron\\_beam\\_welding\\_ebw&s=electro%20beam%20welding](http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=electron_beam_welding_ebw&s=electro%20beam%20welding).
- [39] [http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=laser\\_welding\\_lw&s=laser%20beam%20welding](http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=laser_welding_lw&s=laser%20beam%20welding).
- [40] C. Garcia, F. Martin, P. de Tiedra, Y. Blanco, M. Lopez, Pitting corrosion of welded Joints of austenitic stainless steels studied by using an electrochemical minicell, Corrosion Science 50 (2008) 1184–1194.
- [41] B.T. Lu, Z.K. Chen, J.L. Luo, B.M. Patchett, Z.H. Xu, Pitting and stress corrosion Cracking behavior in welded austenitic stainless steel, Electrochimica Acta 50 (2005) 1391–1403
- [42] A.H. Tuthill, Corrosion Testing of austenitic stainless steel weldments, Weld. J.5 (2005) 36–40.
- [43] C. Garcia, M.P. de Tiedra, Y. Blanco, O. Martin, F. Martin, Intergranular corrosion of welded joints of austenitic stainless steels studied by using an electrochemical minicell, Corrosion Science 50 (2008) 2390–2397.
- [44] Y. Cui, Carl D. Lundin, Evaluation of initial corrosion location in E316L austenitic stainless steel weld metals, Mater. Lett. 59 (2005) 1542–1546.
- [45] Y. Cui, Carl D. Lundin, Austenite - Preferential corrosion attack in 316 austenitic stainless steel weld metals, Mater. Des. 28 (2007) 324–328.
- [46] M. Dadfar, M.H. Fathi, F. Karimzadeh, M.R. Dadfar, A. Saatchi, Effect of TIG Welding on corrosion behaviour of 316L stainless steel, Mater. Lett. 61 (2007) 2343–2346.
- [47] C.T. Kwok, S.L. Fong, F.T. Cheng, H.C. Man, Pitting and galvanic corrosion behavior of laser-welded stainless steels, Journal of Materials Processing Technology 176 (2006) 168–178.
- [48] Klimpel, A. & Lisiecki, A. (2007). Laser Welding of Butt Joints of Austenitic Stainless Steel AISI 321. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 25, 1, 2007.
- [49] Curcio, F.; et al. (2006). Welding of Different Materials by Diode Laser. Journal of Materials Processing and Technology, 175, 83-89, 2006.
- [50] R. Kovacevic, Welding Processes, ISBN 978-953-51-0854-2, InTech November 21, 2012.
- [51] W. Chuaiphan, L. Srijaroenpramong, Effect of welding speed on microstructures, Mechanical properties and corrosion behavior of GTA-welded AISI 201 stainless steel Sheets, Journal of Materials Processing Technology 214 (2014) 402– 408.
- [52] M. Aliofkhaezrai, Stress Corrosion Cracking, February 20, 2014.
- [53] <http://faculty.kfupm.edu.sa/ME/hussaini/Corrosion%20Engineering/04.05.01.htm>.
- [54] V. Kain, Stress corrosion cracking (SCC) in stainless steels, Bhabha Atomic Research Centre, India, 2011.
- [55] Sedriks A J (1986), ‘Effect of alloy composition and microstructure on passivity of stainless steels’, Corrosion, 42(7), 376–389, 1986.
- [56] Sridhar N (2011), ‘Mechanisms of stress corrosion cracking’, in Stress Corrosion Cracking, Raja V S and Shoji T (eds) Woodhead Publishing, Cambridge, 2011.
- [57] Parkins R N (1992), ‘Environment sensitive fracture of metals’, Canadian Metallurgical Quarterly, 31(2), 79–94, 1992.
- [58] Jones R H (2003), ‘Stress corrosion cracking’, in ASM Handbook 13A, ASM International, 346–366, 2003.
- [59] <http://www.substech.com>.
- [60] Itzhak D and Elias O (1994), ‘Behaviour of type 304 and type 316 austenitic stainless steels in 55% lithium bromide heavy brine environment’, Corrosion, 50, 131–137, 1994.



- [61] *Speidel M O (1981)*, ‘Stress corrosion cracking of stainless steels in NaCl solutions’, *Metallurgical Transactions A*, 12, 779–789, 1981.
- [62] *Gnanamoorthy J B (1990)*, ‘Stress corrosion cracking of un-sensitized stainless steels in ambient temperature coastal atmosphere’, *Materials Performance*, 29(12), 63–65, 1990.
- [63] *Dillon C P (1990)*, ‘Imponderables in chloride stress corrosion cracking of stainless steels’, *Materials Performance*, 29(12), 66–67, 1990.
- [64] *Kain R M (1990)*, ‘Marine atmospheric stress corrosion cracking of austenitic stainless steels’, *Materials Performance*, 29(12), 60–62, 1990.
- [65] *Turnbull A and Psaila-Dombrowski M (1992)*, ‘A review of electrochemistry of relevance to environment-assisted cracking in light water reactors’, *Corrosion Science*, 33, 1925–1966, 1992.
- [66] *Kain V (2008)*, ‘Water chemistry: cause and control of corrosion degradation in nuclear power plants’, *Proceedings of the National Symposium on Operational and Environmental Issues concerning use of water as Coolant in Power Plants and Industries*, Kalpakkam, 15–16 December 2008, BRNS and INS, Kalpakkam, pp. 19–28, 2008.
- [67] *Scott P (1994)*, ‘A review of irradiation assisted stress corrosion cracking’, *Journal of Nuclear Materials*, 211, 101–122, 1994.
- [68] *Roychowdhury S, Kain V, Gupta M and Prasad R C (2011b)*, ‘IGSCC 52 crack growth in simulated BWR environment – effect of nitrogen content in non-sensitized and warm rolled austenitic stainless steel’, *Corrosion Science*, 53(3), 1120–1129, 2011.
- [69] *Shoji T, Lu Z and Murakami H (2010)*, ‘Formulating stress corrosion cracking growth rates by combination of crack tip mechanics and crack tip oxidation kinetics’, *Corrosion Science*, 52, 769–779, 2010.
- [70] *Arnoux P (2010)*, ‘Atomistic simulations of stress corrosion cracking’, *Corrosion Science*, 52, 1247–1257, 2010.
- [71] *Bruemmer S M and Thomas L E (2005)*, ‘High resolution characterization of stress corrosion cracks in austenitic stainless steels from crack growth rate tests in BWR simulated environment’, *Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors*, eds Allen T R, King P J and Nelson L, The Minerals, Metals and Materials Society, 189–198, 2005.
- [72] *Roffey P and Davies E H (2014)*, ‘The generation of corrosion under insulation and stress corrosion cracking due to sulphide stress cracking in an austenitic stainless steel hydrocarbon gas pipeline’, *Engineering Failure Analysis*, 44, 148–157, 2014.
- [73] *Truman J E and Perry R (1965)*, ‘The resistance of stress corrosion cracking of some Cr-Ni-Fe austenitic steels and alloys’, *British Corrosion Journal*, 1(2), 60–66, 1965.
- [74] *Speidel M O (1977)*, *Stress corrosion cracking of austenitic stainless steels*, Ohio State University report to the Advanced Research Projects Agency, ARPA order no. 2616, Contract no. N00014-75-C-0703, 1977.
- [75] *Wheeler G C and Howells E (1960)*, ‘A look at caustic stress corrosion’, *Power*, 104(9), 86–87, 1960.
- [76] *Staehle R W and Agarwal A K (1976)*, *Corrosion, stress corrosion cracking and electrochemistry of the Fe and Ni based alloys in caustic environments*, Ohio State University Report to ERDA, Contract E(11-1)-2421, 1976.
- [77] *Ryabchenkov A V, Gerasimov V I and Sidorov V P, Prot. Met. (USSR)*, 2, p. 217, 1966.
- [78] *Rhodes C G and Thompson A W*, ‘The composition dependence of stacking fault energy in stainless steels’, *Metallurgical Transactions A*, 8, 1901–1906, 1977.
- [79] *Dai Q-X, Wang A-D, Cheng X-N and Luo X-M*, ‘Stacking fault energy of cryogenic austenitic steels’, *Chinese Physics*, 11, 596–600, 2002.
- [80] *Sedriks A J.* “Corrosion of stainless steels”, 2nd edn, John Wiley and Sons, New York, 1996
- [81] *Andresen P and Morra M M (2005)*, ‘Effects of silicon on SCC of irradiated and unirradiated stainless steels and nickel alloys’, *Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors*, eds Allen T R, King P J and Nelson L, The Minerals, Metals and Materials Society, 87–108, 2005.

- [82] *Hines J G and Jones E R W (1961)*, ‘Some effects of alloy composition on the stress corrosion behaviour of austenitic Cr-Ni steels’, *Corrosion Science*, 1, 88–107, 1961.
- [83] *Jones D A (1992)*, *Principles and Prevention of Corrosion*, 2nd edn, Prentice-Hall. *Jones R and Randle V (2010)*, ‘Sensitization behavior of austenitic stainless steel’, *Materials Science and Engineering A*, 527, 4275–4280, 2010.
- [84] *Kain V (1997)*, ‘Sensitization and susceptibility of austenitic stainless steels to intergranular corrosion and intergranular stress corrosion cracking’, PhD thesis, Indian Institute of Technology, Bombay, 1997.
- [85] *Kain V, Prasad R C and De P K (2002)*, ‘Testing sensitization and predicting susceptibility to intergranular corrosion and intergranular stress corrosion cracking’, *Corrosion*, 58, 15–38, 2002.
- [86] *Edeleanu C (1953)*, ‘Transgranular stress corrosion in Cr-Ni stainless steels’, *J. Iron Steel Inst.*, 173, 140–146, 1953.
- [87] *Schramm R E and Reed R P (1975)*, ‘Stacking fault energies of seven commercial stainless steels’, *Metallurgical Transactions A*, 6A, 1345–1351, 1975.
- [88] *G. De Queiroz et al.*, “Intergranular corrosion evaluation of friction stir welded AISI 410S ferritic stainless steel.” *Integr. Med. Res.*, no. x x, pp. 1–10, 2019.
- [89] *Jin W, Yang S, Kokawa H, Wang Z and Sato Y S (2007)*, ‘Improvement of intergranular stress corrosion crack susceptibility of austenite stainless steel through grain boundary engineering’, *Journal of Materials Science and Technology*, 23(6), 785–789, 2007.
- [90] <http://sassda.co.za/stainless-steel-and-corrosion>.
- [91] *EPRI GS 6913 (1990)*, *Feedwater heaters: replacement specification guidelines*, Part 1.4, Tubing selection and preparation, EPRI final report GS 6913, project 2504-5, August, 1990.
- [92] *Angeliu T M, Andresen P L, Hall E, Sutliff J A and Sitzman S (2000)*, ‘Strain and microstructural characterization of austenitic stainless steel weld HAZs’, *CORROSION 2000*, NACE paper no. 186, NACE, Houston, TX, 2000.
- [93] *Andresen P and Morra M M (2008)*, ‘IGSCC of non-sensitized stainless steels in high temperature water’, *Journal of Nuclear Materials*, 383, 97–111, 2008.
- [94] *Aaltonen P, Hanninen H, Nenonen P, Aho-Mantila I and Hakala J 54 (1988)*, ‘Aging related degradation of AISI 304 steel piping welds in BWR conditions’, *Proceedings of the 3rd Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors*, eds G.J. Theus, J.R. Weeks, The Materials Society, Warrendale, PA, 351–358, 1988.
- [95] *R. A. Cottis*. “Stress corrosion cracking”, *Corrosion and Protection Centre*, 1982.
- [96] <http://faculty.kfupm.edu.sa/ME/hussaini/Corrosion%20Engineering/04.07.03.htm>
- [97] <http://faculty.kfupm.edu.sa/ME/hussaini/Corrosion%20Engineering/04.07.03.htm>
- [98] <http://www.foodsafety.upb.ro>
- [99] “*Practice for Making and Using U-Bend Stress-Corrosion Test Specimens*”, G 30 Metal Corrosion, Erosion, and Wear, Vol 03.02, *Annual Book of ASTM Standards*, American Society for Testing and Materials.
- [100] *ISO 7539-6: 2003*. *Corrosion of Metals and Alloys-Stress Corrosion Testing-Part 6: Preparation and Use of Pre-Cracked Specimens for Tests Under Constant Load or Constant Displacement*. 2003.
- [101] *M. A. R. do Nascimento, L. de O. Rodrigues, E. E. B. G. Eraldo Cruz dos Santos, F. L. G. Dias, E. I. G. V. And, and R. A. M. Carrillo*, “World’s largest Science , Technology & Medicine Open Access book publisher .,” *Prog. Gas Turbine Perform.*, 2013.
- [102] *Ribeiro, R. B., Silva, J. W. J., Hein, L. R. O., Pereira, M. C., Codaro, E. N., & Matias, N. T. (2013)*. Morphology characterization of pitting corrosion on sensitized austenitic stainless steel by digital image analysis. *ISRN Corrosion*, 2013.
- [103] *T. Prosek, A. Iversen, C. Taxén, and D. Thierry*, “Low-Temperature Stress Corrosion Cracking of Stainless Steels in the ...,” vol. 65, no. 2, pp. 105–117, 2009.
- [104] *J. Klinglmayr and C. Bettstetter*, “Low temperature stress corrosion cracking of austenitic and duplex stainless steels under chloride deposits,” 2001.
- [105] *J. Bhandari et al.*, “Accelerated pitting corrosion test of 304 stainless steel using ASTM G48; Experimental investigation and concomitant challenges,” *J. Loss Prev. Process Ind.*, vol. 47, pp. 10–21,

2017.

[106] *J. F. Peng, C. Song, M. X. Shen, J. F. Zheng, Z. R. Zhou, and M. H. Zhu*, “An experimental study on bending fretting fatigue characteristics of 316L austenitic stainless steel,” *Tribol. Int.*, vol. 44, no. 11, pp. 1417–1426, 2011.

[107] *C. Garcia, M. P. de Tiedra, Y. Blanco, O. Martin, and F. Martin*, “Intergranular corrosion of welded joints of austenitic stainless steels studied by using an electrochemical minicell,” *Corros. Sci.*, vol. 50, no. 8, pp. 2390–2397, 2008.

[108] *B. T. Lu, Z. K. Chen, J. L. Luo, B. M. Patchett, and Z. H. Xu*, “Pitting and stress corrosion cracking behavior in welded austenitic stainless steel,” *Electrochim. Acta*, vol. 50, no. 6, pp. 1391–1403, 2005.

[109] *M. Vinoth Kumar, V. Balasubramanian, S. Rajakumar, and S. K. Albert*, “Stress corrosion cracking behavior of gas tungsten arc welded super austenitic stainless-steel joints,” *Def. Technol.*, vol. 11, no. 3, pp. 282–291, 2015.

[110] *A. A. Harb et al.*, “Effect of TIG Welding and Manual Metal Arc Welding on Mechanical Properties of AISI 304 and 316L Austenitic Stainless-Steel Sheets”, *Key Eng. Mater.*, ISSN: 1662-9795, vol. 750, pp. 26–33, 2017.

[111] *A. A. Harb*, et al. “Investigation of Mechanical Properties and Corrosion Behavior For 1010 Carbon Steel Pipes Used for Steam Boilers”, *Annals of the University “Dunarea de Jos” of Galati: Fascicle IX, Metallurgy & Materials Science*, 2017, 35.1, ISSN 1453-083X

[112] *HARB, A. A.*, Ciuca, I., Vasile, M., & Alqasim, M. “The Effect of TIG Welding on Corrosion Behavior For U- Bend Specimens Of 316L Austenitic Stainless-Steel Joints in Saline,” *scientific bulletin of Politehnica University of Bucharest (B)*. vol. 80, 2018, ISSN 1454-2331.