

UNIVERSITATEA POLITEHNICA TIMIȘOARA

FACULTATEA DE MECANICĂ

DEPARTAMENTUL INGINERIA MATERIALELOR ȘI FABRICAȚIEI

**Particularitățile transformărilor structurale în îmbinări
sudate din aliaje deformabile de aluminiu, durificabile prin
îmbătrânire**

Doctorand:

Ing. Lucian Ciprian Pavel

Conducător științific:

Prof. univ. dr. ing. Ion Mitelea

Timișoara, 2022

Cuprins

Cuvânt înainte	1
Cap. 1 Stadiul actual al cercetărilor privind obținerea îmbinărilor sudate din aliaje de aluminiu	2
1.1. Introducere.....	2
1.2. Microstructura și proprietățile aliajelor de aluminiu.....	3
1.3. Mecanismele de consolidare a aliajelor deformabile, nedurificabile prin tratament termic	7
1.4. Mecanismele de consolidare a aliajelor deformabile, durificabile prin tratament termic	12
1.5. Modificări structurale la sudarea prin topire. Elemente de dificultate.....	15
1.6. Tratamente termice anterioare, concomitente și ulterioare sudării	17
1.7. Probleme de incompatibilitate la realizarea îmbinărilor sudate eterogene	18
1.7.1. Generalități	18
1.7.2. Bazele sudabilității materialelor metalice disimilare.....	18
1.8. Îmbinări sudate din materiale disimilare, aliaje de Al – oțeluri.....	23
1.9. Îmbinări sudate MIG și WIG.....	23
1.10. Îmbinări sudate cu fascicul laser și de electroni	26
1.11. Obiectivele tezei de doctorat	27
Cap.2 Cercetări asupra procesului de sudare MIG în curent pulsat a aliajelor deformabile, durificabile prin îmbătrânire.....	29
2.1. Introducere.....	29
2.2. Materialul examinat și procedura de lucru.....	29
2.3. Macrografia îmbinărilor sudate	35
2.4. Micrografia îmbinărilor sudate.....	37
2.5. Încercări de tracțiune statică.....	39
2.6. Încercări de microduritate	40
2.7. Investigații EDX.....	41
2.8. Efectul tratamentului termic post - sudare asupra proprietăților mecanice și microstructurii îmbinărilor sudate.....	45
2.8.1. Introducere	45
2.8.2. Procedura experimentală	47

2.8.3.	Încercări mecanice	47
2.8.4.	Analize de difracție cu raze X	49
2.8.5.	Examinări prin microscopie electronică cu baleiaj.....	50
2.9.	Concluzii.....	54
Cap.3 Cercetări asupra procesului de sudo-brazare laser a aliajelor de aluminiu cu oțeluri slab aliate galvanizate		55
3.1.	Introducere.....	55
3.2.	Metodica de cercetare.Rezultate experimentale.....	60
3.3.	Investigații EDX.....	73
3.4.	Încercări de microdurate	80
3.5.	Concluzii.....	81
Cap.4 Cercetări experimentale asupra procesului de sudare prin frecare cu element activ rotitor		83
4.1.	Introducere.....	83
4.2.	Principiul metodei	83
4.3.	Avantaje și limite.....	85
4.4.	Parametrii de bază ai procesului de sudare	86
4.4.1.	Proiectarea sculelor.....	86
4.4.2.	Viteza de rotație și de avans a sculei	87
4.4.3.	Înclinarea sculei și adâncimea de scufundare (plonjare).....	87
4.5.	Aplicații potențiale	88
4.6.	Programul experimental	91
4.7.	Rezultate experimentale și discuții.....	93
4.7.1.	Examinări metalografice.....	93
4.7.2.	Încercări de microdurate.....	100
4.7.3.	Analize EDX.....	101
4.8.	Concluzii.....	104
Cap.5 Concluzii finale și contribuții originale.Direcții viitoare de cercetare..		105
Bibliografie.....		114

Cuvânt înainte

Prezenta teză de doctorat intitulată „*Particularitățile transformărilor structurale în îmbinări sudate din aliaje de aluminiu, durificabile prin îmbatrânire*” reprezintă o sinteză a activității de cercetare teoretică și experimentală efectuată de autor în domeniul Ingineriei Materialelor. În cadrul cercetărilor s-au studiat transformările structurale care au loc în îmbinările sudate omogene (aluminiu-aluminiu) precum și în îmbinările sudate eterogene (aluminiu-oțel galvanizat, aluminiu-oțel inoxidabil). De asemenea, s-a urmărit îmbunătățirea proprietăților mecanice ale îmbinarilor sudate prin aplicarea de tratamente termice post sudare.

În această teză s-au realizat îmbinări sudate utilizând trei procedee de sudare diferite și anume: îmbinări sudate MIG, îmbinări sudo-brazate laser respectiv îmbinări sudate prin frecare cu element activ rotitor. Pentru fiecare procedeu de sudare s-au efectuat mai multe seturi de probe sudate cu parametrii diferiți. Testele experimentale au fost efectuate cu echipamente de sudură moderne: sursă de sudare Aristo LUD 450W, sursa laser cu fibră Rofin FL030, celulă robotizată Arnold Maschinenbau, mașină de sudare prin frecare cu element activ rotitor. Asupra probelor obținute s-au efectuat încercări statice la tracțiune, încercări de duritate, analize de difracție cu raze, și examinări la microscopul electronic cu baleiaj. Cu această ocazie, doresc să mulțumesc coordonatorului meu științific, domnului Prof. Univ. Dr. Ing. Ion Mitelea, care m-a acceptat ca student doctorand, sprijinit, ajutat și îndrumat, cu un profesionalism excepțional și un deosebit simț pedagogic, de la începutul studiilor doctorale până la finalizarea tezei. Datorită colaborării cu dânsul, am reușit să public un număr de 6 lucrări științifice, din care 1 lucrare în jurnal ISI și 5 lucrări în volume ISI Proceedings. Profundă recunoștință pentru dl. Prof. Univ. Dr. Ing. Ion Mitelea care și-a lăsat o amprentă adâncă asupra mea prin modul în care mi-a insuflat cunoștințele în domeniul științei materialelor și prin felul în care mi-a fost aproape la finalizarea și redactarea tezei.

Mulțumesc cadrelor didactice Ș.L.dr.ing. Mircea Burcă, dr.ing. Traian Bena, personalului tehnic și colegilor din Departamentul de Ingineria materialelor și fabricației din Facultatea de Mecanică a Universității Politehnica Timișoara care m-au ajutat în anii petrecuți aici.

Nu în ultimul rând, doresc să mulțumesc familiei mele și în special Mihaelei Miclăuș, care a fost mereu alături de mine, dând dovadă de înțelegere, astfel încât am putut finaliza această activitate, începută în octombrie 2017, ca doctorand.

Timișoara, 2021

ing. Lucian Ciprian Pavel

Cap. 1 Stadiul actual al cercetărilor privind obținerea îmbinărilor sudate din aliaje de aluminiu

1.1. Introducere

Încă din anul 1930 aluminiul și aliajele sale au reprezentat materialele principale selectate pentru execuția componentelor structurale ale aeronavelor. Multitudinea de aplicații în industria autovehiculelor și cea aerospațială se datorește atât raportului ridicat dintre rezistența la rupere și masa specifică (R_m / ρ) cât și rezistenței mari la coroziune [1] [56].

Deși compozitele cu matrice polimerică sunt utilizate pe scară largă în aeronavele militare de înaltă performanță sau în construcția noilor avioane Boeing 787 și Airbus A350, aliajele de aluminiu vor continua să fie selectate pentru multe aplicații comerciale și militare. Caracteristicile lor de performanță, bine cunoscute, costurile de fabricație cunoscute, experiența de proiectare și metodele și echipamentele de fabricație stabilite, precum și utilizarea lor în structuri hibride sunt doar câteva dintre motivele încrederii continue în aliajele de aluminiu care le vor asigura utilizarea în cantități semnificative timp de mulți ani [1] [20] [45].

Un mare avantaj oferit de aceste aliaje constă în faptul ca ele pot fi tratate termic pentru a obține proprietăți superioare de rezistență mecanică, de prelucrabilitate, conductivitate termică și electrică și rezistență la coroziune, menținând în același timp o densitate redusă. Procesele de tratament termic aplicate aliajelor de aluminiu sunt recoacerea pentru omogenizare, recoacerea pentru recristalizare, recoacerea pentru înmuiere și călirea pentru punere în soluție urmată de îmbătrânire fie la temperatura camerei (îmbătrânire naturală), fie la temperatură ridicată (îmbătrânire artificială).

Cu toate acestea, aluminiul și aliajele sale prezintă câteva dezavantaje: costuri mai ridicate în comparație cu oțelurile, tenacitate la rupere relativ scăzută în condiții de solicitări mari și performanțe limitate la temperaturi ridicate de exploatare [5] [25] [34].

Actualmente, se fac numeroase cercetări pentru aprofundarea legăturilor dintre compoziția chimică, caracteristicile microstructurale, proprietățile tehnologice și de exploatare [24] [35] [57] [46] [47], extrem de importante pentru lărgirea aplicațiilor în industria aeronautică, de autovehicule, marină, feroviară, etc.

Aliajele de aluminiu tratabile termic, inclusiv seria 6xxx, sunt dificil de sudat folosind procese de sudare cu arcul electric, datorită conductivităților lor termice ridicate,

a formării rapide a filmului de oxid peste baia de metal topit și a tendinței de formare a porozităților și fisurilor de solidificare [20] [56] [59] [61] [62] [63] [76].

Atât laserul, cât și fasciculul de electroni, ca tehnici de sudare prin topire cu densitate mare de energie, sunt utilizate pentru a elimina sau minimiza fisurile de solidificare, defectele de tipul porozităților și pierderi ale elementelor de aliere [10] [13] [45] [48]. Cu toate acestea, este încă dificil să se mențină proprietățile mecanice și de rezistență la coroziune ale îmbinărilor sudate din aliajele de aluminiu folosind aceste procese avansate de sudare prin topire [10] [13] [64] [82] [89].

1.2. Microstructura și proprietățile aliajelor de aluminiu

Principalele elemente de aliere care intră în compoziția aliajelor comerciale cu baza de Al sunt: magneziu (Mg), siliciu (Si), mangan (Mn), zinc (Zn) și cupru (Cu).

Conform specificațiilor internaționale [32], aliajele se disting prin numere formate din patru cifre, prima cifră caracterizează grupa sau seria de care aparține aliajul:

- 1xxx (Al99,99 ... Al99,5),
- 2xxx (AlCu),
- 3xxx (AlMn),
- 4xxx (AlSi),
- 5xxx (AlMg (Mn)),
- 6xxx (AlMgSi)
- 7xxx (AlZnMg (Cu)),
- 8xxx (altele, de exemplu, AlFe, AlLi).

A doua cifră semnifică:

- Pentru grupa 1, este zero dacă impuritățile aluminiului nu fac obiectul controlului individual. Ea este diferită de zero dacă se prevăd limite speciale;
- Pentru grupele 2...8, ea indică modificările successive ale aliajului, zero corespunzând aliajului initial;

A treia și a patra cifră arată :

- Pentru grupa 1 concentrația în aluminiu, peste valoarea de 99,00%. Exemplu: 1040 = conținutul în Al este egal sau superior valorii de 99,40 %.
- Pentru grupele 2...8 cifrele nu au o semnificație particulară și servesc doar la identificarea aliajului.

După **starea de prelucrare** apar următoarele notații [31] :

- F - stare brută de fabricare;

- O - stare recoaptă;
- H - stare ecruisată mecanic și eventual restaurată sau stabilizată;
- T - stare durificată prin tratament termic.

Stările H și T cuprind următoarele subdiviziuni:

Pentru starea H:

- prima cifră indică modalitatea principală de obținere a produsului:
 - H1 - Ecruisare mecanică;
 - H2 - Ecruisare mecanică urmată de restaurare;
 - H3 - Ecruisare mecanică urmată de stabilizare;
- a doua cifră indică nivelul de durificare a materialului:
 - 2 - stare $\frac{1}{4}$ dur;
 - 4 - stare semi-dur;
 - 6 - stare $\frac{3}{4}$ dur;
 - 8 - stare dur;
 - 9 - stare extra-dur

Pentru starea T:

- **T3** – călire pentru punere în soluție urmată de o prelucrare la rece și o îmbătrânire naturală;
- **T4** – călire pentru punere în soluție urmată de o îmbătrânire naturală;
- **T5** – îmbătrânire artificială;
- **T6** – călire pentru punere în soluție urmată de o îmbătrânire artificială;
- **T7** – călire pentru punere în soluție urmată de o stabilizare;
- **T8** – călire pentru punere în soluție urmată de o prelucrare la rece și o îmbătrânire artificială.

Din tabelul 1.1 rezultă că aliajele de aluminiu pot fi de până la 30 ori mai rezistente mecanic decât aluminiul pur.

Tab.1.1 Unele proprietăți mecanice ale aluminiului și modalități de durificare [30]

Material	R _m , N/mm ²	R _{p0,2} , N/mm ²	A, %	<u>R_{p0,2}(aliaj)</u> R _{p0,2} (Al)
Al pur recopt (99,999% Al)	45	17	60	
Al tehnic recopt (99% Al)	90	35	45	2
Durificarea prin ecrusare mecanică a aluminiului pur	166	152	15	8,9
Durificarea prin formarea unei soluții solide (Exemplu: Al-1,2% Mn)	110	42	35	2,4
Durificarea prin călire și îmbătrânire de scurtă durată (Exemplu: Al-5% Mg)	290	152	35	8,9
Durificarea prin călire și îmbătrânire prin revenire completă (Exemplu: Al-5,6% Zn-2,5% Mg)	573	504	11	29,6

Cele mai răspândite aliaje de aluminiu sunt: Al-Cu, Al-Si, Al-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Cu-Mg-Si, Al-Mg-Si, precum și Al-Zn-Mg-Cu. În stare de echilibru, aceste aliaje formează o soluție solidă slab aliată și faze intermetalice CuAl₂ (faza θ), Mg₂Si, Al₂CuMg (faza S), Al₆CuMg₄ (faza T), Al₃Mg₂, Al₂Mg₃Zn₃ (faza T) etc. [30].

Toate aliajele de aluminiu pot fi clasificate în următoarele trei grupe principale:

- aliaje deformabile, destinate fabricării unor semifabricate și piese finite prin procedee de laminare, presare, forjare, ambutisare, etc. La rândul lor, acestea se împart în aliaje durificabile prin tratament termic și nedurificabile prin tratament termic;
- aliaje turnate în piese;
- aliaje obținute prin metalurgia pulberilor.

Principala diferență între aliajele nedurificabile și cele durificabile prin tratament termic (fig.1.1) rezidă în mecanismele de durificare prin deformare la rece, respectiv prin călire pentru punere în soluție urmată de îmbătrânire naturală sau artificială care sunt responsabile de creșterea caracteristicilor de rezistență mecanică.

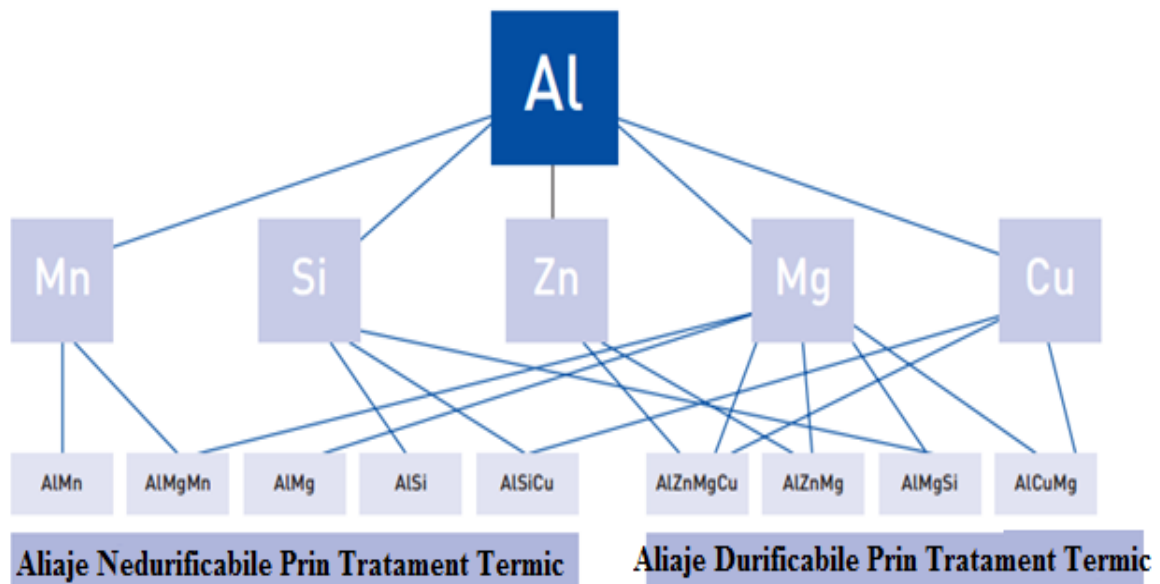


Fig.1.1 Sisteme de aliaje cu baza de aluminiu [83]

Principial există trei modalități distincte de acționare asupra microstructurii în vederea creșterii rezistenței mecanice a acestor materiale si anume:

- Pătrunderea unor atomi străini în rețeaua cristalină a aluminiului (durificarea prin formare de soluții solide);
- Creșterea densității de dislocații prin deformare plastică (ecruisare mecanică);
- Producerea unor precipitate foarte fine cu o compoziție și structură diferită (călire urmata de îmbătrânire, respectiv durificare prin dispersie). De cele mai multe ori, caracteristica mecanică luată în considerare pentru evaluarea rezistenței mecanice este rezistența la rupere prin tracțiune statică. Diagrama redată in fig. 1.2 prezintă intervalul în care poate fi setată această valoare pentru cele mai utilizate aliaje nedurificabile, respectiv durificabile prin tratament termic.

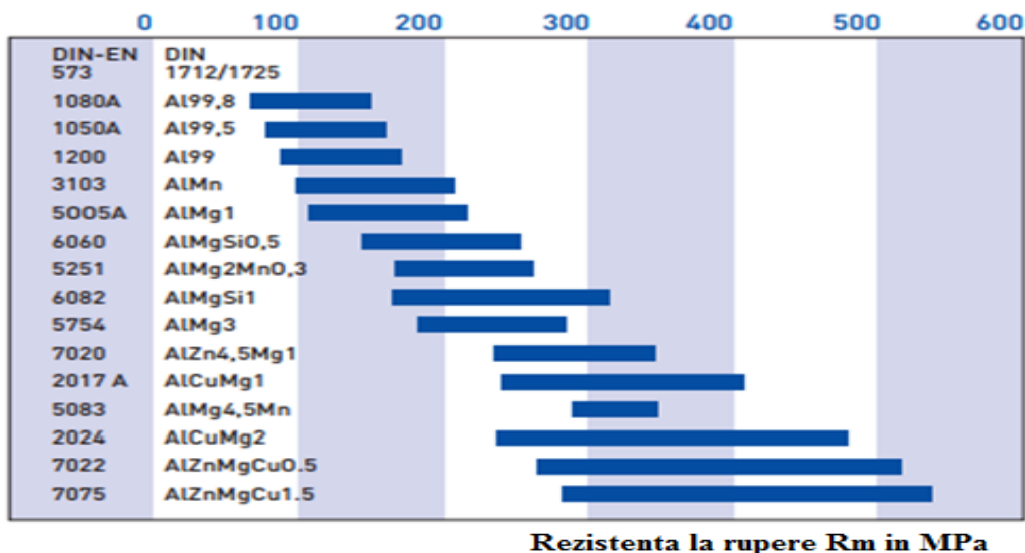


Fig.1.2 Ecartul rezistenței la rupere a aliajelor deformabile cu baza de Al [83]

Celelalte proprietăți înrudite ale materialelor, cum ar fi limita de curgere $R_{p0,2}$, alungirea la rupere A , sensibilitatea la efectul de creștătură și rezistența la coroziune sunt parțial contradictorii (opuse). Prin urmare, pentru o aplicație dată, selecția materialului și a tratamentului termic trebuie să asigure îndeplinirea cerințelor impuse atât în privința proprietăților tehnologice cât și a celor de întrebuințare pentru piese finite.

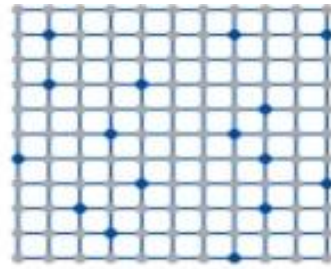
1.3. Mecanismele de consolidare a aliajelor deformabile, nedurificabile prin tratament termic

Această grupă de materiale include aluminiul pur și tipurile de aliaje Al-Mg, Al-Mn, Al-Mg-Mn și Al-Fe. La acestea acționează mecanismele de durificare prin deformare la rece și prin formare de soluții solide. Durificarea prin soluții solide presupune încorporarea atomilor elementelor de aliere în rețeaua cristalină a aluminiului. Până la un anumit conținut de atomi străini, acest efect poate fi semnificativ. Incorporarea atomilor de aliere împiedică procesele de alunecare în rețeaua cristalină, având ca rezultat o creștere a valorilor rezistenței mecanice.

Durificarea prin deformare la rece se datorește creerii distorsiunilor de rețea cristalină / dislocațiilor în planele cristalografice, care provoacă o creștere a rezistenței mecanice. La obținerea unui semifabricat, cea mai mare influență asupra rezistenței o are durificarea prin deformare plastică la rece. În fig. 1.3 se arată efectul durificării prin soluții solide pentru sistemul de aliaje Al-Mg, respectiv al durificării prin deformare plastică la rece a unui aliaj Al-Mg-Mn [83].

Durificare prin solutii solide

- = Atom de AL
- = Atom de Mg



Deformare la Rece

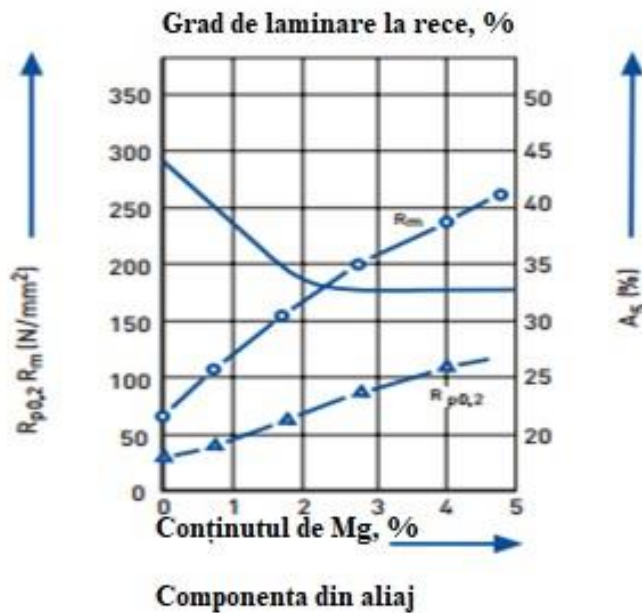
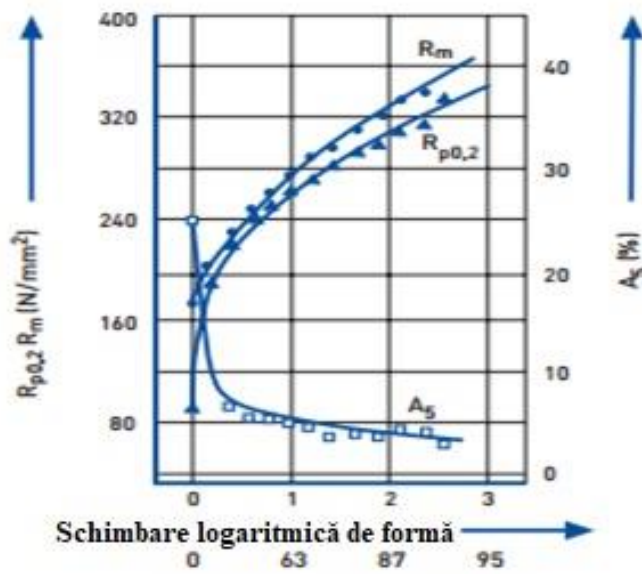
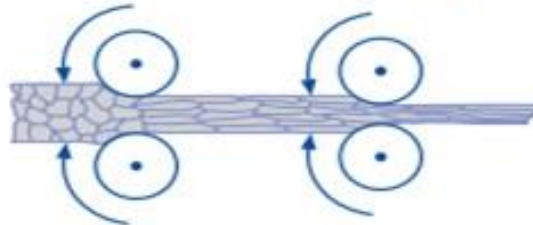


Fig.1.3 Consolidarea aliajelor deformabile nedurificabile prin tratament termic [83]

Pentru refacerea proprietăților mecanice se aplică de regulă tratamentul termic de recoacere pentru recristalizare. Temperatura de încălzire se situează peste cca. 350 °C (tab.1.2). Durata de menținere nu trebuie să fie prea lungă deoarece provoacă o creștere a granulației. La aliajele din clasa 5000 (Al-Mg și Al-Mg-Mn) cu peste 3% Mg se au în vedere condiții speciale de răcire pentru a nu fi deteriorată comportarea la coroziune intercristalină.

Tab.1.2 Parametrii tehnologici ai recoacerii aliajelor deformabile [83]

DIN EN 573 EN AW Nr. Aliaj	DIN EN 573 EN AW Simbol	Temp. de recoacere [°C]	Timp de recoacere [h]	Condiții de răcire
1098	Al 99,98	290-310	0,5-1	Cuptor
-	Al 99,9	320-350	0,5-1	Cuptor
1080A	Al 99,8(A)	320-350	0,5-2	Cuptor
1070A	Al 99,7	320-350	0,5-2	Cuptor
1050A	Al 99,5	320-350	0,5-2	Cuptor
1350A	Al 99,5(A)	340-360	0,5-2	Cuptor
1200	Al 99,0	340-360	0,5-2	Cuptor
5310	Al RMg0,5	320-340	0,5-1	Cuptor
5605	Al RMg1	320-340	0,5-1	Cuptor
5210	Al 99,9 RMg0,5	320-340	0,5-1	Cuptor
5505	Al 99,9 RMg1	320-340	0,5-1	Cuptor
6401	Al 99,9MgSi	360-380	1-2	≤30 °C/h pana la 250°C
5110	Al 99,85Mg0,5	340-360	0,5-1	Cuptor
5305	Al 99,85Mg1	340-360	0,5-1	Cuptor
-	Al 99,85MgSi	360-380	1-2	≤30 °C/h pana la 250°C
-	Al 99,8ZnMg	360-380	1-2	≤30 °C/h pana la 250°C

DIN EN 573 EN AW Nr. Aliaj	DIN EN 573 EN AW Simbol	Temp. de recoacere [°C]	Timp de recoacere [h]	Condiții de răcire
8011A	Al FeSi(A)	340-400	1-2	Cuptor
3207	AL Mg0,6	380-420	0,5-1	Cuptor
3103	Al Mn1	380-420	0,5-1	Cuptor
3003	Al Mn1Cu	380-420	0,5-1	Cuptor
3105	Al Mn0,5Mg0,5	380-420	0,5-1	Cuptor
3005	Al Mn1Mg0,5	380-420	0,5-1	Cuptor
3004	Al Mn1Mg1	380-420	0,5-1	Cuptor
5005A	Al Mg1(C)	360-380	1-2	Cuptor
5005B	Al Mg1,5	360-380	1-2	Cuptor
5051A	Al Mg2(B)	360-380	1-2	Cuptor
5052	Al Mg2,5	360-380	1-2	Cuptor
5754	Al Mg3	360-380		Cuptor
5082	Al Mg4,5	360-380		Cuptor
5019	Al Mg5	360-380		Cuptor
5251	Al Mg2	360-380		Cuptor
5049	Al Mg2Mn0,8	360-380		Cuptor
5454	Al Mg3Mn	360-380		Cuptor
5086	Al Mg4	380-420		Cuptor
5083	Al Mg4,5Mn0,7	380-420		30-50°C/h
5182	Al Mg4,5Mn0,4	380-420		30-50°C/h

DIN EN 573 EN AW Nr. Aliaj	DIN EN 573 EN AW Simbol	Temp. de recoacere [°C]	Timp de recoacere [h]	Condiții de răcire
6101	Al MgSi	360-400		≤30 °C/h până la 250°C
6101B	Al MgSi(B)	360-400		≤30 °C/h până la 250°C
6060	Al MgSi	360-400		≤30 °C/h până la 250°C
6063	Al Mg0,7Si	380-420		≤30 °C/h până la 250°C
6106	AL MgMnSi	380-420		≤30 °C/h până la 250°C
6008	Al SiMgV	380-420		≤30 °C/h până la 250°C
6005A	Al SiMg(A)	380-420		≤30 °C/h până la 250°C
6082	Al Si1MgMn	380-420		≤30 °C/h până la 250°C
6061	Al Mg1SiCu	380-420		≤30 °C/h până la 250°C
6012	Al MgSiPb	360-400		≤30 °C/h până la 250°C
2011	Al Cu6BiPb	380-420		≤30 °C/h până la 250°C
2007	Al Cu4PbMgMn	380-420		≤30 °C/h până la 250°C
2117	Al Cu2,5Mg	380-420		≤30 °C/h până la 250°C
2017A	Al Cu4MgSi(A)	380-420		≤30 °C/h până la 250°C
2024	Al Cu4Mg1	380-420		≤30 °C/h până la 250°C
2014	Al Cu4SiMg	380-420		≤30 °C/h până la 250°C
7003	Al Zn6Mg0,8Zr	400-420		≤30 °C/h până la 250°C
7020	Al Zn4,5Mg1	400-420		≤30 °C/h până la 250°C
7022	Al Zn5Mg3Cu	380-420		≤30 °C/h până la 250°C
7075	Al Zn5,5MgCu	380-420		≤30 °C/h până la 250°C

Conform fig.1.4 în zonele de material cu o densitate mare de dislocații respectiv acolo unde distorsiunile de rețea sunt cele mai intense (pe limitele grăunților deformați sau de-a lungul planelor de alunecare) apar și se dezvoltă germeni ai noilor grăunți. Formarea de noi grăunți echiaxiali care înlocuiesc structura fibroasă a materialului deformat poartă numele de recristalizare primară. Pe curbele de variație a proprietăților mecanice se înregistrează o diminuare bruscă a rezistenței la rupere și a limitei de curgere respectiv o creștere a caracteristicilor de ductilitate (A,Z).

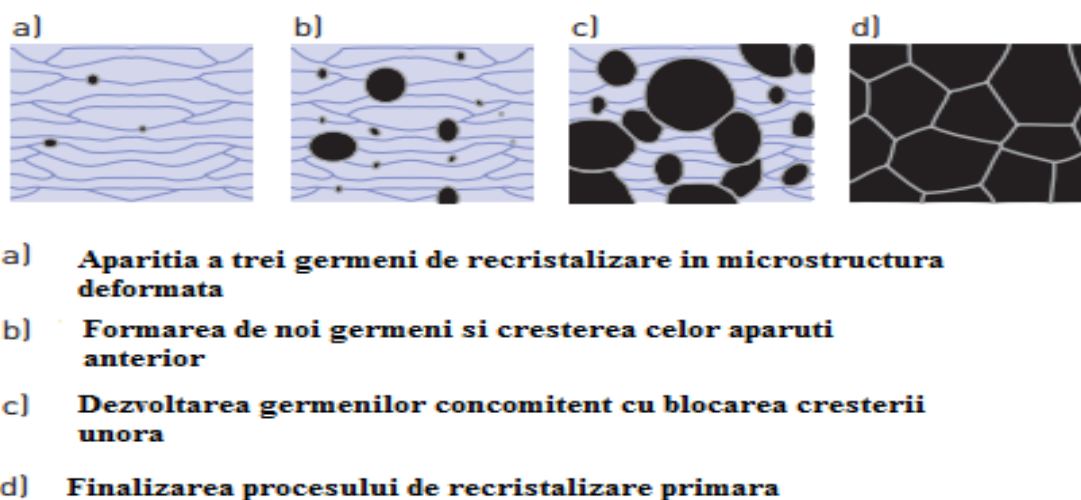


Fig.1.4 Germinarea si cresterea grăunților la recoacerea pentru recristalizare [83]

1.4. Mecanismele de consolidare a aliajelor deformabile, durificabile prin tratament termic

Pentru durificarea aliajelor de aluminiu se aplică de obicei tratamentul termic de călire pentru punere în soluție a fazelor în exces, urmată de o îmbătrânire naturală sau artificială (fig. 1.5).

Durificarea ia naștere prin combinarea de regulă a două sau trei elemente de aliere cu aluminiu. Aici sunt incluse aliajele din seria 2xxx, 6xxx și 7xxx (Al-Cu-Mg, Al-Mg-Si și Al-Zn-Mg(Cu)). Călirea pentru punere în soluție trebuie să aibă în vedere următoarele premize:

- O variație continuă a solubilității elementului de aliere în rețeaua cristalină a aluminiului, cu scăderea temperaturii în stare solidă;
- Formarea de precipitate fin dispersate în rețeaua metalică.

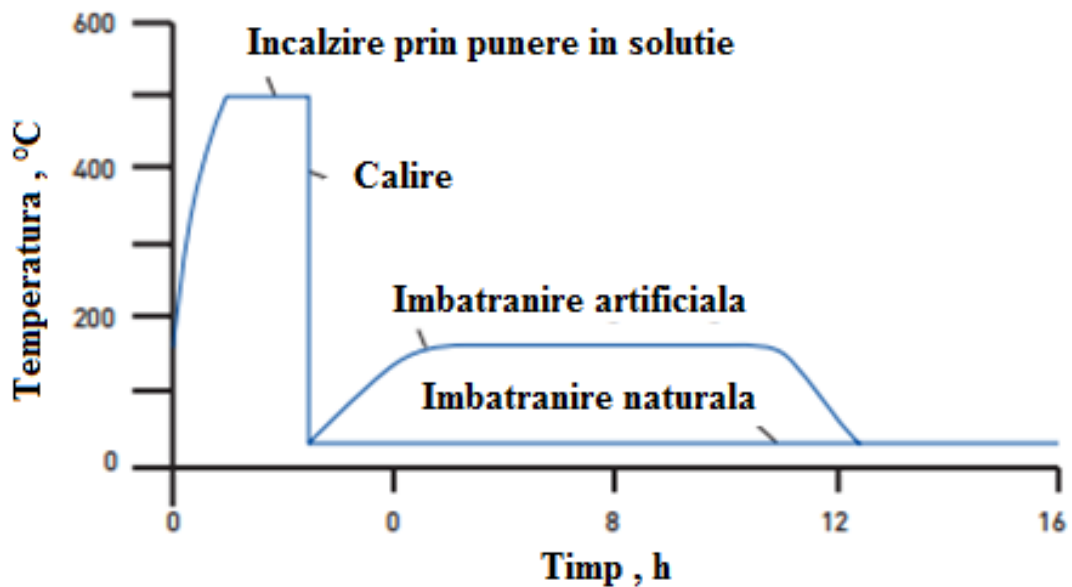


Fig.1.5 Ciclograma tratamentului termic de încălzire pentru punere în soluție urmată de îmbatranire [30]

El constă dintr-o încălzire la temperaturi (450 – 550 °C) susceptibile de a asigura dizolvarea completă sau în cea mai mare parte a fazelor intermetalice în exces, urmată de o menținere corespunzătoare și de o răcire bruscă până la temperatura ambiantă, în vederea obținerii unei soluții solide suprasaturate.

Problema centrală a acestui tratament termic este stabilirea corectă a temperaturii de încălzire. Întrucât domeniul de existență al soluției solide la cald este foarte îngust pe scara temperaturii, există riscul ca aliajul să fie călit incomplet (dacă temperatura este prea mică) sau pot apare topiri zonale ale limitelor grăunților (dacă temperatura este prea ridicată) [30].

Pentru exemplificare, temperatura de călire a aliajelor din sistemul Al-Cu (fig.1.6) este determinată de linia *mnp* care este plasată deasupra curbei limită de solubilitate a aliajelor cu sub 5,65%Cu și sub linia eutectică (548°C) pentru aliajele cu o concentrație mai mare în cupru [30].

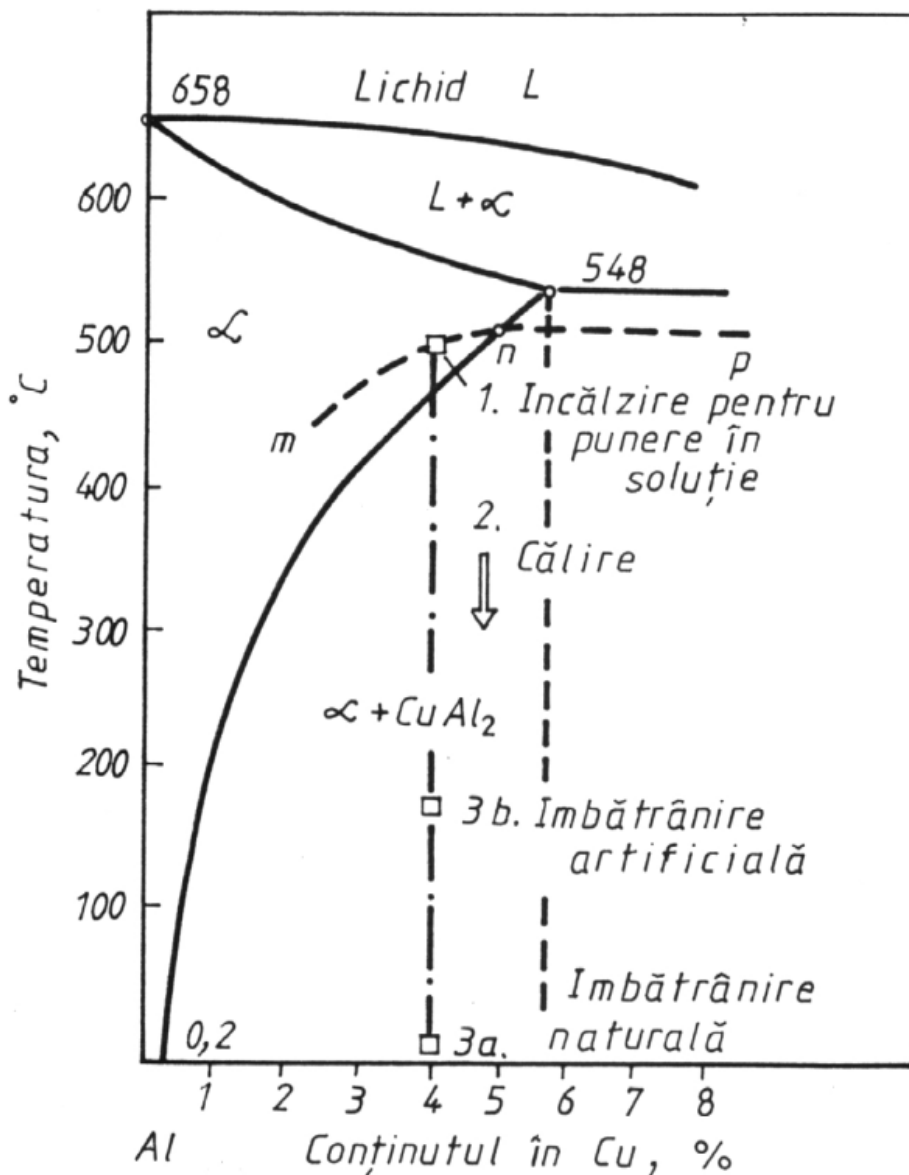


Fig.1.6 Diagrama de echilibru Al – Cu (zona aliajelor industriale) [30]

În timpul încălzirii pentru călire a aliajelor cu până la 5,65%Cu, are loc o dizolvare completă a fazei în exces CuAl_2 , iar prin răcire rapidă, se va obține o structură alcătuită din soluția solidă α suprasaturată, cu o concentrație în Cu egală cu cea a aliajului considerat. Structura de călire a aliajelor cu peste 5,6% Cu va fi alcătuită din soluția solidă α suprasaturată cu o concentrație în Cu corespunzătoare punctului n și din cristale de fază CuAl_2 , nedizolvată la încălzire. Durata de menținere la temperatura de călire depinde de natura, mărimea și gradul de dispersie al fazelor care urmează a fi dizolvate, de tipul cuptorului utilizat și de grosimea produsului (tab.1.3).

Tab.1.3 Prescripții de tratament termic conform normei DIN EN 573 [83]

DIN EN 573 EN AW-	DIN EN 573 Simbol	Temperatura incalzire °C	Racire in	Timpul de imbatranire naturala, zile	Temperatura de imbatranire artificiala °C	Timpul de imbatranire artificiala , h
-	E-Al MgSi	525-540	Apa	5-8	155-190	4-16
6101B	E-Al MgSi	525-540	Aer/Apa	5-8	155-190	4-16
6060	Al MgSi	525-540	Aer/Apa	5-8	155-190	4-16
6063	Al Mg0,7Si	525-540	Aer/Apa	5-8	155-190	4-16
6106	Al MgSiMn	525-540	Aer/Apa	5-8	155-190	4-16
6008	Al SiMgV	525-540	Aer/Apa	5-8	155-190	4-16
6005	Al SiMg(A)	525-540	Aer/Apa	5-8	155-190	4-16
6082	Al Si1MgMn	525-540	Apa/Aer	5-8	155-190	4-16
6061	Al Mg1SiCu	525-540	Apa/Aer	5-8	155-190	4-16
6012	Al MgSiPb	520-530	Apa la 65 °C	5-8	155-190	4-16
2011	Al CuBiPb	515-525	Apa la 65 °C	5-8	165-185	8-16
2007	Al Cu4PbMgMn	480-490	Apa la 65 °C	5-8	165-185	8-16
2017A	Al Cu4MgSi(A)	495-505	Apa	5-8	180-195 ^{si}	16-24 ^{si}
2024	Al Cu4Mg1	495-505	Apa	5-8	160-180	16-24 ^{si}
2014	Al Cu4SiMg	495-505	Apa	5-8	160-180	16-24 ^{si}
7003	Al Zn6Mg0,8Zr	460-485	Aer	mind. 90 d ^{si}	I 90-100 II 140-160 ^{si}	I 8-12 II 16-24 ^{si}
7020	Al Zn4,5Mg1	460-485	Aer	mind. 90 d ^{si}	I 90-100 II 140-160 ^{si}	I 8-12 II 16-24 ^{si}
7022	Al Zn5Mg3Cu	470-480	Apa	^{si}	I 115-125 II 165-180 ^{si}	I 12-24 II 4-6 ^{si}
7075	Al Zn5,5MgCu	470-480	Apa	^{si}	I 115-125 II 165-180 ^{si}	I 12-24 II 4-6 ^{si}

Legierungsgattung	Temperatura incalzire	Timp de racire < 200 °C	Mediul de racire
AlCuMg (cu cca. 4% Cu)	500 °C	5-15 s	Apa
AlCuMg Slab Aliat (cu cca. 2% Cu)	475-505 °C	40-60 s	Apa , pentru table sub 1.5mm si aer ventilat
AlMgSi Inalt Aliat (cu cca. 1% Si si 1% Mg cu aditiv - Mn)	540 °C	20-30 s	Apa , pentru table cu grosime > 3mm Aer , pentru table cu grosimea < 3mm
AlMgSi - Slab Aliat (cu cca. 0.5%Mg si 0.5% Si)	530 °C	40-60 s	Apa , pentru table cu grosimea > 5 mm Aer , pentru table cu grosimea < 5mm
AlZnMg - Slab aliat (cu 4-5% Zn)	450 °C	5-20 min	Aer ventilat
AlZnMgCu (mit 6 % Zn, 2 % Mg, 1,5 % Cu)	530 °C	30-40 s	Apa

1) Aer ventilat

În urma călirii pentru punere în soluție se obțin bune caracteristici de ductilitate (A, Z) și slabe caracteristici de rezistență mecanică (HV, Rm, Rp_{0,2}) [30].

1.5. Modificări structurale la sudarea prin topire. Elemente de dificultate

Deși temperatura de topire a aluminiului este relativ scăzută, căldura necesară pentru sudarea prin topire a aluminiului, are aproximativ aceeași mărime ca și la sudarea oțelului. Motivul pentru aceasta este conductivitatea termică ridicată a materialului. Efectul căldurii de sudare se manifestă prin apariția unor modificări structurale nedorite și prin deformații ale componentelor sudate. Una din dificultățile apărute la utilizarea structurilor sudate din aceste aliaje este reducerea generală a proprietăților mecanice ale zonelor îmbinării sudate în comparație cu materialul de bază. Acest fapt se datorează rezistenței mecanice mai reduse a cusăturii sudate și deteriorării structurii inițiale a ZIT sub acțiunea ciclurilor termice de sudare.

Alte lucrări de cercetare [41] [45] evidențiază stabilitatea microstructurală limitată a aliajului 6082 – T6 și pierderile de rezistență mecanică în cusătura sudată și în ZIT.

De asemenea, efectele căldurii de sudare asupra fenomenelor de precipitare și a fisurării prin licuație, care sunt responsabile de înrăutățirea proprietăților mecanice ale îmbinărilor sudate sunt analizate incomplet [41].

Excepție de la această regulă fac aliajele nedurificabile prin tratament termic aflate în stare moale sau ușor durificate prin deformare la rece, H22/H32, la care se constată doar o pierdere ușoară de rezistență mecanică. În funcție de procedeul de sudare folosit și de geometria construcției, regiunea din metalul de bază în care se manifestă schimbări microstructurale are lățimi diferite.

În general, o zonă de aproximativ 30 mm situată în dreapta și în stânga cusăturii, ca zonă influențată termic (ZIT) este considerată cu modificări semnificative [41]. De la materialul de bază neafectat se provoacă schimbări microstructurale la trecerea prin zona de tranziție și zona înmuiată prin recristalizare până la cusătura sudată care are practic o structură de turnare fig.1.7).

Aliajele nedurificabile prin tratament termic suferă în zona afectată termic o scădere a rezistenței mecanice, până la nivelul stării „moale“ a materialului de bază. Această pierdere poate fi eliminată printr-o nouă prelucrare prin deformare la rece a materialului. La aliajele durificabile prin tratament termic refacerea caracteristicilor de rezistență mecanică ale îmbinării sudate poate fi realizată prin aplicarea post-sudare a tratamentului termic de călire pentru punere în soluție urmată de îmbătrânire .

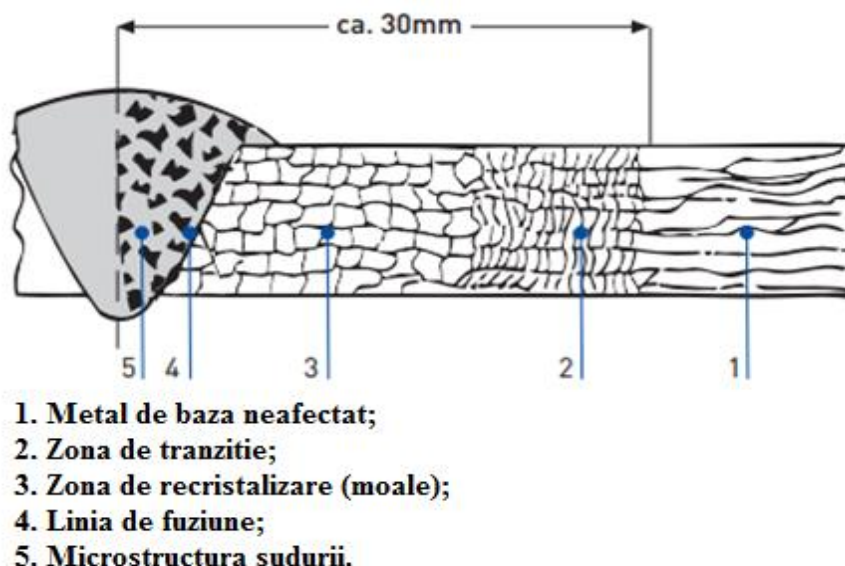


Fig.1.7 Zonele microstructurale ale unei îmbinări sudate prin topire [83]

1.6. Tratamente termice anterioare, concomitente și ulterioare sudării

Pentru secțiunile transversale mai mari de material, poate fi necesară preîncălzirea componentelor ce urmează a fi sudate. Temperaturile de preîncălzire nu ar trebui să depășească limita de 200 ° C. Acest tratament concomitent cu operația de sudare se aplică tuturor categoriilor de aliaje cu baza de aluminiu. Într-o construcție sudată iau naștere în mod inevitabil tensiuni reziduale. Nivelul acestora este influențat semnificativ de geometria construcției, de procedeul de sudare și de secvența de realizare a sudurii.

Aplicarea post - sudare a tratamentului termic de recoacere pentru detensionare se va face într-o măsură foarte limitată. În plus, întregul ansamblu sudat trebuie să fie introdus în cuptor, iar parametrii de tratament nu trebuie să schimbe starea structurală a materialului. De regulă, temperatura de recoacere are valori în intervalul 250 – 350 °C.

Temperaturile de încălzire și duratele de încălzire - menținere, care ar trebui să fie utilizate la aliajele durificabile prin tratament termic în vederea recoacerii pentru detensionare, sunt atât de mari încât modificările microstructurale survenite ar conduce la deteriorarea rezistenței mecanice și parțial a rezistenței la coroziune. De aceea, o detensionare nu poate fi recomandată. O reducere limitată a tensiunilor reziduale este posibilă prin efectuarea tratamentului la o temperatura situată în domeniul îmbătrânirii artificiale.

În general, trebuie avut în vedere faptul că prin recoacere de detensionare se pot provoca deformări mai mari ale componentelor. Construcțiile metalice sudate din EN AW-7020 T6 (DIN 1725: AlZn4,5Mn F35 / F34), pot fi introduse în exploatare numai după finalizarea procesului de îmbătrânire naturală.

Rezistența la tracțiune a unei cusături MIG se ridică la 275 N / mm² pentru o grosime de 15 mm. Această îmbătrânire naturală necesită trei luni de depozitare la temperatura camerei. Pentru a accelera procesul, ca opțiuni de tratament DIN 5513 recomandă:

- După 1 până la 3 zile de depozitare la temperatura camerei, urmează o îmbătrânire la 120 ° C până la 135 ° C timp de 24 de ore;
- Ca soluție alternativă se recomandă o temperatură de 60 ° C cu o durată de timp de peste 60 h.

1.7. Probleme de incompatibilitate la realizarea îmbinărilor sudate eterogene

1.7.1. Generalități

Îmbinarea materialelor disimilare prin tehnici care să asigure o continuitate metalică are la bază fructificarea unei combinații favorabile de proprietăți ca de exemplu:

- bune proprietăți mecanice ale unui material și o masă specifică redusă a celuilalt material;
- bune proprietăți mecanice ale unui material și o bună stabilitate la coroziune a celui de-al doilea material;
- bune proprietăți mecanice ale unui material și bune proprietăți electrice ale celuilalt material.

Una din principalele rațiuni de utilizare a structurilor din materiale disimilare rezidă în micșorarea greutateii totale a acestora. Numeroase structuri din industria aerospațială, a vehiculelor terestre, navelor maritime și fluviale, etc. se execută din materiale disimilare.

1.7.2. Bazele sudabilității materialelor metalice disimilare

În general, problemele legate de sudabilitatea acestor materiale se bazează pe diferențele existente între proprietățile lor mecanice, fizice și chimice:

- tipul și parametrul rețelei cristaline;
- temperatura de topire;
- masa specifică;
- coeficientul de dilatație liniară;
- conductivitatea termică;
- tipul diagramei de echilibru a celor două metale de bază.

Alături de acestea, o mare influență o are capacitatea lor de a putea fi îmbinate prin brazare și lipire moale. În tabelul 1.4 se prezintă proprietățile avute în vedere la analiza sudabilității unor metale disimilare.

Tab.1.4 Proprietățile unor metale utilizate la realizarea unor îmbinări disimilare [84] [45] [74]

Proprietate	Metal						
	Ti	Fe	Cu	Ni	Al	Mo	Zn
Tipul rețelei cristaline la 20°C	Hexagonală	c.v.c.	c.f.c	c.f.c	c.f.c	c.v.c.	Hexagonală
Parametrul rețelei cristaline, Å	a=2,95 c=4,86	a=2,86	a=3,607	a=3,517	a=4,04	a=3,14	a=2,67 c=4,94
Coeficientul de dilatație liniară, 1/K	8,3x10 ⁻⁶	11,7-12,3 x10 ⁻⁶	16,5x10 ⁻⁶	13,3x10 ⁻⁶	23,5x10 ⁻⁶	5,1x10 ⁻⁶	33x10 ⁻⁶
Căldura specifică, J/gK	0,54	0,46	0,37	0,46	0,91	0,27	0,37
Conductivitatea termică, w/cm K	0,15	0,92	3,97	0,92	2,3	1,42	1,13
Temperatura de topire, °C	1725	1538	1083	1455	658	2622	419
Densitatea kg/m ³	4505	7870	8940	8907	2720	10200	7430
Duritatea HB, daN/mm ²	140-200	50-80	32-37	65-70	20-25	200	30
Rezistența la rupere, N/mm ²	230-550	180-320	160-235	280-300	50-100	500-550	150
Limita de curgere, N/mm ²	150-480	90-250	35-75	140-200	15-30	350	40
Modulul de elasticitate, N/mm ²	116000	196000	115000	214000	69000	300000	130000
Alungirea la rupere, %	15-70	30-50	25-60	35-40	35-50	40-50	20-25

Pentru aprecierea modificărilor structurale care intervin la sudarea diverselor combinații de materiale se pot folosi diagramele de echilibru, care oferă informații legate de:

- solubilitatea unui component în altul;
- tendința de formare a unor compuși chimici sau intermetalici;
- sensibilitatea la fisurare a îmbinării sudate.

În fig.1.8 sunt prezentate tipurile posibile de diagrame de echilibru precum și microstructura simplificată a sudurilor obținute între metale disimilare [35].

Nr. crt .	Diagrama de echilibru	Microstructura simplificată a sudurii	Proprietăți predictibile ale sudurii
1.			<ul style="list-style-type: none"> - sudura constă dintr-o soluție solidă tenace cu sensibilitate scăzută la fisurare; - sudura are proprietăți mecanice acceptabile; - prezintă segregării și fisuri la cald.
2.			<ul style="list-style-type: none"> - proprietățile sudurii depind de cele ale eutecticului; - valorile proprietăților sunt inferioare celor ale soluției solide primare; - temperatura scăzută de topire a eutecticelor poate promova fisurarea la cald.
3.1			<ul style="list-style-type: none"> - o cantitate mai mare de compuși intermetalici poate conduce la fragilizarea sudurii; - prin măsuri suplimentare se pot influența: <ul style="list-style-type: none"> - descreșterea proporției de compuși intermetalici; - creșterea cantității de cristale A și B.
3.2			<ul style="list-style-type: none"> - selecția metalului C și a metalului de acoperire A, asigură formarea sistemelor A-C și C-B care prezintă compuși intermetalici.

Fig.1.8 Legătura dintre diagramele de echilibru și microstructura sudurilor din metale disimilare [35]

La sudarea materialelor disimilare pot apare urmatoarele situații caracteristice:

- ambele materiale se topesc în timpul procesului de sudare;
- numai un material va fi topit în cursul sudării;
- nici unul dintre materiale nu se topește în timpul sudării.

Indiferent de schimbările de stare care au intervenit, procesul de sudare se poate divide în două faze:

- a. faza de „close in” când atomii celor două metale se apropie la distanțe mai mici decât parametrul rețelei cristaline; această fază facilitează procesele de difuzie și de deformare plastică;
- b. faza de reacție interactivă a suprafețelor în contact, care provoacă formarea de legături metalice și/sau covalente.

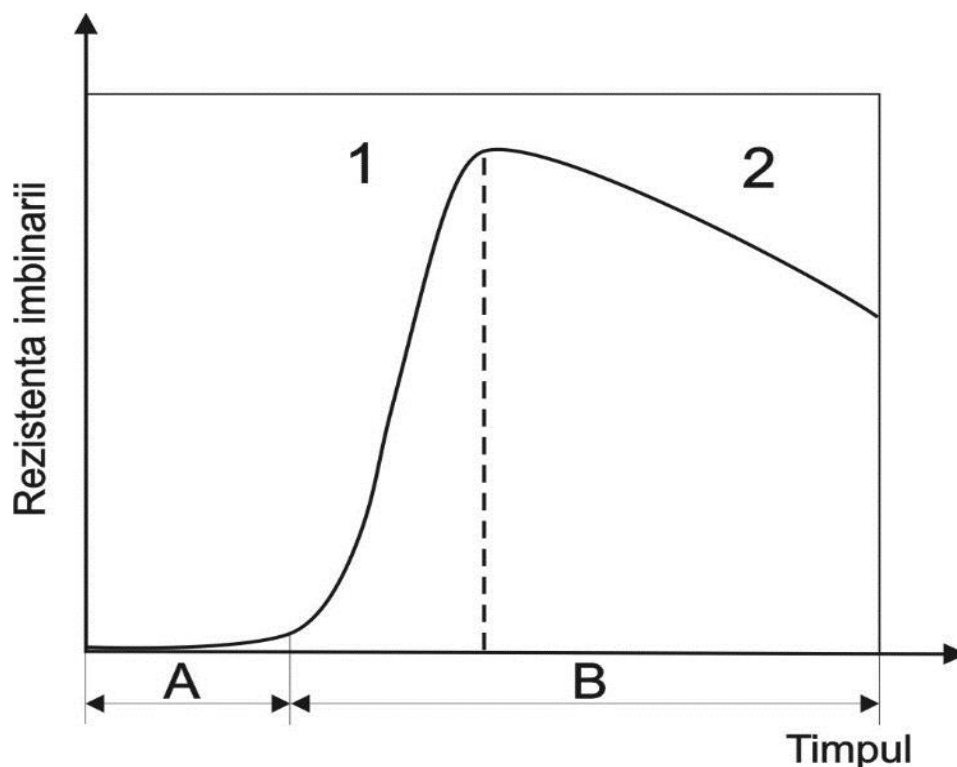


Fig.1.9 Formarea unei îmbinări din materiale disimilare: A-activitate fizică; B-activitate chimică a suprafețelor aflate în contact; 1-formarea soluției solide; 2-formarea și creșterea compușilor intermetalici [35]

Figura 1.9 evidențiază fazele care se formează într-o îmbinare din materiale disimilare precum și căile de modificare a rezistenței mecanice. Cele mai importante precauții avute în vedere la conducerea unui proces fiabil sunt următoarele:

- minimizarea timpului de contact în starea lichidă;
- evitarea accesului aerului în baia de metal topit;
- evitarea formării și creșterii compușilor intermetalici.

Ele pot fi asigurate numai prin prescrierea uneia din următoarele măsuri:

- sudarea cu energie liniară cât mai mică;
- sudarea în mediu de gaz protector (Ar, He, vid) și utilizarea de învelișuri protectoare pe partea de material care nu se topește în timpul sudării (Ni, Cu,

Al), ele conducând la o mai bună umectare a părții de material care se topește în timpul sudării. Cel mai mare pericol pentru calitatea și siguranța în funcționare a unei îmbinări sudate îl constituie combinațiile chimice din zona de contact a celor două materiale. Ele se pot forma atât în baia de metal topit cât și în faza solidă, în funcție de ciclul termic al fiecărui punct de sudură. Temperatura maximă atinsă la sudare și timpul de menținere deasupra punctului critic superior de transformare, sunt factorii care influențează în cea mai mare măsură germinarea și creșterea unor combinații chimice. Natura și cantitatea de compuși chimici și intermetalici mai depinde de:

- selecția judicioasă a materialului de adaos;
- utilizarea de straturi intermediare între cele două materiale de bază care au o bună compatibilitate la sudare cu fiecare dintre ele;
- folosirea unor echipamente specializate de sudare, cu un ciclu termic controlat.

În tabelul 1.5 se prezintă sintetic principalele combinații de materiale disimilare pentru sudare, problemele care apar și procesele recomandate de sudare.

Tab.1.5 Probleme specifice sudării materialelor disimilare [14] [15] [16]

Combinații de materiale	Procese de sudare prin topire	Procese de sudare prin presiune	Fenomene specifice	
			Solubilitate	Tipuri de compuși
Oțel și aliaje de Ti	WIG, MIG, laser	Frecare, difuzie	Pîna la 0,5% Fe în Ti_{α}	FeTi; Fe_2Ti
Oțel și aliaje de Al	WIG, MIG, laser, fascicul electroni	Frecare, difuzie, rezistență, explozie	Pîna la 33% Al în Fe_{α}	$FeAl_3$, Fe_2Al_5
Oțel și aliaje de Cu	WIG, MIG, fascicul electroni, laser	Frecare, explozie	Pîna la 8% Cu în Fe_{γ} ; pîna la 1,4% Cu în Fe_{α}	-
Al – Cu	WIG, MIG	Explozie	Pîna la 9,8% Al în Cu	Al_2Cu
Al – Ti	WIG, MIG	Frecare, difuzie, explozie	Pîna la 6% Al în Ti_{α}	TiAl, Al_3Ti
Cu -Ti	WIG, MIG	Difuzie, explozie	Pîna la 2,1% Cu în Ti_{α} ; pîna la 17% Cu în Ti_{β}	TiCu, Ti_2Cu , Ti_2Cu_3

1.8. Îmbinări sudate din materiale disimilare, aliaje de Al – oțeluri

Dificultățile care apar la sudarea materialelor disimilare sunt datorate diferențelor de proprietăți termice, mecanice și structurale. Cu toate acestea, există o tendință crescătoare în ceea ce privește utilizarea îmbinărilor eterogene în industriile gigantice care includ construcțiile navale, vehiculele militare, industria aerospațială și industria automobilelor. Utilizarea materialelor metalice cu masa specifică redusă în locul celor mai grele permite reducerea consumului de combustibil și chiar a costurilor de producție.

O serie de lucrări de cercetare și-au propus găsirea unor procese de sudare a acestor aliaje disimilare, dar problema pierderii caracteristicilor de rezistență mecanică a zonei sudate datorată formării de faze intermetalice fragile nu a fost rezolvată [47] [2] [11] [78] [67]. Urmare a diferențelor existente între proprietățile termice, coeficienții de dilatație, capacitatea și conductivitatea termică, rețelele cristaline, temperaturile de topire (660 °C pentru aluminiu și 1500 °C pentru oțel) și a solubilității aproape de zero în stare solidă a fierului în aluminiu, ce provoacă deformații și apar porozități și fisuri care conduc la reducerea proprietăților mecanice ale îmbinărilor sudate.

Pe plan mondial, au fost încercate unele tehnici de îmbinare prin sudare a aliajelor de aluminiu cu oțeluri, ca de exemplu: sudarea prin explozie [46], sudarea cu fascicul laser [2] [13], sudarea prin frecare [47], sudarea cu ultrasunete [34]. Punctul cheie în dezvoltarea unei noi tehnici de sudare este de a găsi o cale de control a dimensiunii și cantității de strat intermetalic Al/Fe acționând asupra limitării energiei liniare sau asupra blocării formării compușilor intermetalici utilizând inserții de tranziție sau recurgând la lipirea tare a oțelului cu un material compatibil și apoi sudarea acestuia cu aliajul de aluminiu.

1.9. Îmbinări sudate MIG și WIG

Unul dintre aliajele de aluminiu numit 2B50 (1,8-2,6%Cu, 0,7-1,2Si, 0,4-0,8%Mn, 0,4-0,8%Mg) și oțelul inoxidabil (1Cr18Ni9Ti) au fost sudate MIG folosind ca material de adaos o sarma Al-Si (4043). Influența acoperirii cu zinc prin galvanizare asupra calității îmbinărilor sudate a arătat că aspectul băii de sudură a fost necorespunzător și că au apărut multe microfisuri în porțiunea centrală a zonei de legătura [21]. Ca rezultat, ruperea s-a produs în acest strat al interfeței, a cărui lățime a variat între 5 – 15 μm pentru o energie liniară de 0,846 kJ / cm [21].

Într-o altă cercetare, aliajul de aluminiu a fost sudat cu oțelul inoxidabil prin procedeul MIG, iar grosimea stratului intermetalic a atins $40\ \mu\text{m}$ [22]. Într-un alt studiu a fost sudată o folie de aliaj de aluminiu (5A02 AlMg) pe oțelul inoxidabil AISI 304 utilizând o sarma tubulara din aliaj Zn- 15%Al. S-a arătat că efectuarea unui tratament termic de recoacere la 280°C timp de 30 min. după operația de sudare a favorizat creșterea rezistenței mecanice a îmbinării sudate.

Grosimea stratului intermetalic a fost de cca. 1,5 mm, iar pe suprafața sudurii s-a format ZnO. Alți compuși intermetalici au fost detectați în apropierea porțiunii de oțel inoxidabil [23] [73].

Sudarea WIG a unui aliaj de aluminiu (5A06 AlMg) cu un oțel inoxidabil austenitic a fost realizată utilizând un material de adaos cu baza de aluminiu și un flux necoroziv (fig.1.10). Rezultatele au indicat formarea de faze intermetalice fragile cu grosime de $5 - 35\ \mu\text{m}$ [36] cum sunt : $\tau_5\text{-Al}_{7.2}\text{Fe}_2\text{Si}$, $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_5$ și FeSi_2 . Rezistența la rupere a fost de 140 MPa. Ruperea s-a produs în metalul depus la colțul zonei de îmbinare. Formarea acestor faze poate fi prezisă prin diagramele ternare de fază (fig. 1.11) și dacă s-a ales calea corectă, nucleația acestor tipuri de faze poate fi prevenită.

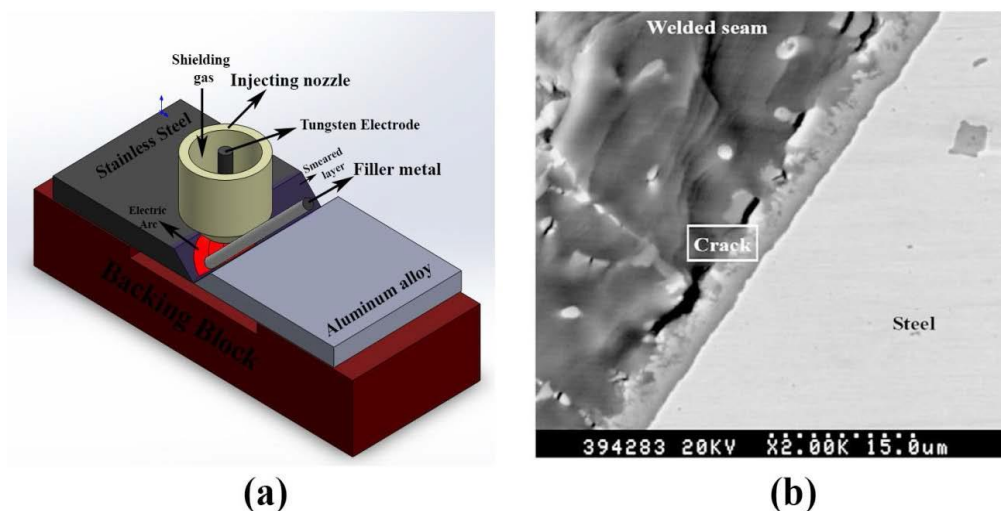


Fig.1.10 a) Sudarea WIG aliaj de Al–oțel inoxidabil; b) fisuri pe interfață [36][67]

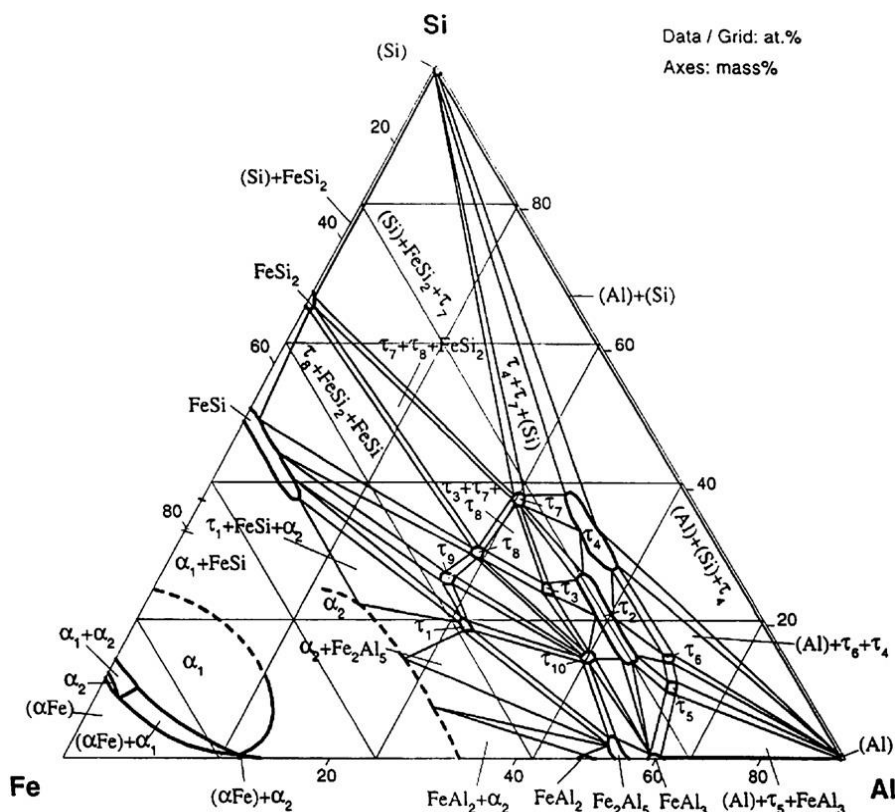


Fig.1.11 Diagrama de faze a sistemului ternar Al – Fe – Si la 600°C [36]

Într-o altă lucrare s-a studiat îmbinarea aluminiului cu un oțel galvanizat prin procedeul CMT [41]. Grosimea straturilor intermetalice în special de Fe_2Al_5 cu forma trapezoidală și $FeAl_3$ cu forma eliptică a atins 2,3 μm . Imaginea micrografică STEM Scanare microscopie electronică prin transmisie pune în evidență dislocații și micromacle formate în cusatura sudată (fig.1.12).

Tehnica CMT de imbinare aliaj de Al – oțel Q235 folosind ca material de adaos Al 4043 a vizat reducerea grosimii straturilor de faze intermetalice [60].

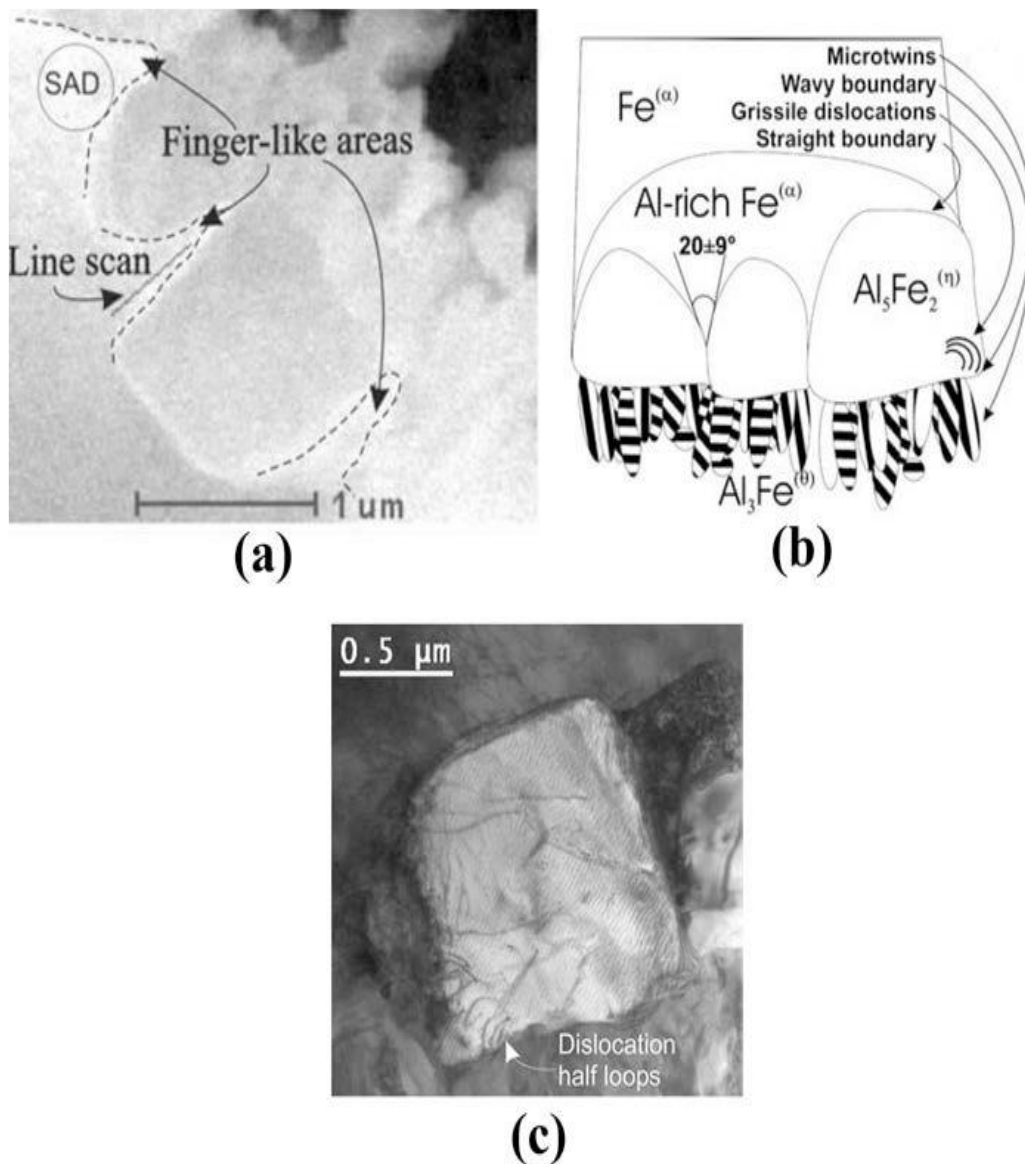


Fig.1.12 a) micrografia fazelor cu aspect de deget; b) schema de formare a fazelor și a defectelor; c) micrografia fazei Al_5Fe_2 cu dislocații [41]

1.10. Îmbinări sudate cu fascicul laser și de electroni

Un oțel cu conținut redus în carbon a fost sudat cu un aliaj de aluminiu (5754) în modul de sudare gaură de cheie cu configurație de suprapunere, folosind tehnica laser [48].

Pentru reducerea formării de faze intermetalice în timpul procesului de sudare, s-a studiat efectul puterii laserului, a duratei pulsului și a factorului de suprapunere. Cu creșterea acestor trei parametrii cantitatea de compuși intermetalici din zona sudată a fost mărită, în timp ce scăderea acestor parametrii principali a condus la apariția de fisuri în sudură (fig.1.13).

Încercările de tracțiune statică au arătat ca cele mai mari valori ale rezistenței la rupere se obțin atunci când proporția de compusi intermetalici este cea mai mică [48].

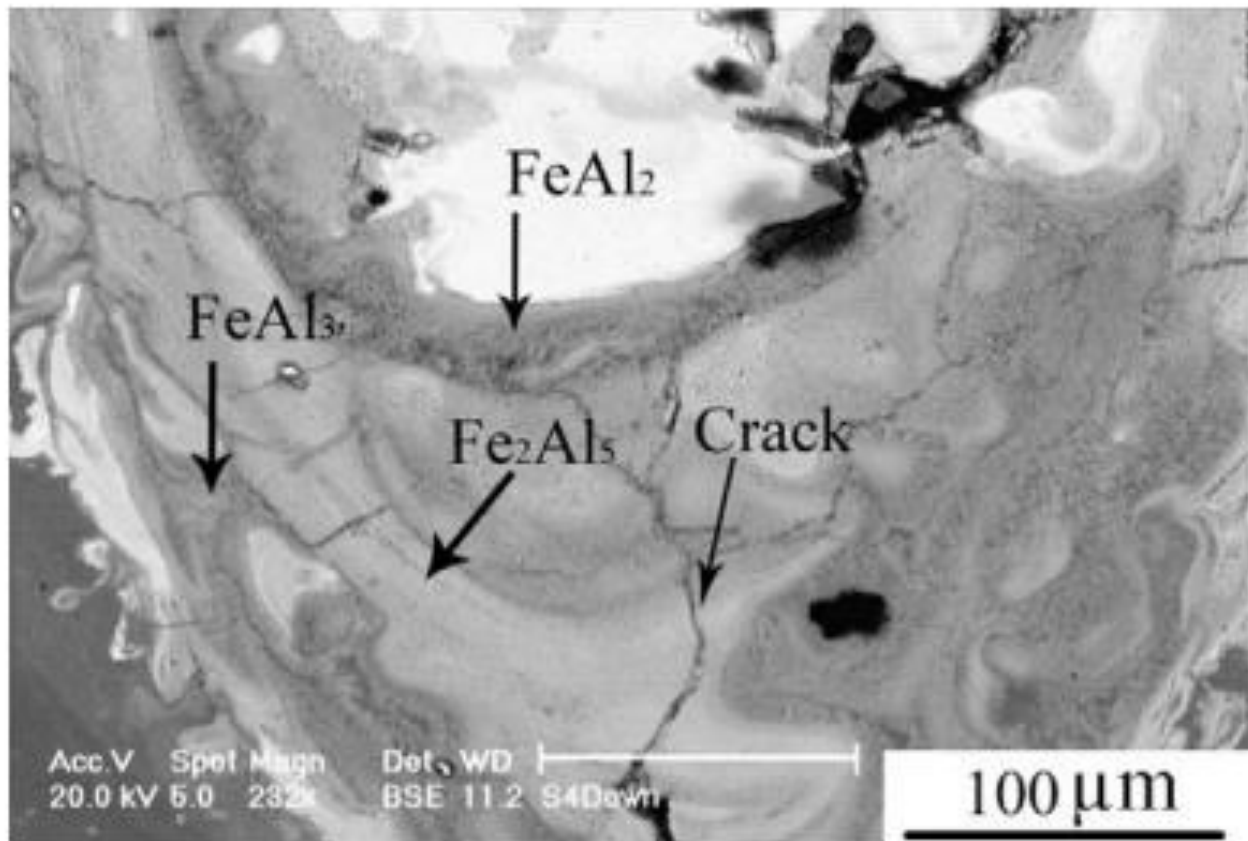


Fig.1.13 Imaginea SEM a sudurii cu fisuri si compusi intermetalici [48]

1.11. Obiectivele tezei de doctorat

Îmbinarea materialelor de aceeași natură sau de natură diferită rămâne o problemă de actualitate întrucât ea nu poate fi realizată întotdeauna cu ajutorul tehnicilor obișnuite cum sunt: sudarea manuală cu arcul electric, sudarea MIG, sudarea WIG, etc. Aplicarea sudării MIG/MAG în curent pulsant sau a sudo-brazării cu fascicul laser poate conduce la rezolvarea problemelor de incompatibilitate între aliajele de aluminiu de aceeași natură sau între acestea și oțeluri.

De aceea, în cadrul cercetărilor efectuate, un prim obiectiv îl constituie realizarea unor îmbinări sudate omogene care prin tratament termic ulterior sudării să posede caracteristici de rezistență mecanică cât mai apropiate de cele ale metalului de bază.

Al doilea obiectiv important vizează studierea procesului de sudo-brazare cu fascicul laser a unor aliaje deformabile din seria 6xxx (AlMgSi) cu oțeluri slab aliate galvanizate.

Prin modificarea compoziției chimice a băii de sudură se încearcă limitarea formării de faze intermetalice fragile între fier și aluminiu, iar mediul de lucru al procesului de sudare va evita oxidarea rapidă a aluminiului.

Un ultim obiectiv propus în cadrul lucrării îl constituie sudarea prin frecare cu element activ rotitor a aliajelor deformabile de aluminiu cu oțelurile inoxidabile austenitice.

Aprecierea calității îmbinărilor sudate se va face prin investigații macro și micrografice, încercări mecanice, analize röntgenostructurale și de dispersie în energie a razelor X.

Cap.2 Cercetări asupra procesului de sudare MIG în curent pulsat a aliajelor deformabile, durificabile prin îmbătrânire

2.1. Introducere

Urmare a masei specifice reduse și a unor proprietăți de întrebuințare atractive obținute prin tratamente termice, aliajele Al-Mg-Si au o extindere tot mai mare pentru aplicații structurale și pentru industria de autovehicule [50] [51]. Deși au proprietăți mecanice relativ scăzute comparativ cu oțelurile, ele se caracterizează printr-o rezistență specifică (R_m/ρ) excelentă. De aceea, se folosesc pe scara largă în industria aerospațială și de autovehicule. Cele mai răspândite aliaje de aluminiu sunt: Al-Cu, Al-Si, Al-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Cu-Mg-Si, Al-Mg-Si, precum și Al-Zn-Mg-Cu. În stare de echilibru, aceste aliaje formează o soluție solidă slab aliată și faze intermetalice $CuAl_2$ (faza θ), Mg_2Si , Al_2CuMg (faza S), Al_6CuMg_4 (faza T), Al_3Mg_2 , $Al_2Mg_3Zn_3$ (faza T) etc. [37] [25].

O serie din aceste aliaje pot fi durificate prin aplicarea tratamentului termic de călire pentru punere în soluție urmată de îmbătrânire naturală sau artificială. Aptitudinea la durificare este legată de variația solubilității componentilor (Mg, Si, etc.) în Al în funcție de temperatură. Încălzirea conduce la dizolvarea fazelor în exces și la formarea după călire a unei soluții solide suprasaturate. Procesul de îmbătrânire este însoțit de separarea fazelor durificatoare. Natura, forma, dimensiunile și distribuția fazelor precipitate influențează pregnant creșterea de duritate și de rezistență la rupere a aliajelor Al-Mg-Si [25].

2.2. Materialul examinat și procedura de lucru

Aliajul de aluminiu folosit în experimentări, marca 6082 – T6, (AlSi1MgMn conform EN 573) a fost livrat sub formă de table având grosimea de 5 mm, tratate termic prin călire pentru punere în soluție, 535 ± 5 °C/ 25 min. / apă, urmată de îmbătrânire artificială, 175 ± 10 °C / 8 h / aer.

Compoziția chimică nominală a tablelor de aliaj folosite pentru realizarea unor îmbinări cap la cap pătrunse este: Si = 1.18 %, Fe = 0.39 %, Cu = 0.065 %, Mn = 0.70 %, Mg = 1.32 %, Cr = 0.10 %, Ni = 0.015 %, Zn = 0.044 %, Ti = 0.011 %, Ga = 0.01 %, V = 0.023 %, Al = Rest.

Ca material de adaos a fost selectată sârma electrod AlSi 5 (Alloy 4043) conform ISO 18273 și EN 573 – 3 având diametrul de 1,2 mm, care are următoarele prescripții de compoziție chimică: Si = 4.5 – 6.0 %, Fe ≤ 0.8 %, Cu ≤ 0.30 %, Mn ≤ 0.05 %, Mg ≤ 0.05 %, Zn ≤ 0.10 %, Ti ≤ 0.20 %, Be ≤ 0.0003 %, Al = Rest.

Literatura de specialitate [50] [37] [17], recomandă folosirea acestei sârme pentru obținerea unei zone topite lipsită de fisuri.

Gazul de protecție a fost Argon 4.8 (puritate ≥ 99.998 %), Linde, cu un debit Q = 14 – 15 l/min. Sudarea s-a făcut în poziție orizontală, poziția PA/SR EN ISO 6943, sensul de sudare fiind spre stânga, iar înclinarea sârmei electrod, de 85°. Pregătirea rostului și poziționarea componentelor este prezentată în figura 2.1.

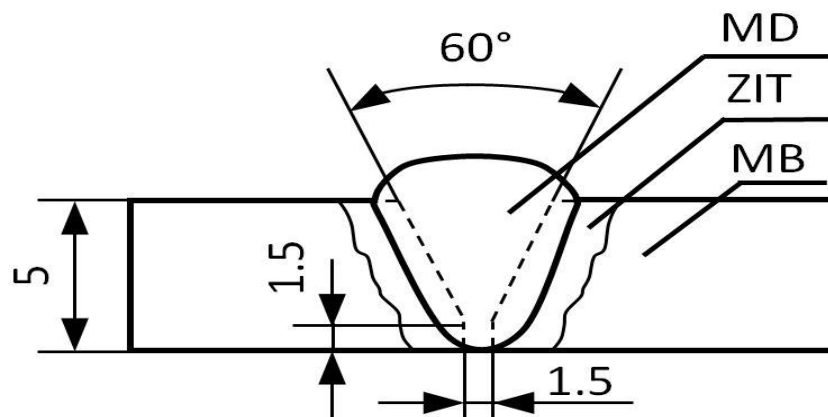


Fig.2.1 Geometria îmbinării sudate cap la cap

Au fost executate îmbinări sudate într-o singură trecere cu următorii parametri tehnologici de sudare:

- viteza de avans a sârmei, 6.2 m/min.;
- curentul mediu de sudare, ≈ 130 A;
- tensiunea arcului electric, 23 V ($\Delta U_a = 0$)
- curentul de puls, 220 A;
- timpul de puls, 2ms;
- curentul de bază, 64 A;
- frecvența pulsurilor, 210 Hz;

- panta de creștere a curentului (slope time), 9;
- coeficienți de autoreglare, $k_a = 36 \%$; $k_i = 0 \%$;
- viteza de sudare, 25 cm/min.

Echipamentul de sudare folosit, (fig.2.2), (tip ESAB ARISTO 500) conține o sursă modernă cu invertor, care este construită în sistem modular, programabilă, cu microprocesor Siemens și cu posibilitate de conectare la PC. Se poate suda prin următoarele procedee:

- sudare manuală cu electrozi înveliți;
- MIG/MAG:
 - standard;
 - în curent pulsat.
- WIG;
- crăițuirea arc-aer.

Pincipalele părți componente sunt:

- sursă de alimentare;
- consolă de comandă și programare;
- instalația de răcire în circuit închis;
- dispozitiv de avans a sârmei tip MED 44 ARISTO;
- pistol de sudare MIG/MAG;
- pistol de sudare WIG;
- două telecomenzi de la distanță:
 - pentru sudare cu 5 programe;
 - pentru sudare cu 31 programe.



Fig.2.2 Standul experimental de sudare

Caracteristici tehnice:

- tensiunea de alimentare, $U_{\text{alim.}} = 3 \times 380 \text{ V}; 50 \text{ Hz};$
- curentul de sudare, $I_{\text{sn}} = 500 \text{ A}/40\text{V}, \text{ la DA} = 60\%;$
 $I_{\text{sn}} = 400 \text{ A}/36\text{V}, \text{ la DA} = 100\%;$
- tensiunea de mers în gol, $U_{20} = 65 \text{ V};$
- factorul de putere, $\cos \varphi = 0,96/400^\circ; 0,97/500 \text{ A};$
- randamentul, $\eta = 0,83;$

- masa, = 72 kg.
- La sudarea MIG/MAG:
 - curentul de sudare, $I_s = 30 - 500$ A;
 - tensiunea arcului, $U_a = 10 - 46$ V;
 - viteza de avans a sârmei electrod $v_{as} = 0 - 22$ m/min.

Sursa Aristo 500 este o sursă de sudare sinergică cu reglarea și controlul automat al puterii arcului prin modificarea vitezei de avans a sârmei electrod, după ce în prealabil au fost introduse datele de intrare și anume, modul de transfer, materialul de adaos, gazul de protecție, respectiv diametrul sârmei [52]. Așa cum se va vedea ulterior, specific acestei surse de sudare este menținerea constantă a curentului de puls și a timpului de puls pentru condițiile de intrare date, modificându-se o dată cu viteza de avans a sârmei doar frecvența pulsurilor și curentul de bază pentru asigurarea transferului sinergic la diferite puteri ale arcului (viteze de avans a sârmei electrod).

În cazul sudării MIG/MAG în curent pulsant instalația de sudare permite controlul sinergic al tehnologiilor de sudare pentru o gamă mare de materiale de adaos (oțeluri nealiate cu conținut scăzut în carbon, oțeluri înalt aliate din grupa celor inoxidabile, aliaje de aluminiu, sârme tubulare cu miez rutilic, bazic sau pulbere metalică), pentru o gamă variată de gaze de protecție (CO_2 100%, Ar, Ar + CO_2 , Ar + He, Ar + CO_2 + O_2 , etc. în funcție de metalul de bază care se sudează, respectiv pentru o gamă variată de diametre de sârmă electrod, 08 ; 1,0 ; 1,2 și 1,6mm [52].

Părțile componente ale D.A.S. MED 44 ARISTO sunt:

- motoare de curent continuu cu magneți permanenți;
- role motoare cu roți dințate cilindrice;
- electrosupapă de gaz;
- rolă de sârmă cu sistem de frânare;
- cuplaj rapid de reaglare a pistolului

Turația celor două motoare se reglează cu o schemă statică cu tiristor, iar frânarea rapidă a motorului la oprire se face cu un tranzistor + tiristoare legate în paralel. Cele două motoare au rotoarele înseriate pentru a echilibra vitezele periferice ale perechilor de role. Unul dintre motoare este cuplat cu un tahogenerator ce furnizează un număr de impulsuri pe rotație strict proporțional cu turația. Astfel se asigură precizia vitezei prescrise și constanța ei la fluctuațiile tensiunii rețelei sau ale cuplului mecanic rezistent la arbore [52].

Pe panoul din spate al D.A.S. sunt două potențiometre cu care se poate regla timpul de pregaz și timpul de postgaz în intervalul 0...5 s. În interiorul D.A.S. există un al treilea potențiomtru cu care se reglează timpul de burn-back. În spațiul interior din spatele panoului frontal se găsesc două întrerupătoare:

- primul, cu două poziții, pentru:
 - start normal;
 - start zgâriat;
- al doilea pentru:
 - sârmă înapoi fără cuplarea sursei;
 - două tacte;
 - patru tacte.

Pe panoul din față se găsesc două butoane, unul pentru control gaz, iar celălalt pentru avans sârmă fără conectarea sursei.

Sistemul de avans al sârmei cuprinde patru seturi de role cu caneluri corespunzătoare diametrului sârmei.

Instalația este prevăzută cu două bucle de reglare automată prin care se compensează principalul factor perturbator la sudare MIG/MAG: variația distanței dintre pistolul de sudare și piesă. Aceste bucle reglează automat frecvența pulsurilor și curentul de bază astfel încât să aibă valoarea prescrisă cu o toleranță de maximum $\pm 1V$.

Stabilirea parametrilor regimului de sudare s-a făcut prin selecția corespunzătoare a vitezei de avans a sârmei electrod, $v_{as} = 6,2$ m/min., fig.2.3.

În fig. 2.4, 2.5 și 2.6 se prezintă înregistrarea parametrilor de sudare ai curentului pulsant în condițiile prezentate mai sus.

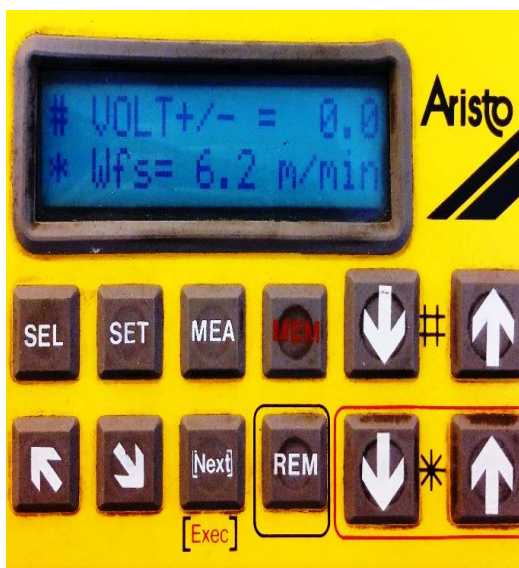


Fig.2.3 Setarea vitezei de avans a sârmei

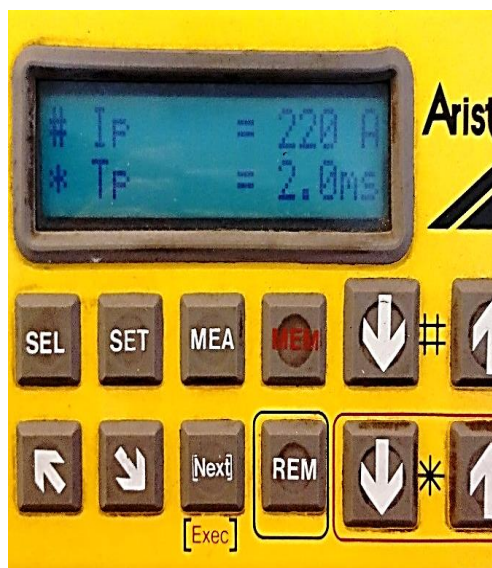


Fig.2.4 Înregistrarea parametrilor de puls



Fig.2.5 Înregistrarea frecvenței pulsurilor



Fig. 2.6 Valoarea măsurată a tensiunii arcului

Valoarea corespunzătoare a tensiunii arcului pentru aceste condiții ale curentului pulsant este prezentată în fig.2.6. Asupra îmbinărilor sudate au fost efectuate teste de tracțiune statică, măsurători de microduritate Vickers și investigații metalografice.

2.3. Macrografia îmbinărilor sudate

Pentru examinarea structurii de ansamblu, respectiv evidențierea eterogenităților apărute în îmbinările sudate, au fost prelevate și pregătite probe cu fețe transversale (perpendicular pe axa longitudinală a sudurii), în conformitate cu tehnicile standard în

vigoare. Aspectul suprafeței exterioare a sudurii este arătat în fig.2.7, iar imaginea macrografică a unei secțiuni transversale printr-o îmbinare sudată este prezentată în fig. 2.8.

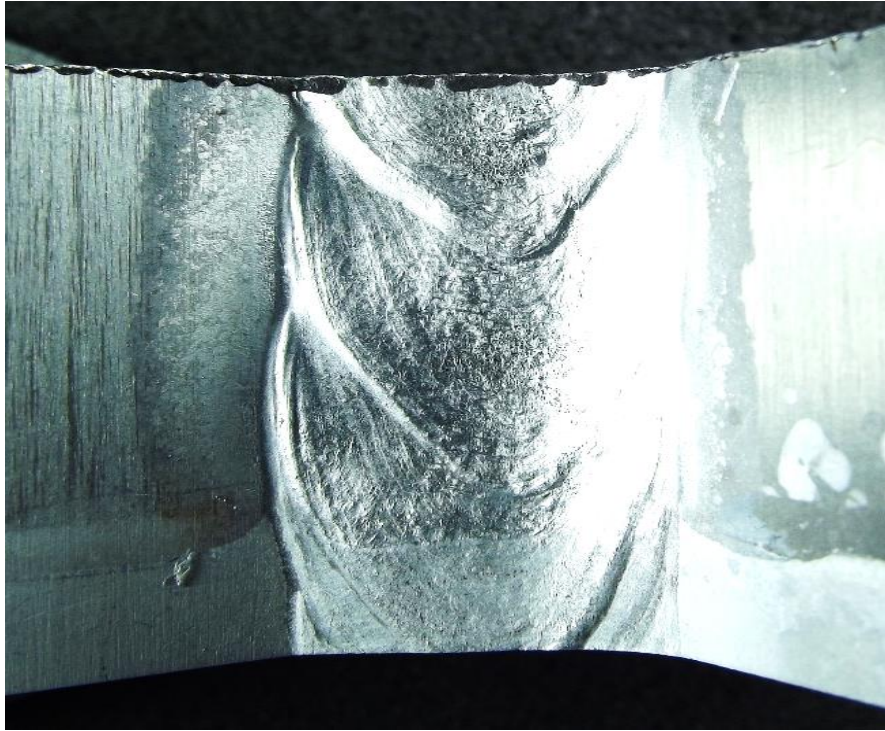


Fig.2.7 Imaginea macroscopică a suprafeței exterioare a cordonului de sudură : x 10

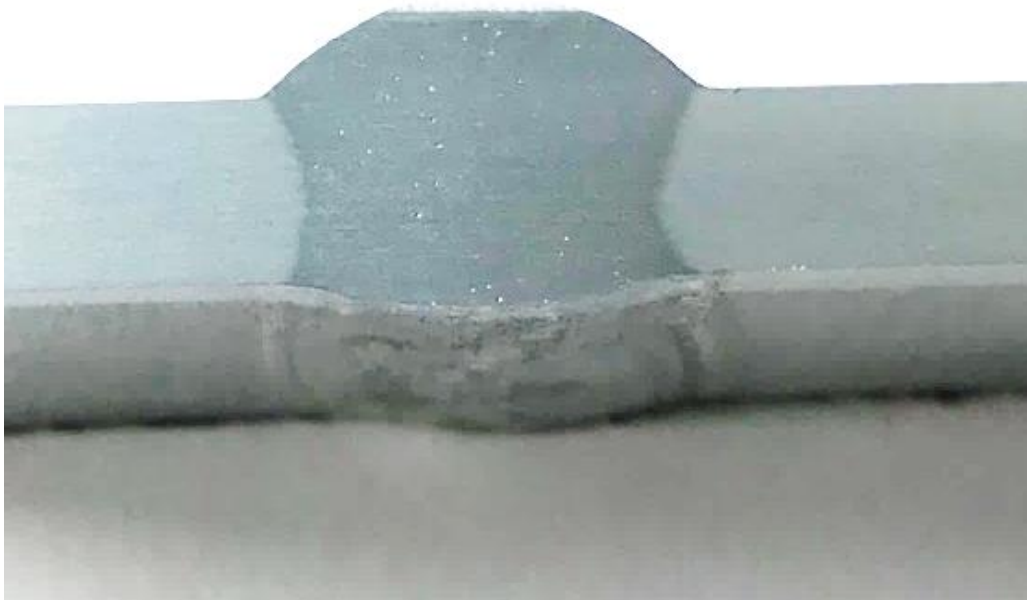


Fig.2.8 Macrografia zonelor îmbinării sudate: x 10

Cu toate că operația de sudare asigură continuitatea materialului, zona sudurii nu prezintă o structură omogenă. Ca urmare a încălzirii cu viteză mare se produce topirea materialului de adaos și a unei mici părți din materialul de bază, iar prin răcire ulterioară în zona topită se declanșează o serie de transformări structurale. Astfel, lichidul zonei topite atinge mai întâi temperatura de solidificare în porțiunile aflate în contact cu marginile sudurii, acolo unde se află grăunții solizi ai celor două componente de sudat. În consecință, solidul începe să crească de la acești grăunți, de o manieră columnară. Dezvoltarea grăunților cristalini în zona topită de la grăunții preexistenți este numită creștere epitaxială.

Se remarcă faptul că nu apar defecte de suprafață de tipul fisurilor, și creșterilor marginale, respectiv apare o bună umectare a depunerilor la metalul de bază. Poziționarea corectă a sârmei electrod în rost la executarea unei singure treceri este pusă în evidență prin simetria îmbinării și o supraînălțare corespunzătoare. Materialul de adaos selectat a condus la următoarea compoziție chimică pentru metalul depus: Si = 4.95 %, Fe = 0.15 %, Cu = 0.010 %, Mn = 0.0016 %, Mg = 0.0008 %, Zn = 0.002 %, Ti = 0.010 %, Al = Rest.

2.4. Micrografia îmbinărilor sudate

Figurile 2.9...2.11 redau câteva imagini microstructurale ale zonelor caracteristice din îmbinările realizate la parametrii de regim stabiliți prin încercări experimentale. Reactivul chimic folosit are următoarea compoziție chimică: 1 ml HF 40 % + 1,5 ml HCl concentrat + 2,5 ml HNO₃ concentrat + 95 % H₂O₂.

Cristalizarea băii de metal topit se inițiază cu precipitarea unor grăunți relativ mari de soluție solidă cu bază de aluminiu, α , având un caracter dendritic, după care, la atingerea liniei de transformare eutectică se declanșează formarea unor amestecuri mecanice de soluții solide cu bază de aluminiu și faze intermetalice dispuse intergranular. Scăderea în continuare a temperaturii până la cea a camerei provoacă separarea din soluția solidă α a unor faze secundare distribuite în interiorul și pe limitele grăunților cristalini (fig.2.9). Zona de legătură a metalului depus cu metalul de bază se realizează printr-un domeniu foarte îngust de grăunți fini de soluție solidă cu particule de faze intermetalice care au un aspect punctiform (fig.2.10).

Microstructura metalului de bază este alcătuită dintr-o matrice de soluție solidă α și din particule de faze secundare cu rol durificator (fig.2.11).

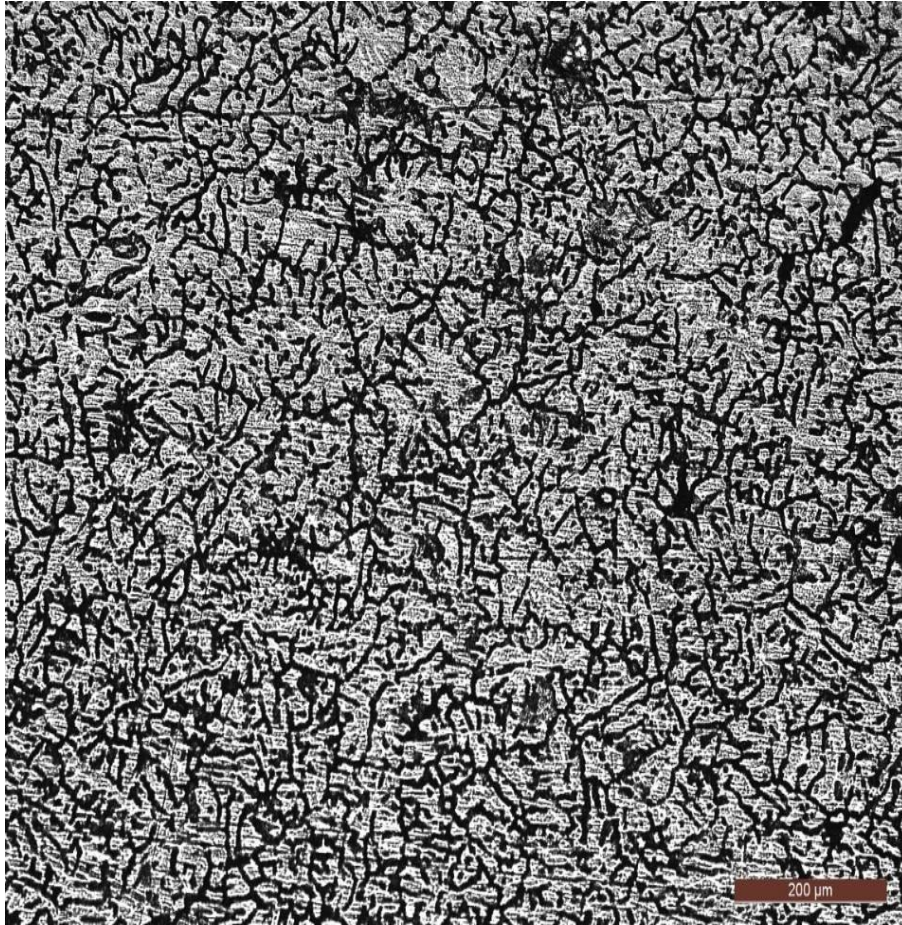


Fig.2.9 x 100 Microstructura cusăturii sudate

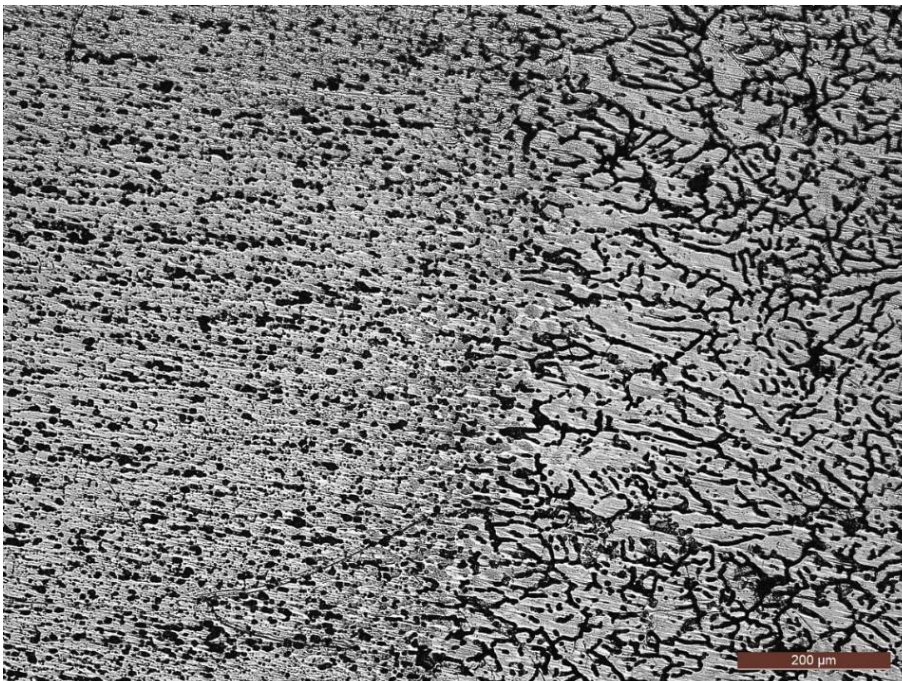


Fig.2.10 x100 Microstructura interfeței sudură – metal de bază

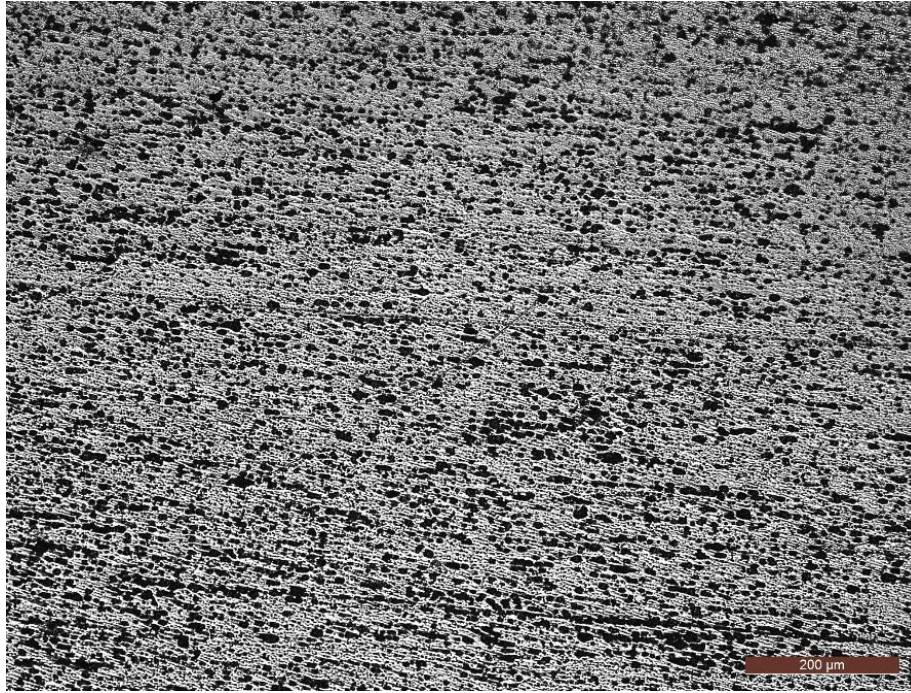


Fig.2.11 x100 Microstructura metalului de bază

2.5. Încercări de tracțiune statică

Testele de tracțiune au fost efectuate atât pe probe prelevate din îmbinări sudate cât și pe probe prelevate din metalul de bază. Rezultatele obținute sunt centralizate în tab.2.1 și ele evidențiază următoarele aspecte:

- O diminuare a rezistenței la rupere de la cca. 328 N/mm^2 , caracteristică metalului de bază, la cca. 202 N/mm^2 , caracteristică probelor sudate;
- O reducere a alungirii la rupere de la cca. 16 % (probe nesudate), la cca. 9,8 % (probe sudate);
- La toate probele testate ruperea s-a produs în fâșia interfeței dintre sudură și zona influențată termic (ZIT) sau în sudură.

Datele obținute demonstrează faptul că procesul de sudare înlătură efectele tratamentului termic aplicat metalului de bază prin modificările structurale intervenite în sudură și în ZIT. Microstructura grosolană rezultată în urma cristalizării primare și secundare alături de formarea amestecurilor mecanice eutectice ușor fuzibile și de precipitarea de faze în exces, justifică scăderea caracteristicilor mecanice ale îmbinărilor sudate.

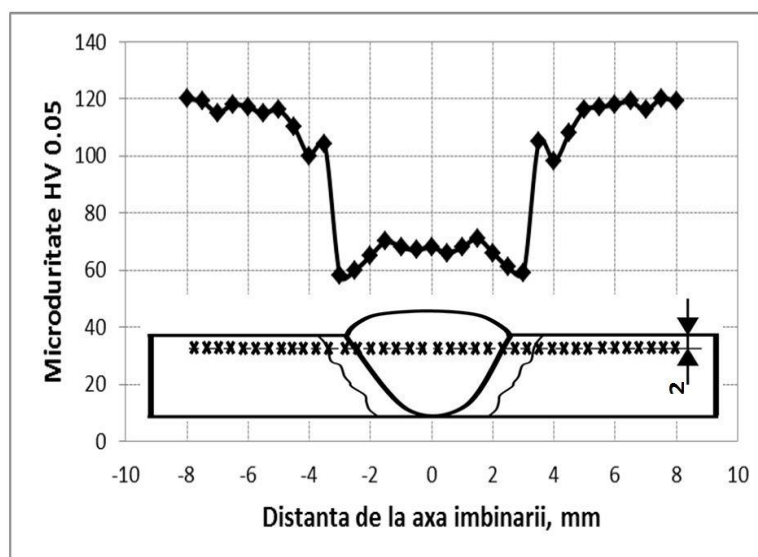
Tab.2.1 Valorile unor caracteristici de tracțiune statică

Nr. probă	Proveniență	Rm, N/mm ²	A5, %	Locul ruperii
1	Metal de bază, MB	329	18,5	-
2	MB	327	14,5	-
3	MB	328	16,0	-
4	Îmbinare sudată, ÎS	200	9,6	ZIT
5	ÎS	202	9,8	ZIT
6	ÎS	201	9,8	ZIT
7	ÎS	204	10,2	Sudură
8	ÎS	200	9,6	ZIT

2.6. Încercări de microduritate

Întrucât duritatea este caracteristica mecanică cea mai sensibilă modificărilor structurale intervenite în cursul procesului de sudare, din îmbinările realizate au fost prelevate probe cu fețe transversale care au fost supuse unor asemenea încercări. Pe baza rezultatelor obținute a fost construit graficul din fig.2.12. Principalele observații desprinse din acest grafic sunt:

- duritatea metalului de bază are valori de 100 – 118 HV, corespunzătoare tratamentului termic aplicat;
- cusătura sudată, fără tratament termic ulterior operației de sudare, prezintă valori de 66 – 75 HV;
- la o distanță de cca.2 mm față de axa îmbinării sudate apar cele mai mici valori de duritate, (58 -61 HV) datorate fenomenului de supraîmbătrânire a aliajului în fâșia respectivă de material care a fost încălzit la o temperatură mai mică decât cea de redizolvare a fazelor secundare în soluția solidă.

**Fig.2.12** Curba gradient de duritate pe secțiunea transversală a îmbinării sudate

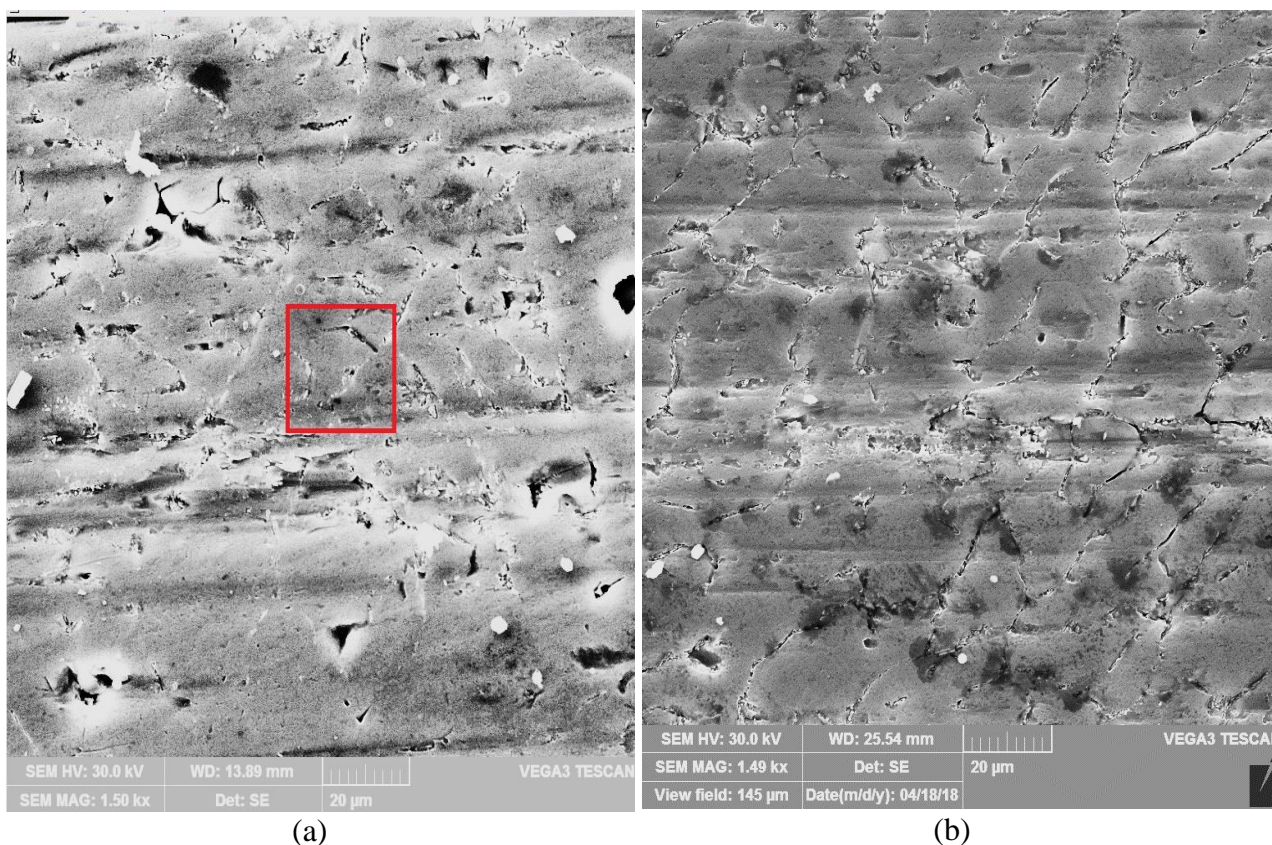
2.7. Investigații EDX

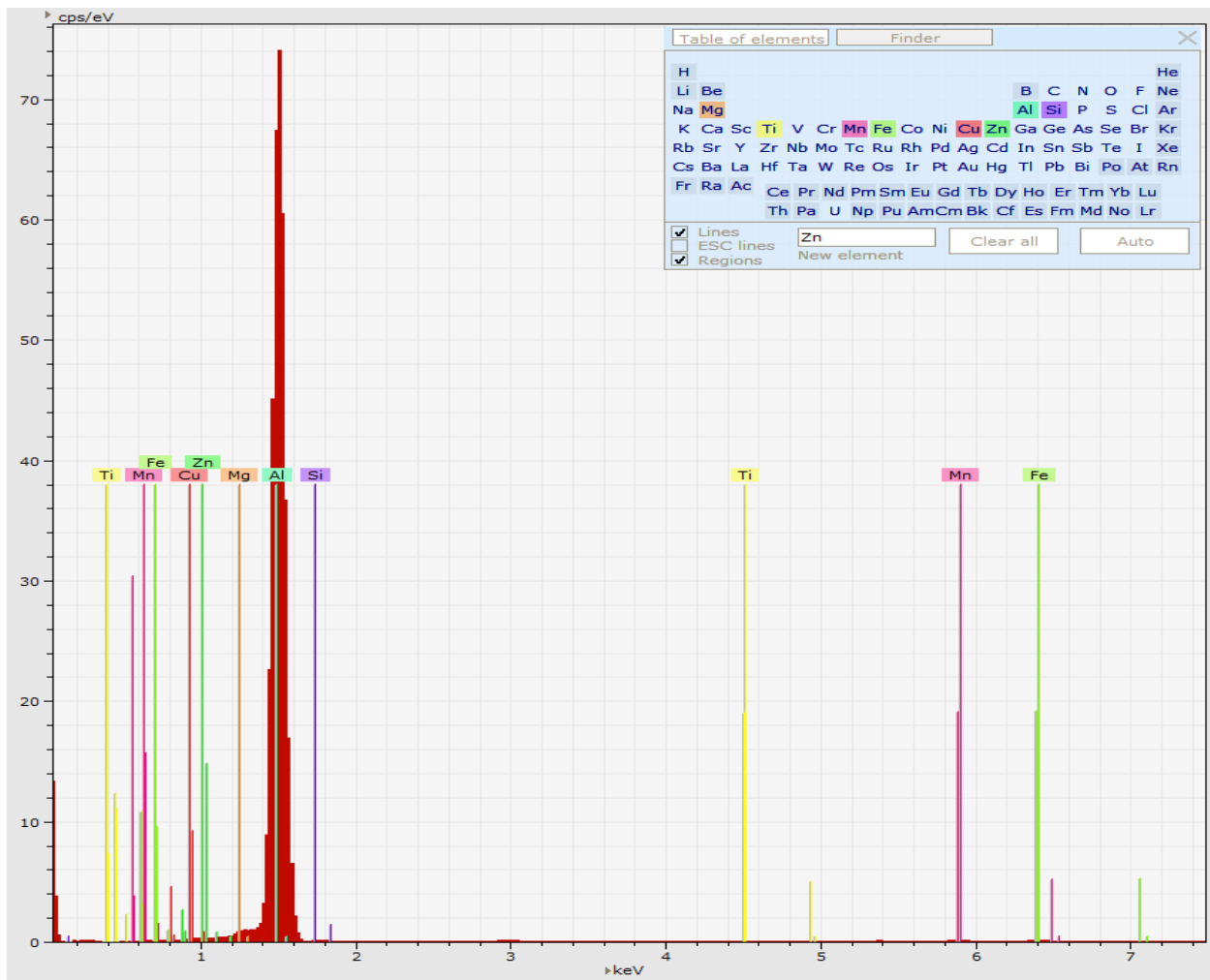
Analizele de dispersie în energie a razelor X au vizat determinarea influenței procesului de sudare asupra eventualelor modificări de compoziție chimică intervenite în cusătura sudată.

În figurile 2.13 și 2.14 se exemplifică câteva imagini microstructurale ale cusăturii sudate și ale metalului de bază, obținute la microscopul electronic cu baleiaj precum și spectrele de dispersie în energie a razelor X împreună cu compoziția chimică locală a celor două zone specifice îmbinării sudate (sudură+ metal de bază).

Analiza acestora permite reliefaarea următoarelor observații:

- microstructura sudurii și a metalului de bază este alcătuită dintr-o matrice de soluție solidă α și din precipitări de faze secundare distribuite atât pe limitele dintre grăunți cât și în interiorul acestora;
- concentrația principalelor elemente de aliere din aliaj (Mg și Si) se pastrează neschimbată în cusătura sudată, fapt datorat unei protecții corespunzătoare a gazului folosit și a avantajelor oferite de forma pulsată a curentului de sudare.



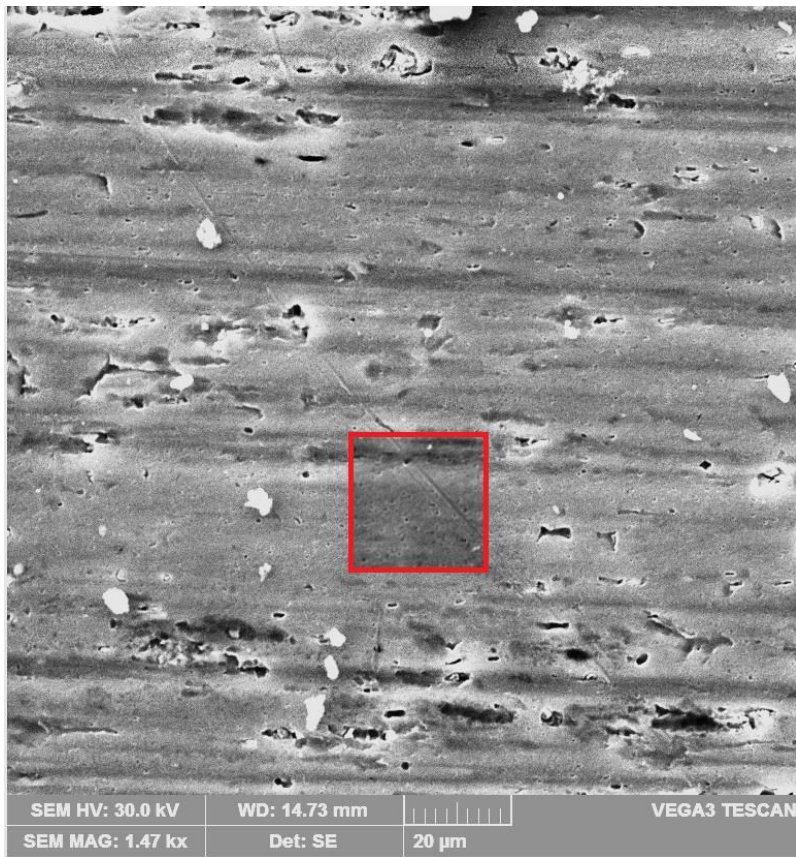


(c)

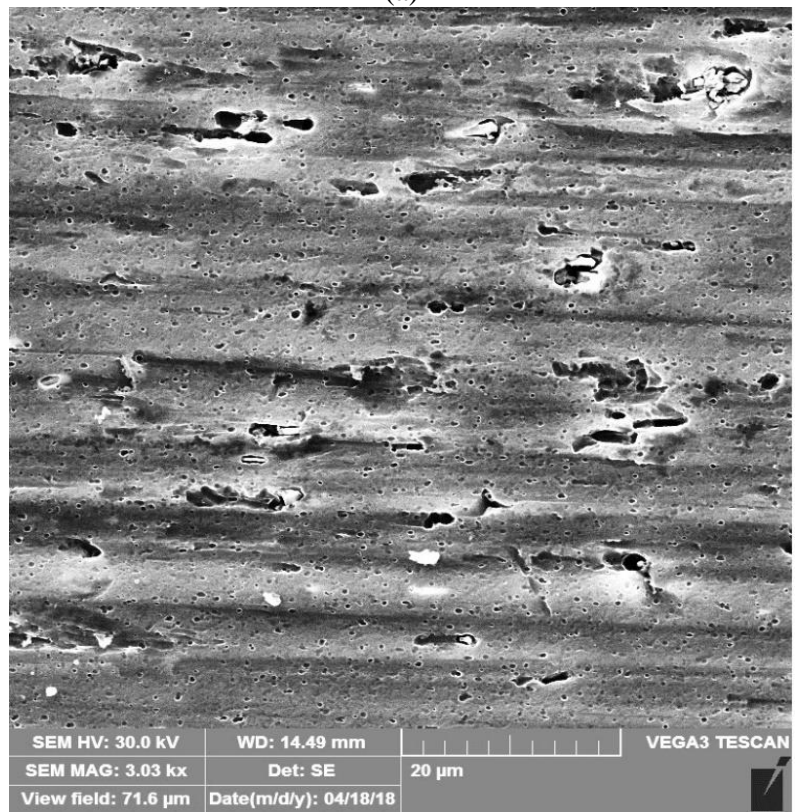
	Series	unn. C [wt.%]	nor. C [wt.%]	Atom C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Titanium	K series	0.02	0.01	0.01	0.01
Magnesium	K series	1.88	1.22	1.35	0.14
Aluminium	K series	150.24	97.35	97.51	7.55
Silicon	K series	1.42	0.92	0.89	0.10
Manganese	K series	0.32	0.21	0.10	0.04
Iron	K series	0.41	0.27	0.13	0.04
Copper	K series	0.01	0.01	0.00	0.01
Zinc	K series	0.02	0.01	0.01	0.01
Total		154.33	100.00	100.00	

(d)

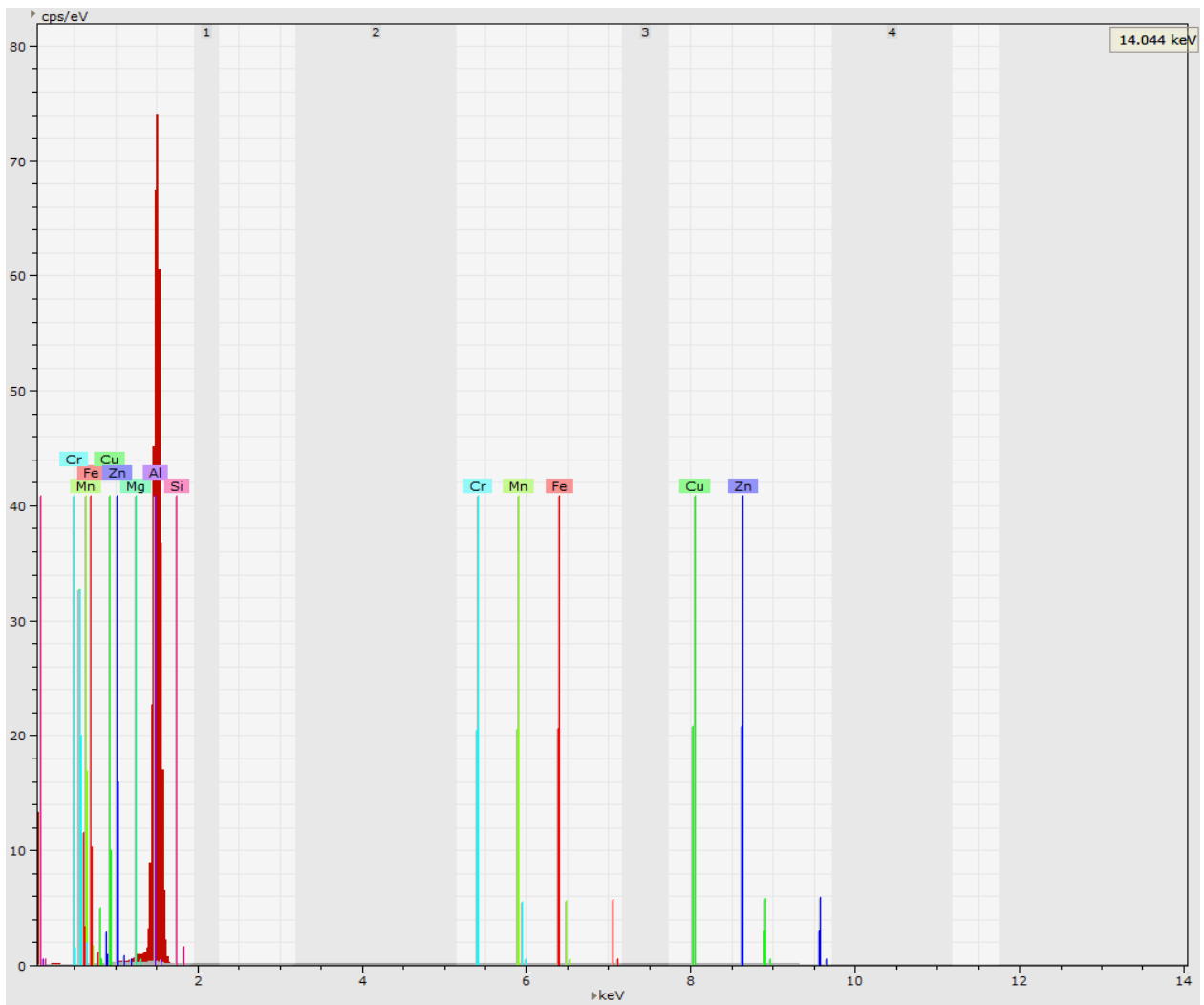
Fig. 2.13 Imagini SEM (a), (b), spectrul de dispersie (c) si compozitia chimica locala (d) a cusăturii sudate



(a)



(b)



(c)

	Series	unn. C [wt.%]	nor. C [wt.%]	Atom C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Magnesium	K series	1.89	1.22	1.35	0.14
Aluminium	K series	150.74	97.25	97.46	7.57
Silicon	K series	1.43	0.92	0.89	0.10
Manganese	K series	0.36	0.23	0.12	0.04
Iron	K series	0.44	0.29	0.14	0.04
Copper	K series	0.01	0.01	0.00	0.01
Zinc	K series	0.02	0.01	0.01	0.01
Chromium	K series	0.11	0.07	0.04	0.03
	Total	155.01	100.00	100.00	

(d)

Fig.2.14 Imagini SEM (a), (b), spectrul de dispersie (c) și compoziția chimică locală (d) a metalului de bază

2.8. Efectul tratamentului termic post - sudare asupra proprietăților mecanice și microstructurii îmbinărilor sudate

2.8.1. Introducere

Aliajele de aluminiu îmbinate prin sudare se utilizează pe scară largă în numeroase industrii (automobile, construcții navale, aeronave, transporturi, aplicații structurale) datorită raportului ridicat dintre rezistența mecanică și masa specifică, a bunei rezistențe la coroziune și datorită proprietăților mecanice atractive obținute prin tratamente termice [3] [25]. Interesul considerabil pentru aceste aliaje, este datorat faptului că două treimi din toate produsele extrudate sunt fabricate din aceste materiale, iar 90% dintre ele aparțin seriei 6xxx [7]. În această serie, 6082 T6 este unul dintre cele mai larg utilizate aliaje.

Optimizarea procesului de sudare necesită o bună înțelegere a microstructurilor generate de creșterea rapidă a temperaturii în zona influențată termic. Principalele probleme legate de sudarea aliajelor de aluminiu includ reducerea caracteristicilor de rezistență mecanică și fisurarea la cald [4] [42]. O serie de modificări metalurgice au loc în zona influențată termic (ZIT) în timpul și imediat după sudare. Extinderea ZIT în îmbinarea sudată depinde de temperatura de vârf și de forma ciclului termic în timpul sudării prin topire, ceea ce va determina creșterea pronunțată a graunților cristalini în sudură și în apropierea liniei de fuziune. Conform figurii 2.15, o secțiune transversală printr-o îmbinare sudată arată ca zona influențată termic cuprinde o fâșie parțial topită, o fâșie care a atins temperaturi specifice călirii pentru punere în soluție și o fâșie caracteristică fenomenului de supraîmbătrânire.

Există, de asemenea, un potențial de pierdere a elementelor de aliere din baia de metal topit, ceea ce poate duce la o reducere a rezistenței mecanice. Magneziul are un punct de fierbere scăzut și poate fi pierdut sau oxidat în timpul sudării. Pierderea de magneziu este cea mai semnificativă atunci când se apelează la procesul de sudare MIG, dar o atenție deosebită la selecția gazului de protecție va minimiza această problemă.

O mare parte din problema sudabilității constă în diferența mare dintre punctele critice solidus și lichidus, care poate duce la fisurarea prin licuație în zona influențată termic.

Unele îmbunătățiri ale sudabilității au fost realizate prin controlul atent al metalurgiei sudării. În timpul sudării, se formează filme lichide pe limitele graunților din zona adiacentă liniei de fuziune. Aceste filme lichide conduc la formarea de fisuri

intergranulare microscopice după sudare, care pot crea condiții pentru ruperea intergranulară ulterioară cu caracter fragil [4].

Modificarea microstructurii precipitatelor este factorul cheie care influențează rezistența mecanică în cazul aliajelor de aluminiu durificabile prin tratament termic.

Starea de precipitare preexistentă poate fi modificată prin următoarele căi distincte:

- dizolvarea precipitatelor;
- creșterea sau coagularea precipitatelor preexistente;
- transformarea fazelor metastabile în forme mai stabile;
- nucleerea unor noi particule.

Cercetarile întreprinse vizează refacerea microstructurii degradate din ZIT și îmbunătățirea proprietăților mecanice ale îmbinării sudate prin aplicarea post - sudare a tratamentului termic de călire pentru punere în soluție urmată de îmbătrânire artificială.

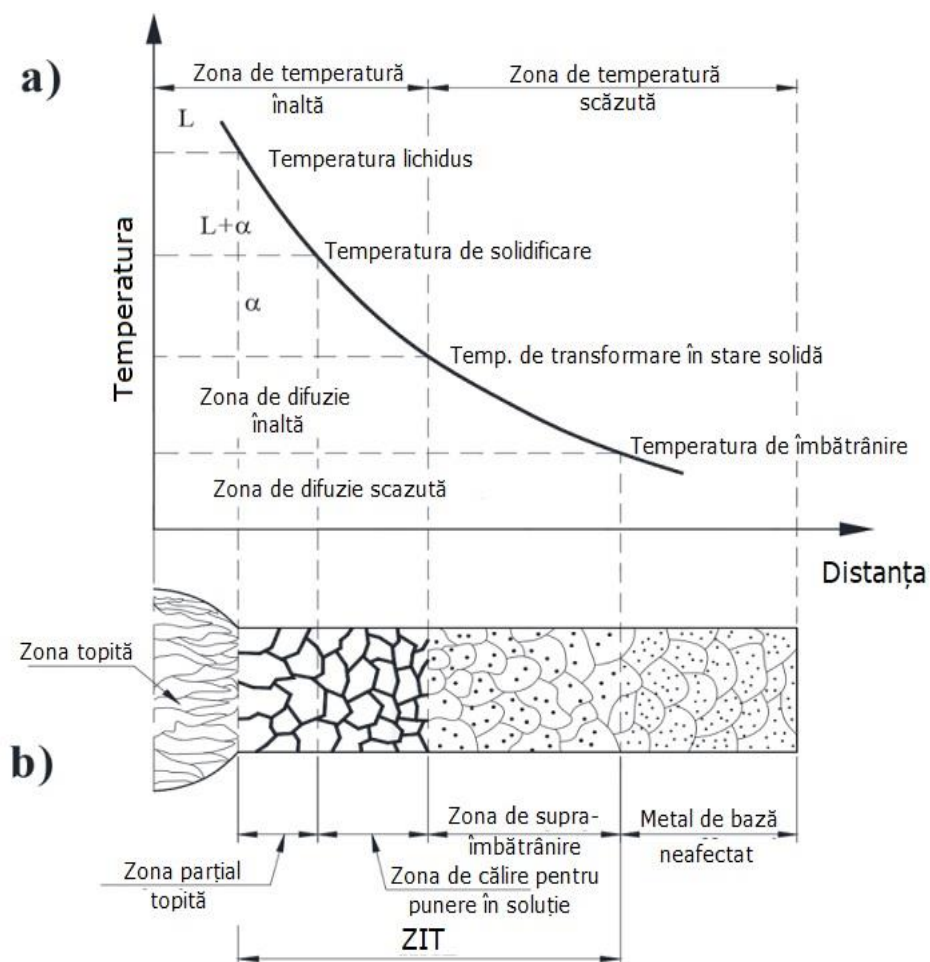


Fig.2.15 Schema modificărilor structurale în timpul sudării aliajelor de aluminiu tratabile termic: a) ciclul termic; b) microstructura zonelor caracteristice [4]

2.8.2. Procedura experimentală

Din table sudate cap la cap prin procesul MIG curent pulsat [42], au fost prelevate probe cu fețe transversale (perpendicular pe axa longitudinală a sudurii) care au servit la efectuarea de încercări mecanice și de examinări metalografice. Ciclograma tratamentului termic aplicat acestor probe este redată în fig.2.16.

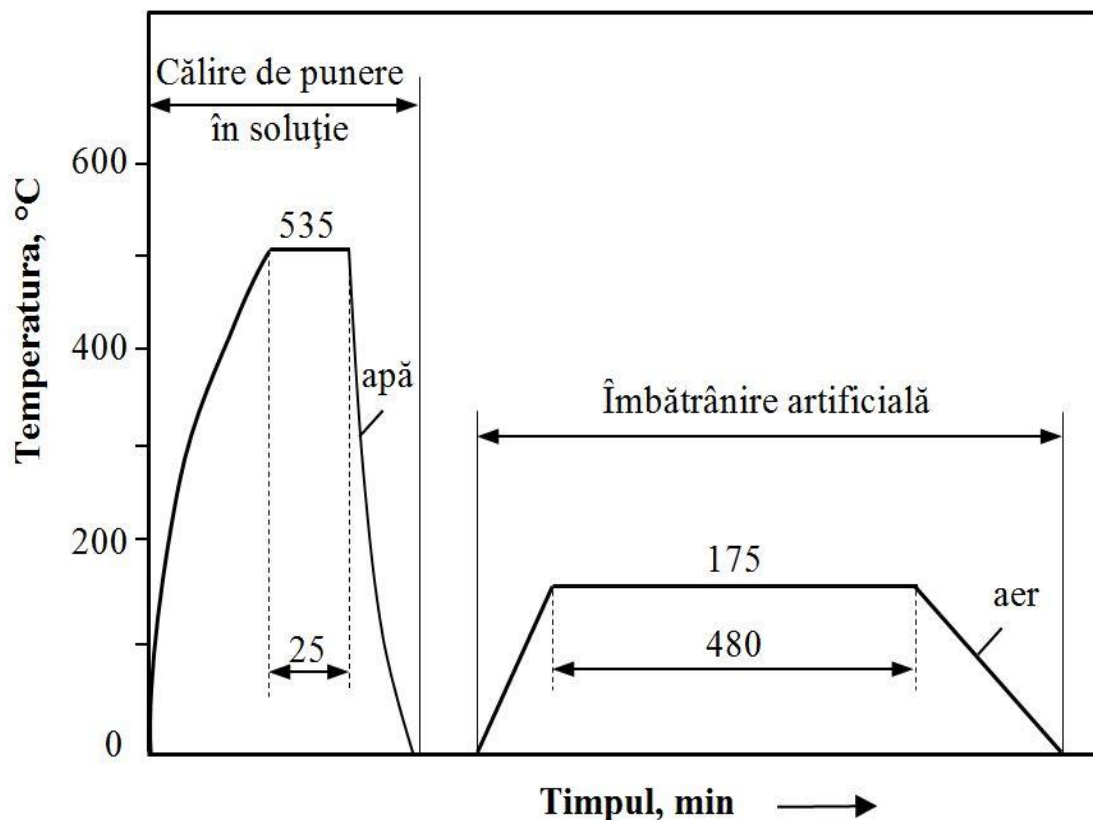


Fig.2.16 Tratamentul termic post sudare

Ulterior, au fost executate probe pentru încercări statice la tracțiune, încercări de duritate, analize de difracție cu raze X și examinări la microscopul electronic cu baleiaj.

2.8.3. Încercări mecanice

În tab.2.2 sunt redată valorile medii ale rezistenței la rupere și alungirii la rupere la temperatura camerei pentru starea sudată fără tratament termic ulterior, respectiv starea obținută după sudare și tratament ulterior de călire pentru punere în soluție + îmbătrânire artificială. Din analiza acestor date se poate constata că în urma refacerii microstructurii îmbinării sudate, locația ruperii se transferă din ZIT [42] în cusătura sudată. Totuși, apare o creștere a rezistenței la rupere a îmbinării sudate până la valori de 248 - 254N/mm². Diferențele de compoziție chimică dintre metalul de bază și materialul de adaos (AlSi5), chiar dacă acestea au fost amestecate în oarecare măsură (fenomenul de diluție), justifică ruperea îmbinării sudate în cusătura sudată.

Tab.2.2 Valorile unor caracteristici mecanice

Nr. probă	Proveniență	Rm, N/mm ²	A5, %	Locul ruperii
1	Metal de bază, MB	328	19	-
2	MB	330	15,5	-
3	MB	330	16,0	-
4	Îmbinare sudată, ÎS	248	15,5	Sudură
5	ÎS	252	13,8	Sudură
6	ÎS	251	14,6	Sudură
7	ÎS	251	15	Sudură
8	ÎS	254	14,8	Sudură

Curba gradient de duritate pe secțiunea îmbinării sudate după tratamentul termic aplicat (fig.2.17) arată că prin refacerea microstructurii ZIT, în această zonă a îmbinării sudate se obțin valori de duritate (118 – 122 HV 0.05), similare metalului de bază și totodată se constată o mărire semnificativă a durității cusăturii sudate, până la valori de 90 – 93 HV 0.05.

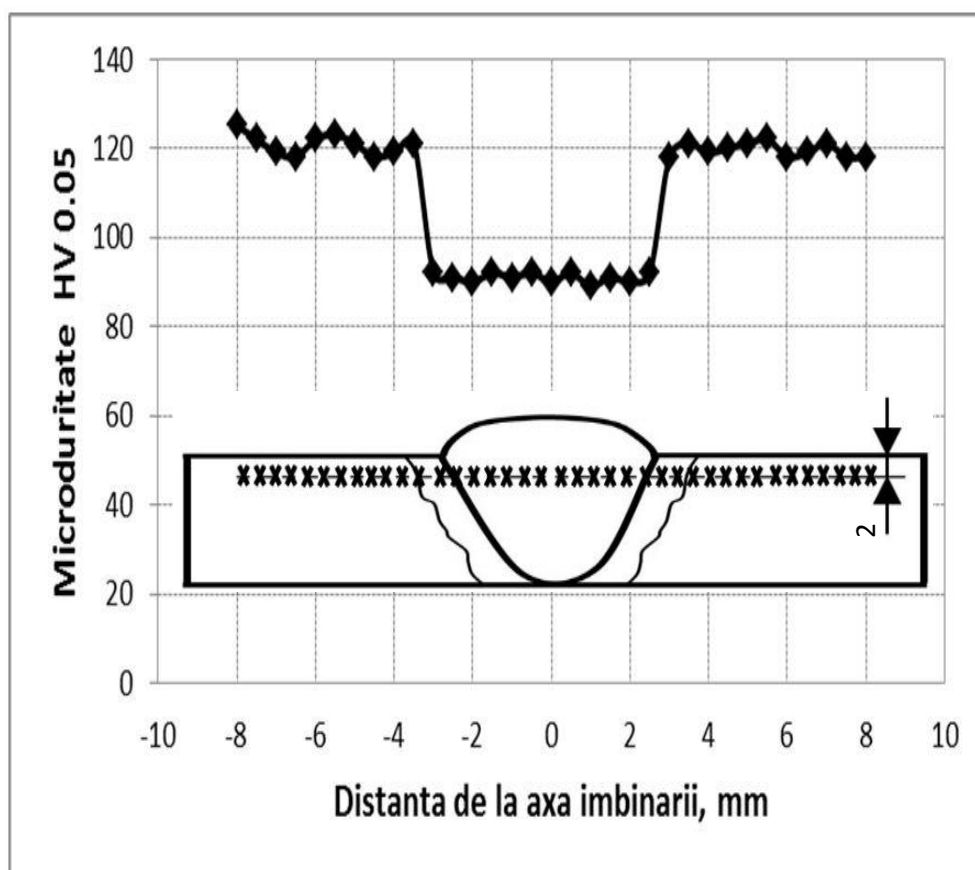
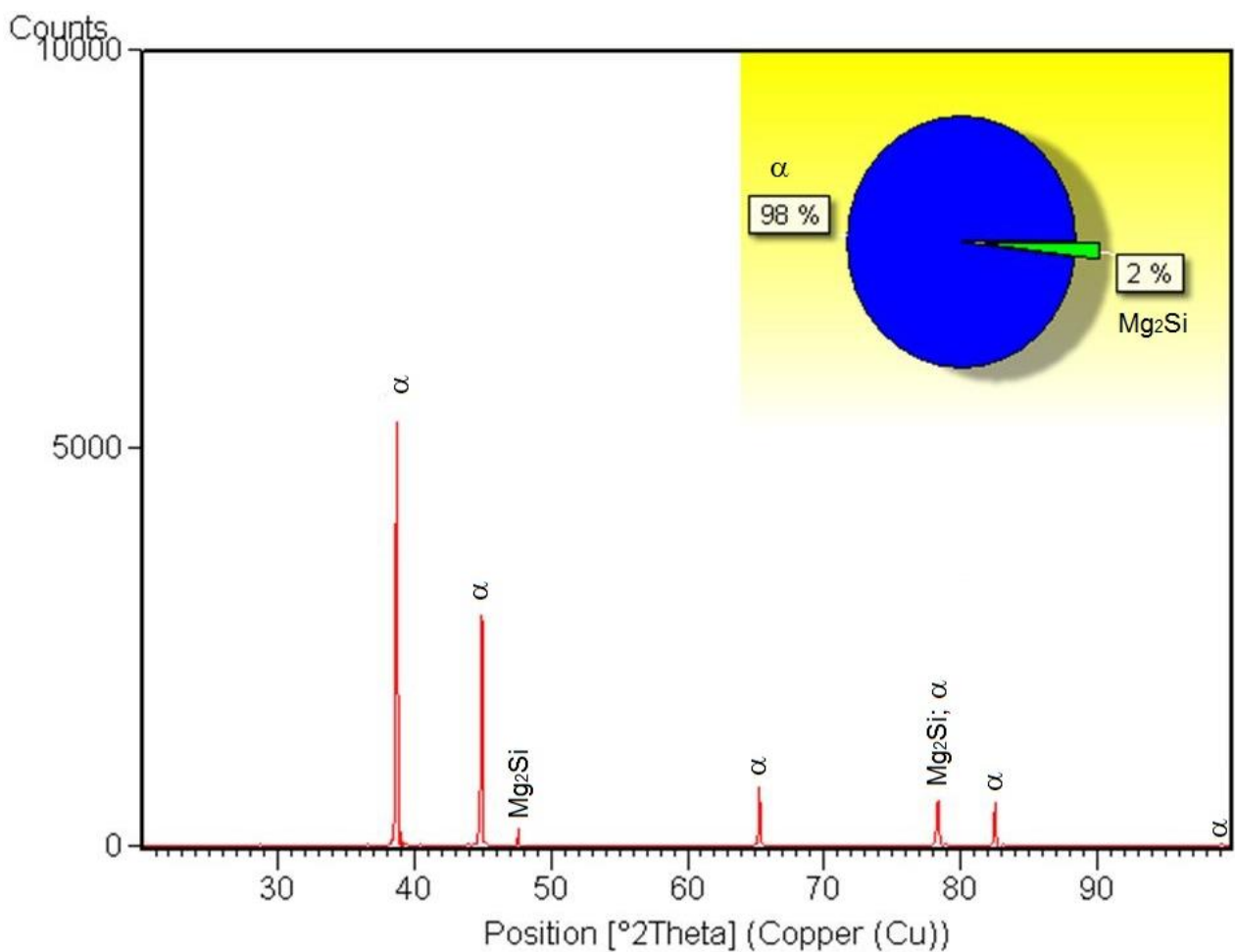


Fig.2.17 Variația durității cu distanța de la axa îmbinării sudate

2.8.4. Analize de difracție cu raze X

Analizele de difracție cu raze X asupra metalului de bază și cusăturii sudate, după tratamentul termic aplicat, (fig.2.18 a,b) vin să demonstreze că Mg și Si sunt principalele elemente de aliere care măresc rezistența mecanică a aliajului, ca urmare atât a durificării prin precipitare cât și a durificării prin soluții solide. Astfel, în cusătura sudată, faza predominantă este soluția solidă α cu baza de aluminiu, iar ca fază secundară, în proporție redusă este compusul chimic Mg_2Si . În schimb, metalul de bază conține pe lângă soluția solidă α două combinații chimice în care este prezent și Fe alături de Al, Si și Mg.



(a)

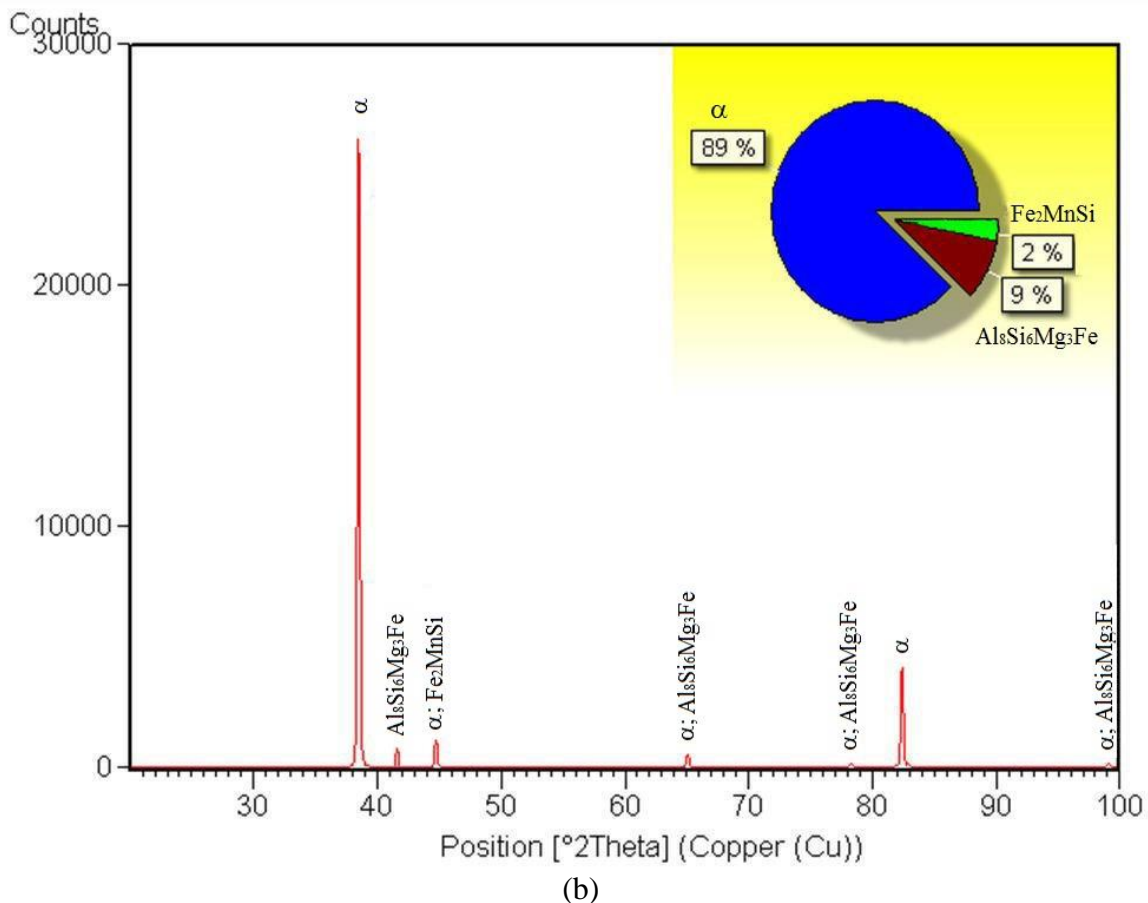
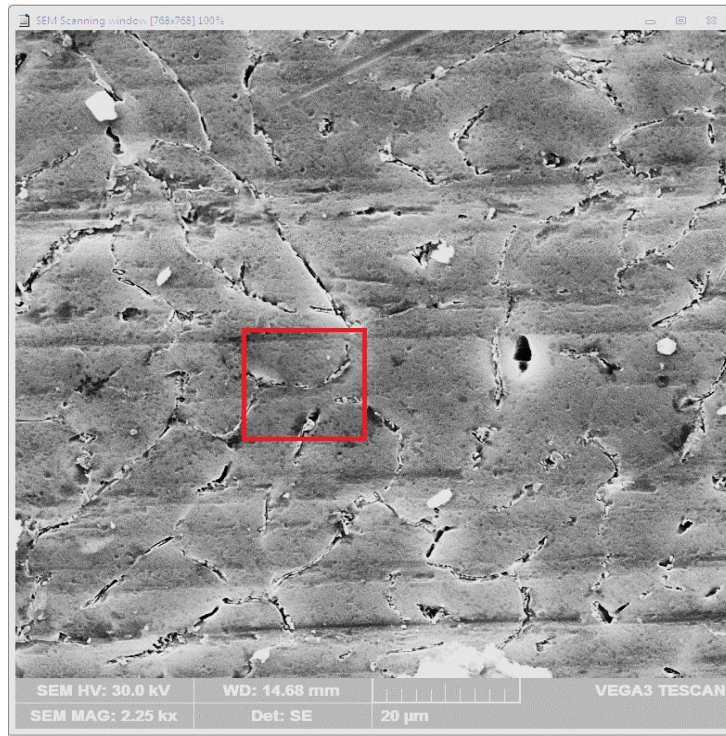


Fig.2.18 Difractograme : (a) cusătura sudată; (b) metal de bază

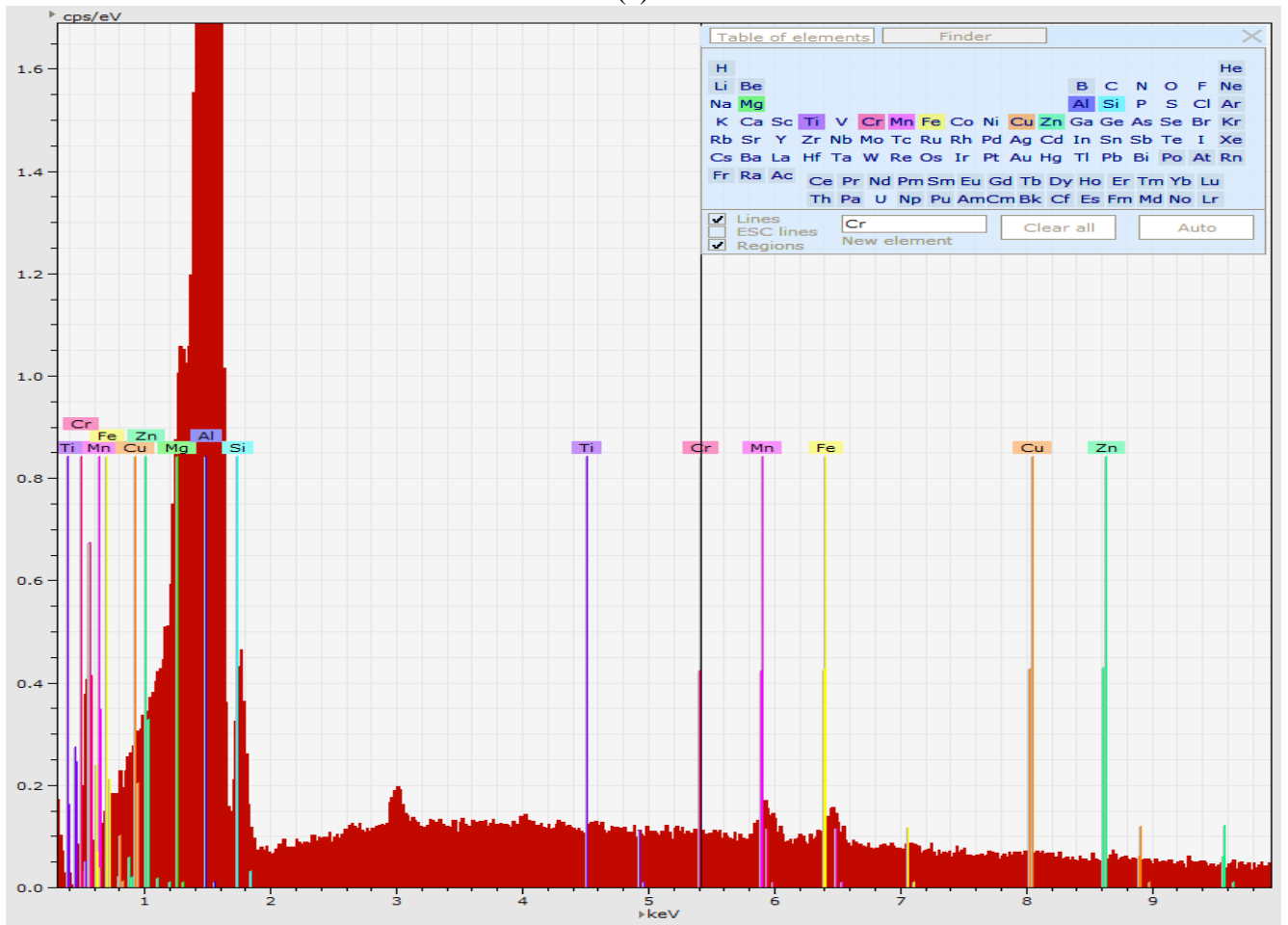
2.8.5. Examinări prin microscopie electronică cu baleiaj

Investigațiile efectuate la microscopul electronic cu baleiaj reliefează următoarele aspecte:

- microstructura cusăturii sudate și a metalului de bază este alcătuită din soluția solidă α , cu bază de Al, în care sunt dispersate fazele precipitate cu rol durificator (fig.2.19 a și fig. 2.20 a);
- diferențele de microstructură apărute sunt legate de arhitectura grăunților cristalini, care au o dimensiune mai mare în sudura și de modul de dispunere a fazelor secundare, care sunt separate în principal pe limitele dintre grăunți în cazul sudurii;
- analizele EDX confirmă faptul că urmare a fenomenului de diluție, apar mici diferențe de compoziție chimică între cusătură și metalul de bază (fig.2.19 b,c și fig.2.20 b,c). Ele justifică natura și proporția diferită a precipitatelor de faze secundare în cele două zone ale îmbinării sudate, cu implicații asupra nivelului caracteristicilor mecanice obținute.



(a)

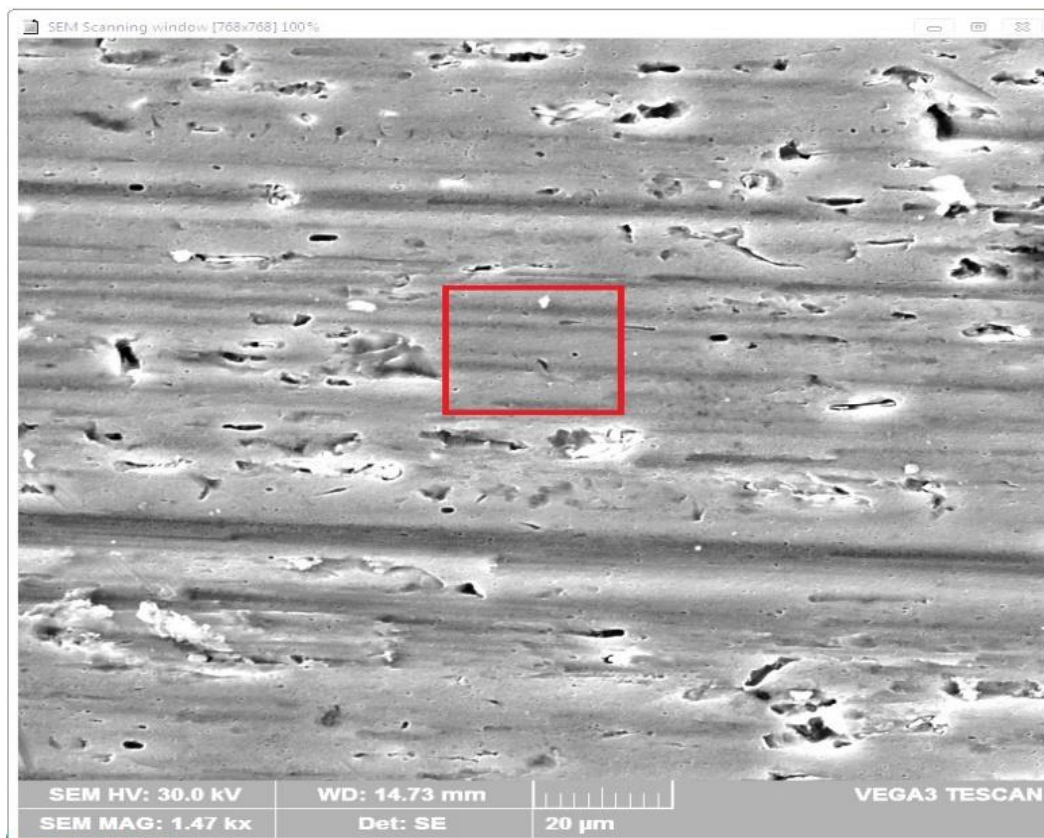


(b)

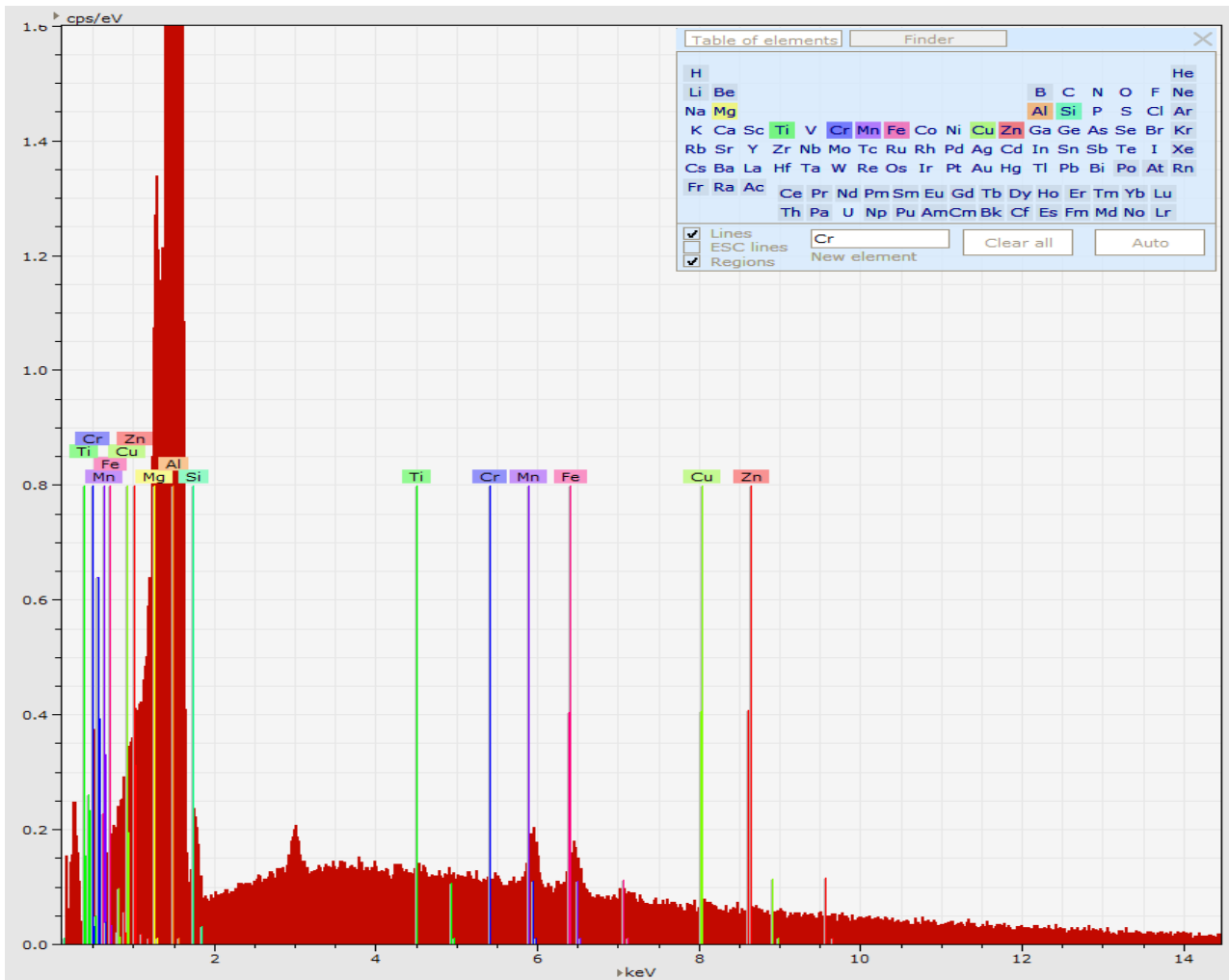
	Series	unn. C [wt.%]	nor. C [wt.%]	Atom C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Magnesium	K series	1.62	1.19	1.32	0.12
Aluminium	K series	130.94	96.11	96.38	6.58
Silicon	K series	2.82	2.07	1.99	0.16
Manganese	K series	0.34	0.25	0.12	0.04
Iron	K series	0.31	0.23	0.11	0.04
Copper	K series	0.08	0.06	0.03	0.03
Zinc	K series	0.09	0.07	0.03	0.03
Titanium	K series	0.01	0.01	0.00	0.01
Chromium	K series	0.03	0.02	0.01	0.01
	Total	136.25	100.00	100.00	

(c)

Fig.2.19 Imaginea SEM (a), spectrul de dispersie (b) si compoziția chimică locală (c) a cusăturii sudate



(a)



(b)

	Series	unn. C [wt.%]	nor. C [wt.%]	Atom C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Magnesium	K series	2.05	1.46	1.63	0.15
Aluminium	K series	136.09	96.97	97.19	6.84
Silicon	K series	1.25	0.89	0.86	0.09
Manganese	K series	0.43	0.31	0.15	0.04
Iron	K series	0.35	0.25	0.12	0.04
Copper	K series	0.05	0.04	0.02	0.01
Zinc	K series	0.04	0.03	0.01	0.01
Titanium	K series	0.04	0.03	0.02	0.01
Chromium	K series	0.04	0.03	0.02	0.01
	Total	140.34	100.00	100.00	

(c)

Fig. 2.20 Imaginea SEM (a), spectrul de dispersie (b) si compoziția chimică locală (c) a metalului de bază

2.9. Concluzii

Pentru condițiile experimentale utilizate, rezistența la rupere a îmbinărilor sudate scade cu cca. 39 % iar alungirea la rupere cu cca. 40 % în comparație cu valorile nominale specifice metalului de bază.

În zona influențată termic, la o distanță de cca. 2 mm față de axa îmbinării apare o înmuiere pronunțată a materialului (duritatea HV se micșorează cu cca. 45 %), ca urmare a fenomenului de supraîmbătrânire indus de ciclul termic de sudare.

Proprietățile mecanice ale îmbinărilor sudate MIG din aliajul de aluminiu, EN AW 6082, pot fi refăcute prin tratamentul termic ulterior sudării de călire pentru punere în soluție urmată de îmbătrânire artificială.

Rezistența la rupere prin tracțiune statică a îmbinării sudate tratată termic crește până la valori de 248 - 254 N/mm² iar locația ruperii se transferă din ZIT în cusătura sudată. Diferențele de compoziție chimică dintre metalul de bază și materialul de adaos (AlSi5), chiar dacă acestea au fost amestecate în oarecare măsură (fenomenul de diluție), justifică ruperea îmbinării sudate în cusătura sudată.

Curba de variație a durității pe secțiunea îmbinării sudate după tratamentul termic aplicat arată că în ZIT se obțin valori de duritate (118 – 122 HV 0.05), similare metalului de bază iar în cusătura sudată apare o mărire semnificativă a acesteia, până la valori de 90 – 93 HV 0.05.

Analizele de difracție cu raze X coroborate cu cele de dispersie în energie, EDX și cu cele metalografice demonstrează că alături de soluția solidă α ca fază predominantă, în cusătura sudată mai este prezentă combinația chimică Mg₂Si, iar în metalul de bază sunt prezente fazele FeMnSi și Al₈Si₆Mg₃Fe.

Cap.3 Cercetări asupra procesului de sudo-brazare laser a aliajelor de aluminiu cu oțeluri slab aliate galvanizate

3.1. Introducere

Îmbinarea dintre un oțel și un aliaj de aluminiu prin procese termice a fost studiată pe scară largă prin numeroase procese și tehnologii de asamblare [50] [26]. Sudarea și sudo-brazarea cu fascicul laser, cold metal transfer, CMT, sau în mediu de gaz protector, MIG, sunt câteva exemple [11]. Toate aceste studii au scos în evidență două dificultăți majore care sunt consecințele incompatibilității metalurgice dintre oțel și aluminiu. Temperaturile de topire ale acestor materiale sunt foarte diferite, $\approx 1500^\circ\text{C}$ pentru oțel și $\approx 650^\circ\text{C}$ pentru aluminiu, precum și formarea de compuși intermetalici fragili pe interfața oțel / aluminiu. [18]. Conform diagramei de echilibru Fe-Al, redată în fig.3.1, următoarele faze intermetalice metastabile se pot forma atunci când cele două elemente sunt puse în contact: FeAl, Fe₃Al, FeAl₂, Fe₂Al₅ și FeAl₃ [26] [48] [28] [2].

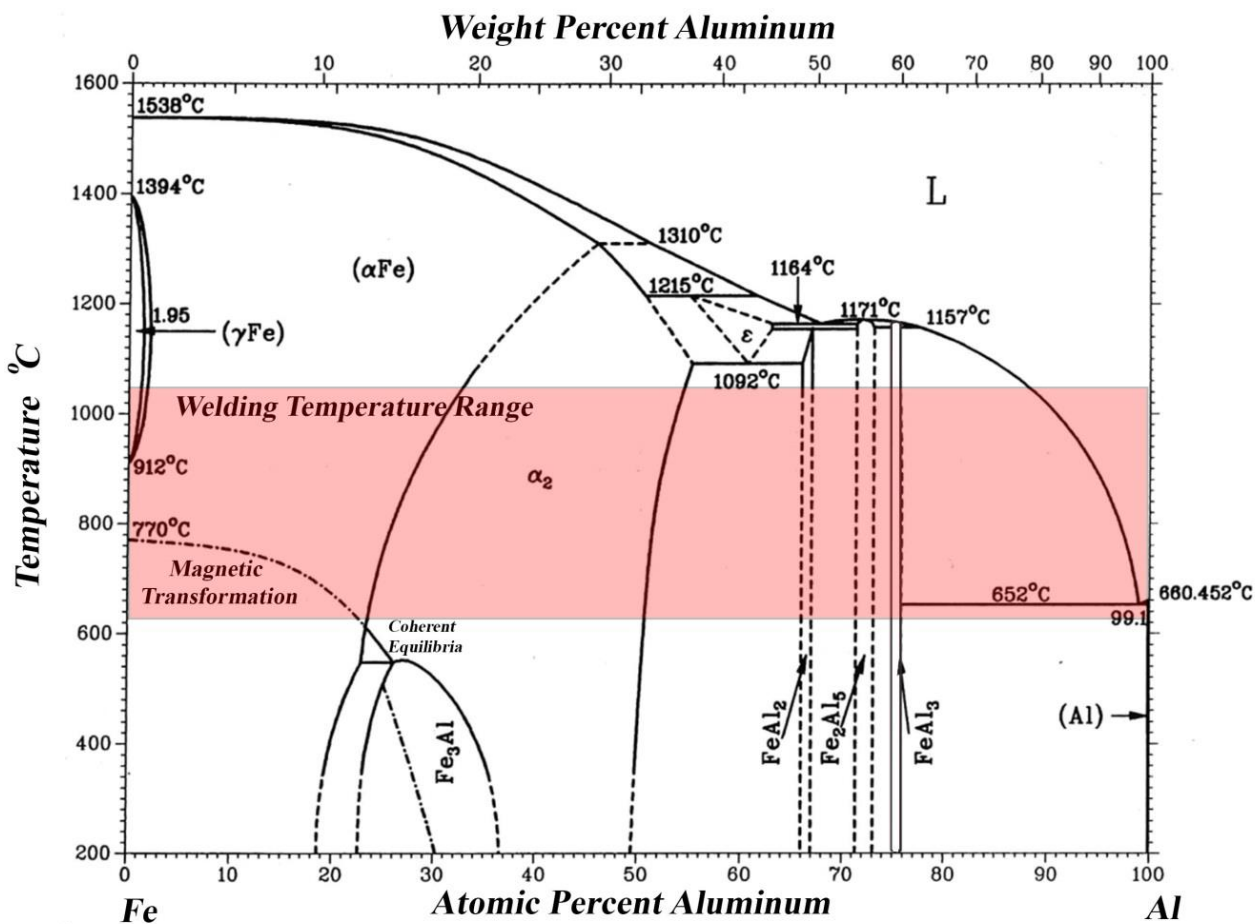


Fig.3.1 Diagrama de echilibru Fe-Al [5] [49] [26]

Dezavantajul principal al acestor faze intermetalice diferite este duritatea lor înaltă, semnificativ mai mare decât a oțelului (≈ 200 HV) și a aluminiului (≈ 90 HV). Acestea sunt enumerate cu celelalte proprietăți ale compușilor intermetalici în tab. 3.1.

Tab.3.1 Domeniul de stabilitate, structura cristalină și duritatea compușilor intermetalici [11] [8]

Faza	Intervalul de stabilitate (at.%)	Structura cristalină	Duritatea Vickers	Energia de activare (eV)	Densitate a (g/cm^3)
Fe soluție solidă	0-45	CVC	-	-	-
γ -Fe	0-1.3	CFC	-	-	-
FeAl	23-55	CVC	470-667	2.1	5.37
Fe ₃ Al	23-34	CVC ordonat	330-368	-	6.67
Fe ₂ Al ₃	58-65	Cubic complex	-	-	-
FeAl ₂	66-66.9	Triclinic	1057-1070	-	4.36
Fe ₂ Al ₅	70-73	CVC ortorombic	1000-1158	1.5	4.11
FeAl ₃	74.5-76.5	CVC monoclinic complex	772-1017	-	3.95
FeAl ₆	-	-	-	1.2	-
Al soluție solidă	99.998-10	CFC	-	-	-

Diferența mare de temperatură de topire face procesele clasice de sudare care implică o fuziune a celor două materiale să fie complexe [18]. Procesul de sudo-brazare oțel / aliaj de aluminiu permite ocolirea acestor dificultăți autorizând o îmbinare a celor două materiale fără a trece oțelul în stare lichidă. Cu toate acestea, nu permite eliminarea formării compușilor intermetalici pe interfața oțel (solid) / aliaj de aluminiu (lichid) [27]. Totuși, prin limitarea temperaturii interfeței dintre oțel și aliajul de aluminiu, se limitează cantitatea și dimensiunile compușilor intermetalici Fe_xAl_y de înaltă duritate formați prin reacția dintre aluminiul lichid și oțelul solid. Acești compuși intermetalici pot să degradeze sever proprietățile mecanice ale îmbinării realizate.

În fig.3.2 se exemplifică o imagine a stratului de compuși intermetalici [27]. Se remarcă faptul că apare un strat principal și compuși cu formă aciculară orientați către cusătura sudată.

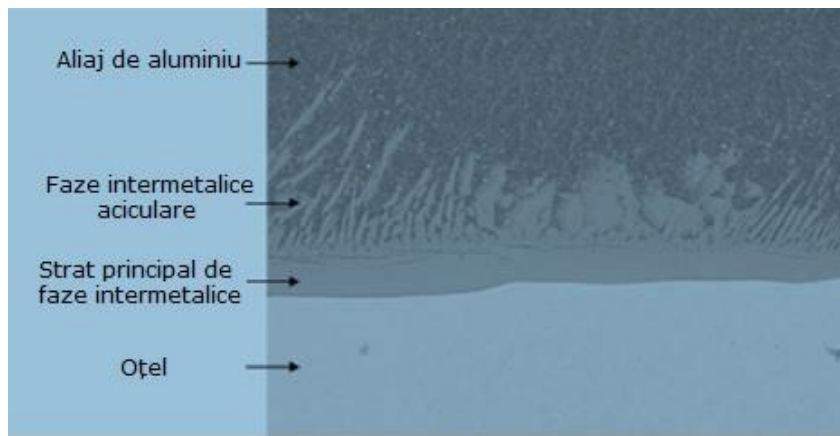


Fig.3.2 Imaginea SEM a stratului de compuși intermetalici într-o îmbinare sudo-brazată oțel/aluminiu [27]

Valorile mari ale durității pot conduce la ruperea fragilă a îmbinărilor dacă proporția de compuși intermetalici este prea ridicată [5][65][19]. Literatura de specialitate fixează limita de 10 -15 μm ca grosime de strat principal maxim care nu trebuie depășit pentru a se evita ruperea fragilă datorată fazelor intermetalice [4][9][13] [20].

Apariția și creșterea stratului de reacție are la bază un mecanism de difuzie interatomică [5][65][8]. Atomii de Fe părăsind rețeaua cristalină migrează și reacționează cu atomii de aluminiu în căutarea unui echilibru chimic. În fig.3.3 se prezintă cele patru etape de formare a fazelor intermetalice stabilite de Jia și colab.[8].

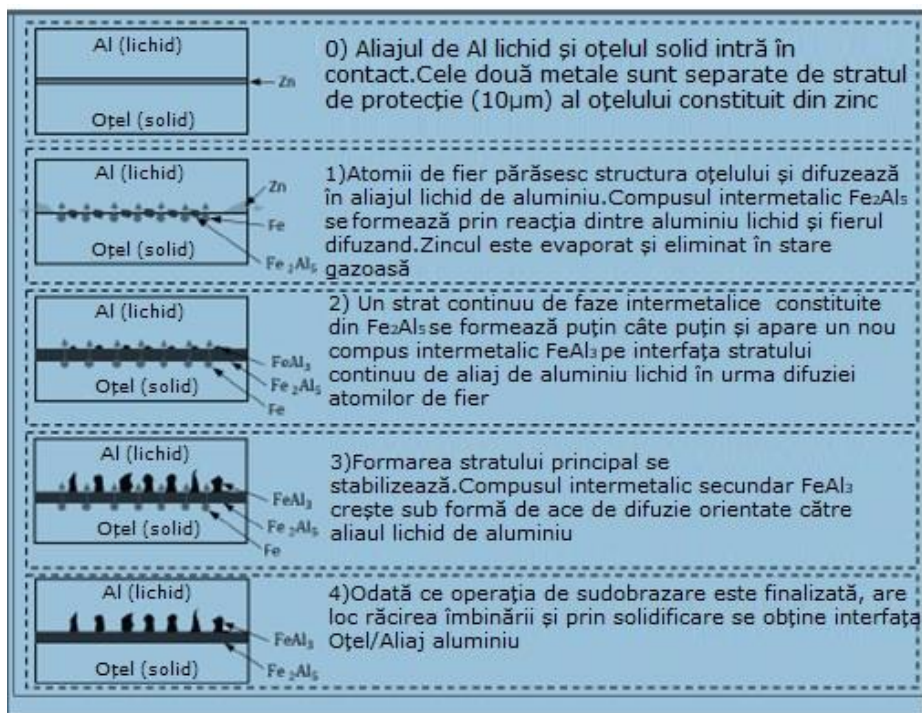


Fig.3.3 Etapele procesului de formare a compușilor intermetalici [8]

Acele compusului FeAl_3 nu prezintă o orientare globală ci mai degrabă orientări specifice, schimbându-se de la un ac la altul. Această varietate a morfologiei a fost atribuită de către mai mulți autori texturării cristaline a graunților compusului Fe_2Al_5 [28][39]. Ca efect, difuzia atomilor de aluminiu care traversează faza Fe_2Al_5 are loc în principal de-a lungul axei „c” a celulei elementare ortorombice înlocuind din aproape în aproape vacantele (lacunele) sale. Orientarea acelor va fi deci dirijată de orientarea axei „c” a cristalelor de compus Fe_2Al_5 și deci de texturarea cristalină a graunților stratului principal [28][39]. Cei doi parametri principali care pilotează mecanismul de difuzie sunt temperatura și timpul de interacțiune la temperatură înaltă pe interfața oțel / aliaj de aluminiu [27][68][38][5][65][89][19].

În fig. 3.4 se reprezintă evoluția grosimii stratului de faze intermetalice pentru trei temperaturi și două durate de timp de interacțiune.

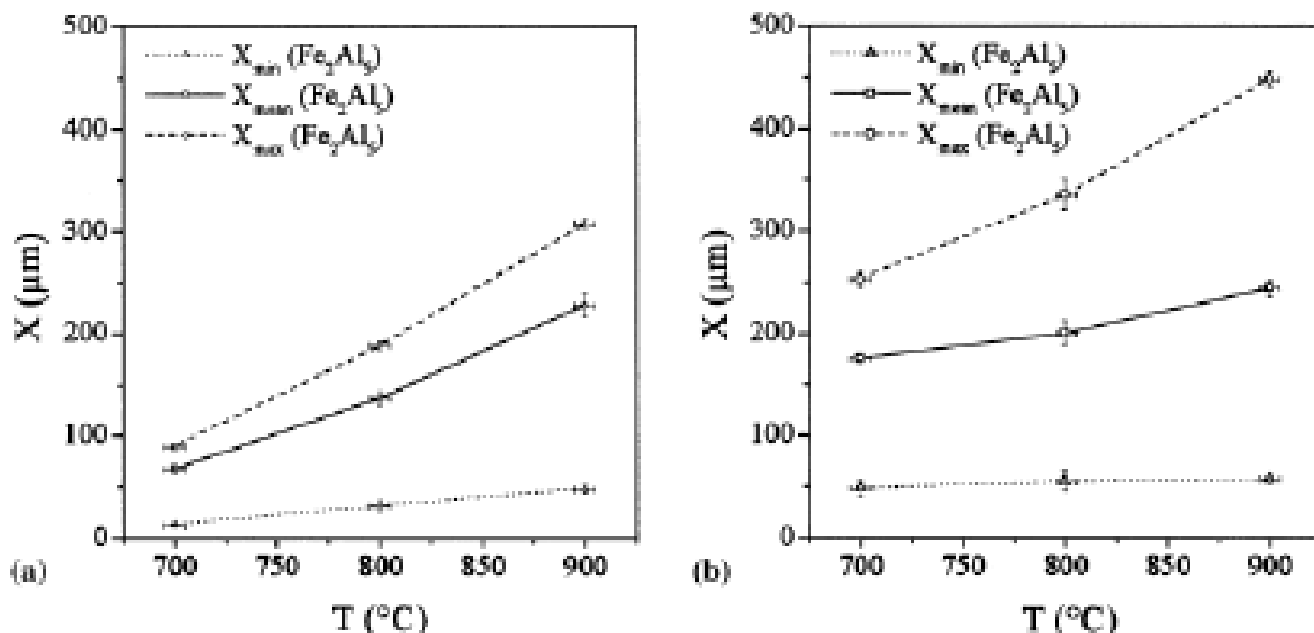


Fig.3.4 Grosimea stratului de compuși intermetalici pentru trei temperaturi, 700, 800 și 900 °C precum și pentru două durate de interacțiune $t = 30$ s (a) și $t = 15$ min. (b) [79]

Această figură arată creșterea grosimii stratului de faze intermetalice cu T și t demonstrând că mecanismul de difuzie și de creștere este în consecință legat intrinsec de ciclul termic al interfeței oțel/aluminiu. Legea de creștere stabilită de [79][12] este:

$$X = \sqrt{2 k_T t} \quad (3.1)$$

în care:

- X – grosimea stratului de faze intermetalice, m;
- k_T – constanta cinetică de creștere la temperatura T , m^2s^{-1} ;
- t – timpul de interacțiune la temperatura T , s.

$$k_T = k_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.2)$$

în care:

- k_0 – factor de frecvență, luat constant, $= 2 \cdot 10^{-4}$;
- Q – energia de activare, luată constantă, $= 122 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$;
- R – constanta gazelor perfecte $= 8,314 \text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}\text{K}^{-1}$;
- T – temperatura, K.

Acest studiu a fost efectuat folosind ca material de adaos sârma AlSi12. Utilizarea acestei sârme cu o proporție mare de siliciu și-a demonstrat interesul în comparativ cu sârma din aluminiu 100%, prin reducerea grosimilor de faze intermetalice [5]. Mai multe studii au făcut ipoteza unei înlocuiri a vacanțelor (lacunelor) de-a lungul axei „c” a rețelei ortorombice a compusului Fe_2Al_5 de către atomii de siliciu care iau locul atomilor de aluminiu și astfel blocând difuzia lor [12].

În cele din urmă, grosimea de faze intermetalice a fost găsită redusă [12]. Încercările efectuate au arătat necesitatea de a optimiza raportul dintre aportul de material și energia furnizată materialelor. Aceste două mărimi au fost definite pentru sudo-brazarea laser de Koltsov și colab. [38] prin formulele următoare:

$$E = \frac{60P}{100VSE} \quad (3.3)$$

$$A = \frac{VF}{VSB} \quad (3.4)$$

în care:

- E – energia in J/cm;
- A - aportul de material (adimensional);
- P - puterea in W;
- VSB – viteza de sudo-brazare in m/min.;

- VF – viteza de avans a sarmei in m / min.

Scopul acestor cercetări experimentale constă în studierea oportunității de îmbinare prin sudo-brazare laser a unui oțel slab aliat galvanizat cu un aliaj de aluminiu utilizând ca material de adaos o sârmă aliată din aliaj de aluminiu cu o concentrație mare de siliciu.

3.2. Metodica de cercetare. Rezultate experimentale

Oțelul DX51D + Z100MA laminat la cald și galvanizat termic, este unul dintre materialele de bază folosite pentru a realiza sudo-brazarea. Grosimea stratului de protecție din zinc este de 7 μm. Tabla din aliaj de aluminiu este din seria 6082 - T6. Compozițiile chimice ale acestor materiale de baza sunt rezumate în tab.3.2.

Tab. 3.2 Compoziția chimică a celor două metale de bază

Material	C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Ti [%]	Fe [%]	Mg [%]	Cr [%]	Cu [%]	Al [%]
DX51D+ Z100MA	0,12	0,34	1,01	0,09	0,028	0,21	Rest	-	-	-	-
6082-T6	-	1,18	0,71	-	-	0,01	0,39	0,82	0,10	0,06	Rest

Ca material de adaos a fost selectată sârma AlSi12 conform DIN 1732, respectiv ER4047 conform AWS A5.10, având diametrul φ 1 mm. Compoziția chimică și temperatura de topire a acestei sârme este prezentată în tab.3.3.

Tab. 3.3 Prescripții de compoziție chimică și temperatura de topire a materialului de adaos

Material	Si [%]	Fe[%]	Cu[%]	Mn[%]	M[%]	Zn[%]	Ti[%]	Temperatura de topire, °C
AlSi 12	11-13	<0,60	<0,30	<0,15	<0,10	<0,20	<0,15	573 - 585

Gazul de protecție folosit a fost 100% argon, la un debit de 10 l/min.

Așa cum s-a arătat anterior, dificultatea principală apărută la sudarea celor două materiale este incompatibilitatea îmbinării lor în stare topită. Prin urmare, în cadrul cercetărilor se urmărește realizarea de fapt a unei sudo-brazări adică realizarea unei îmbinări, folosind ca material de adaos sârma AlSi12, un aliaj cu temperatura de topire de aprox. 580 ° C. La această temperatură are loc topirea materialului de bază din Al 6082 și amestecarea cu materialul de adaos, respectiv brazarea materialului tablei de

oțel care având temperatura de topire mult mai mare decât cea a materialului de adaos, aprox. 1500 °C, nu se topește în procesul de sudare. Acest lucru se poate realiza prin poziționarea relativă a fasciculului laser față de axa rostului de sudare astfel încât spotul laser să evite topirea oțelului.

De fapt, încercările experimentale au urmărit pe de o parte, stabilirea poziției spotului laser față de axa rostului pe componenta din aliaj de aluminiu, respectiv stabilirea puterii fasciculului laser pentru topirea materialului de adaos și a metalului de bază din aliajul de aluminiu care să permită formarea unui cordon de sudură corespunzător din punct de vedere calitativ și estetic în condițiile unui proces de sudo-brazare stabil, prin corelarea puterii fasciculului cu o viteză de sudare optimă.

Execuția îmbinărilor sudo-brazate a fost realizată cu o instalație de sudare cu fascicul laser compusă dintr-o sursă laser cu fibră Rofin FL030 (diametrul fibrei, 100 μm), model 2013 (puteri variable între 300 și 3000 W, lungimea de undă, $\lambda = 1070$ nm) și o celulă robotizată pentru poziționarea opticii laser, construită de firma Arnold Maschinenbau GmbH. Diametrul spotului laser a fost de 0,1 mm, iar duza materialului de adaos a fost dispusă la 20° față de planul piesei.

Din fig. 3.5 se observă ca întregul ansamblu cuprinde sistemul optic de aducere și poziționare a fasciculului laser în zona sudării, sistemul de avans, reglare și poziționare a sârmei electrod, Fronius, sistemul de alimentare cu gaz de protecție, masa de poziționare și rotire a piesei cu viteza de sudare.

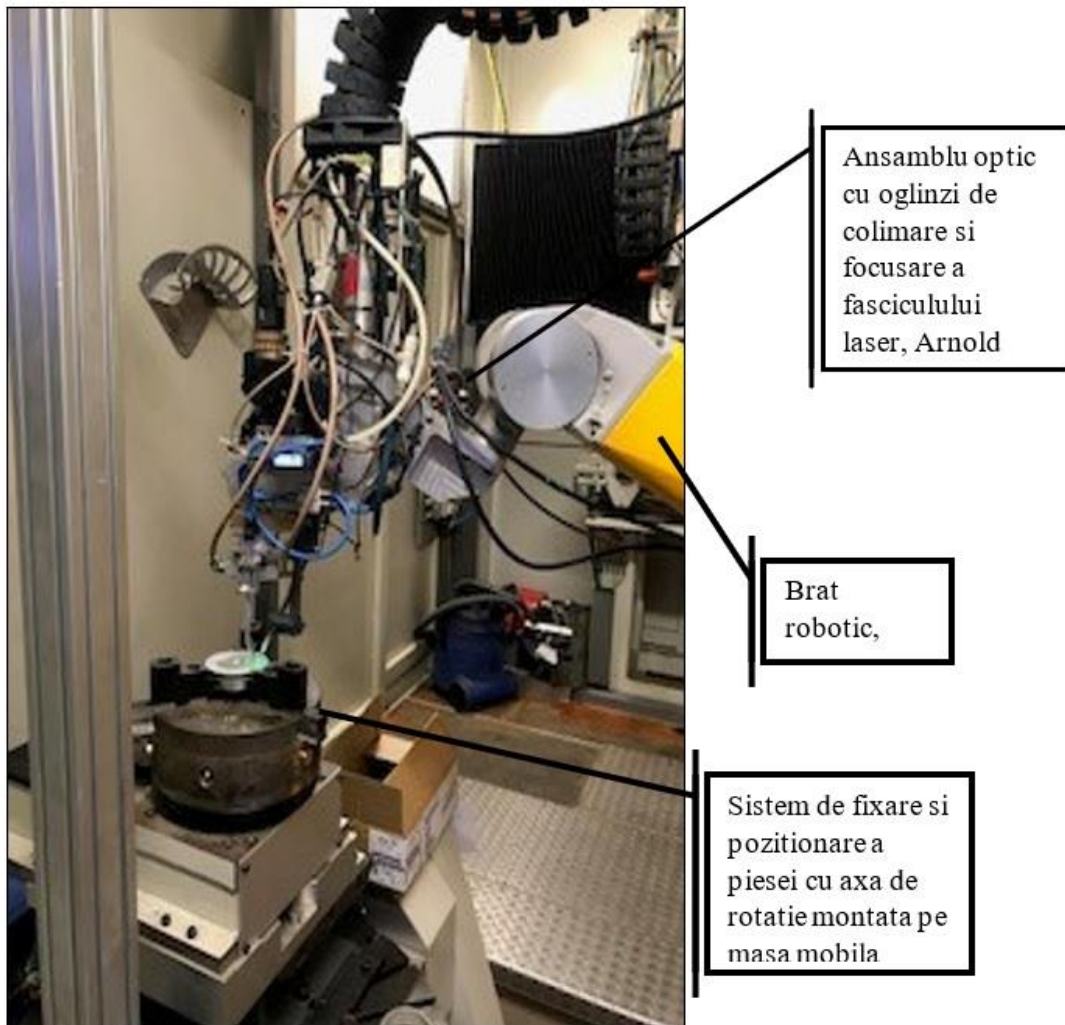


Fig.3.5 Imaginea instalației de sudare

Pentru experimentări, au fost pregătite un număr de 5 seturi de probe a căror formă și geometrie este prezentată în figura 3.6.

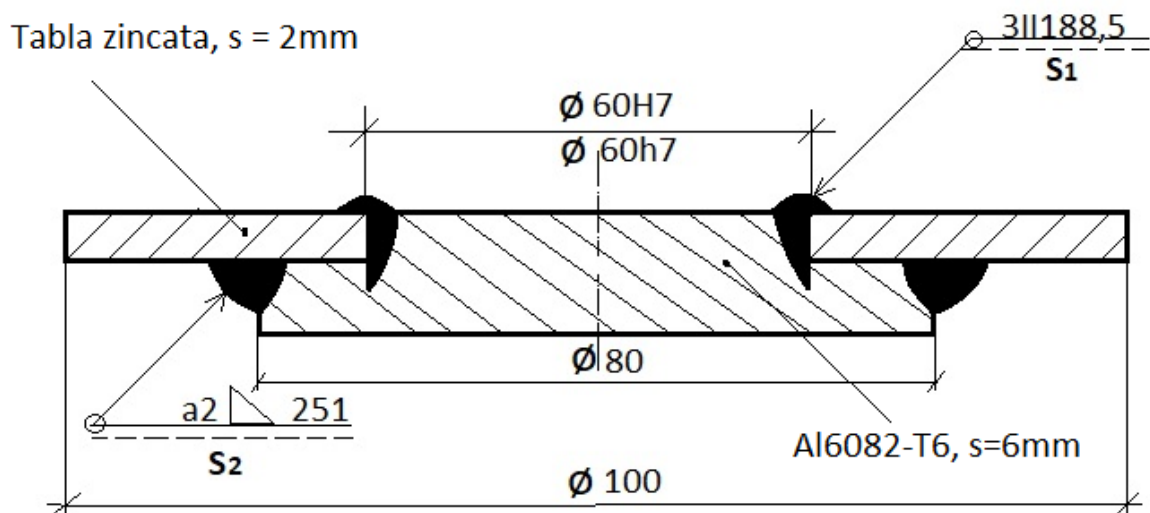


Fig. 3.6 Geometria probelor pentru sudo-brazate cu laser

Opțiunea pentru folosirea unor probe cu geometria de mai sus prin realizarea unor îmbinări sudo-brazate de forma circulară a fost determinată de instalația laser utilizată pentru încercări și anume de limitarea acesteia în configurația actuală, doar pentru realizarea unor suduri de formă circulară. Acest lucru nu constituie un impediment având în vedere scopul principal al cercetării și anume realizarea unor îmbinări din materiale disimilare folosind tehnologia laser. În plus, este posibilă în acest caz realizarea mai facilă a unor probe respectiv o precizie dimensională foarte bună în pregătirea rostului pentru sudare. În acest sens, au fost prelevate din tabla de oțel, respectiv din tabla de aluminiu, prin tăiere cu fasciculul laser, probe de formă circulară sub forma unor rondele sau inele. Ulterior probele au fost prelucrate pe strung cu o precizie corespunzătoare obținându-se o îmbinare sub forma unui ajustaj alunecător $\varnothing 60(H7/h7)$, adică o îmbinare cu rost practic zero, condiție foarte importantă la sudarea cu laser și anume deschiderea rostului să tindă către zero, având în vedere dimensiunile mici ale spotului laser. Prin modul de pregătire a probelor pentru sudo-brazare este posibilă realizarea a două tipuri de îmbinări și anume o îmbinare cap la cap, respectiv o îmbinare în colț, notată S2. Forma și caracteristicile celor două îmbinări sunt prezentate în figura 3.7.

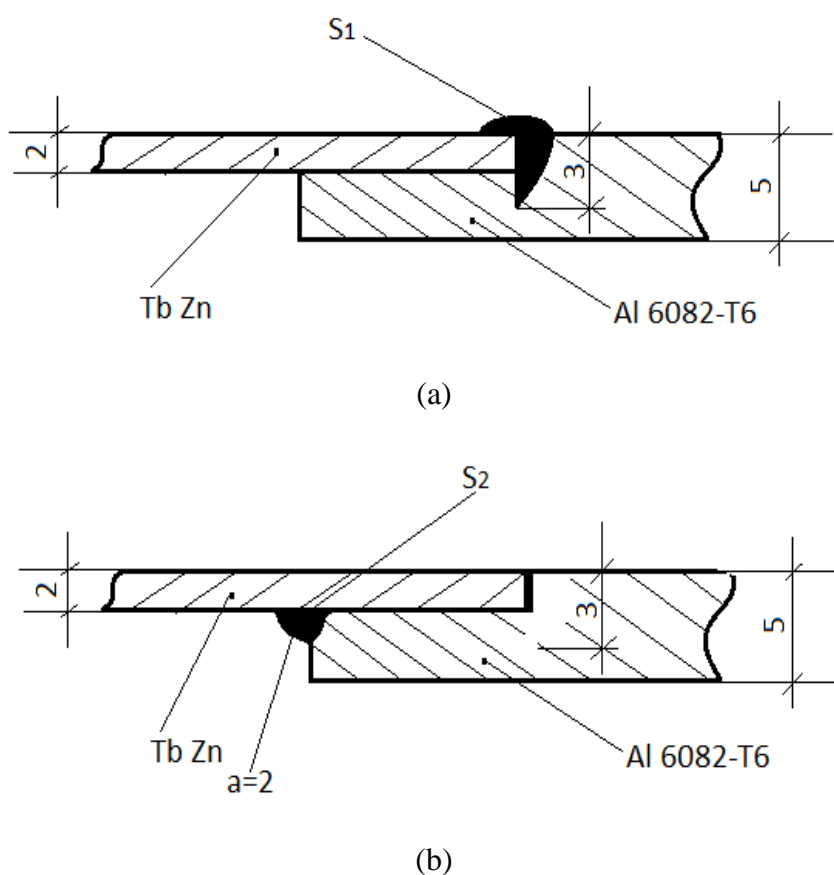


Fig. 3.7 Geometria sudurilor: (a) îmbinare cap la cap; (b) îmbinare în colț

În cazul îmbinării S1, se urmărește realizarea unei suduri circulare cap la cap cu rost I având deschiderea rostului de zero mm și o pătrundere în tabla de aliaj de aluminiu de aprox. 3 mm, fără topirea tablei de oțel, la care metalul topit al băii metalice se prelinge parțial pe suprafața tablei zincate pentru formarea supraînălțării, figura 3.7.a.

În cazul îmbinării S2 (fig.3.7.b), se urmărește realizarea unei îmbinări circulare în colț nepătrunse cu grosimea sudurii de aprox. 2-3 mm fără topirea tablei din oțel la care prin topirea parțială a componentei din aliaj de aluminiu și amestecarea cu metalul de adaos să rezulte o baie metalică care se prelinge pe suprafața componentei galvanizate din oțel fără topirea acesteia. În ambele cazuri, dezideratul privind evitarea topirii componentei din oțel galvanizat se realizează în principal prin poziționarea corectă a spotului (fasciculului laser) pe componenta din aliaj de aluminiu la o distanță bine aleasă față de axa rostului în cazul îmbinării cap la cap, respectiv față de planul bisector, în cazul îmbinării în colț. Trebuie ținut cont, bineînțeles și de energia sub formă de caldură introdusă în componente în zona rostului, determinată de mărimea energiei liniare. Pentru poziționarea și fixarea probelor s-a realizat un dispozitiv, fig.3.8, care permite centrarea foarte precisă a acestora, condiție sine-qua-non pentru reproductibilitatea parametrilor procesului de îmbinare, respectiv pentru menținerea fixă a fasciculului laser pe suprafață.



Fig. 3.8 Dispozitiv de poziționare și fixare a probelor pentru sudo-brazare

În fig. 3.9 se arată modul de poziționare și de prindere a probelor în dispozitiv, iar în fig.3.10 se prezintă poziționarea relativă a capului de sudare respectiv a duzei de gaz față de suprafața componentelor de sudo-brazat.

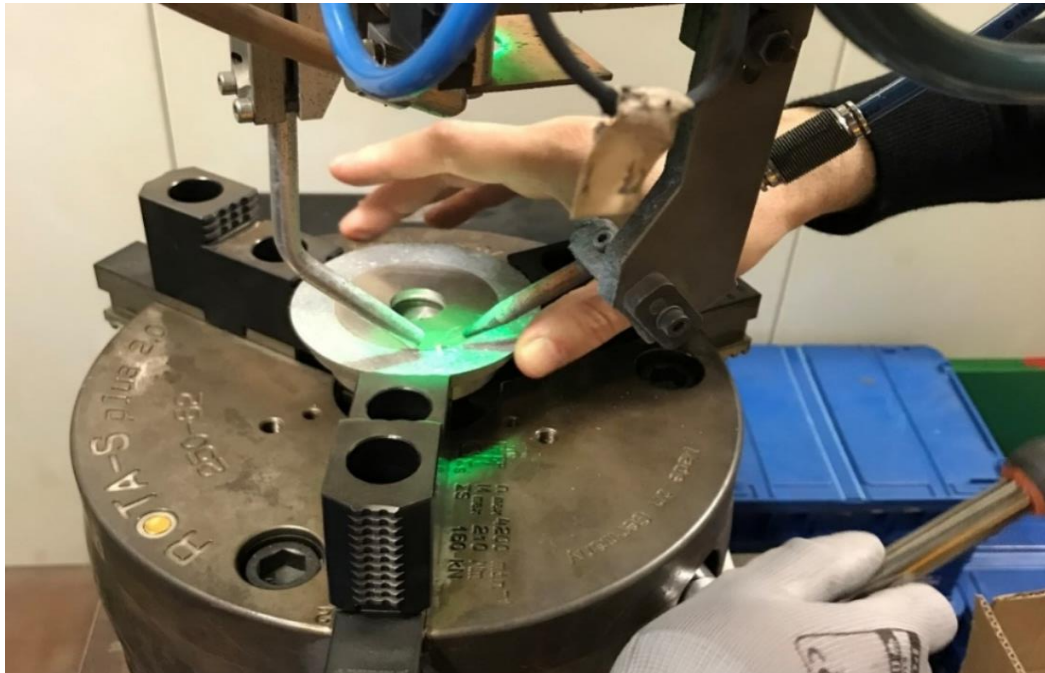


Fig. 3.9 Poziționarea și prinderea probelor în dispozitivul de sudo-brazare

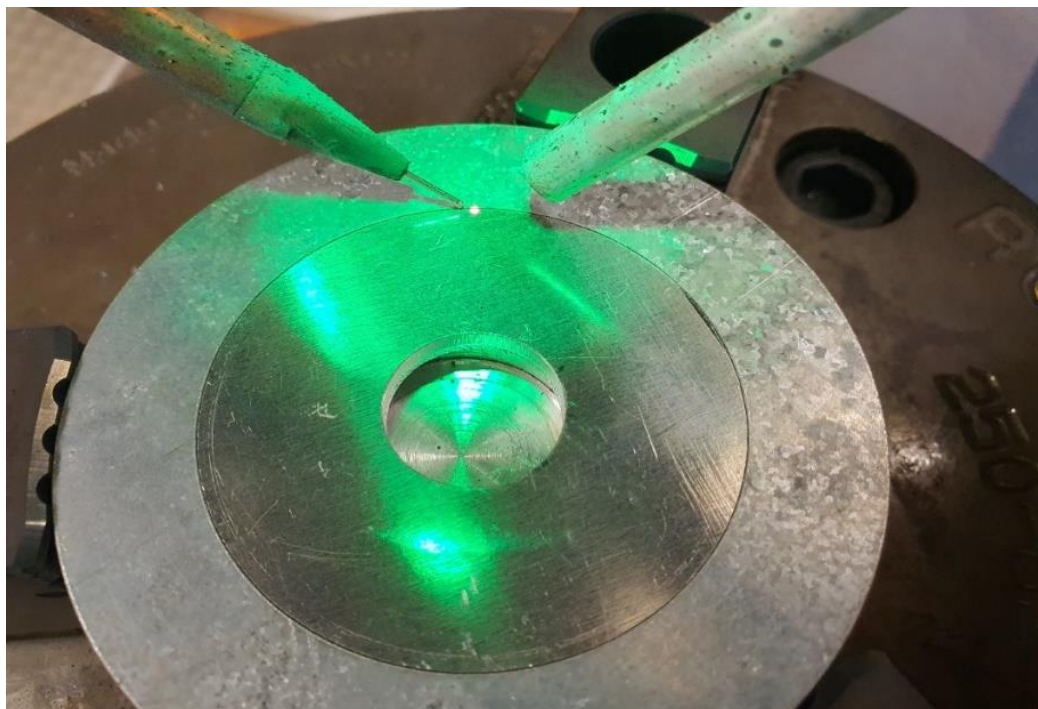
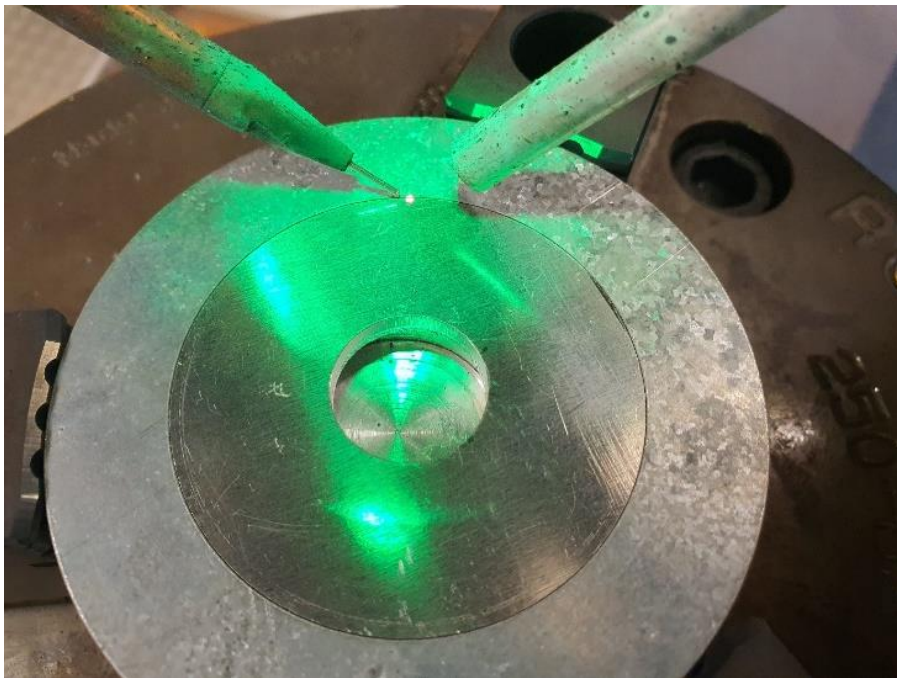
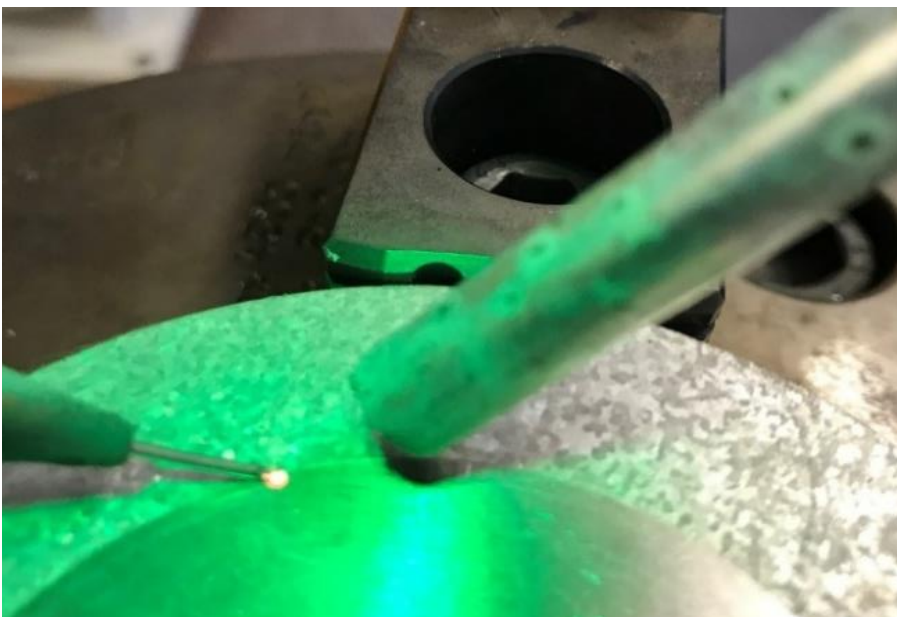


Fig. 3.10 Poziționarea relativă a capului (duza de contact-duza de gaz)

Aceasta din urmă trebuie să asigure ghidarea precisă a sârmei electrod în zona rostului, respectiv sub incidența spotului laser pentru topirea uniformă și stabilă, precum și o protecție sigură a băii metalice cu gazul de protecție pentru evitarea expulzărilor de metal sau a oxidării metalului topit cu compromiterea sudurii prin formarea defectelor de continuitate metalică. Cea mai importantă etapă în pregătirea pentru sudo-brazare constă în poziționarea spotului laser pe suprafața componentelor, fig. 3.11.



(a)



(b)

Fig.3.11 Poziționarea relativă a spotului laser (a)- detaliu (b)

Poziționarea în prima instanță a spotului laser se face cu ajutorul unui spot luminos prin centrarea acestuia pe suprafața componentei din aliajul de aluminiu la o anumită distanță față de axa rostului. Această poziționare este însă aproximativă deoarece diametrul spotului luminos este mai mare decât cel al spotului laser.

Poziția corectă a spotului laser se va determina în urma mai multor încercări experimentale successive prin realizarea unei topiri fără material de adaos și analizarea locului în care acționează spotul, relativ la axa rostului, prin investigarea geometriei sudurii. Precizia execuției probelor respectiv precizia fixării în dispozitiv va asigura reproductibilitatea sudo-brazării, condiție de bază la sudarea cu laser, fig.3.12.



Fig.3.12 Pregătirea pentru sudare

În prealabil, au fost realizate încercări tehnologice prin realizarea de topiri fără material de adaos, iar ulterior, cu material de adaos. În fig.3.13 se prezintă aspectul parțial al suprafeței exterioare a unei suduri realizate pe un anumit sector de cerc considerat corespunzător din punct de vedere al stabilității procesului de sudare respectiv al esteticii suprafeței.

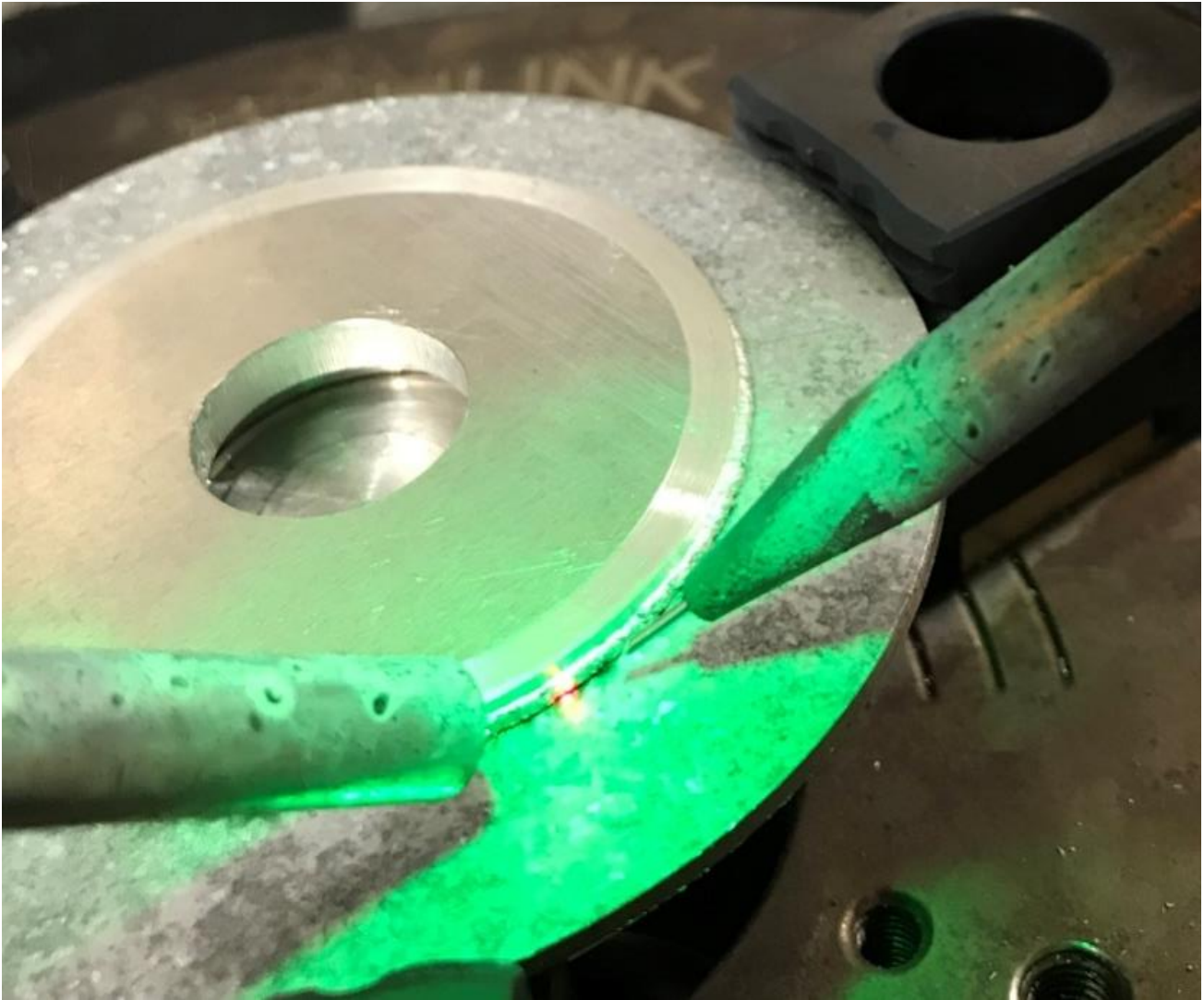


Fig.3.13 Aspectul exterior al sudurii

Pornind de la aceste încercări s-a trecut la realizarea propriu-zisă a unor sudo-brazări în vederea examinării geometriei îmbinării și a interpretării rezultatelor. Parametrii de proces sunt redați în tab.3.4. Primele trei seturi de probe au fost îmbinate pe o singură parte, constatându-se faptul că la depășirea puterii laser de 1700 W au apărut defecte de tipul expulzărilor de material în zona brazată a aliajului de aluminiu. Pentru evitarea acestora, seturile de probe 4 și 5 au fost îmbinate pe o parte la parametrii folosiți pentru seturile 2 respectiv 3 de probe, după care au fost întoarse pe cea de-a doua față și îmbinate la valori mai mici ale energiei termice. În acest fel s-a reușit crearea unei băi de metale topite pe întreaga secțiune transversală a pieselor. Aprecierea calității îmbinărilor sudo-brazate s-a făcut prin examinări macro și micrografice.

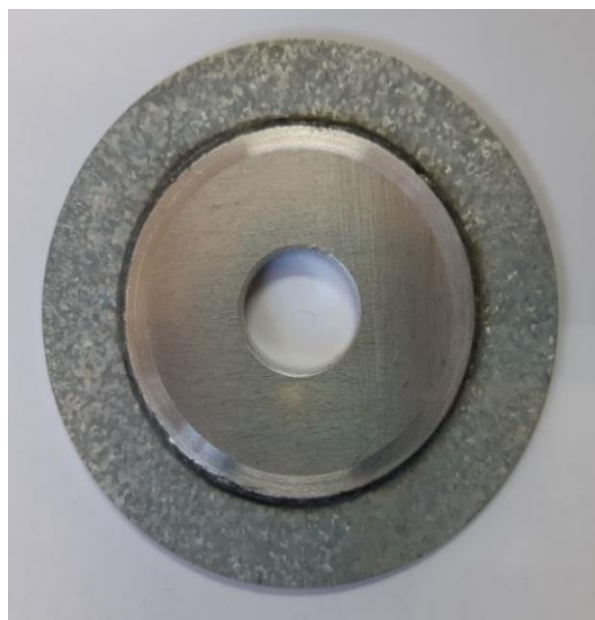
Tab.3.4 Parametrii regimului de sudo-brazare

Aliaj aluminiu / oțel galvanizat	Puterea, [W]	Viteza de sudo-brazare, [mm/min.]	Unghiul de rotație a piesei [grade]	Viteza de avans AlSi12, [mm/min.]
Set probe 1	1600	2600	363	2700
Set probe 2	1700	2400	363	2900
Set probe 3	1600	2600	363	2600
Set probe 4 suprafață - verso	1700+1200	2400+3000	363	2900+1200
Set probe 5 suprafață - verso	1600+1300	2600+3000	363	2600+3000

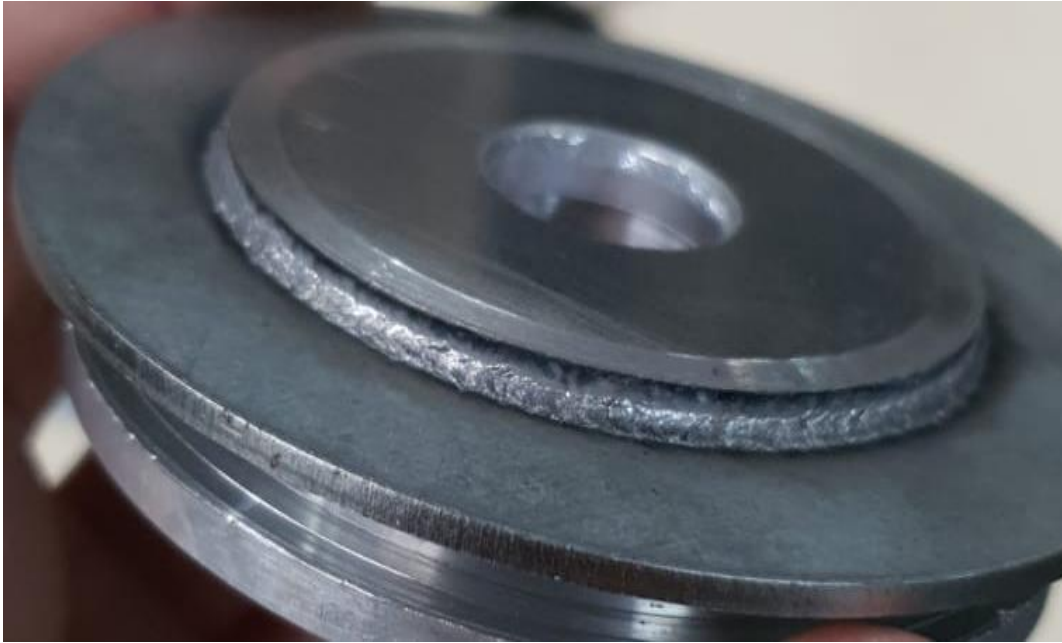
În timpul procesului de sudo-brazare laser cu material de adaos, tabla din aliaj de aluminiu, 6082 – T6 și sârma din aliaj de aluminiu, AlSi12, selectată ca material de adaos, trec în stare lichidă pentru a forma o îmbinare sudată în timp ce materialul de adaos vine să umecteze prin capilaritate tabla din oțel care rămâne în stare solidă creând o îmbinare brazată. Energia necesară pentru topirea materialului de adaos și a tablei din aliaj de aluminiu este furnizată de laser. În fig.3.14 se arată aspectul față–spate și aspectul final al unei îmbinări sudo-brazate pentru seturile de probe 1 – 3, iar în fig.3.15 sunt redată două imagini macrografice ale unor secțiuni transversale printr-o asemenea îmbinare sudo-brazată.



(a)



(b)



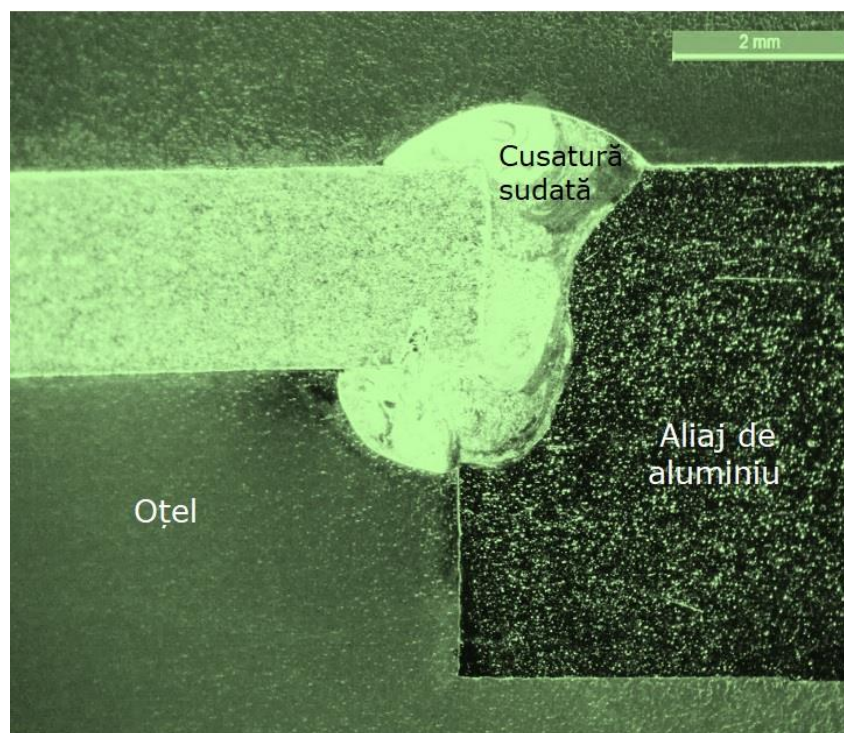
(c)

Fig.3.14 Aspectul îmbinării sudo-brazate : (a) zona din față; (b) zona din spate; (c) imaginea finală

Cordonul este sudat pe tabla din aliaj de Al și brazat pe tabla de oțel galvanizat. Se remarcă o bună continuitate a cordonului de sudură, cu o bună umectare a tablei din oțel galvanizat. Totodată, apare o pătrundere a sudurii pe întreaga secțiune a tablei galvanizate fără scurgeri de material la rădăcină.



(a)



(b)

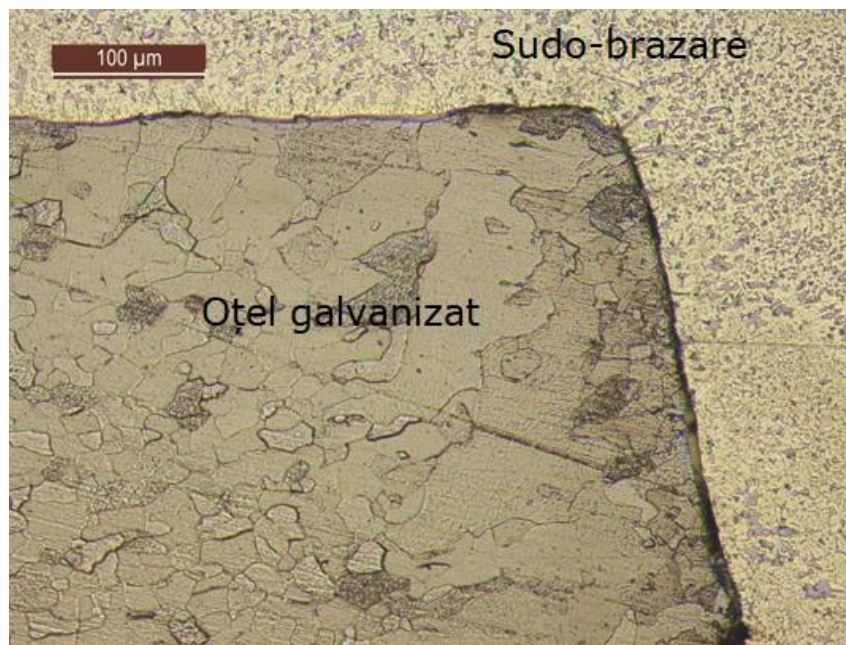
Fig.3.15 Imaginea macrografică a unei secțiuni transversale prin îmbinarea sudo-brazată

Aducerea în contact a acestor materiale metalice determină formarea pe interfața cordon de sudură – oțel a unui strat subțire de compuși intermetalici Fe_xAl_y ca urmare a reacției dintre atomii de fier și de aluminiu. Acest strat crește în timpul interacțiunii generate de furnizarea de energie de către sursa de căldură și se îngheață în cursul etapei de solidificare. Observațiile microscopice asupra zonei de reacție, după operația de îmbinare, au pus în evidență o morfologie a stratului de compuși intermetalici format dintr-un substrat principal și din ace orientate către cordonul de sudură (fig.3.16).

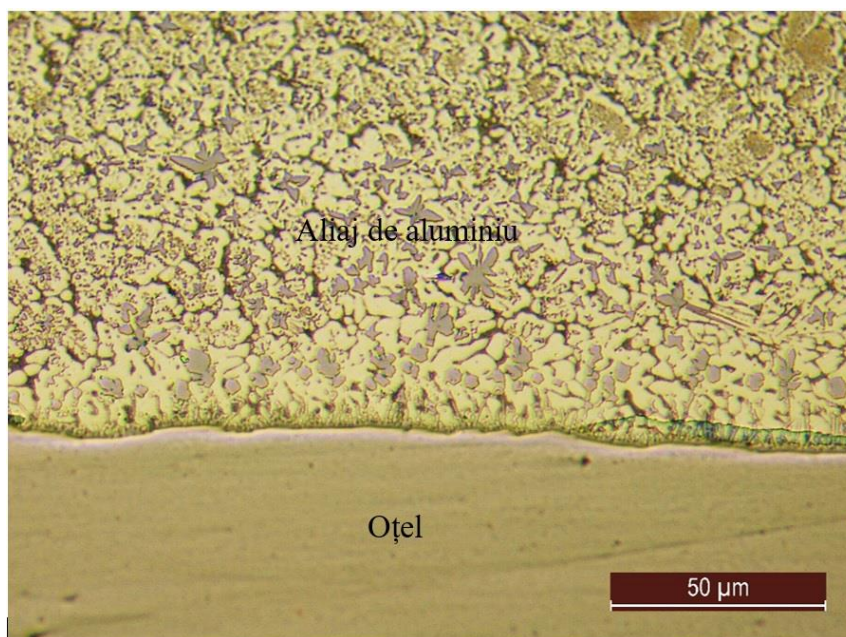
Se remarcă efectul benefic al acoperirii cu zinc a tablei din oțel asupra condițiilor de umectare asigurând o bună legătură între sudură și suprafața tablei galvanizate. Prezența stratului de zinc (element cu temperatura de topire de 419 °C) pe suprafața oțelului favorizează dizolvarea aluminei (Al_2O_3) superficiale și astfel topirea aliajului de aluminiu devine posibilă fără utilizarea unui flux decapant. Suplimentar, fluxul de brazare pe lângă favorizarea dizolvării aluminei, pare deci să acționeze ca o barieră chimică întârziind reacția dintre aluminiu și oțel, iar din punct de vedere termic, limitează fluxul de căldură transmis oțelului și implicit temperatura zonei pe care se depune aluminiu lichid.

Prin utilizarea ca material de adaos a aliajului AlSi12 sub formă de sârmă depusă sub fascicul laser, se va modifica natura stratului de reacție care va deveni constituit din faze intermetalice ternare Al-Si-Fe. Acest material de adaos care are o compoziție

chimică apropiată de a eutecticului a fost selectat pentru a favoriza topirea aluminiului și deci pentru a se încerca o reducere a aportului de energie.



(a)



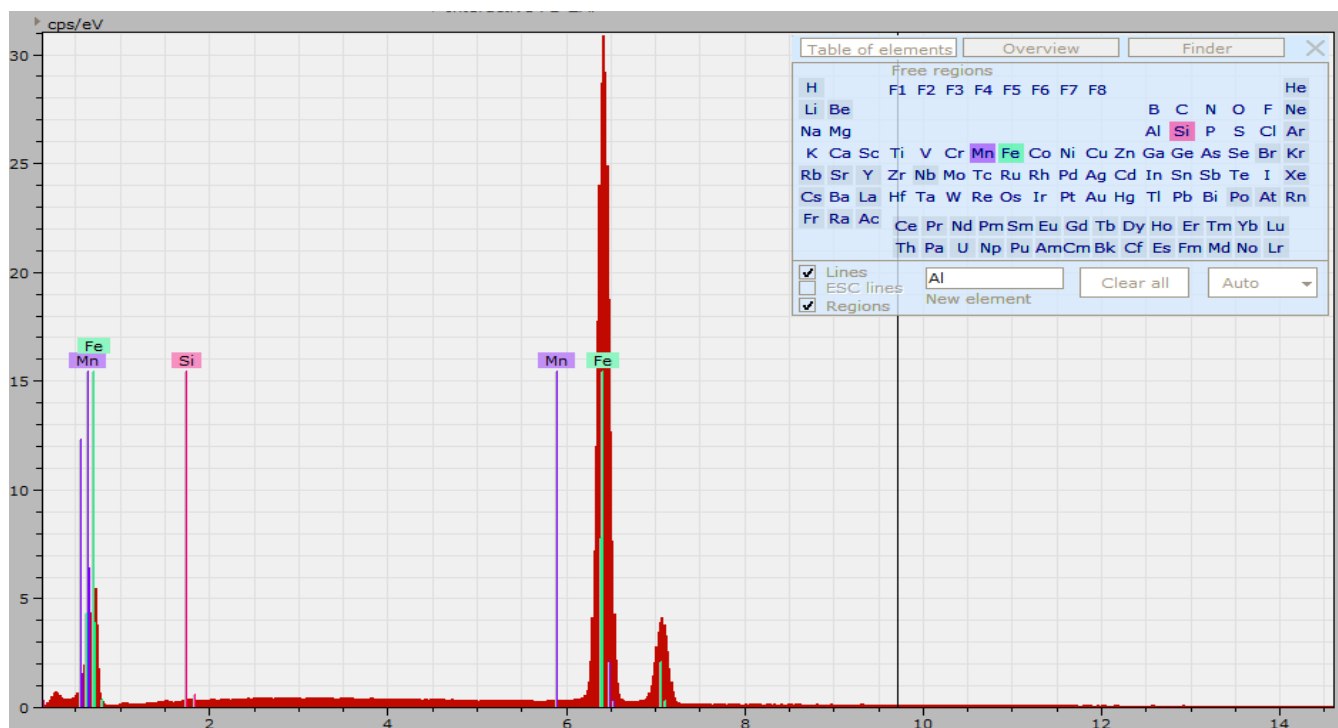
(a)

Fig.3.16 Imaginea microscopică a îmbinării sudo-brazate: (a) zona de legătură dintre sudură și suprafața tablei galvanizate; (b) interfața sudura–oțel galvanizat

3.3. Investigații EDX

În faza de încălzire a procesului de sudo-brazare, materialul de adaos selectat împreună cu marginea componentei din tablă de aliaj de aluminiu sunt topite de către sursa de căldură laser. Profilul zonei topite se precizează în momentul solidificării când se formează o cusătură sudată între cele doua aliaje. Totodată, în urma umectării prin capilaritate a componentei din oțel de către lichid se formează o legătură brazată, astfel că în final se obține un cordon de sudo-brazare. Prin topirea unei anumite proporții din metalul de bază, aliaj de Al și amestecarea sa cu materialul de adaos, se produce o modificare a compoziției chimice a zonei topite. În fig.3.17...3.19 sunt redată imaginile de dispersie în energie a razelor X și rezultatele analizelor chimice în zonele îmbinării sudo-brazate. Din analiza acestora se desprind următoarele observații:

- menținere practic nemodificată a compoziției chimice a aliajelor folosite ca metale de bază;
- absența fenomenelor de diluție între componenta din oțel și materialul de adaos;
- micșorare a concentrației în Al de la cca. 85 % masa la cca. 70 % masă pe întreaga secțiune a cordonului de sudură;
- variație a concentrației în Si între 6 și 10 %;
- pierdere ușoară, prin ardere, a Mg în cordonul de sudură.

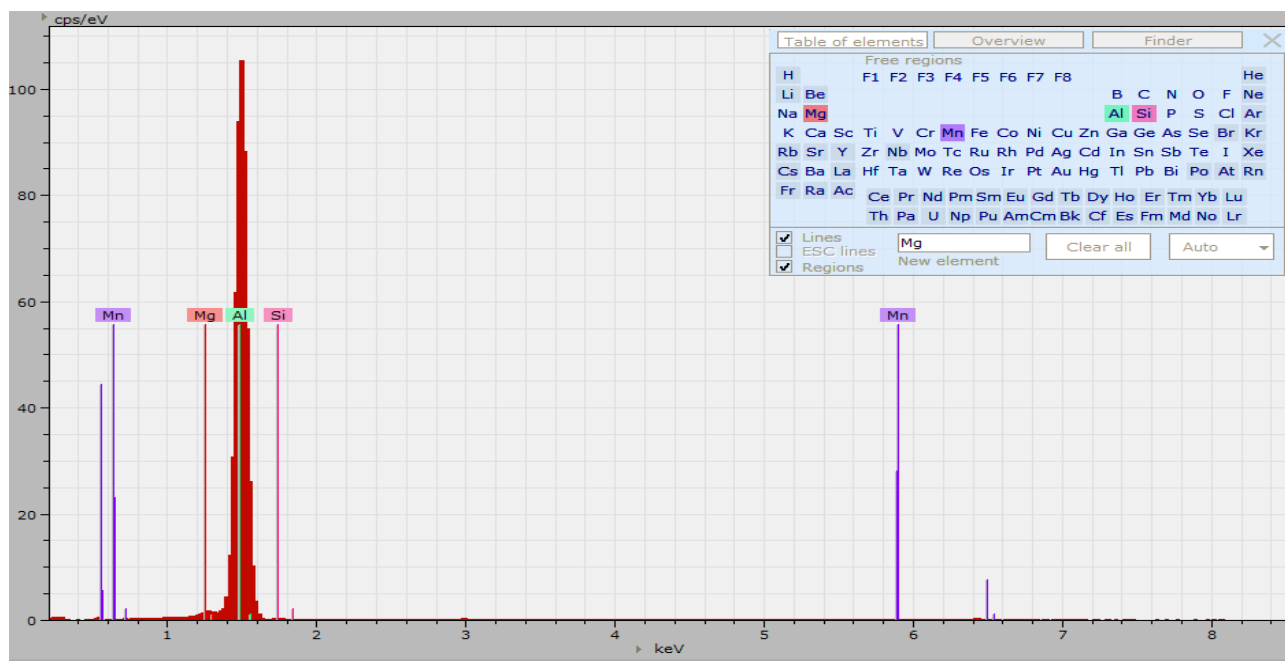


(a)

	Series	unn. C [wt.%]	nor. C [wt.%]	Atom C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Manganese	K series	1.66	1.56	1.59	0.07
Iron	K series	104.40	98.27	98.09	2.66
Silicon	K series	0.17	0.16	0.32	0.04
Total		106.24	100.00	100.00	

(b)

Fig. 3.17 Spectrul EDX (a) si compoziția chimică a componentei din oțel (b)

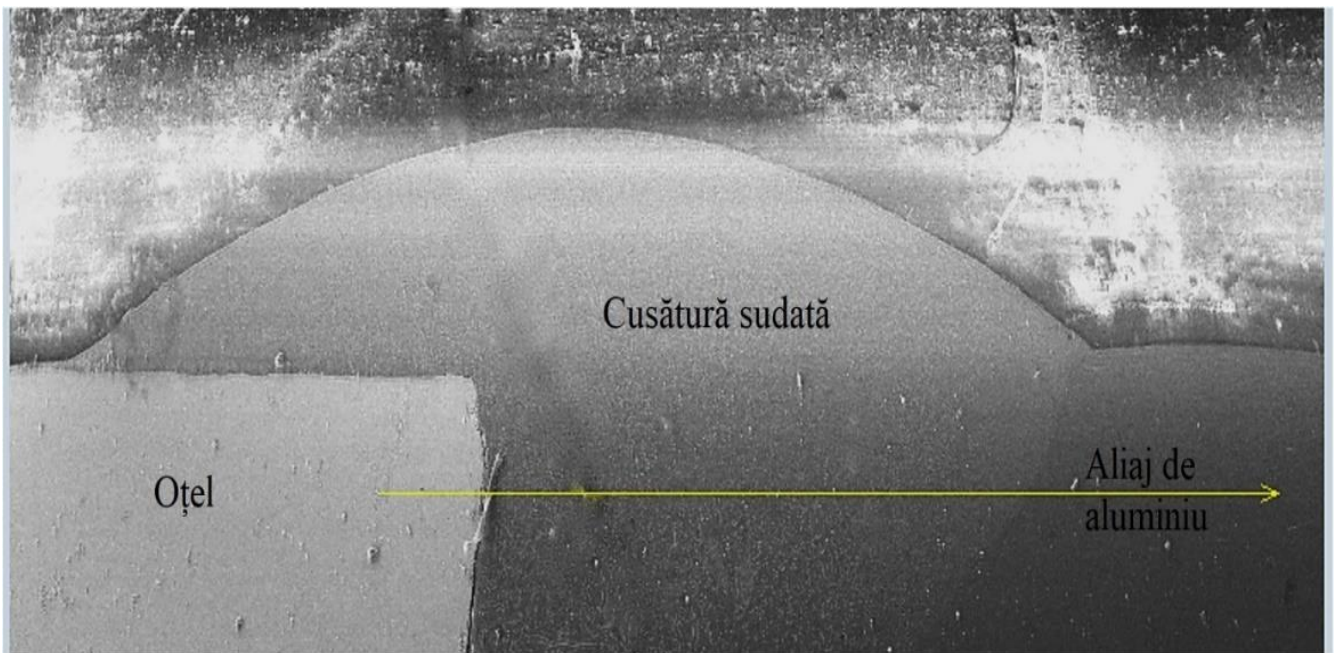


(a)

	Series	unn. C [wt.%]	nor. C [wt.%]	Atom C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Silicon	K series	1.29	1.21	1.16	0.09
Aluminium	K series	103.10	96.89	97.04	5.19
Manganese	K series	0.56	0.52	0.26	0.04
Magnesium	K series	1.47	1.38	1.54	0.11
Total		106.42	100.00	100.00	

(b)

Fig. 3.18 Spectrul EDX (a) si compoziția chimică a componentei din aliaj de Al (b)



(a)



(b)

Fig. 3.19 Imaginea macrografică (a) și variația liniară a principalelor elemente chimice pe interfața dintre cordonul de sudo-brazare și oțelul galvanizat

Figura 3.20 redă imaginea microscopică a zonei de legătură dintre componentul din oțel și sudură remarcându-se faptul că grosimea stratului de reacție este mai mic de 10 μm , valoare limită recomandată de literatura de specialitate [26] [38] [53] astfel încat să nu fie afectate caracteristicile mecanice ale îmbinării sudo-brazate. Imaginea microscopică a compușilor intermetalici prezenți în stratul principal, alături de spectrul de dispersie EDX și de compoziția chimică a acestora se arată în fig.3.21 și fig.3.22.

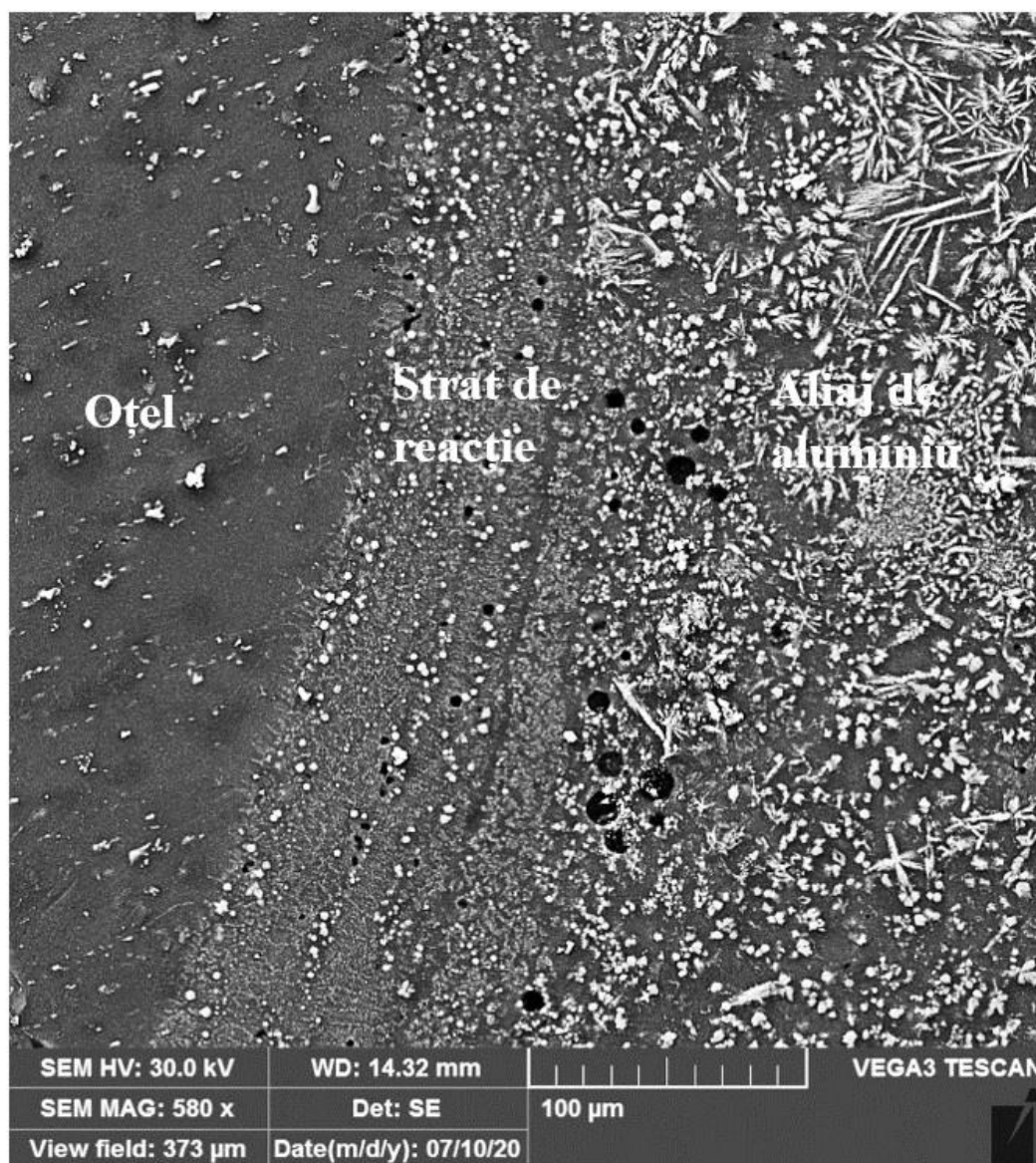
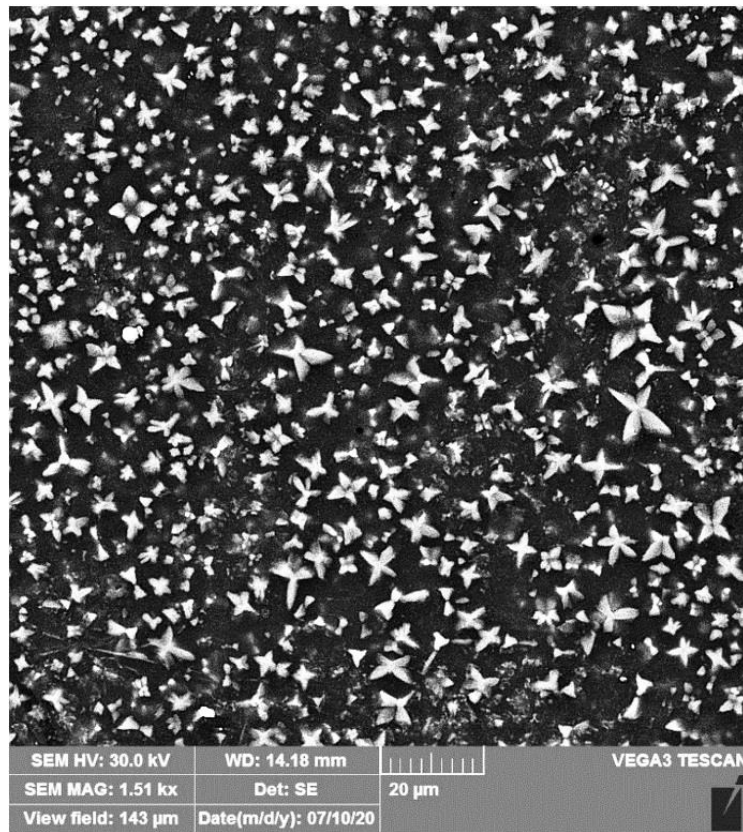
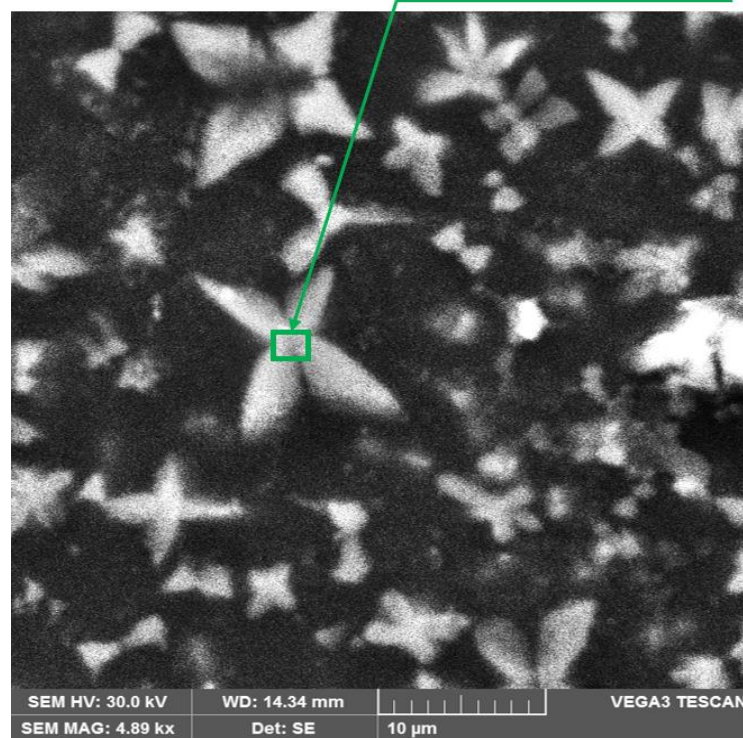


Fig. 3.20 Imaginea SEM a interfeței oțel – aliaj de Al

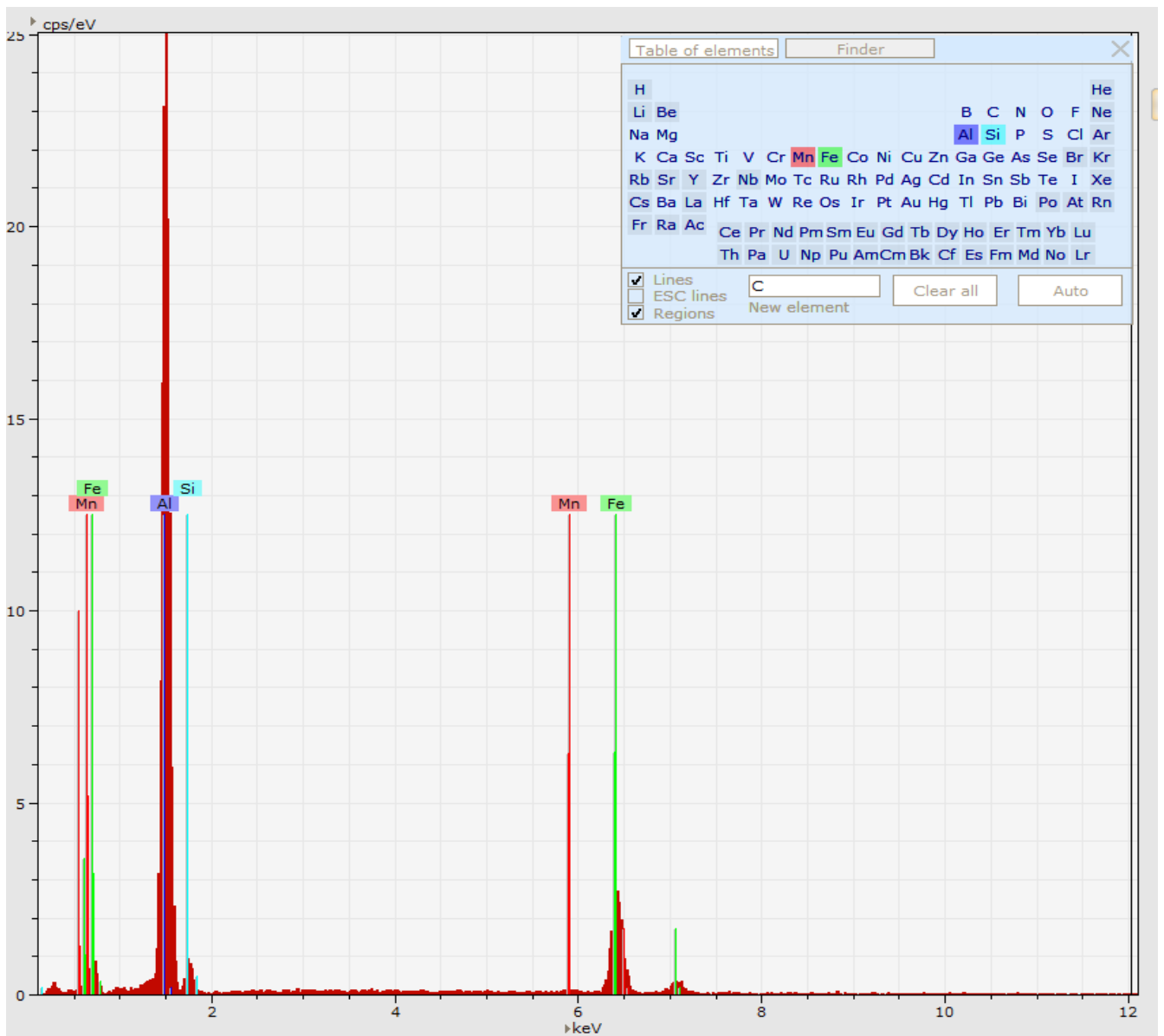


(a)

Microzonă investigată EDX



(b)



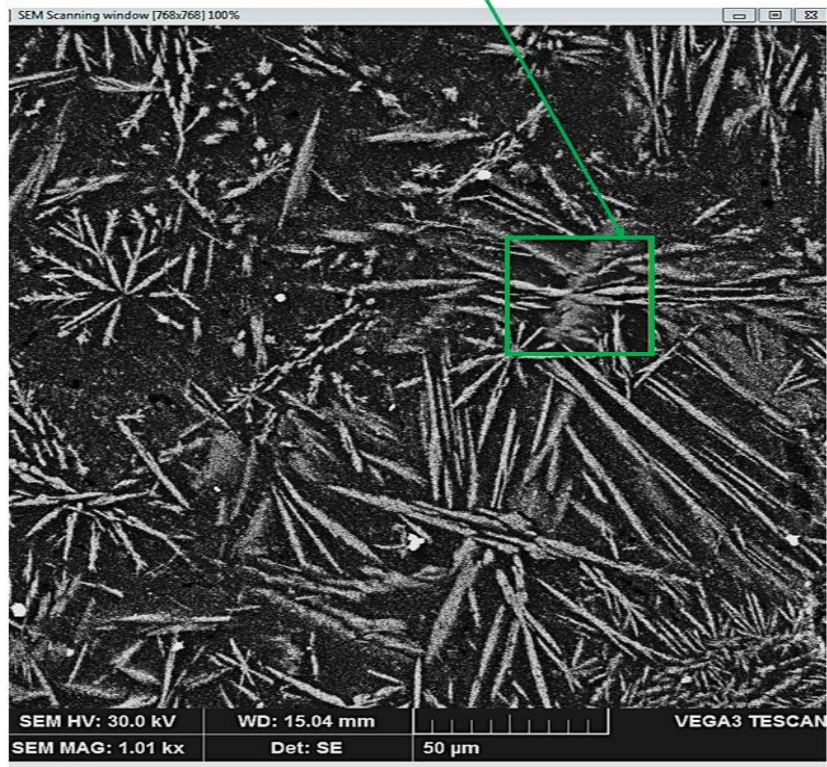
(c)

	AN	Series	Net	unn. C [wt.%]	nor. C [wt.%]	Atom C [at.%]	Compound	Stoich. C [wt.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Manganese	25	K series	169	0.74	0.70	0.38		0.74	0.12
Iron	26	K series	4498	22.01	20.54	11.17		22.01	0.69
Aluminium	13	K series	24601	78.38	73.16	82.38		78.38	4.02
Silicon	14	K series	829	6.00	5.60	6.06		6.00	0.41
			Total	107.13	100.00	100.00		107.13	

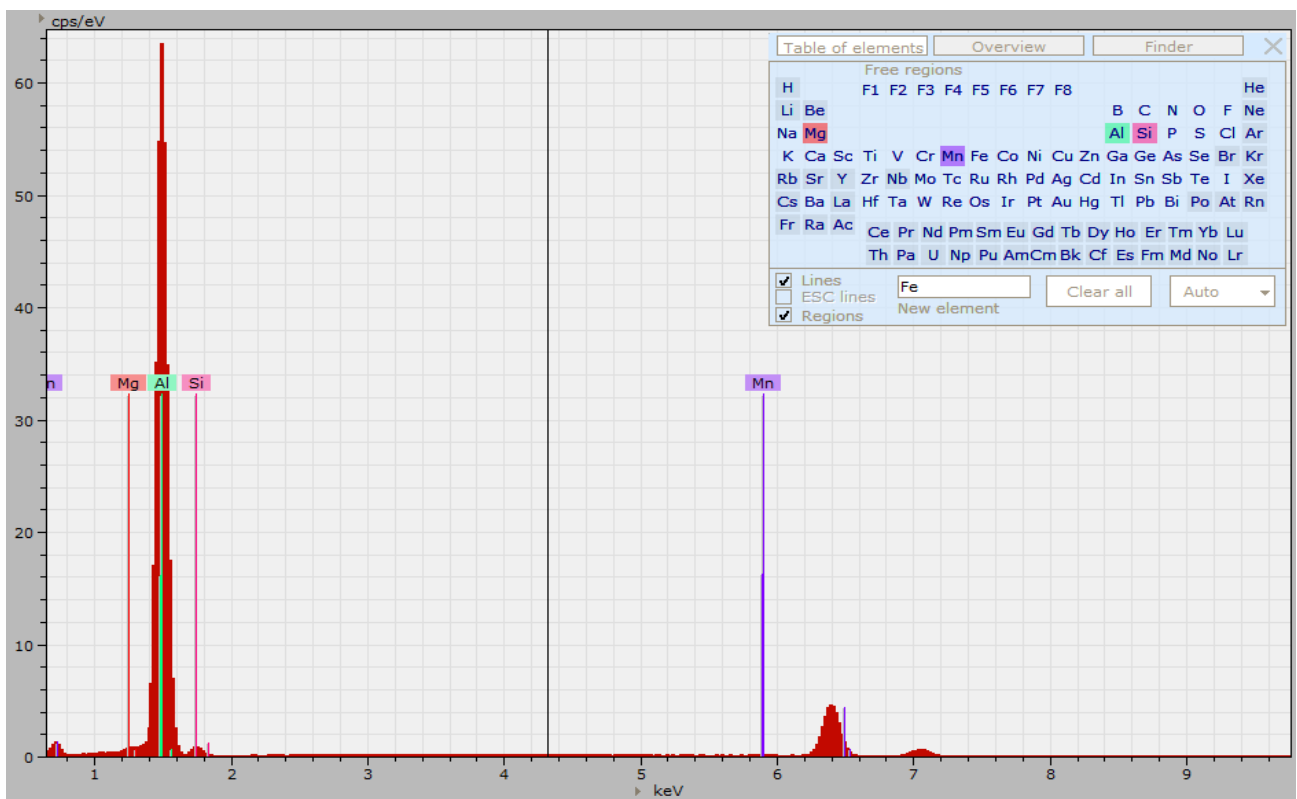
(d)

Fig. 3.21 Imaginea SEM a compușilor intermetalici cu forma stelară (a – x 1500), (b – x 4900), spectrul EDX (c) și compoziția chimică (d) a acestora

Microzonă investigată EDX



(a)



(b)

	Series	unn. C [wt.%]	nor. C [wt.%]	Atom C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Aluminium	K series	0.08	26.22	30.74	0.03
Silicon	K series	0.00	1.32	1.49	0.00
Manganese	K series	0.05	17.67	10.17	0.03
Magnesium	K series	0.10	36.15	47.05	0.04
Iron	K series	0.05	18.63	10.55	0.03
	Total	0.29	100.00	100.00	

(c)

Fig.3.22 Imaginea SEM a compușilor cu formă aciculară (a), spectrul de dispersie (b) și compoziția chimică (c) a acestora

În compoziția chimică a microzonelor de material cu faze intermetalice având o formă stelară apar concentrații de cca. 73.1% masa Al, 20.5% masa Fe și 6% masă Si, iar în microzonele cu faze intermetalice aciculare, componentele principale sunt Mg – 36.1% masă, Al – 26.2% masă, Fe – 18.6% masă și Mn – 17.6% masă.

3.4. Încercări de microduritate

Pentru asemenea încercări au fost prelevate secțiuni transversale prin îmbinările sudo-brazate și în urma pregătirii metalografice prin operații de șlefuire – lustruire s-au făcut măsurători de microduritate de-a lungul liniei situate la 0.8 mm de suprafață. Rezultatele obținute la îmbinările cap la cap împreună cu indicarea direcției de măsurare a microdurității se arată în fig.3.23.

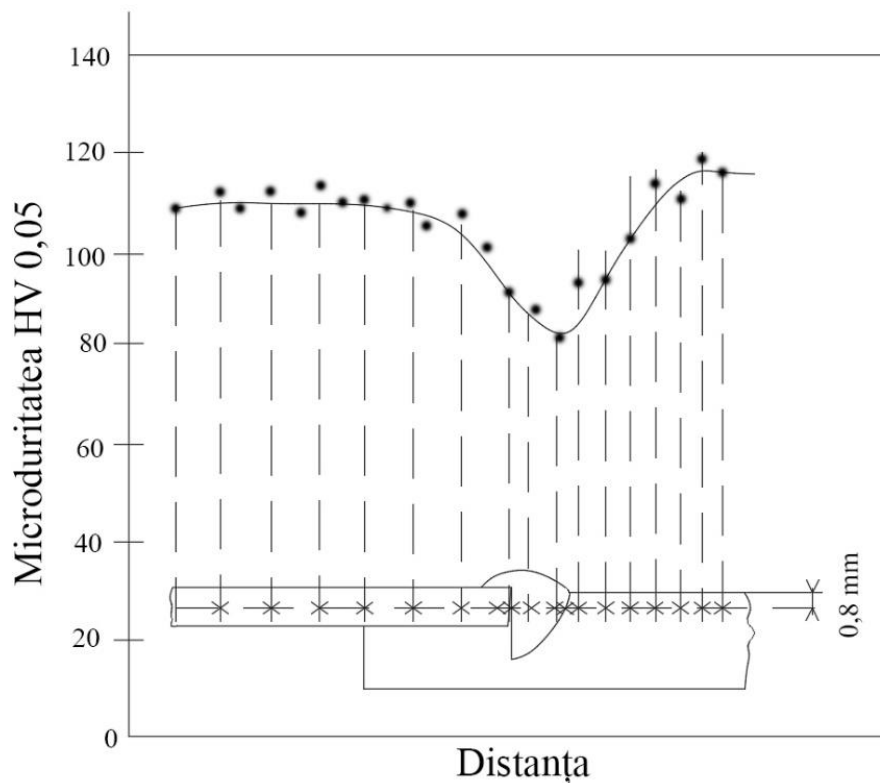


Fig. 3.23 Curba gradient de microdurate pe secțiunea transversală a îmbinării sudo-brazate

Cele două metale de bază prezintă valori de microdurate sensibil egale (110 – 120 HV 0.05), în timp ce aliajul obținut în urma diluției dintre aliajul de aluminiu și materialul de adaos are o microdurate mai mică (80 – 90 HV 0.05) caracteristică unui aliaj turnat cu baza de aluminiu care conține ca elemente de aliere, Mg, Si și Mn.

3.5. Concluzii

Dificultățile întâmpinate la îmbinarea prin sudare a materialelor disimilare, cum sunt aliajele de aluminiu și oțelurile, se datorează diferențelor de proprietăți fizice ale acestora (temperaturi de topire, conductivități termice, coeficienți de dilatație). Obținerea îmbinării sudo-brazate are loc prin topirea materialului de baza din aliajul de aluminiu, 6082 T6 și amestecarea cu materialul de adaos, AlSi12, iar în momentul solidificării ia naștere cusătura sudată între cele două aliaje; totodată, în urma umectării prin capilaritate a componentei din oțel de către lichid se formează o legătură brazată, astfel că în final se obține un cordon de sudo-brazare.

Pentru evitarea topirii componentei din oțel se impune ca fasciculul laser să fie poziționat pe componenta din aliaj de aluminiu la o distanță de 0.2 mm față de axa rostului de sudare.

Aplicarea sudo-brazării cu fascicul laser, caracterizată de o energie liniară înaltă și de o răcire cu viteză mare, limitează grosimea stratului de compuși intermetalici fragili la 10 – 12 μm care pot induce fisuri în sudura și o reducere a caracteristicilor de rezistență mecanică.

Limitarea temperaturii interfeței oțel – aliaj de aluminiu prin această tehnică de îmbinare permite micșorarea grosimii stratului de faze intermetalice, iar selecția unui material de adaos cu o compoziție chimică apropiată de a eutecticului favorizează topirea aluminiului și deci contribuie la reducerea aportului de energie liniară.

Totodată, procesul de sudo-brazare cu fascicul laser generează deformații remanente mult mai reduse comparativ cu procedeele concurente de realizare a îmbinărilor nedemontabile. Fazele intermetalice care se formează pe interfața dintre cordon și oțelul galvanizat au fie o formă stelară cu compoziția 73.1% masă Al, 20.5% masă Fe și 6% masă Si, fie o formă aciculară cu compoziția 36.1% masă Mg, 26.2% masă Al, 18.6% masă Fe și 17.6% masă Mn.

Cap.4 Cercetări experimentale asupra procesului de sudare prin frecare cu element activ rotitor

4.1. Introducere

Procesul de sudare prin frecare cu element activ rotitor (FSW) a fost inventat de Wayne Thomas la The Welding Institute (TWI) din Marea Britanie în decembrie 1991 [66]. El a fost aplicat industrial în premiera în Suedia (1995) și a trezit un interes deosebit în SUA și Japonia. Într-un timp scurt performanțele oferite de acest proces au condus în aceste țări la aplicații industriale de îmbinare a materialelor cu masă specifică redusă cum sunt aliajele de aluminiu și aliajele de magneziu [9] [29] [43] [87].

O mare varietate de forme constructive ale componentelor, cu lungime mare, secțiuni transversală mare, grinzi cheson, lonjeroane, materiale extrudate sau turnate, pot fi sudate utilizând procesul de sudare prin frecare cu element activ rotitor [75].

Gradul de cunoaștere tot mai ridicat în industrie și necesitatea pregnantă de a utiliza aliaje din metale ușoare conduc la un interes sporit pentru promovarea sudurii FSW și pentru implementarea industrială în diverse aplicații [49] [55] [80] [87].

Rezultatele cercetărilor efectuate au fundamentat aplicarea sudurii FSW în principal în sectoarele industriale [66]: aerospațial (Airbus, Boeing, EADS), auto (Toyota, Ford, Rover, Honda, BMW, Aston Martin), feroviar (trenuri de mare viteză ex: Shinkansen), maritim (structuri și platforme maritime). Majoritatea aplicațiilor se referă la aliaje de aluminiu.

Procedeul FSW permite îmbinarea unui număr mare de materiale similare (aliaje de aluminiu, de cupru, de magneziu, de titan, oțeluri moi și oțeluri inoxidabile) și disimilare, (aliaje de aluminiu – aliaje de cupru, aliaje de aluminiu – aliaje de magneziu) care sunt dificil sau imposibil de îmbinat prin alte procedee de sudare [58] [66] [69] [81].

4.2. Principiul metodei

Sudarea prin frecare cu element activ rotitor (FSW) este un proces de îmbinare în stare solidă care folosește o sculă neconsumabilă pentru a îmbina două fețe ale componentelor fără a topi materialul din care sunt executate [75] [54]. În cadrul acestei tehnici avansate de îmbinare printr-o operație continuă, o sculă cilindrică prevăzută cu

un umăr și cu un știft profilat, este rotită și cufundată încet în linia de îmbinare între două componente livrate sub formă de placă sau de tablă (fig.4.1).

Umărul are un diametru mai mare decât știftul profilat și atinge suprafața componentelor de îmbinat. În schimb, știftul este puțin mai scurt decât adâncimea de sudură necesară. Piesele sunt strânse pentru a preveni separarea forțată a fețelor îmbinate în timpul procesului de sudare. După un timp scurt de staționare, scula este deplasată înainte de-a lungul liniei de îmbinare la viteza de sudare prestabilită [70].

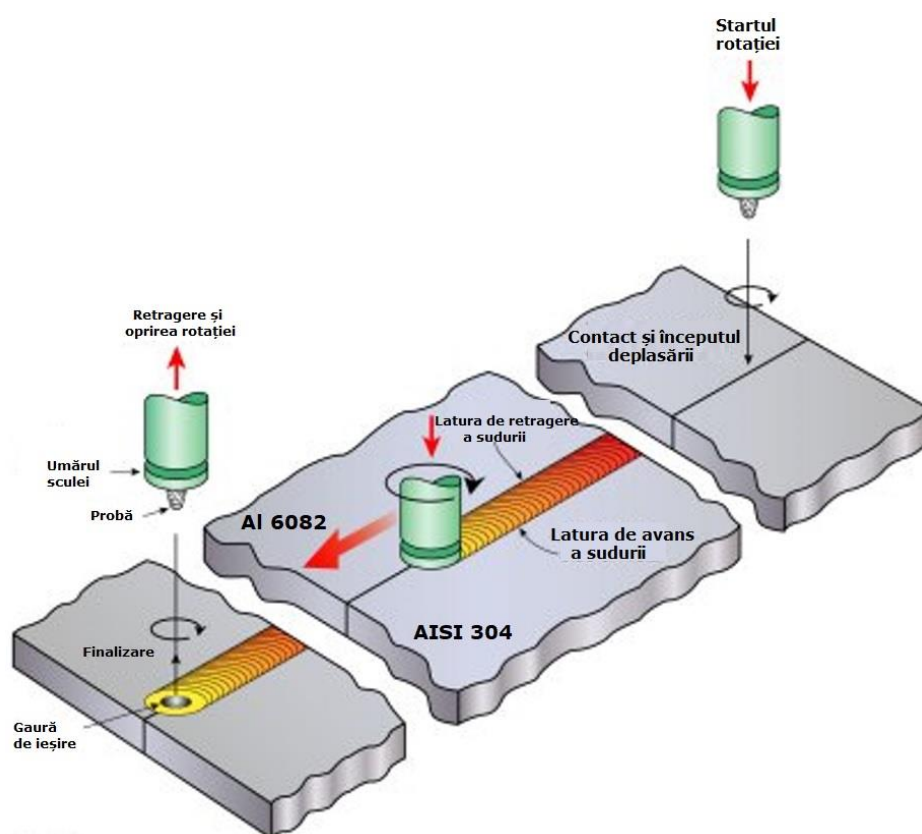


Fig.4.1 Schema de principiu a procesului FSW [88]

Căldura este generată de frecarea dintre scula rotativă rezistentă la uzare și materialul componentelor. Această căldură, împreună cu cea generată de procesul de amestecare mecanică și cu căldura adiabatică din interiorul materialului, face ca materialele agitate să se înmoaie fără a se topi și permite avansul sculei de-a lungul liniei de îmbinare. Pe măsură ce scula este deplasată înainte, are loc o amestecare mecanică și o forjare a materialului plastifiat ca urmare a presiunii mecanice exercitate de contactul intim al umărului sculei, în urma căruia materialul este transferat de la marginea anterioară la marginea de ieșire a știftului sculei.

Acest proces are ca rezultat o deformare severă în stare solidă care implică recristalizarea dinamică a materialului de bază [40].

4.3. Avantaje și limite

Comparativ cu procesele tradiționale de sudare prin topire, această tehnică de îmbinare, desfășurată în stare solidă, oferă următoarele avantaje, valabile îndeosebi la aliajele de aluminiu :

- evitarea apariției defectelor de tipul porozităților și fisurilor de solidificare;
- energie liniară relativ scăzută;
- reducerea distorsiunilor și a contracțiilor componentelor întrucât temperaturile de vârf atinse la sudare sunt mai scăzute;
- proprietăți mecanice mai ridicate;
- nu sunt necesare materiale de adaos, fluxuri și gaze de protecție;
- abilitate de îmbinare prin sudare a unor materiale care sunt incompatibile metalurgic;
- o buna reproductibilitate a rezultatelor, procesul fiind complet automatizat;
- procesul este ecologic datorită consumului redus de energie.

Cu toate acestea, au fost identificate unele limite ale procesului [54] [70]:

- producerea doar a sudurilor liniare;
- necesitatea aplicării unor forțe transversale și de coborâre relativ mari;
- necesitatea strângerii rigide a componentelor pentru a le menține împreună;
- uneori, viteza de sudare este mai redusă decât la unele tehnici de sudare prin topire, deși aceasta poate fi compensată dacă sunt necesare mai puține treceri de sudare;
- apariția “găurii de cheie” după fiecare retragere a sculei;
- o flexibilitate mai redusă comparativ cu procesele de sudare cu arcul electric, îndeosebi la variații ale grosimii componentelor.

4.4. Parametrii de bază ai procesului de sudare

4.4.1. Proiectarea sculelor

Proiectarea sculei [91] reprezintă un factor critic, deoarece o sculă bună poate îmbunătăți atât calitatea sudurii, cât și viteza maximă posibilă de sudare.

Este de dorit ca materialul sculei să posedă o duritate înaltă, o rezistență mare la uzare și o rezistență mecanică ridicată la temperatura de vârf atinsă la sudare. Totodată, acesta trebuie să aibă o bună rezistență la oxidare și o conductivitate termică scăzută pentru a minimiza pierderile de căldură și degradarea termică a pieselor care compun sistemul de acționare.

Majoritatea sculelor au un profil de umăr concav, care acționează ca un volum de evacuare pentru materialele dislocate de știft, împiedică extrudarea materialului din părțile laterale ale umărului și menține presiunea în jos și prin urmare, o bună forjare a materialului din spatele sculei. În fig. 4.2 sunt prezentate tipurile de scule utilizate pentru acest proces.

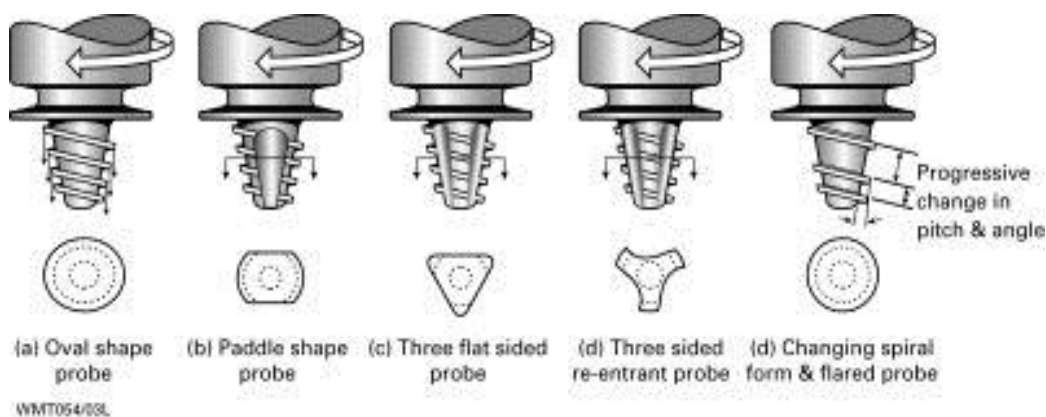


Fig.4.2 Tipuri de scule pentru FSW [71]

În concluzie, optimizarea geometriei sculei pentru a produce mai multă căldură sau pentru a obține o agitare mai eficientă oferă două avantaje principale: o dislocare îmbunătățită a materialului și o amestecare a stratului de oxid (generarea mai eficientă de căldură), obținând o viteză mai mare de sudare și o îmbinare de calitate.

4.4.2. Viteza de rotație și de avans a sculei

Acești parametrii de proces au o importanță considerabilă pentru realizarea unui ciclu de sudare eficient. Relația dintre ei și căldura dezvoltată este complexă. În general se poate spune că creșterea vitezei de rotație sau scăderea vitezei de avans va avea ca rezultat o sudură mai fierbinte. Pentru a produce o sudură de calitate, este necesar ca materialul care înconjoară scula să fie suficient de fierbinte pentru a permite o plastifiere corespunzătoare a materialului și pentru a minimiza forțele care acționează asupra sculei.

Dacă materialul este prea rece, atunci golurile sau alte defecte pot fi prezente în zona de agitare și, în cazuri extreme, scula se poate rupe. În schimb, o energie liniară excesiv de mare poate înrăutăți proprietăților finale ale sudurii. Teoretic, acest lucru ar putea duce chiar la defecte datorate licuației fazelor cu punct de topire scăzut (similar cu fisurarea prin licuație în cazul sudurilor prin topire).

4.4.3. Înclinarea sculei și adâncimea de scufundare (plonjare)

Adâncimea de scufundare este definită ca adâncimea celui mai de jos punct al umărului sub suprafața plăcii (tablei) sudate și s-a dovedit a fi un parametru critic pentru asigurarea calității sudurii [44]. Plonjarea umărului sub suprafața plăcii (tablei) crește presiunea sub sculă și ajută la asigurarea forjării adecvate a materialului din spatele sculei. Înclinarea sculei cu 2–4 grade, astfel încât partea din spate a sculei să fie mai joasă decât partea din față, a fost găsită pentru a ajuta la acest proces de forjare. Adâncimea de scufundare trebuie să fie reglată corect, atât pentru a asigura presiunea necesară în jos, cât și pentru a se asigura că scula pătrunde complet în sudură. Având în vedere sarcinile ridicate necesare, mașina de sudat poate devia și astfel poate reduce adâncimea de scufundare în comparație cu setarea nominală, ceea ce poate duce la defecte în sudură. Pe de altă parte, o adâncime de scufundare excesivă poate avea ca rezultat frecarea știftului pe suprafața plăcii suport sau o subminare semnificativă a grosimii sudurii în comparație cu materialul de bază.

4.5. Aplicații potențiale

Inițial, tehnica FSW a fost utilizată în principal în industrie pentru a îmbina toate clasele de aliaje de aluminiu aflate în stare turnată, laminată sau extrudată. Îmbinările sudate din aceste aliaje având o grosime cuprinsă între 0,3 mm și 75 mm au fost realizate într-o singură trecere (în funcție de materialul componentelor, de puterea mașinii și de rigiditatea structurală). Ulterior s-a trecut la sudarea altor materiale, cum sunt aliajele de magneziu, de titan, de cupru și oțeluri cu bune caracteristici de ductilitate și tenacitate.

Unele aplicații includ:

- **Construcții navale și marine:**
 - panouri pentru punți laterale, pereți etanși și podele;
 - corpuri și suprastructuri;
 - platforme de aterizare a elicopterelor;
 - catarguri și brațe.
- **Industria aerospațială:**
 - fuzelaje și structuri de aripi;
 - rezervoare de combustibil pentru vehicule spațiale.
- **Industria feroviară:**
 - panouri de pardoseală, laterale și de acoperiș pentru vehicule feroviare, respectiv pentru trenuri de mare viteză;
 - cisterne feroviare.
- **Industria de autovehicule:**
 - leagănele șasiului motorului;
 - jante de roți;
 - structurile caroseriei auto;
 - ramele scaunelor.
- **Industria electronică:**
 - carcase pentru circuite;
 - plăci de răcire și de gestionare termică;
 - corpuri ale computerelor.

În fig.4.3 – 4.7 se prezintă câteva imagini ale aplicațiilor FSW în diverse domenii industriale.



Fig.4.3 Domeniul naval [33]

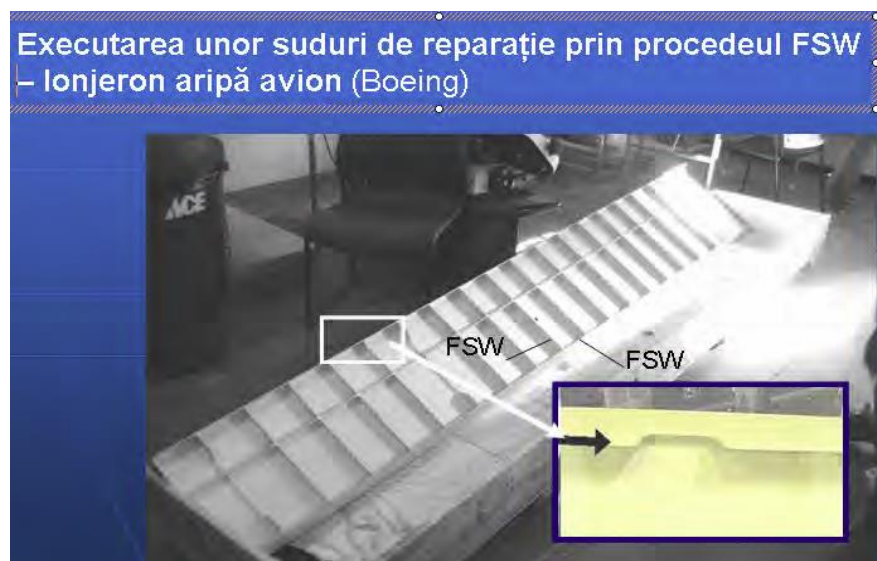


Fig. 4.4 Domeniul aeronautic [33]



Fig. 4.5 Domeniul aerospațial [33]

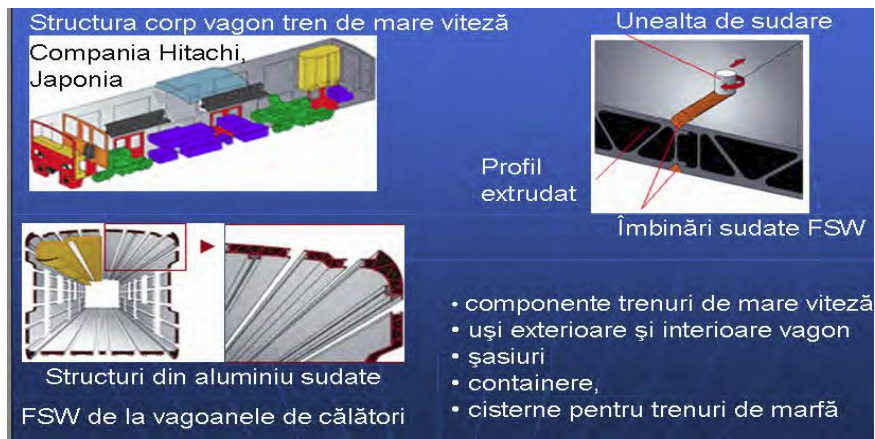


Fig.4.6 Domeniul feroviar [33]



(a)

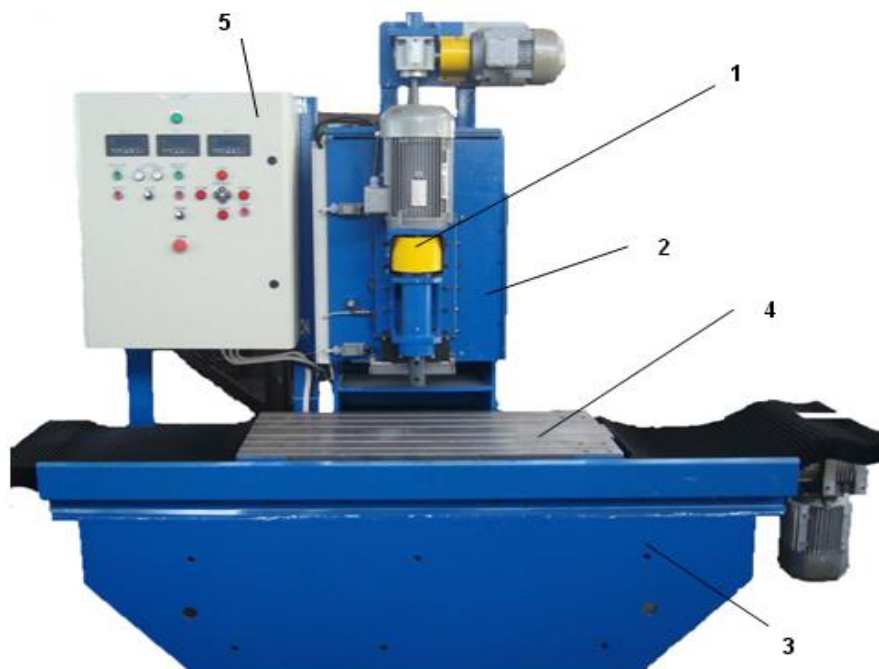


(b)

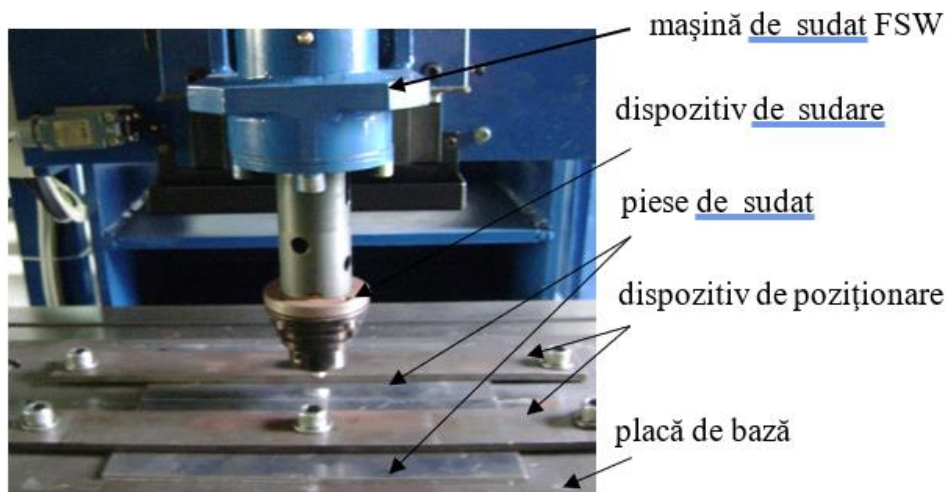
Fig. 4.7 Domeniul auto [33]

4.6. Programul experimental

Lucrarile experimentale au fost conduse pe o mașină specializată de sudare prin frecare cu element activ rotitor, aflată în dotarea ISIM Timișoara (fig.4.8). Ea conține următoarele subansambluri funcționale: 1 – capul de sudare prin frecare; 2 – montant; 3 – batiu; 4 – masa longitudinală; 5 – instalația electrică de acționare.



(a)



(b)

Fig. 4.8 Mașină de sudare prin frecare cu element activ rotitor : a – imagine de ansamblu; b - detaliu sistem de îmbinare

Parametrii tehnologici ai echipamentului de sudare utilizat sunt:

- turația sculei în timpul sudării (reglabilă continuu): 300...1450 rot/min;
- viteza de avans longitudinal (reglabilă continuu): 60...480 mm/min;
- viteza de avans vertical (reglabilă continuu): 30...190 m/min;
- grosimea max. a materialului de sudat pentru aliaje de aluminiu: 12 mm

Prin încercări preliminare a fost stabilit regimul optim de sudare, caracterizat de parametrii indicați în tab. 4.1.

Tab. 4.1 Parametrii regimului de sudare

Nr. crt.	Cuplu materiale	Grosime materiale, s [mm]		Viteză de sudare v [mm/min]	Turație sculă n [rot/min]	Material sculă de sudare
		sus	jos			
1	Al 6082 – AISI 304	5	5	62 mm/min.	400	WC

Pentru a preveni o supraîncălzire a aliajului de aluminiu, știftul sculei a fost deplasat spre placa din acest material astfel ca acțiunea de agitare a știftului s-a derulat în principal către această componentă. Asupra îmbinărilor sudate au fost efectuate teste de microdurate Vickers și analize metalografice utilizând microscopul optic și microscopul electronic cu baleiaj. Analizele de dispersie în energie a razelor X (EDX), au pus în evidență fenomenele de difuzie a elementelor de aliere în zona interfeței dintre nucleul sudat și cele două metale de bază.

Micrografiile optice ale acestor regiuni din fig. 4.9 sunt prezentate în fig. 4.10...4.13. Metalul de bază din aliaj de Al conține grăunți alungiți în direcția de deformare și particule fine de compuși intermetalici (fig.4.10).

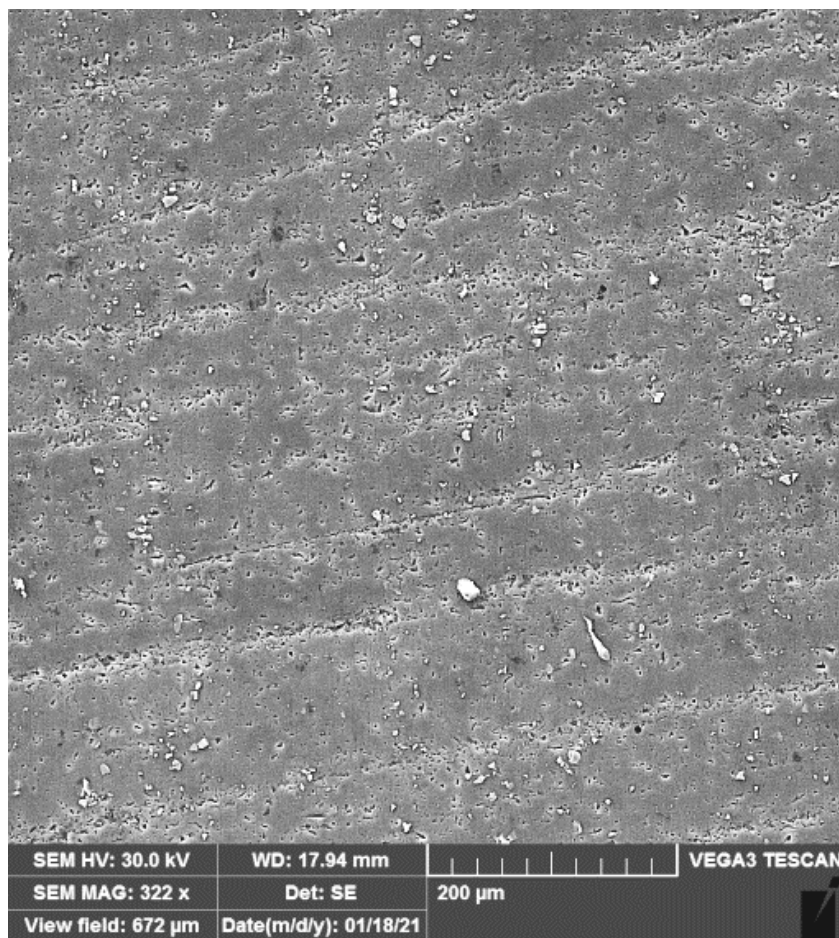
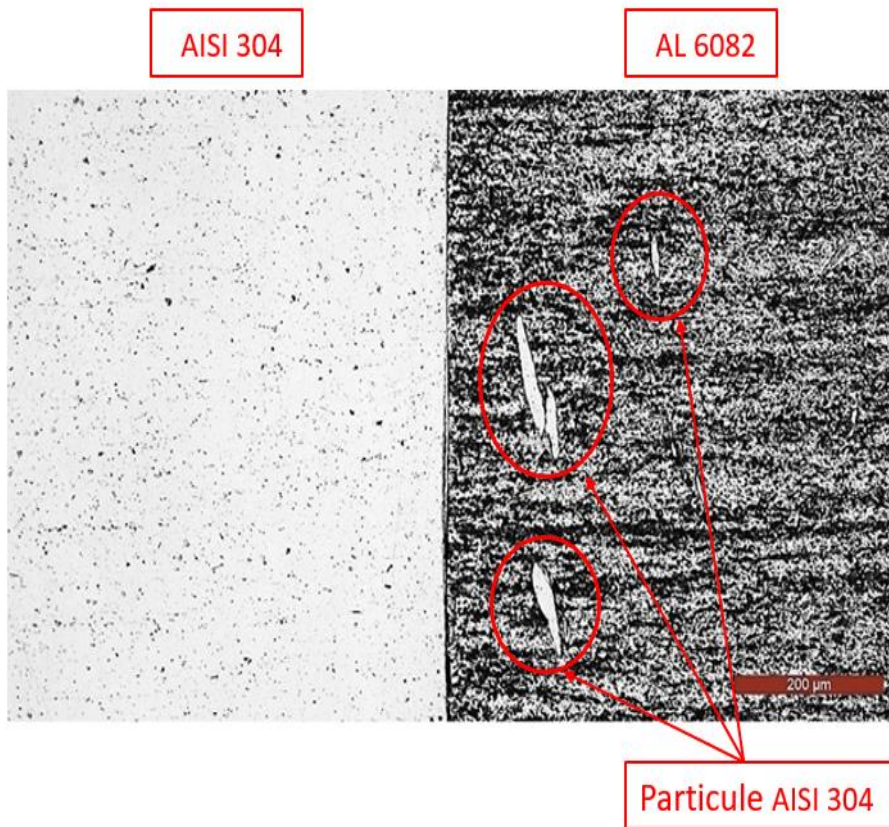
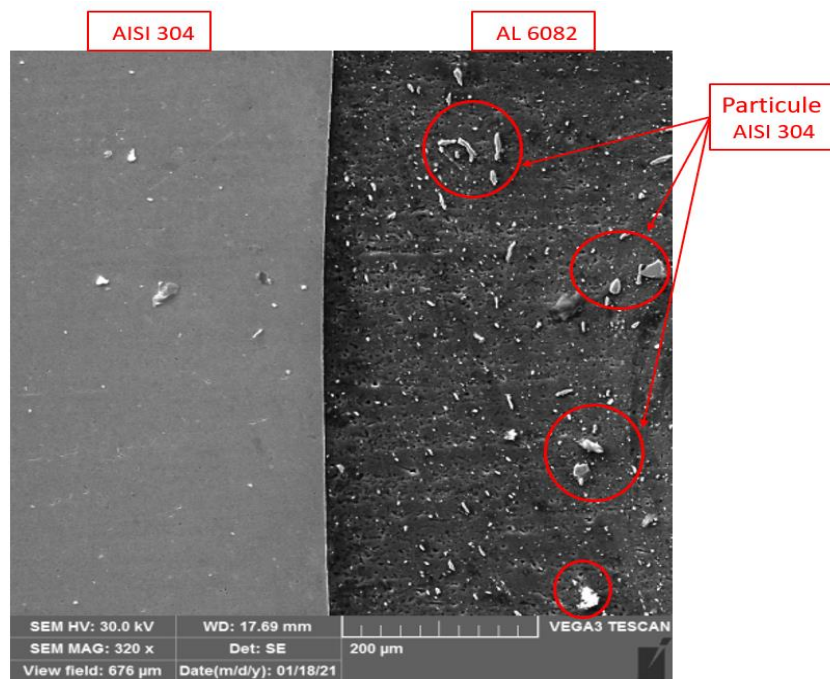


Fig.4.10 Micrografia SEM a aliajului de aluminiu

Nucleul de sudură corespunde aproximativ cu locația știftului în cursul sudării și este un material puternic deformat în care se observă benzi subțiri intercalate cu material mai moale (fig.4.11 a). El s-a format în urma amestecării aliajului de Al cu particule de oțel inoxidabil extrase de pe suprafața oțelului inoxidabil prin acțiunea de forjare ce caracterizează procesul de îmbinare (fig.4.11 a,b). Prin urmare, nucleul de sudură are o structură compusă din cea a aliajului Al 6082 armat cu particule de oțel inoxidabil. Particulele de oțel inoxidabil au o formă neregulată și o distribuție neuniformă în nucleul de sudură (fig.4.12). Aliajul de Al din nucleul de sudură este format din grăunți fini, echiaxiali (fig.4.11a), obținuți printr-o recoacere pentru recristalizare a materialului puternic deformat și care au o dimensiune de cca.10...15 μm, deci mult mai mică decât cea a metalului de bază.



(a)



(b)

Fig.4.11 Imaginea structurală a unei secțiuni prin îmbinarea sudată : a – microscopie optică; b- microscopie SEM

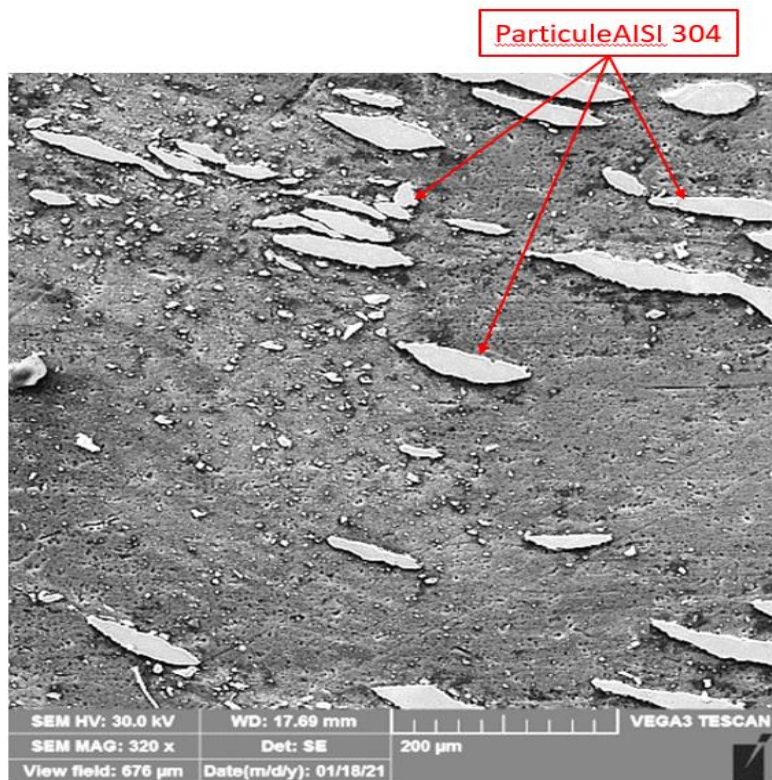


Fig.12 Microstructura SEM a nucleului de sudură



Fig.4.13 Imaginea SEM a ZITM din aliajul de aluminiu

Între ZITM și metalul de bază din aliaj de aluminiu neafectat de pe partea de retragere apare o zonă influențată termic, ZIT, caracterizată de temperaturi din ce în ce mai mici în care se manifestă ușoare fenomene de supraîncălzire.

Metalul de bază din oțel inoxidabil prezintă o microstructură constituită din graunți de austenită cu o mică proporție de ferită δ și de carburi complexe $Cr_{23}C_6$ (fig.4.14). Microstructura ZIT a oțelului inoxidabil din partea de avans este aproape similară cu cea a metalului de bază, neafectat termomecanic (fig.4.15). În zona influențată termomecanic a oțelului inoxidabil se observă prezența unei anumite proporții de fază σ (fig.4.16, 4.17).

În mod normal, acest compus intermetalic bogat în crom, cu duritate și fragilitate pronunțată, apare prin aplicarea tratamentelor termice de îmbătrânire a oțelurilor inoxidabile feritice, austenitice și duplex. Deși separarea ei din austenită necesită perioade lungi de timp [6] [70], în cazul procesării FSW formarea sa va fi accelerată prin transformarea austenitei în ferită δ la temperaturile înalte atinse în cursul procesului și descompunerea ulterioară a feritei sub o deformare plastică cu viteze mari și o recristalizare indusă de agitare prin frecare. Din fig.4.16 și 4.17 se observă că precipitarea fazei σ are loc, în cea mai mare parte pe limitele grăunților de ferită și pe interfața dintre ferită și austenită. Potențialul de precipitare a fazei σ în regiunile bogate în crom (adică în ferită δ) a fost estimat ca fiind de cca. 100 de ori mai mare decât în regiunile de austenită [70].



Fig. 4.14 Microstructura metalului de bază din oțel inoxidabil

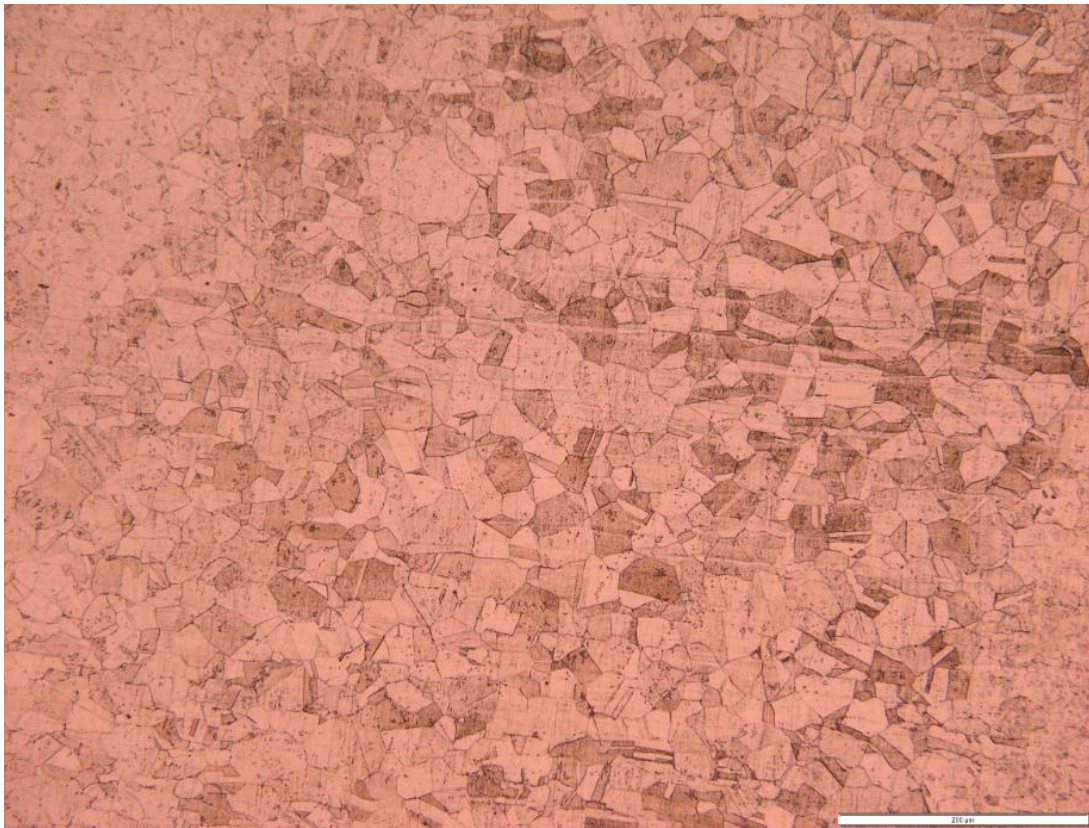
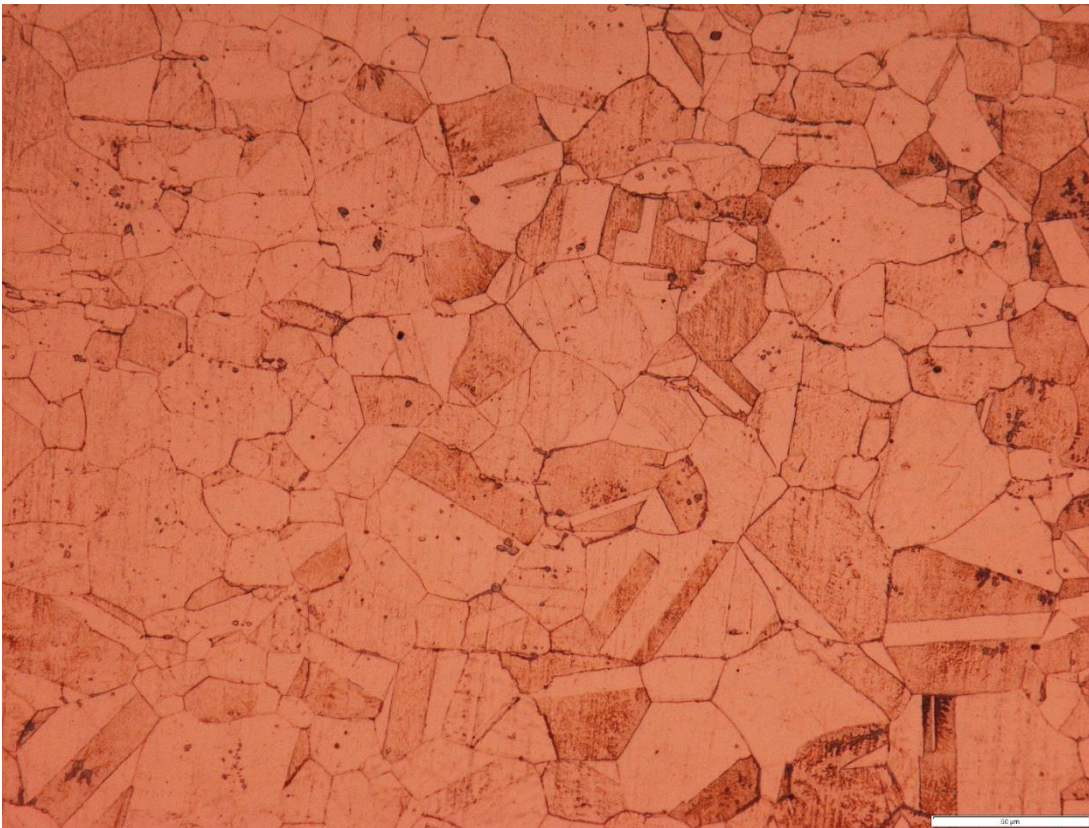


Fig. 4.15 Microstructura ZIT a oțelului inoxidabil



(a)

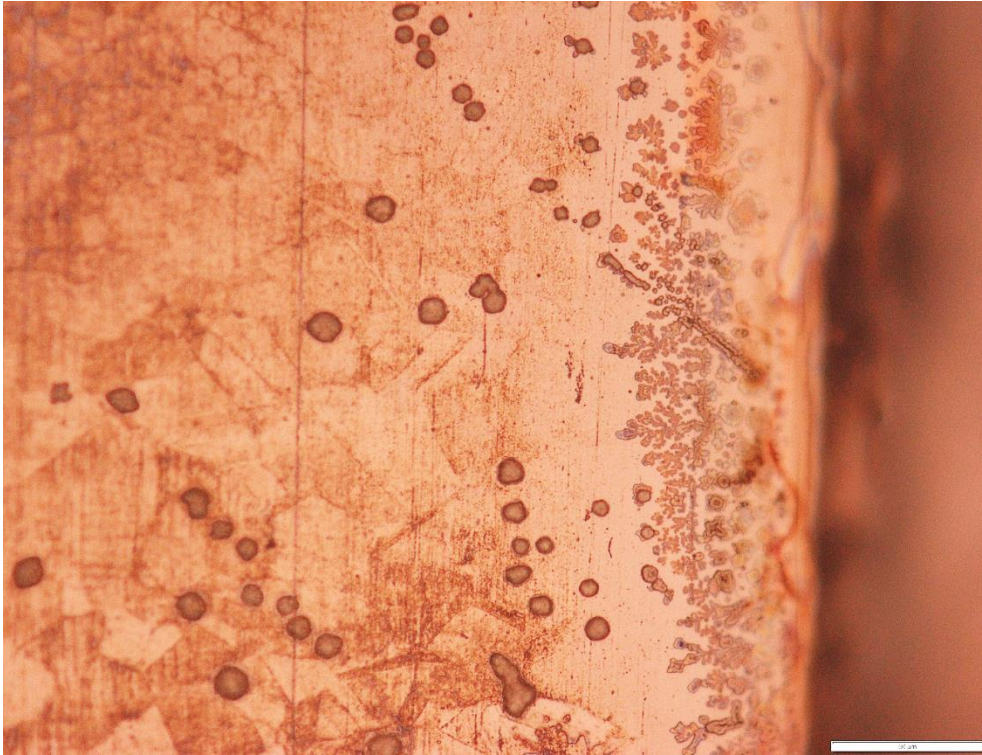


(b)

Fig.4.16 Microstructura oțelului inoxidabil în zona influențată termomecanic: a –x 500; b – x 1000



(a)



(b)

Fig. 4.17 Microstructura oțelului inoxidabil în zona interfeței cu nucleul de sudură: a – x200; b – x1000

4.7.2. Încercări de microduritate

În fig.4.18 sunt redate curbele gradient de microduritate ale unei secțiuni transversale prin îmbinarea sudată. Se remarcă faptul că profilele de duritate pe cele trei direcții de măsurare au o tendință de variație aproape similară. Valoarea durității pe partea de retragere a scăzut brusc către nucleul de sudură de la nivelul ZITM din oțelul inoxidabil la partea de avans a sudurii. Nucleul de sudură are o duritate medie de cca. 110 - 120 HV, care este mai mică decât cea a metalului de bază din oțel inoxidabil austenitic (190 - 200 HV).

Duritatea nucleului de sudură având o distribuție neuniformă a particulelor de oțel inoxidabil prezintă valori variabile, funcție de punctul în care s-a făcut măsuratoarea. Valoarea durității scade ușor în ZITM pe partea de avans (partea din aliaj Al 6082) ca urmare a dizolvării particulelor de faze secundare. Această reducere a durității este specifică ZIT a aliajului Al 6082 și se justifică prin dizolvarea tuturor precipitatelor de faze secundare [75]. Scăderea ușoară a valorilor durității în ZIT a oțelului inoxidabil în partea de avans indică faptul că nu există o temperatură suficient de ridicată în timpul sudării pentru a avea loc modificări microstructurale. Cu toate

acestea, se observă creșterea durității în zona superioară a sudurii, care ar putea fi atribuită ecrisării mecanice a oțelului inoxidabil austenitic.

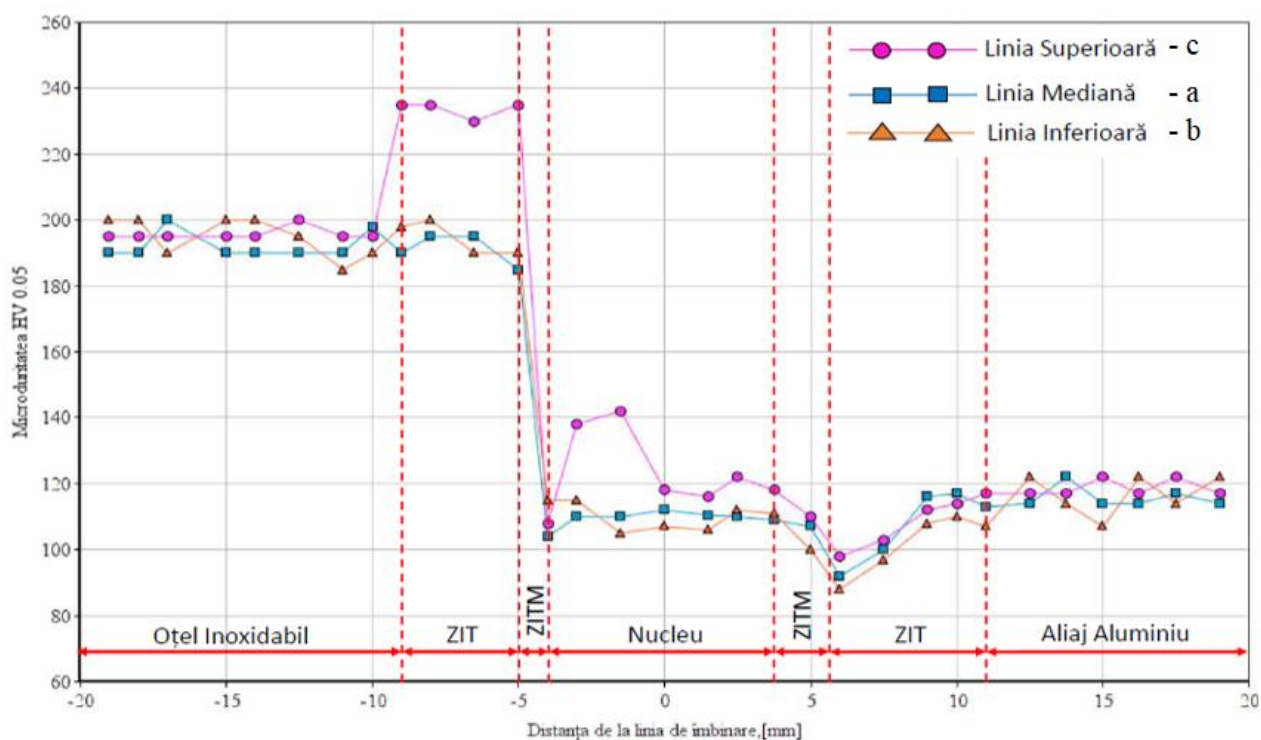
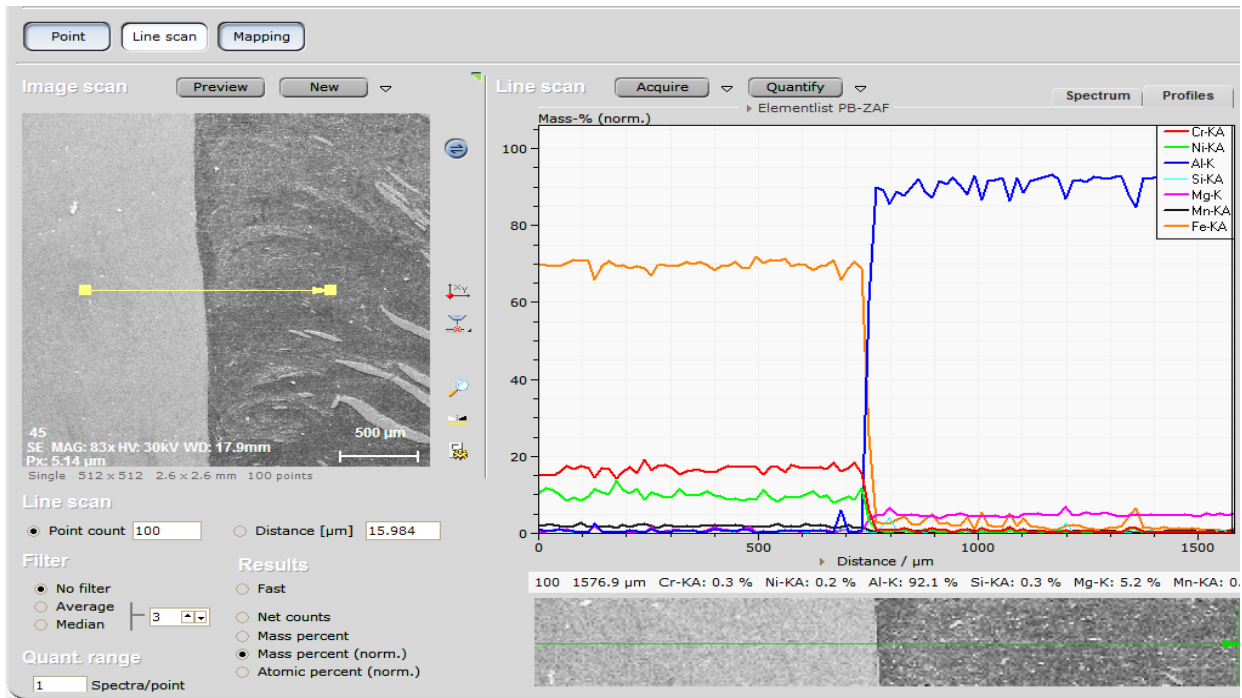


Fig.4.18 Evoluția microdurității Vickers pe secțiunea transversală a îmbinării sudate : a – zona centrală; b – partea de jos a zonei sudate; c – partea de sus a zonei sudate

4.7.3. Analize EDX

Figura 4.19 arată variația liniară a concentrației elementelor principale de aliere pe interfața dintre oțelul inoxidabil austenitic și aliajul cu bază de aluminiu din nucleul de sudură.



(a)



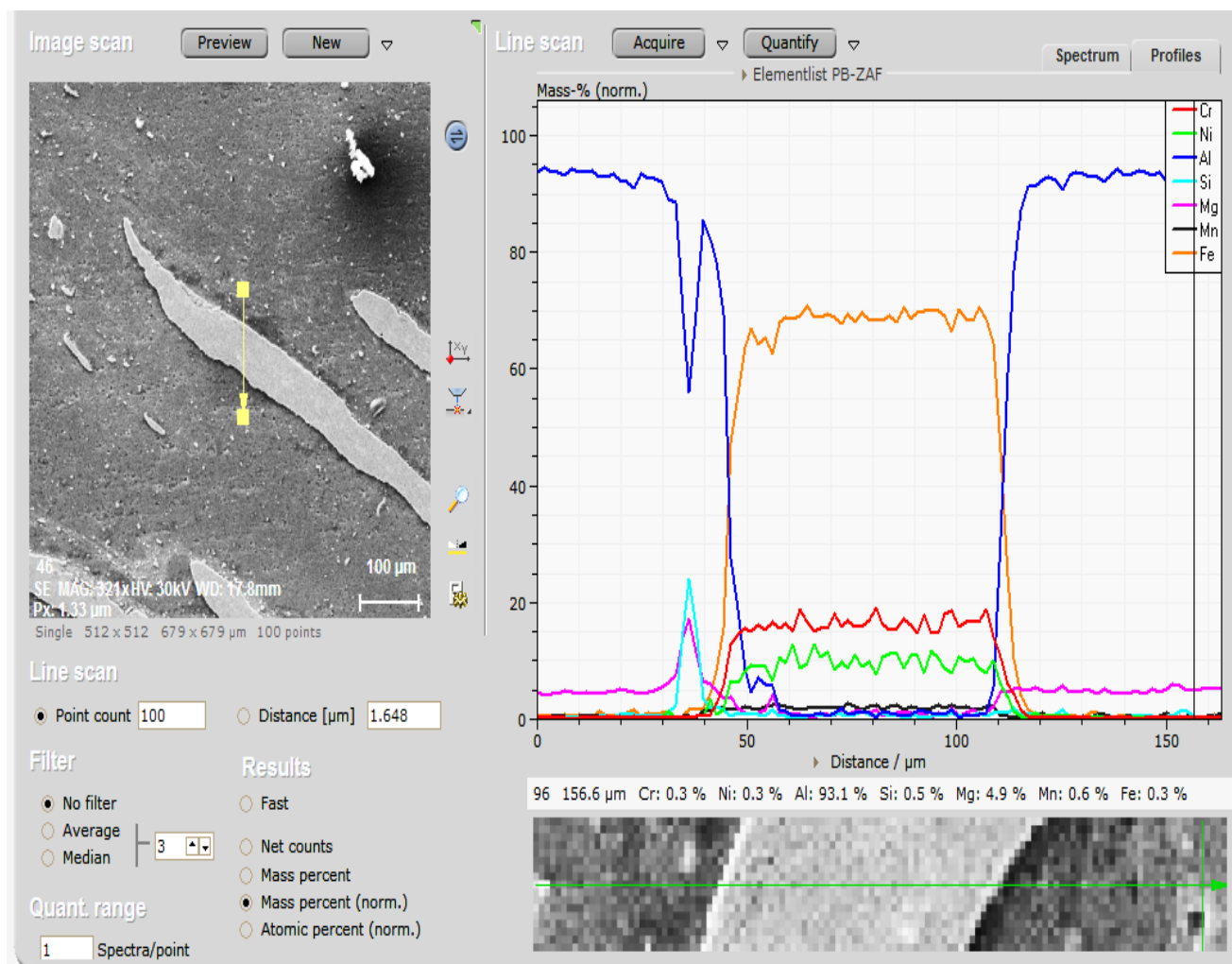
(b)

Fig.4.19 : a - Imaginea SEM și profilele concentrației elementelor de aliere de o parte și de alta a interfeței dintre oțelul inoxidabil și aliajul de aluminiu din nucleul de sudură; b – detaliu analize EDX

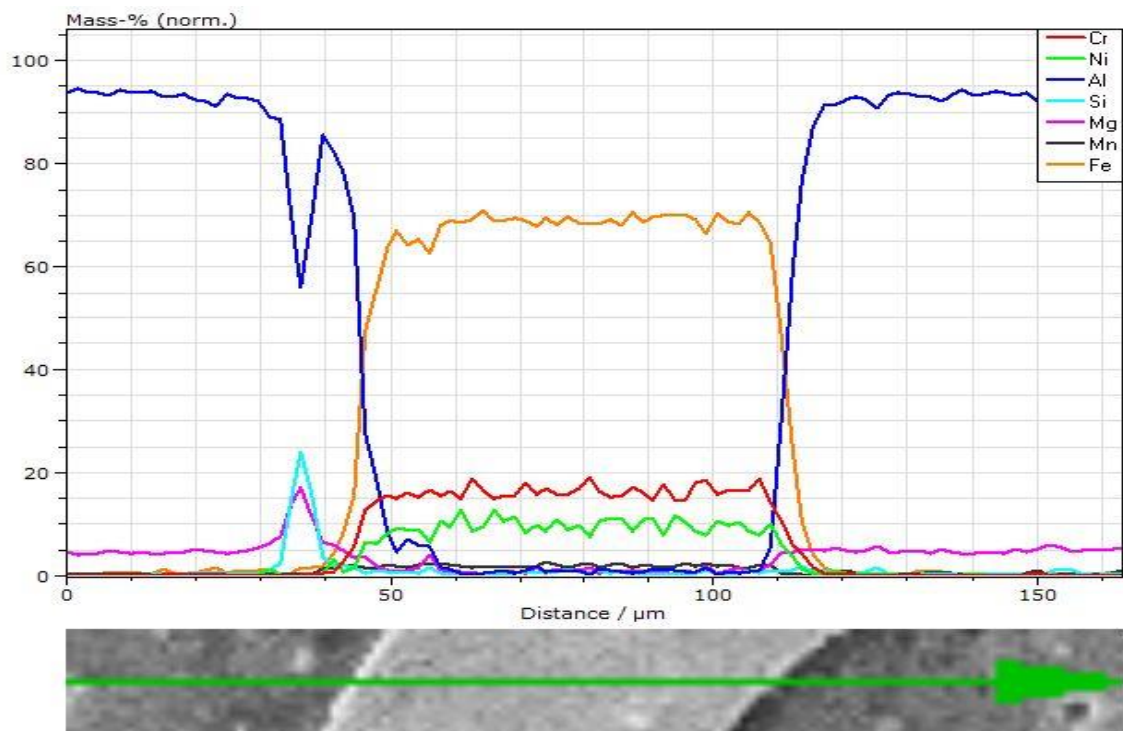
Din analiza acestor curbe se desprind urmatoarele observații:

- absența difuziei Cr și Ni din oțel în aliajul de aluminiu;
- difuzie neglijabilă a Fe (20 – 30 μm) în aliajul de aluminiu;
- absența difuziei Mg și Mn din aliajul de aluminiu în oțel;
- difuzie ușoară (cca. 20 μm) a aluminiului în oțelul inoxidabil.

Zona de tranziție dintre particulele de oțel inoxidabil și nucleul de sudură (fig.4.20) indică faptul ca aluminiul difuzează pe o distanță de 15 – 25 μm, iar Cr, Ni și Fe difuzează pe cca. 10 – 20 μm. Limitarea fenomenelor de difuzie este datorată duratei reduse de formare a nucleului de sudură, temperaturii nu prea ridicate care este dezvoltată în cursul desfășurării procesului și a mișcării insuficiente a particulelor de oțel din nucleu.



(a)



(b)

Fig.4.20: **a** - Imaginea SEM si variatia concentratiei elementelor de aliere pe interfata dintre particulele de oțel inoxidabil si aliajul de aluminiu din nucleul de sudura; **b** – detaliu analize EDX

4.8. Concluzii

Tehnica FSW este oportună pentru îmbinarea aliajelor deformabile de aluminiu cu oțeluri inoxidabile austenitice având un conținut scăzut în carbon. Microstructura îmbinărilor FSW dintre cele două materiale disimilare conține mai multe zone caracteristice determinate de nivelul temperaturii dezvoltate, de gradul de deformare atins și de timpul scurs între temperatura de vârf și pragul termic de recristalizare.

Prezența particulelor de oțel inoxidabil în nucleul de sudura justifică valorile variabile ale microdurității acestuia. În partea superioară a zonei influențate termomecanic din oțelul inoxidabil apare o creștere a microdurității datorată efectului de ecrisare mecanică. Valoarea durității scade ușor în TMAZ la partea de avans (partea din aliaj Al 6082-T6).

Duritatea minimă apare în ZIT a aliajului Al 6082-T6 la o distanță de cca. 6-11 mm de centrul sudurii pe partea de retragere. Fenomenele de difuzie în zona interfeței oțel inoxidabil – nucleu de sudură aliaj de aluminiu și a interfeței particule de oțel inoxidabil – aliaj de aluminiu sunt neglijabile datorită parametrilor temperatură – timp de valori mai coborâte și a mișcării insuficiente a particulelor de oțel.

Cap.5 Concluzii finale și contribuții originale. Direcții viitoare de cercetare

Lucrarea de doctorat “**Particularitățile transformărilor structurale în îmbinări sudate din aliaje deformabile de aluminiu, durificabile prin îmbătrânire**” se înscrie în tendința actuală a cercetărilor din domeniul Științei și ingineriei materialelor, de a găsi noi soluții care să permită îmbinarea aliajelor metalice cu proprietăți particulare prin aplicarea unor tehnologii de sudare

Principalele concluzii și contribuții originale ale lucrării pot fi sintetizate astfel:

1. Stabilirea prin experiment a **parametrilor optimi ai procesului** de sudare MIG în curent pulsant, care să asigure formarea unor îmbinări fără defecte de continuitate de tipul fisurilor, retasurilor de contracție, incluziunilor de zgură și porozităților. Astfel, pentru condițiile utilizate (table din aliaj Al 6082 – T6 cu grosimea de 5 mm, material de adaos, sârma AlSi5 având \varnothing 1,2 mm, gaz de protecție Argon 4.8 (puritate $\geq 99.998\%$), Linde, cu un debit $Q = 14 - 15$ l/min.), au fost executate îmbinări sudate într-o singură trecere cu următorii parametri tehnologici de sudare:
 - viteza de avans a sârmei, 6.2 m/min.;
 - curentul mediu de sudare, ≈ 130 A;
 - tensiunea arcului electric, 23 V ($\Delta U_a = 0$);
 - curentul de puls, 220 A;
 - timpul de puls, 2 ms;
 - curentul de bază, 64 A;
 - frecvența pulsurilor, 210 Hz;
 - panta de creștere a curentului (slope time), 9;
 - coeficienți de autoreglare, $k_a = 36\%$; $k_i = 0\%$;
 - viteza de sudare, 25 cm/min.
2. Reliefarea **particularităților procesului** de cristalizare primară și secundară a băii de metal topit, după cum urmează:
 - inițierea solidificării cu precipitarea unor grăunți relativ mari de soluție solidă, α , cu bază de aluminiu având un caracter dendritic;
 - formarea prin transformare eutectică a unor amestecuri mecanice din soluția solidă α cu bază de aluminiu și faze intermetalice dispuse intergranular;
 - separarea din soluția solidă α , în cursul cristalizării secundare a unor combinații chimice distribuite în interiorul și pe limitele grăunților cristalini;

- o interfață îngustă între sudură și metalul de bază alcatuită din grăunți fini de soluție solidă α cu particule de faze intermetalice care au un aspect punctiform.
- 3. Modificările structurale** intervenite în sudură și în ZIT (graunți mari, amestecuri mecanice eutectice ușor fuzibile, fenomenul de supraîmbătrânire) se manifestă printr-o reducere a caracteristicilor mecanice ale îmbinărilor sudate. Astfel s-a constatat:
 - o diminuare cu cca. 39% a rezistenței la rupere, de la cca. 328 N/mm², caracteristică metalului de bază, la cca, 202 N/mm², caracteristică probelor sudate;
 - o reducere cu cca. 40 % a alungirii la rupere, de la cca. 16 % (probe nesudate), la cca. 9,8 % (probe sudate);
 - la toate probele testate ruperea s-a produs în fâșia interfeței dintre sudură și zona influențată termic (ZIT) sau în sudură;
 - în ZIT, la o distanță de cca.2 mm față de axa îmbinării sudate apare o înmuiere pronunțată a materialului (duritatea HV se micșorează cu cca. 45 %), ca urmare a fenomenului de supraîmbătrânire indus de ciclul termic de sudare.
 - 4. Investigațiile micrografice coroborate cu analizele EDX și cu cele de difracție a razelor X** fundamentează științific efectul benefic al tratamentului termic ulterior sudării asupra refacerii microstructurii și a îmbunătățirii proprietăților mecanice ale îmbinării sudate.
 - 5. Îmbinarea prin sudare a aliajelor de aluminiu cu oțelurile galvanizate** întâmpină o serie de dificultăți care se datorează diferențelor de proprietăți fizice ale acestora (temperaturi de topire, conductivități termice, coeficienți de dilatație). Aplicarea **sudo-brazării cu fascicul laser**, caracterizată de o energie liniară înaltă și de o răcire cu viteză mare, permite ocolirea acestor dificultăți autorizând o îmbinare a celor două materiale fără a trece oțelul în stare lichidă.
 - 6. Parametrii optimi ai procesului de sudo-brazare** a aliajului de aluminiu Al 6082 – T6 cu un oțel C-Mn galvanizat utilizând ca material de adaos o sârmă din aliaj de aluminiu, AlSi12, asigură o bună continuitate a cordonului de sudură, o bună umectare a tablei din oțel galvanizat și o pătrundere a sudurii pe întreaga secțiune a tablei galvanizate fără scurgeri de material la rădăcină.
 - 7. Examinarea la microscopul optic și electronic cu baleiaj a secțiunilor transversale** prin îmbinările sudo-brazate laser a pus în evidență o fuziune

corespunzatoare între materialul de adaos și materialul de bază din aliajul de aluminiu, obținerea unei grosimi suficiente a cordonului de sudo-brazare, o limitare la 10 – 12 μm a grosimii stratului de compuși intermetalici fragili, Fe_xAl_y , și lipsa defectelor de continuitate care pot constitui amorse de rupere.

8. Observațiile microscopice asupra **zonei de reacție** dintre atomii de Fe și de Al, au arătat **efectul benefic al acoperirii cu zinc** a tablei din oțel asupra condițiilor de umectare, asigurând o bună legătură între sudură și suprafața tablei galvanizate. Prezența stratului de zinc favorizează topirea aliajului de aluminiu și acționează ca o barieră chimică întârziind reacția dintre aluminiu și oțel și limitând fluxul de căldură transmis oțelului și implicit temperatura zonei pe care se depune aluminiu lichid. Utilizarea ca material de adaos a aliajului AlSi12 cu o compoziție chimică apropiată de cea eutectică favorizează topirea eutecticului și implicit o reducere a aportului de energie.
9. Spectrele de **dispersie în energie a razelor X**, alături de rezultatele analizelor chimice cantitative în microvolume de material, au demonstrat că pe secțiunea transversală a îmbinărilor sudate apar variații în limite restrânse ale concentrațiilor în elemente de aliere determinate esențial de particularitățile procesului de sudo-brazare cu fascicul laser. Fazele intermetalice care se formează pe interfața dintre cordon și oțelul galvanizat au fie o formă stelară cu compoziția 73.1% masă Al, 20.5% masă Fe și 6% masă Si, fie o formă aciculară cu compoziția 36.1% masă Mg, 26.2% masă Al, 18.6% masă Fe și 17.6% masă Mn.
10. Tehnica de sudare prin frecare cu element activ rotitor, FSW, poate fi aplicată cu succes pentru îmbinarea aliajelor deformabile de aluminiu cu oțeluri inoxidabile austenitice.
11. Microstructura îmbinării sudate este divizată în mai multe subzone caracteristice, duritatea nucleului de sudură prezintă valori variabile datorate prezenței particulelor fine sau grosiere de oțel inoxidabil dispersate în acesta. Valoarea durității în partea de retragere scade brusc către nucleul de sudură, de la nivelul zonei afectate termo-mecanic din oțelul inoxidabil la partea de avans a sudurii. În schimb, în partea de avans (partea din aliaj Al 6082-T6), valoarea durității scade ușor în zona influențată termomecanic.

În încheiere, se subliniază faptul că abordarea și rezolvarea în limitele propuse a temei de cercetare ce face obiectul tezei de doctorat, prin urmărirea sistematică, punerea în evidență și fundamentarea științifică a proceselor de sudare MIG, sudare prin frecare cu element activ rotitor și sudo-brazare cu fascicul laser, reprezintă o contribuție originală.

Îmbinarea cercetării laturii aplicative a acestor investigații din punctul de vedere al optimizării proceselor de îmbinare cu latura fenomenologică, a determinării și explicării științifice a transformărilor structurale declanșate în îmbinările sudate și sudo-brazate, face ca lucrarea să se înscrie în tendințele și metodologia modernă utilizată în cercetarea științifică.

Direcții viitoare de cercetare

- oportunitatea sudării prin difuzie a aliajelor deformabile cu baza de aluminiu;
- îmbinarea prin brazare cu laser, care va minimiza amestecul materialelor, procesul având la bază difuzia interfețelor dintre materialul de adaos topit și cele două materiale de bază.

Lista publicațiilor rezultate în urma cercetării doctorale

1. Lucrări științifice publicate în reviste indexate Web of Science-WoS (ISI)

[1] Mitelea I, Crăciunescu C, **Lucian C**, Uțu I. Microstructure and mechanical properties of 6082-T6 aluminum alloy–zinc coated steel braze-welded joints: *Materials Testing*. 2021;63(8): 721-727. <https://doi.org/10.1515/mt-2020-0117>

2. Lucrări științifice publicate în volumele unor manifestări științifice (Proceedings) indexate Web of Science-WOS (ISI) Proceedings

[1] **Lucian C.P**, Mitelea I, Burcă M, Uțu ID : Mechanical behaviour of MIG pulsed welded joints from 6082 T6 aluminium alloy. 7th International Conference on Advanced Materials and Structures - AMS 2018, IOP Publishing IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 416 (2018) 012009. DOI:10.1088/1757-899X/416/1/012009

<https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/416/1/012009>

[2] **Lucian C. P.**, Mitelea I., Utu I.D., Craciunescu C.M.: Effects of post weld heat treatment (PWHT) on mechanical properties and microstructure of EN AW – 6082 T6 aluminum alloy. METAL 2019, International Conference on Metallurgy and Materials, pp.997-1002, 2019, Brno, Czech Republic. WOS: 000434346900159

http://cel.webofknowledge.com/InboundService.do?customersID=Publons_CEL&smartRedirect=yes&mode=FullRecord&IsProductCode=Yes&product=CEL&Init=Yes&Func=Frame&action=retrieve&SrcApp=Publons&SrcAuth=Publons_CEL&SID=6EZawELziw6vmAU73Be&UT=WOS%3A000539487400204

[3] Oana S., Mitelea I., Simon N., **Lucian C.P.**: Influence of laser beam power on the heterogeneous welded joints morphology of deformable aluminum alloys. 8th International Conference on Advanced Materials and Structures - AMS 2020, Materials Today: Proceedings, 2020, 45, pp. 4349–4355

<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.01.342>

[4] **Lucian C. P.**, Mitelea I., Oana S., Burca M., Simon N.: The opportunity to join through laser braze-welding of aluminium alloys with galvanized low alloy steels. 8th International Conference on Advanced Materials and Structures - AMS 2020, Materials Today: Proceedings 2020, 45, pp. 4128–4132

<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.11.874>

[5] **Ciprian Pavel LUCIAN**, Olimpiu KARANCSI, Ion MITELEA, Ion-Dragoș UȚU, Corneliu-Marius CRĂCIUNESCU : On the microstructure characterization of the AL6082-AISI304 alloys welded by FSW. Lucrare susținută în cadrul conferinței internaționale METAL 2021-Brno – acceptata pentru publicare și indexare ISI.

Skip navigation menu

English

Products

Search > Results > Results > Results

4 results from Web of Science Core Collection for:

Lucian c (Author)

Analyze Results

Citation Report

Create Alert

Refined By: Affiliations: POLYTECHNIC UNIVERSITY OF TIMISOARA

Copy query link

Publications You may also like...

Refine results

Search within results for...

0/4

Add To Marked List

Export

Relevance

1 of 1

Quick Filters

None of the results contain data in this field.

Publication Years

- 2021 3
2019 1

Document Types

- Proceedings Papers 3
Articles 1

Web of Science Categories

- Materials Science Multidisciplinary 3
Materials Science Characterization Testing 1
Metallurgy Metallurgical Engineering 1

1 Microstructure and mechanical properties of 6082-T6 aluminum alloy-zinc coated steel braze-welded joints 24 References

Mitelea, J; Craciunescu, CM; (-); Utu, JD
Aug 2021 | MATERIALS TESTING 63 (8) , pp.721-727

The laser braze-welding technique was aimed to join a low alloyed zinc coated steel ... Show more

View full text ***

Related records

2 The opportunity to join through laser braze-welding of aluminium alloys with galvanized low alloy steels 5 References

Lucian, C; Mitelea, J; (-); Simon, N
8th International Conference on Advanced Materials and Structures (AMS)
2021 | MATERIALS TODAY-PROCEEDINGS 45 , pp.4128-4132



- Authors ▼
 - Mitelea I 4
 - Lucian CP 3
 - Craiunescu CM 2
 - Simon N 2
 - Utu ID 2

[See all](#)

- Affiliations ▼
 - POLYTECHNIC UNIVERSITY OF TIMISOARA 4

- Publication Titles ▼
 - MATERIALS TODAY PROCEEDINGS 2
 - 28TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON M... 1
 - MATERIALS TESTING 1

- Publishers ▼ New
 - Elsevier 2
 - Tanger Ltd 1
 - Walter De Gruyter 1

- Funding Agencies ^

- Open Access ^ i

- Editors ^

- Group Authors ^

- Research Areas ^

- Countries/Regions ^

The welding process of aluminium alloys with steels presents a series of difficulties ... [Show more](#)

[Full Text at Publisher](#) *** [Related records](#)

3 **Influence of laser beam power on the heterogeneous welded joints morphology of deformable aluminium alloys** 8
References

[Silviu-Adrian, O; Mitelea, J; \(...\); Lucian, CP](#)
8th International Conference on Advanced Materials and Structures (AMS)
2021 | MATERIALS TODAY-PROCEEDINGS 45 , pp.4349-4355

Laser beam welding of deformable aluminium alloys is not a new process bu ... [Show more](#)

[Full Text at Publisher](#) *** [Related records](#)

4 **EFFECTS OF POST WELD HEAT TREATMENT (PWHT) ON MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF EN AW-6082 T6 ALUMINUM ALLOY** 5
References

[Lucian, CP; Mitelea, J; \(...\); Craiunescu, CM](#)
28th International Conference on Metallurgy and Materials (METAL) 2019 | 28TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON METALLURGY AND MATERIALS (METAL 2019) , pp.1247-1252

The issues which appears at fusion welding of 6082 T6 aluminum alloy are connec ... [Show more](#)

*** [Related records](#)



Done cina 50 ▼

This author profile is generated by Scopus Learn more

Lucian, Ciprian Pavel

📍 Universitatea Politehnica Timisoara, Timisoara

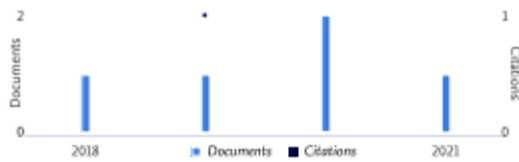
🔗 Connect to ORCID [Is this you?](#) [Connect to Mendeley account](#)

- ✎ Edit profile
- 🔔 Set alert
- ☰ Save to list
- 🔍 Potential author matches
- 📄 Export to SciVal

Metrics overview

- 5 Documents by author
- 1 Citations by 1 documents
- 1 h-index

Document & citation trends



Most contributed Topics

View all Topics

5 Documents Cited by 1 Documents ^{New} 0 Preprints _{Beta} 8 Co-Authors Topics
0 Awarded grants

Note

Scopus Preview users can only view an author's last 10 documents, while most other features are disabled. Do you have access through your institution? Check your institution's access to view all documents and features.

Export all Save all to list

Sort by: Date (newest) ▾

> View list in search results format

> View references

🔔 Set document alert

Article

Microstructure and mechanical properties of 6082-T6 aluminum alloy-zinc coated steel braze-welded joints

0 Citations

Mitelea, I., Craciunescu, C.M., Lucian, C.P., Uju, I.D.

Materialprüfung/Materials Testing, 2021, 63(8), pp. 721-727

Show abstract ▾ Related documents DOC XML SOLR JSON

Conference Paper

Influence of laser beam power on the heterogeneous welded joints morphology of deformable aluminium alloys

0 Citations

Silviu-Adrian, O., Mitelea, I., Simon, N., Lucian, C.P.

Materials Today: Proceedings, 2020, 45, pp. 4349–4355

Show abstract [Related documents](#) [DOC XML](#) [SOLR JSON](#)

Conference Paper

The opportunity to join through laser braze-welding of aluminium alloys with galvanized low alloy steels

0
Citations

Lucian, C., Mitelea, I., Oana, S., Burca, M., Simon, N.

Materials Today: Proceedings, 2020, 45, pp. 4128–4132

Show abstract [Related documents](#) [DOC XML](#) [SOLR JSON](#)

Conference Paper

Effects of post weld heat treatment (PWHT) on mechanical properties and microstructure of EN AW-6082 T6 aluminum alloy

0
Citations

Lucian, C.P., Mitelea, I., Uju, I.D., Crăciunescu, C.M.

METAL 2019 - 28th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings, 2019, pp. 1247–1252

Show abstract [Related documents](#) [DOC XML](#) [SOLR JSON](#)

Conference Paper • Open Access

Mechanical Behaviour of MAG Pulsed Welded Joints from 6082 T6 Aluminium Alloy

1
Citations

Lucian, C.P., Mitelea, I., Burcă, M., Uju, I.D.

IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2018, 416(1), 012009

Show abstract [Related documents](#) [DOC XML](#) [SOLR JSON](#)

[Back to top](#)

About Scopus

[What is Scopus](#)
[Content coverage](#)
[Scopus blog](#)
[Scopus API](#)
[Privacy matters](#)

Language

[日本語に切り替える](#)
[切换到简体中文](#)
[切换到繁體中文](#)
[Русский язык](#)

Customer Service

[Help](#)
[Contact us](#)

ELSEVIER

[Terms and conditions](#) » [Privacy policy](#) »

Copyright © Elsevier B.V. » All rights reserved. Scopus® is a registered trademark of Elsevier B.V.

We use cookies to help provide and enhance our service and tailor content. By continuing, you agree to the use of cookies.

 RELX

Bibliografie

- [1] A. Kelkar, R. Roth, J. Clark, Automobile bodies: can aluminum be an economical alternative to steel , *JOM* (2001) 53 (8) 28-32.
- [2] A. Mathieua, S. Pontevicci´, J. Vialab, E. Cicala, S. Matti, D. Grevey, Laser brazing of a steel/aluminum assembly with hot filler wire (88% Al, 12% Si), *Materials Science and Engineering A* 435-436 (2006) 19-28.
- [3] Akhter LI, Burger HP: Effect of pre/post T6 heat treatment on the mechanical properties of laser welded SSM cast A356 aluminum alloy. *J. Mat. Sci. Eng. A* 2007, 447, pp 192–166.
- [4] Ambriz RR, Jaramillo D :Mechanical Behavior of Precipitation Hardened Aluminum Alloys Welds. *Light Metal Alloys Applications*, 2014.
- [5] A. Mathieu: Etude de l’assemblage hétérogène acier/aluminium obtenu par faisceau laser : approche thermique et physico-chimique, thesis, Université de Bourgogne, 2005.
- [6] A. Barcellona, G. Buffa, L. Fratini, D. Palmeri,: On microstructural phenomena occurring in friction stir welding of aluminium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, 177, pp. 340–343.
- [7] Buha J, Lumley RN, Crosky AG : Microstructural development and mechanical properties of interrupted aged Al–Mg–Si–Cu alloy. *J. Metall Mater. Trans. A* 2006, 37A, pp 3119–3130.
- [8] Bruckner, J.: 2003. Considering thermal processes for dissimilar metals-joining steel to aluminium in heat-intensive applications, the Fabricator, http://www.thefabricator.com/Metallurgy/Metallurgy_Article.cfm?ID=676
- [9] Bhadeshia H. K. D. H., Deb Roy T. : Critical assessment: friction stir welding of steels. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2009, 14 (3), pp. 193–196.
- [10] E. Schubert, M. Klassen, I. Zerne, C. Wal, G. Sepold, Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry, *Journal of Materials Processing Technology* 115 (2001) 2-8.
- [11] F. Haidara, M.-C. Record, B. Duployer, D. Mangelinck, Phase formation in Al-Fe thin film systems, *Intermetallics* 23 (2012) 143-147.

- [12] F-C. Yin, M-X. Zhao, Y-X. Liu, W. Han, Z. Li: Effect of Si on growth kinetics of intermetallic compounds during reaction between solid iron and molten aluminum. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 23, 556-561, 2013.
- [13] G. Sierra, P. Peyre, F. Deschaux-Beaume, D. Stuart, G. Fras, Steel to aluminum key-hole laser welding, *Materials Science and Engineering A* 447 (2007) 197-208.
- [14] Galca A., Krol S., Szulc Z.: Platerwanie wybuchowe jako podstawowa technologia wytwarzania materialow bimetalicznych z tytanem *Materialy VII Ogolnopolskiej Konferencji " Tytan I jego stopy"*. Warszawa – Serock, 24-26 pazdziernika 2005, pp.151-158.
- [15] Gembalski S., Kulesza U.: Platerowanie wybuchowe stali weglovej blacha tytanowa . *Metaloznawstwo I obrobka cieplna* (1974) pp. 39-50.
- [16] G. Phanikumar, K. Chattopadhyay, P. Dutta, Joining of dissimilar metals: issues and modelling techniques, *Science and Technology of Welding & Joining* 16(4) (2011):313-317.
- [17] G. Singh, S. Kumar, and A. Singh, "Influence of current on microstructure and hardness of butt welding aluminium AA6082 using GTAW process," *Int. J. Res. Mech. Eng. Technol.*, vol. 3 (2), pp. 143-146, Oct. 2013.
- [18] G. Qin, Z. Lei, Y. Su, B. Fu, X. Meng, S. Lin: Large spot laser assisted GMA brazing-fusion welding of aluminum alloy to galvanized steel. *Journal of Materials processing technology*, 214, 2684-2692, 2014.
- [19] G. Sierra: Etude métallurgique et mécanique de l'assemblage hétérogène acier/aluminium par les procédés Laser et TIG. Thesis, Université Montpellier 2, 2006.
- [20] H. Date, S. Kobayakawa, M. Naka, Microstructure and bonding strength of impact-welded aluminum-stainless steel joints, *Journal of Materials Processing Technology* 85 (1999) 166-170.
- [21] H. Zhang, J. Liu, Microstructure characteristics and mechanical property of aluminum alloy/stainless steel lap joints fabricated by MIG welding-brazing process, *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 6179-6185.
- [22] H. T. Zhang, J.C. Feng, P. He, H. Hackl, Interfacial microstructure and mechanical properties of aluminium-zinc-coated steel joints made by a modified metal inert gas weldingbrazing process, *Materials Characterization* 58 (2007) 588-592.
- [23] H. Dong, L. Yang, C. Dong, S. Kou, Arc joining of aluminum alloy to stainless steel with flux-cored Zn-based filler metal, *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 7151-7154.

- [24] H. Donga, L. Yanga, C. Dong, S. Kou, Improving arc joining of Al to steel and Al to stainless steel, *Materials Science and Engineering A* 534 (2012) 424-435.
- [25] Huang C., Kou S.: Liquation cracking in penetration Al-Mg-Si welds. *Welding Journal* 83, 2004, pp.111s – 122 s.
- [26] H.T. Zhang, J.C. Feng, P. He, H. Hackl: Interfacial microstructure and mechanical properties of aluminium-zinc-coated steel joints made by a modified metal inert gas welding-brazing process. *Materials Characterization*, 58, 588-592, 2007.
- [27] Hongbo Xia, Liqun Li, Ninshu Ma, Caiwang Tan, Jianfeng Gong: Influence of energy ratio on dual-spot laser welded-brazed Al/steel butt joint. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 281, July 2020, Article 116624.
- [28] H. R. Shahverdi, M. R. Ghomashchi, S. Shabestari, J. Hejazi: Microstructural analysis of interfacial reaction between molten aluminium and solid iron. *Journal of materials processing technology*, 2002, 124, pp. 345-352.
- [29] H.G. Salem, Friction stir weld evolution of dynamically recrystallized AA2095 weldments. *Scripta Materialia*, 2003, 49, pp. 1103-1110
- [30] I. Mitelea, E. Lugscheider, W. Tillmann: *Știința materialelor în construcția de mașini*. Editura Sudura, 1999.
- [31] ISO 2107:2007, *Aluminium and Aluminium Alloys-Wrought Products -Temper Designation*, January 15, 2007, International Organization for standardization.
- [32] ISO 209-1:2007, *Aluminium and Aluminium Alloys-Chemical Composition*, January 01, 2007, International Organization for standardization.
- [33] Institutul Național de Cercetare-Dezvoltare în Sudură și Încercări de Materiale : „Ofertă-Sudarea prin frecare cu element activ rotitor FSW”.
- [34] J. Tsujino, K. Hidai, A. Hasegawa, R. Kanai, H. Matsuura, K. Matsushima, T. Ueoka, Ultrasonic butt welding of aluminum, aluminum alloy and stainless steel plate specimens, *Ultrasonics* 40 (2002) 371-374.
- [35] J. Bruckner, Considering thermal processes for dissimilar metals-joining steel to aluminum in heat-intensive applications, *the Fabricator*, August 28; 2003,
http://www.thefabricator.com/Metallurgy/Metallurgy_Article.cfm?ID=676
- [36] J. L. Song, S. B. Lin, C. L. Yang, G. C. Ma, H. Liu, Spreading behavior and microstructure characteristics of dissimilar metals TIG welding-brazing of aluminum alloy to stainless steel, *Materials Science and Engineering A* 509 (2009) 31-40.

- [37] Kluken, A. O., Bjoernekleit, B.: A study of mechanical properties for aluminium GMA weldments, *Welding Journal*, 76(2), (1997), pp. 39 – 44.
- [38] Koltsov, A., Bailly, N., Cretteur, L., 2010. Wetting and laser brazing of Zn-coated steelproducts by Cu-Si filler metal. *Journal of materials science*, 45:2118-2125.
- [39] K. Bouche, F. Barbier, A. Coulet: Intermetallic compound layer growth between solid iron and molten aluminium. *Materials Science and Engineering A* , 1998, 249, 167-175.
- [40] Kumar Jata, S. Lee Semiatin: Continuous Dynamic Recrystallization During Friction Stir Welding of High Strength Aluminum Alloys. *Scripta Materialia*, 2000, 43(8):9.
- [41] L. Agudo, D. Eyidi, C. H. Schmaranzer, E. Arenholz, N. Jank, J. Bruckner, A. R. Pyzalla, Intermetallic FeAl₃-phases in a steel/Al-alloy fusion weld, *Journal of Materials Science* 42(2007) 4205-4214.
- [42] Lucian CP, Mitelea I, Burcă M, Uțu ID : Mechanical behaviour of MIG pulsed welded joints from 6082 T6 aluminium alloy. 7th International Conference on Advanced Materials and Structures - AMS 2018, IOP Publishing IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 416 (2018) 012009 doi:10.1088/1757-899X/416/1/012009.
- [43] Lee W.B., Yeon Y.M., Kim D.U., Jung S.B.: Effect of friction welding parameters on mechanical and metallurgical properties of aluminium alloy 5052-A36 steel joint. *Mater. Sci. Technol.* June 2003, 19, pp. 773–778.
- [44] Leonard, AJ. : Microstructure and aging behaviour of FSW in Al alloys 2014A-T651 and 7075-T651. Gothenburg, Sweden. : 2nd International Symposium on FSW, 2009.
- [45] M. J. Rathod and M. Kutsuna, Joining of aluminum alloy 5052 and low-carbon steel by laser roll welding, *Welding Journal* 83 (1) (2004) 16-26.
- [46] M. Acarer, B. Demir, An investigation of mechanical and metallurgical properties of explosive welded aluminum-dual phase steel, *Materials Letters* 62 (2008) 4158-4160.
- [47] M. Dehghani, A. Amadeh, S.A.A. Akbari Mousavi, Investigations on the effects of friction stir welding parameters on intermetallic and defect formation in joining aluminum alloy to mild steel, *Materials and Design* 49 (2013) 433-441.

- [48] M. J. Torkamany, S. Tahamtan, J. Sabbaghzadeh, Dissimilar welding of carbon steel to 5754 aluminum alloy by Nd: YAG pulsed laser, *Materials and Design* 31 (2010) 458-465.
- [49] M. Potesser, T. Schoeberl, H. Antrekowitsch, J. Bruckner, The characterization of the intermetallic Fe-Al layer of steel-aluminum welding, *EPD Congress 2006* Edited by S.M. Howard, R.L. Stephens, C.J. Newman, J.-Y.J. Hwang, A.M. Gokhale, T.T. Chen, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2006.
- [50] Malin, V.: Study of metallurgical phenomena in the HAZ of 6061-T6 aluminum welded joints. *Welding Journal*, 74(9), (1995), pp. 305s-318s.
- [51] Miyazaki, M., Nishio, K., Katoh, M., Mukae, S., and Kerr, W.: Quantitative investigation of heat-affected zone cracking in aluminum alloy A6061. *Welding Journal*, 69 (9), (1990), pp. 362s - 371s.
- [52] M. Burcă, S. Negoîtescu „Sudarea MIG/MAG”, ediția a II-a, Ed. Sudura, Timișoara, 2004.
- [53] M. J. Zhang, G. Y. Chen, Y. Zhang, K. R. Wu: Research in microstructures and mechanical properties of laser keyhole welding-brazing of automotive galvanized steel to aluminum alloy. *Materials and Design*, 45, 24-30, 2013
- [54] Mishra R.S., Ma Z.Y.: Friction Stir Welding and Processing. *Materials Science and Engineering R* 50, 2005, pp. 1 – 78.
- [55] Murr L. E., Liu G., McClure J. C. : Dynamic recrystallisation in the friction- stir welding of aluminium alloy 1100. *Journal of Materials Science Letters*, 1997, 16 (22), pp. 1801–1803.
- [56] P. F. Mendez, T. W. Eagar, New trends in welding in the aeronautic industry, 2nd Conference of New Manufacturing Trends, Bilboa, Spain (2002) 19-20.
- [57] P. He, X. Yue, J.H. Zhang, Hot pressing diffusion bonding of a titanium alloy to a stainlesssteel with an aluminum alloy interlayer, *Materials Science and Engineering A* 486 (2008) 171-176.
- [58] Prado R. A., Murr L. E., Shindo D. J., Soto H. F. : Tool wear in the friction stir welding of aluminium alloy 6061+20% Al₂O₃: A preliminary study. *Scripta Materialia*, 2001, 45, pp.75–80.

- [59] R. N. Shubhavardhan, S. Surendran, Friction welding to join stainless steel and aluminum materials, *International Journal of Metallurgical & Materials Science and Engineering (IJMMSE)* 2 (3) (2012) 53-73.
- [60] R. Cao, G. Yu, J. H. Chen, P. C. Wang, Cold metal transfer joining aluminum alloys-togalvanized mild steel, *Journal of Materials Processing Technology* 213 (10) (2013) 1753-1763.
- [61] R. Qiu, C. Iwamoto, S. Satonaka, The influence of reaction layer on the strength of aluminum/steel joint welded by resistance spot welding, *Materials Characterization* 60 (2009)156-159.
- [62] R. Qiu, C. Iwamoto, S. Satonaka, Interfacial microstructure and strength of steel/aluminum alloy joints welded by resistance spot welding with cover plate, *Journal of Materials Processing Technology* 209 (2009) 4186-4193.
- [63] R. Qiu, H. Shi, K. Zhang, Y. Tu, C. Iwamoto, S. Satonaka, Interfacial characterization of joint between mild steel and aluminum alloy welded by resistance spot welding, *Materials Characterization* 61 (2010) 684-688.
- [64] R. Qiu, S. Satonaka, C. Iwamoto, Effect of interfacial reaction layer continuity on the tensile strength of resistance spot welded joints between aluminum alloy and steels, *Materials and Design* 30 (2009) 3686-3689.
- [65] R. Pena: Etudier la possibilité de réalisation d'un assemblage hétérogène acier/aluminium, de bonne qualité et performance mécanique, en utilisant un faisceau laser Nd: YAG, thesis, école centrale de Lyon, 2005.
- [66] R. Cojocaru, D. Dehelean, L. Boțilă - „Sudarea prin frecare cu element activ rotitor a tablelor din aliaje de aluminiu”, Volumul de lucrari al Conferintei Internationale a ASR "Sudura 2007", Editura Sudura, ISSN 1843-4738, pp.291-304, Timisoara, Romania.
- [67] S.B. Lin, J.L. Song, C.L. Yang, C.L. Fan, D.W. Zhang, Brazability of dissimilar metals tungsten inert gas butt welding-brazing between aluminum alloy and stainless steel with Al-Cu filler metal, *Materials and Design* 31 (2010) 2637-2642.
- [68] S. Kobayashi, T. Yakou: Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment. *Materials Science and Engineering A*, 338, 44-53, 2002.
- [69] Sefica Kasman: Effects of FSW parameters and pin geometry on the weldability of EN AW 2024 alloy. *Materials Testing*, 2016, 58, 7-8, pp.694 – 701.

- [70] Seung Hwan C. Park, Yutaka S. Sato, Hiroyuki Kokawa, Kazutaka Okamoto: Rapid formation of the sigma phase in 304 stainless steel during friction stir welding. *Scripta Materialia*, 2003, 49(12), pp.1175-1180.
- [71] Singh Janak, Kumar Rakesh, Mahto, Dalgobind: *Frictions Stir Welding: Developments and Trends*, 2013.
- [72] Stephan W Kallee, E Dave Nicholas and Wayne M Thomas : *Friction Stir Welding: Invention, Innovations and Industrialisation. Rührreibschweißen (FSW) - ein modernes Fügeverfahren at Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt (SLV) Berlin-Brandenburg*, 20 (2003).
- [73] T. Murakami, K. Nakata, H. Tong, M. Ushio, Dissimilar metal joining of aluminum to steel by MIG arc brazing using flux cored wire, *ISIJ Int.* 43 (10) (2003) 1596-1602.
- [74] The International Nickel Company Inc., *Properties of some metals and alloys*, 1982.
- [75] Thomas W.M., Nicholas E.D., Needham J.D., Murch M.G., Templesmith P., Daws C.J.: GB Patent Application 9125978.8 Dec. 1991, US Patent Application 5460317 Oct. 1995.
- [76] T. Aizawa, M. Kashani, and K. Okagawa, Application of magnetic pulse welding for aluminum alloys and SPCC steel sheet joints, *Welding Journal*, 86 (2007) 119-124.
- [77] U.R. Kattner, In: *binary alloy phase diagrams*. ASM International, Materials Park, OH, USA (1990).
- [78] V. T. Witusiewicz, A. A. Bondar, U. Hecht, and T. Y. Velikanova, Phase equilibria in binary and ternary systems with chemical and magnetic ordering, *Journal of Phase Equilibria and Diffusion* (2011) 32:329-349.
- [79] V. N. Yeremenko, Y. V. Natanzon, V. I. Dybkov: The effect of dissolution on the growth of Fe₂Al₅ in the solid iron-liquid aluminium system. *Journal of Materials Science*, 1981, 16, 1748- 1756.
- [80] V. Buchibabu, G. M. Reddy, D. V. Kulkarni, A. De : Friction Stir Welding of a Thick Al-Zn-Mg Alloy Plate. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, 25, (3), pp. 1163–1171.
- [81] V. Buchibabu, G. M. Reddy, A. De : Probing torque, traverse force and tool durability in friction stir welding of aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 241 (1), pp. 86–92.

- [82] W. Gašior, A. Dębski, Z. Moser, Formation enthalpy of intermetallic phases from Al-Fe system measured with solution calorimetric method, *Intermetallics* 24 (2012) 99-105.
- [83] *Warmebehandlung von Aluminiumlegierungen* ISBN 978-3-937171-19-7 | GDA-07- 09 | 1.000 | 09-2007 – pag.03-21 – (Bild 1..7; Tabelle2,3a).
- [84] www.matweb.com/index.aspx [Online].
- [85] www.portal.totalmateria.com/ [Online].
- [86] www.esabna.com : Process principles of FSW, Friction Stir Welding, 2020 [Online].
- [87] www.diploma.ro [Online] „*Procese Mecanice și Metalurgice la Sudarea FSW a Aliaelor de Aluminiu*”.
- [88] www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/developments-in-micro-applications-of-friction-stir-welding - „Figure 1: Schematic of the friction stir welding process” [Online].
- [89] Y. Su, X. Hua, Y. Wu, Effect of input current modes on intermetallic layer and mechanical property of aluminum-steel lap joint obtained by gas metal arc welding, *Materials Science & Engineering A* 578 (2013) 340-345.
- [90] Y.G. Kim, H. Fujii, T. Tsumura, T. Komazaki, K. Nakata : Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 415, pp. 250–254.
- [91] Zeng,W. M., Wu, H. L., and Zhang, J. : "Effect of tool wear on mechanical properties and acoustic emission of friction stir welded 6061 Al alloy." *Acta Metallurgica Sinica*, 2006, 19(1): 9-19.