

UNIVERSITATEA POLITEHNICA DIN BUCUREȘTI
FACULTATEA ȘTIINȚA ȘI INGINERIA MATERIALELOR



Autor: Ing. Dionisie ISTRATE

TEZĂ DE DOCTORAT

REZUMAT

**INFLUENȚA TRATAMENTELOR TERMICE ASUPRA COMPORTĂRII UNUI ALIAJ
DIN SISTEMUL AL-MG PENTRU APLICAȚII MARITIME**

Conducători de doctorat :
Prof. habil. dr. ing. Brândușa GHIBAN
Prof.dr.ing. Ilare BORDEAȘU

COMISIE DE DOCTORAT

Președinte	Prof.dr.ing. Cristian PREDESCU	de la	Universitatea Politehnica din București
Conducători de doctorat	Prof.habil.dr.ing. Brândușa GHIBAN	de la	Universitatea Politehnica din București
	Prof.dr.ing-. Ilare BORDEAȘU	de la	Universitatea Politehnica din Timișoara
Membru	Prof.dr.ing. Cătălin POPA	de la	Universitatea Tehnica din Cluj Napoca
Membru	Prof.dr.ing. Teodor MACHEDON PISU	de la	Universitatea transilvania Brașov
Membru	Prof.habil.dr.ing. Iulian Vasile ANTONIAC	de la	Universitatea Politehnica din București

București 2023

Cuprins

Capitolul 1.....	15
Stadiul actual al dezvoltării aliajelor de aluminiu seria Al-Mg.....	15
1.1 Introducere	15
1.2 Principalele proprietăți fizice și tehnologice ale aluminiului.....	17
1.3 Aliajele aluminiului	19
1.4 Aliajele aluminiului din seria Al-Mg.....	22
Capitolul 2-.....	24
Eroziunea cavitațională.....	24
2.1 Stadiul actual al cunoașterii eroziunii cavitaționale	24
2.2 Comportarea la eroziune cavitațională a aliajelor de aluminiu	27
Capitolul 3-	29
Materialul și metodica de cercetare utilizată	29
3.1 Materialul de cercetare	29
3.2 Metode de investigare utilizate în cadrul cercetărilor.....	33
3.3 Metode de investigare a comportării la atac cavitațional a aliajului Al-Mg	36
Capitolul 4	43
Comportarea mecanică și structurală a aliajului de aluminiu seria Al-Mg turnat utilizat în cadrul experimentărilor proprii	43
4.1 Determinarea comportării mecanice a aliajului Al-Mg în stare turnat	43
4.2 Analiza structurală a aliajului experimental Al-Mg	50
4.3 Analiza calitativă de fază prin difracție de raze X.	64
4.4 Determinarea comportării la eroziunea cavitațională a epruvetelor experimentale. Rezultate experimentale privind determinarea MDER.	66
4.5 Analiza macro și microstructurală a epruvetelor din aliaj Al-Mg, stare turnat solicitate la eroziunea cavitațională	74
4.6 Analiza la microscopul electronic cu baleiaj	92
4.7 Discuții și interpretări ale rezultatelor privind comportarea aliajului experimental în stare turnat la eroziunea cavitațională	96
Capitolul 5	99
Comportarea mecanică și structurală a aliajului de aluminiu seria Al-Mg laminat utilizat în cadrul experimentărilor proprii	99
5.1 Determinarea comportării mecanice a aliajului Al-Mg în stare laminat	99
5.2. Analiza structurală a aliajului Al-Mg	106
5.3 Analiza calitativă de fază prin difracție de raze X	109
5.4 Determinarea comportării la eroziunea cavitațională a epruvetelor experimentale. Rezultate experimentale privind determinarea MDER	111
5.5 Analiza macro și microstructurală a epruvetelor din aliaj Al-Mg, stare laminat, solicitate la eroziunea cavitațională	118
5.6 Analiza la microscopul electronic cu baleiaj.....	131
5.7 Discuții și interpretări ale rezultatelor privind comportarea aliajului experimental în stare laminat la eroziunea cavitațională	136
Capitolul 6	139
Concluzii și contribuții originale ale cercetărilor întreprinse în cadrul prezentei lucrări.	

Directii și perspective ale cercetărilor experimentale viitoare	139
6.1 Concluzii	139
6.2 Contribuții originale	143
6.3 Directii și perspective ale cercetărilor experimentale viitoare	145
Bibliografie	148

Capitolul 1- intitulat *Stadiul actual al dezvoltării aliajelor de aluminiu seria Al-Mg*, este format din patru subcapitole, după cum urmează: introducere în stadiul actual al aliajelor de aluminiu (cu definirea principalelor aplicații); principalele proprietăți fizice și tehnologice ale aluminiului; principalele tipuri de aliaje conform Asociației Aluminiului și Institutului Național American de Standarde și, respectiv prezentarea principalelor tipuri de aliaje din seria Al-Mg.

Capitolul 2- intitulat *Eroziunea cavitațională*, este format din două subcapitole, după cum urmează: stadiul actual al cunoașterii eroziunii cavitaționale și, respectiv comportarea la eroziune cavitațională a aliajelor de aluminiu. În finalul capitolului sunt prezentate obiectivele prezentei teze de doctorat, respectiv:

- Determinarea rezistenței la eroziune cavitațională a aliajului Al-Mg, atât în stare turnat, cât și în stare deformat plastic (laminat), după aplicarea diferitelor tratamente termice.
- Evidențierea diferitelor posibilități de îmbunătățire a caracteristicilor mecanice ale aliajului de aluminiu Al-Mg prin aplicarea tratamentelor termice de omogenizare la temperaturi și durate de menținere și tratament de îmbătrânire la diferite temperaturi și durate de menținere.
- Realizarea unei corelații posibile între structura aliajului Al-Mg (aflat în diferite stări structurale, respectiv turnat și deformat plastic), caracteristicile mecanice și rezistența la eroziunea cavitațională.

Capitolul 3- intitulat *Materialul și metoda de cercetare utilizată*, este format din patru subcapitole. Materialul de cercetare a constat din epruvete prelevate de la firma Color Metal diferite semifabricate din aliaj de aluminiu din seria 5000, respectiv Al-Mg, în două stări structurale: stare turnat și stare laminat (H111). Compoziția chimică conform EN 573-3:2019 a aliajului cercetat Al-Mg este ilustrat în Tab.1a în stare turnat și Tab. 1b în stare laminat.

Tab. 1a- Compoziția chimică a epruvetelor experimentale Al-Mg turnat

Material	Compoziția chimică, % masic								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
Experimental	0,41	0,29	0,106	0,52	4,21	0,12	0,16	0,028	Rest
SR EN 373- 3	Max 0,40	Max 0,40	Max 0,10	0,4-1,0	4,0-4,9	0,05- 0,25	Max 0,25	Max 0,15	Rest

Tab. 1b- Compoziția chimică a epruvetelor experimentale Al-Mg laminat

Material	Compoziția chimică, % masic								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
Experimental	0,38	0,36	0,052	0,49	4,59	0,06	0,045	0,01	Rest
SR EN 373- 3	Max 0,40	Max 0,40	Max 0,10	0,4-1,0	4,0-4,9	0,05- 0,25	Max 0,25	Max 0,15	Rest

Asupra semifabricatelor inițiale au fost realizate următoarele tratamente termice, cu scopul creșterii performanțelor mecanice și, eventual, ale rezistenței la eroziunea cavitațională:

- La epruvetele în stare turnat au fost aplicate tratamente de omogenizare la:
 - 350°C/100 min / aer/ urmat de îmbătrânire artificială la 180°C / 1h, 12h, 24h;
 - 450°C/100 min / aer / urmat de urmat de îmbătrânire artificială la 140°C / 1h, 12h, 24h
 - 450°C/100 min / aer / urmat de urmat de îmbătrânire artificială la 180°C / 1h, 12h, 24h
- La epruvetele în stare laminat (stare H111, călire de punere în soluție la 455 °C/ laminat de la 454 °C până la 399 °C / recopt la 343 °C, urmat de răcire în aer) au fost aplicate tratamente de îmbătrânire artificială la:
 - 140°C / 1h, 12h, 24h
 - 180°C / 1h, 12h, 24h

Fiecărei probe i s-a atribuit un cod de indentificarea conform Tab. 2.

Tab. 2 Identificare probe

Serie/ Aliaj	Cod probă	Tratament de punere în soluție și îmbătrânire artificială (T6)
5000 /Al-Mg	H	Proba martor -turnat
	HAP	la 350°C / menținere 100 min / răcire aer liniștit urmat de îmbătrânire artificială la 180°C / 1h,
	HAL	la 350°C / menținere 100 min / răcire aer liniștit urmat de îmbătrânire artificială la 180°C / 12h,
	HAI	la 350°C / menținere 100 min / răcire aer liniștit urmat de îmbătrânire artificială la 180°C / 24h,
	HNOP	la 450°C/ menținere 100 min / răcire aer liniștit urmat de îmbătrânire artificială la 140°C / 1h,
	HNOL	la 450°C / menținere 100 min / răcire aer liniștit urmat de îmbătrânire artificială la 140°C / 12h,
	HNOI	la 450°C / menținere 100 min / răcire aer liniștit urmat de îmbătrânire artificială la 140°C / 24h,
	HNP	la 450°C / menținere 100 min / răcire aer liniștit urmat de îmbătrânire artificială la 180°C / 1h,
	HNL	la 450°C / menținere 100 min / răcire aer liniștit urmat de îmbătrânire artificială la 180°C / 12h,
	HNI	la 450°C / menținere 100 min / răcire aer liniștit urmat de îmbătrânire artificială la 180°C / 24h,
	X	Proba martor - laminat, stare H111
	XOP	îmbătrânire artificială la 140°C / 1h,
	XOL	îmbătrânire artificială la 140°C / 12h,
	XOI	îmbătrânire artificială la 140°C / 24h,
	XP	îmbătrânire artificială la 180°C / 1h,
	XL	îmbătrânire artificială la 180°C / 12h,
	XI	îmbătrânire artificială la 180°C / 24h,

Tratamentele termice de călire de punere în soluție și îmbătrânire artificială s-au realizat la Universitatea Politehnică din București, Facultatea Știința și Ingineria Materialelor, conform ciclogramei Fig. 3.3 utilizandu-se cuptorul de tratament termic de tip Etuva Thermo SCIENTIFIC-THERMOLYNE, prezentat în Fig. 1.

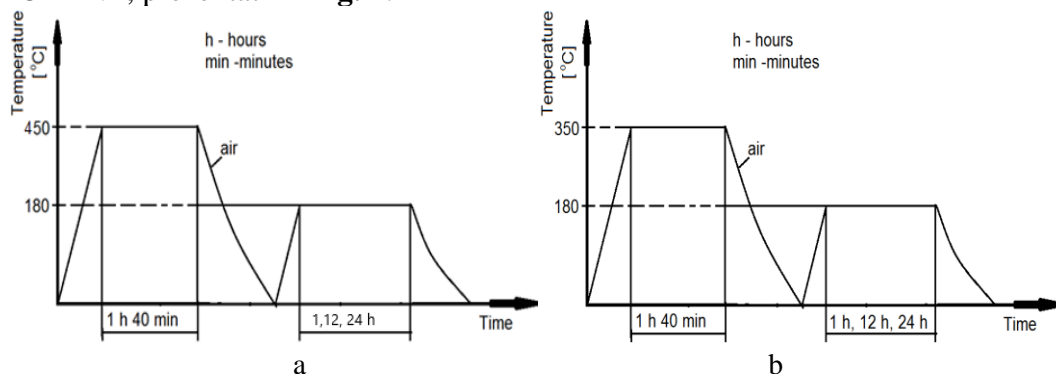


Fig. 1. Ciclograma tratamentului termic; a- la 450°C, b- la 350°C

Metode de investigare utilizate în cadrul cercetărilor au fost: analiza la stereomicroscop, microscopie optică, microscopia electronică de baleiaj și analiza prin difracție de raze X, și metode de investigare a comportării la atac cavitațional.

Programul experimental este redat în fig. 2.

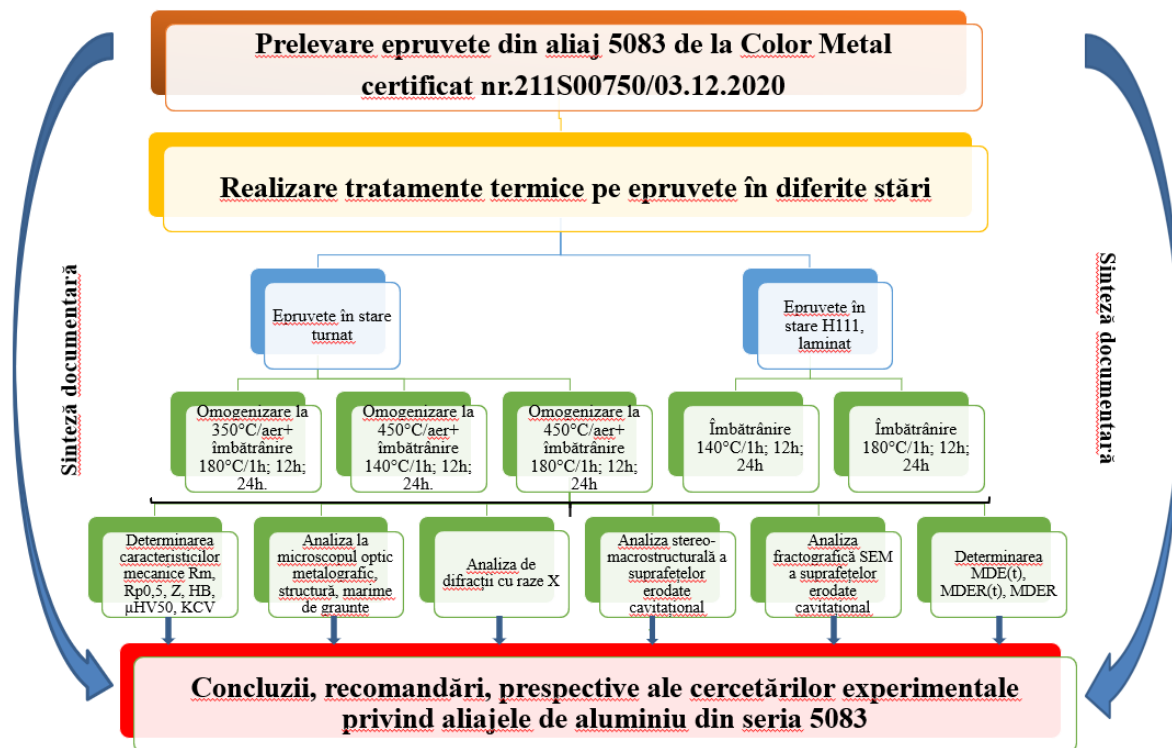


Fig. 2 - Programul experimental al cercetărilor prezentei lucrări

Capitolul 4 este intitulat *Comportarea mecanică și structurală a aliajului de aluminiu seria Al-Mg turnat utilizat în cadrul experimentărilor proprii*. În primul subcapitol este redată comportarea mecanică a aliajului Al-Mg în stare turnat. Analiza evoluției valorilor caracteristicilor mecanice comparativ pentru fiecare epruvetă în parte este prezentată succesiv în **Fig. 3 ÷ Fig. 7**.

Din graficul din **Fig. 3a** și **Fig. 3b** se poate observa că valorile rezistenței la rupere cresc semnificativ prin aplicarea tratamentului termic. După omogenizare și îmbătrânire la 180°C, la diferite durate de menținere, se obțin cele mai mari valori, respectiv 318 MPa pentru menținere la 1h (cu 31% mai mare decât valoarea probei martor), urmată de 346,20 MPa, la 12h de menținere, (creștere cu 37%) și cea mai mare valoare după 24h, respectiv 436 MPa (creștere cu aproximativ 50%). Prin aplicarea tratamentului de omogenizare la 450°C valorile rezistenței la rupere sunt mai mari decât cele ale probei martor, dar nu le ating pe cele ale unei omogenizări la 350°C, indiferent de tipul de îmbătrânire aplicat. Prin aplicarea tratamentului termic de omogenizare la 450°C urmată de îmbătrânirea la 140°C, se obțin valori mai mari decât ale probei martor cu aproximativ 25% (la o menținere de 1h), cu aproximativ 28% (la o menținere de 12h) și cu aproximativ 30% (la o menținere de 24h). Valori apropiate de cele de la omogenizarea la 450°C + 140°C se obțin și la omogenizarea la 450°C + 180°C, ușor crescute la timpi lungi de menținere, respectiv 30% (la 12h) și 31% (la 24h). În **Fig.4** este redată evoluția valorilor limitei de curgere, din care se observă că cele mai mari valori sunt obținute prin omogenizare la 350°C + îmbătrânire la 180°C. Creșterea duratei de îmbătrânire are un efect spectaculos. După 1 oră, limita de curgere crește cu aproximativ 21% (față de proba martor), după 12 ore crește cu 40%, iar după 24 de ore limita de curgere crește cu 67%. Pe de altă parte, prin aplicarea omogenizării la 450°C și a îmbătrânirii (fie la 140°C, fie la

180°C), limita de curgere crește în proporții mult mai mici decât în cazul probei martor, respectiv cu (14 ÷ 18)% pentru 140°C și (19 ÷ 25)% pentru 180°C.

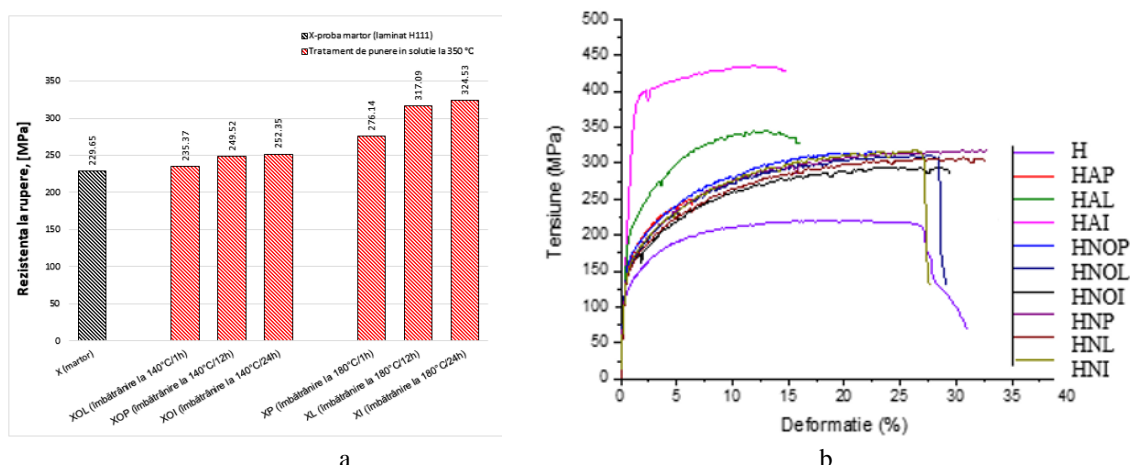


Fig. 3. - Evoluția valorilor rezistenței la rupere ale probelor experimentale din aliaj Al-Mg, în stare turnat, în diferite stări structurale (a) și curbele tensiune-deformație ale epruvetelor din aliaj Al-Mg, în stare turnat (b)

Variația valorilor de alungire a probelor experimentale este prezentată în **Fig. 5**. Tratamentele termice aplicate conduc la scăderea valorilor de alungire de la 28,4% la (proba martor), înjumătățind diferitele îmbătrâniri. La omogenizarea la 350°C scăderea valorilor de alungire este intermediară, de la 66% (pentru îmbătrânirea la 180°C/1h), la 92% (180°C/ 12h) și 123% (la 180°C / 24h). Cele mai mari valori de alungire după îmbătrânire se obțin la 450°C / + 140°C. Astfel, scăderile valorilor de alungire sunt mai mici cu aproximativ 21% (pentru 1h), urmate de 34% (la 12h) și 48% (la 24h). Valori asemănătoare cu cele obținute la omogenizările la 350°C + 180°C au fost obținute în cazul probelor omogenizate la 450°C + 180°C. Variația valorilor de reziliență ale epruvetelor experimentale este prezentată în **Fig. 6**. Prin aplicarea tratamentului termic de omogenizare plus îmbătrânire, au loc pe lângă omogenizarea granulației și modificarea rezilienței conducând la scăderi sub 25 J / cm² valori neacceptate pentru aplicații ulterioare. Se poate aprecia că omogenizarea la 350°C + 180°C, indiferent de durata menținerii de îmbătrânire, nu scoate materialul din parametrii, reziliența ajungând la valoarea limită acceptată de 25,2 J / cm² (la menținere de 24h). Nu același lucru este valabil și pentru omogenizările la 450°C urmate de îmbătrânire. Dacă la 450°C + 140°C creșterea duratei de îmbătrânire conduce la scăderi drastice ale rezilienței (22 J / cm² la 12h, respectiv 18 J / cm² la 24h), la îmbătrânirea la 180°C doar menținerea de 24h scoate materialul din parametrii, ajungând la 18 J/cm², la celelalte perioade de îmbătrânire valorile rezilienței rămân ridicate (31 J / cm² și respectiv 17 J / cm²). Evoluția valorilor de duritate ale epruvetelor experimentale este prezentată în **Fig. 7**. Față de duritatea de la proba martor, respectiv 79,8 MPa, prin omogenizare și îmbătrânire valorile durității scad. După omogenizare la 350°C + 180°C se înregistrează o scădere medie de aproximativ 1 ÷ 4%, la 450°C + 140°C se înregistrează scăderi de 4 ÷ 9%, iar pentru 450°C + 180°C / 1h se înregistrează cea mai mare scădere, respectiv 10%. În **Tab. 3** sunt centralizate rezultatele mecanice ale eșantioanelor testate.

Rezultatele experimentale privind determinarea dimensiunii mărimii de grăunte sunt ilustrate în **Fig. 8**. Se observă că la proba martor dimensiunea medie a grăunților este la cel mai ridicat nivel, în jur de 243μm. Prin aplicarea tratamentelor termice are loc diminuarea granulației. La călire și îmbătrânire la 350°C + 180°C media dimensiunilor grăunților este în general mai mare decât la 450°C + 180°C sau 450°C + 140°C. Graficul de variație a dimensiunii grăunților în funcție de tratamentul termic aplicat probelor experimentale este redat în **Fig. 9**.

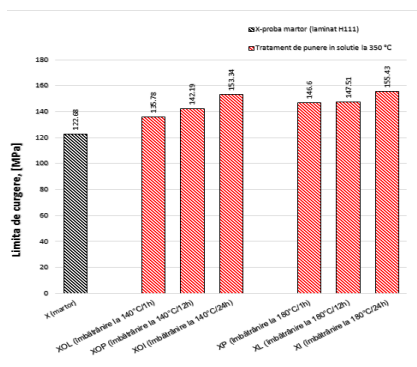


Fig. 4. Evoluția valorilor limitei de curgere ale probelor experimentale din aliaj Al-Mg, în stare tunat, în diferite stări structurale

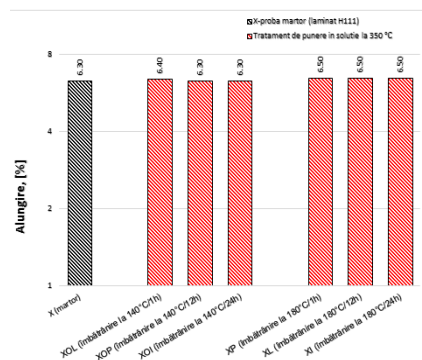


Fig. 5. Evoluția valorilor de alungire ale probelor experimentale din aliaj Al-Mg, în stare tunat, în diferite stări structurale

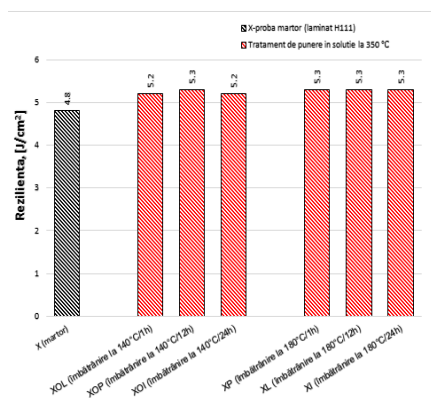


Fig. 6. Evoluția valorilor de reziliență ale probelor experimentale din aliaj Al-Mg, în stare tunat, în diferite stări structurale

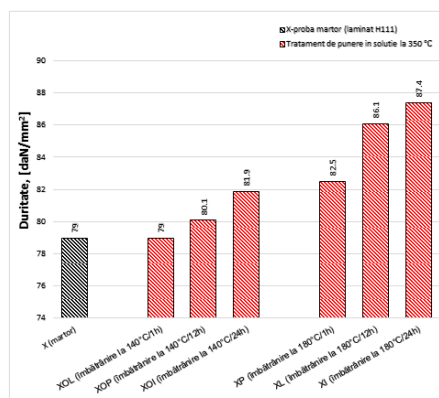


Fig. 7. Evoluția valorilor de duritate ale probelor experimentale din aliaj Al-Mg, în stare tunat, în diferite stări structurale

Tab. 3. Valorile caracteristicilor mecanice ale epruvetelor experimentale din aliaj Al-Mg, în stare tunat

Cod probă	Stare	Caracteristici mecanice					Microduratea μHV	Reziliența [J/cm ²]
		Limita de curgere [MPa]	Rezistența la rupere [MPa]	Alungirea [%]	Duritatea [MPa]			
H	Proba martor	118.84	220.63	28.40	79.80	76.97	32.00	
HAP	350°C / 100 min / aer + 180°C / 1h	151.21	318.58	17.11	76.80	76.89	31.00	
HAL	350°C / 100 min / aer + 180°C / 12h	195.70	346.20	14.75	79.00	79.14	25.80	
HAI	350°C / 100 min / aer + 180°C / 24h	356.68	436.30	12.73	79.00	80.01	25.20	
HNOP	450°C / 100 min / aer + 140°C / 1h	139.57	294.82	23.44	72.80	74.65	32.60	
HNOL	450°C / 100 min / aer + 140°C / 12h	141.66	307.63	21.17	76.80	75.30	22.10	
HNOI	450°C / 100 min / aer + 140°C / 24h	144.55	311.21	19.18	76.80	80.67	18.00	
HNP	450°C / 100 min / aer + 180°C / 1h	146.50	250.03	12.68	71.80	78.12	31.70	
HNL	450°C / 100 min / aer + 180°C / 12h	149.91	315.16	13.18	77.90	78.38	28.40	
HNI	50°C / 100 min / aer + 180°C / 24h	158.62	318.34	14.44	80.70	79.68	16.40	

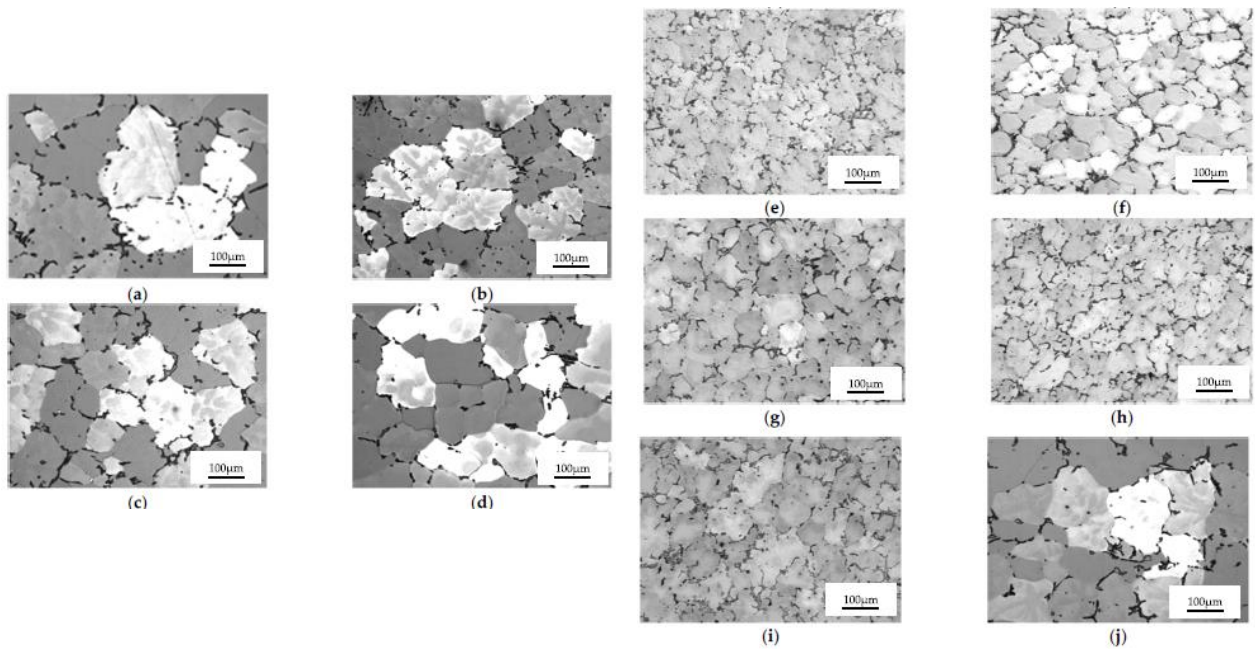


Fig. 8 Analiza structurală a probelor experimentale în stare tunat din aliaj de aluminiu Al-Mg: proba martor (H); (b, c, d)- turnat + omogenizare la 350°C / 100 min / aer + îmbătrânire artificială la 180 °C; (e, f, g) turnat + omogenizare la 450°C / 100 min aer + îmbătrânire artificială la 140 °C; (h, i, j) turnat + omogenizare la 450°C / 100 min / aer + îmbătrânire artificială la 140 °C; Durate de menținere - (b, e, h- 1h); (c, f, i- 12 h); (d, g, j- 24h)

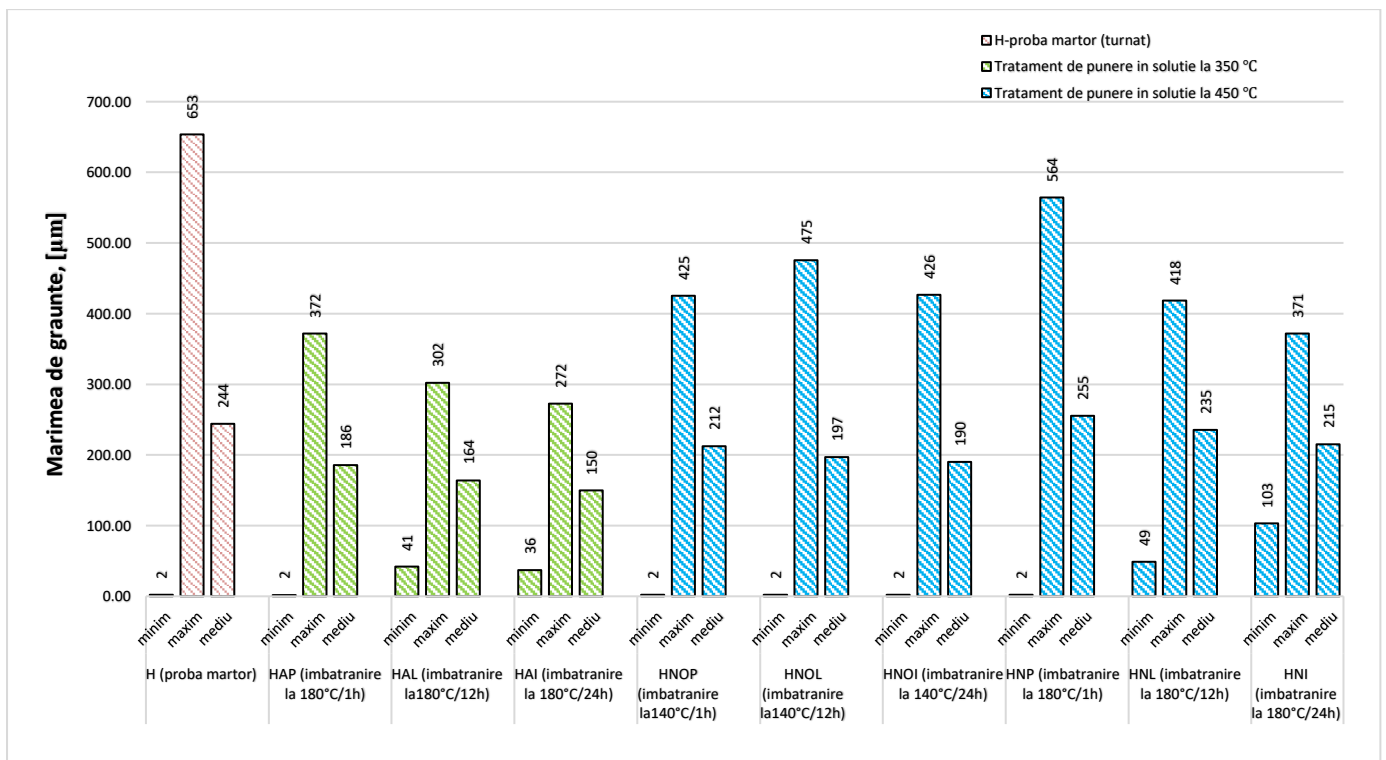


Fig. 9- Evoluția valorilor mărimilor de graunte ale probelor experimentale de aliaj Al-Mg, în stare tunat, și diferite stări structurale

În subcapitolul intitulat *analiza calitativă de faza prin difracție de raze X*, se prezintă aspectul difractogramelor pentru epruvetele supuse diferitelor tratamente termice, **Fig. 10**. O analiză atentă a valorilor parametrilor celulei elementare a relevat faptul că prin aplicarea tratamentelor termice călire + îmbătrânire se poate modifica acest parametru. Combinația 450°C+140°C lasă nemodificat parametrul celulei elementare, respectiv 4,073 [Å], față de proba martor. În schimb la celelalte tratamente termice are loc o creșterea a parametrului de rețea, fie în domeniul 4,072 ÷ 4,075 [Å] la aplicarea tratamentelor termice 350°C + 180°C, sau o creștere a parametrului de rețea în domeniul 4,074 ÷ 4,076 [Å] la aplicarea tratamentelor termice la 450°C + 180°C.

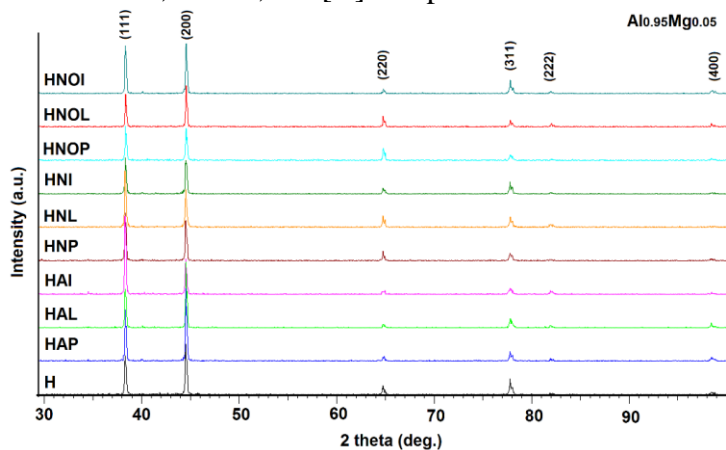
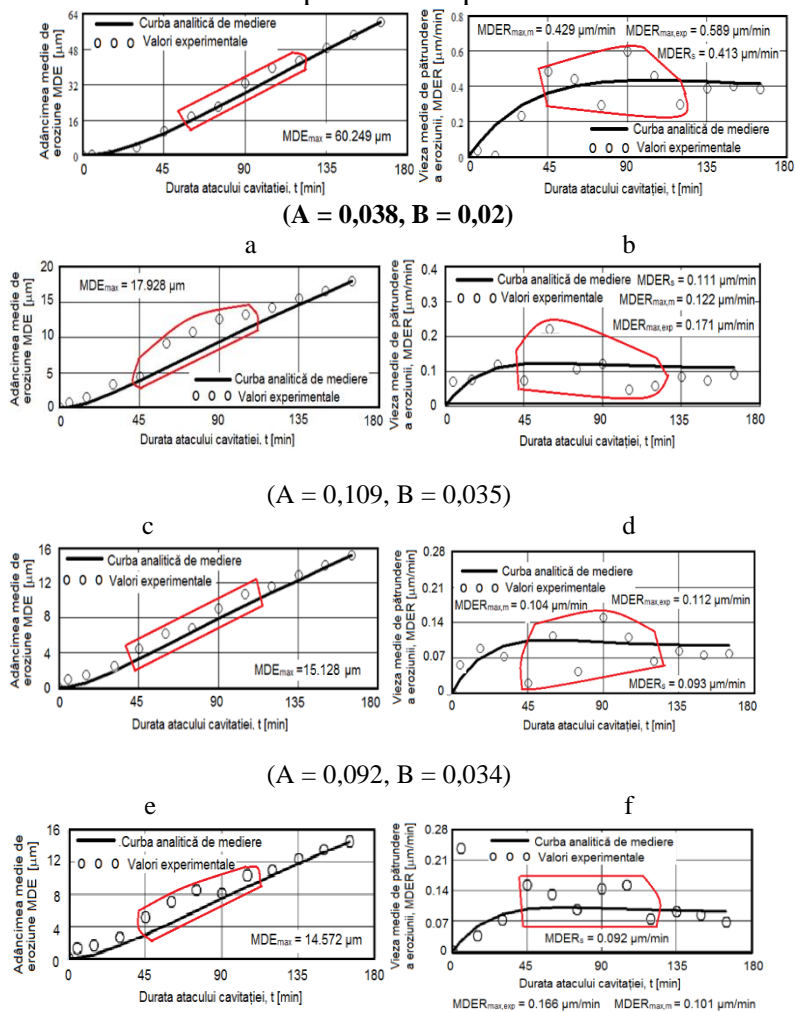
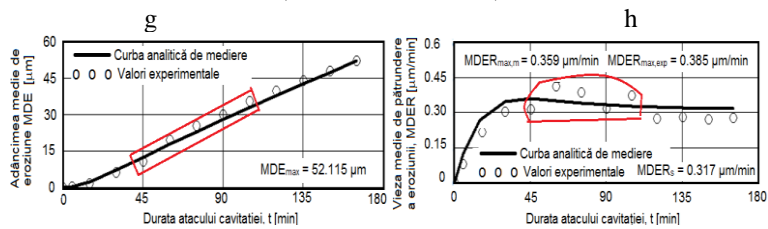


Fig. 10– Aspectul difractogramelor de raze X ale probelor de aliaj de aluminiu Al-Mg după realizarea tratamentului termic, la diferite temperaturi și durate de menținere

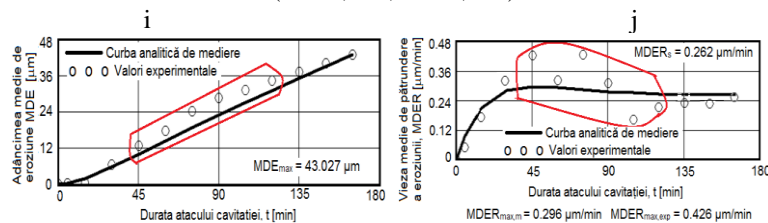
În subcapitolul intitulat *determinarea comportării la eroziunea cavitațională a epruvetelor experimentale*, sunt redată rezultatele experimentale privind determinarea MDER, **Fig. 11**.



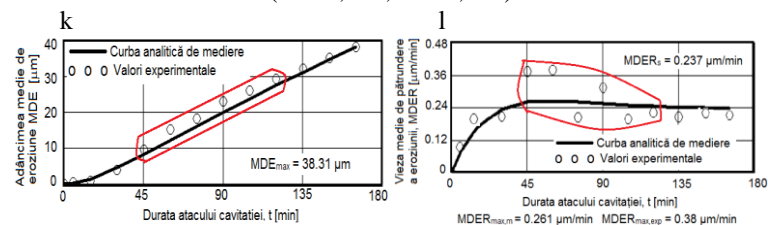
(A = 0,089, B = 0,03)



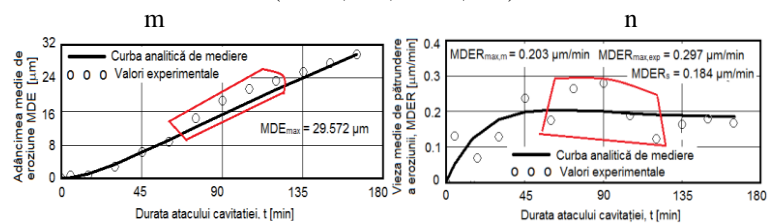
(A = 0,233, B = 0,034)



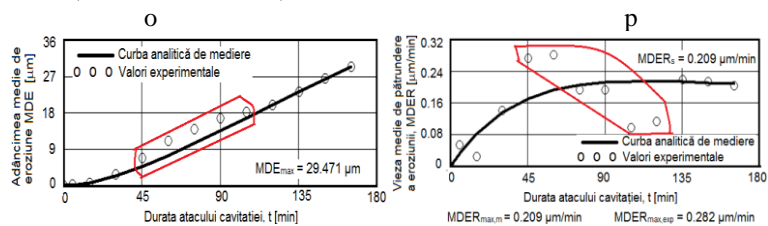
(A = 0,261, B = 0,043)



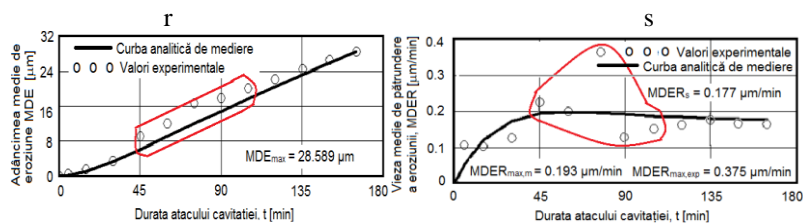
(A = 0,316, B = 0,046)



(A = 0,18, B = 0,32)



(A = 0,189, B = 0,018)



(A = 0,174, B = 0,033)

t u

Fig. 11– Adâncimea medie a eroziunii (a,c,e,g,i,k,m,o,r,t) și rata medie a eroziunii (b,d,f,h,j,l,n,p,s,u) în funcție de timpul de expunere la cavitație a eșantioanelor experimentale a aliajului de aluminiu Al-Mg: (a,b)- proba martor; (c-h) 350 °C/100min/air + 180 °C; (i-n) 450 °C/100min/air + 140 °C; (o-u) 450 °C/100min/aer + 180 °C; Durate de menținere: (c,d,i,j,o,p)- 1h; (e,f,k,l,r,s) - 12 h; (g,h,m,n,t,u) -24h

Tab. 4- Parametrii procesului de eroziune-cavitație a eșantioanelor experimentale din aliaj aluminiu Al-Mg stare turnat

Proba	$MDER_{max m}$	$MDER_{max exp}$	$MDER_s$	Δ			
				$ MDER_{max m} - MDER_{max exp} $		$ MDER_{max m} - MDER_{max s} $	
				$\mu m/min$	%	$\mu m/min$	%
H	0.429	0.589	0.413	0.16	37	0.016	5.7
HAP	0.122	0.171	0.111	0.049	40	0.011	9
HAL	0.104	0.112	0.093	0.008	8	0.008	8
HAI	0.101	0.166	0.092	0.065	65	0.009	9
HNOP	0.359	0.385	0.317	0.03	8	0.042	12
HNOL	0.296	0.426	0.262	0.13	44	0.034	12
HNOI	0.261	0.380	0.237	0.109	46	0.014	9
HNP	0.203	0.297	0.184	0.094	46	0.019	10
HNL	0.209	0.282	0.209	0.073	35	0	0
HNI	0.193	0.375	0.177	0.182	95	0.016	8

Tab. 5 – Adâncimea maximă de pătrundere a atacului cavitațional al epruvetelor din aliaj de aluminiu Al-Mg turnat, în diferite stări de tratament termic

Proba	Adâncimea maximă de pătrundere a atacului cavitațional		
	$MDER_{max}$	(μm)	$\delta_{measured}$ (μm)
H	60.249		436.58
HAP	17.926		190.01
HAL	15.125		162.87
HAI	14.572		124.41
HNOP	52.115		330.26
HNOL	43.027		291.81
HNOI	38.31		285.02
HNP	29.572		278.23
HNL	29.471		262.4
HNI	28.589		257.87

Se pot face remarcate următoarele aspecte:

- cele mai semnificative pierderi, cu dezvoltarea de ciupituri și caverne în aria suprafeței expuse se înregistrează în intervalul 45-120 minute (diferențe mari între valorile experimentale succesive ale parametrilor măsuțați MDE și MDER, precum și abateri mari față de curbele MDE (t), și MDER(t)) pentru toate epruvetele experimentale;

- în primele 30 minute are loc un mecanism eroziv prin care se elimină vârfurile rugozităților, praful abraziv și se produc deformații elasto-plastice și rețele de fisuri;
- forma curbei de aproximare/mediere a valorilor experimentale are valori diferite între valoarea de maxim ($MDER_{max}$) și cea spre care tinde asimptotic spre stabilizare (finală $MDER_s$) (așa cum se remarcă din tabelele 3 și 4, înregistrându-se diferențe de 0÷12%. Această diferență, manifestată în toate situațiile, este una specifică suprafețelor cu proprietăți mecanice medii ca valoare (cu valori ale durității de circa 80 HB și reziliențe de circa 25 J/cm²), care conferă acestei stări un comportament caracteristic materialelor metalice cu rezistență redusă la eroziune cavitațională;
- se remarcă diferențe nesemnificative în toate situațiile de tratament termic între valorile experimentale ale vitezelor de eroziune de după 120 minute și până la finalizarea testului, care duc la o creștere aproximativ liniară a curbei MDE(t) pe acest interval de timp și ușor asimptotic spre stabilizare a curbei $MDER(t)$, diferențe caracteristice structurilor plastice, care conduc la scăderea rezistenței la sollicitările ciclice ale microjetruilor cavitaționale;
- se remarcă o mare diferență (care, după cum este indicat în Tab. 4 și Tab. 5, este cuprinsă în intervalul 8÷94%) între valoarea maximă obținută prin experiment ($MDER_{max,exp}$) și cea definită de curba de mediere ($MDER_{max,m}$), chiar și dacă se înregistrează la aceeași durată a cavitației (90 minute). Cea mai mică diferență se înregistrează la proba tratată termic la 450°C/100min/aer + 140°C/12h/aer de circa 8%, iar cea mai mare diferență se înregistrează la proba tratată termic la 350°C/100min/aer + 180°C/24h/aer de circa 94%. La celelalte stări de tratament termic această diferență se situează în intervalul 40÷65%. Acest aspect este încă o dovadă a complexității mecanismului prin care structura răspunde sollicitării cavitației și prin care se arată efectul duratei de menținere la temperatura tratamentului termic de îmbătrânire asupra structurii și proprietăților mecanice, ca valoare și mod de distribuire în volumul probei.

Imaginile privind atacul prin eroziunea cavitațională obținute prin analiză la microscopul optic / stereomicroscopic (Fig. 12 ÷ Fig. 15) .

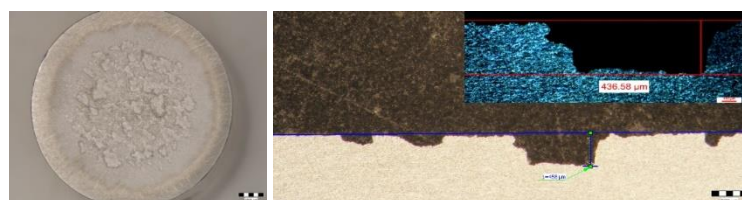
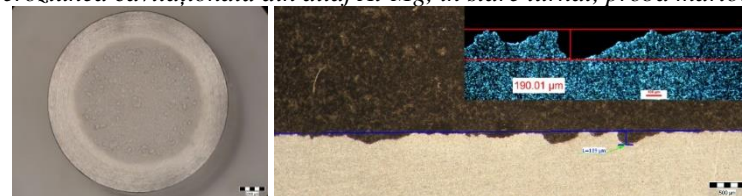
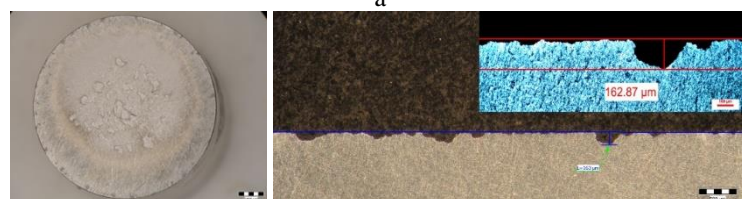


Fig. 12 - Aspectul suprafețelor macrostructurale (stanga secțiune frontală, paralelă cu suprafața erodată, dreapta în secțiune transversală, fundal – imagine la microscopul optic, detaliu- imagine la stereomicroscop) supuse la eroziunea cavitațională din aliaj Al-Mg, în stare turnat, proba martor.



a

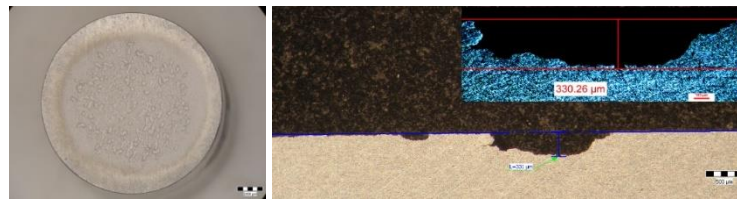


b

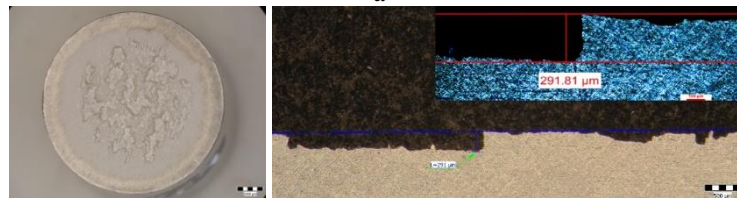


c

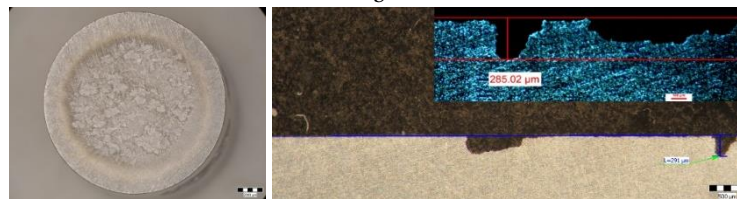
Fig. 13- Aspectul suprafețelor macrostructurale (stanga secțiune frontală, paralelă cu suprafața erodată, dreapta în secțiune transversal, fundal – imagine la microscopul optic, detaliu- imagine la stereomicroscop) supuse la eroziunea cavitațională din aliaj Al-Mg, turnat urmat de calire de punere în soluție 350°C / menținere 100 min / racire aer linistit și supus la îmbatrănire artificială la 180 °C și diferite durate de menținere: a- 1h; b- 12h; c- 24 h



a

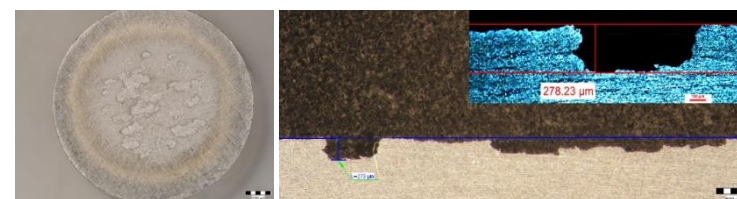


b

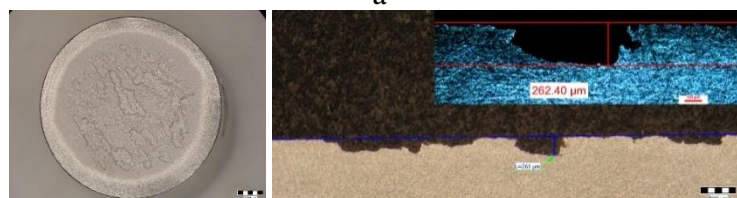


c

Fig. 14- Aspectul suprafețelor macrostructurale (stanga secțiune frontală, paralelă cu suprafața erodată, dreapta în secțiune transversal, fundal – imagine la microscopul optic, detaliu- imagine la stereomicroscop) supuse la eroziunea cavitațională din aliaj Al-Mg, turnat urmat de calire de punere în soluție 450°C / menținere 100 min / racire aer linistit și supus la îmbatrănire artificială la 180 °C și diferite durate de menținere: a- 1h; b- 12h; c- 24 h



a



b

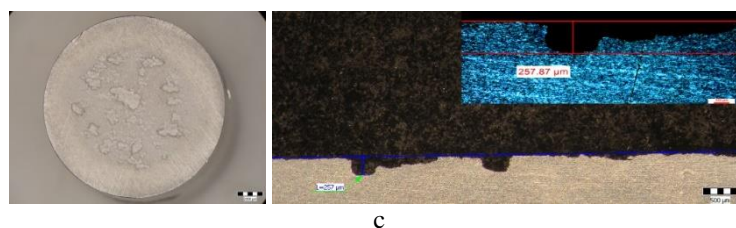


Fig. 15-- Aspectul suprafețelor macrostructurale (stanga secțiune frontală, paralelă cu suprafața erodată, dreapta în secțiune transversal, fundal – imagine la microscopul optic, detaliu- imagine la stereomicroscop) supuse la eroziunea cavitațională din aliaj Al-Mg, turnat urmat de calire de punere în soluție 450°C / menținere 100 min / răcire aer liniștit și supus la îmbătrânire artificială la 140 °C și diferite durate de menținere: a- 1h; b- 12h; c- 24 h.

Analiza macrostructurală efectuată cu ajutorul stereomicroscopului a permis analizarea fractografică calitativă și cantitativă a suprafețelor supuse la atacul cavitație, rezultatele obținute sunt redată în Tab. 5.

Tab. 6- Analiza stereomacrostructurală a epruvetelor din aliaj Al-Mg, stare turnat, în stările de tratament, solicitate la atacul cavitație

Cod probă	Observații
H	Regiunea afectată de atacul cavitațional este de (10699,0 μm) și cu o zona centrală de 7442,0 μm. Suprafața afectată de atacul cavitațional este de 71,32%. Suprafața centrală, (zona cea mai cavitată) este de 69,62%.
HAP	Regiunea afectată de atacul cavitațional este de (10249,3 μm) și cu o zona centrală de 9050,7 μm. Suprafața afectată de atacul cavitațional este de 68,33%. Suprafața centrală, (zona cea mai cavitată) este de 60,34%.
HAL	Regiunea afectată de atacul cavitațional este de (11483,3 μm) și cu o zona centrală de 9434,0 μm. Suprafața afectată de atacul cavitațional este de 76,55%. Suprafața centrală, (zona cea mai cavitată) este de 62,90%.
HAI	Regiunea afectată de atacul cavitațional este de (11592,3 μm) și cu o zona centrală de 9495,3 μm. Suprafața afectată de atacul cavitațional este de 76,86%. Suprafața centrală, (zona cea mai cavitată) este de 63,31%.
HNOP	Regiunea afectată de atacul cavitațional este de (12039,0 μm) și cu o zona centrală de 9048,3 μm. Suprafața afectată de atacul cavitațional este de 80,26%. Suprafața centrală, (zona cea mai cavitată) este de 60,32%.
HNOL	Regiunea afectată de atacul cavitațional este de (12967,3 μm) și cu o zona centrală de 10142,0 μm. Suprafața afectată de atacul cavitațional este de 68,33%. Suprafața centrală, (zona cea mai cavitată) este de 67,61%.
HNOI	Regiunea afectată de atacul cavitațional este de (11197,0 μm) și cu o zona centrală de 9467,7 μm. Suprafața afectată de atacul cavitațional este de 74,64%. Suprafața centrală, (zona cea mai cavitată) este de 63,11%.
HNP	Regiunea afectată de atacul cavitațional este de (10186,3 μm) și cu o zona centrală de 9019,3 μm. Suprafața afectată de atacul cavitațional este de 67,90%. Suprafața centrală, (zona cea mai cavitată) este de 60,12%.
HNL	Regiunea afectată de atacul cavitațional este de (11572,3 μm) și cu o zona centrală de 9580,0 μm. Suprafața afectată de atacul cavitațional este de 77,15%. Suprafața centrală, (zona cea mai cavitată) este de 63,87%.
HNI	Regiunea afectată de atacul cavitațional este de (12597,7 μm) și cu o zona centrală de 8158,7 μm. Suprafața afectată de atacul cavitațional este de 83,99%. Suprafața centrală, (zona cea mai cavitată) este de 54,39%.

Analiza SEM confirmă o comportare fragilă a aliajului Al-Mg după erodare cavitațională, cavitațiile produse fiind generate de particulele secundare ale aliajului, în jurul cărora se distruge integritatea structurală. Analiza la microscopul electronic cu baleiaj (SEM) a suprafețelor erodate din eșantioanele din aliaj Al-Mg, în stare turnat (eșantion martor), la diferite puteri de mărire ale microscopului este redată în Fig. 16 avem analiza la microscopul electronic cu baleiaj (SEM) a

suprafețelor erodate din eșantioanele din aliaj Al-Mg, după clăire la 350°C / menținere 100 min / răcite în aer și îmbătrânire artificială la 180°C/24h, la diferite puteri de mărire ale microscopului:

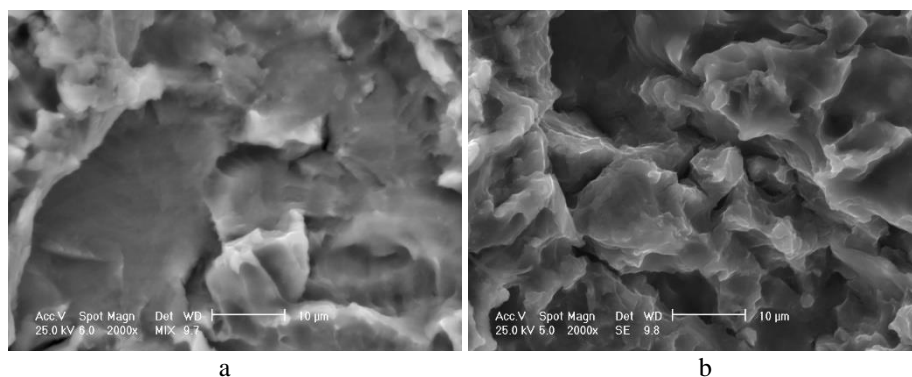


Fig. 16- Analiza eșantioanelor la microscopul electronic cu baleiaj (SEM) a suprafețelor erodate din eșantioanele din aliaj Al-Mg, în stare turnat (a), și după călire la 350°C / menținere 100 min / răcite în aer și îmbătrânire artificială la 180°C/24h (b)

Analiza comparativă privind comportarea mecanică și comportarea la eroziunea cavitațională a probelor din aliaj de aluminiu tip Al-Mg permite formularea următoarelor observații interesante, din experimentele efectuate în această teză. După aplicarea unei căliri de punere în soluția la 350 °C/100 min + îmbătrânire artificială la 180°C se obțin cele mai mici adâncimi de pătrundere ale cavitației atât față de proba martor, cu 60 μm, cât și față de probele supuse călirilor de punere în soluția la 450 °C/100 min + îmbătrânire artificială (fie la 140°C unde domeniul adâncimilor maxime de pătrundere este 38-52 μm, sau la 180°C, unde adâncimea maxima de pătrundere este circa 29 μm). Totodată se poate face remarcată corelația între cele mai mari valori ale caracteristicilor mecanice obținute după aplicarea unei căliri de punere în soluția la 350 °C/100 min + îmbătrânire artificială la 180°C (1h, 12h, 24h) și comportarea la eroziunea cavitațională, care este cea mai favorabilă la aceste tratamente termice aplicate produselor tunate din aliaj de aluminiu Al-Mg. Prin aplicarea tratamentelor termice de omogenizare, fie la 350°C sau 450°C, urmate de îmbătrânire artificială (140°C sau 180°C), pot fi modificate caracteristicile mecanice și structurale ale produselor turnate din aliaj Al-Mg. Valorile rezistenței la rupere și ale limitei de curgere se modifică în mod similar. Astfel, cele mai mari valori ale acestor caracteristici se înregistrează după o omogenizare la 350°C + îmbătrânire artificială la 180°C / 24h (valorile rezistențelor mecanice se dublează iar cele ale limitelor de curgere se triplează, față de cele ale esantionului martor). Valorile de alungire sunt intermediare pentru omogenizarea la 350°C, comparativ cu omogenizarea la 450°C, indiferent de durata de îmbătrânire. Valorile de reziliență după aplicarea tratamentului termic de omogenizare la 350°C + îmbătrânire la 180°C nu scad sub 25J/cm², indiferent de durata de îmbătrânire. Alte tratamente termice pot conduce la scăderi drastice ale rezilienței, sub 25J/cm² (cum ar fi după aplicarea tratamentului termic de omogenizare la 450°C + 140°C/12h, sau 450°C + 140°C / 24h). Valorile de duritate scad ușor după aplicarea omogenizării la 350°C + 180°C (doar 1-4%), în comparație cu omogenizarea la 450°C + 140°C, unde scăderile de duritate ajung până la 10% față de esantionul martor. Cele mai mici valori ale mărimii medii a grăunților se înregistrează la omogenizările la 350°C + 180°C, mărimile medii la omogenizările la 450°C + 140°C și cele mai mari mărimi ale grăunților la 450°C + 180°C. Prin aplicarea tratamentelor termice produselor turnate din aliaj Al-Mg, fie călire de punere în soluție la 350 °C/100 min + îmbătrânire artificială la 180°C (1h, 12h, 24h), fie călire de punere în soluție la 450 °C/100 min + îmbătrânire artificială la 140°C (1h, 12h, 24h) sau călire de punere în soluție 450 °C/100 min + îmbătrânire

artificială la 180°C (1h, 12h, 24h) se poate crește rezistența la coroziunea cavitațională, în sensul scăderii adâncimilor și vitezelor de pătrundere a eroziunii. În cadrul aceleiași combinații de tratamente termice, creșterea duratei de menținere la îmbătrânirea artificială determină scăderea adâncimilor maxime de pătrundere a cavitațiilor. După călire de punere în soluția la 350°C/100 min + 180°C (Fig. 4.19 c, d, e, f, g, h) adâncimea maximă de pătrundere a cavitației MD_Emax, scade de la 17,928μm (la menținere 1h), la 15,128 μm (la menținere 12h), ajungând la 14,572 μm (la menținere 24h). După călire de punere în soluția la 450°C/100 min + 140°C (Fig. 4.19 i, j, k, l, m, n) adâncimea maximă de pătrundere a cavitației MD_Emax, scade de la 52,115μm (la menținere 1h), la 43,017μm (la menținere 12h), ajungând la 38,31 μm (la menținere 24h). După călire de punere în soluția la 450°C/100 min + 180°C (Fig. 4.19 o, p, r, s, t, u) adâncimea maximă de pătrundere a cavitației MD_Emax, scade de la 29,572μm (la menținere 1h), la 29,471μm (la menținere 12h), ajungând la 28,589 μm (la menținere 24h). Cea mai bună combinație de tratamente termice aplicate produselor turnate din aluminiu tip Al-Mg este omogenizarea la 350°C urmată de îmbătrânire artificială la 180°C, la care se obțin cele mai bune caracteristici mecanice, rezistența la rupere 436.30 [MPa], limita de curgere de 356.68[MPa], duritatea de 79.00 [MPa], marimea de graunte de 150 μm și adâncimea minimă a eroziunii MD_Emax în jur de 14.572μm, și cel mai mic raport dintre diametrul celei mai afectate zone și diametrul inițial al epruvetei, de circa 54%.

Capitolul 5 este intitulat *Comportarea mecanică și structurală a aliajului de aluminiu seria Al-Mg laminat utilizat în cadrul experimentărilor proprii*. Rezultatele experimentale privind determinarea caracteristicilor mecanice sunt succesiv în Fig. 17 ÷ Fig. 22. Din graficul din **Fig. 17a** se poate observa că valorile rezistenței la rupere cresc după realizarea procesului de îmbătrânire la 180°C, la diferite durate de menținere, se obțin cele mai mari valori, respectiv 276 MPa pentru menținere la 1h (cu 17% mai mare decât valoarea probei martor), urmată de 317 MPa, la 12h de menținere, (creștere cu 28%) și cea mai mare valoare după 24h, respectiv 324 MPa (creștere cu aproximativ 30%). Din analiza valorilor rezistenței la rupere (**Fig.17**) se observă, în primul rând, faptul că aplicarea tratamentului termic de îmbătrânire poate determina creșterea acestei valori cu circa 17÷30% față de valoarea probei martor. Creșterea este mai mică pentru îmbătrânirea la 140 °C / 1, 12, 24h (maxim 9%) și mai însemnată pentru îmbătrânirea la 180°C / 1, 12, 24h (ajungand pana la 30%). Totodată în cadrul aceleiași îmbătrâniri, durata de menținere determină, de asemenea, creșterea rezistenței la rupere, în consecință cea mai mare creștere a rezistenței mecanice se înregistrează după aplicarea unei îmbătrâniri la 180°C / 24h (cu o creștere de 30% față de valoarea rezistenței la rupere a probei în stare laminat, proba martor). Considerații similare se pot face și în cazul evoluției valorilor limitei de curgere (**Fig. 18**). Astfel, prin aplicarea tratamentului termic de îmbătrânire a produselor din aliaj Al-Mg laminat, limita de curgere poate crește cu circa 10÷21%. La aplicarea tratamentului termic de îmbătrânire la 140°C/1, 12, 24h, creșterea maxima a limitei de curgere ajunge până la 14%, în timp ce după aplicarea aplicarea tratamentului termic de îmbătrânire la 180 °C / 1h, 12h, 24h creșterea limitei de curgere poate ajunge pana la 21%. În consecință cea mai mare creștere a limitei de curgere se înregistrează după aplicarea aplicarea tratamentului termic de îmbătrânire artificială la 180°C / 24h (creștere de circa 21% față de valoarea limitei de curgere a probei martor). Aceste modificări ale caracteristicilor mecanice se datorează unei ușoare precipitări de întărire a particulelor în interiorul matricei metalice. Evoluția valorilor de elasticitate prezentate în **Fig. 19** indică faptul că acestea sunt foarte puțin influențate de aplicarea tratamentului termic de îmbătrânire (180°C/24h creștere de circa 3% față de valoarea limitei de curgere a probei martor). Aceste valori se situează în intervalul strans de 6,3 ÷6,5 %. În **Fig. 20** este arătat modul de influență a tratamenului termic de îmbătrânire artificială asupra tenacității ruperii. Astfel tenacitatea ruperii crește prin îmbătrânire artificială indiferent de valoarea temperaturii sau a duratei de manținere cu circa 9%, valorile fiind situate în domeniul 5,2 ÷5,3 J/cm². În **Fig. 21** este observat

faptul că prin realizarea tratamentului termic de îmbătrânire artificială, numai îmbătrânirea la 180°C / 24h crește valorilor de duritate cu circa 10%, în toate celelalte situații, duritatea crește progresiv (1-8%). Analiza valorilor de microduritate, Fig. 22, indică o variație similară a acestora cu cea a valorilor de duritate. Și în aceasta situație, la îmbătrânire la 180°C/24h are loc o creștere a valorilor de microduritate Vickers de circa 10%, în toate celelalte situații creșterea fiind de 3÷4%. În **Tab. 7** sunt centralizate rezultatele mecanice ale eșantioanelor testate.

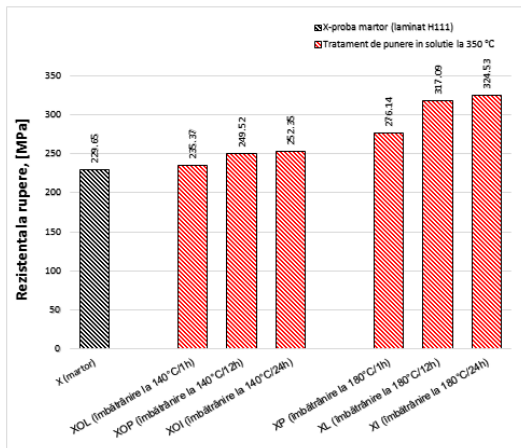


Fig. 17a Evoluția valorilor rezistenței la rupere ale probelor experimentale din aliaj Al-Mg, laminat, în diferite stări structurale

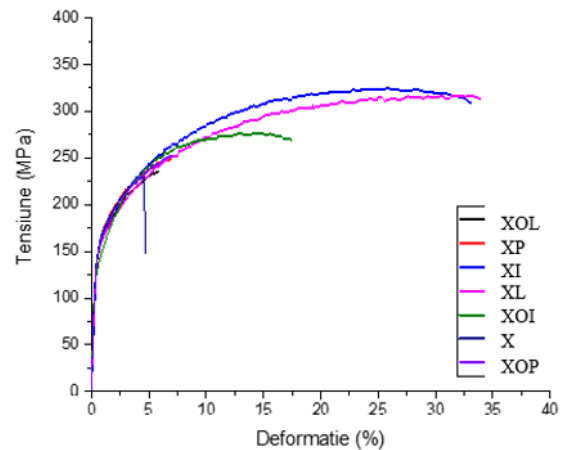


Fig. 17b Curbele tensiune-deformație ale epruvetelor din aliaj Al-Mg, în stare laminat

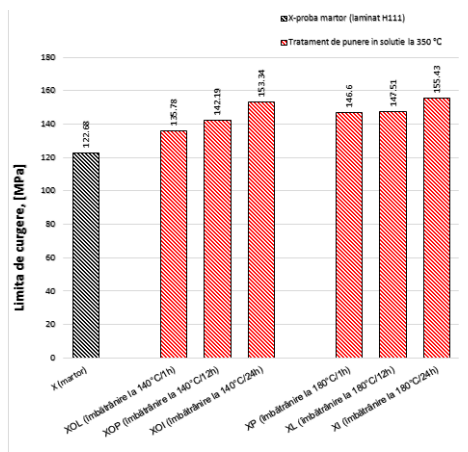


Fig. 18 Evoluția valorilor limitei de curgere ale probelor experimentale din aliaj Al-Mg, laminat, în diferite stări structurale

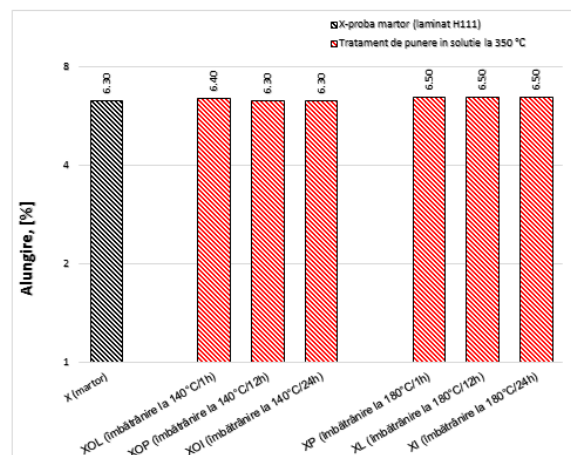


Fig. 19 Evoluția valorilor de alungire ale probelor experimentale din aliaj Al-Mg, laminat, în diferite stări structurale

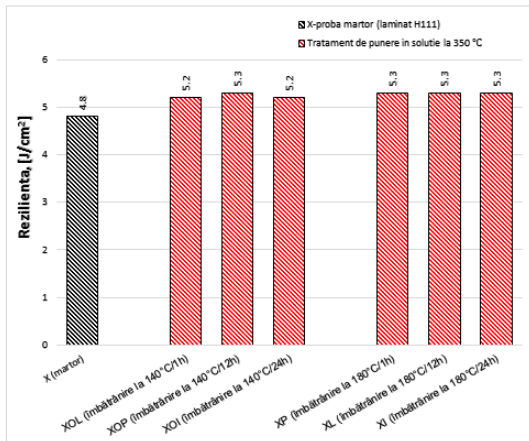


Fig. 20. Evoluția valorilor de reziliență ale probelor experimentale din aliaj Al-Mg, laminat, în diferite stări structurale

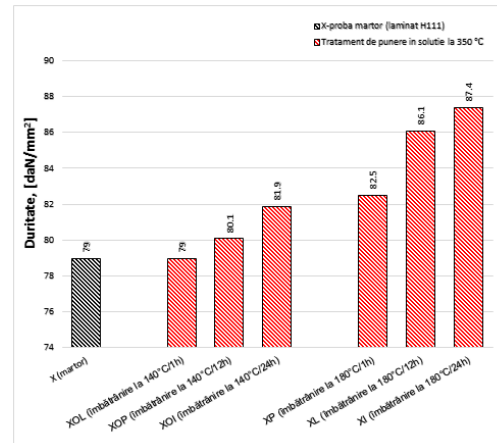


Fig. 21- Evoluția valorilor de duritate ale probelor experimentale din aliaj Al-Mg, laminat, în diferite stări structurale

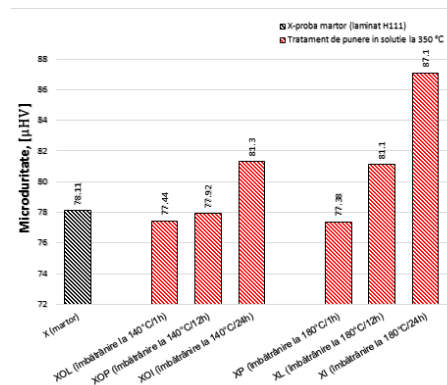


Fig. 22- Evoluția valorilor de microduritate ale probelor experimentale din aliaj Al-Mg, laminat, în diferite stări structurale

Tab. 7. Valorile caracteristicilor mecanice ale epruvetelor experimentale din aliaj Al-Mg, în stare laminat

Cod probă	Stare	Caracteristici mecanice					
		Rezistența la rupere [MPa]	Limita de curgere [MPa]	Alungirea [%]	Duritatea [MPa]	Microduritatea μHV	Reziliența [J/cm²]
X	Proba mător	229.65	122.68	6.3	79.0	78.11	4.8
XOP	140°C/ 1h	235.37	135.78	6.4	79.0	77.44	5.2
XOL	140°C/ 12h	249.52	142.19	6.3	80.1	77.92	5.3
XOI	140°C/ 24h	252.35	153.34	6.3	81.9	81.30	5.2
XP	180°C/ 1h	276.14	146.60	6.5	82.5	77.38	5.3
XL	180°C/ 12h	317.09	147.51	6.5	86.1	81.10	5.3
XI	180°C/ 24h	324.53	155.43	6.5	87.4	87.10	5.3

Rezultatele privind analiza structurală a probelor experimentale referitoare la aspectele metalografice după aplicarea diferitelor tratamente termice ale probelor de aluminiu laminat Al-Mg sunt prezentate în Fig. 23. Se poate remarca faptul că la proba mător există un aspect dendritic al probei (Fig. 23a), cu cantități mici de particule precipitate în mod dendritic. Prin aplicare

îmbătrânirii, are loc omogenizarea matricei, particulele fiind încă în separare dendritică (Fig. 23 b-g).

Rezultatele experimentale privind determinarea dimensiunii grăunților după analiza statistică a probelor experimentale sunt prezentate în Fig. 24.

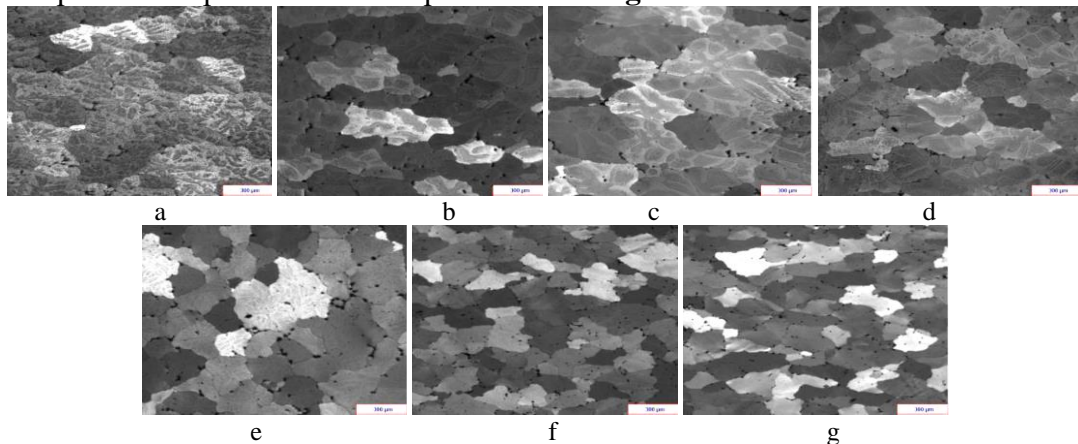


Fig. 23 Analiza structurală a probelor experimentale turnate din aliaj de aluminiu Al-Mg: proba martor (X); (b, c, d)- laminat, îmbătrânire artificială la 140 °C; (e, f, g) laminat, îmbătrânire artificială la 180 °C; (h, i, j). Durate de menținere-(b, e -1h); (c, f- 12 h); (d, g- 24h)

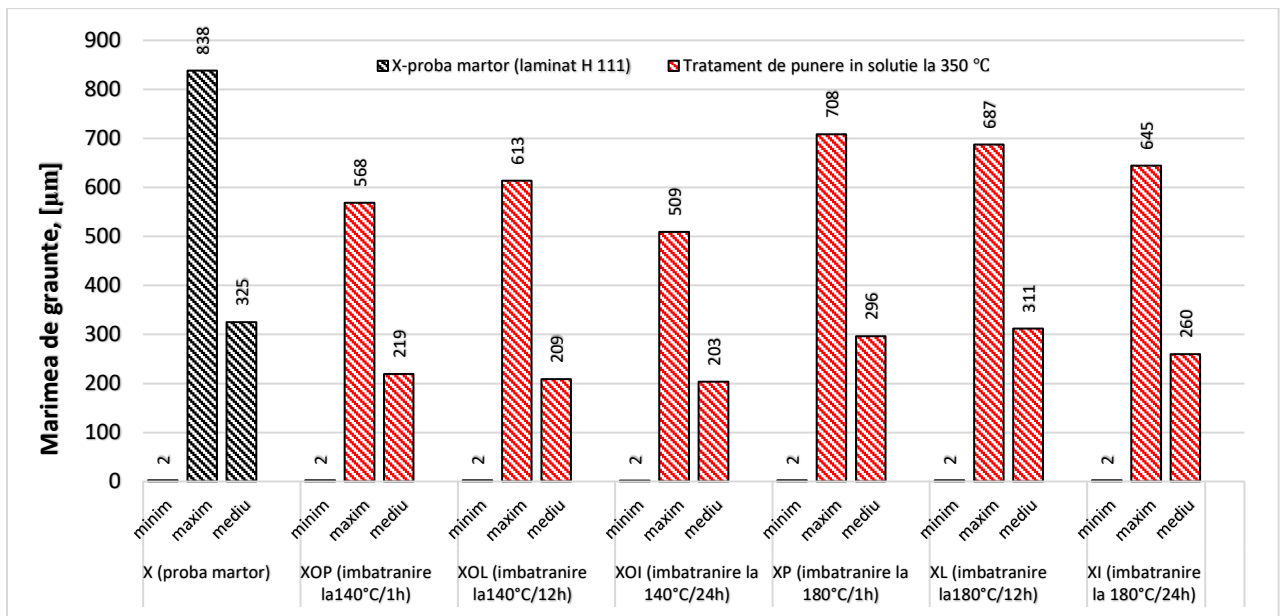


Fig. 24 Evoluția valorilor mărimilor de grăunte ale probelor experimentale de aliaj Al-Mg, în stare laminat, în diferite stări structura

Analiza calitativă a fazelor utilizând metoda de difracție de raze X a pus în evidență starea policristalină a probelor studiate, așa cum este redat în Fig.25. O analiză atentă a valorilor elementelor din celula elementară a scos în evidență faptul că prin aplicarea tratamentelor termice de îmbătrânire se poate ajunge la modificarea acestui parametru comparativ cu proba martor. Se poate observa o creștere a parametrului de rețea, în intervalul $4,073 \div 4,079$ [Å] la aplicarea tratamentelor termice de îmbătrânire la 140°C / 180°C, respectiv la durate de 24h, la îmbătrânire la

140°C, parametrul de rețea crește cu 0.05% în timp ce la creșterea duratelor de menținere la 24h, îmbătrânire la 180°C se înregistrează o creștere a parametrului de rețea de 0.2%.

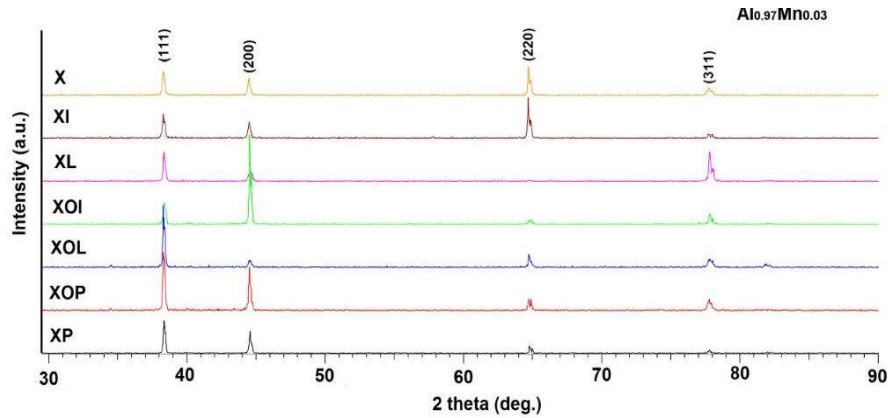
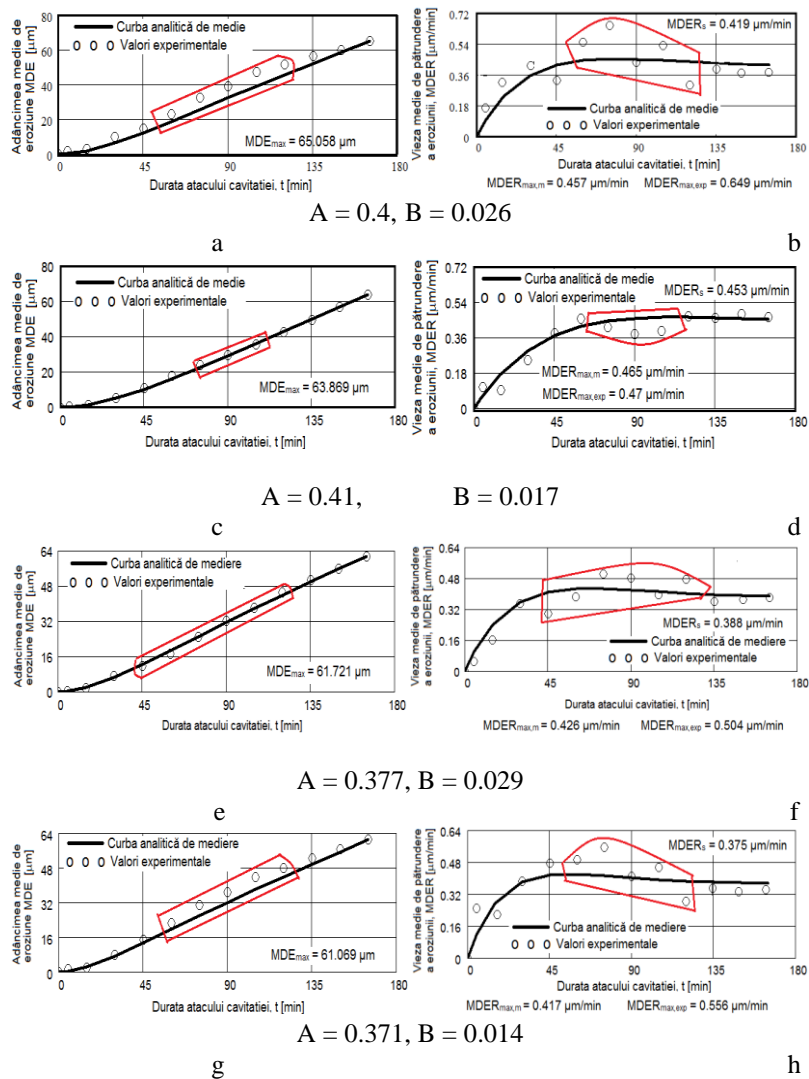


Fig. 25– Aspectul difractogramelor de raze X ale probelor de aliaj de aluminiu Al-Mg, laminat după realizarea tratamentului termic, la diferite temperaturi și durate de menținere

Determinarea comportării la eroziunea cavitațională a epruvetelor experimentale este redată în Fig. 26.



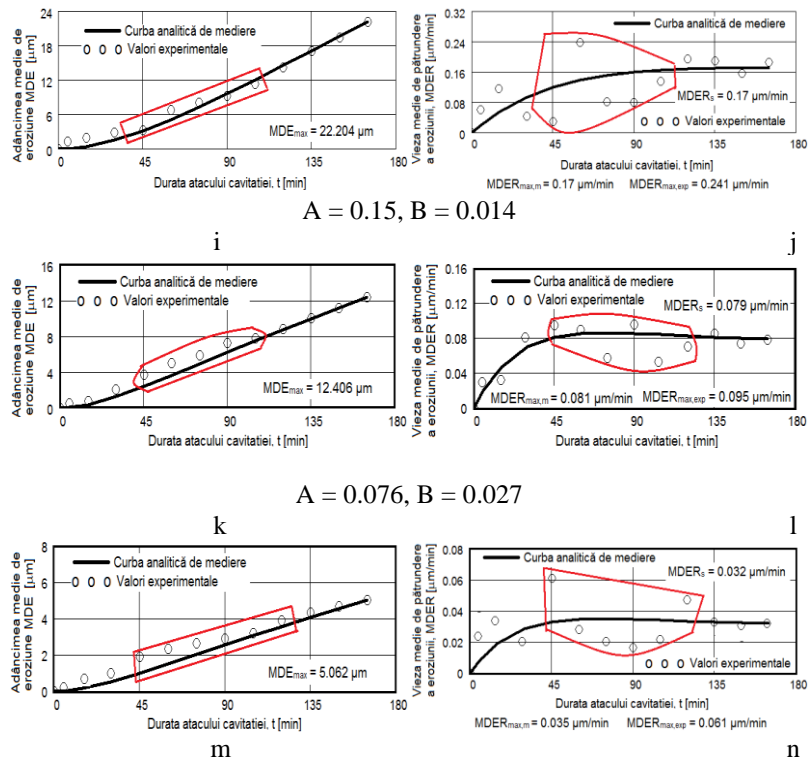


Fig. 26– Adâncimea medie a eroziunii (a,c,e,f,g,i,k,m) și rata medie a eroziunii (b,d,f,h,i,l,n) în funcție de timpul de expunere la cavitație a eșantioanelor experimentale a aliajului de aluminiu Al-Mg laminat: (a,b)- proba martor; (c,d,e,f,g,h) îmbătrânire la 140 °C; (i,j,k,l,m,n) îmbătrânire la 180 °C; Durate de menținere: (c,d,i,j)- 1h; (e,f,k,l) - 12 h; (g,h,m,n) -24 h

O analiză atentă a acestor grafice, ale căror rezultate comparative sunt ilustrate în **Tab. 8** și **Tab.9**, arată faptul că epruvetele din aliaj Al-Mg laminat au comportări similare, cu aceleași mecanisme de erodare, specifice clasei de aliaje de aluminiu, mult diferențiate de mecanismele de erodare întâlnite la alte clase de materiale metalice durificabile prin transformări în stare solidă. Eroziunea cavitațională a suprafeței se inițiază încă din perioada 15-30 minute, însă pierderi substanțiale, mari, cu crearea de caverne profunde ca adâncime, de forma unor crovuri, care cresc mult în dimensiunile geometrice în intervalul 60÷120 minute. Începând cu minutul 135, cavernele se dezvoltă mai puțin, din cauzele menționate (aerul pătruns care amortizează presiunea de impact). Aspectele macrostructurale evidențiate la stereomicroscop surprind extinderea atacului cavitațional în secțiunea frontală. Proba martor are cea mai extinsă suprafață afectată de atacul cavitațional, în timp ce la epruvetele tratate termic îmbătrânire la 180°C se remarcă cele mai mici suprafețe afectate de atacul cavitațional. Analiza detaliată în secțiune transversală a suprafețelor solicitate la cavitație (imaginile din dreapta ale **fig. 27**÷ **fig. 31**) a permis atât vizualizarea profilului, cât și determinarea adâncimii maxime de pătrundere a atacului cavitațional. Se remarcă diferența dintre valoarea adâncimii maxime măsurată a cavernei prinse în planul de secționare (aflată în domeniul 382÷175 μm , **Fig. 27**÷ **Fig.29**) și cea medie maximă cumulată calculată după 165 minute (aflată în domeniul 65 ÷ 5 μm , **Fig. 27**), diferență de circa 4÷35 ori. Se reconfirmă că pentru evaluarea rezistenței și comportării unei structuri la solicitarea atacul cavitației este recomandat a se utiliza valoarea medie pe suprafață MDE_{max} calculata la finalizarea testului și nu cea maximă a unei caverne, dintr-o zonă arbitrară. Totuși, valoarea foarte mare a gropii prinse în planul de secționare ridică un mare semn de întrebare a gradului de finețe și al constituției structurii unui aliaj de aluminiu cu sau fără tratament termic preliminar. Această comportare poate da indicii asupra mecanismului fenomenului cavitațional între diferite clase structurale de materiale metalice. Acolo unde mecanismul de durificare a suprafeței are loc în volum, în urma unei transformări în stare solidă, diferențele sunt

minimale. Acolo unde mecanismul de durificare a suprafeței are loc doar prin durificarea soluției solide (cum este situația aliajelor de aluminiu), atunci diferențele sunt deosebit de ridicate, datorită formării unor caverne locale adânci în jurul particulelor de durificare într-o masă de soluție solidă neafectată de atacul cavitațional. Analiza la microscopul electronic cu baleaj a suprafețelor erodate cavitațional vine să completeze informațiile asupra morfologiei suprafețelor, precum și asupra mecanismului de propagare a fisurilor cavitaționale la această clasă de materiale metalice. Astfel, așa cum se remarcă în **Fig. 28**, în situația unei probe nesupuse tratamentului termic, aflată în stare laminată, la scară microscopică suprafața apare erodată aproape uniform cu numeroase cavitații extinse pe suprafețe mari, cu forme poligonale (**Fig. 28a**). La analiza microscopică (**Fig. 28b**) suprafața fundului cavitației este cu aspect de clivaj, fragil, fațetat și delimitată de numeroase fisuri secundare. La probele tratate termic prin îmbătrânire aspectele suprafețelor erodate cavitațional sunt aproximativ similare, cu deosebire asupra frecvenței cavitațiilor, precum și a aspectului microscopic. Astfel, de exemplu la o suprafață tratată termic prin îmbătrânire la 140°C/ 12h/aer (**Fig. 29a**) la scară microscopică suprafața prezintă o frecvență ridicată a cavitațiilor, cu margini rotunjite, de dimensiuni relativ mici (0,1-0,5mm). La analiza microscopică (**Fig. 29d**) suprafața are un aspect fragil, cu clivaj, fațetat, cu numeroase fisuri secundare intergranulare.

O analiză atentă a acestor grafice, ale căror rezultate comparative sunt ilustrate în Tab. 5 și Tab. 6, arată faptul că epruvetele din aliaj Al-Mg laminat au comportări similare, cu aceleași mecanisme de erodare, specifice clasei de aliaje de aluminiu, mult diferențiate de mecanismele de erodare întâlnite la alte clase de materiale metalice durificabile prin transformări în stare solidă. Datele din **Tab. 6** pun în evidență diferențele dintre valorile maximă obținute prin experiment ($MDER_{max,exp}$) și cele maximă ($MDER_{max,m}$) și de stabilizare ($MDER_s$), definite de curbele $MDER(t)$. Valorile ridicate ale acestor diferențe pot crea impresia ca avem o structură cu slabă rezistență la cavitație, specifică materialelor cu dimensiuni mari ale grăunțurilor, cu număr ridicat de defecte structural (cum sunt compușii intermetalici) și cu valori scăzute ale proprietăților mecanice, în special a durității. În acest caz considerăm că aceste diferențe nu pot fi puse pe seama rezistenței structurii, ci mai degrabă pe efectul amortizant al aerului din caverne și pe durificarea stratului sub impacturile repetitive ale microjeturilor cavitaționale. În schimb valorile ridicate ale vitezelor, oricare ar fi sunt indicatori ale rezistenței la cavitație și corespund aspectul imaginilor microscopice din **Fig.27- Fig.29**. Prin urmare apreciem că, după valoarea vitezelor definite de curbe, rezistența cea mai mare este a structurii probei XI (tratată la 180 °C cu durată de 24 ore) și cea mai mică a probei XOP (tratată la 140 °C cu durată de o oră). Conform ecartului de valori, apreciem că probele (X, XOP, XOL și XOI) au rezistențe la cavitație de același ordin, net inferioare probelor XL și XI, proba XP fiind cu rezistență intermediară. Prin urmare datele din Tab. 6 sunt expresii ale influenței structurii asupra rezistenței la cavitație de către parametrii de regim ai tratamentului termic, prin modificările microstructurale și prin valorile proprietăților mecanice. Datele din Tab. 7 oferă concluzii similare celor consemnate la Tab. 6 și de aici constatăm că proba XI are cea mai bună rezistență la eroziunea cavitației, adâncimea medie după 165 minute de cavitație fiind net inferioară celorlalte. Față de ce s-a afirmat la **Tab. 5.4**, din **Tab. 5.5** rezultă că proba martor (X) are cea mai mică rezistență la atacul cavitațional. Dar și de aici rezultă că probele X, XOP, XOL și XOI au structurile cu cele mai scăzute rezistențe la solicitările cavitaționale. Atât datele din **Tab. 6**, cât și cele din **Tab. 7**, arată că la temperatura de 180 °C, indiferent de durata de menținere, structurile obținute au rezistențe superioare celor obținute prin tratamentul de îmbătrânire la 140 °C, de ordinul (2...13) ori.

Tab. 8- Parametrii procesului de eroziune-cavitație a eșantioanelor experimentale din aliaj Al-Mg

Proba	$MDER_{max,m}$	$MDER_{max,exp}$	$MDER_s$	Δ	
				$ MDER_{max,m} - MDER_{max,exp} $	$ MDER_{max,m} - MDER_{max,s} $

				$\mu\text{m}/\text{min}$	%	$\mu\text{m}/\text{min}$	%
X	0.457	0.649	0.419	0.192	45.82	0.038	9.07
XOP	0.465	0.470	0.453	0.005	1.10	0.012	2.65
XOL	0.426	0.504	0.388	0.078	20.10	0.038	9.79
XOI	0.417	0.556	0.375	0.139	37.07	0.042	11.20
XP	0.170	0.241	0.170	0.071	41.76	0	-
XL	0.081	0.095	0.079	0.014	17.72	0.002	2.53
XI	0.035	0.061	0.032	0.026	81.25	0.003	9.38

Tab. 9 – Adâncimea maximă de pătrundere a atacului cavitațional al epruvetelor din aliaj de aluminiu Al-Mg laminat, în diferite stări de tratament termic

Proba	Adâncimea maximă de pătrundere a atacului cavitațional		
	$MDER_{max}$ (μm)	$\delta_{measured}$ (μm)	$MDER_{max}$ (μm)
X	65.058	382	6
XOP	63.869	297	5
XOL	61.721	279	5
XOI	61.069	223	4
XP	22.204	218	10
XL	12.406	205	17
XI	5.062	175	35

Analiza macro și microstructurală a epruvetelor din aliaj Al-Mg, stare laminat, solicitate la eroziunea cavitațională este redată în Fig. 27-Fig.29.

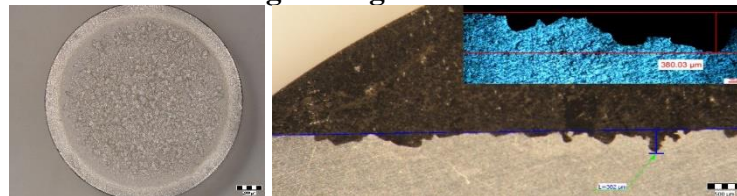
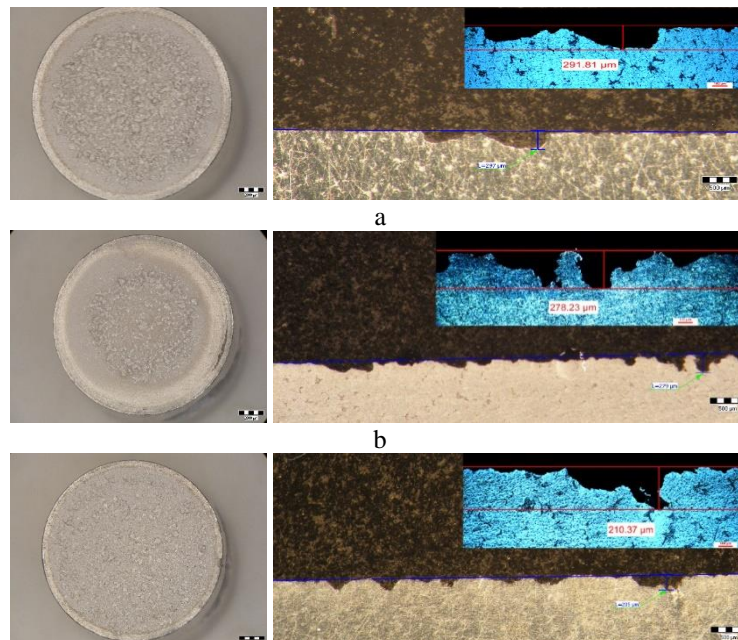
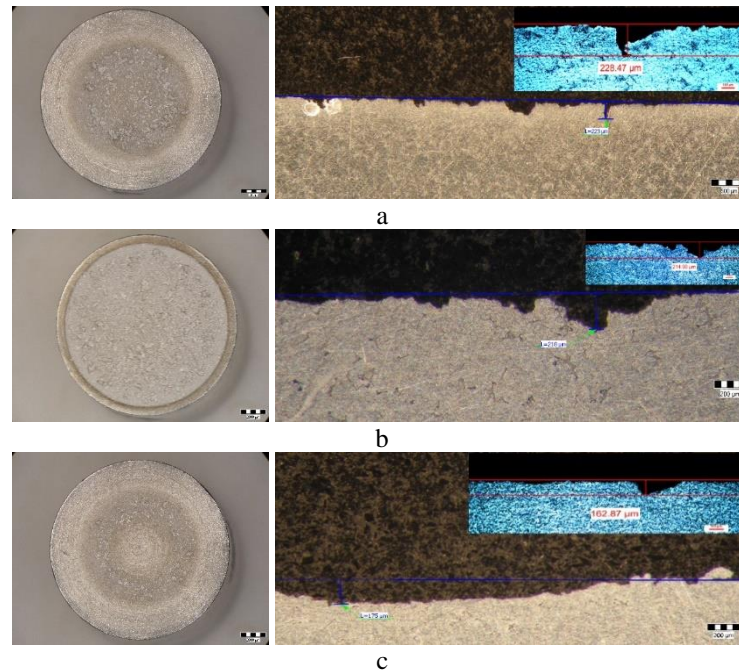


Fig.27 - Aspectul suprafețelor în secțiune transversală (fundal – imagine la microscopul optic, detaliu- imagine la stereomicroscop) supuse la eroziunea cavitațională din aliaj Al-Mg, în stare laminată, stare H111 (proba martor)



c

Fig. 28 Aspectul suprafețelor în secțiune transversală (fundal – imagine la microscopul optic, detaliu- imagine la stereomicroscop) supuse la eroziunea cavitațională din aliaj Al-Mg, laminat stare H111 urmat de îmbătrânire artificială la 140 °C și diferite durate de menținere: a- 1h; b- 12h; c- 24 h



c

Fig. 29 Aspectul suprafețelor în secțiune transversală (fundal – imagine la microscopul optic, detaliu- imagine la stereomicroscop) supuse la eroziunea cavitațională din aliaj Al-Mg, laminat stare H111 urmat de îmbătrânire artificială la 180 °C și diferite durate de menținere: a- 1h; b- 12h; c- 24 h

Analiza la microscopul electronic cu baleaj a suprafețelor erodate cavitațional, redată în **Fig. 30**, vine să completeze informațiile asupra morfologiei suprafețelor, precum și asupra mecanismului de propagare a fisurilor cavitaționale la această clasă de materiale metalice. Astfel, așa cum se remarcă în Fig. 30, în situația unei probe nesupuse tratamentului termic, aflată în stare laminată, la scară microscopică suprafața apare erodată aproape uniform cu numeroase cavitații extinse pe suprafețe mari, cu forme poligonale (**Fig. 30a**). La analiza microscopică suprafața fundului cavitației este cu aspect de clivaj, fragil, fațetat și delimitată de numeroase fisuri secundare. La probele tratate termic prin îmbătrânire aspectele suprafețelor erodate cavitațional sunt aproximativ similare, cu deosebire asupra frecvenței cavitațiilor, precum și a aspectului microscopic. Astfel, de exemplu la o suprafață tratată termic prin îmbătrânire la 140°C/ 12h/aer (**Fig. 30b**) la scară microscopică suprafața prezintă o frecvență ridicată a cavitațiilor, cu margini rotunjite, de dimensiuni relativ mici (0,1-0,5mm). La analiza microscopică suprafața are un aspect fragil, cu clivaj, fațetat, cu numeroase fisuri secundare intergranulare. Analiza SEM confirmă o comportare fragilă a aliajului Al-Mg de aluminiu după erodare cavitațională, cavitațiile produse fiind generate de particulele secundare ale aliajului, în jurul cărora se distruge integritatea structurală, neexistând o durificare volumică a materialului prin formarea unei faze dure, cu proprietăți mecanice ridicate (cum ar fi martensita), ci doar o durificare a soluției solide prin precipitarea fazelor secundare (cum este cazul aliajului de aluminiu Al-Mg (cu faza durificatoare Mg_5Al_8), în urma interacțiunii jetului cu suprafața are loc dislocarea particulelor, lăsând o suprafață erodată, cu numeroase fisuri secundare intergranulare.

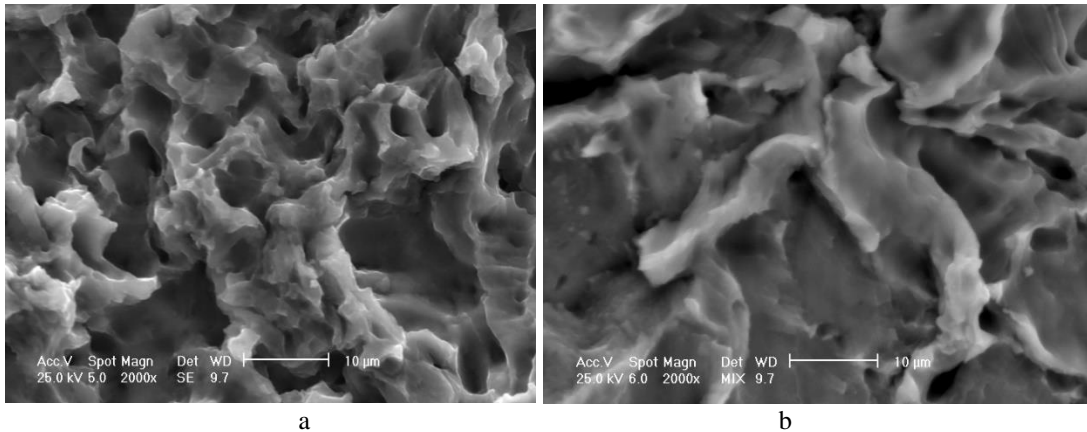


Fig. 30- Analiza eşantioanelor la microscopul electronic cu baleiaj (SEM) a suprafețelor erodate din eşantioanele din aliaj Al-Mg, în stare laminat H111 (a) și îmbătrânire artificială la 140 °C/12h (b)

Analiza comparativă privind comportarea mecanică și comportarea la eroziunea cavitațională a probelor din aliaj de aluminiu tip Al-Mg supuse tratamentelor de îmbătrânire artificială la 140°/1h, 12h, 24h și îmbătrânire artificială la 180°C/1h, 12h, 24h, permite formularea următoarelor observații interesante, din experimentele efectuate în această teză. Rezultatele se raportează la proba martor.

Capitolul 6 se intitulază *Concluzii ale cercetărilor întreprinse în cadrul prezentei lucrări. Contributii originale, Directii și perspective ale cercetărilor experimentale viitoare*

6.1 Concluzii

În cadrul tezei de doctorat au fost realizate analize mecanice și structurale, analize realizate la microscopul optic, totodată s-au realizat și analize de difracție cu raze X, analiză stereo-macrostructurală, analiza fractografică SEM, determinarea MDE (t) MDER(t) MDER și analize de determinare a valorilor de duritate și microduritate, determinarea marimii de graunte care ne permit să formulăm următoarele concluzii pentru aliajul Al-Mg stare turnat :

- ✓ După aplicarea unei căliri de punere în soluția la 350 °C/100 min + îmbătrânire artificială la 180°C se obțin cele mai mici adâncimi de pătrundere ale cavitației atât față de proba martor, stare turnat, cu 60µm, cât și față de probele supuse călirilor de punere în soluția la 450 °C/100 min + îmbătrânire artificială (fie la 140°C unde domeniul adâncimilor maxime de pătrundere este 38-52µm, sau la 180°C, unde adâncimea maxima de pătrundere este circa 29µm).
- ✓ Totodată se poate face remarcată corelația între cele mai mari valori ale caracteristicilor mecanice obținute după aplicarea unei căliri de punere în soluția la 350 °C/100 min + îmbătrânire artificială la 180°C (1h, 12h, 24h) și comportarea la eroziunea cavitațională, care este cea mai favorabilă la aceste tratamente termice aplicate produselor tunate din aliaj de aluminiu Al-Mg.
- ✓ Prin aplicarea tratamentelor termice de omogenizare, fie la 350°C sau 450°C, urmate de îmbătrânire artificială (140°C sau 180°C), pot fi modificate caracteristicile mecanice și structurale ale produselor turnate din aliaj Al-Mg.
- ✓ Valorile rezistenței la rupere și ale limitei de curgere se modifică în mod similar. Astfel, cele mai mari valori ale acestor caracteristici se înregistrează după o omogenizare la 350°C + îmbătrânire artificială la 180°C / 24h (valorile rezistențelor mecanice se dublează iar cele ale limitelor de curgere se triplează, față de cele ale esantionului martor), stare turnat.

- ✓ Valorile de alungire sunt intermediare pentru omogenizarea la 350°C, comparativ cu omogenizarea la 450°C, indiferent de durata de îmbătrânire.
- ✓ Valorile de reziliență după aplicarea tratamentului termic de omogenizare la 350°C + îmbătrânire la 180°C nu scad sub 25J/cm², indiferent de durata de îmbătrânire. Alte tratamente termice pot conduce la scăderi drastice ale rezilienței, sub 25J/cm² (cum ar fi după aplicarea tratamentului termic de omogenizare la 450°C + 140°C/12h, sau 450°C + 140°C / 24h).
- ✓ Valorile de duritate scad ușor după aplicarea omogenizării la 350°C + 180°C (doar 1-4%), în comparație cu omogenizarea la 450°C + 140°C, unde scăderile de duritate ajung până la 10% față de ensantionul martor.
- ✓ Cele mai mici valori ale mărimii medii a grăunților se înregistrează la omogenizările la 350°C + 180°C, mărimile medii la omogenizările la 450°C + 140°C și cele mai mari mărimi ale grăunților la 450°C + 180°C.
- ✓ Prin aplicarea tratamentelor termice produselor turnate din aliaj Al-Mg, fie călire de punere în soluția la 350 °C/100 min + îmbătrânire artificială la 180°C (1h, 12h, 24h), fie călire de punere în soluție la 450 °C/100 min + îmbătrânire artificială la 140°C (1h, 12h, 24h) sau călire de punere în soluție 450 °C/100 min + îmbătrânire artificială la 180°C (1h, 12h, 24h) se poate crește rezistența la coroziunea cavitațională, în sensul scăderii adâncimilor și vitezelor de pătrundere a eroziunii.
- ✓ În cadrul aceleiași combinații de tratamente termice, creșterea duratei de menținere la îmbătrânirea artificială determină scăderea adâncimilor maxime de pătrundere a cavitațiilor. După călire de punere în soluția la 350°C/100 min + 180°C (Fig. 4.19 c, d, e, f, g, h) adâncimea maximă de pătrundere a cavitației MDE_{max}, scade de la 17,928μm (la menținere 1h), la 15,128μm (la menținere 12h), ajungând la 14,572 μm (la menținere 24h). După călire de punere în soluția la 450°C/100 min + 140°C (Fig. 4.19 i, j, k, l, m, n) adâncimea maximă de pătrundere a cavitației MDE_{max}, scade de la 52,115μm (la menținere 1h), la 43,017μm (la menținere 12h), ajungând la 38,31 μm (la menținere 24h). După călire de punere în soluția la 450°C/100 min + 180°C (Fig. 4.19 o, p, r, s, t, u) adâncimea maximă de pătrundere a cavitației MDE_{max}, scade de la 29,572μm (la menținere 1h), la 29,471μm (la menținere 12h), ajungând la 28,589 μm (la menținere 24h).
- ✓ Cea mai bună combinație de tratamente termice aplicate produselor turnate din aluminiu tip Al-Mg este omogenizarea la 350°C urmată de îmbătrânire artificială la 180°C, la care se obțin cele mai bune caracteristici mecanice, o reziliență de 25 J/cm², marimea de graunte de 140-180μm și adâncimea maximă a eroziunii MDE_m în jur de 14-17μm.
Tratamentul termic aplicat aliajelor de aluminiu seria Al-Mg, stare turnat, duce la stabilizarea componenței fazelor, dar și a structurii aliajului precum: mărimea, cantitatea, forma, repartiția separărilor fazelor secundare în volumul grăunților și pe limita lor de separație, mărimea grăunților însăși a soluției solide α cât și a fazelor primare cristalizate.
Uzual, la temperaturi crescute, (difuzia este mai activă), procesul de separare este mai avantajos pe limita de separare a grăunților, iar la temperaturi mai mici apar într-un grad mai ridicat în interiorul grăunților soluție solide α.
Și totodată se pot formula următoarele concluzii pentru aliajul Al-Mg stare laminat.
- ✓ Aplicarea tratamentelor termice de îmbătrânire artificială (140°C sau 180°C), poate conduce la modificari ale caracteristicile mecanice și structurale ale aliajelor laminate aluminiu tip Al-Mg, în proporții diferite.
- ✓ Valorile rezistenței la rupere au o creștere mai mică pentru îmbătrânire artificială la 140 °C/1, 12, 24h (maxim 9%) și mai însemnată pentru îmbătrânire artificială la 180°C/1, 12, 24h (ajungând până la 35%).

- ✓ Valorile limitei de curgere cresc până la maxim 14% la aplicarea tratamentelor termice de îmbătrânire artificială la 140°C/1, 12, 24h, în timp ce după aplicarea tratamentelor termice de îmbătrânire artificială la 180 °C/1,12, 24h limita de curgere poate ajunge până la 23%.
- ✓ Valorile de alungire arată faptul că acestea sunt foarte puțin influențate de aplicarea tratamentului de îmbătrânire, fiind situate în intervalul strâns de 6,3 ÷ 6,5 %.
- ✓ Valorile de reziliență după aplicarea tratamentului de îmbătrânire la 140°C / 180°C nu se modifică semnificativ comparativ cu proba martor, valorile fiind situate în domeniul 5,2 ÷ 5,3 J/ cm².
- ✓ Valorile durtății scad ușor sau se mențin după aplicarea tratamentului de îmbătrânire la 140°C / 180°C, față de proba martor, excepție făcând valoarea durtății după îmbătrânirea la 180°C/24h cu o creștere de circa 2%.
- ✓ Prin aplicarea tratamentelor termice de îmbătrânire artificială la 140°C (1h, 12h, 24h) și la 180°C (1h, 12h, 24h) la produsele laminate din aliaj Al-Mg, se poate crește rezistența la coroziunea cavitațională, în sensul scăderii adâncimilor de pătrundere și a vitezei de pătrundere a eroziunii. Astfel, după îmbătrânire la 140°C adâncimea maximă de penetrare a cavității MDEmax este de 63,869μm (la menținere 1h), la 61.721μm (la menținere 12h), și de 61,069μm (la menținere 24h). După îmbătrânire la 180°C adâncimea maximă de penetrare a cavității MDEmax este 22,204μm (la menținere 1h), la 12,406μm (la menținere 12h), și de 5.062 μm (la menținere 24h).
- ✓ La toate probele, indiferent dacă este martor sau laminată termic, după 105 (120) minute de cavitație și până la finalizarea testului eroziunea se realizează cu o viteză aproximativ constantă, care duce la o variație liniară a curbei MDE(t) și tendința de menținerea la valoarea de maxim, sau ușoară scădere (asimptotic) spre valoarea de stabilizare a curbei MDER(t). Explicația este legată aerul pătruns în golurile lăsate de expulzarea materialului, care atenuează forța de impact și drept consecință extinderea fisurilor, ruperea legăturilor dintre grăunți și expulzarea acestora.
- ✓ Indiferent de durata de menținere (o oră, 12 ore sau 24 ore) la temperatura de 140°C a tratamentului artificial de îmbătrânire artificială, există un interval de timp, cuprins între 45-120 minute, în care eroziunea se manifestă profund prin creșterea numărului și a dimensiunilor geometrice ale ciupiturilor și cavernelor. Diferența dintre dimensiunile acestui interval depinde de durata de menținere la temperatura de 140°C, care a determinat diferențe între valorile proprietăților mecanice și tipul microstructurii.
- ✓ Diferențele dintre valorile maxime ale adâncimilor maxime măsurate în planul axial de secționare și ale curbelor de aproximare, după finalizarea testului (165 minute), sunt de ordinul 4-6 ori. Această observație reconfirmă că adâncimea maximă măsurată într-o secțiune axială (dependentă de locul de secționare) nu este un indicator care să servească la compararea rezistenței suprafeței după tratamentul aplicat.
- ✓ Timpii de atac la care se înregistrează cele mai mari valori pentru viteza determinată experimental și cea definită de curba de mediere MDER(t) sunt diferiți. Explicația ține de masa grăunților (compușilor intermetalici) expulzați în anumite faze ale solicitării cavitației.
- ✓ Formele cavernelor, de la ciupitură la caverne unite, cu adâncimi diferite, sunt determinate, în principal, de forma microstructurii rezultate prin regimul de tratament termic aplicat.
- ✓ Din punct de vedere al influenței duratei de menținere la temperatura de îmbătrânire artificială la 140°C, structura care are rezistență cea mai ridicată la eroziunea prin cavitație se obține pentru durata de 24 ore și cu rezistențe mai scăzute, de ordin apropiat, pentru duratele de 1h și 12 h.
- ✓ Din punct de vedere al influenței duratei de menținere la temperatura de îmbătrânire artificială la 180°C, structura cu cea mai mare rezistență la eroziunea prin cavitație se obține

pentru durata de menținere de 24 ore, iar structura cu cea mai scăzută rezistență la cavitație este cea la menținere de o oră.

- ✓ Considerând un parametru cantitativ obținut la analiza stereomacrostructurală, valoarea raportului dintre diametrul celei mai afectate zone de eroziunea cavitațională și diametrul inițial, se observă că valoarea acestui parametru este foarte mare la epruveta martor, circa 85%, este mai scăzut după îmbătrânire artificială la 140°C, de circa 80%, ajungând la valori mult mai mici după aplicarea unei îmbătrâniri artificiale la 180°C (de pana la 56%).
- ✓ Cele mai bune rezultate privind tratamentele termice de îmbătrânire aplicate produselor laminate din aluminiu tip Al-Mg se obțin după îmbătrânire artificială la 180°C/menținere 24h, cu cele mai bune caracteristici mecanice, rezistența la rupere 324.53 [MPa], limita de curgere de 155.43[MPa], duritatea de 87.4 [MPa], o mărime medie de grăunte de 203.85 μm, o adâncime maximă a eroziunii cavitaționale MDEmax de 5 μm și cel mai mic raport dintre diametrul celei mai afectate zone și diametrul inițial al epruvetei, de circa 52%.

6.2 Contribuții originale

Tema de cercetare abordată în cadrul lucrării de doctorat prezintă un caracter de originalitate, rezultatele fiind obținute în urma unui program de cercetare complex. Contribuțiile personale aduse în domeniul îmbunătățirii suprafeței supuse la eroziunea prin atac cavitațional a aliajului de aluminiu tip Al-Mg, în diferite stări structurale sunt prezentate în cele ce urmează:

- ❑ Investigarea unui număr mare de probe din aliajul tip Al-Mg, în diferite stadii structurale. Pentru starea turnat s-au realizat tratamente termice de punere în soluție la temperaturi diferite cu durate de menținere bine stabilite, urmat de îmbătrânire artificială la temperaturi diferite și durate de menținere diferite. Pentru starea laminat, s-au realizat tratamente termice de îmbătrânire artificială la diferite temperaturi cu durate diferite de menținere, care au fost corelate cu evaluarea rezistenței la eroziunea cavitațională;
- ❑ Completarea unei baze de date pentru aliaj de aluminiu tip Al-Mg care să vină în sprijinul literaturii de specialitate și a diferitelor domenii ale industriei în care fenomenul cavitațional poate să intervină cu efecte catastrofale
- ❑ Investigarea completă a unui număr mare de eșantioane pentru evidențierea aspectelor structurale, cu ajutorul unor tehnici moderne de caracterizare (difracție cu raze X, stereomacrosopie, microscopie optică și microscopie electronică cu baleiaj).
- ❑ Demonstrarea prin intermediul diferitelor metode moderne structurale de investigație a comportării cavitaționale a aliajului de aluminiu tip Al-Mg. Prin investigațiile realizate la nivel macro și microstructural au putut fi realizate corelații între constituția fazică și comportarea cavitațională în condiții de laborator.
- ❑ Caracterizarea complexă din punct de vedere al mecanicii prin determinarea principalelor caracteristici mecanice a aliajului de aluminiu tip Al-Mg (determinarea valorilor de microduritate, determinarea rezistenței mecanice la tracțiune și a limitelor de curgere).
- ❑ Au fost luate în considerație analizele macrostructurale (prin determinarea cantitativă a diametrului mediu al suprafeței afectate de cavitație, determinarea suprafeței afectate de cavitate, precum și determinarea adâncimii maxime de pătrundere a cavitației), care au permis o departajare referitor la starea de rezistență a materialelor la cavitație. Astfel se poate propune ca o măsură rapidă de selecție a materialelor în ceea ce privește rezistența la cavitație cu ajutorul unei analize relativ simple, respectiv analiza stereomacrostructurală, fără investigații ulterioare la puteri de mărire foarte mari.

- Utilizarea unor metode simple de evaluare cantitativă și calitativă, în secțiune transversală, ale principalelor aspecte structurale cavitaționale. Metodele de evaluare au luat în considerare analiza macroscopică și analiza microscopică în secțiune transversală, care au permis determinarea dimensională a cavernelor produse prin cavitație în diferitele zone ale esantioanelor.

6.3 Direcții și perspective ale cercetărilor experimentale viitoare

- În urma cercetării și a analizării probelor din aliaj Al-Mg stare turnat și stare laminat din cadrul tezei au fost identificate unele aspecte, noi sau actuale, care pot fi luate în considerare sau îmbunătățite.
- Aliajele din aluminiu Al-Mg stare turnat și stare laminat constituie surse, în continuare, de cercetări viitoare, experimentale, pentru creșterea performanțelor în explorarea și utilizarea lor în domeniul în care sunt supuse la atac cavitațional, și găsirea / stabilirea unui tratament termic de omogenizare / îmbatranire artificială, care să satisfacă cerințele actuale de exploatare.
- Se poate utiliza, de asemenea, tehnicile specifice stereomicroscopiei în evaluarea și analizarea stării suprafețelor atât stare turnat cât și stare deformat, sau a suprafețelor care sunt solicitate la atacul cavitațional.

LISTA LUCRARILOR PUBLICATE

Articole publicate, cotate ISI, în reviste internaționale

1. **ISTRATE D.**; Sbârcea B.-G.; Demian A.M.; Buzatu A.D. Salcian L.; Bordeasu, I.; Micu L.M.; Ghera C.; Florea B.; Ghiban B. - Correlation between Mechanical Properties—Structural Characteristics and Cavitation Resistance of Cast Aluminum Alloy Type Al-Mg. Crystals 2022, 12, 1538. <https://doi.org/10.3390/cryst12111538>

2. Ilare BORDEASU, Brândușa GHIBAN, Vasile NAGY, Vlad PARAIANU, Cristian GHERA, Dionisie **ISTRATE**, Alin Mihai DEMIAN, Petrisor - Ovidiu ODAGIU - Cavitation erosion resistance considerations for alloy 6082 state t651 - U.P.B. Sci. Bull., Series B, Vol. 85, Iss. 1, 2023, ISSN 1454-2331

3. Dionisie **ISTRATE**, Ilare Bordeasu, Brândușa Ghiban, Bogdan Istrate, Beatrice-Gabriela Sbarcea, Cristian Ghera, Alexandru Nicolae Luca, Petrisor Ovidiu Odagiu, Bogdan Florea, Dinu Gubencu. - Correlation between Mechanical Properties—Structural Characteristics and Cavitation Resistance of Rolled Aluminum Alloy Type Al-Mg. Metals 2023, 13, 1067. <https://doi.org/10.3390/met13061067>

Articole publicate, cotate BDI, în reviste de specialitate

1. Dionisie **ISTRATE**, Cristian GHERA, Laura SĂLCIANU, Ilare BORDEAȘU, Brândușa GHIBAN, Dumitru Viorel BĂZĂVAN, Lavinia Mădălina MICU, Daniel-Cătălin STROIȚĂ, Daniel OSTOIA-Heat Treatment Influence of Alloy Al-Mg on Cavitation Erosion Resistance, Magazine of Hydraulics, Pneumatics, Tribology, Ecology, Sensorics, Mechatronics, ISSN 1453 – 7303, HIDRAULICA” (No. 3/2021) Pages 15-25

2. Ilare BORDEAȘU, Cristian GHERA, Dionisie **ISTRATE**, Laura SĂLCIANU, Brândușa GHIBAN, Dumitru Viorel BĂZĂVAN, Lavinia Mădălina MICU, Daniel-Cătălin STROIȚĂ, Alexandra SUTA, Ileana TOMOIAGĂ, Alexandru Nicolae LUCA- Resistance and Behavior to Cavitation Erosion of Semi-Finished Aluminum Alloy Al-Mg, Magazine of Hydraulics, Pneumatics, Tribology, Ecology, Sensorics, Mechatronics, ISSN 1453 – 7303, HIDRAULICA” (No. 4/2021) Pages 17-24

3. Alexandru Nicolae LUCA, Ilare BORDEAȘU, Brândușa GHIBAN, Cristian GHERA, Dionisie **ISTRATE**, Cătălin STROIȚĂ- MODIFICATION OF THE CAVITATION

RESISTANCE BY HARDENING HEAT TREATMENT AT 450 °C FOLLOWED BY ARTIFICIAL AGING AT 180 °C OF THE ALUMINUM ALLOY Al-Mg COMPARED TO THE STATE OF CAST SEMI-FINISHED PRODUCT, Magazine of Hydraulics, Pneumatics, Tribology, Ecology, Sensorics, Mechatronics, ISSN 1453 – 7303, HIDRAULICA” (No. 1/2022) Pages 39-45

4. Dionisie **ISTRATE**, Claudia Lazar (Natra), Ovidiu Petrisor Odagiu, Alin Mihai Demian, Andreea Daniela Buzatu, Brandusa Ghiban - Influence of homogenization and aging parameters applied to mechanical and structural characteristics of alloy Al-Mg, ACME-02-01: Materials and Surface Engineering, June 9th, 2022, ACME , Iași, code, 2-015

5. Claudia Lazar (Natra), Dionisie **ISTRATE**, Ovidiu Petrisor Odagiu, Alin Mihai Demian, Andreea Daniela Buzatu, Brandusa Ghiban- Evaluation of mechanical characteristics of 3003 aluminum alloy plated sheets, ACME-02-01: Materials and Surface Engineering, June 9th, 2022, ACME, Iași, code, 2-016

Articole susținute în cadrul unor conferințe naționale și internaționale

1. L M Micu, I Bordeasu, **ISTRATE** Dionisie, B Ghiban and D Gubencu - Influence of aging heat treatment at 180 OC on cavitation erosion for aluminum alloy type Al-Mg in cold rolled state - INTERNATIONAL CONFERENCE ON APPLIED SCIENCES ICAS2022, Banja Luka, Bosnia and Herzegovina, May 25-28, 2022

2. Dionisie **ISTRATE**, Alin Mihai DEMIAN, Andreea Daniela BUZATU, Petrisor- Ovidiu ODAGIU, Brândușa GHIBAN -The influence of heat treatments on the mechanical and structural characteristics of plastically deformed type Al-Mg aluminum alloys - 9th International Conference on Materials Science and Technologies – RoMAT 2022 November 24-25, 2022, Bucharest, Romania

3. A. D. Buzatu, D. **ISTRATE**, A. M. Demian, P.- O. Odagiu, B. Ghiban - Heat treatments influence on the mechanical behavior and structural characteristics of aluminum alloys type 2017 - - 9th International Conference on Materials Science and Technologies – RoMAT 2022 November 24-25, 2022, Bucharest, Romania

4. P.- O. Odagiu, D. **ISTRATE**, A. M. Demian, A. D. Buzatu, B. Ghiban-The influence of thermal treatments on the mechanical and structural characteristics of aluminum alloys type 6082- - 9th International Conference on Materials Science and Technologies – RoMAT 2022 November 24-25, 2022, Bucharest, Romania.

5. A. M. Demian, A. D. Buzatu, P.- O. Odagiu, D. **ISTRATE**, B. Ghiban - Heat treatments influence on the mechanical and structural characteristics of 7075 aluminum type alloys-- 9th International Conference on Materials Science and Technologies –RoMAT 2022 November 24-25, 2022, Bucharest, Romania

Bibliografie selectivă

1. Shayganpour A., "Evaluation of significant factors in aluminum lost foam casting using doe approach," Universiti Teknologi Malaysia, December 2010.
2. Stoian F., Piața internațională a aluminiului în 2014 (International Aluminium Market in 2014), Conjunctura Economiei Mondiale, 2015.
3. IOAN FARA –Aluminiul de la materia primă la produse finite-Editura tehnică-2000.
4. <http://www.google.ro/search?q=produse+din+aluminu&bav=on,2>,
5. Lăzărescu I., - Aluminiul, Editura Tehnică, București, 1978.
6. Moldovan P. ș.a. – Tratat de știința și ingineria materialelor metalice, vol.2, Editura AGIR, București, 2007.
7. Sporea I., Bordeășu I., Mandek F., Aliaje de aluminiu refractare turnate în pistoane de motoare termice Editura Politehnica Timișoara 2008 ISBN 978-973-625-627-1, România.
8. Gâdea S., Protopopescu, M., – Aliaje neferoase, Editura Tehnică, București, 1965.
9. Apelian D., "Aluminium Cast Alloys: Enabling tools for improved performance," NADCA, 2009.
10. Pickin C, G., Young K., - Evaluation of cold metal transfer (CMT) process for welding aluminium alloy, Science and Technology of Welding and Joining vol. 11, nr. 4. 2006.

11. KIM S J, JANG S K, KIM J I, Investigation on optimum corrosion protection potential of Al alloy in marine environment [J], *Materials Science*, 2008, 26(3): 779_786
12. SON I. J, NAKANO H, OUE S, KOBAYASHI S, FUKUSHIMA H, HORITA Z, Effect of annealing on the pitting corrosion resistance of anodized aluminum_magnesium alloy processed by equal channel angular pressing [J], *Corrosion Science and Technology*, 2007, 6(6): 275_281.
13. SAKAIRI M, SHIMOYAMA Y., NAGASAWA D., Electrochemical random signal analysis during localized corrosion of anodized 1100 aluminum alloy in chloride environments [J], *Corrosion Science and Technology*, 2008, 7(3): 168_172.
14. HAN M. S., LEE S.. J, JANG S K, KIM S J, Electrochemical and cavitation characteristics of Al thermal spray coating with F_Si sealing [J], *Corrosion Science and Technology*, 2010, 9(6): 317_324.
15. KIM S. J., LEE S. J., Investigation on electrochemical and cavitation characteristics of rudder materials for ship in sea water [J], *Corrosion Science and Technology*, 2011, 10(3): 101_107.
16. L. Kramer, M. Phillippi, W.T. Tack, C. Wong, Locally reversing sensitization in Al-Mg aluminum plate, *J, Mater, Eng, Perform*, 21 (6) (2012) 1025–1029.
17. M.-S., Han, S. Ko, S.-H. Kim, S.-K. Jang, S.-J. Kim, Optimization of corrosion protection potential for stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement of Al-Mg-H112 alloy in seawater, *Met, Mater, Int*, 14 (2) (2008) 203–211.
18. Escaler X., Farhat M., Avellan F., Egusqiza E., Cavitation Erosion Test on a 2D Hydrofoil Using Surface Mounted Obstacles, *Wear*, 2003, Vol.254: p. 441.
19. Vyas B, and C.M. Preece, Cavitation erosion of face centred cubic metals, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1977, Vol.8: p. 915-923.
20. Fedokin I. and O. Yachno, Some problems of development of cavitation technologies for industrial applications, in CAV2001, Cavitation Technology, 2001, Proceedings of the Fourth International Symposium on Cavitation: California Institute of Technology, Pasadena, USA .
21. Brennen C.E., *Cavitation and Bubble Dynamics*, 1995, New York: Oxford University Press.
22. R.P. Jewett, J.A.H., in: E.A. Loria (Ed.), *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*, The Minerals, Metals and Materials Society, Warrendale, PA, 1991: p.749-760.
23. V. GarcíaNavas, I.A., O.Gonzalo, J.Leunda., *Int.J.Mach,ToolsManuf.*, 2013, 74: p. 19-28.
24. Schwartz A.J., M, Kumar, and B.F, Adams, D. P., *Electron Backscattering microscopy in Materials Science*, Springer, New York, 2009, 107: p.414-421.
25. J.H., Chen, W,W., *Mater. Sci. Eng. A*. 2008, 489: p. 451-456.
26. S. Hattori, T.I., *Wear*, 2011, 271: p. 1103-1108.
27. B. Karunamurthy, M.H., C.Vieillard. G.E.Morales-Espejel, Z.Khan, . *Ceram, Int.*, 2010, 36: p. 1373-1381.
28. J.J. Lu, K.H.Z.G., J.Schneider, *Wear*, 2008, 265: p. 1680-1686.
29. J. Stella, T.P., M.Pohl, *Wear*, 2013, 300: p. 163-168.
30. M.C. Park, G.S.S., J.Y.Yun.J.H.Heo.D.Kim.S.J.Kim., *Wear*, 2014, 310: p. 27-32
31. G. Gottardi, M. Tocci, L. Montesano, A. Pola, Cavitation erosion behaviour of an innovative aluminium alloy for hybrid aluminium forging, *Wear* 394 (2018) 1–10.
32. S. Zhang, S. Wang, C.L. Wu, C.H. Zhang, M. Guan, J.Z. Tan, Cavitation erosion and rosion-corrosion resistance of austenitic stainless steel by plasma transferred arc welding, *Eng, Fail, Annal*, 76 (2017) 115–124.
33. W. Liu, The microscopic features of cavitation erosion and the solution in the plastic injection moulding machines, *Eng. Fail, Annal*, 36 (2014) 253–261.
34. D.G. Li, D.R. Chen P. Liang, Enhancement of cavitation erosion resistance of 316 Lstainless steel by adding molybdenum, *Ultrason, Sonochem*, 35 (2017) 375–381.
35. M. Hajian, A. Abdollah-zadeh, S.S. Rezaei-Nejad, H. Assadi, S.M.M. Hadavi, K. Chung, M., Shokouhimehr, Improvement in cavitation erosion resistance of AISI316L stainless steel by friction stir processing, *Appl. Surf. Sci.* 308 (2014) 184–192.
36. S. Hanke, A. Fischer, M. Beyer, J. Santos, Cavitation erosion of NiAl-bronze layers generated by friction surfacing, *Wear* 273 (2011) 32–37.
37. A. Pola, L. Montesano, M. Tocci, G.L. Vecchia, Influence of ultrasound treatment on cavitation erosion resistance of AISi7 alloy, *Mater* 10 (2017) 256.
38. A. Jayaprakash, J.K. Choi, G.L. Chahine, F. Martin, M. Donnelly, J.P. Franc, A. Karimi, Scaling study of cavitation pitting from cavitating jets and ultrasonichorns, *Wear* 296 (2012) 619–629.
39. H.C. Man, C.T. Kwok, T.M. Yue, Cavitation erosion and corrosion behaviour of laser surface alloyed MMC of SiC and Si3N4 on Al alloy AA6061, *Surf. Coat, Technol*, 132(2000) 11–20.
40. Bordeasu I., Eroziunea cavitațională asupra materialelor utilizate în construcția mașinilor hidraulice și elicelor navale, Efecte de scară., Timișoara, 1997.
41. Bordeasu I.: Monograph of the Cavitation Erosion Research Laboratory of the Polytechnic University of Timisoara (1960-2020), Editura POLITEHNICA, ISBN 978-606-35-0371-9, Timisoara 2020.

42. Garcia R., Hammitt F. G., Nystrom R.E., Correlation of cavitation damage with other material and fluid properties, *Erosion by Cavitation or Impingement*, ASTM, STP 408 Atlantic City, 1966.
43. Steller K., Reymann Z., Krzysztowicz T: Evaluation of the resistance of materials to the cavitation erosion, *Proceedings of the fifth Conference on Fluid Machinery*, Vol 2, Akad Kiado, Budapest, 1975.
44. Leng Y., *Materials characterization, Introduction to microscopic and spectroscopic methods*, 2008, Singapore: John Wiley & Sons Pte Ltd.
45. Geru N., and M. Bane, *Analiza structurii materialelor metalice*, 1991, București: Editura Tehnică.
46. Bojin D., F. Miculescu and M. Miculescu, *Microscopie electronică de baleiaj și aplicații*, 2005, București: Editura Agir.
47. Michette A. and S. Pfauntsch, *X-Ray: The first hundred years*, 1996, New York: John Wiley&Sons Inc.
48. He B.B., *Two-dimensional X-ray diffraction*, 2009, SUA: John Wiley&Sons Inc.
49. Călțun O.F., *Ferite de cobalt magnetostive*, 2008, Iasi: Editura Universitatii "Alexandru Ioan Cuza".
50. Reed, R.C., *The Superalloys: Fundamentals and Applications*, Cambridge: Cambridge University Press, 2008.
51. Saarimäki, J., *The Mechanical Properties of Lattice Truss Structures with Load- Bearing Shells Made of Selectively Laser Melted Hastelloy XTM*, KTH, 2011.
52. "Solid Solution Hardening - an overview, www.sciencedirect.com, 2018.
53. Standard test method for cavitation erosion using vibratory apparatus, 2010 ASTM G32-2010, ASTM International., 2010.
54. Bordeasu I., P.M.O., Patrascioiu C-tin, Bălăsoiu V., „An Analytical Model for the Cavitation Erosion Characteristic Curves”, *Transaction of Mechanics*, Timisoara, 2004, 49(63): p. 253-258.
55. Bordeasu I, et al., Chemical and mechanical aspects of the cavitation phenomena, *Revista De Chimie*, 2007, 58(12): p. 1300-1304.
56. Ghiban B., et al., SOME ASPECTS OF CAVITATION DAMAGES IN AUSTENITIC STAINLESS STEELS, *Annals of Daaam For 2008 & Proceedings of the 19th International Daaam Symposium*, 2008: p. 541-542.
57. Bordeasu I., G.B., Popovicu M. O., Bălăsoiu V., Birău N., Karabenciov A., „The damage of austenite-ferrite steels by cavitation erosion”, *Annals of DAAAM for 2008 Proceedings of The 19th International DAAAM Symposium "Intelligent Manufacturing & Automation: Focus on New Generation of Intelligent Systems and Solutions"*, 2008: p. 0147-0148.
58. Bordeasu I., et al., CONTRIBUTIONS UPON THE CAVITATION EROSION OF TWO CAST IRONS USED IN MANUFACTURING CONTROL VALVES, *Metalurgia International*, 2009, 14(11): p. 5-7.
59. Bordeasu I., P.M.O., Sălcianu L.C., Ghera C., Micu L.M., Bădărău R., Iosif A., Pirvulescu L.D., Podoleanu C.E., „A new concept for stainless steels ranking upon the resistance to cavitation erosion”, *International Conference on Applied Science*, 2017, 163.
60. Ghiban B., et al., STRUCTURAL FEATURES OF CAVITATION DAMAGES IN SOME STAINLESS STEELS, *Annals of Daaam For 2009 & Proceedings of the 20th International Daaam Symposium*, 2009, 20: p. 1561-1562.
61. Ghiban N., et al., Evaluation of Mechanical Properties by Stereo-and Scanning Electron Microscopy of Some Heat Curing Dental Resins, *Materiale Plastice*, 2010, 47(2): p. 240-243.
62. Micu Lavinia Madalina, *Comportarea la eroziune prin cavitație a oțelurilor inoxidabile duplex*, Teza de doctorat, Timisoara, 2017.
63. Karabenciov A.: „Cercetări asupra eroziunii produse prin cavitație vibratorie la oțelurile inoxidabile cu conținut constant în nichel și variabil de crom”, Teza de doctorat, Timișoara, 2013.
64. Bordeasu I., Mitelea I., Cavitation Erosion Behaviour of Stainless Steels with Constant Nickel and Variable Chromium Content, *Materials Testing* 54 (1), 53-58, 2012.
65. Mânzână M.E.: “Studii și cercetări experimentale privind modificările structurale produse prin cavitație-eroziune în diferite materiale metalice”, Teza de doctorat, Bucuresti, 2012.
66. ***Standard method of vibratory cavitation erosion test, ASTM, Standard G32, 2016.
67. Bordeasu I., *Eroziunea cavitațională asupra materialelor utilizate în construcția mașinilor hidraulice și elicelor navale*, Efecte de scară,, Timișoara, 1997.
68. Tian N., Wang G., Zhou Y., Liu K., Zhao G., Zuo L., 2018 Study of the Portevin-Le Chatelier (PLC) Characteristics of a Al-Mg Aluminum Alloy Sheet in Two Heat Treatment States *Materials* 11. 1533; doi:10.3390/ma11091533
69. Franc Jean-Pierre, Jean-Louis Kueny, Ayat Karimi, Daniel-H, Fruman, Didier Fréchou, Laurence Briançon-Marjollet, Jean-Yves Billard, Brahim Belahadji, François Avellan, and Jean-Marie Michel, *Cavitation, Physical mechanisms and industrial aspects*, Grenoble, Presses Universitaires de Grenoble, 1995.
70. Steller Kazimir, Z. Reymann and T. Krzysztowicz, “Evaluation of the resistance of materials to cavitation erosion,” *Proceedings of the Fifth Conference on Fluid Machinery*, Vol 2, Akad Kiado, Budapest, 1975.

71. Pereira D., Oliveira J., Santos T., Miranda R., Lourenço F., Gumpinger J, and Bellarosa R, 2019 Aluminium to Carbon Fibre Reinforced Polymer tubes joints produced by magnetic pulse welding Compos, Struct, 230 pp 111512.
72. Manzana M. E. - Experimental studies and investigations regarding the structural modifications produced through cavitation-erosion in different metallic materials PhD Thesis, Universitatea Politehnica Bucuresti, 2012.
73. Guragata M.C.- Studies and experimental researches concerning plastic forming and erosion-cavitation behaviour of superalloy type INCONEL 718, PhD Thesis, Universitatea Politehnica Bucuresti, 2021
74. ***Standard method of vibratory cavitation erosion test, ASTM, Standard G32, 2016.
75. Bordeasu Ilare, Monografia Laboratorului de cercetare a eroziunii prin cavitație al Universității Politehnica Timișoara: (1960-2020)/Monograph of the Cavitation Erosion Research Laboratory of the Polytechnic University of Timisoara (1960-2020), Timisoara, POLITEHNICA Publishing House, 2020.
76. Micu Lavinia Madalina, Comportarea la eroziune prin cavitație a oțelurilor inoxidabile duplex/Cavitation erosion behavior of duplex stainless steels, Doctoral thesis, Timisoara, 2017.
77. Bordeasu Ilare and Ion Mitelea, "Cavitation Erosion Behavior of Stainless Steels with Constant Nickel and Variable Chromium Content," Materials Testing 54, no.1 (2012): 53-58.