



**Universitatea Națională de Știință și Tehnologie
Politehnica București
Școala doctorală Știința și Ingineria Materialelor**

TEZĂ DE DOCTORAT

**Influența condițiilor de procesare
termomecanică asupra caracteristicilor
microstructurale și mecanice ale aliajului 7075**

Autor: Ing. Andrei Valeriu

Coordonator științific: Prof.dr.ing. Vasile Dănuț COJOCARU

București, 2023



**Universitatea Națională de Știință și Tehnologie
Politehnica București
Școala doctorală Știința și Ingineria Materialelor**

TEZĂ DE DOCTORAT

**Influența condițiilor de procesare
termomecanică asupra caracteristicilor
microstructurale și mecanice ale aliajului 7075**

Autor: Ing. Andrei Valeriu

Doctoral Commission

Presedinte	Prof.dr.eng. Constantin Stelian STAN	de la	Universitatea Națională de Știință și Tehnologie Politehnica București
Coordonator științific	Prof.dr.eng. Vasile Dănuț COJOCARU	de la	Universitatea Națională de Știință și Tehnologie Politehnica București
Membru	Conf.dr.eng. Bogdan ISTRATE	de la	Universitatea Tehnică „Gheorghe Asachi” din Iasi
Membru	Conf.dr.eng. Claudiu NICOLICESCU	de la	Universitatea din Craiova
Membru	Conf.dr.eng. Nicolae SERBAN	de la	Universitatea Națională de Știință și Tehnologie Politehnica București

București, 2023

Influența condițiilor de procesare
termomecanică asupra caracteristicilor
microstructurale și mecanice ale aliajului 7075

CUPRINS

Listă abrevieri și simboluri	IV
Listă figuri.....	V
Listă tabele.....	IX
Abstract / Rezumat.....	XI
Introducere.....	XII
Partea I-a: Prezentarea tematicii de doctorat.....	1
Capitolul 1. Influența condițiilor de procesare termomecanică asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075	1
1.1. Obținerea aluminiului	1
1.2. Proprietăți fizice, fizico-chimice și mecanice ale aluminiului.....	2
1.2.1. Proprietățile fizice ale aliajelor de aluminiu	2
1.2.2. Proprietățile mecanice ale aliajelor de aluminiu	3
1.2.3. Proprietăți fizico-chimice ale aliajelor aluminiului.....	6
1.3. Clasificarea aliajelor aluminiului	7
1.4. Caracteristici structurale ale aliajelor de aluminiu.....	13
1.5. Procesare termică a aliajelor pe bază de aluminiu	18
1.5.1. Recoaceri aplicate aliajelor aluminiului.....	18
1.5.2. Încălzirea pentru laminarea la cald	20
1.5.3. Călire de punere în soluție.....	21
1.5.4. Îmbătrânirea	24
1.6. Procesare mecanică a aliajelor pe bază de aluminiu	27
1.6.1. Frezarea	27
1.6.2. Placarea semifabricatelor	27
1.6.3. Laminare la cald.....	29
1.6.4. Laminarea la rece	31
1.7. Prelucrarea termomecanică a aliajelor pe bază de aluminiu	33
1.8. Utilizarea aliajelor pe bază de aluminiu	37
1.9. Aliajul 7075	39
Partea a II-a: Obiectivele, metodele și conceptele de cercetare folosit	42
Capitolul 2. Obiectivele, metodele și conceptele de cercetare folosit	42
2.1. Obiectivele tezei de doctorat.....	42
2.2. Structura tezei de doctorat	43
2.3. Metodele și conceptele de cercetare folosite	43
Partea a III-a: Rezultate și concluzii.....	52
Capitolul 3. Caracterizarea microstructurală și mecanică a aliajului 7075 în stare inițială	52
3.1. Caracterizarea microstructurală a aliajului 7075 în stare inițială.....	52
3.2. Caracterizarea mecanică a aliajului 7075 în stare inițială.....	54
Capitolul 4. Influența temperaturii de deformare plastică la cald asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075	56

4.1. Influența temperaturii de deformare plastică la cald asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075	57
4.2. Influența temperaturii de deformare plastică la cald asupra caracteristicilor mecanice ale aliajului 7075	60
4.3. Concluzii	62
Capitolul 5. Influența temperaturii tratamentului termic de călire de punere în soluție asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075	65
5.1. Influența temperaturii tratamentului termic de călire de punere în soluție asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 225°C (HR1)	65
5.1.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale	65
5.1.2. Evoluția caracteristicilor mecanice	68
5.2. Influența temperaturii tratamentului termic de călire de punere în soluție asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 350°C (HR2)	69
5.2.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale	69
5.2.2. Evoluția caracteristicilor mecanice	72
5.3. Influența temperaturii tratamentului termic de călire de punere în soluție asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 475°C (HR3)	74
5.3.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale	74
5.3.2. Evoluția caracteristicilor mecanice	76
Capitolul 6. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075	80
6.1. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 225°C, și călite pentru punere în soluție la 450°C-10min-WQ (HR1-ST1).....	80
6.1.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale	80
6.1.2. Evoluția caracteristicilor mecanice	81
6.2. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 225°C, și călite pentru punere în soluție la 475°C-10min-WQ (HR1-ST2).....	83
6.2.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale	83
6.2.2. Evoluția caracteristicilor mecanice	84
6.3. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 225°C, și călite pentru punere în soluție la 500°C-10min-WQ (HR1-ST3).....	86
6.3.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale	86
6.3.2. Evoluția caracteristicilor mecanice	87
6.4. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 350°C, și călite pentru punere în soluție la 450°C-10min-WQ (HR2-ST1).....	89
6.4.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale	89
6.4.2. Evoluția caracteristicilor mecanice	90
6.5. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 350°C, și călite pentru punere în soluție la 475°C-10min-WQ (HR2-ST2).....	92

6.5.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale	92
6.5.2. Evoluția caracteristicilor mecanice	93
6.6. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 350°C, și călite pentru punere în soluție la 500°C-10min-WQ (HR2-ST3).....	95
6.6.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale	95
6.6.2. Evoluția caracteristicilor mecanice	96
6.7. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 475°C, și călite pentru punere în soluție la 450°C-10min-WQ (HR3-ST1).....	98
6.7.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale	98
6.7.2. Evoluția caracteristicilor mecanice	99
6.8. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 475°C, și călite pentru punere în soluție la 475°C-10min-WQ (HR2-ST2).....	101
6.8.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale	101
6.8.2. Evoluția caracteristicilor mecanice	102
6.9. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 475°C, și călite pentru punere în soluție la 500°C-10min-WQ (HR3-ST3).....	104
6.9.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale	104
6.9.2. Evoluția caracteristicilor mecanice	105
6.10. Concluzii	107
Capitolul 7. Concluzii generale și contribuții personale	109
7.1. Concluzii generale	109
7.2. Contribuții personale.....	111
7.3. Direcții viitoare de cercetare	112
Lista cu lucrările științifice publicate.....	114
Bibliografie.....	115

Listă abrevieri și simboluri

CFC	Cub cu fețe centrate
ASTM	Societatea americană pentru testare și materiale
PTM	Prelucrare termomecanică
PTMI	Prelucrare termomecanică intermediară
PTMF	Prelucrare termomecanică finală
HR	Laminare la cald
ST	Calire de punere în soluție
AT	Imbătrânire
AR	Proba așa cum a fost primită
SEM	Microscopie electronică de baleaj
EDS	Spectroscopie cu dispersie de energie
XRD	Difracție de raze X
OM	Microscopie optică
α -Al	Faza de bază alfa - aluminiu
η	Faza eta (MgZn_2)
θ	Faza teta (Al_2Cu_3)
S	Faza S (Al_2CuMg)
T	Faza T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$)

Listă figuri

Figura 1. 1. Existența fazelor cu formă asemănătoare în sistemul cuaternar la 460°C [4].....	17
Figura 1. 2. Efectul condițiilor inițiale cu privire la omogenizarea structurii între proprietățile deformabilității și procesele recristalizării ale aliajului 7075 [4].....	17
Figura 1.3. Diagrama Al-Cu porțiune din sistemul de faze binare [16].....	24
Figura 1.4. Diagrama Al-Cu, domeniul de temperatură indicat pentru călire de punere în soluție și îmbătrânire [19].....	24
Figura 1.5. Reprezentarea schematică a variantelor prelucrării termomecanice intermediare (PTMI) [4].....	34
Figura 1.6. Schema pentru tratamentul PTMI urmat de un tratament termic convențional (T6) sau de un tratament PTMF [4].....	36
Figura 1.7. Aliaje de aluminiu pentru industria aeronautică. Aliaje de aluminiu folosite la Boeing Aircraft Co, Seattle [122].....	38
Figura 1.8. Aplicații tipice ale aliajelor 2xxx și 7xxx [123].....	39
Figura 1.9. Aplicații din aliajele seriei 7xxx [125].....	39
Figura 1.10. Roată Curiosity din aliaj de aluminiu 7075-T7351 [125].....	41
Figura 2.1. Schema programului experimental folosit pentru punerea în evidență a influenței condițiilor de procesare termomecanică asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075.....	44
Figura 2.2. Proba inițială (proba primară).....	45
Figura 2.3. Debitarea unei probe pe fierăstrăul de probe.	45
Figura 2.4. Freza de probe Okuma.	45
Figura 2.5. Aspectul laminorului duo Ø180x200mm.	45
Figura 2.6. Cuptor de încălzire și tratament Nabertherm HT16.....	45
Figura 2.7. Aspectul probelor inițiale: înainte de prelucrările termomecanice.	46
Figura 2.8. Aspectul probelor după deformarea plastic la cald.....	46
Figura 2.9. Proba înglobată.	47
Figura 2.10. Presă de înglobare BUEHLER Simplimet.....	47
Figura 2.11. Mașină de șlefuit și lustruit Metkon DIGIPREP Accura.	47
Figura 2.12. Microscop electronic SEM TESCAN VEGA II – XMU.....	49
Figura 2.13. Difractometru RIGAKU MiniFlex 600.	49
Figura 2.14. Microscop optic Olympus BX53M și sistem analiza imagine Stream Esentials 2.1.....	49
Figura 2.15. Configurație finală a probelor pentru testarea mecanică – la tracțiune.	50
Figura 2.16. Configurația finală a probelor pentru testarea mecanică – la reziliență.	50
Figura 2.17. Mașină de încercări mecanice statice ZWICK 250 kN.....	51
Figura 2.18. Ciocan Charpy INSTRON pentru testarea rezilienței.....	51
Figura 3.1. Spectrul XRD aferent aliajului 7075 în stare inițială (AR).	52
Figura 3.2. Imagine SEM a microstructurii aliajului 7075 în stare inițială (AR) – a ; dispersia principalelor elemente de aliere în masa de bază – b.....	53
Figura 3.3. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare inițială (AR); a: X100 ; b: X500.	53

Figura 3.4. Curbe tensiune-deformație tipice pentru aliajului 7075 în stare inițială.....	54
Figura 4.1. Schema de procesare termomecanică (prima etapă) aplicată aliajului 7075 pentru determinarea influenței temperaturii de deformare plastică la cald asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice.....	56
Figura 4.2. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare, la temperatura de 225°C (HR1); a: X100 ; b: X500.	57
Figura 4.3. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare, la temperatura de 350°C (HR2); a: X100 ; b: X500.	58
Figura 4.4. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare, la temperatura de 475°C (HR3); a: X100 ; b: X500.	58
Figura 4.5. Spectre XRD aferente aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 225°C (HR1) - a, 350°C (HR2) - b și 475°C (HR3) - c.....	59
Figura 4.6. urbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 225°C – HR1 (a), 350°C – HR2 (b) și 475°C – HR3 (C).	61
Figura 5.1. Schema de procesare termomecanică (a doua etapă experimentală) aplicată aliajului 7075 pentru determinarea influenței temperaturii tratamentului termic de călire de punere în soluție asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice.	65
Figura 5.2. Imagini de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 225°C (HR1) și tratată prin călire de punere în soluție la temperatura de 450°C (HR1-ST1) - a; 475°C (HR1-ST2) - b și 500°C (HR1-ST2) - c.	66
Figura 5.3. Spectre XRD aferente aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 225°C (HR1) și tratat prin călire de punere în soluție la 450°C (HR1-ST1) – a; 475°C (HR1-ST2) - b și 500°C (HR1-ST3) - c.....	66
Figura 5.4. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 225°C (HR1) și tratat prin călire de punere în soluție la 450°C - HR1-ST1 (a); 475°C - HR1-ST2 (b) și 500°C - HR1-ST3 (c).	68
Figura 5.5. Imagini de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 350°C (HR2) și tratată prin călire de punere în soluție la 450°C (HR2-ST1) - a; 475°C (HR2-ST2) - b și 500°C (HR2-ST3) - c; X500.....	70
Figura 5.6. Spectre XRD aferente aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 350°C (HR2) și tratat prin călire de punere în soluție la 450°C (HR2-ST1) – a; 475°C (HR2-ST2) - b și 500°C (HR2-ST3) - c.....	70
Figura 5.7. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 350°C (HR2) și tratat prin călire de punere în soluție la 450°C - HR2-ST1 (a); 475°C – HR2-ST2 (b) și 500°C – HR2-ST3 (c).	72
Figura 5.8. Imagini de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 475°C (HR3) și tratat prin călire de punere în soluție la 450°C (HR3-ST1) – a; 475°C (HR3-ST2) - b și 500°C (HR3-ST3) - c; X500.....	74
Figura 5.9. Spectre XRD aferente aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 475°C (HR3) și tratat prin călire de punere în soluție la 450°C (HR3-ST1) – a; 475°C (HR3-ST2) - b și 500°C (HR3-ST3) - c.....	75

Figura 5.10. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 deformat plastic prin laminare la temperatura de 475°C (HR3) și călit de punere în soluție la 450°C- HR3-ST1 (a); 475°C – HR3-ST2 (b) și 500°C – HR3-ST3 (c).....	76
Figura 6.1. Schema de procesare termomecanică (a treia etapă) aplicată aliajului 7075 pentru determinarea influenței temperaturii tratamentului de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice.....	80
Figura 6.2. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare (HR1 - 225°C), tratată prin călire de punere în soluție (ST1 – 450°C) și îmbătrânită a) HR1-ST1-AT1; b) HR1-ST1-AT2; c) HR1-ST1-AT3; la temperatura de 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3); X500.	81
Figura 6.3. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 225°C, călită la 450°C și îmbătrânită la 100°C – HR1-ST1-AT1 (a), 125°C – HR1-ST1-AT2 (b) și 150°C – HR1-ST1-AT3 (c).	82
Figura 6.4. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare (HR1 - 225°C), tratată prin călire de punere în soluție (ST2 – 475°C) și îmbătrânită d) HR1-ST2-AT1; e) HR1-ST2-AT2; f) HR1-ST2-AT3; la temperatura de 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3); X500.	84
Figura 6.5. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 225°C, călită la 475°C și îmbătrânită la 100°C – HR1-ST2-AT1 (a), 125°C – HR1-ST2-AT2 (b) și 150°C – HR1-ST2-AT3 (c).	85
Figura 6.6. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare (HR1 - 225°C), tratată prin călire de punere în soluție (ST3 – 500°C) și îmbătrânită g) HR1-ST3-AT1; h) HR1-ST3-AT2; i) HR1-ST3-AT3; la temperatura de 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3); X500.	87
Figura 6.7. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 225°C, călită la 500°C și îmbătrânită la 100°C – HR1-ST3-AT1 (a), 125°C – HR1-ST3-AT2 (b) și 150°C – HR1-ST3-AT3 (c).	88
Figura 6.8. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare (HR2 - 350°C), tratată prin călire de punere în soluție (ST1 – 450°C) și îmbătrânită a) HR2-ST1-AT1; b) HR2-ST1-AT2; c) HR2-ST1-AT3; la temperatura de 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3); X500	90
Figura 6.9. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 350°C, călită la 450°C și îmbătrânită la 100°C – HR2-ST1-AT1 (a), 125°C – HR2-ST1-AT2 (b) și 150°C – HR2-ST1-AT3 (c).	91
Figura 6.10. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare (HR2 - 350°C), tratată prin călire de punere în soluție (ST2 – 475°C) și îmbătrânită d) HR2-ST2-AT1; e) HR2-ST2-AT2; f) HR2-ST2-AT3; la temperatura de 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3); X500.	93
Figura 6.11. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 350°C, călită la 475°C și îmbătrânită la 100°C – HR2-ST2-AT1 (a), 125°C – HR2-ST2-AT2 (b) și 150°C – HR2-ST2-AT3 (c).	94
Figura 6.12. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare (HR2 - 350°C), tratată prin călire de punere în soluție (ST3 – 500°C) și îmbătrânită g) HR2-ST3-AT1; h) HR2-ST3-AT2; i) HR2-ST3-AT3; la temperatura de 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3); X500.	96

Figura 6.13. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 350°C, călită la 500°C și îmbătrânită la 100°C – HR2-ST3-AT1 (a), 125°C – HR2-ST3-AT2 (b) și 150°C – HR2-ST3-AT3 (c).	96
Figura 6.14. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare (HR3 - 475°C), tratată prin călire de punere în soluție (ST1 – 450°C) și îmbătrânită a) HR3-ST1-AT1; b) HR3-ST1-AT2; c) HR3-ST1-AT3; la temperatura de 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3); X500.	98
Figura 6.15. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 475°C, călită la 450°C și îmbătrânită la 100°C – HR3-ST1-AT1 (a), 125°C – HR3-ST1-AT2 (b) și 150°C – HR3-ST1-AT3 (c).	99
Figura 6.16. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare (HR3 - 475°C), tratată prin călire de punere în soluție (ST2 – 475°C) și îmbătrânită d) HR3-ST2-AT1; e) HR3-ST2-AT2; f) HR3-ST2-AT3; la temperatura de 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3); X500.	101
Figura 6.17. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 475°C, călită la 475°C și îmbătrânită la 100°C – HR3-ST2-AT1 (a), 125°C – HR3-ST2-AT2 (b) și 150°C – HR3-ST2-AT3 (c).	102
Figura 6.18. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare (HR3 - 475°C), tratată prin călire de punere în soluție (ST3 – 500°C) și îmbătrânită g) HR3-ST3-AT1; h) HR3-ST3-AT2; i) HR3-ST3-AT3; la temperatura de 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3); X500.	104
Figura 6.19. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 475°C, călită la 500°C și îmbătrânită la 100°C – HR3-ST3-AT1 (a), 125°C – HR3-ST3-AT2 (b) și 150°C – HR3-ST3-AT3 (c).	105

Lista tabele

Tabel 1.1. Principalele proprietăți fizice ale aliajelor de aluminiu din seria 7xxx [4].....	2
Tabel 1.2. Caracteristicile aluminiului [18].....	7
Tabel 1.3. Clasificarea aliajelor cu bază de aluminiu [16].....	9
Tabel 1.4. Nume de faze comune corespunzătoare aliajelor aluminiului din seria 7xxx [30].	16
Tabel 1.5. Parametrii tratamentului de recoacere de omogenizare [4].....	20
Tabel 1.6. Domenii de temperatură de laminare la cald pentru unele aliaje neferoase [4].....	21
Tabel 1.7. Timpul de menținere la călire a unor produse din aliaje pe bază de aluminiu [4]...	23
Tabel 1.8 Aliaje AlZnMgCu cu PTM și caracterizarea lor [4].....	35
Tabel 1.9. Proprietățile mecanice ale semifabricatelor laminate la cald în stare T6 și ale materialului prelucrat cu PTMF din aliaj AlZn5,5MgCu (7075) [4].....	36
 Tabel 2.1. Parametrii de deformare plastică la cald.	 46
 Tabel 3.1. Compoziția chimică a aliajului 7075 în stare structurală AR.	 52
Tabel 3.2. Caracteristicile mecanice pentru aliajului 7075 în stare structurală AR.	54
 Tabel 4.1. Parametrii cristalografici ai fazei de bază α -Al aferenți aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 225°C (HR1), 350°C (HR2) și 475°C (HR3).....	 60
Tabel 4.2. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald (HR).....	61
 Tabel 5.1. Parametrii cristalografici ai fazei de bază α -Al aferenți aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 225°C (HR1) și călit de punere în soluție la 450°C (HR1-ST1), 475°C (HR1-ST2) și 500°C (HR1-ST3).	 67
Tabel 5.2. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 225°C (HR1) și călit de punere în soluție la 450°C (HR1-ST1);475°C (HR1-ST2) și 500°C (HR1-ST3).	68
Tabel 5.3. Parametrii cristalografici ai fazei de bază α -Al aferenți aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 350°C (HR2) și călit de punere în soluție la 450°C (HR2-ST1), 475°C (HR2-ST2) și 500°C (HR2-ST3).	71
Tabel 5.4. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 350°C (HR2) și călit de punere în soluție la 450°C (HR2-ST1);475°C (HR2-ST2) și 500°C (HR2-ST3).	72
Tabel 5.5. Parametrii cristalografici ai fazei de bază α -Al aferenți aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 475°C (HR3) și călit de punere în soluție la 450°C (HR3-ST1), 475°C (HR3-ST2) și 500°C (HR3-ST3).	75
Tabel 5.6. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 475°C (HR3) și tratat prin călire de punere în soluție la 450°C (HR3-ST1); 475°C (HR3-ST2) și 500°C (HR3-ST3).....	77
 Tabel 6.1. Caracteristicile mecanice pentru aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 225°C (HR1), călit de punere în soluție la 450°C (ST1), și îmbătrânit la 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3).....	 82

Tabel 6.2. Caracteristicile mecanice pentru aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 225°C (HR1), călit de punere în soluție la 475°C (ST2), și îmbătrânit la 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3).....	85
Tabel 6.3. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 225°C (HR1), călit de punere în soluție la 500°C (ST3), și îmbătrânit la 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3).....	88
Tabel 6.4. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 350°C (HR2), călit de punere în soluție la 450°C (ST1) și îmbătrânit la 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3).....	91
Tabel 6.5. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 350°C (HR2), călit de punere în soluție la 475°C (ST2) și îmbătrânit la 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3).....	94
Tabel 6.6. Caracteristicile mecanice pentru aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 350°C (HR2), călit de punere în soluție la 500°C (ST3) și îmbătrânit la 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3).....	97
Tabel 6.7. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 475°C (HR3), călit de punere în soluție la 450°C (ST1) și îmbătrânit la 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3).....	100
Tabel 6.8. Caracteristicile mecanice pentru aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 475°C (HR3), călit de punere în soluție la 475°C (ST2) și îmbătrânit la 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3).....	103
Tabel 6.9. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 475°C (HR3), călit de punere în soluție la 500°C (ST3) și îmbătrânit la 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3).....	106

Abstract

In this thesis, different experimental programs were developed with the aim of designing suitable thermomechanical processing routes to correlate the effects induced by thermomechanical processing on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloy 7075, to obtain a suitable combination of mechanical strength properties and resilience. The developed experimental programs show a high level of complexity. The processing routes were based on the following main parameters: the deformation temperature of the 7075 alloy in the range of 225°C to 475°C, the solution quenching treatment temperature in the range of 450°C to 500°C with solution quenching treatment time of 10 minutes, artificial aging treatment temperature in the range of 100°C to 150°C with artificial aging treatment time of 12 hours. The microstructure of alloy 7075 is made up of the following phases/compounds: : α -Al, phase - η (MgZn_2); phase - S (Al_2CuMg); phase - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); phase - θ (Al_2Cu_3) and intermetallic compounds of the Al-Mn-Cr-Fe type: $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$, $\text{Al}_5\text{Si}_2(\text{Fe,Mn})$, $\text{Al}_3(\text{Fe,Mn,Cr})$; The mechanical properties obtained by tensile testing (yield strength, ultimate tensile strength and elongation at break) and Charpy impact testing (absorbed energy and elasticity) are suffering changes depending on the applied thermomechanical processing route to the 7075 alloy.

Keywords: aluminum alloy 7075; thermomechanical processing; phases/compounds; mechanical properties.

Rezumat

În această teză, au fost dezvoltate diferite programe experimentale având ca scop proiectarea rutelor adecvate de prelucrare termomecanică pentru a corela efectele induse de prelucrarea termomecanică asupra microstructurii și proprietăților mecanice ale aliajului de aluminiu 7075, pentru a obține o combinație potrivită a proprietăților de rezistență mecanică și reziliență. Programele experimentale dezvoltate arată un nivel ridicat de complexitate. Rutele de prelucrare s-au bazat pe următorii parametri principali: temperatura de deformare a aliajului 7075, în intervalul 225°C până la 475°C, temperatura tratamentului de călire cu punere în soluție, în intervalul 450°C până la 500°C cu durata tratamentului de călire cu punere în soluție de 10 minute, temperatura tratamentului de îmbătrânire artificială, în intervalul 100°C până la 150°C cu durata tratamentului de îmbătrânire artificială de 12 ore.

Microstructura aliajului 7075 este constituită din următoarele faze/ compuși: : α -Al, faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe: $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$, $\text{Al}_5\text{Si}_2(\text{Fe,Mn})$, $\text{Al}_3(\text{Fe,Mn,Cr})$;

Proprietățile mecanice obținute prin testarea la tracțiune (rezistența la curgere, rezistența finală la tracțiune și alungirea la rupere) și reziliență (energia absorbită și elasticitate) suferă modificări în funcție de ruta de procesare termomecanică aplicată aliajului 7075.

Cuvinte cheie: aliaj de aluminiu 7075; procesare termomecanică; faze/compuși; proprietăți mecanice.

Introducere

Odată cu dezvoltarea rapidă a tehnicii în toate ramurile industriale este necesară cunoașterea și studierea cât mai completă a proprietăților metalelor folosite în construcția mașinilor și aparatelor mecanice, electrice și electronice, a instalațiilor pentru producerea, transformarea și transportul energiei electrice, în vederea utilizării acestora cu mare eficiență.

Unul din metalele cu cea mai largă utilizare, datorită proprietăților sale deosebite, este aluminiul. Se poate spune că nu există ramură a industriei moderne care să se poată dezvolta fără utilizarea aluminiului și aliajelor sale sub forma de pise tunate, forjate sau matrițate, de tablă, benzi, sârma, folii, profile etc. Aceasta explică și dezvoltarea impetuoasă a producției de aluminiu pe plan mondial. Pentru creșterea rezistenței, aluminiu se aliază cu diferite elemente de aliere, pentru tema de cercetare optându-se pentru aliajul 7075.

Alegerea temei de cercetare a fost realizată datorită dezvoltării și utilizării aliajului 7075 în diferite domenii de activitate precum domeniul aeronautic și militar. Aliajul 7075 este un aliaj de aluminiu care are ca element principal de aliere zincul. Conține caracteristici mecanice și ductilitate foarte bune, rezistență ridicată, tenacitate și rezistență bună la oboseală. Având în vedere caracterul aplicativ al temei de doctorat, un rol major în cadrul său îl deține procesarea termomecanică la diferite temperaturi pentru aliajul 7075.

Pentru îndeplinirea obiectivelor tezei de doctorat s-a realizat un program complex de cercetare, care cuprinde 3 etape de procesare mecanică (deformare plastică prin laminare la cald) și de procesare termică (tratament termic de călire de punere în soluție și tratament termic de îmbătrânire artificială)

Structura tezei constă din trei părți. Prima parte conține prezentarea generală și introducerea, vederea metalurgică a aluminiului și aliajelor sale, proprietățile acestora și utilizarea, o prezentare generală a operațiunilor de prelucrare mecanică și termică.

A doua parte cuprinde obiectivele tezei, metodologia prelucrării probelor, caracterizarea avansată și conceptele de cercetare folosite.

Partea a treia cuprinde evoluția microstructurală în timpul prelucrărilor termomecanice, evoluția proprietăților mecanice, procesarea și concluziile generale, contribuțiile personale, recomandările și direcțiile viitoare de cercetare.

Teza se încheie cu lista de referințe, anexe și lista publicațiilor/difuzarea rezultatelor

Partea I-a: Prezentarea tematicii de doctorat

Capitolul 1. Influența condițiilor de procesare termomecanică asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075

1.1. Obținerea aluminiului

Aluminiul este unul dintre cel mai răspândit metal în scoarța Terestră (7,45%) și ocupă locul trei în rândul elementelor după oxigen și siliciu. Acesta există sub formă de compuși în natură datorită activității sale chimice ridicate.

Minereul de aluminiu se găsește în roci mai mult sau mai puțin bogate în alumina hidratată, cunoscută în mod obișnuit sub numele de bauxită.

Charles Martin Hall și Paul Louis Toussaint Héroult (deși nu au știut fiecare de existența celuilalt) au descoperit solubilitatea aluminei în criolit, care la aceea vreme era găsit doar lângă un fiord în Groenlanda .

Aluminiul realizat prin electroliză are o pondere de la 99,5% până la 99,8% aluminiu, conține atât impurități metalice cât și nemetalice, dar poate fi purificat prin diverse metode.

În funcție de modul de obținere și de compoziția chimică aluminiul se poate clasifica în:

- aluminiul de puritate tehnică, care conține de la 0,15 – 1% impurități. Este destinat prelucrării prin laminare la temperaturi înalte (laminare la cald) sau la temperaturi joase (laminare la rece) și în turnatorii. Este folosit și pentru obținerea de pulberi de aluminiu și a diferitelor aliaje de aluminiu;
- aluminiul de înaltă puritate, care conține de la 0,005 – 0,05% impurități. Este folosit la producerea de aparaturi chimice speciale, condensatori electrici etc.;
- aluminiul extra pur, care conține cel mult 0,0001% impurități, se obține prin topire zonară, este folosit pentru cercetări științifice, în tehnica nucleară, în tehnica semiconductorilor.

Nici un element chimic nu are solubilitate totală în aluminiu solid. Unele elemente sunt însă suficient de solubile și deoarece această solubilitate scade cu temperatura, există posibilitatea aplicării tratamentelor termice.

O serie de elemente ca: argintul, cuprul, magneziul, siliciul, zincul, litiul, dizolvându-se în aluminiu în conținuturile indicate, produc durificarea aluminiului pe seama formării soluțiilor solide. Aluminiul se poate alia ușor cu elemente precum: brom, crom, fier, mangan, nichel, titan, zirconiu și formează faze care se pot sau nu dizolva în matricea aluminiului,

acestea realizând creșteri ale rezistenței și durității, dar și creșterea stabilității la cald a aliajelor [1,3-5].

1.2. Proprietăți fizice, fizico-chimice și mecanice ale aluminiului

Proprietățile fizice, fizico-chimice și mecanice ale diverselor produse de aluminiu pot fi influențate de impurități. Impuritățile cele mai des întâlnite în aluminiu sunt fierul și siliciul.

Fierul nu se poate dizolva în aluminiu și formează o pondere de 7% Al_3Fe (1,7% Fe) și eutectic Al- Al_3Fe . Impuritatea de fier în aluminiu la nivel microscopic constă din grăunți poliedrici de aluminiu și precipitate aciforme de Al_3Fe . Prezența simultană a fierului și a siliciului produce două noi faze, faza α (Fe_3SiAl_3) și faza β (FeSiAl_5), care nu apar în aliajele binare. Acești compuși localizați la limitele grăunților de aluminiu reduc plasticitatea aluminiului [6].

1.2.1. Proprietățile fizice ale aliajelor de aluminiu

Cele mai importante proprietăți fizice necesare sunt: densitatea, punctul de topire (temperatura lichidus și solidus), conductibilitatea electrică, conductibilitatea termică și coeficientul de dilatare liniară.

Densitatea nu variază mult la aliajele de aluminiu, cele mai mici valori fiind la seriile care conțin magneziu (seria 5xxx și 6xxx), care este și cel mai ușor element de aliere.

Temperatura de topire poate varia prin aliere. În timp ce la aluminiul pur temperatura de topire este de $658,9^\circ\text{C}$, adaosul de elemente de aliere duce la scăderea temperaturii de topire până în domeniul $500 - 650^\circ\text{C}$. Multe din proprietățile mecanice ale aliajelor de aluminiu se deteriorează considerabil sub temperatura de topire. Puține aliaje pot fi utilizate peste temperatura de 200°C , în unele aplicații, de exemplu 2219 se poate utiliza în construcția motoarelor la temperaturi de până la 300°C .

Conductivitatea termică și electrică a aliajelor de aluminiu variază destul de mult. Cele mai mari valori le au aliajele de aluminiu de puritate comercială, care pot ajunge la 234 W/mK [4,7].

Coeficientul de dilatare liniară crește puțin pe măsura creșterii temperaturii (Tabelul 1.1).

Tabel 1.1. Principalele proprietăți fizice ale aliajelor de aluminiu din seria 7xxx [4].

Aliaj	Stare	Densitate [g/cm ³]	Coeficient de dilatare termică [10 ⁻⁶ /°C]	Temperatura de topire [°C]	Conductivita te termică [W/(mK)]	Caldură specifică [J/Kg°C]
7049	T73	2.84	23.4	475-635	155	900

	T7352	2.84	23.4	475-635	155	900
7049	T7351X	2.83	23	490-630	157	900
	T736, T74	2.83	23	490-630	157	900
	T7451	2.83	23	490-630	157	900
	T7651	2.83	23	490-630	157	900
7075	O	2.81	23.6	475-635	-	900
	T6, T651	2.81	23.6	475-635	130	900
7075	T736,T74	2.80	23.4	475-635	157	900
7178	O	2.83	23.4	475-630	-	900
	T6, T651	2.83	23.4	475-630	126	900
	T76, T7651	2.83	23.4	475-630	-	900

1.2.2. Proprietățile mecanice ale aliajelor de aluminiu

Cele mai importante proprietăți mecanice ale aliajului 7075 sunt:

- limita de curgere, MPa; între 240 MPa și 475 MPa;
- rezistența la rupere, MPa; între 360 MPa și 545 MPa;
- modul de elasticitate, (E), GPa; între 71.7 GPa și 72.4 GPa;
- modul de rigiditate, (G), GPa; 26.9 GPa;
- alungirea; între 6% și 10%;
- coeficientul lui Poisson (ν) ; 0.33;
- tenacitatea ruperii (reziliența); 17 J;
- duritatea (HB); între 55 HB și 163 HB;
- rezistența la oboseală; 159 MPa

Proprietățile mecanice variază foarte mult cu modul de aliere, precum și cu starea de tratament termic. O mare importanță o are modul de execuție al epruvetelor, precum și numărul minim de încercări. În general o proprietate tipică se determină dintr-o medie statistică. O valoare minimă este definită pentru industria de aluminiu ca o valoare în care 99% din epruvete vor avea o probabilitate de 95%.

Pentru utilizarea în condiții de securitate se aplică un factor de siguranță, egal cu 1,64 - 2,64 față de tipul de structură, modul de rupere (ductil sau fragil) sau tipul de component (de bază sau de legătură). Cunoscând valoarea forței necesare răsucirii sau chiar ruperii unui component, se aleg aliajele în funcție de valorile tipice ale caracteristicilor mecanice.

Valorile maxime (în general ale limitei de curgere) pentru o serie de produse de aluminiu (în stare moale) se aleg în vederea deformării plastice la rece a acestora pentru schimbarea proprietăților mecanice [4, 8].

Rezistența mecanică și limita de curgere.

Deoarece curba tensiune-deformație a aluminiului este liniară în zona elastică, aliajele de aluminiu nu au un punct bine delimitat al curgerii. Astfel, se adoptă ca valoare a limitei de

curgere pentru industria de aluminiu valoarea obținută prin intersecția curbei cu o linie paralelă cu tangent la curba tensiune-deformație pentru o valoare de 0,2% a deformației pe axa x.

Rezistența la rupere este valoarea maximă a tensiunii pe care o suportă materialul fără a se rupe. Toate valorile date în specificațiile de produse de aluminiu se numesc valori tehnice; ele se calculează ca raportul dintre forța de rupere și secțiunea inițială, deoarece de fapt materialul se alungește înaintea ruperii. Astfel valorile tehnice sunt sensibil mai mici decât valoarea reală de rupere [9].

Limita de curgere are un spectru larg de valori, mergând de la 55 MPa la valori maxime 580 MPa. Pentru o serie de aliaje recoapte, valorile sunt stabilite la pragul maxim pentru a se asigura deformabilitatea fără apariția fisurilor.

Ca la toate materialele metalice, caracteristicile mecanice ale aluminiului variază în funcție de temperatură. Cele mai multe aliaje au un spectru al valorilor de rezistență de la -100°C la +100°C, cu valori mai mari sub acest domeniu și valori mai mici peste acest domeniu [4, 10].

Modulul de elasticitate, modulul de rigiditate și coeficientul lui Poisson.

Modulul de elasticitate (cunoscut ca și modulul lui Young) este panta curbei tensiune-deformație în zona elastică. Este o caracteristică mecanică importantă, deoarece măsoară rezistența materialului în zona elastică, precum și rezistența la flambaj. La aliajele de aluminiu modulul de elasticitate variază destul de puțin, fiind dependent de proporția elementelor de aliere.

Modulul de rigiditate (G) este raportul dintre tensiunea de forfecare și deformație în testul de torsiune. Se mai numește și modulul de forfecare, care are pentru aliajele de aluminiu o valoare de $26 \cdot 10^3$ MPa.

Coeficientul lui Poisson (ν) este o valoare negativă a raportului dintre deformația transversală care însoțește deformația longitudinală cauzată de întinderea axială în regiunea elastică. Pentru aliajele de aluminiu coeficientul Poisson are valoarea 0,33, similar cu cel al oțelului. Cum această valoare se modifică foarte puțin prin aliere sau la scăderea temperaturii se acceptă această valoare pentru majoritatea aplicațiilor.

Tenacitatea ruperii (reziliența) reprezintă o valoare a capacității de rezistență a materialului de a se opune extinderii fisurii. Aluminiul are o structură CFC care nu are un domeniu de tranziție ductil - fragil, ca oțelurile, în care sub acest domeniu au o reziliență mult diminuată. Aliajele din seriile 1xxx, 3xxx, 4xxx, 5xxx și 6xxx au o reziliență mare care nu se

poate măsura prin metodele utilizate frecvent pentru celelalte materiale, în schimb aliajele din seriile 2xxx și 7xxx au o reziliență mai mică.

Ductilitatea este capacitatea materialului de a absorbi deformații plastice înaintea ruperii și se determină prin măsurarea alungirii.

Alungirea reprezintă creșterea procentuală a distanței dintre părțile epruvetei după și înainte de rupere. Alungirea aliajelor de aluminiu este mai mică decât cea a oțelurilor cu conținut mediu de carbon. Un aliaj care nu este ductil se rupe la valori mai mici ale tensiunii la limita de curgere, deoarece nu se deformează plastic pe concentratorii locali de tensiune. În schimb, comportarea fragilă la rupere la valori crescute ale tensiunii conduce la ruperea prematură a metalului.

Alungirea metalului recoapt este mai mare decât a metalului durificat și îmbătrânit în timp ce rezistența mecanică este mai mică. Astfel, metalul recoapt este ușor deformabil și capabil să suporte operații severe de deformare plastică fără defecte de fisurare.

Alungirea este foarte mult dependentă de temperatură, având valoarea cea mai mică la temperatura camerei și crescând odată cu creșterea temperaturii.

Duritatea aliajelor de aluminiu se măsoară prin diferite metode: Webster (ASTM B647), Barcol (ASTM B648), Newage (ASTM B 724) sau Rockwell (ASTM E18).

Deseori se utilizează duritatea Brinell (HB, ASTM E10) la o sarcină de 500 kg și 10 mm diametru. Măsurătorile de duritate se utilizează pentru determinarea calității produselor tratate termic [4, 11, 12].

Rezistența la oboseală.

Valorile caracteristicilor mecanice se determină prin încercări statice la întindere. Aplicarea sarcinilor repetate, alternante poate duce la rupere la valori mai mici decât cele obținute la solicitarea statică. Această comportare se numește oboseală.

Dacă în cazul încercărilor statice caracteristicile măsurate sunt puternic influențate de temperatură, în cazul caracteristicilor de oboseală acestea nu sunt influențate de variația temperaturii în cazul aliajelor de aluminiu.

Rezistența la oboseală a aliajelor de aluminiu este de 30%- 40% din valoarea rezistenței la oboseală a oțelurilor în aceleași condiții de solicitare.

Rezistența la oboseală este influențată de condițiile de mediu. Rezistența la oboseală a aluminiului în medii corozive, cum ar fi sărurile, este considerabil mai mică decât valoarea obținută în condiții de laborator. Seriile 5xxx și 6xxx suportă o reducere mai mică a rezistenței la oboseală în medii corozive decât seriile mai puțin rezistente la coroziune, 2xxx

și 7xxx. Pe de altă parte, rezistența la oboseală este mai mare la temperaturi criogenice decât la temperatura camerei [13, 14].

1.2.3. Proprietăți fizico-chimice ale aliajelor aluminiului

Aliajul este alcătuit din elementele care pot reacționa împreună pentru a forma compuși intermetalici sau pot fi solubile, formând-se soluții solide.

O fază de aliaj este o parte uniformizată care este mărginită de o suprafață de separare și care are o rețea proprie. Compoziția chimică și structura grăunților conduce la tranziția fazelor. Întrucât proprietățile unui aliaj sunt conturate în principal de faze și de structura grăunților, investigarea aliajelor pornește cu identificarea fazelor/compușilor care se pot afla în aliaj.

Componentele structurale ale aliajelor neferoase sunt alcătuite din faze sau mixtură de faze și au o trăsătură distinctivă în analiza metalografică. Componentele structurale ale acestor aliaje pot fi clasificate în linii mari în patru categorii: metale care nu conțin elemente străine (fără impurități), compuși definiți, soluții solide și mixturi mecanice.

Metalele fără impurități au un sistem cristalin propriu și apar în studiul metalografic ca o structură cu grăunți de formă poliedrică, care, în absența impurităților, sunt nediferențiați. În cazul atacurilor scurte cu reactivi folosiți în metalografie, la nivel microscopic sunt vizibile doar limitele grăunților. În cazul atacurilor mai lungi grăunții prezintă culori și coroziuni diferite datorită anizotropiei și orientării lor metalografice.

Compusul de aliaj neferos definit se referă la compusul format prin combinarea atomilor (ionilor sau moleculelor) elementelor constitutive într-o anumită proporție. Raporturile dintre constituenți se abat câteodată de la regula valenței, din cauză că în aliajele cu caracter metalic, legăturile atomilor pot fi realizate pe calea împărțirii electronilor.

Într-o rețea cristalină, atomii nu sunt întotdeauna aranjați ordonat, în special la grade mai înalte de temperatură există o dispersie. La grade de temperatură mai reduse, are loc structurarea, sau distribuția organizată a atomilor în proeminențele rețelei. O soluție solidă constă din numeroase tipuri de particule amestecate la nivel atomic. Morfologia cristalină a soluției solide este aceeași ca și cea a elementului de bază. Prin urmare, soluțiile solide se obțin prin infiltrarea unei rețele de atomi de diferite compoziții (numiți atomi străini sau atomi de aliaj) de metale pure. Pătrunderea atomilor de altă natură în rețeaua componentelor principale se îndeplinește prin substituție sau pătrundere în spațiile interstițiale. Domeniile practice de aplicare ale aliajelor de aluminiu sunt înainte de toate determinate de proprietățile acestora.

În funcție de dependența lor, proprietățile aliajelor de aluminiu se împart astfel:

- proprietăți nedependente de structură, cum ar fi densitatea, temperatura de omogenizare, căldura masică, determinate exclusiv de proprietățile constituenților.
- proprietăți dependente de microstructură determinate de compoziția, starea și structura aliajului, cum ar fi plasticitatea, duranța, rezistența electrică specifică, magnetostricțiune și rezistența la coroziune [4, 15-17].

1.3. Clasificarea aliajelor aluminiului

Aluminiul este asociat grupei a III-a tabelului periodic al elementelor, conține un izotop stabil ^{27}Al și cinci izotopi instabili (^{24}Al , ^{25}Al , ^{26}Al , ^{28}Al) cu timpi de reducere la jumătate cuprins între 2,10 secunde și 394 secunde. Aluminiul se definește prin maleabilitate mare, duranță scăzută, conductivitate electrică specifică ridicată, conductibilitate termică ridicată și o foarte mare rezistență la coroziune în mediul înconjurător și acizi organici. Aluminiul are o densitate de numai $2,7 \text{ g/cm}^3$, aproximativ o treime din cea a oțelului ($7,83 \text{ g/cm}^3$).

Multe aliaje de aluminiu pot fi folosite ca materiale antifricțiune fiind caracterizate printr-o rezistență mare la uzură, păstrarea proprietăților mecanice la temperaturi ridicate, funcționarea bună la regim de ungere limitat și o rezistență relativ ridicată la coroziune [18,19,20].

Principalele caracteristici ale aluminiului sunt prezentate în Tabelul 1.2.

Tabel 1.2. Caracteristicile aluminiului [18].

Proprietatea	Valoarea
Număr atomic	Z=13
Masa atomică	A=26.98 at/g
Rețeaua cristalină	CFC
Parametru de rețea (la 20°C)	a= 4.04Å
Temperatura de topire	660°C
Punct de fierbere	2518°C
Densitate	2.7 g/cm ³
Conductivitatea termică	237W

Clasificarea aliajelor de aluminiu în normele europene sunt:

1xxx- definește seria aluminiului de puritate comercială, cu cel puțin 99% Al. Această serie are ca aplicații: conductori electrici, componente de stocare a produselor chimice (bazate pe cele mai bune proprietăți ale acestei serii: conductivitatea electrică și rezistența la coroziune). Ultimele două cifre indică partea zecimală de procent al purității materialului. De exemplu, 1060 indică 99,60% aluminiu. Rezistența aluminiului pur este relativ joasă.

2xxx- principalul element de aliere al acestei serii este cuprul, care mărește rezistența mecanică, dar reduce rezistența la coroziune. Aceste aliaje au fost primele aliaje dezvoltate de aluminiu și au fost denumite duraluminiu. Aliajul 2024 este cel mai cunoscut și des utilizat pentru componente din industria aeronautică.

3xxx- elementul majoritar este manganul, care crește rezistența mecanică a aluminiului cu circa 20%. Acesta mai conține fier, care este folosit în general pentru a finisa grăunții și particulele intermetalice grosiere [4,21]. Principalele aliaje (3003, 3004, 3105) au o bună rezistență la coroziune și deformabilitate. Seria 3xxx este utilizată pentru componentele arhitecturale sau ca material de bază pentru placare (schimbătoare de căldură și radiatoare).

4xxx- siliciul este elementul majoritar al acestei serii, reducând temperatura de topire a îmbinărilor prin sudare sau brazare. Siliciul îmbunătățește caracteristicile de curgere, produsele forjate din aliajele acestei serii având cele mai complexe forme. Aliajul 4043 este uzual utilizat pentru electrozi de sudură, iar aliajele 4045 și 4004 se folosesc pentru placare ca și plachete care se sudează pe slebul de bază, formând produse rezistente la coroziune.

5xxx- elementul majoritar al acestei serii este magneziul, care determină creșterea rezistenței mecanice, rezistenței la coroziune, sudabilității. Aliajele acestei serii se utilizează pentru aplicații marine, electrozi de sudură și componente îmbinate prin sudură. Rezistența mecanică a aliajelor seriei 5xxx este direct proporțională cu ponderea de magneziu, până la 6%.

6xxx- elementele majoritare ale acestei serii sunt magneziul și siliciul în acea proporție necesară formării compusului intermetalic Mg_2Si , ceea ce le face tratabile termic [22]. Aceste aliaje au proprietăți simultane de rezistență la coroziune și rezistență mecanică. Aliajul 6061 este probabil cel mai popular aliaj al seriei, având limita de curgere comparabilă cu cea a oțelului cu conținut mediu de carbon. Seria 6xxx este ușor extrudabilă, astfel încât majoritatea produselor extrudate se utilizează pentru construcții civile și alte aplicații structurale.

7xxx- elementul majoritar al acestei serii este zincul. Seria 7xxx include două tipuri de aliaje: $AlZnMg$ (7005) și $AlZnMgCu$ (7075 și 7178). Aliajele acestei serii au cele mai mari rezistențe mecanice, de exemplu aliajul 7178 ajungând la o valoare a rezistenței mecanice de 580MPa și se utilizează la componente structurale ale avioanelor. Rezistența la coroziune a aliajelor din seria 7xxx aliate cu cupru este mai mică decât a seriilor 1xxx, 3xxx, 5xxx și 6xxx. Unele aliaje din seria 7xxx fără cupru (cum ar fi 7008 și 7072) sunt acoperite pentru a avea rezistență la coroziune [4,23].

8xxx- cuprinde ca elemente de aliere altele decât cele utilizate în seria 2xxx și 7xxx. Fierul și nichelul se utilizează pentru creșterea rezistenței mecanice fără a se modifica conductivitatea electrică, astfel încât aliajul 8017 este utilizat pentru conductori. Aliajul $Al-Li$, 8090 are proprietăți excepționale de rezistență mecanică și prelucrabilitate, fiind utilizat în special în aplicații aeronautice [4, 24].

Aliajele de aluminiu elaborate prin retopire se împart în trei grupe:

- aliaje deformabile fără transformări de fază solidă;

- aliaje deformabile cu transformări de fază în stare solidă, apte de durificare structurală prin tratamente termice de călire de punere în soluție și îmbătrânire;
- aliaje de turnătorie, cu transformare eutectică la solidificare și cu transformare parțială în stare solidă, unele dintre ele fiind apte de durificare prin tratamente termice de călire și îmbătrânire [25].

Aliajele aluminiului se clasifică astfel: aliaje deformabile tratabile termic și netratabile termic, turnate tratabile termic și netratabile termic.

Tabel 1.3. Clasificarea aliajelor cu bază de aluminiu [16].

	Clasa	Seria	Elemente principale de aliere
DEFORMABILE	Tratabile termic	2xxx	Cu, (Mg)
		6xxx	Mg, Si
		7xxx	Zn, Mg, (Cu)
	Netratabile termic	1xxx	Al
		3xxx	Mn, (Mg)
		5xxx	Mg
TURNATE	Tratabile termic	2xxx	Cu
		3xxx	Si, Cu/Mg
		7xxx	Zn, (Mg)
	Netratabile termic	1xxx	Al
		4xxx	Si
		5xxx	Mg

1.3.1 Aliaje de aluminiu deformabile tratabile termic

Compus din aliaje de aluminiu cu elemente cu solubilitate relativ mare: Cu, Mg, Zn pot fi tratate termic, deoarece solubilitatea lor variază în funcție de temperatură. Aliajele AlCu, AlCuMg, AlMgSi, AlZnMg, AlZnMgCu, AlCuNiMg sunt utilizate în mod obișnuit în această clasă. Exemplele tipice sunt aliajele AlCu de aproximativ 4,0-5,5% Cu.

Aliajele termorezistente deformabile din sistemul AlCu sunt alcătuite din compusul CuAl_2 în soluție solidă α . Aceste aliaje conțin multe elemente de aliere favorabile sau nefavorabile, astfel încât se formează alți compuși intermetalici, care se pot durifica cu ușurință prin dizolvare în soluția solidă sau pot fi insolubile și localizate la limita grăunților. Proprietățile tehnice sunt influențate de prezența elementelor chimice. O mare influență o are siliciul care crește rezistența la rupere, reduce maleabilitatea și anduranța, influențează comportamentul la durificare și scade proprietățile aliajului la temperatură ridicată și întindere. Magneziul crește rezistența la deformare și tracțiune și influențează comportamentul la durificare [26].

În sistemele AlCuMg aliajele sunt rezultatul dintre soluții solide și compuși: CuAl_2 , CuMgAl_2 , CuMg_4Al_6 . Compușii semi-metalici au o influență în comportarea la tratamentul termic, care se manifestă prin creșterea conținutului de cupru în raport cu cel de magneziu. În cazul în care conținutul de cupru : magneziu depășește raportul 8 la 1, compusul durificator este CuAl_2 ; pentru situația în care acest raport se află în limita 8 la 1 – 4 la 1, compușii durificatori sunt CuAl_2 și CuMgAl_2 ; pentru limita 4 la 1 - 1,5 la 1, compusul durificator fiind CuMgAl_2 ; în cazul în care raportul este mai mic de 1,5 la 1, compusul durificator este CuMg_4Al_6 . Proprietățile mecanice asigurate după îmbătrânirea naturală sunt asemănătoare cu cele realizate în timpul recoacerii. Comportamentul la tratament termic și proprietățile din sistemul AlCuMg sunt influențate de elementele favorabile și nefavorabile. Proprietățile sunt influențate în funcție de elemente astfel: prezența manganului influențează pozitiv rezistența mecanică (R_m) și negativ plasticitatea când este peste o pondere de 1%, precipitarea este datorată în mare parte siliciului, prezența nichelului îmbunătățește rezistența la temperatură, în schimb prezența fierului reduce rezistența la tracțiune.

În sistemele AlCuNi aliajele au rezistența la tracțiune ridicată atât la rețete termice scăzute cât și la rețete termice înalte; durificarea prin îmbătrânire este atribuită compușilor care conțin trei elemente chimice diferite $(\text{CuNi})_2\text{Al}_3$ și Cu_4NiAl_7 , cu posibilitatea apariției celui de-al patrulea (magneziu).

În sistemele AlMgSi aliajele devin mai dure datorită tratamentului termic final de îmbătrânire, acestea fiind folosite pentru construcția de mașini și fabricarea de ornamente.

Aliajele AlZnMg cu o rezistență excelentă la coroziune sunt, de asemenea, incluse în aliajele de deformare termorigide. Aceste aliaje conțin zinc cu o pondere de 2-8%, plus elemente precum argint, cupru, crom, titan, fier, siliciu.

Acestea pot fi împărțite astfel:

- aliaje de rezistență mare cu un total de Zn+Mg+Cu mai mare de 10%;
- aliaje de rezistență medie cu un total de Zn+Mg+Cu de 7-9%;
- aliaje cu rezistență redusă cu un total de Zn+Mg+Cu mai mic de 6% [27].

1.3.2 Aliaje de aluminiu deformabile netratabile termic

Dintre acestea se prezintă următoarele: AlMg, AlMn, AlMgMn, AlMnCu, AlNiFe, AlSnNiCu.

Aliajul AlMg care conține o pondere de peste 1,4% magneziu este compus din soluție solidă α și compus Al_8Mg_5 . Aliajele care sunt deformabile și au o pondere de maxim 7% magneziu se clasifică după cum urmează, și anume: aliajele cu o pondere maximă de 5% magneziu nu se tratează prin metode termice în schimb ce aliajele cu o pondere mai mare de

5% magneziu se tratează pentru durificare, dar cu o influență scăzută a acesteia. Luând în considerare și gama extinsă de elemente nedorite, structurile acestora includ soluții solide, compuși Al_8Mg_5 și alte faze intermediare, deseori dispuse la limitele de grăunți.

Aliajul AlMg prezintă rezistență mecanică mare asociată cu un grad de plasticitate ridicată, poate fi deformat plastic la rece în condiții tehnologice favorabile, are durabilitate în condiții favorabile corodării sau prin sudare. Pentru modificarea proprietăților acestui aliaj se recomandă ca la formarea rețetei de turnare să se introducă elemente chimice precum: beriliu, bor, cupru, crom, litiu, titan, mangan, zirconiu, fier.

Pentru micșorarea dimensiunii grăunților respectiv finisarea granulației se introduce titan și bor, pentru îmbunătățirea durabilității mecanice și rezistența la factori corozivi se introduc elemente precum mangan și crom, creșterea fluidității o conferă siliciul, pentru prevenirea coroziunii punctiforme se folosește cuprul, pentru creșterea temperaturii de recristalizare a materialului se utilizează fier și zirconiu, iar pentru scăderea conținutului oxidului de magneziu la elaborare se folosește beriliul și litiu [28].

Aliajul AlMg este utilizat pe scară largă în construcții metalice, inginerie mecanică, transporturi, aviație și industria armelor.

Conținutul de Mn al aliajelor AlMn este de obicei între 1% și 1,7%. Datorită solubilității compușilor Al_6Mn în aluminiu care variază datorită influenței termice, teoretic aceste aliaje sunt durificabile prin tratament. Domeniul de aplicații este similar cu cel al aliajelor aluminiului aliat cu magneziu.

În sistemele aluminiului aliat cu magneziu și mangan, aliajele deformabile nedurificabile termic au în componență o pondere de maxim de 3% magneziu, o pondere de minim 1% și maxim 1,5% mangan și se caracterizează astfel: durabilitate, deformabilitate, sudabilitate și rezistență la factori corozivi.

În sistemele aluminiului aliat cu nichel și fier, aliajele deformabile nedurificabile termic au în componență o pondere de aproximativ 1% nichel și de 0,6% fier și se caracterizează astfel: durabilitate în condiții favorabile corodării (în apa mărilor și oceanelor) și utilizare în aplicații nucleare.

În sistemele AlSnNiCu, aliajele deformabile care nu se pot durifica structural, au proprietăți foarte bune de rezistență la frecare și sunt utilizate la fabricarea rulmenților pentru industria constructoare de mașini [29].

1.3.3. Aliaje de aluminiu turnate

Aliajele de aluminiu turnate au proprietăți caracteristice aliajelor care conțin eutectice, cum ar fi fluiditate ridicată, contracție relativ scăzută și rezistență la fisurare la temperaturi

ridicate și la formarea de incluziuni. În cadrul aliajelor turnate există aliaje de aluminiu aliate cu magneziu, cupru, siliciu, zinc.

Aliajele AlCu turnate pot fi împărțite după următoarele categorii:

- aliajele cu o pondere de minim 4% și maxim 6% cupru cu adaosuri de siliciu, mangan, nichel, magneziu și titan;
- aliajele cu o pondere de minim 6% și maxim 8% cupru cu adaosuri de crom, mangan, siliciu, staniu, fier, zinc;
- aliajele cu o pondere de minim 10% și maxim 14% cupru cu adaosuri de maxim 0,4% magneziu, maxim 1,5% fier, maxim 5% siliciu și cantități reduse de crom, mangan și nichel [30].

Elementele chimice sunt introduse pentru o mai bună prelucrabilitate a materialului și creșterea rezistenței la tracțiune, limitei de curgere, alungirii, îmbunătățind turnabilitatea și permițând aplicarea unui tratament termic de durificare în prezența magneziului. Magneziu contribuie la îmbunătățirea proprietăților de rezistență mecanică, titanul crește tenacitatea prin finisarea granulației, nichelul crește refractaritatea materialului și manganul crește ductilitatea, dar reduce maleabilitatea.

Aliajele AlCu sunt mai puțin turnabile atunci când au o pondere de minim 4% și maxim 6% cupru, dar sunt turnabile atunci când conțin mai mult de 10% cupru. Aliajele Al-Cu sunt utilizate în piese turnate cu cerere mare în producția autovehiculelor și aeronavelor.

Aliajele AlMg turnate au o pondere de magneziu minim 1% și maxim 13% precum elemente secundare cum ar fi maxim 2% siliciu, maxim 2% mangan, maxim 3% zinc, maxim 3% litiu, fier, cupru, nichel, titan, bor, beriliu, zirconiu. Acestea prezintă valori ridicate la tracțiune, limita de curgere, alungire, sunt ușoare și nu corodează în mediu favorabil. Manganul conferă turnabilitate, îmbunătățește proprietățile anticorozive înlăturând efectul negativ al fierului, crește proprietățile la tracțiune, alungire și limita de curgere, zincul crește turnabilitatea, în schimb ce cuprul, nichelul și fierul reduc proprietățile anticorozive și maleabilitatea și cresc refractabilitatea. Acestea sunt utilizate pentru turnarea pieselor rezistente la coroziune cu proprietăți adecvate de rezistență mecanică.

Aliajele AlSi turnate au în componență siliciu cu o pondere de minim 1% și maxim 14%, diverse impurități, cum ar fi aproximativ 1,4% fier, 0,15% magneziu și 0,6% cupru. Microstructura aliajelor care conțin siliciu într-o pondere de minim 11% și maxim 13%, constă din grăunți primari de siliciu și un substrat eutectic grosier de α +Si; atunci când eutecticul se solidifică, grăunții de siliciu precipită sub forma de grăunți aciculari la limitele grăunților α , ceea ce are un efect negativ asupra proprietăților de tracțiune, alungire și limită de curgere [31].

Dezavantajul acesta se elimină în urma unor transformări cu rezultatele de mai jos:

- scăderea mărimii grăunților ramificați;
- rarificarea și divizarea ramificațiilor;
- modificări ale configurației eutecticului.

Astfel, aliajul având conținutul de siliciu de 12% după transformare prezintă un model structural hipoeutectic constând dintr-un amectec în stare solidă și eutectic.

Proprietățile acestui aliaj sunt: turnabilitate, este sudabil și rezistă în medii corozive. Se folosește pentru fabricația mecanică a pieselor turnate ale secțiunilor complexe care prezintă proprietăți mecanice bune și rezistență la coroziune. Îmbunătățirea proprietăților mecanice și de proces ale acestor aliaje se poate obține prin aliere cu: Mg, Mn, Cu, Ni. Aliajele aluminiului aliate cu siliciu și magneziu conțin o pondere de minim 2% și maxim 14% siliciu, conținut de magneziu de maxim 2% și completări de fier, magneziu și titan. Se folosesc pentru piesele turnabile cu cerințe ridicate de funcționare, structuri importante (ex. motoare) și pentru piesele turnabile rezistente în medii corozive.

Conținuturile cu o pondere de minim 5% și maxim 12% siliciu, maxim 5% cupru și cantități sub 1% de mangan și fier formează sistemul de aluminiu aliat cu siliciu și cupru. Proprietățile tehnice sau operaționale sunt schimbate prin tratarea la diferite temperaturi. De obicei acestea sunt folosite în industria aeronautică și auto, în special la elementele turnabile puternic solicate. La aliajul aluminiului aliat cu zinc (pondere de 12%) se menționează prezența magneziului (pondere de minim 0,1% și maxim 1%), a siliciului (pondere de minim 5 % și maxim 8%) și periodic titan, crom și fier. Ponderea mărită a zincului va reduce capacitatea turnării [7, 32, 33].

1.4. Caracteristici structurale ale aliajelor de aluminiu

Modificarea proprietăților de structură în procesele de laminare și termice iau în considerare proprietățile prezentate mai jos:

- a) Microstructura – dimensiunea, configurația și orientarea grăunților față de direcția de laminare;
- b) Substructura – structura internă a grăunților deformați, deosebindu-i de grăunții recristalizați;
- c) Textura - orientarea cristalografică a grăunților.

Laminarea aliajelor speciale neferoase se realizează în condiții termice aproape de eutectic și aproape de temperatura mediului ambiant [4, 34].

Rolul preîncălzirii este de a îmbunătăți deformabilitatea acestor aliaje. Altfel spus, încălzirea reduce rezistența la deformare, caracterizată prin limita de curgere (R_c) și crește deformarea plastică, caracterizată prin alungire (A) [35].

Deformarea plastică la rece se realizează la temperatura mediului ambiant. Nu există doar diferențe cantitative între laminarea la rece și cea la cald, ci și diferențe calitative care se exprimă în structură.

Structura deformată a semifabricatelor laminate din aliaje neferoase speciale se formează în urma a două transformări: deformarea continuă a structurii primare și formarea elementelor recente tipice deformării. La prima transformare are loc schimbarea configurației grăunților în funcție de modelul de deformare a unei anumite regiuni a segmentului transversal, iar a doua constă în alcătuirea de noi delimitări între grăunți.

Deplasările defectelor liniare (dislocațiile) în rețeaua cristalină sunt realizate în urma deformării plastice prin răspândirea ascendentă a deplasărilor pe suprafețe [7, 36].

Mecanismul de deformare al metalelor și aliajelor neferoase, laminate la cald sau la rece, constă în deplasări glisante într-un anumit plan și într-o anumită direcție.

Semifabricatele speciale din aliaje neferoase pentru laminare sunt lingouri fabricate în turnătorie cu mărimi și configurație diferită, precum lingoul tip cilindru (bară) și lingoul plat (placă și tablă). Barele rotunde (lingouri cilindrice) din aliaje neferoase sunt utilizate pentru a produce țevi în secțiile de extrudare-laminare-trefilare, unde etapa de laminare are loc în flux. De asemenea, acestea sunt utilizate pentru a produce bare, profile și sârme, care sunt fabricate exclusiv prin extrudare și tragere [37].

Sleburile (lingouri plate) din aliaje neferoase sunt utilizate pentru deformările plastice. Sleburile sunt produse prin turnarea metalului lichid în cuve orizontale, plane, semicontinue și prin turnare continuă orizontală. Pentru lingourile de aliaje de cupru-zinc, aliaje de cupru-nichel, aliaje de nichel și de aluminiu, turnarea continuă se utilizează pe scară largă, în timp ce pentru a produce lingouri de aliaje mai rezistente la deformare, cum ar fi aliajele unde cupru și staniu sunt principale, se utilizează turnarea semi-continuu [38].

Câștigul solidificării metalului în flux, cu pauză sau fără pauză, din punct de vedere al obținerii produselor laminate este reprezentat de reducerea considerabilă a numărului și formei defectelor (lovituri, bășici, aluminizări, exfolieri, incluziuni), omogenitatea structurii aliajului și îmbunătățirea proprietăților mecanice [39].

Grosimea și greutatea aliajului turnat influențează proprietățile fizico-mecanice, comportamentul de turnare și deformare plastică la temperaturi înalte și joase.

Lingourile de dimensiuni și greutate mai mică sunt utilizate pentru laminarea aliajelor neferoase care sunt dure și greu de deformat, precum și pentru laminarea aliajelor care se deformează plastic la cald.

Pentru a se putea lamina aliaje dure (seria 2xxx, seria 7xxx) se folosesc semifabricate cu înălțimea mai mică, de obicei în intervalul minim 200 mm și maxim 300 mm. Pentru alte aliaje înălțimea semifabricatului se mărește pe măsură ce se trece la aliaje cu plasticitate mai mare, în intervalul 400 - 500 mm.

Semifabricatele din aliaj de aluminiu au o lățime de 500 - 2000 mm și o lungime de 2000 - 7000 mm, iar acestea cântăresc între 1000 – 5000 kg [7, 40].

Din aliaje neferoase speciale se laminează produse plate care includ plăci, table groase și table subțiri, benzi și folii. Plăcile se definesc ca fiind produsul rezultat în urma laminării la cald, în secțiune pe lățime sub forma de dreptunghi și o toleranță la grosime de cel puțin 0,10 mm, furnizate în lungimi drepte și cu marginile tăiate cu foarfeca sau cu ferăstrăul. Dimensiunile (grosime, lățime, lungime), proprietățile mecanice și alte proprietăți ale tablelor din metale neferoase trebuie să îndeplinească cerințele și condițiile tehnice specificate în standardul de produs.

Pentru aliajele neferoase, de obicei se laminează foi cu grosimea cuprinsă între 0,5 mm și 5 mm, lățimea între 10 mm și 1000 mm și lungimea între 1000 mm și 6000 mm, dar conform standardelor se pot lamina și foi de grosimi și lungimi mai mari.

Benzile se definesc ca fiind produsul rezultat în urma laminării la cald în secțiune pe lățime sub forma de dreptunghi și o toleranță la grosime de cel puțin 0,1 mm, furnizate sub formă de bobine (rulouri), de obicei cu capete de banda și extremități îndepărtate prin debitare.

Grosimea mai mică sau egală cu 0,1 mm este caracteristică produselor tip folie.

Plasticitatea este capacitatea aliajelor de a fi deformat plastic de forțe externe și este influențată de o serie de condiții specifice ale materialului (compoziție, așezarea grăunților) precum și de alte condiții specifice de laminare (influența temperaturii, rapiditatea de deplasare, reducerile de laminare).

Compoziția influențează rezistența acestora la deformarea plastică, în funcție de alcătuirea și distribuția constituenților sau modificările compușilor formați. Dacă gradul de topire al aliajului este mai mic, plasticitatea este mai mică și rezistența este mai mare.

Tabelul 1.4 conține mai multe faze corespunzătoare aliajelor de aluminiu din seria 7xxx conform bazei de date Thermo-Calc [7, 30, 41].

Tabel 1.4. Nume de faze comune corespunzătoare aliajelor aluminiului din seria 7xxx [30].

Nume faza	Nume comun și descriere
$\text{Al}_{15}\text{Si}_2\text{M}_4$	Un precipitat cubic, care provine din sistemul ternar Al-Mn-Si, cunoscută ca și precipitat de tip τ_9 , $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$, $\text{Al}_{16}\text{Mn}_4\text{Si}_3$ sau $\text{Al}_{15}\text{Mn}_4\text{Si}_2$. În acest precipitat Mn poate fi înlocuit cu Fe, precum și cu Cr și Mo. Da asemenea, în unele aliajele de aluminiu este identificată drept faza α .
$\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$	O aluminură de fier, care se formează adesea ca fază primară în timpul turnării, numită Al_3Fe .
$\text{Al}_2\text{Cu} - \text{C16}$	Așa-numita fază θ - Al_2Cu , se formează în multe aliaje de aluminiu care conțin Cu.
$\text{Al}_2\text{Cu_OMEGA}$	$\Omega\text{-Al}_2\text{Cu}$, un precipitat metastabil și versiunea coerentă a fazei θ .
θ' (theta_prime)	Un precipitat semi-coerent cu o stoichiometrie a Al_2Cu în $\alpha\text{-(Al)}$, adică zonele GPI.
THETA_DPRIME	Precipitate metastabile coerente în $\alpha\text{-(Al)}$, denumite și zone GPII. Are o stoichiometrie apropiată de Al_3Cu .
BETA_DPRIME	Precipitat metastabil β'' legat de Mg_2Si care se formează în aliaje pe bază de Al-Mg-Si. Poate conține atomi de Al ($\text{Al}_2\text{Mg}_5\text{Si}_4$) sau poate fi fără Al (Mg_5Si_6).
β' (beta_prime)	Precipitat metastabil β' legat de Mg_2Si , alias $\text{Mg}_9\text{Si}_5/\text{Mg}_{1.8}\text{Si}$.
$\text{U1_Al}_2\text{MgSi}_2$	Un precipitat metastabil pre- β Al-Mg-Si care conține Al, $\text{U1_Al}_2\text{MgSi}_2$.
$\text{U2_Al}_4\text{Mg}_4\text{Si}_4$	Un precipitat metastabil pre- β Al-Mg-Si care conține Al, $\text{U2_Al}_4\text{Mg}_4\text{Si}_4$.
$\text{Al}_{18}\text{Fe}_2\text{Mg}_7\text{Si}_{10}$	O fază cuaternară, alias $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$, Q, PHI și H_PHASE.
Al_6Mn	Un compus comun Al-Mn care se formează în aliaje de aluminiu care conțin Mn. Mn poate fi înlocuit cu, Cu și Fe, mai ales într-o măsură mai mare de către acesta din urmă.
$\text{Al}_{28}\text{Cu}_4\text{Mn}_7$	O fază intermetalică Al-Cu-Mn care se formează în aliajele de aluminiu.
Q_AlCuMgSi	O fază cuaternară stabilă Al-Cu-Mg-Si, numită Q, $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$, $\text{Al}_3\text{Cu}_2\text{Mg}_9\text{Si}_7$ și $\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_7$.
QPRIME	Versiunea coerentă / semi-coerentă a Q_ AlCuMgSi.
$\text{Mg}_2\text{Si} - \text{C1}$	Mg_2Si , se formează în aliaje de aluminiu care conțin Mg și Si.
$\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$	O fază ternară comună Al-Fe-Si în aliajele de aluminiu, alias τ_6 , Al_5FeSi , $\beta\text{-AlFeSi}$.
$\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$	O fază ternară comună Al-Fe-Si în aliajele de aluminiu, alias τ_5 , $\alpha\text{-AlFeSi}$.
$\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$	Un compus ternar Al-Cu-Fe care se poate forma în unele aliaje de aluminiu.
DIAMOND_A4	Si, precum și C și Ge.
C14 - LAVES	Un precipitat stabil comun în aliajele de aluminiu din seria 7000, numit și faza η – eta (MgZn_2) sau faza - M. Această fază include toate fazele de tip MgZn_2 .
η' (eta-prime)	Faza metastabilă η' , este legată de faza $\eta\text{-MgZn}_2$.

T	O fază stabilă în sistemul de aliaje Al-Mg-Zn, Al-Cu-Mg și Al-Cu-Mg-Zn. Este o fază de tip $(Al,Cu,Zn)_{49}Mg_{32}$ și este adesea identificată ca $Al_2Mg_3Zn_3$ în diverse aliaje de aluminiu.
T'	Faza metastabilă T', este o fază precursor a fazei T.
S	Faza S, este o fază de tip Al_2CuMg .
S'	Faza metastabilă S', este o fază precursor a fazei S.
Q_AlCuMgSi	Faza cuaternară Al-Cu-Mg-Si, adică faza Q, alias $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, $Al_3Cu_2Mg_9Si_7$ și $Al_4Cu_2Mg_8Si_7$.
Q_Al ₇ Cu ₃ Mg ₆	O fază ternară Al-Cu-Mg, alias $Al_7Cu_3Mg_6$ și faza Q.

În sistemul cuaternar de aliaje unde aluminiul împreună cu zincul, magneziul și cuprul, formează aliajul denumit zical, faza $MgZn_2$ îmbunătățește duritatea materialului, faza durificatoare Al_2Cu conferă o bună plasticitate dar rezistență scăzută la temperatură. Fierul și siliciul scad plasticitatea, manganul neutralizează influența nedorită a fierului, crescând duritatea și diminuând rezistența la coroziune.

Figura 1.1. ilustrează existența fazelor asemănătoare ca formă ale sistemului cuaternar la 460°C.

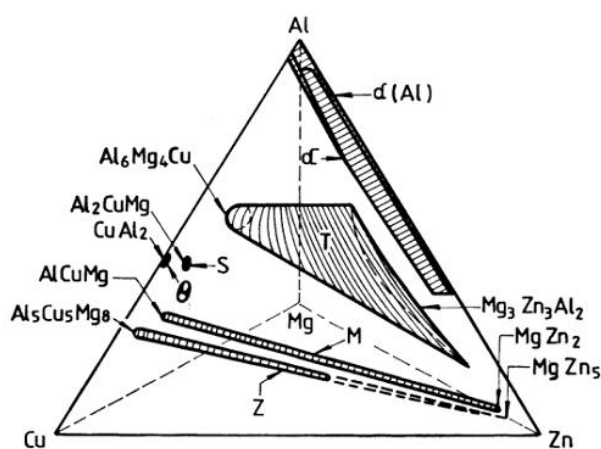


Figura 1. 1. Existența fazelor cu formă asemănătoare în sistemul cuaternar la 460°C [4].

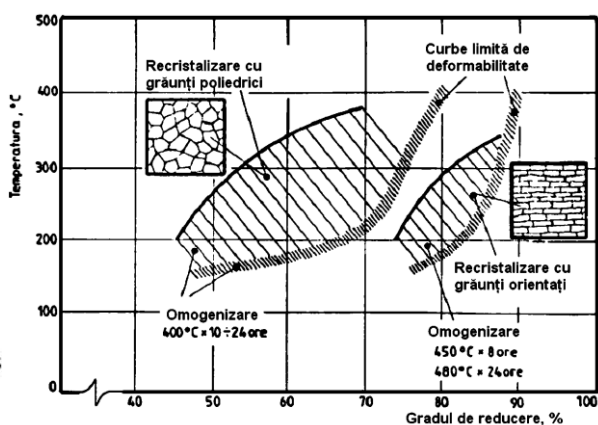


Figura 1. 2. Efectul condițiilor inițiale cu privire la omogenizarea structurii între proprietățile deformabilității și procesele de recristalizării ale aliajului 7075 [4].

Studiile au arătat că plasticitatea și rezistența la fisurarea prin coroziune a aliajelor AlZnMgCu este în funcție de ponderea de zinc și magneziu, unde zincul adunat cu magneziul are o pondere de maxim 6%, și zincul raportat la magneziu are o pondere de 2 până la 4%.

Impuritățile alcătuiesc compuși solubili sub formă de particule dure și fragile în soluție solidă, reducând plasticitatea și proprietățile finale ale aliajului; mici adaosuri de titan, bor și zirconiu în sistemul cuaternar AlZnMgCu duc la majorarea proprietăților plastice.

Figura 1.2 prezintă efectul cantitativ al condițiilor inițiale cu privire la omogenizarea structurii între proprietățile deformabilității și procesele recrystalizării ale aliajului 7075. Se poate observa că, atunci când materialul este parțial omogenizat, potențialul de deformare este mai redus din cauza apariției fenomenelor de-segregare în microstructura acestui aliaj. Din altă perspectivă, se poate observa că recrystalizarea, care are loc în materialele complet omogenizate caracterizate prin prezența precipitatelor fine dispersate care conțin crom, are un caracter parțial echi-ax, ca urmare a fenomenelor de segregare intercrystaline.

Aceste rezultate oferă o bază pentru selectarea condițiilor de deformare plastică și a grupurilor de tratamente termice (tratamente termomecanice) pentru a conduce la obținerea în urma proceselor de recrystalizare a unor microstructuri cu grăunți poliedrici [4, 43].

1.5. Procesare termică a aliajelor pe bază de aluminiu

Tratamentul termic este un proces care implică diferite niveluri de încălzire și răcire pentru a modifica proprietățile fizice ale metalelor.

În funcție de caracteristicile urmărite, tratamentele termice se clasifică în:

- recoaceri care au scopul de a restabili structura și proprietățile fizico - chimice ale materialului;
- călire de punere în soluție cu obținerea soluției solide suprasaturate;
- îmbătrânire aplicată după călire de punere în soluție pentru a readuce materialul spre starea de echilibru cu obținerea durificării structurale (durificare prin precipitare) [44].

Tratamentele termice aplicate aliajelor pe bază de aluminiu au două scopuri:

- restabilirea plasticității în vederea aplicării deformării plastice ulterioare;
- durificarea aliajelor pentru a obține caracteristici mecanice maxime sau optime și asocierea cu alte caracteristici cum ar fi rezistența la fluaj, la temperatura înaltă, stabilitate dimensională, rezistența la oboseală, sau proprietăți fizico-chimice (rezistența la coroziune, sub sarcină, aspect după anodizare) [45].

1.5.1. Recoaceri aplicate aliajelor aluminului

Prin utilizarea unor tratamente termice de recoacere în cazul aliajelor aluminului se urmărește micșorarea sau înlăturarea efectelor ecruisării produselor deformate plastic la rece și mărirea plasticității [46].

Recoacerile se clasifică în:

- recoaceri de restaurare,
- recoaceri de recrystalizare,
- recoaceri de omogenizare,

- recoaceri de detensionare.

Recoacerea de restaurare are ca scop principal înlăturarea tensiunilor interne produse de deformarea plastică la rece printr-o încălzire la temperatura de recrystalizare.

În aluminiul pur și în aliajele sale, caracterizate prin valori mari ale energiei defectelor de împachetare, restaurarea produce o rearanjare a structurii de dislocații din stare deformată cu apariția subgrăunților. Stadiul de metarestaurare corespunde deplasării numeroaselor dislocații din interiorul celulelor, dar fără apariția unor pereți de dislocații, în timp ce la temperaturi mai înalte sau la durate mai mari, apare ortorestaurarea când pereții de dislocații sunt bine conturați [47].

Recoacerea de recrystalizare are rolul de a înlocui complet structura de deformare cu grăunți alungiți, cu grăunți echiacși, proces însoțit de micșorarea accentuată a caracteristicilor de rezistență și de creșterea apreciabilă a plasticității. Evitarea gradului critic de deformare se poate face în cele două moduri cunoscute:

- fie se limitează ecruisarea sub valoarea deformării critice în oricare parte a produsului deformat;
- fie se obține o ecruisare mai mare decât aceea pentru gradul critic de deformare, încât recrystalizarea în ambele cazuri să asigure granulație fină, valoarea gradului critic de deformare depinde de fiecare tip de aliaj în parte [48].

Pentru obținerea unei granulații fine, recrystalizarea trebuie condusă în condițiile unei temperaturi maxime posibile de încălzire cu durate de menținere minime [49].

În condiții practice, temperatura de recrystalizare nu poate fi prevăzută precis deoarece ea depinde nu numai de compoziția aliajului, dar și de viteza de încălzire, de gradul de deformare prealabil, de tratamente termice anterioare ale aliajului. Fenomenul de recrystalizare secundară cu creșterea exagerată a granulației apare rar în aliajele obișnuite, dar este frecvent în aluminiul de puritate 99,7%, în care apare suprapunerea recrystalizării primare peste recrystalizarea secundară [50].

Recoacerea de omogenizare este rar utilizată ca un tratament distinct, cel mai adesea omogenizarea are loc în cursul unor încălziri aplicate în vederea călirii sau deformării plastice [51]. Omogenizarea aliajelor de aluminiu urmărește egalizarea concentrației soluției solide în interiorul dendritelor, dizolvarea fazelor intermediare în exces față de echilibru, coalescența fazelor secundare de echilibru, rotunjirea și creșterea grăunților soluției solide. Realizarea acestei recoaceri reduce eterogenitățile din structură și anulează tensiunile reziduale [52]. După recoacere, plasticitatea este îmbunătățită semnificativ, ceea ce o face potrivită pentru laminarea la cald. Tehnica de tratament termic de recoacere prin omogenizare presupune încălzirea la o temperatură cu 20 - 40 °C sub punctul de topire al eutecticului ușor fuzibil al

aliajului în cauză și menținerea acestuia la această temperatură. Încălzirea grăbește compuşii dizolvabili să migreze în soluție, omogenizează concentrația de componente ale aliajului în cauză la granițele grăunților [53].

Aliajele din seria 2xxx au timp de menținere în palier de până la 12 ore la temperaturi cuprinse între 485°C și 515°C, în timp ce aliajele din seria 7xxx se tratează între 445 °C și 470°C timp de 8 - 24 ore pentru omogenizare, conform tabelului 1.5.

Tabel 1.5. Parametrii tratamentului de recoacere de omogenizare [4].

Sistemul aliajelor	Temperatură, °C	Timp, h
Al 99,5% (seria 1xxx)	550 - 620	4 - 12
Al-Cu (seria 2xxx)	485 - 515	4 - 12
Al-Mn (seria 3xxx)	600 - 620	4 - 12
Al-Mg (seria 5xxx)	445 - 480	4 - 12
Al-Zn (seria 7xxx)	445 - 470	8 - 24

Pentru procesele de omogenizare, se utilizează cuptoare electrice cu circulație forțată a aerului de 750-1200 kW și viteze de 10-15 m/s, cu o toleranță de temperatură de $\pm 3^{\circ}\text{C}$.

Recoacerea de detensionare este aplicabilă în general componentelor turnate și deformate pentru obținerea plasticității și pentru micșorarea deformării după prelucrarea prin așchiere [4, 54].

1.5.2. Încălzirea pentru laminarea la cald

Pentru aliajele neferoase cu plasticitate medie sau mare și rezistență medie sau scăzută la deformare, recoacerea de omogenizare se poate realiza în asociere cu preîncălzirea pentru laminare.

Eutecticul, compozit ușor fuzionabil, necesită deformare la grade scăzute de temperatură în vederea evitării defectelor din semifabricat precum fisurile. La aliajele cu plasticitate ridicată sunt acceptabile temperaturi mai ridicate.

Semifabricatul pentru laminare trebuie încălzit la cea mai mare temperatură unde acesta are cele mai bune proprietăți plastice [55].

Limitele termice sunt bine stabilite, câteva grade sub limita minimă nu sunt acceptate, în special în prima trecere, când semifabricatul este încă nedeformat. În timpul procesului de laminare, microstructura aliajului este deformată, astfel încât defectele cauzate de scăderea temperaturii nu apar [56].

Condițiile de temperatură și viteză de laminare la cald determină microstructura semifabricatului laminat, adică dimensiunea și orientarea grăunților, care afectează

plasticitatea și proprietățile de rezistență la deformare ale semifabricatului după recoacere. Pentru a stabili aceste proprietăți, laminarea trebuie să se efectueze în intervalul de temperatură admisibil [57].

În tabelul 1.6. se pot observa perioade de temperatură la prelucrarea termică pentru unele aliaje de aluminiu. Aceste temperaturi ale produselor laminate de mai jos nu sunt considerate problematice din punct de vedere al prelucrării plastice.

Tabel 1.6. Domenii de temperatură de laminare la cald pentru unele aliaje neferoase [4].

Tipul de aliaj	Intervalul de temperatură de încălzire a sleburilor pentru laminare, [°C]	Minimul temperaturii de sfârșit de laminare, [°C]
2014 ; 2017; 2024	400 - 445	315
3003; 3005	400 - 500	150
6061; 6063	400 - 445	370
7075	400 - 440	315

De o importanță deosebită pentru procesul de laminare la cald și pentru calitatea produselor laminate sunt atmosfera și compoziția spațiului de lucru al cuptorului [4, 58].

1.5.3. Călirea de punere în soluție

Călirea de punere în soluție are rolul de a obține o soluție solidă cu o cantitatea maximă de elemente de aliere dizolvate și de a menține această structură de soluție solidă.

Temperaturile de încălzire în vederea călirii depind de compoziția chimică a aliajului. Temperatura de încălzire trebuie respectată în limite foarte restrânse de +/- 5°C. Dacă temperatura de încălzire este foarte ridicată apare riscul topirii locale, al arderii la limita de grăunte, ceea ce fragilizează aliajul.

Dacă temperatura este prea scăzută nu se dizolvă toate fazele secundare, iar caracteristicile mecanice obținute după îmbătrânire sunt scăzute. Durata de menținere la încălzirea de punere în soluție depinde, de asemenea, de compoziția chimică dar și de modul de elaborare, de omogenitatea aliajului și de mărimea de grăunte. Viteza de dizolvare a particulelor de fază secundară depind de natura, de dimensiunea și de distribuția lor [4, 59].

Cu cât gradul de deformare anterioară a aliajului este mai mare cu atât structura este mai finisată și, ca urmare, viteza de dizolvare a precipitatelor secundare la temperatura de călire este mai mare [60]. Un tratament termic prealabil influențează viteza de dizolvare a fazelor secundare. La repetarea călirii, viteza de dizolvare este mai mare decât o recoacere prealabilă [61].

Dacă se încălzesc materiale ecruisate, încălzirea de punere în soluție acționează ca o recristalizare, astfel încât poate avea loc creșterea granulației și chiar o recristalizare secundară cu obținerea grăunților grosolani [62].

Viteza de încălzire are un rol important. Dacă aliajul va fi deformat în continuare, se va evita creșterea exagerată a grăunților printr-o viteză mare de încălzire, mai ales în domeniul de temperaturi cuprins între 200 – 300°C [63].

Pentru menținerea la temperatura indicată (specifică aliajului) a soluției solide în stare de suprasaturare, viteza de răcire la călire trebuie să depășească viteza critică caracteristică fiecărui tip de aliaj.

Această viteză critică de călire se poate determina din diagramele TTT (temperatură – timp- transformare) sau (temperatură–timp–proprietăți) [64].

La reducerea temperaturii, solubilitatea componentelor dizolvați în soluția solidă scade, gradul de suprasaturare a soluției solide crește, iar stabilitatea ei scade. Pe de altă parte, la scăderea temperaturii se micșorează viteza de difuzie a elementelor dizolvate în aluminiu, astfel încât procesul de descompunere a soluției solide suprasaturate se încetinește, iar stabilitatea ei crește.

Acțiunea simultană a celor două procese determină stabilitatea soluției solide suprasaturate în funcție de temperatură [65].

Deformarea la rece imediat după călirea de punere în soluție accelerează și intensifică procesele de durificare prin îmbătrânire.

Pentru aliajele stabilizate dimensional sau din punct de vedere al proprietăților, deformarea plastică la rece după călire are efecte negative asupra rezistenței finale.

Pe măsură ce conținutul de magneziu crește, temperatura solidus se micșorează astfel că aliajele cu conținut de magneziu mai ridicat se încălzesc pentru punere în soluție la temperaturi situate aproape de 500°C [66].

Valorile maxime ale caracteristicilor mecanice obținute după aplicarea tratamentului termic ulterior, îmbătrânirea, depind de modul în care se realizează încălzirea pentru punere în soluție.

În general, variația temperaturilor în diferite puncte din spațiul cuptorului în timpul menținerii la temperatură, nu trebuie să depășească intervalul menționat al temperaturilor de încălzire.

Din aceste considerente se explică necesitatea încălzirii în baia de topituri sau în cuptoare electrice cu ventilație a agentului termic precum și necesitatea dotării acestor utilaje cu aparatură de măsurare, reglare și control al temperaturii. Durata menținerii la încălzirea

pentru punere în soluție este mai mică în cazul utilizării băilor de topituri decât în cazul încălzirii în cuptoare electrice [67].

Astfel, în tabelul de mai jos este prezentată durata de menținere a produselor din aliaje de aluminiu.

Tabel 1.7. Timpul de menținere la călire a unor produse din aliaje pe bază de aluminiu [4].

Tipul produsului	Grosimea (mm)	Durata încălzirii (minute)	
		În topituri de săruri	În cuptoare electrice cu recirculație
Table placate	< 2	5 - 7	10 - 20
	1.5 - 4	10 - 15	20 - 30
	5 - 10	20 - 25	35 - 50
Țevi	< 2	15	20 - 30
	> 2	15	40
Bare, benzi, table neplacate	< 2.5	10	30
	2.6 - 10	15 - 20	45 - 60
	11 - 30	25 - 30	75 - 90
	31 - 75	40 - 50	120 - 150
	76 - 160	70 - 80	180 - 210
Produse forjate, matrițate	< 2.5	10	30
	2.6 - 5.0	15	45
	5.1 - 50	40 - 50	60 - 120
	51 - 100	60 - 90	150 - 180
	101 - 150	120	210

Produsele din aliaje de aluminiu se mențin la încălzire o durată mai scurtă deoarece, datorită deformării plastice anterioare la rece, constituenți de faze secundare durificatoare, CuAl_2 și Al_2Cu Mg, au dimensiuni mai mici astfel încât, dizolvarea lor se produce într-un timp mai scurt [4, 68].

Un alt factor care influențează păstrarea în soluția solidă formată la încălzire a atomilor de elemente de aliere proveniți din fazele secundare este durata din momentul extragerii produsului din mediul de încălzire până în momentul introducerii lui în mediul de răcire. Această durată este foarte restrânsă între 10 – 20 sec. În speță, conform acestor considerente parametrilor termici și temporali ai călirii de punere în soluție conduc la necesitatea folosirii unor utilaje cu caracteristici ridicate de funcționare și construcție [69].

1.5.4. Îmbătrânirea

Îmbătrânirea aliajelor călite conduc la descompunerea soluției solide suprasaturate cu apariția fazelor secundare într-o difuzie controlată și apropierea de stabilitatea soluției solide [70].

Timpul, dimensiunea, repartizarea și volumul de grăunți precipitați într-un aliaj sunt în strânsă legătură cu gradientul termic, cu timpul îmbătrânirii și cu starea inițială a microstructurii [71]. Proprietățile mecanice și fizico-chimice ale aliajelor variază în mod continuu cu temperatura și durata îmbătrânirii. Alura curbelor de variație a proprietăților la îmbătrânire este aceeași pentru aliajele uzuale, valorile maxime ale unor caracteristici se micșorează pe măsură ce temperatura sau durata crește peste valoarea optimă. Aplicarea îmbătrânirii artificiale imediat după călire este o condiție pentru aliajele care suferă modificări ale proprietăților mecanice după o perioadă de îmbătrânire naturală. Pentru aliajele AlMgSi cu o proporție de Mg_2Si peste 1.2%, îmbătrânirea naturală modifică condițiile optime de îmbătrânire artificială în sensul scăderii valorilor de rezistență care se pot atinge, cât și în sensul prelungirii duratelor de îmbătrânire optime [44, 72].

Un atribut esențial de durificare prin precipitare îl constituie dependența solubilității cu temperatura. Această condiție este îndeplinită de cele mai multe ori în aliajele de aluminiu binare, ca și în cazul sistemului de aliaje AlSi și AlMn, de exemplu, manifestă schimbări relativ nesemnificative în proprietățile mecanice [73].

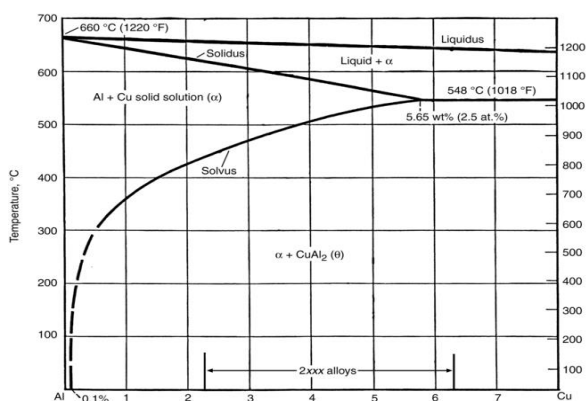


Figura 1.3. Diagrama Al-Cu porțiune din sistemul de faze binare [16].

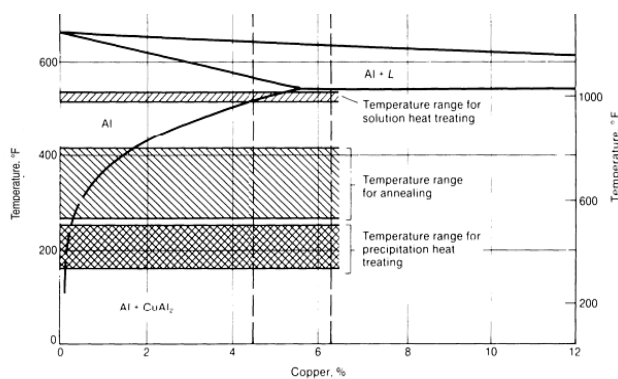


Figura 1.4. Diagrama Al-Cu, domeniul de temperatură indicat pentru călire de punere în soluție și îmbătrânire [19].

Domeniul de temperatură pentru călire, precipitare în domeniul indicat pentru punere în soluție este sub punctul de topire eutectic, temperatura 548 °C (1018 °F) la 5.65 % Cu.

Echilibrul soluției solide a cuprului în aluminiu crește odată cu creșterea temperaturii de la 0.20 % Cu la 250 °C la un maxim de 5.65 % Cu către temperatura de topire eutectică 548 °C. Pentru aliajele de Al-Cu care conțin 0.2-5.6 % Cu sunt posibile două stări de echilibru

distincte și anume, peste linia solvus când Cu este complet solubil și/sau atunci când aliajul este menținut la această temperatură pentru un timp suficient acesta difuzând [16, 74].

Figura 1.4 ilustrează relațiile cerute pentru dependența temperatură - solubilitate în durificarea prin precipitare, prezentând intervalul de temperatură solicitat pentru tratamentul de punere în soluție și durificare prin precipitare în sistemul de aliaje de aluminiu.

Cuprul va trece direct în soluție solidă la această temperatură. Sub linia solvus echilibrul stărilor constă în două faze: soluție solidă α plus compuși intermetalici $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ atunci când aliajul este convertit în toată soluția solidă prin menținere peste temperatura liniei solvus și apoi temperatura este scăzută sub linia solvus, soluția solidă devine suprasaturată și aliajul din cea de-a doua fază tinde să formeze precipitarea soluției solide [24, 75].

Variația structurii în afara echilibrului se formează sub temperatura solvus de echilibru. În sistemul de aliaje aluminiu – cupru, succesiunea precipitatelor se formează prin răcire rapidă a soluției. Aceste precipitate se dezvoltă secvențial odată cu creșterea temperaturii sau creșterea timpului între temperatura camerei și temperatura solvus [76].

Aliajele care conțin ca principal element de aliere cupru permit punerea în soluție pentru a obține proprietățile optime: în cazul tratamentului de punere în soluție, proprietățile mecanice sunt similare și câteodată depășite față de cele ale oțelurilor cu conținut scăzut de carbon. În prima instanță tratamentul de precipitare este efectuat pentru a crește proprietățile mecanice [77, 78].

Aceste aliajele nu au o bună rezistență la coroziune precum celelalte aliaje din aluminiu iar în anumite condiții, fiind suspecte de coroziune intergranulară.

Din această cauză de obicei aliajele în formă de foi de tablă sunt placate cu aluminiu de înaltă puritate sau cu aliaje MgSi din seria 6xxx, care asigură protecție galvanică masei de bază [79].

Descompunerea soluțiilor solide suprasaturate se realizează prin intermediul proceselor de difuzie. În stare solidă această caracterizare are la bază faptul că atât fluctuațiile omofazice cât și heterofazice implică deplasări ale atomilor pe distanțe mai mari decât un parametru de rețea și necesită activare termică putând fi echivalente sub acest aspect cu procesele de difuziune în stare solidă. Transformările prin fluctuații omofazice nu implică procese care să se desfășoare în stadii distincte de germinare și de creștere, ele implică numai rearanjamente ale atomilor prin care concentrațiile acestora sunt în volume foarte mari diferite de ale masei de bază, producându-se o deformare a rețelei, fără însă a se forma o structură reticulară proprie, diferită de a acesteia. Astfel de transformări conduc la apariția de „precipitate” distribuite uniform în masa de bază, fiind de aceea denumite omogene.

Transformările prin fluctuații eterogene implică procese care se desfășoară în stadii distincte de germinare și de creștere conducând la formarea unor precipitate de faze cu compoziție chimică și structură reticulară diferite de ale masei de bază și care păstrează sau nu o coerență cu rețeaua cristalină a acesteia [80].

În funcție de tipul fluctuațiilor (omogene sau eterogene) prin care se realizează și de compoziția chimică, de structura reticulară și de gradul de coerență al fazelor nou formate, în succesiunea desfășurării proceselor de descompunere a soluțiilor solide suprasaturate. Următoarele stadii caracterizează din punct de vedere morfologic: precipitarea, precipitarea fazelor metastabile și precipitarea fazelor de echilibru.

Aspectul morfologic reticular al zonelor Guiner – Preston, după numele celor doi cercetători care le-au descoperit prin metoda difracției de raze X în anul 1937, este prezentat ca zone cu dimensiuni de ordinul a câtorva distanțe interatomice.

În aliajele Al-Cu se formează două faze de tranziție: θ'' denumită și zonă G.P.II cu rețea tetragonală insuficient precizată și θ' a cărei structură reticulară diferă de a fazei de echilibru denumită $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$, atât prin poziții reciproce ale atomilor de cupru și de aluminiu cât și prin distanța dintre ei.

Aspectul morfologic al structurii rezultate prin transformare omogenă pe baza fluctuațiilor omofazice se pune în evidență prin microscopie electronică și se manifestă prin diferențele de colorație pe diferite zone ale probei.

Aceste zone Guiner-Preston au forme care variază în funcție de compoziția chimică a aliajului și anume: sferică în cazul aliajelor Al-Zn, lamelare în aliajele Al-Cu și Cu-Be și aciculare în aliajele Al-Mg-Si [81]. Dacă germinarea se produce uniform în toată masa cristalului de fază veche această precipitare continuă se numește generală sau uniformă [82].

În vecinătatea zonelor unde se produce precipitarea continuă localizată, precipitarea continuă uniformă încetează datorită micșorării concentrației atomilor în elementul dizolvat.

Parametrul rețelei soluției solide de bază din zonele învecinate se micșorează prin desfășurarea precipitării continue localizate, dar într-un timp mai îndelungat; precipitări discontinue sau celulare, ducând la formarea unor celule în care faza veche este transformată într-un amestec de două faze dintre care una poate păstra o structură reticulară similară cu cea inițială, dar având cristale orientate diferit, în timp ce a doua are compoziția chimică, structura reticulară și orientarea cristalelor diferit atât față de faza inițială, cât și de cealaltă fază rezultată prin transformarea ei.

Precipitarea discontinuă sau celulară se desfășoară prin formarea, sub influența recristalizării masei de bază a unor cristale de dimensiuni mici la temperaturi joase, la care

difuziunea este încă prea lentă pentru a se produce precipitarea continuă, uniform sau localizată [83].

1.6. Procesare mecanică a aliajelor pe bază de aluminiu

Există mai multe tipuri de procesări mecanice ale aliajelor pe bază de aluminiu dintre care cele mai importante sunt următoarele: frezarea, placarea, laminarea la cald și laminarea la rece. Pentru fiecare tip de procesare mecanică există o tehnologie specifică realizată în funcție de forma materiei prime (lingou, sleb, bară), de tipul de aliaj și de cerințele clientului intermediar sau final.

1.6.1. Frezarea

Suprafața semifabricatului este frezată cu o adâncime cuprinsă între 3-15 mm pe fiecare latură, pentru a elimina marginile exterioare segregate, depunerile de zgură și fisurile de suprafață care au apărut în timpul solidificării.

Operațiunea se realizează pe o mașină specială, care frezează simultan toate laturile și suprafețele orizontale ale semifabricatului, cu o productivitate de aproximativ 7 sleburi/oră.

Frezele care îndepărtează prin frezare din ambele suprafețe sunt dotate cu răsturnătoare, care întorc slebul la 180° pentru a fi frezat și pe latura inferioară.

Toate instalațiile de frezare sunt prevăzute și cu căi cu role de alimentare și de evacuare, precum și cu instalații de preluare și depozitare a așchiilor (șpanului).

Se supun frezării și marginile sleburilor din aliaje care conțin magneziu (5xxx), dural (2xxx) și zicral (7xxx) pentru a evita formarea crăpăturilor la laminarea la cald. Frezarea marginilor sleburilor plate rotunjite se execută pe freze universale cu capete de frezare verticale, iar cele care au marginile înclinate se frezează cu freze speciale înclinate.

Operația de frezare a sleburilor plate produce o cantitate mare de așchii, care ajunge la 3-5% din greutatea acestuia.

Frezarea se efectuează fără lubrifiere, în special pentru semifabricatele placate și cu lubrifiere pentru o bună rugozitate și protecție a lamei (cuțitului) pentru semifabricatele frezate în regim industrial.

În cazul semifabricatelor care urmează să fie placate, acestea sunt tratate termic pentru omogenizare înainte de frezare [4, 45, 84].

1.6.2. Placarea semifabricatelor

Prin alierea cu aluminiu se formează aliaje compozite cu apartenență familiei de aliaje termorezistente, caracterizate prin concentrații mari de elemente de aliere care asigură

proprietăți de rezistență ridicată, dar o rezistență la coroziune semnificativ mai scăzută. Dintre cele mai întâlnite sunt seriile 2xxx și 7xxx [85].

Ansamblul sudat de plachete pe semifabricatul de bază sau placarea semifabricatelor este definită ca obținerea unui produs compozit cu aliaj de aluminiu de bază care are pe ambele fețe sau pe o singură față, un strat dintr-un alt aliaj de aluminiu legat metalurgic care-i va conferi protecție împotriva coroziunii [86]. Placarea se realizează cu plachete din aliaje de aluminiu a căror grosime se calculează în funcție de grosimea finală a produsului.

Placarea reduce tendința de fisurare la marginea benzii din cauza tensiunilor reziduale cauzate de deformarea neuniformă a laminatului în direcția lățimii.

Aluminiul aliat cu zinc, magneziu și cupru formează aliaje care sunt placate cu plachete din seria 7xxx, acestea având o pondere a grosimii de 3,25% din grosimea plăcii valabil la plăci subțiri sub 3,2 mm și o pondere de 1,5% la grosimi mai mari de 3,2 mm.

Lățimea plăcilor care se vor suda este egală sau sub lățimea semifabricatului (până la 10 mm), ceea ce permite ca placheta să fie sudată pe semifabricat. Lungimea plachetei este mai scurtă decât lungimea semifabricatului, deoarece aluminiul are o alungire specifică mai mare la temperatura de deformare decât aliajul care urmează să fie placat.

Pentru a realiza sudarea prin difuzie a semifabricatului și a plachetei, suprafețele de contact ale acestora sunt mai întâi degresate, iar placheta este fie menținută pe semifabricat cu o bandă subțire de oțel, fie este sudată în argon pe semifabricat, în față și în lateral cu sudură continuă sau pendulată.

Pachetul placat rezultat este apoi încălzit la 410-460°C timp de 2-3 ore. După încălzire, pachetul placat este depus pe calea cu role al laminorului de benzi la cald, iar banda de oțel care susține plachetele este îndepărtată. Pachetul placat este apoi laminat la cald în conformitate cu un model de laminare prestabilit, primele opt treceri fiind la viteză redusă și fără emulsie (treceri uscate).

Formarea îmbinării (sudurii) între materialele metalice care urmează să fie placate depinde de fuziunea acestora: sudarea materialelor ține cont de relația durităților materialelor supuse fuziunii. Dacă raportul dintre aceste materiale este crescut sudarea se realizează mai bine.

Tehnologia placării se împarte într-un mod convențional în trei etape:

1. Pregătirea suprafeței de atingere, adică contactul strâns dintre cele două metale, prin care pelicula de oxid de pe suprafața de contact este deformată și distrusă datorită plasticității reduse;
2. Formarea unei joncțiuni metalice prin interdifuzia atomilor din plachetă și semifabricatul de bază;

3. Tehnologia sudării se finalizează prin recristalizarea grăunților materialelor placate [4, 87, 88].

1.6.3. Laminare la cald

Laminarea este un proces mecanic implicat în multe operațiuni de prelucrare a metalelor.

Se caracterizează prin polivalența compoziției fazelor. Pe măsură ce aceste aliaje se solidifică, se formează o serie de faze intermetalice dure și fragile, ce se dizolvă la gradient scăzut și degradează uniformitatea structurii semifabricatului. Polivalența compoziției fazelor aliajelor neferoase speciale pentru laminare explică natura specială a tehnologiei semifabricatului prin deformare plastică la cald.

Pentru omogenizarea semifabricatului este necesară recoacerea, pentru a contracara tensiunile ce apar la turnare inclusiv cu scopul de a elimina segregarea intercrystalină care apare în timpul solidificării.

Următoarea etapă pregătitoare constă în frezarea suprafeței semifabricatului pentru a îndepărta peliculele de licuație care apar în timpul solidificării, din cauza prezenței compușilor care se pot topi ușor și eutecticului. În cazul aliajelor cu rezistență ridicată, compoziția complexă a fazelor acestor aliaje are ca rezultat cantități mari de microelemente galvanice, care necesită placarea semifabricatului înainte de laminarea la cald cu aluminiu tehnic pur. Această acoperire a aliajului de bază cu un alt aliaj de altă duritate este foarte rezistentă cu privire la efectele corozive.

O caracteristică importantă este că aceste produse sunt sensibile la supraîncălzire, astfel încât controlul temperaturii în timpul încălzirii trebuie să fie strict controlat [89].

Supraîncălzirea determină fragilizarea materialului prin topirea mai întâi a elementelor situate la granițele grăunților, urmată de fisuri și micșorarea proprietăților.

Semifabricatele, scoase din cuptoarele de omogenizare și încălzire pentru laminarea la cald, sunt depuse pe dispozitive care aduc slebul pe calea cu role a laminorului la cald și prin introducerea între cilindrii cajei începe reducerea secțiunii. Prin treceri succesive are loc în continuare reducerea de secțiune a slebului transformându-l în plăci [90].

Laminarea are loc prin pulverivarea cilindrilor și a semifabricatului cu emulsie în vederea răcirii cilindrilor, micșorării frecării dintre metal și cilindri, pentru a evita lipirea metalului de cilindri.

La laminarea la cald întâlnim trei cazuri de laminare a semifabricatelor:

- laminarea în benzi (benzi laminate la cald);
- laminarea pachetului de placare;

➤ laminarea plăcilor.

Pentru aliajele neferoase cu rezistență mecanică ridicată, călite prin tratament termic, cum ar fi seriile 2xxx, 7xxx și 6xxx, gradul de deformare este determinat de apariția fisurilor, de momentul forței și rezistența cajei [91].

Domeniul de lucru al laminării la cald este conceput pentru a utiliza la maximum puterea motorului de laminare și plasticitatea aliajului. În prima trecere, sarcina motoarelor nu este ridicată, iar unghiul de strângere și plasticitatea aliajului limitează amploarea reducerii. Unghiul de strângere este mărit în mod artificial din cauza șlefuirii aspre a cilindrului și a marginii șanfrenate de pe partea frontală a semifabricatului [92].

Laminarea la rata maximă de reducere în limitele puterii motorului de acționare și ale rezistenței cajei de laminare nu numai că îmbunătățește productivitatea laminorului și alți indicatori tehnico-economici, dar asigură și exploatarea deplină a proprietăților tehnice ale aliajului laminat. Cu cât numărul de treceri este mai mic și timpul de laminare este mai scurt, cu atât răcirea semifabricatului laminat este mai mică, ținând cont de efectele termice ale deformării plastice, și cu cât perioada de temperatură este mai restrânsă, cu atât efectul este mai mare. Este deosebit de important să se reducă intervalul de temperatură în care se efectuează laminarea pentru multe aliaje neferoase, deoarece acestea au o zonă plastică îngustă. Diminuarea căldurii sub delimitarea de jos a zonei plastice conduce la fisurarea, neuniformitatea structurii și la reducerea proprietăților fizice și mecanice ale produsului laminat.

În ceea ce privesc vitezele de laminare, trebuie remarcat faptul că este indicat să nu se utilizeze capacitatea maximă la prima trecere, deoarece o zonă majoritară din suprafața exterioară a materialului laminat poate fi acoperită cu fisuri din cauza aderenței severe.

În plus, mărimea reducerii la laminare este limitată doar de mărimea unghiului de strângere și de forțele generate în timpul laminării. Prin urmare, rata de reducere pe trecere este de obicei de aproximativ 8-10% la începutul laminării și crește pe măsură ce structura este finisată și plasticitatea semifabricatului crește, distribuită la o rată de reducere de 45% sau mai mult.

Vitezele de laminare pot atinge 160 m/min, cu motoare de curent continuu, cu acționări prin tiristoare sau de un grup motor-generator.

Stropirea cilindrilor cu emulsie este asigurată prin duze alimentate de vane telecomandate. Rampa de stropire a cilindrilor de lucru este împărțită în zone, debitul fiind în funcție de dimensiunile cilindrilor (în medie 7600 l/min) [93].

Emulsia folosită este compusă din 5% ulei emulsionabil, restul apă demineralizată. Având în vedere debitele mari de emulsie fiecare linie de laminare la cald are o gospodărie de

emulsie, în care are loc curățirea ei. Emulsia care vine de la cază este supusă filtrării prin filtre speciale, filtre cu hârtie și vid și apoi unei răcirii prin schimbătoare de căldură, astfel că la stropirea cilindrilor să aibă temperatura maximă de 50-55°C.

Laminarea la cald produce semifabricate și pentru laminările ulterioare prin ecrusare în mediul ambiant sau laminarea degrositoare. În primul caz, laminarea la cald se efectuează până la o grosime de 6 mm, după care semifabricatele sunt debitate la capete și laminate sub formă de rulou. În cel de-al doilea caz, atunci când semifabricatele sunt laminate într-un laminor degrositor, poate avea mai multe caze pentru laminare continuă, semifabricatele vor avea o grosime finală de aproximativ 3 mm [94].

Foarfecele de capete permit debitarea la grosimi de 75-100 mm (când slebul laminat are tendința de despicare) pentru a avea capătul drept la intrarea între cilindri, iar riscul despicerii să fie eliminat.

Foarfecele de debitare taie capătul benzilor înainte de a intra în cazele finisoare sau debitează plăcile la lungime.

Caja verticală este folosită pentru laminarea marginilor (în special la primele treceri), pentru evitarea crăpăturilor și controlarea lățimii semifabricatului [95].

Foarfecele de margini sunt situate în imediata apropiere a cazei și se introduc în linia de laminare la ultima trecere pentru tăierea marginilor benzii în timpul înfășurării ruloului.

Înfășurătorul sub tracțiune este amplasat în spatele foarfecei de margini, are un bloc deflector de ghidare hidraulic de centrare, rolă defletoare și ansamblu de role de încovoiere. Un rulor montat sub calea cu role, permite formarea de rulouri sub tracțiune. Evacuarea rulourilor se face printr-un cărucior.

Tendențele în proiectarea și automatizarea laminoarelor la cald pentru aluminiu și aliaje de aluminiu sunt impuse de piața de desfacere a benzilor de aluminiu. Studiile de piață arată că cererea pentru semifabricate din aluminiu și aliaje de aluminiu continuă să crească. În general producția de semifabricate din aluminiu și aliaje de aluminiu a trebuit să se adapteze la cerința de produse mai late, mai subțiri, mai precise, cu suprafață mai bună. Constructorii de laminoare au răspuns acestor cerințe prin noutăți majore în domeniile: mecanice, electrice și automatizări; la instalațiile de laminoare nou livrate sau la modernizarea celor existente [4, 7, 96].

1.6.4. Laminarea la rece

Aluminiul are un coeficient mare de dilatare termică iar la suprafață se formează un strat foarte aderent de oxid. Capacitatea mai mare de dilatare înseamnă că posibilitatea de control a profilului și planeității în zona de deformare între cilindrii de laminare este mai mică la

aluminiiu decât la oțel. Coeficientul de dilatare de două ori mai mare al aluminiiului decât cel al oțelului conduce la o modificare dublă a formei benzii de aluminiiu în caje, la aceeași variație de temperatură; de aceea reglajul termic și mecanic al formei și dimensiunii benzii din aluminiiu se face mai greu. Acest lucru se complică și prin faptul că pentru răcirea tehnologică a cilindrilor și benzii se folosește ulei mineral parafinic (kerosen, care are o căldură specifică mică în comparație cu emulsia pe bază de apă), singurul care asigură calitatea suprafeței benzii [97].

Laminarea la rece a aluminiiului și a aliajelor netratate termic are ca scop obținerea proprietăților mecanice necesare în stările H-ecruisat și O-recopt, în conformitate cu standardele.

La laminarea aliajelor tratate termic, la care caracteristicile mecanice se obțin prin tratamente termice finale se caută a se obține grosimea finală a benzii prin treceri cât mai puține, cu reduceri cât mai mari, pe care le permite laminorul. Atât în primul, cât și în al doilea caz laminarea la rece se realizează cu recoaceri intermediare. Obținerea stării O „recopt” impune o laminare la rece a benzii pentru obținerea toleranțelor la grosime și pentru o stare corespunzătoare a suprafeței. Starea H-ecruisat prezintă o serie de subdiviziuni care se obțin printr-un anumit grad de deformare, care trebuie realizat între ultima recoacere intermediară și grosimea finală a benzii.

Tipul de laminor folosit la deformarea plastică la rece este laminorul cuarto (4 cilindri) reversibil sau nereversibil. Laminoarele duo (doi cilindri) sunt totuși folosite de anumite firme pentru laminarea unor rulouri sau părți de rulouri, care au defecte și în schimbul de a fi livrate ca rebut sunt valorificate ca benzi de diferite grosimi și lățimi.

Laminoarele cuarto reversibile folosesc pentru răcirea tehnologică emulsia de 3% ulei emulsionabil în apă, care influențează pozitiv suprafața benzilor.

La laminarea la rece pe laminoare cuarto nereversibile pentru răcirea tehnologică se folosește kerosenul, care asigură o suprafață corespunzătoare benzilor. Kerosenul are însă o temperatură de inflamabilitate scăzută (90-105°C) și de aceea laminarea se realizează rulou după rulou. După laminare ruloul atinge temperatura de 60-70°C și este lăsat să se răcească, după care este din nou laminat. Acest tip de laminor cuarto nereversibil asigură o suprafață corespunzătoare benzilor și s-a perfecționat continuu, lățimile au ajuns la aproximativ 2500 mm, greutatea rulourilor a depășit 10 tone, iar vitezele de laminare au depășit 900 m/min [98].

Pentru mărirea eficienței și capacității de producție, laminoarele cuarto sunt dotate cu: mecanisme pentru schimbarea rapidă a cilindrilor, menținerea nivelului constant al liniei de laminare (printr-o serie de role), angajarea automată a capătului benzii în laminor, instalație de măsurare și reglare a grosimii benzii, instalație de stropire cu kerosen a cilindrilor și benzii

în timpul laminării, gospodăria de emulsie, instalații automate de stins incendii cu CO₂, foarfece cu discuri pentru tăierea marginilor, instalație de spălare a benzii cu white-spirite înainte de recoacere, sisteme de reglare a acționărilor electrice [99].

La capacități mari de laminare la rece a aluminiului și aliajelor de aluminiu, pentru creșterea productivității sunt folosite laminoare cu trei caje în tandem. Un astfel de laminor laminează banda de la grosimea de 2-8 mm până la grosimea 0,4-3,5 mm, cu lățime maximă de 1800 mm, în rulou de maxim 10 tone.

Pentru măsurarea grosimii benzii sunt montate echipamente la ieșirea din fiecare cajă. Între caje sunt o serie de role defletoare, care reglează tensiunea benzii. O masă articulată la ultima rolă defletoare de ieșire, ghidează capul benzii până la tamburul miorului.

Foarfece de margini cu discuri de Φ 200 mm pot fi introduse în linie pentru tăierea marginilor benzilor care au grosime de 0,4-3,2 mm.

Rulorul este antrenat de două motoare de 1140 CP, formarea rulourilor realizându-se sub tracțiune de 18 tf la viteze de 500 m/min sau de 9 t la 1000 m/min. Un înfășurător prin curele este utilizat pentru formarea primelor spire. De asemenea rulorul este conceput pentru a forma rulouri pe țevi metalice din oțel (mosoare), necesare pentru recoacerea rulourilor. Evacuarea rulourilor laminate se face cu un cărucior comandat hidraulic până la stația de depozitare.

Instalațiile de răcire cu kerosen sunt echipate cu filtre cu pământ de diatomee depus pe plăci cu presiune și schimbătoare de căldură pentru a asigura o temperatură de maximum 30°C. În kerosen se adaugă anumiți aditivi, cum este acidul lauric, care împiedică lipirea aluminiului de cilindrii de laminare [4, 72, 83, 101, 102] .

1.7. Prelucrarea termomecanică a aliajelor pe bază de aluminiu

Prelucrarea termomecanică (PTM) a aliajelor de aluminiu a fost relativ puțin cercetată și aplicată în țara noastră, în ciuda faptului că necesită o utilizare practică mai mare decât procesele convenționale.

Beneficiile furnizate de proprietățile structurale se pot exploata în două tipuri:

- folosirea de acoperiri adezive în detrimentul celor mecanice, ce conduce la reducerea concentrației tensiunilor interne, mărirea fatigabilității, la simplificarea procesului de laminare în sine și, în cele din urmă, la o rezistență îmbunătățită la fisuri;
- obținerea proprietăților prin tehnici metalurgice.

Anumite procese tehnologice pot acționa asupra grăunților cristalini în primele etape de procesare la temperaturi mari și, prin monitorizarea periodică a compoziției elementelor de natură chimică a acestor aliaje și uniformizarea și turnatul în campanii, este posibilă eliminarea parțială a eterogenităților structurale.

Deformarea ulterioară la temperaturi înalte, care duce la formarea unor structuri parțial poligonale (blocuri mozaic), este necesară pentru a asigura un proces de recrystalizare continuă, în urma unui proces care produce o distribuție caracteristică specială în soluție solidă.

O altă categorie este procesul standard pentru aliajele de aluminiu de înaltă rezistență pentru industria aeronautică. Această tehnologie presupune o gamă de prelucrări termomecanice pentru a obține o modificare a dimensiunii grăunților datorită recrystalizării discontinue și continue. Prelucrările termomecanice sunt: prelucrarea intermediară și prelucrarea finală [103].

Prelucrarea termomecanică intermediară (PTMI) a fost utilizată inițial pentru a îmbunătăți prelucrabilitatea, după care PTMI a fost utilizată pentru a îmbunătăți prelucrabilitatea plastică, tenacitatea și rezistența în medii corozive, fără a reduce rezistența mecanică în comparație cu metodele de prelucrare convenționale. De câțiva ani se aplică intens (în special în direcția grosimii tablei semifabricate) pentru a le îmbunătăți fără a le reduce rezistența mecanică. Utilizarea PTMI se bazează pe faptul că recrystalizarea intermediară în timpul schemei de laminare poate reduce influența structurii de turnare. Efectul pozitiv al acestei recrystalizări este apariția unor grăunți fini.

Dacă se realizează o omogenizare completă, aceste particule sunt prea fin dispersate pentru a precipita, iar limitele de grăunți nu pot migra [104].

O altă formă de tratament termomecanic intermediar este omogenizarea completă pentru precipitarea particulelor, urmată de o răcire lentă cu precipitare de particule groasere care conțin elemente de aliere (Zn, Mg, Cu) care nu au efect anticrystalizare. Semifabricatul astfel tratat este laminat la cald, recrystalizat și omogenizat.

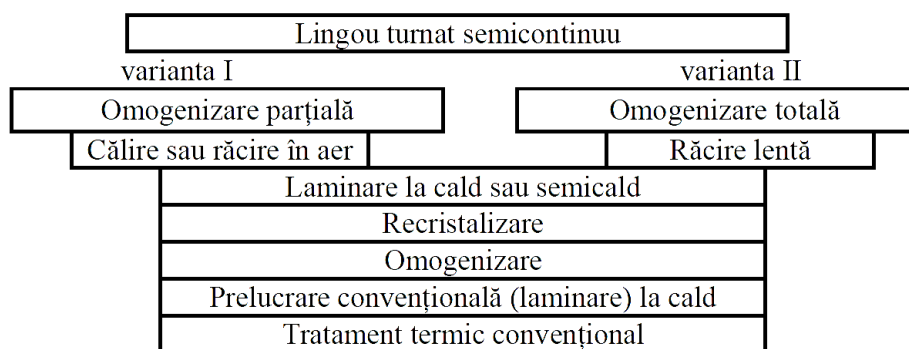


Figura 1.5. Reprezentarea schematică a variantelor prelucrării termomecanice intermediare (PTMI) [4].

Privind prelucrarea finală termomecanică o mare parte din literatura de specialitate indică faptul că deformarea înainte de îmbătrânirea finală are loc în urma unui tratament de

călire și de durificare prin precipitare. Proprietățile estimate sunt în principal rezistența și maleabilitatea, reziliență, rezistența în medii corozive și fatigabilitatea [4, 105].

Aliajele speciale AlZnMgCu au arătat că îmbătrânirea artificială înainte de deformare a fost necesară pentru a îmbunătăți semnificativ proprietățile de rezistență în comparație cu prelucrarea convențională și că s-a recomandat îmbătrânirea după deformare după prelucrarea termică.

O metodă constă în efectuarea laminării la rece și a îmbătrânirii artificiale la temperaturi relativ scăzute pentru a menține plasticitatea și elasticitatea și pentru a obține o rezistență mecanică mai mare decât cea posibilă anterior.

A doua metodă constă în a efectua laminarea la temperatura ambiantă și tratamentul de durificare prin precipitare peste gradientul optim pentru obținerea unei asocieri de rezistență la încercări mecanice și rezistență la medii corozive.

Prelucrarea termomecanică a fost aplicată în principal la aliajele de aluminiu pentru industria aerospațială, unde s-au depus eforturi considerabile pentru a îmbunătăți capacitatea de funcționare la aliaje din seria 2xxx și 7xxx.

Tabelul 1.8. enumeră aliajele speciale AlZnMgCu (seria 7xxx), tipul de prelucrare termomecanică aplicată și proprietățile evaluate.

Tabel 1.8 Aliaje AlZnMgCu cu PTM și caracterizarea lor [4].

Simbolul	Tipuri de PTM	Proprietăți evaluate
7049	IA/LC/A; IA/LC/A/LC/A; IA/LC/A/IA/IA/LC/LR/A;	Rezistența mecanică, plasticitatea, rezistență la coroziune sub sarcină
7075	IA/D/A; IA/D/A/IA; II/LR/II/LC; IA/LC; IA/FR/A	Rezistența mecanică, plasticitatea, rezistență la coroziune sub sarcină, fluajul
7475	IA/LR; IA/LC; IA/LR; IA/LR/A	Rezistența mecanică, reziliență, plasticitatea
Al ₅ ,6Zn ₂ ,5Mg ₁ ,5Cu	IA/LR; IA/LR/A	Rezistența mecanică, plasticitatea
Al ₅ ,3Zn ₁ ,7Mg ₁ ,8CuZr	IA/LC; IA/LC/A	Rezistența mecanică, rezistență la exfoliere, fluajul

Legenda: LC-laminare la cald; LR-laminare la rece; F-forjare; II-îmbătrânire la temperaturi mari, IN-îmbătrânire naturală; IA-îmbătrânire artificială; A-îmbătrânire artificială după deformare.

Operațiunea de prelucrare termomecanică intermediară se realizează pentru obținerea produselor laminate din seria 7xxx prezentată mai jos, precum și deformarea termomecanică finală (PTMF) bazată pe deformarea plastică laminată la rece, procesare impusă între două operațiuni de îmbătrânire artificială în locul operațiunilor convenționale de îmbătrânire izotermă. Această prelucrare termomecanică finală duce la o durificare ridicată și la reducerea plasticității [4, 106].

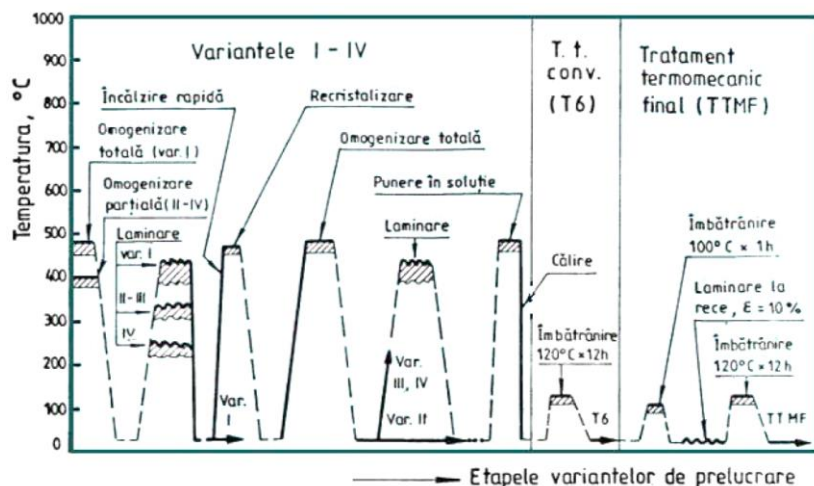


Figura 1.6. Schema pentru tratamentul PTMI urmat de un tratament termic convențional (T6) sau de un tratament PTMF [4].

După cum se arată în figura 1.6. există două tipuri de procesare termomecanică intermediară. Unul constă în recristalizare intermediară și deformare plastică la cald, în timp ce altul constă în recristalizare ca etapă terminală a fazei de prelucrare [4,107].

Procesarea termomecanică intermediară funcționează numai pe aliajul parțial omogenizat (majoritatea elementelor antirecristalizante sunt în soluție). După recristalizare, care are loc prin încălzire rapidă și temperaturi ridicate, semifabricatul suferă o omogenizare puternică, stimulată de un interval de temperatură care corespunde precipitării elementelor antirecristalizante [108].

Acest tratament previne, de asemenea, migrarea limitelor de grăunți în operațiunile următoare, în scopul dizolvării complete a fazei eutectice și al distribuirii uniforme a acesteia în soluție solidă, al precipitării fine și dense a particulelor antirecristalizante și al stabilizării structurii rezultate.

Tabelul 1.9. prezintă proprietățile de rezistență și de prelucrare plastică ale semifabricatelor obținute în conformitate cu cele patru variante de prelucrare prezentate în figura 1.6, atunci când sunt supuse la tratamentele convenționale termice și la varianta finală de procesare termomecanică.

Tabel 1.9. Proprietățile mecanice ale semifabricatelor laminate la cald în stare T6 și ale materialului prelucrat cu PTMF din aliaj AlZn5,5MgCu (7075) [4].

Variante de prelucrare	În starea T6				După PTMF			
	Rm Mpa	Rp _{0,2} MPa	A ₅ %	Z %	Rm Mpa	Rp _{0,2} Mpa	A ₅ %	Z %
I	632	566	8,4	17,5	674	641	4,7	13,7
II	625	564	12,2	38,8	666	638	7,7	32,2

III	626	571	10,6	33,7	670	635	7,0	27,7
IV	635	575	11,4	35,6	665	632	7,9	35,1

Tabelul 1.9. arată condițiile de tratare termică, valorile obținute prin procesare termomecanică finală au rezultate de rezistență mecanică comparabile (R_m , $R_{p0,2}$) cu cele obținute prin prelucrare convențională, iar față de acestea din urmă, au valori semnificativ mai mari ale alungirilor la rupere, în special valori ale stricțiunii semnificativ mai mari și, prin urmare, valorile mai mari ale plasticității pot fi privite ca o caracteristică [4, 109].

Proprietățile de rezistență mecanică sunt îmbunătățite în mod semnificativ prin PTMF ($480^{\circ}\text{C} \times 2 \text{ h}$ de călire, $100^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ h}$ de îmbătrânire artificială, $\varepsilon = 10 \%$ laminare la rece, $120^{\circ}\text{C} \times 12 \text{ h}$ de îmbătrânire artificială) pe semifabricatele laminate la cald sau formate prin PTMI. Condițiile cele mai favorabile sunt deformarea PTMI III, urmată de PTMF, cu o toleranță la alungire de $A_5 = 7\%$, unde proprietățile de rezistență mecanică obținute sunt comparabile cu cele ale oțelurilor.

Se remarcă faptul că proprietățile de bază depind în mod direct de ciclurile generale de prelucrare termomecanică. Condițiile de procesare se îndeplinesc întocmai deoarece altfel, pot provoca daune grave în domeniul de utilizare a acestor aliaje. Pe de altă parte, variațiile foarte mici în modul în care se realizează PTMI și PTMF pot degrada puternic proprietățile tipice.

Având în vedere complexitatea problemelor care trebuie rezolvate în ramura metalurgică pe domeniul aliajelor de aluminiu, eforturile trebuie îndreptate spre dezvoltarea și industrializarea de aliaje perfecționate din seriile 2xxx, 7xxx și 8xxx. Obiectivul este de a dezvolta noi procese PTMI și PTMF care să îmbunătățească proprietățile combinate ale acestor aliaje și să conducă la proprietăți îmbunătățite de rezistență la oboseală, menținând în același timp un propriu echilibru asupra rezistenței mecanice, rezistenței în medii corozive la coroziune și ductilitate [110].

1.8. Utilizarea aliajelor pe bază de aluminiu

Din 1940 au început să fie introduse în construcția avioanelor aliaje de tip 7075, rezistența mecanică a acestora fiind aproape dublă față de aliajelor folosite anterior.

Începând din anii 1950, majoritatea constructorilor de avioane nu au mai utilizat aliajul 7075, ci numai aliajele din seria 2xxx pentru structurile critice. Aliajul 7075 a fost îmbunătățit, perfecționându-se cunoștințele privind tratamentul de protecție. Începând din anii 1970, aliajul 7075 a fost reintrodus treptat [111].

Aliajele de aluminiu sunt folosite într-o gamă mare de produse în aeronautică, de la componentele simple până la structurile portante primare, cum sunt cele de la Airbus A340 și Boeing 777.

O proprietate care este luată în considerare pentru alegerea materialului necesar pentru folosirea lui în aviație este rezistența lui specifică. Mai jos sunt prezentate următoarele rezistențe specifice:

- Aluminiul 30MPa
- Oțelul 51 MPa
- Duraluminiul (tratată termic) 150 MPa
- Aliajele Al-Zn (tratate termic) 220 MPa
- Aliajele de titan (tratate termic) 270 MPa

S-au găsit însă și alte aliaje de aluminiu tratabile termic care pot fi utilizate în aeronautică. Acestea includ aliaje AlZn, care au condus la realizarea avioanelor moderne, la care învelișul fuselajului și al aripilor sunt realizate din aliaje de aluminiu rezistente, aliaje care reduc greutatea aparatului în ansamblu [112].

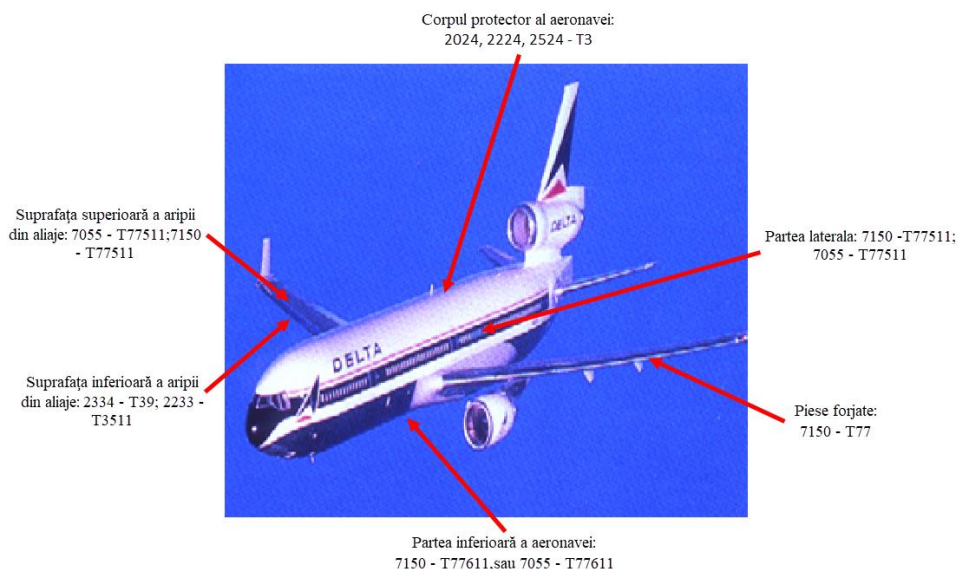


Figura 1.7. Aliaje de aluminiu pentru industria aeronautică. Aliaje de aluminiu folosite la Boeing Aircraft Co, Seattle [122].

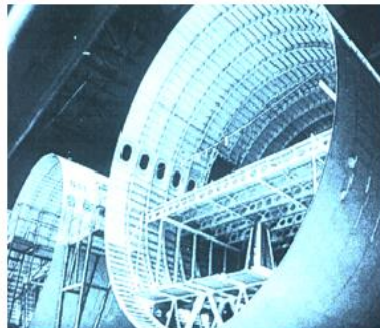
Dezavantajul aliajelor de aluminiu menționate mai sus constă în faptul că nu au rezistență la coroziune la fel de bună ca și aluminiul pur, astfel că, un strat pur de aluminiu este adesea sudat sub presiune pe ambele părți ale aliajelor. Acest material este numit Alclad. Deasemenea, tenacitatea acestor aliaje este redusă de prezența fazelor secundare (Al_7Cu_2Fe , Mg_2Si și Al_2CuMg - faze S) [114].

Partea exterioară a fuselajului poate fi din aliaj alcad 2024, 2524, 2618 sau 7475.

Rezistența la coroziune sub sarcină scade cu creșterea raportului Zn:Mg. Aceste probleme de rezistență la coroziune sub sarcină au impus restricționarea acestor aliaje, dar ele sunt încă folosite cu succes în industria militară, la vagoanele de marfă, în aviația militară și civilă [116].

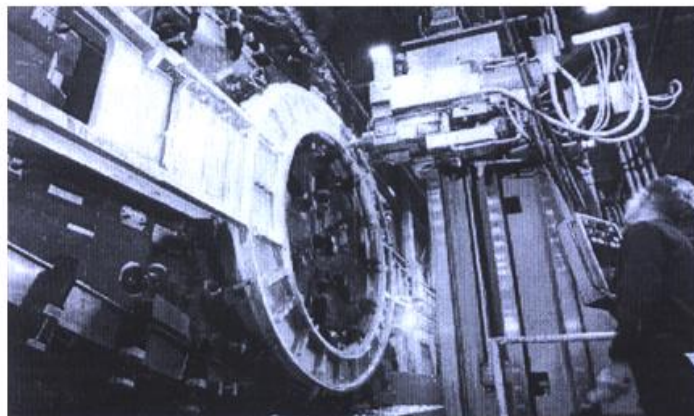


Aripă de avion: 2024, 2124 și 2618



Structură de fuselaj: 7050 și 7475

Figura 1.8. Aplicații tipice ale aliajelor 2xxx și 7xxx [123].



Parte din construcția avionului forjată, normal realizată din aliaj 7050 sau 7175 - T74

Figura 1.9. Aplicații din aliajele seriei 7xxx [125].

1.9. Aliajul 7075

Aliajul 7075 este un aliaj de aluminiu care are ca element principal de aliere zincul. Conține caracteristici mecanice și ductilitate foarte bune, rezistență ridicată, tenacitate și rezistență bună la oboseală. Este mai susceptibil la fragilizare decât multe alte aliaje de aluminiu din cauza microsegregării, dar are o rezistență la coroziune semnificativ mai bună decât aliajele Al-Cu.

Din compoziția acestui aliaj fac parte următoarele elemente în următoarele intervale: 5,6–6,1% zinc, 2,1–2,5% magneziu, 1,2–1,6% cupru și mai puțin de jumătate de procent de siliciu, fier, mangan, titan, crom și alte metale [118].

Fazele secundare majore din aliajul 7075 tratat termic includ faza fină η' , faza η fină $Mg(Zn, Cu)_2$, faza T fină $Al_2Mg_3(Zn, Cu)_3$, faza η grosieră $Mg(Zn, Cu)_2$, fază T grosieră

$\text{Al}_2\text{Mg}_3(\text{Zn}, \text{Cu})_3$, fază bogată în $\text{Fe}(\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe})$ și fază bogată în $\text{Si}(\text{SiO}_2)$ [119]. Fazele secundare fine nu prezintă nicio modificare evidentă în timpul procesului de deformare și au un impact limitat asupra comportamentului aliajelor de aluminiu. Fazele secundare grosiere s-au deformat și rupt, exercitând o influență semnificativă asupra comportamentului la deformare a aliajelor.

Faza η /faza T se nuclează, se îngroașă și în final se distribuie uniform în aliaje în timpul tratamentului termic din starea T6.

Fazele de $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Cu}, \text{Al})_2$ se dizolvă treptat în matrice, dar dimensiunea și morfologia fazei $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ nu prezintă nicio modificare odată cu creșterea temperaturii și a timpului de tratare a soluției datorită punctului său de topire ridicat [120]. Când temperatura și timpul de tratare a soluției continuă să crească, are loc formarea de particule grosiere de Mg_2Si negre.

Se poate realiza în diferite stări de fabricație, dintre care amintim: 7075-0, 7075-T6, 7075-T651 [121].

Aliajul 7075 a fost dezvoltat în secret de o companie japoneză în 1935, dar a fost realizat de Alcoa în 1943, după ce a examinat o aeronavă japoneză capturată. Acest material a fost standardizat pentru utilizare aerospațială în 1945.

Prima utilizare la nivel industrial a aliajului de aluminiu 7075 a fost pentru avionul de luptă Mitsubishi A6M Zero. Aeronava era cunoscută pentru manevrabilitatea sa excelentă, care a fost facilitată de rezistența mai mare a aliajului 7075 în comparație cu aliajele de aluminiu folosite anterior [122].

Acest material se utilizează foarte des în structurile care sunt solicate intens, în special la părțile de structură ale aeronavelor dar și la piese.

Aliajele din seria 7000, cum ar fi 7075, sunt adesea folosite în aplicații de transport datorită rezistenței lor specifice ridicate, inclusiv maritime, auto și aviație. Aceleași proprietăți duc la utilizarea sa în echipamentele de alpinism, componentele bicicletelor, cadrele de patinaj în linie și cadrele de avion deltaplane sunt de obicei fabricate din aliaj de aluminiu 7075.

Aliajul 7075 este utilizat la fabricarea puștilor M16 pentru armata SUA, precum și a puștilor în stil AR-15 pentru piața civilă. În special, carcasele inferioare și superioare ale puștii M16 de înaltă calitate, precum și tuburile de extensie, sunt de obicei fabricate din aliaj 7075-T6 [123]. Desert Tactical Arms, SIG Sauer și compania franceză de armament PGM îl folosesc pentru puștile lor de precizie. Este, de asemenea, folosit în mod obișnuit în arborele pentru bastoanele de lacrosse, cum ar fi sabia STX și seturile de cuțite și furculițe de camping.

Datorită rezistenței sale ridicate, densității scăzute, proprietăților termice și capacității sale de a fi foarte lustruit, 7075 este utilizat pe scară largă în fabricarea sculelor de matriță.

Acest aliaj a fost ulterior rafinat în alte aliaje din seria 7000 pentru această aplicație, și anume 7050 și 7020 [124].

În figura de mai jos este prezentată roata roverului Curiosity din aliaj de aluminiu 7075, înainte de a fi atașată la rover și trimis pe Marte, etichetată cu toate părțile sale componente [125].



Figura 1.10. Roată Curiosity din aliaj de aluminiu 7075-T7351 [125].

Partea a II-a: Obiectivele, metodele și conceptele de cercetare folosit

Capitolul 2. Obiectivele, metodele și conceptele de cercetare folosit

2.1. Obiectivele tezei de doctorat

Numeroși cercetători au încercat să observe relația dintre proprietățile microstructurii și caracteristicile mecanice ale aliajelor de aluminiu seria 7xxx, dar nu au stabilit o relație exactă.

De fapt, o relație foarte complexă și complicată guvernează legătura dintre proprietățile microstructurale pe care le prezintă comportamentul mecanic. În plus, aproape toate proprietățile microstructurale se afectează direct reciproc. Din cauza relației complexe și complicate dintre proprietățile microstructurale și comportamentul mecanic prezentat, este aproape imposibil de evaluat modul în care o modificare a unei singure caracteristici microstructurale influențează o singură proprietate mecanică. De asemenea, trebuie luat în considerare faptul că microstructura materialului este ușor influențată de calea de prelucrare termomecanică aplicată și, prin urmare, mulți parametri de prelucrare pot fi considerați de extremă importanță și trebuie luați în considerare. Un prim pas în înțelegerea acestei ecuații complexe este caracterizarea completă a materialului prelucrat, din punct de vedere microstructural și mecanic, prin tehnici calitative și cantitative avansate. Un al doilea pas constă în stabilirea corelațiilor între parametrii contabilizați urmată de cuantificarea acestei legături/relații.

Având în vedere cazul specific al aliajelor de aluminiu din seria 7xxx, mai multe operații moderne de prelucrare mecanică, cum ar fi laminarea, forjarea, extrudarea etc., pot fi folosite pentru a aplica o anumită deformare plastică. De asemenea, pot fi utilizate mai multe operații de prelucrare termică, cum ar fi recoacere, călire, îmbătrânire etc. Toate fiind capabile să inducă modificări în microstructura aliajului și, prin urmare, modificări ale comportamentului mecanic al aliajului.

Obiectivele tezei sunt clasificate după cum urmează:

- să aibă o mai bună înțelegere a modului de prelucrare adecvată a aliajului 7075, folosind diferiți parametri de procesare termomecanică și să cuantifice efectele induse asupra microstructurii aliajului și a comportamentului său mecanic;
- să optimizeze caracteristicile microstructurale și mecanice finale ale aliajului 7075;

- să utilizeze diverse tehnici de investigare, cum ar fi microscopia optică și electronică pentru proprietățile microstructurale și testarea la tracțiune și reziliență pentru caracteristicile mecanice.

2.2. Structura tezei de doctorat

Structura tezei constă din trei părți. Prima parte conține prezentarea generală și introducerea, vederea metalurgică a aluminiului și aliajelor sale, proprietățile acestora și utilizarea, o prezentare generală a operațiunilor de prelucrare mecanică și termică.

A doua parte cuprinde obiectivele tezei, metodologia prelucrării probelor, caracterizarea avansată și conceptele de cercetare folosite.

Partea a treia cuprinde evoluția microstructurală în timpul prelucrărilor termomecanice, evoluția proprietăților mecanice, procesarea și concluziile generale, contribuțiile personale, recomandările și direcțiile viitoare de cercetare.

Teza se încheie cu lista de referințe, anexe și lista publicațiilor/difuzarea rezultatelor.

2.3. Metodele și conceptele de cercetare folosite

Pentru îndeplinirea obiectivelor tezei de doctorat s-a realizat un program complex de cercetare, care cuprinde etape de procesare mecanică (deformare plastică prin laminare) și de procesare termică (călire de punere în soluție și de îmbătrânire). În figura 2.1 se prezintă schema programului experimental folosit pentru punerea în evidență a influenței condițiilor de procesare termomecanică asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075.

Se observă că programul experimental începe cu o primă etapă de experimentări, în care se investighează influența temperaturii de deformare plastică la cald asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075. În această etapă, aliajul 7075 este deformat prin laminare cu grad total de deformare de 50%, având ca parametru de variație temperatura de deformare (*hot rolling* – **HR**), aceasta fiind situată la 225°C (starea structurală – **HR1**), 350°C (starea structurală – **HR2**) și 475°C (starea structurală – **HR3**).

Etapă a doua de experimentări se axează pe studiul influenței tratamentului termic de călire de punere în soluție (*solution treatment* – **ST**) asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075 deformat în prealabil la cald (**HR**). Parametrul de variație al tratamentului de călire de punere în soluție este reprezentat de temperatura de tratament, care a fost situată la 450°C (starea structurală – **ST1**), 475°C (starea structurală – **ST2**) și 500°C (starea structurală – **ST3**), durata de tratament fiind în toate cazurile de $t = 10\text{min}$.

Ultima etapă de experimentări s-a axat pe studiul influenței tratamentului termic de îmbătrânire (*ageing treatment* - **AT**) asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075 deformat în prealabil la cald și călit pentru punere în soluție (**HR-ST**). Parametrul de variație al tratamentului de îmbătrânire este reprezentat de temperatura de tratament, care a fost situată la 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C (starea structurală – **AT2**) și 150°C (starea structurală – **AT3**), durata de tratament fiind în toate cazurile de $t = 12\text{h}$.

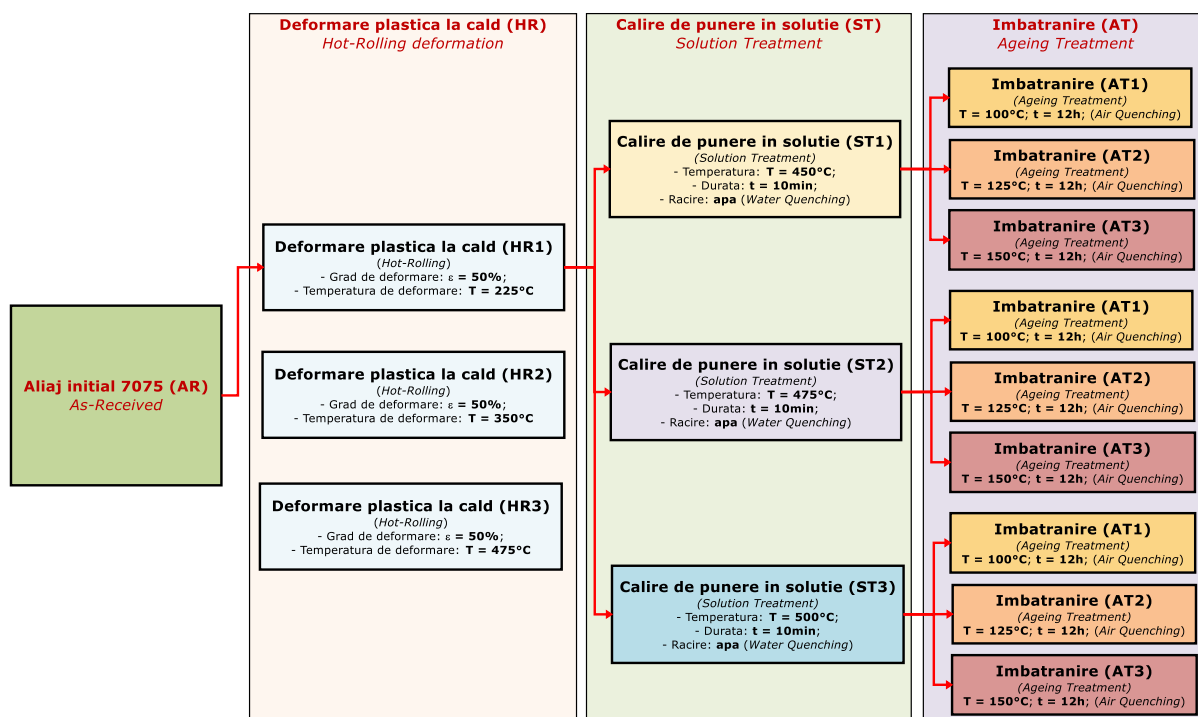


Figura 2.1. Schema programului experimental folosit pentru punerea în evidență a influenței condițiilor de procesare termomecanică asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075.

Aliajul 7075 în stare inițială (AR)

Aliajul 7075 în stare inițială (proba primară) a avut dimensiunile 100 x 600 x 400 mm ($h \times l \times L$). Debitarea acestuia s-a realizat pe fierăstraul de placi din cadrul atelierului de finisare, din secția LBC (Laminor de benzi la cald), Alro Slatina. Din proba primară s-au debitat și frezat 36 de probe cu dimensiunile 12 x 70 x 120 mm ($h \times l \times L$). Procedura de debitare s-a efectuat pe fierăstrăul de probe Kasto (Figura 2.3) și frezarea pe freza de probe Okuma (Figura 2.4), echipamente din cadrul atelierului de finisare, din secția LBC, Alro Slatina.

În vederea realizării cu succes a următorului proces termomecanic probele au fost acoperite individual cu hârtie și păstrate în condiții favorabile pentru evitarea oxidării/coroziunii.



Figura 2.2. Proba inițială (proba primară).



Figura 2.3. Debitarea unei probe pe fierăstrăul de probe.



Figura 2.4. Freza de probe Okuma.

Deformarea plastică la cald (HR)

Probele inițiale, având dimensiunile 12 x 70 x 120 mm, au fost deformate prin laminare la cald folosind un laminor duo Ø180 x 200 mm (Figura 2.5), laminor de probe Progresul Brăila, din cadrul Facultății de Știința și Ingineria materialelor, Politehnica București.

În vederea laminării, probele au fost încălzite într-un cuptor Nabertherm HT 16 de încălzire și tratament (Figura 2.6), din cadrul Facultății de Știința și Ingineria materialelor, Politehnica București.



Figura 2.5. Aspectul laminorului duo Ø180x200mm.



Figura 2.6. Cuptor de încălzire și tratament Nabertherm HT16.

Gradul de deformare total al probelor deformate la cald se poate calcula cu ecuația de mai jos.

$$\varepsilon_t = \frac{h_o - h_f}{h_o} * 100 [\%]$$

unde: ε_t - Gradul de deformare total [%]; h_o - Grosimea inițială a probei [mm]; h_f - Grosimea finală a probei [mm].

Tabel 2.1. Parametrii de deformare plastică la cald.

Starea microstructurală	Starea grosimii		Gradul de deformare, ε_t [%]
	Grosime inițială, h_0 [mm]	Grosime finală, h_f [mm]	
Deformare plastică la cald la 225°C (HR1)	12.00	5.08	57.67
Deformare plastică la cald la 350°C (HR2)	12.00	4.99	58.42
Deformare plastică la cald la 475°C (HR3)	12.00	4.97	58.58



Figura 2.7. Aspectul probelor inițiale: înainte de prelucrările termomecanice.



Figura 2.8. Aspectul probelor după deformarea plastic la cald.

În urma deformării plastice la cald au rezultat un număr de 3 stări structurale (HR1, HR2, HR3). Pentru fiecare stare structurală s-au încălzit și deformat plastic la cald un număr de 12 probe. Durata de menținere în cuptorul de încălzire în vederea deformării plastice la cald a fost 2,5 min/mm ($t = 30$ min).

Călire de punere în soluție (ST) și îmbătrânirea (AT)

Tratamentele termice de călire de punere în soluție (ST) și de îmbătrânire (AT) au fost realizate cu ajutorul unui cuptor de încălzire și tratament Nabertherm HT16 (prezentat în figura 2.6). Tratamentele termice au fost efectuate în șarje caracterizate de aceeași parametrii ai tratamentului termic, după cum urmează:

- tratamentul termic de călire de punere în soluție:
 - șarja I: temperatura de tratament: 450°C:
 - probe (stare structurală): **HR1-ST1; HR2-ST1; HR3-ST1;**
 - șarja II: temperatura de tratament: 475°C:

- probe (stare structurală): **HR1-ST2; HR2-ST2; HR3-ST2;**
- șarja III: temperatura de tratament: 500°C:
 - probe (stare structurală): **HR1-ST3; HR2-ST3; HR3-ST3;**
- tratamentul termic de îmbătrânire:
 - șarja I: temperatura de tratament: 100°C:
 - probe (stare structurală): **HR1-ST1-AT1; HR2-ST1-AT1; HR3-ST1-AT1;**
 - probe (stare structurală): **HR1-ST2-AT1; HR2-ST2-AT1; HR3-ST2-AT1;**
 - probe (stare structurală): **HR1-ST3-AT1; HR2-ST3-AT1; HR3-ST3-AT1;**
 - șarja II: temperatura de tratament: 125°C:
 - probe (stare structurală): **HR1-ST1-AT2; HR2-ST1-AT2; HR3-ST1-AT2;**
 - probe (stare structurală): **HR1-ST2-AT2; HR2-ST2-AT2; HR3-ST2-AT2;**
 - probe (stare structurală): **HR1-ST3-AT2; HR2-ST3-AT2; HR3-ST3-AT2;**
 - șarja III: temperatura de tratament: 150°C:
 - probe (stare structurală): **HR1-ST1-AT3; HR2-ST1-AT3; HR3-ST1-AT3;**
 - probe (stare structurală): **HR1-ST2-AT3; HR2-ST2-AT3; HR3-ST2-AT3;**
 - probe (stare structurală): **HR1-ST3-AT3; HR2-ST3-AT3; HR3-ST3-AT3;**

În urma tratamentului termic de călire de punere în soluție și de îmbătrânire au rezultat un număr de 9 stări structurale și, respectiv, 27 stări structurale.

Pregătirea probelor pentru caracterizări microstructurale



Figura 2.9. Proba înglobată.



Figura 2.10. Presă de înglobare BUEHLER Simplimet.



Figura 2.11. Mașină de șlefuit și lustruit Metkon DIGIPREP Accura.

Specimenele au fost îndepărtate din toate probele procesate pentru investigații metalografice. Toate eșantioanele au fost pregătite cu un finisaj excelent al suprafeței și au fost înglobate la cald într-un prelevator cilindric de rășină conductivă fenolică transparentă PHENOCURE, așa cum se arată în Figura 2.9, folosind o mașină de înglobat BUEHLER Simplimet așa cum este prezentat în Figura 2.10., așa cum se arată în Figura 2.10. Operațiunea permite utilizatorilor să controleze ciclul de înglobare. Toate probele au fost, de asemenea, supuse șlefuirii mecanice pe hârtie de SiC cu granulație de 400, 800 și 1200 în trei treceri (60s/trecere) și lustruire cu suspensie de diamant policristalin de 9μm și 3μm (180s/trecere) folosind un Metkon DIGIPREP Accura, așa cum se arată în Figura 2.11. Toate probele au fost lustruite în suspensie de silică coloidală de înaltă calitate de 0,05 μm.

S-au realizat în total un număr de 11 rășini în care au fost înglobate probele în funcție de starea structurală după urmează:

- rășina 1 a fost realizată cu 2 probe: **AR1, AR2**;
- rășina 2 a fost realizată cu 3 probe: **HR1, HR2, HR3**;
- rășina 3 a fost realizată cu 4 probe: **HR1-ST1, HR1-ST1-AT1, HR1-ST1-AT2, HR1-ST1-AT3**;
- rășina 4 a fost realizată cu 4 probe: **HR1-ST2, HR1-ST2-AT1, HR1-ST2-AT2, HR1-ST2-AT3**;
- rășina 5 a fost realizată cu 4 probe: **HR1-ST3, HR1-ST3-AT1, HR1-ST3-AT2, HR1-ST3-AT3**;
- rășina 6 a fost realizată cu 4 probe: **HR2-ST1, HR2-ST1-AT1, HR2-ST1-AT2, HR2-ST1-AT3**;
- rășina 7 a fost realizată cu 4 probe: **HR2-ST2, HR2-ST2-AT1, HR2-ST2-AT2, HR2-ST2-AT3**;
- rășina 8 a fost realizată cu 4 probe: **HR2-ST3, HR2-ST3-AT1, HR2-ST3-AT2, HR2-ST3-AT3**;
- rășina 9 a fost realizată cu 4 probe: **HR3-ST1, HR3-ST1-AT1, HR3-ST1-AT2, HR3-ST1-AT3**;
- rășina 10 a fost realizată cu 4 probe: **HR3-ST2, HR3-ST2-AT1, HR3-ST2-AT2, HR3-ST2-AT3**;
- rășina 11 a fost realizată cu 4 probe: **HR3-ST3, HR3-ST3-AT1, HR3-ST3-AT2, HR3-ST3-AT3**;

Pentru simplificarea identificării rășinilor și evitarea riscului de încurcare, acestea au fost numerotate și deasemenea, s-a realizat un cod de culori astfel că, pentru rășinile cu probele în care starea structurală **HR1** este unicul sau primul proces termomecanic i s-

a acordat culoarea roșie, pentru starea structurală **HR2** - culoarea verde, iar pentru starea structurală **HR3** - culoarea albastră.

Pregătirea probelor pentru caracterizări microstructurale s-a realizat în laboratoarele din cadrul Facultății de Știința și Ingineria materialelor, Politehnica București.

Caracterizarea microstructurală



Figura 2.12. Microscop electronic SEM TESCAN VEGA II – XMU.



Figura 2.13. Difractometru RIGAKU MiniFlex 600.

Caracterizarea microstructurală a fost efectuată cu ajutorul Microscopiei electronice cu scanare (SEM) - TESCAN VEGA II – XMU, după cum se arată în Figura 2.12. Dispersia elementelor de aliere în microstructura aliajului 7075 a fost determinată prin spectroscopie cu dispersie de energie (EDS) utilizând un detector BRUKER x-Flash 6/30 EDS conectat la TESCAN VEGA II – XMU SEM după cum se arată în Figura 2.12.



Figura 2.14. Microscop optic Olympus BX53M și sistem analiza imagine Stream Essentials 2.1.

Analiza microstructurii aliajului a fost finalizată cu investigații de difracție de raze X (XRD). Investigațiile XRD au fost efectuate folosind un difractometru Rigaku MiniFlex 600

Partea a II-a: obiectivele, metodele și conceptele de cercetare folosite
(vezi Figura 2.13). Investigațiile XRD au permis identificarea rapidă a fazelor și caracteristicile fazelor pentru speci­menele așa cum au fost primite.

Caracterizarea prin microscopie optică s-a efectuat cu un microscop optic Olympus BX53M și sistem de analiză imagine Stream Essentials 2.1 (Figura 2.14) în cadrul laboratoarelor Alro Slatina. Probele au fost atacate cu reactiv Keller (95 ml H₂O distilată, 2,5 ml HNO₃, 1,5 ml HCl și 1 ml HF).

Pregătirea probelor pentru caracterizări mecanice

Toate probele investigate au fost pregătite pentru încercarea de tracțiune și prelucrate cu o formă de „os de câine”.

Configurație finală a probelor pentru testarea mecanică – la tracțiune (L x B x H): 120 x 15 x 5;

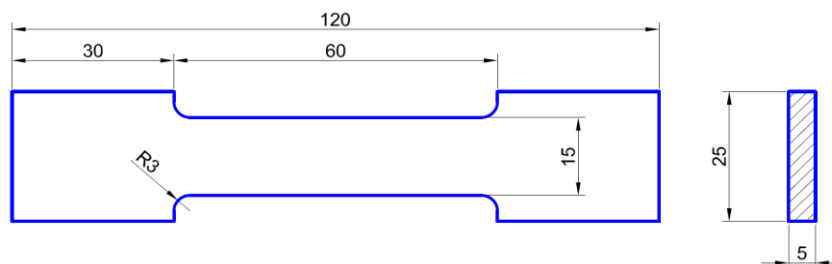


Figura 2.15. Configurație finală a probelor pentru testarea mecanică – la tracțiune.

Configurația finală a probelor pentru testarea mecanică – la reziliență (L x B x H): 55 x 5 x 10.

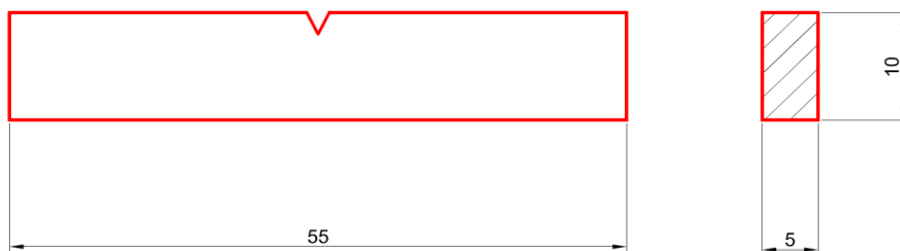


Figura 2.16. Configurația finală a probelor pentru testarea mecanică – la reziliență.

Cu privire la testele de rezistență și reziliență, pentru fiecare probă testată a mai fost testată suplimentar încă o probă și s-a realizat media aritmetică a datelor obținute. Această dublă testare s-a realizat pentru o mai bună acuratețe a datelor.

Caracterizarea mecanică

Testele de rezistență la tracțiune (R_m), limita de curgere ($R_{p0.2}$) și alungire (A_{50}) au fost efectuate la temperatura camerei utilizând o mașină de încercări mecanice statice Zwick 250 kN, așa cum se arată în Figura 2.17.

Testele mecanice pentru reziliență s-au efectuat pe un ciocan Charpy Instron pentru testarea rezilienței, așa cum se arată în Figura 2.18.

Caracterizarea mecanică s-a realizat în cadrul laboratoarelor Alro Slatina.



Figura 2.17. Mașină de încercări mecanice statice ZWICK 250 kN.



Figura 2.18. Ciocan Charpy INSTRON pentru testarea rezilienței.

Partea a III-a: Rezultate și concluzii

Capitolul 3. Caracterizarea microstructurală și mecanică a aliajului 7075 în stare inițială

3.1. Caracterizarea microstructurală a aliajului 7075 în stare inițială

Aliajul 7075 în stare inițială (*as-received* - **AR**) a fost complet caracterizat din punct de vedere microstructural. Caracterizarea microstructurală a fost efectuată cu ajutorul următoarelor tehnici de investigare: difracție de raze X (*X-ray diffraction* - **XRD**), microscopie optică (*optical microscopy* - **OM**) și microscopie electronică de tip SEM (*scanning electron microscopy* - **SEM**).

Compoziția chimică a aliajului 7075 folosit este prezentată în tabelul 3.1. Se observă ca acesta este aliat, în principal, cu Zn (5,57%gr), Mg (2,38%gr) și Cu (1,38%gr). De asemenea, în compoziția chimică a aliajului 7075 se mai găsesc, în cantități mai mici, Fe (0,25%gr), Cr (0,19%gr), Si (0,16%), etc.

Tabel 3.1. Compoziția chimică a aliajului 7075 în stare structurală AR.

Zn, %gr	Mg, %gr	Cu, %gr	Fe, %gr	Cr, %gr	Si, %gr	Mn, %gr	Ti, %gr	V, %gr	Al, %gr
5,57	2,38	1,38	0,25	0,19	0,16	0,095	0,029	0,01	rest

Analiza XRD a aliajului 7075 în stare inițială (AR) (figura 3.1), a arătat că în microstructura acestuia sunt prezente următoarele faze și compuși: α -Al, faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe: $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$, $\text{Al}_5\text{Si}_2(\text{Fe,Mn})$, $\text{Al}_3(\text{Fe,Mn,Cr})$, etc.. De asemenea, analiza XRD arată că faza majoritară prezentă este constituită din faza de bază α -Al.

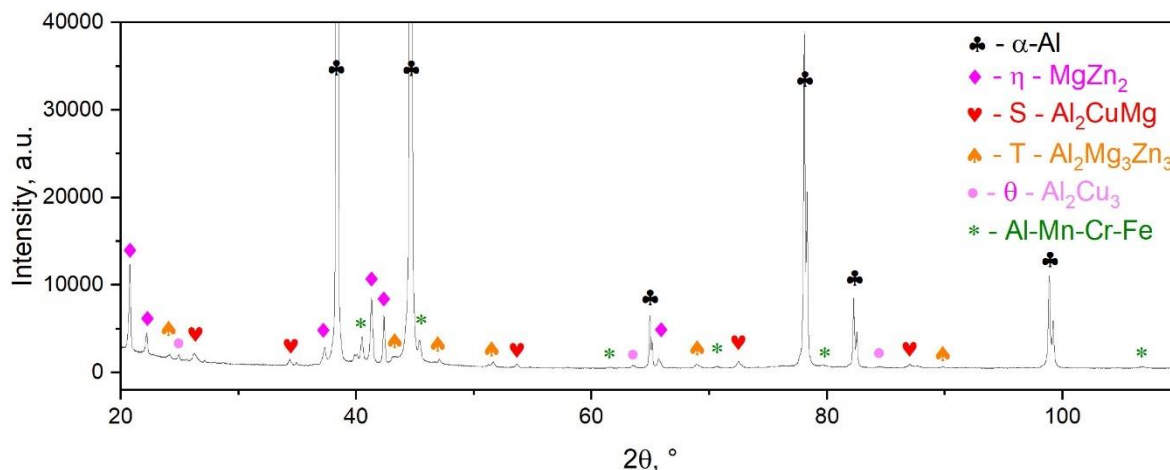


Figura 3.1. Spectrul XRD aferent aliajului 7075 în stare inițială (AR).

Analiza microstructurii aliajului 7075 în stare inițială (AR) cu ajutorul microscopiei electronice SEM (figura 3.2) confirmă observațiile rezultate în urma analizei XRD, arătând că în masa de bază (faza α -Al) sunt prezente disperse o serie de faze secundare și compuși, după cum urmează: faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe. De asemenea, se observă că fazele secundare η (MgZn_2) și T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) prezintă o morfologie sferoidală și dimensiune submicronică, în timp ce fazele S (Al_2CuMg), θ (Al_2Cu) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe prezintă o morfologie sferoidala/alungită și dimensiuni micronice.

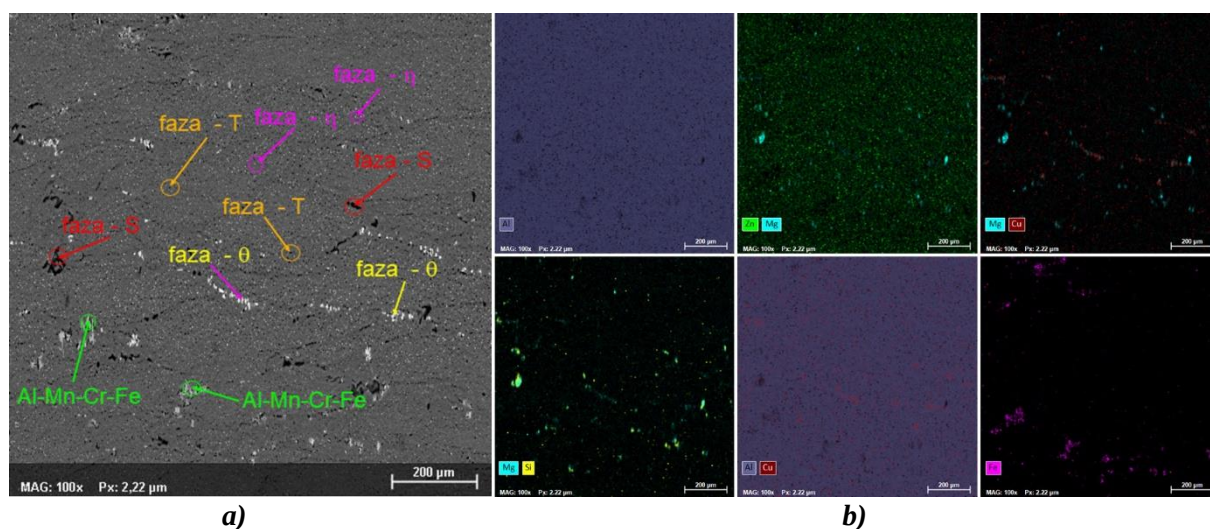


Figura 3.2. Imagine SEM a microstructurii aliajului 7075 în stare inițială (AR) – a ; dispersia principalelor elemente de aliere în masa de bază – b.

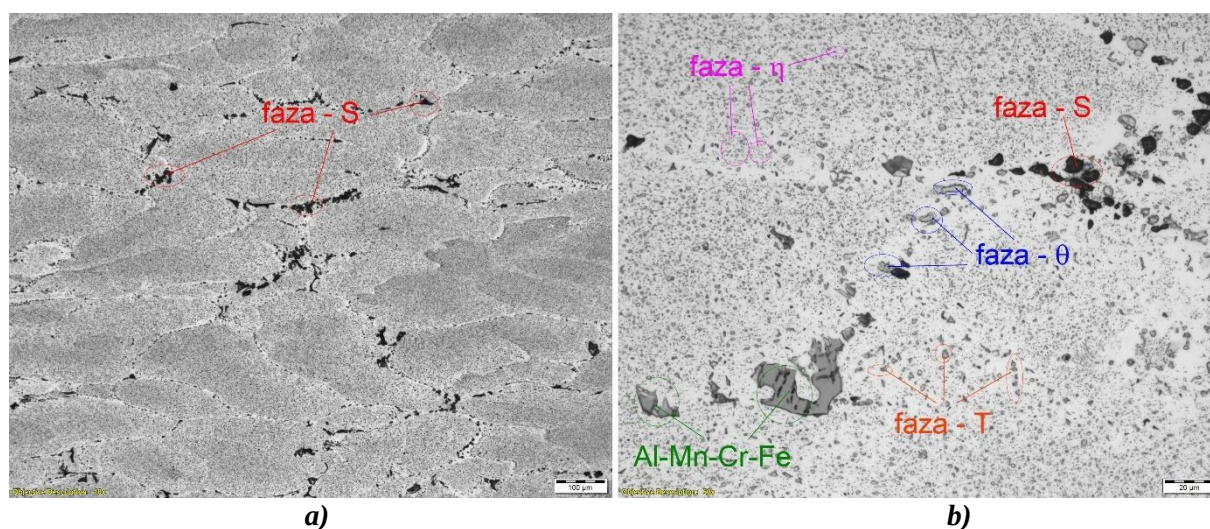


Figura 3.3. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare inițială (AR); a: X100 ; b: X500.

Analiza microstructurii aliajului 7075 în stare inițială (AR) cu ajutorul microscopiei optice (figura 3.3) confirmă observațiile rezultate în urma analizei XRD și microscopiei

electronice SEM. Și în acest caz se observă că în grăunții masei de bază (faza α -Al) sunt prezente disperse fazele η (MgZn_2) și T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$), în timp ce la limita de grăunte sunt prezente fazele S (Al_2CuMg), θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe. De asemenea, microscopia optică confirmă faptul că fazele secundare η (MgZn_2) și T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) prezintă o morfologie sferoidală și dimensiune submicronică, în timp ce fazele S (Al_2CuMg), θ (Al_2Cu) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe prezintă o morfologie de tip chunky / alungită și dimensiuni micronice.

3.2. Caracterizarea mecanică a aliajului 7075 în stare inițială

Aliajul 7075 în stare inițială (*as-received* - AR) a fost complet caracterizat din punct de vedere mecanic. Caracterizarea mecanică s-a efectuat cu ajutorul testelor de tracțiune (*tensile testing*) și a testelor de reziliență (*Charpy impact testing*). Pentru relevanță statistică toate testele mecanice au fost efectuate în duplicat. În figura 3.4 se prezintă aspectul curbelor tipice tensiune-deformație rezultate. Se observă că aliajul 7075 în stare inițială (AR) prezintă o ductilitate ridicată, alungirea la rupere având o valoare mai mare (18-20)%. De asemenea, se observă că limita maximă de rezistență depășește valoarea/pragul de 250MPa.

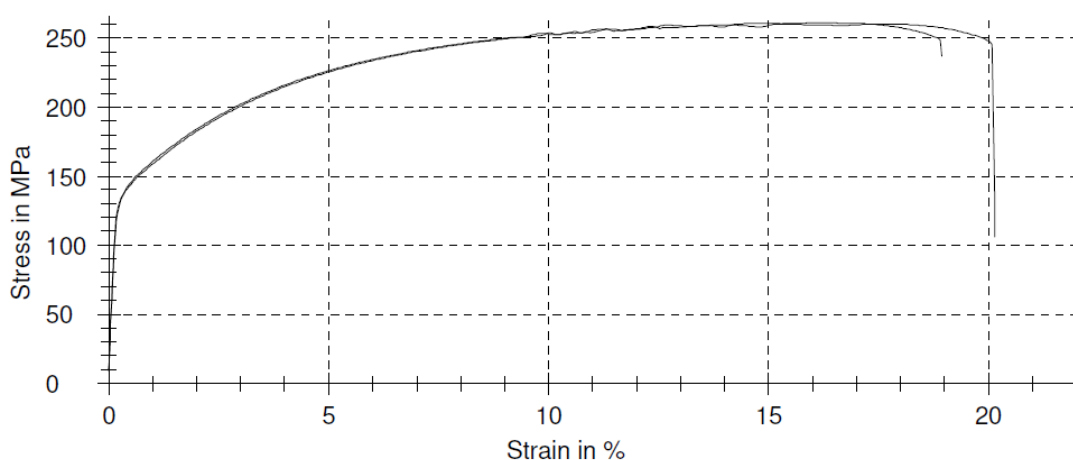


Figura 3.4. Curbe tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare inițială.

Tabel 3.2. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 în stare structurală AR.

Număr probă	Proprietăți mecanice				
	Tracțiuni			Reziliență	
	Limita maximă de rezistență, R_m [MPa]	Limita de curgere, $R_{p0.2}$ [MPa]	Alungirea la rupere, A_{50} [%]	Energia absorbită la rupere, E [J]	Elasticitatea, El [J/cm ²]
0.1	261	145	17	6,53	16
0.2	261	144	17,5	6,66	16
Valoare medie:	261	144,5	17,25	6,59	16

În tabelul 3.2 se prezintă centralizat caracteristicile mecanice determinate pe baza analizei curbelor de tracțiune (tensiune-deformație) și a testelor de reziliență. Se observă că în cazul ambelor teste (tracțiune și reziliență) valorile caracteristicilor mecanice obținute sunt foarte apropiate / aproximativ identice, fapt ce arată / confirmă că aliajul 7075 în stare inițială (AR) prezintă o microstructură omogenă în toată masa de bază.

Capitolul 4. Influența temperaturii de deformare plastică la cald asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075

Pentru studiul influenței temperaturii de deformare plastică la cald asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075 s-a realizat prima etapă de experimentări:

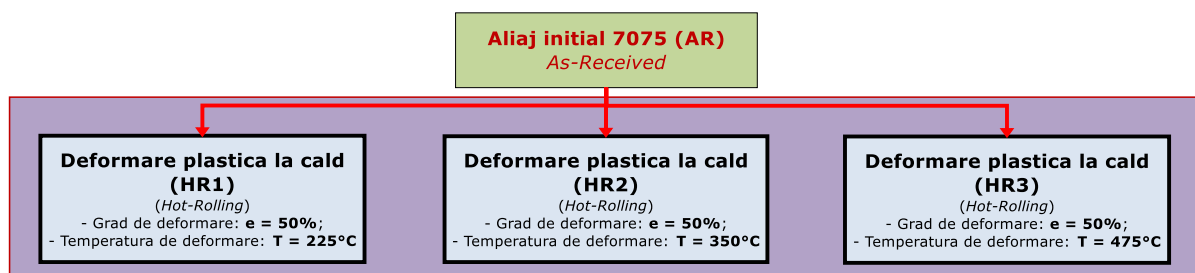


Figura 4.1. Schema de procesare termomecanică (prima etapă) aplicată aliajului 7075 pentru determinarea influenței temperaturii de deformare plastică la cald asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice.

Strategia de cercetare s-a axat pe proiectarea rutelor de prelucrare termomecanică adecvate pentru a corela efectele induse de prelucrarea termomecanică asupra microstructurii și proprietăților mecanice, urmărind obținerea unei combinații adecvate/potrivite de proprietăți de rezistență și ductilitate.

Principalul parametru care a fost luat în considerare la proiectarea rutelor de prelucrare termomecanică aplicate este reprezentat de *temperatura de recrystalizare a aliajului 7075*, temperatură situată aproape de 400°C, realizându-se experimente de prelucrare mecanică la temperaturi sub, aproape și peste temperatura de recrystalizare.

Prima etapă experimentală (vezi Fig. 4.1) constă în prelucrarea mecanică (prin deformare plastică la cald - HR) a aliajului 7075 așa cum a fost primit (AR) într-un domeniu larg de temperatură, de la 225°C - mult sub temperatura de recrystalizare (~400°C) până la 475°C - mult peste temperatura de recrystalizare (~400°C).

În toate cazurile, deformarea la cald a fost efectuată prin laminare cu grad total de deformare de 50%, având ca parametru de variație temperatura de deformare (*hot rolling* – **HR**), aceasta fiind situată la 225°C (starea structurală – **HR1**), 350°C (starea structurală – **HR2**) și 475°C (starea structurală – **HR3**).

Având în vedere că durata de menținere la temperatură de preelucrare la cald poate influența drastic microstructura aliajului, pentru a avea o bază de comparație, s-a ales să se aplice aceeași durată de menținere la încălzire pentru toate temperaturile de deformare (225°C - **HR1**, 350°C - **HR2** și 475°C - **HR3**) de 2,5 min / mm grosime proba ($t = 30$ min).

4.1. Influența temperaturii de deformare plastică la cald asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075

Aliajul 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling* – **HR**) la temperatura de deformare de 225°C (starea structurală – **HR1**), a fost complet caracterizat din punct de vedere microstructural. Caracterizarea microstructurală a fost efectuată cu ajutorul microscopiei optice (*optical microscopy* - **OM**).

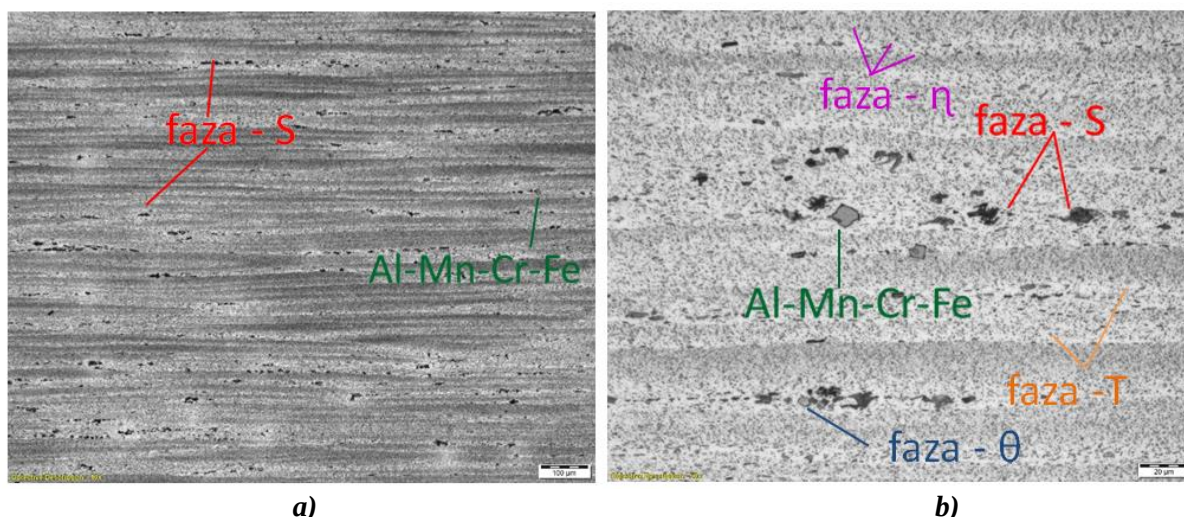


Figura 4.2. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare, la temperatura de 225°C (HR1); a: X100 ; b: X500.

Fig. 4.2 prezintă imagini microstructurale tipice OM ale aliajului 7075 în stare deformată (**HR1**) la diferite mărituri (X100; X500). Se poate observa că în masa de bază (faza α -Al) sunt prezente disperse o serie de faze secundare și compuși, după cum urmează: faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe. Se observă că faza majoritară rămâne faza de bază α -Al.

Luând în considerare cazul deformării la cald (HR1) (vezi Fig. 4.2. – a; b), efectuată la 225°C mult sub temperatura de recrystalizare a aliajului 7075 ($\approx 400^\circ\text{C}$), timp de 30 minute, cu un grad de deformare total de 57.67 %, se poate observa o deformare scăzută a texturii coloniilor de grăunți de-a lungul direcției de laminare. Datorită temperaturii scăzute de deformare, se indică o deformare scăzută a grăunților care prezintă o morfologie alungită aliniată cu direcția de laminare. Deasemenea, comparativ cu proba **AR**, la proba **HR1** se observă o dispersie mai mare a fazelor și compuşilor în întreaga masă a probelor analizate.

La analiza cazului de deformare la cald (**HR2**) (vezi Fig. 4.3. a; b), efectuată la 350°C aproape de temperatura de recrystalizare a aliajului 7075 ($\approx 400^\circ\text{C}$), timp de încălzire 30 minute, cu grad de deformare total de 58.42%, se poate observa o deformare mai mare a

texturii coloniilor de grăunți de-a lungul direcției de laminare comparativ cu cazul deformării la cald (**HR1**), unde coloniile de grăunți prezintă o deformare mai scăzută.

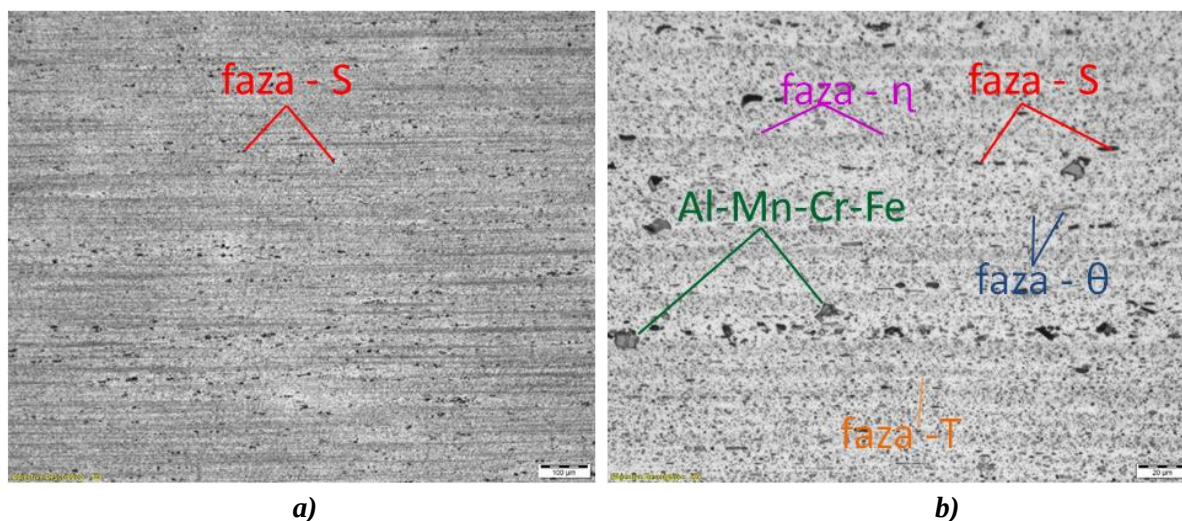


Figura 4.3. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare, la temperatura de 350°C (HR2); a: X100 ; b: X500.

Datorită temperaturii de deformare apropiate de temperatura de recristalizare, grăunții inițiali ai probei **HR2** s-au deformat într-un grad mai mare decât grăunții inițiali deformați în cazul probei **HR1** și prezintă o morfologie alungită aliniată cu direcția de laminare. Au fost observate în acest caz următoarele faze secundare: faza - η ($MgZn_2$); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($Al_2Mg_3Zn_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe. Se observă că faza majoritară rămâne faza de bază α -Al. Se poate observa că dispersia în masa de bază a fazelor și compușilor este mai mare în proba **HR2** față de proba **HR1** unde acestea/aceștia sunt mai grupați.

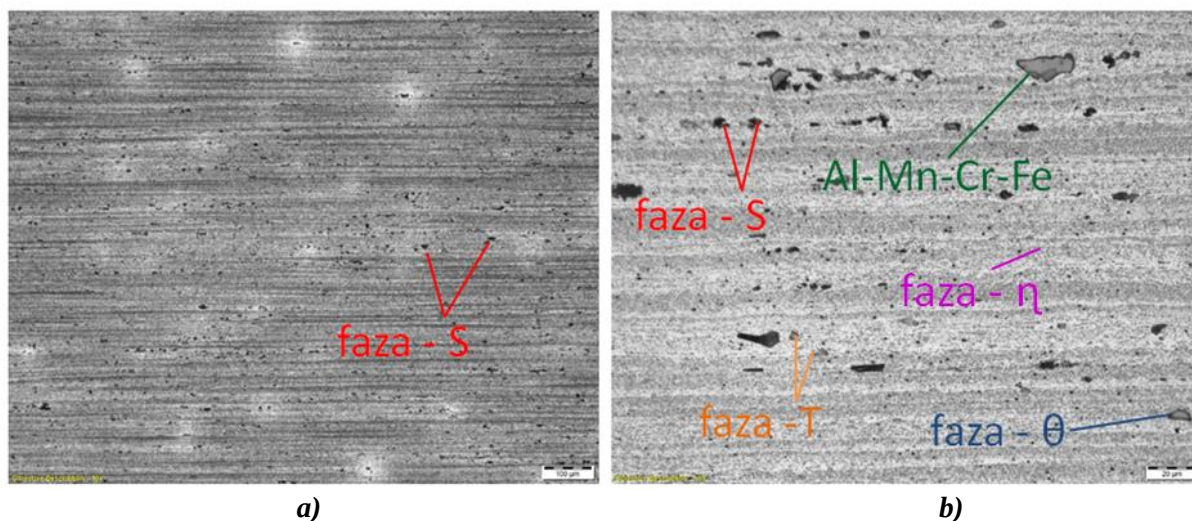


Figura 4.4. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare, la temperatura de 475°C (HR3); a: X100 ; b: X500.

La analiza cazului de deformare la cald (**HR3**) (vezi Fig. 4.4. a; b), efectuată la 475°C, peste temperatura de recristalizare a aliajului 7075 ($\approx 400^\circ\text{C}$), timp de încălzire 30 minute, cu grad de deformare total de 58.58%, se poate observa o deformare mai mare a texturii coloniilor de grăunți de-a lungul direcției de laminare comparativ cu cazul deformării la cald (**HR2**).

Datorită temperaturii de deformare peste temperatura de recristalizare, grăunții inițiali ai probei **HR3** s-au deformat într-un grad mai mare decât grăunții inițiali deformați în cazul probei **HR2** și prezintă o morfologie alungită aliniată cu direcția de laminare. Au fost observate în acest caz următoarele faze secundare: faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe. Se observă că faza majoritară rămâne faza de bază α -Al. Se poate observa că dispersia în masa de bază a fazelor și compușilor este mai mare în proba **HR2** față de proba **HR1** unde acestea/aceștia sunt mai grupați. De asemenea, se observă că fazele secundare η (MgZn_2) și T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) prezintă o morfologie sferoidală și dimensiune submicronică, în timp ce fazele S (Al_2CuMg), θ (Al_2Cu) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe prezintă o morfologie sferoidală/alungită și dimensiuni micronice.

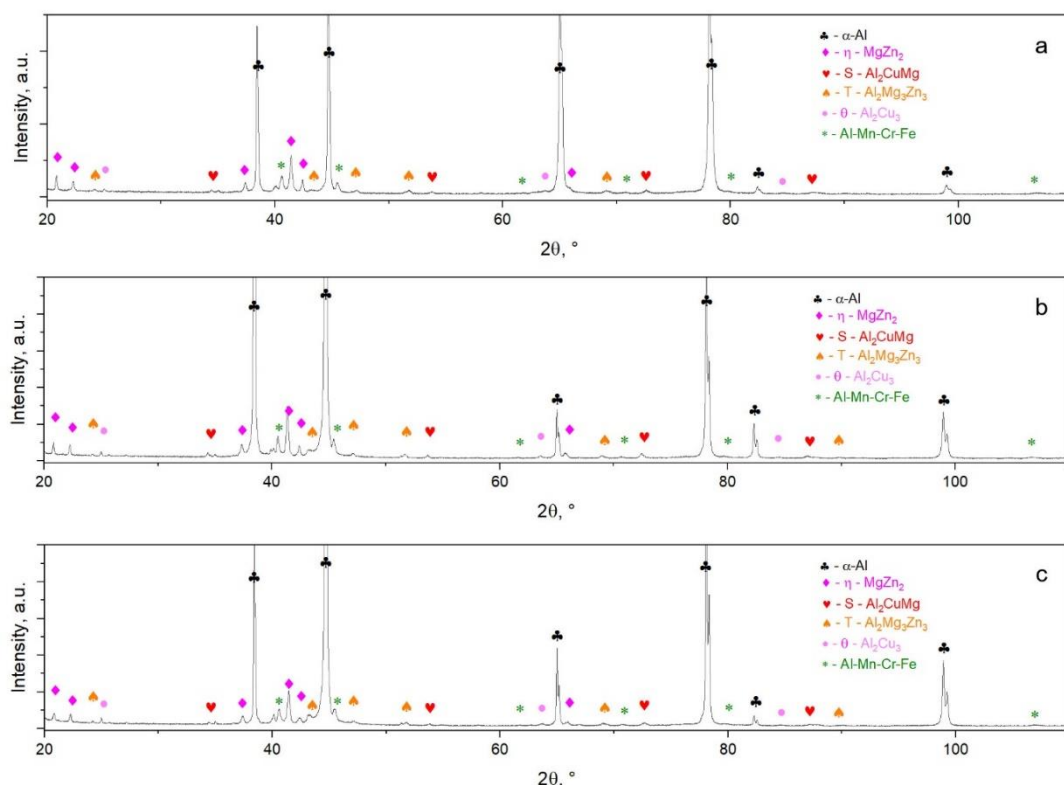


Figura 4.5. Spectre XRD aferente aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperaturile de 225°C (**HR1**) - a, 350°C (**HR2**) - b și 475°C (**HR3**) - c.

Analiza XRD a aliajului 7075 în stare deformată plastic la cald la temperaturile 225°C (**HR1**) - a, 350°C (**HR2**) - b, și 475°C (**HR3**) - c. (figura 4.5), a arătat că în microstructura

acestui sunt prezente următoarele faze și compuși: α -Al, faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe: $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$, $\text{Al}_5\text{Si}_2(\text{Fe,Mn})$, $\text{Al}_3(\text{Fe,Mn,Cr})$, etc.. De asemenea, analiza XRD arată că faza majoritară prezentă este constituită din faza de bază α -Al.

Tabel 4.1. Parametrii cristalografici ai fazei de bază α -Al aferenți aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 225°C (HR1), 350°C (HR2) și 475°C (HR3).

Parametru cristalin / Stare structurală	HR1	HR2	HR3
Parametru de rețea cristalină α -Al; a [Å]	4,0539(8)	4,0547(3)	4,055(2)
Dimenisune medie domeniu cristalin coerent α -Al, A [Å]	506(49)	840(27)	917(28)
Deformație reziduală celulă elementară α -Al, ε [%]	0,069(4)	0,06(2)	0,060(3)

S-au stabilit parametrii cristalografici ai fazei de bază α -Al aferenți aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 225°C (HR1), 350°C (HR2) și 475°C (HR3) conform tabelului 4.1 și au fost identificate următoarele:

- faza de bază α -Al în starea structurală **HR1**: indexată în sistem cristalin cubic cu fețe centrate (CFC), cu un parametru de rețea $a = 4,0539(8)\text{Å}$;
- faza de bază α -Al în starea structurală **HR2**: indexată în sistem cristalin cubic cu fețe centrate (CFC), cu parametru de rețea $a = 4,0547(3)\text{Å}$;
- faza de bază α -Al în starea structurală **HR3**: indexată în sistem cristalin cubic cu fețe centrate (CFC), cu parametru de rețea $a = 4,055(2)\text{Å}$, pentru care s-au observat cele mai mari intensități ale maximelor de difracție;

Odată cu creșterea temperaturii de deformare plastică la cald, parametru de rețea crește până la valoarea $a = 4,055(2)\text{Å}$, valoare pe care o atinge la temperatura de 475°C (starea structurală **HR3**).

De asemenea, se poate observa că mărimea medie a domeniului cristalin coerent α -Al crește odată cu temperatura de deformare, până la valoarea $A = 917(28)\text{Å}$, valoare pe care o atinge la temperatura de 475°C (starea structurală **HR3**).

Deformația reziduală a celulei elementare α -Al, este mai mare la temperatura de 225°C (starea structurală **HR1**), $\varepsilon = 0,069(4)\%$.

4.2. Influența temperaturii de deformare plastică la cald asupra caracteristicilor mecanice ale aliajului 7075

Aliajul 7075 în stare deformată (*hot rolling* – **HR**) a fost complet caracterizat din punct de vedere mecanic. Caracterizarea mecanică s-a efectuat cu ajutorul testelor de tracțiune

(*tensile testing*) și a testelor de reziliență (*Charpy impact testing*). Pentru relevanță statistică toate testele mecanice au fost efectuate în duplicat.

În figura 4.6 se prezintă aspectul curbelor tipice tensiune-deformație rezultate. Se observă că aliajul 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling – HR*) prezintă o ductilitate ridicată, alungirea la rupere având o valoare mare (15-18)%. De asemenea, se observă că limita maximă de rezistență depășește valoarea/pragul de 300MPa.

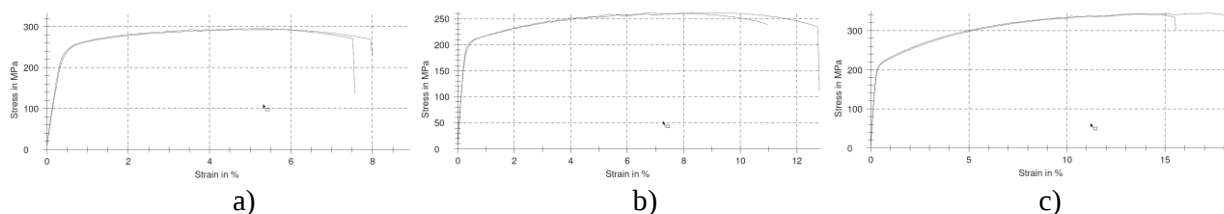


Figura 4.6. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 225°C – HR1 (a), 350°C – HR2 (b) și 475°C – HR3 (c).

Tabel 4.2. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald (HR).

Număr probă	Proprietăți mecanice				
	Tracțiuni			Reziliență	
	Limita maximă de rezistență, R_m [MPa]	Limita de curgere, $R_{p0.2}$ [MPa]	Alungirea la rupere, A_{50} [%]	Energia absorbită la rupere, E [J]	Elasticitatea, El [J/cm ²]
AR	261	144,5	17,25	6,59	16
HR1	295	249	6,5	5,9	15
HR2	261	206,5	10	6	15,5
HR3	344	215	16	6,5	17

În ceea ce privesc probele analizate, se confirmă faptul că pentru fiecare probă testată a mai fost testată suplimentar încă o probă, în tabelul 4.2 fiind cuprinse valorile obținute din media aritmetică a rezultatelor celor două probe. Această dublă testare s-a realizat pentru o mai bună acuratețe a datelor. Ca referință s-a introdus în tabel și rezultatul obținut la proba AR.

Începând cu testul de rezistență mecanică la tracțiune s-au obținut valori cuprinse în intervalul 261-344 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C (**HR3**). Din graficul prezentat se observă că proprietățile de rezistență mecanică au crescut considerabil odată cu creșterea temperaturii de deformare plastică. Prin comparație cu proba de referință (**AR**) proprietățile de rezistență mecanică la tracțiune au crescut, deci se poate spune că deformarea plastică la cald îmbunătățește proprietățile materialului.

La testarea limitei de curgere s-au obținut valori cuprinse în intervalul 215-249 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C (**HR1**). Analizând valorile obținute și comparate cu proba de referință (**AR**) se

constată că deformarea plastică la cald crește proprietățile limitei de curgere, temperatura joasă de deformare plastică fiind favorabilă.

La testul de alungire s-au obținut valori cuprinse în intervalul 6.5-16%, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C (**HR3**). Din analiză graficului prin comparație cu proba **AR** se constată că proba fără procesare mecanică are un procent mai mare la testul de alungire (17.25%), prin urmare materialul este mai ductil. Odată cu creșterea temperaturii la deformarea plastică la cald se îmbunătățesc valorile la testul de alungire, crește ductilitatea materialului.

La testarea rezilienței, pentru testul de energie absorbită s-au obținut valori cuprinse în intervalul 5.9-6.5 (J), valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C (**HR3**). Odată cu creșterea temperaturii la deformarea plastică la cald se îmbunătățesc valorile la energia absorbită (**HR3-6.5J**) dar nu depășesc valoarea probei de referință **AR**– 6.59J.

La testarea rezilienței, pentru testul de elasticitate s-au obținut valori apropiate, cuprinse în intervalul 15-17 J/cm², valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C (**HR3**). Odată cu creșterea temperaturii la deformarea plastică la cald se îmbunătățesc valorile la elasticitate.

Se poate concluziona că un factor important pentru îmbunătățirea rezilienței materialului este creșterea temperaturii de deformare plastică la cald.

4.3. Concluzii

Pentru prima etapă a schemei de procesare termomecanică aplicată în prezentul studiu cu scopul de a investiga evoluțiile în microstructura și proprietățile mecanice ale aliajului 7075, s-au constatat următoarele concluzii:

- În timpul procesului de deformare plastică la cald, realizat la diferite temperaturi în intervalul 225°C - 475°C, au apărut diferite deformații a texturii coloniilor de grăunți inițiali de-a lungul direcției de laminare, acestea crescând odată cu creșterea temperaturii de laminare;
- Analiza microstructurii optice a aliajului 7075 în stare deformată plastic la cald (**HR**) confirmă observațiile rezultate în urma analizei XRD și microscopiei electronice SEM fiind observate și în acest caz următoarele faze secundare în grăunții masei de bază (faza α -Al): faza - η (MgZn₂); faza - S (Al₂CuMg); faza - T (Al₂Mg₃Zn₃); faza - θ (Al₂Cu₃) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe;

- Odată cu creșterea temperaturii de deformare plastică la cald, fazele și compușii din masa de bază a aliajului 7075 își schimbă forma, mărimea și dispersia;
- Parametrii cristalografici ai fazei de bază α -Al aferenți aliajului 7075 deformat plastic la cald la diferite temperaturi au evoluat odată cu creșterea temperaturii de laminare prin creșterea parametrului de rețea cristalină α -Al, creșterea dimenisunii medii a domeniului cristalin coerent α -Al și scăderea gradului de deformare reziduală a celulei elementare α -Al;
- În urma analizării curbelor tensiune-deformație se constată că aliajul 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling* – **HR**) prezintă o ductilitate ridicată, alungirea la rupere având o valoare mare (15-18)%, de asemenea, se observă că limita maximă de rezistență depășește valoarea/pragul de 300Mpa;
- Proprietățile mecanice ale aliajului 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling* – **HR**) au evoluat astfel:
 - cea mai avantajoasă valoare obținută la rezistența mecanică la tracțiune a fost la proba **HR3** (*laminare la cald: $T = 475^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$*) cu o valoare de $R_M = 344$ MPa, cu 24,13% mai mare decât valoarea probei **HR2** (*laminare la cald: $T = 350^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$*) și față de valoarea probei **AR** (*stare inițială*) ; proprietățile de rezistență mecanică cresc odată cu creșterea temperaturii de laminare;
 - cea mai avantajoasă valoare obținută la limita de curgere a fost la proba **HR1** (*laminare la cald: $T = 225^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$*) cu o valoare de $R_{p0.2} = 249$ MPa, cu 17% mai mare decât valoarea probei **HR2** (*laminare la cald: $T = 350^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$*) și cu 41,97% mai mare decât proba **AR** (*stare inițială*); odată cu creșterea temperaturii de laminare scad proprietățile limitei de curgere;
 - cea mai avantajoasă valoare obținută la alungire a fost la proba **HR3** (*laminare la cald: $T = 475^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$*), cu o valoare de $A_{50} = 16\%$, cu 59,37% mai mare decât proba **HR1** (*laminare la cald: $T = 225^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$*) și cu 7,8% mai mică decât proba **AR** (*stare inițială*); valorile crescute la alungire pentru probele menționate se datorează ductilității materialului, care este bună în stare procesată mecanic odată cu creșterea temperaturii de laminare;
prin comparație cu proba de referință **AR**-17% se poate susține că materialul prezintă o ductilitate foarte bună în stare neprocesată mecanic;
 - cea mai avantajoasă valoare obținută la energia absorbită a fost la proba **HR3** (*laminare la cald: $T = 475^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$*) cu o valoare de $E = 6.5$ J, cu 9,23% mai mare decât valoarea probei **HR1** (*laminare la cald: $T = 225^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$*) și cu 1,38% mai mică decât valoarea probei **AR** (*stare inițială*);

- cea mai avantajoasă valoare obținută la elasticitate a fost la proba **HR3** (*laminare la cald: $T = 475^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$*) cu o valoare de $\text{El} = 17 \text{ J/cm}^2$, cu 11,76% mai mare decât valoarea probei **HR1** (*laminare la cald: $T = 225^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$*) și cu 5,88% mai mare decât valoarea probei **AR** (*stare inițială*); creșterea temperaturii de laminare îmbunătățește proprietățile rezilienței;

Capitolul 5. Influența temperaturii tratamentului termic de călire de punere în soluție asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075

Pentru studiul influenței temperaturii tratamentului termic de călire de punere în soluție asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075, s-a realizat a doua etapă experimentală:

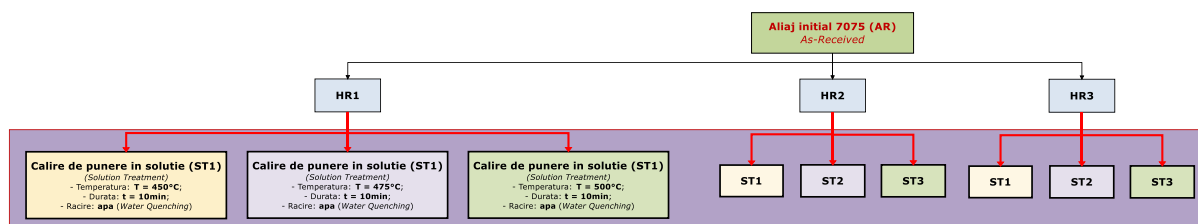


Figura 5.1. Schema de procesare termomecanică (a doua etapă experimentală) aplicată aliajului 7075 pentru determinarea influenței temperaturii tratamentului termic de călire de punere în soluție asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice.

A doua etapă experimentală (vezi Fig. 5.1) constă în experimente de procesare termică dezvoltate la temperaturi sub, apropiate și peste *temperatura eutectică – solidus line* (~477°C), deoarece aliajul 7075 posedă un interval larg de temperaturi pentru regiunea dintre linia solidus (~477°C) și linia lichidus (~652°C), fapt ce permite procesarea acestuia în stare semi-solidă. Având în vedere că prelucrarea termică poate influența microstructura aliajului, pentru a avea o bază de comparație, s-a ales să se aplice tratament termic de călire de punere în soluție după prelucrare mecanică (deformare plastică la cald), la temperaturile de 450°C (starea structurală – **ST1**), 475°C (starea structurală – **ST2**) și 500°C (starea structurală – **ST3**), durata de tratament fiind în toate cazurile de $t = 10\text{min}$.

5.1. Influența temperaturii tratamentului termic de călire de punere în soluție asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 225°C (HR1)

5.1.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale

Aliajul 7075, deformat în prelabil la cald la temperatura de 225°C (starea structurală – **HR1**), și supus tratamentului de călire de punere în soluție (*solution treatment* – **ST**) la 3 temperaturi de tratament diferite: 450°C (starea structurală – **ST1**), 475°C (starea structurală – **ST2**) și 500°C (starea structurală – **ST3**) a fost complet caracterizat din punct de vedere microstructural. Caracterizarea microstructurală a fost efectuată cu ajutorul tehnicii de investigare prin microscopie optică (*optical microscopy* - **OM**) .

În fig. 5.2 este prezentată evoluția microstructurală după deformare plastică la cald la temperatura de 225°C (**HR1**), și tratament termic de călire de punere în soluție la diferite temperaturi de încălzire: 450°C (**ST1**), 475°C (**ST2**), 500°C (**ST3**), cu o durată de menținere de 10 minute și răcire în apă. Se poate observa că în masa de bază (faza α -Al) sunt prezente disperse o serie de faze secundare și compuși, după cum urmează: faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe. Se observă că faza majoritară rămâne faza de bază α -Al.

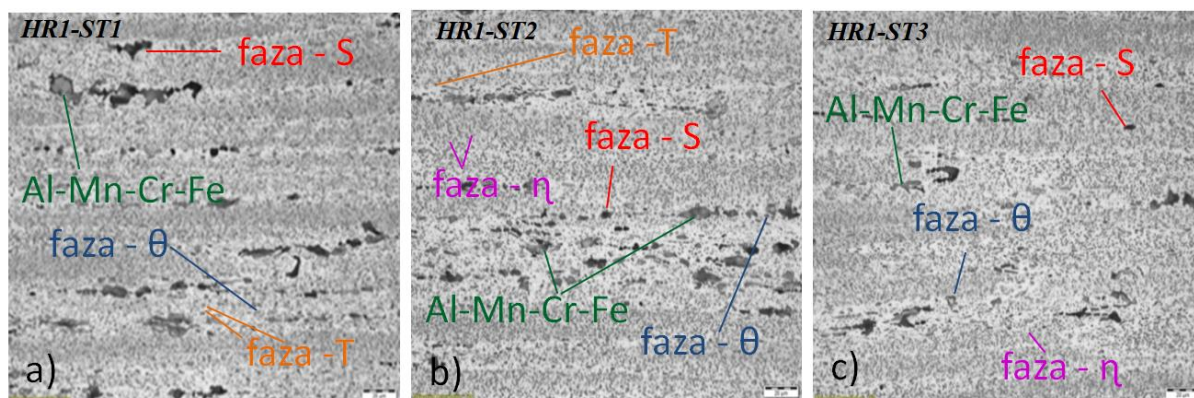


Figura 5.2. Imagini de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 225°C (**HR1**) și tratată prin călire de punere în soluție la temperatura de 450°C (**HR1-ST1**) - a; 475°C (**HR1-ST2**) - b și 500°C (**HR1-ST3**) - c.

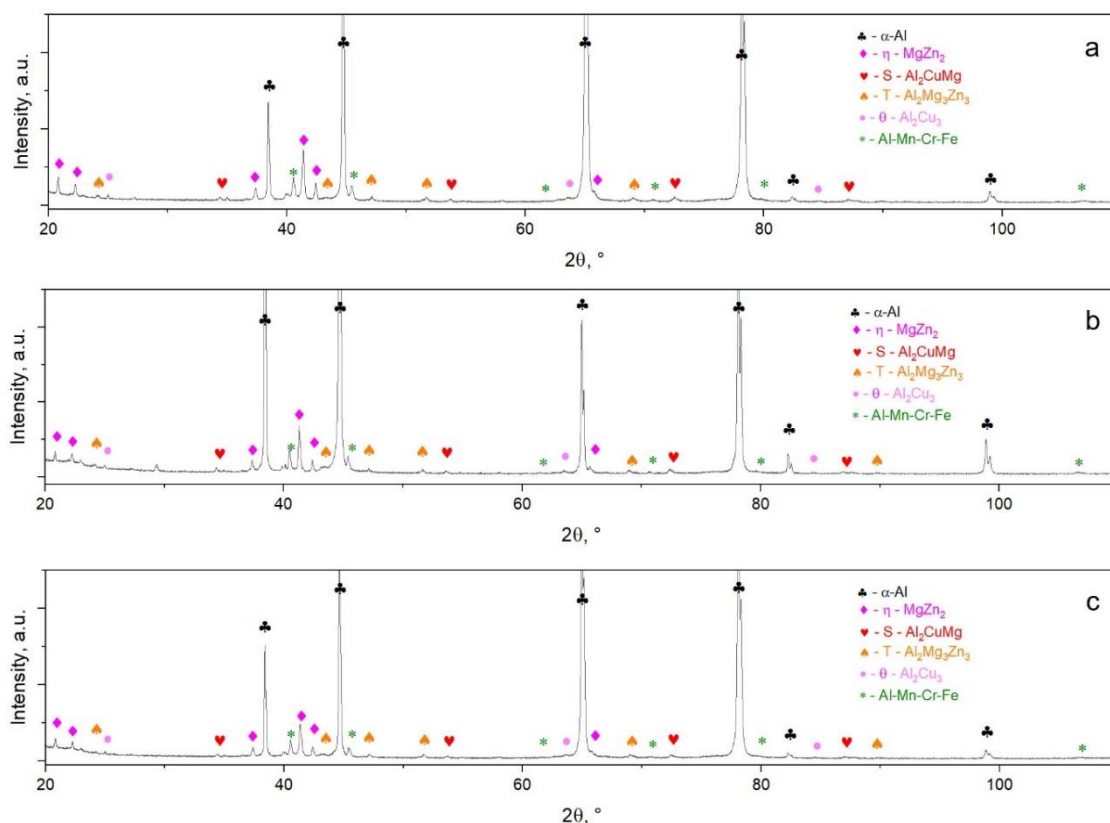


Figura 5.3. Spectre XRD aferente aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 225°C (**HR1**) și tratat prin călire de punere în soluție la 450°C (**HR1-ST1**) - a; 475°C (**HR1-ST2**) - b și 500°C (**HR1-ST3**) - c.

Se poate observa că după tratamentul termic de călire de punere în soluție, odată cu creșterea temperaturii de la 450°C (**ST1**) la 500°C (**ST3**), fazele au o dimensiune mai mică și mai sfericizată. Pe măsură ce temperatura de tratament crește, fazele solubile se dizolvă în soluția solidă.

Analiza XRD a aliajului 7075 în stare deformată plastic la cald la temperatura de 225°C (**HR1**) și tratament termic de călire de punere în soluție la diferite temperaturi de încălzire: 450°C (**ST1**), 475°C (**ST2**), 500°C (**ST3**) (figura 5.3), a arătat că în microstructura acestuia sunt prezente următoarele faze și compuși: α -Al, faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe: $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$, $\text{Al}_5\text{Si}_2(\text{Fe,Mn})$, $\text{Al}_3(\text{Fe,Mn,Cr})$, etc.. De asemenea, analiza XRD arată că faza majoritară prezentă este constituită din faza de bază α -Al.

Tabel 5.1. Parametrii cristalografici ai fazei de bază α -Al aferenți aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 225°C (**HR1**) și călit de punere în soluție la 450°C (**HR1-ST1**), 475°C (**HR1-ST2**) și 500°C (**HR1-ST3**).

Parametru cristalin / Stare structurală	HR1	HR1- ST1	HR1- ST2	HR1- ST3
Parametru de reșea cristalină α -Al; a [Å]	4,053(8)	4,052(9)	4,055(4)	4,058(3)
Dimenisune medie domeniu cristalin coerent α -Al, A [Å]	506(49)	748(45)	852(31)	927(80)
Deformație reziduală celulă elementară α -Al, ε [%]	0,069(4)	0,089(7)	0,078(6)	0,058(4)

S-au stabilit parametrii cristalografici ai fazei de bază α -Al aferenți aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 225°C (**HR1**) și călit de punere în soluție la 450°C (**ST1**), 475°C (**ST2**) și 500°C (**ST3**) conform tabelului 5.1 și au fost identificate următoarele:

- faza de bază α -Al în starea structurală **HR1-ST1**: indexată în sistem cristalin cubic cu fețe centrate (CFC), cu un parametru de reșea $a = 4,0524(12)\text{Å}$;
- faza de bază α -Al în starea structurală **HR1-ST2**: indexată în sistem cristalin cubic cu fețe centrate (CFC), cu parametru de reșea $a = 4,0556(4)\text{Å}$;
- faza de bază α -Al în starea structurală **HR1-ST3**: indexată în sistem cristalin cubic cu fețe centrate (CFC), cu parametru de reșea $a = 4,058(3)\text{Å}$, pentru care s-au observat cele mai mari intensități ale maximelor de difracție;

Odată cu creșterea temperaturii de călire de punere în soluție, parametru de reșea crește până la valoarea $a = 4,058(3)\text{Å}$, valoare pe care o atinge la proba **HR1-ST3**.

De asemenea, se poate observa că mărimea medie a domeniului cristalin coerent α -Al crește odată cu temperatura de călire, până la valoarea $A = 927(80)\text{ Å}$, valoare pe care o atinge la proba **HR1-ST3**. În comparație cu proba deformată (**HR1**), proba laminată și călită (**HR1-ST3**) are dimensiunea mult mai mare, ceea ce rezultă că tratamentul termic de călire crește semnificativ mărimea medie a domeniului cristalin coerent.

Deformația reziduală a celulei elementare α -Al, scade pe măsură ce temperatura de călire de punere în soluție crește. În comparație cu proba deformată (**HR1**) $\varepsilon = 0,064(4)\%$, proba deformată și călită (**HR1-ST1**), atinge o valoare mai mare $\varepsilon = 0,089(7)\%$.

5.1.2. Evoluția caracteristicilor mecanice

Aliajul 7075 în stare deformată (*hot rolling* – **HR**) și călită (*solution treatment* – **ST**) a fost complet caracterizat din punct de vedere mecanic. Caracterizarea mecanică s-a efectuat cu ajutorul testelor de tracțiune (*tensile testing*) și a testelor de reziliență (*Charpy impact testing*). Pentru relevanță statistică toate testele mecanice au fost efectuate în duplicat.

În figura 5.4 se prezintă aspectul curbelor tipice tensiune-deformație rezultate. Se observă că aliajul 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling* – **HR**) și călită (*solution treatment* – **ST**) prezintă o ductilitate ridicată, alungirea la rupere având o valoare mare (7-10%). De asemenea, se observă că limita maximă de rezistență depășește valoarea/pragul de 300MPa.

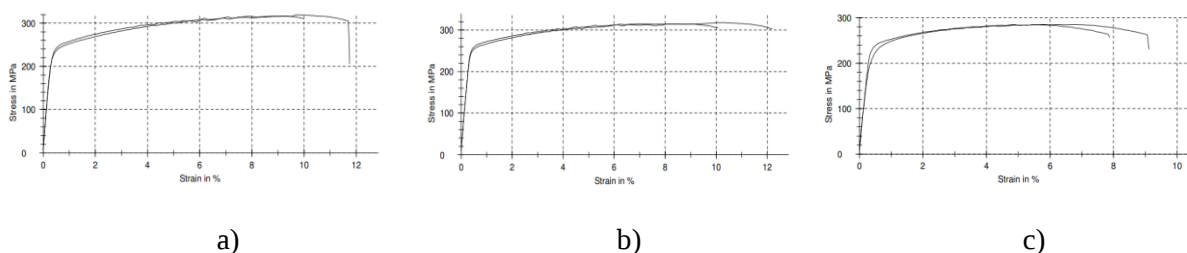


Figura 5.4. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 225°C (HR1) și tratat prin călire de punere în soluție la 450°C - HR1-ST1 (a); 475°C - HR1-ST2 (b) și 500°C - HR1-ST3 (c).

Tabel 5.2. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 225°C (HR1) și călit de punere în soluție la 450°C (HR1-ST1); 475°C (HR1-ST2) și 500°C (HR1-ST3).

Număr probă	Proprietăți mecanice				
	Tracțiuni			Reziliență	
	Limita maximă de rezistență, R_m [MPa]	Limita de curgere, $R_{p0.2}$ [MPa]	Alungirea la rupere, A_{50} [%]	Energia absorbită la rupere, E [J]	Elasticitatea, El [J/cm ²]
HR1	295	249	6,5	5,9	15
HR1-ST1	285	234.5	7	5.5	13.5
HR1-ST2	317.5	241.5	9.8	6.7	16
HR1-ST3	316	258.5	10	6.9	17

În ceea ce privesc probele analizate, se confirmă faptul că pentru fiecare probă testată a mai fost testată suplimentar încă o probă, în tabelul 5.2 fiind cuprinse valorile obținute din media aritmetică a rezultatelor celor două probe. Această dublă testare s-a realizat pentru o mai bună acuratețe a datelor.

Pentru testul de rezistență mecanică la tracțiune (Fig. a) s-au obținut valori cuprinse în intervalul 285-316 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C și tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 475°C (**HR1-ST2**). Proprietățile de rezistență mecanică au crescut odată cu creșterea temperaturii de călire de punere în soluție. La testarea limitei de curgere s-au obținut valori cuprinse în intervalul 234.5-258.5 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C și tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C (**HR1-ST3**).

Analizând valorile obținute se constată că deformarea plastică la cald crește proprietățile limitei de curgere, temperaturile joase de laminare și creșterea temperaturii de călire de punere în soluție fiind favorabile creșterii proprietăților la limita de curgere.

La testul de alungire s-au obținut valori cuprinse în intervalul 7-10%, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C și tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C (**HR1-ST3**). Din analiză se constată că proprietățile de alungire au crescut considerabil odată cu creșterea temperaturii de laminare și călire de punere în soluție, materialul devine mai ductil. La testarea rezilienței, pentru testul de energie absorbită s-au obținut valori cuprinse în intervalul 5.5-6.9 (J), valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C și tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C (**HR1-ST3**). La testarea rezilienței, pentru testul de elasticitate s-au obținut valori cuprinse în intervalul 13.5-17 J/cm², valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C și tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C (**HR1-ST3**). Se poate concluziona că un factor important pentru îmbunătățirea proprietăților materialului la laminarea la temperatură joasă este creșterea temperaturii de călire aproape și peste temperatura eutecticului. În comparație cu proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C se observă o îmbunătățire a proprietăților mecanice pe măsură ce crește temperatura de călire de punere în soluție.

5.2. Influența temperaturii tratamentului termic de călire de punere în soluție asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 350°C (HR2)

5.2.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale

Aliajul 7075, deformat în prelabil la cald la temperatura de 350°C (starea structurală – **HR2**), și supus tratamentului de călire de punere în soluție (*solution treatment* – **ST**) la 3 temperaturi de tratament diferite: 450°C (starea structurală – **ST1**), 475°C (starea structurală –

ST2) și 500°C (starea structurală – **ST3**) a fost complet caracterizat din punct de vedere microstructural. Caracterizarea microstructurală a fost efectuată cu ajutorul tehnicii de investigare prin microscopie optică (*optical microscopy - OM*) .

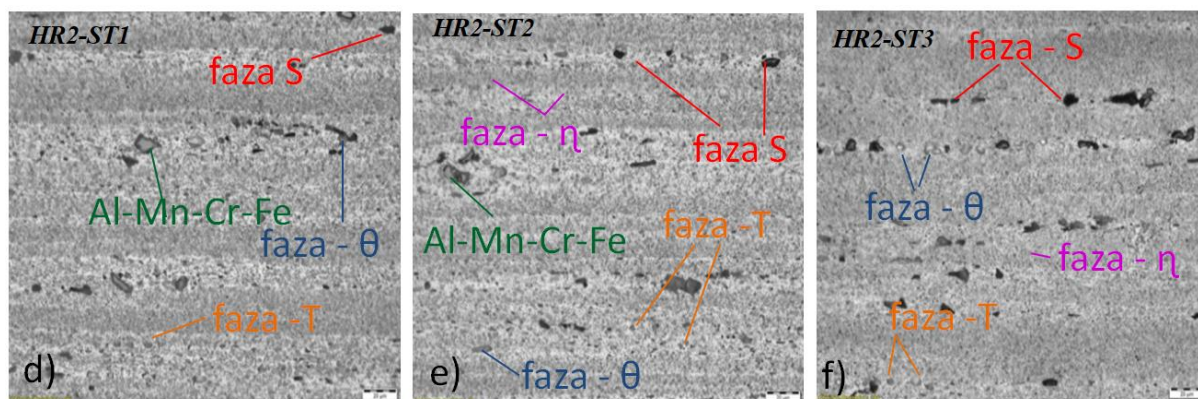


Figura 5.5. Imagini de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 350°C (HR2) și tratată prin călire de punere în soluție la 450°C (HR2-ST1) - a; 475°C (HR2-ST2) - b și 500°C (HR2-ST3) - c; X500.

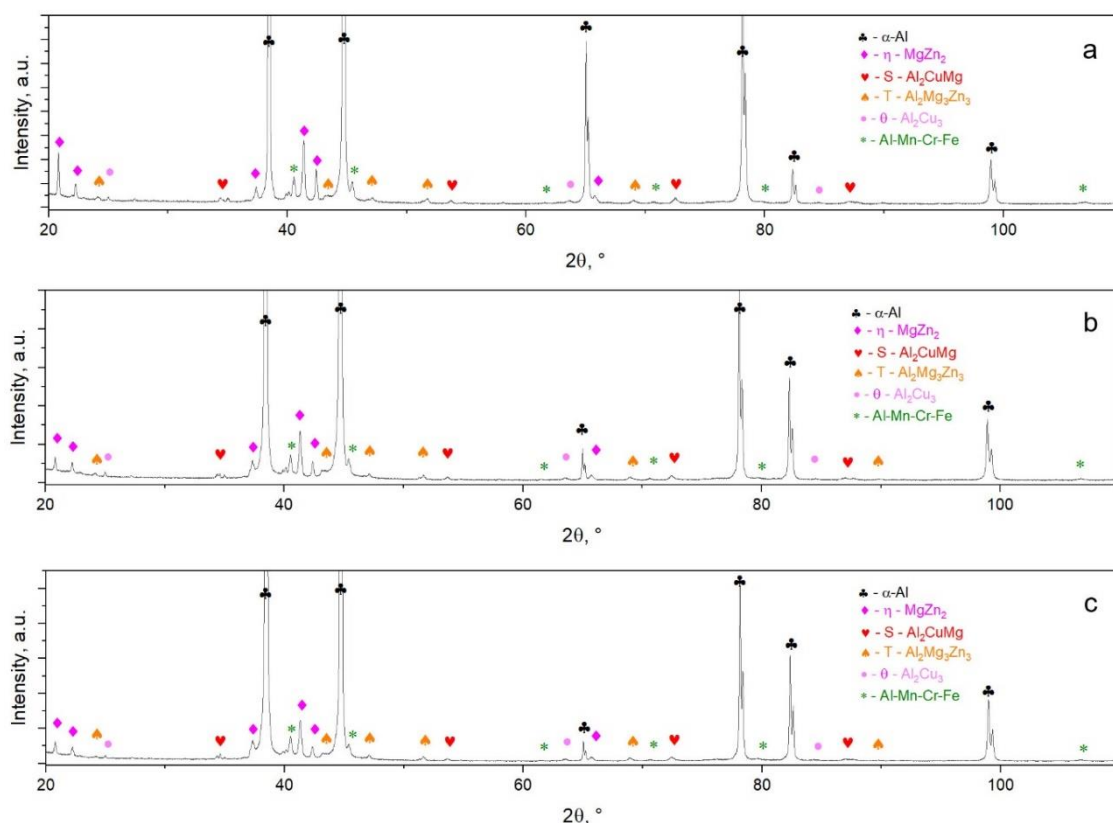


Figura 5.6. Spectre XRD aferente aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 350°C (HR2) și tratat prin călire de punere în soluție la 450°C (HR2-ST1) – a; 475°C (HR2-ST2) - b și 500°C (HR2-ST3) - c.

Este prezentată în fig. 5.6 evoluția microstructurală după deformare plastică la cald la temperatura de 350°C (**HR2**), și tratament termic de călire de punere în soluție la diferite temperaturi de încălzire: 450°C (**ST1**), 475°C (**ST2**), 500°C (**ST3**), cu o durată de menținere de 10 minute și răcire bruscă în apă. Se poate observa că în masa de bază (faza α -Al) sunt

prezente disperse o serie de faze secundare și compuși, după cum urmează: faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe. Se observă că faza majoritară rămâne faza de bază α -Al. De asemenea, se poate observa că după tratamentul termic de călire de punere în soluție, odată cu creșterea temperaturii de la 450°C (**ST1**) la 500°C (**ST3**), fazele au o dimensiune mai mică și mai sfericizată. Pe măsură ce temperatura de tratament crește, fazele solubile se dizolvă în soluția solidă.

Analiza XRD a aliajului 7075 în stare deformată plastic la cald la temperatura de 350°C (**HR2**) și tratament termic de călire de punere în soluție la diferite temperaturi de încălzire: 450°C (**ST1**), 475°C (**ST2**), 500°C (**ST3**) (figura 5.6), a arătat că în microstructura acestuia sunt prezente următoarele faze și compuși: α -Al, faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe: $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$, $\text{Al}_5\text{Si}_2(\text{Fe,Mn})$, $\text{Al}_3(\text{Fe,Mn,Cr})$, etc.. De asemenea, analiza XRD arată că faza majoritară prezentă este constituită din faza de bază α -Al.

Tabel 5.3. Parametrii cristalografici ai fazei de bază α -Al aferenți aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 350°C (**HR2**) și călit de punere în soluție la 450°C (**HR2-ST1**), 475°C (**HR2-ST2**) și 500°C (**HR2-ST3**).

Paramteru cristalin / Stare structurală	HR2	HR2-ST1	HR2-ST2	HR2-ST3
Parametru de reșea cristalină α -Al; a [Å]	4,054(3)	4,052(2)	4,054(4)	4,056(9)
Dimenisune medie domeniu cristalin coerent α -Al, A [Å]	840(27)	895(30)	913(23)	922(21)
Deformație reziduală celulă elementară α -Al, ε [%]	0,06(2)	0,063(4)	0,059(3)	0,056(3)

S-au stabilit parametrii cristalografici ai fazei de bază α -Al aferenți aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 350°C (**HR2**) și călit de punere în soluție la 450°C (**ST1**), 475°C (**ST2**) și 500°C (**ST3**) conform tabelului 5.3 și au fost identificate următoarele:

- faza de bază α -Al în starea structurală **HR2-ST1**: indexată în sistem cristalin cubic cu fețe centrate (CFC), cu un parametru de reșea $a = 4,0524(2)\text{Å}$;
- faza de bază α -Al în starea structurală **HR2-ST2**: indexată în sistem cristalin cubic cu fețe centrate (CFC), cu parametru de reșea $a = 4,0547(4)\text{Å}$;
- faza de bază α -Al în starea structurală **HR1-ST3**: indexată în sistem cristalin cubic cu fețe centrate (CFC), cu parametru de reșea $a = 4,0563(9)\text{Å}$, pentru care s-au observat cele mai mari intensități ale maximelor de difracție;

Odată cu creșterea temperaturii de călire de punere în soluție, parametru de reșea crește până la valoarea $a = 4,0563(9)\text{Å}$, valoare pe care o atinge la proba **HR2-ST3**. De asemenea, se poate observa că mărimea medie a domeniului cristalin coerent α -Al crește odată cu temperatura de călire, până la valoarea $A = 922(21)\text{Å}$, valoare pe care o atinge la

proba **HR2-ST3**. În comparație cu proba deformată (**HR2**), proba laminată și călită (**HR2-ST3**) are dimensiunea mai mare, ceea ce rezultă că tratamentul termic de călire crește semnificativ mărimea medie a domeniului cristalin coerent. Deformația reziduală a celulei elementare α -Al, scade pe măsură ce temperatura de călire de punere în soluție crește. În comparație cu proba deformată (**HR2**) $\varepsilon = 0,06(2)\%$, proba deformată și călită (**HR2-ST1**), atinge o valoare mai mare $\varepsilon = 0,063(4)\%$.

5.2.2. Evoluția caracteristicilor mecanice

Aliajul 7075 în stare deformată (*hot rolling* – **HR**) și călită (*solution treatment* – **ST**) a fost complet caracterizat din punct de vedere mecanic. Caracterizarea mecanică s-a efectuat cu ajutorul testelor de tracțiune (*tensile testing*) și a testelor de reziliență (*Charpy impact testing*). Pentru relevanță statistică toate testele mecanice au fost efectuate în duplicat. În figura 5.7 se prezintă aspectul curbelor tipice tensiune-deformație rezultate. Se observă că aliajul 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling* – **HR**) și călită (*solution treatment* – **ST**) prezintă o ductilitate ridicată, alungirea la rupere având o valoare mare (9,8-11,3%). De asemenea, se observă că limita maximă de rezistență depășește valoarea/pragul de 250MPa.

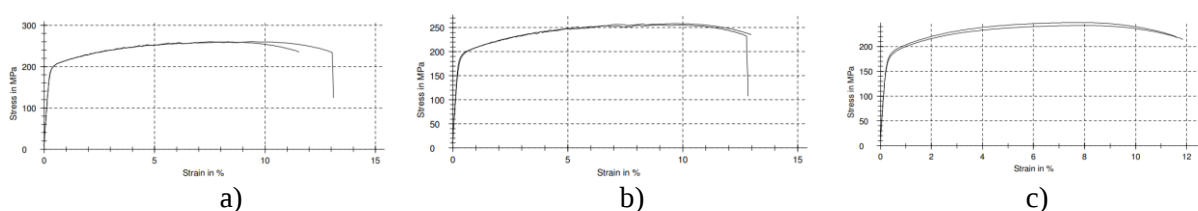


Figura 5.7. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 350°C (**HR2**) și tratat prin călire de punere în soluție la 450°C - **HR2-ST1** (a); 475°C – **HR2-ST2** (b) și 500°C – **HR2-ST3** (c).

Tabel 5.4. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 350°C (**HR2**) și călit de punere în soluție la 450°C (**HR2-ST1**); 475°C (**HR2-ST2**) și 500°C (**HR2-ST3**).

Număr probă	Proprietăți mecanice				
	Tracțiuni			Reziliență	
	Limita maximă de rezistență, R_m [MPa]	Limita de curgere, $R_{p0.2}$ [MPa]	Alungirea la rupere, A_{50} [%]	Energia absorbită la rupere, E [J]	Elasticitatea, El [J/cm ²]
HR2	261	206.5	10	6	15.5
HR2-ST1	260.5	203.5	10.8	7.6	19
HR2-ST2	257	196.5	11.3	8.2	20.5
HR2-ST3	245.5	188	9.8	9.2	22.5

În ceea ce privesc probele analizate, se confirmă faptul că pentru fiecare probă testată a mai fost testată suplimentar încă o probă, în tabelul 5.4 fiind cuprinse valorile obținute din media aritmetică a rezultatelor celor două probe. Această dublă testare s-a realizat pentru o

mai bună acuratețe a datelor. Ca referință s-a introdus în tabel și rezultatul obținut la proba HR2.

Pentru testul de rezistență mecanică la tracțiune s-au obținut valori cuprinse în intervalul 245.5-260.5 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 350°C și tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 450°C (**HR2-ST1**). Proprietățile de rezistență mecanică au prezentat o ușoară scădere a valorilor odată cu creșterea temperaturii de călire de punere în soluție, precum și comparativ cu proba deformată (**HR2**).

La testarea limitei de curgere s-au obținut valori cuprinse în intervalul 188-203.5 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 350°C și tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 475°C (**HR2-ST1**). Analizând valorile obținute se constată că proprietățile limitei de curgere au prezentat o ușoară scădere a valorilor odată cu creșterea temperaturii de călire de punere în soluție, precum și comparativ cu proba deformată (**HR2**). La testul de alungire s-au obținut valori cuprinse în intervalul 9.8-11.3%, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 350°C și tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 475°C (**HR2-ST2**). Din analiză se constată că proprietățile de alungire au prezentat o ușoară creștere odată cu creșterea temperaturii de călire de punere în soluție, materialul devenind mai ductil.

Comparativ cu valoarea de referință a probei deformate (**HR2**) materialul a prezentat o creștere de peste 1%. La testarea rezilienței, pentru testul de energie absorbită s-au obținut valori cuprinse în intervalul 7.6-9.2 (J), valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 350°C și tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C (**HR2-ST3**). La testarea rezilienței, pentru testul de elasticitate s-au obținut valori cuprinse în intervalul 19-22.5 J/cm², valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 350°C și tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C (**HR2-ST3**).

Se poate concluziona că un factor important pentru îmbunătățirea proprietăților la reziliență a materialului este creșterea temperaturii de călire aproape și peste temperatura eutecticului. În comparație cu proba deformată plastic la cald la temperatura de 350°C se observă o îmbunătățire a proprietăților mecanice pe măsură ce crește temperatura de călire de punere în soluție.

5.3. Influența temperaturii tratamentului termic de călire de punere în soluție asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 475°C (HR3)

5.3.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale

Aliajul 7075, deformat în prelabil la cald la temperatura de 475°C (starea structurală – **HR3**), și supus tratamentului de călire de punere în soluție (*solution treatment* – **ST**) la 3 temperaturi de tratament diferite: 450°C (starea structurală – **ST1**), 475°C (starea structurală – **ST2**) și 500°C (starea structurală – **ST3**) a fost complet caracterizat din punct de vedere microstructural. Caracterizarea microstructurală a fost efectuată cu ajutorul tehnicii de investigare prin microscopie optică (*optical microscopy* - **OM**) .

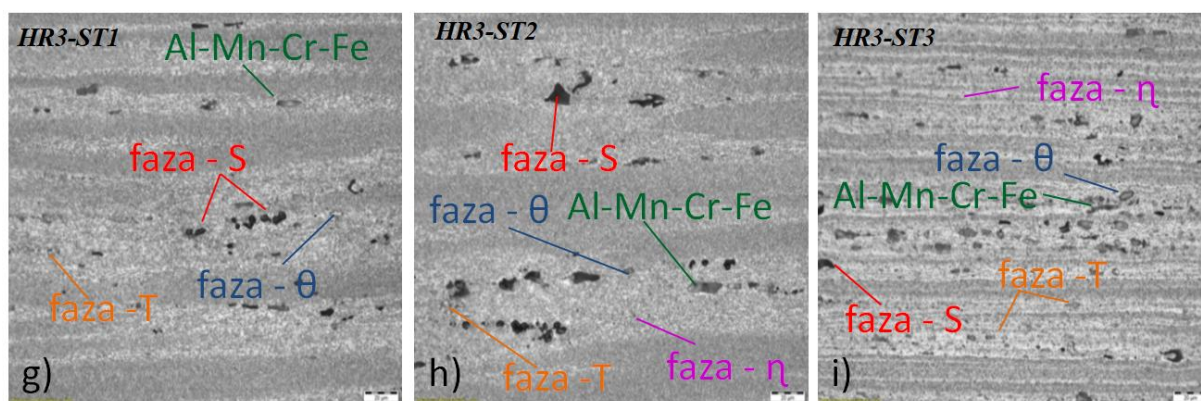


Figura 5.8. Imagini de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 475°C (HR3) și tratat prin călire de punere în soluție la 450°C (HR3-ST1) – a; 475°C (HR3-ST2) - b și 500°C (HR3-ST3) - c; X500

În figura 5.8 este prezentată evoluția microstructurală după deformare plastică la cald la temperatura de 475°C (**HR3**), și tratament termic de călire de punere în soluție la diferite temperaturi de încălzire: 450°C (**ST1**), 475°C (**ST2**), 500°C (**ST3**), cu o durată de menținere de 10 minute și răcire bruscă în apă.

Se poate observa că în masa de bază (faza α -Al) sunt prezente disperse o serie de faze secundare și compuși, după cum urmează: faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe. Se observă că faza majoritară rămâne faza de bază α -Al. De asemenea, se poate observa că după tratamentul termic de călire de punere în soluție, odată cu creșterea temperaturii de la 450°C (**ST1**) la 500°C (**ST3**), fazele au o dimensiune mai mică și mai sfericizată. Pe măsură ce temperatura de tratament crește, fazele solubile se dizolvă în soluția solidă. Se poate observa că deformarea plastică realizată peste temperatura de recristalizare și tratamentul termic de călire de punere în soluție peste punctul minim al temperaturii eutecticului repune în evidență graunții alungiți (**HR3-ST3**).

Tabel 5.5. Parametrii cristalografici ai fazei de bază α -Al aferenți aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 475°C (HR3) și călit de punere în soluție la 450°C (HR3-ST1), 475°C (HR3-ST2) și 500°C (HR3-ST3).

Parametru cristalin / Stare structurală	HR3	HR3-ST1	HR3-ST2	HR3-ST3
Parametru de reșea cristalină α -Al; a [Å]	4,055(2)	4,053(9)	4,054(7)	4,055(8)
Dimenisune medie domeniu cristalin coerent α -Al, A [Å]	917(28)	932(35)	961(50)	1008(34)
Deformație reziduală celulă elementară α -Al, ε [%]	0,060(3)	0,066(5)	0,065(3)	0,063(4)

Analiza XRD a aliajului 7075 în stare deformată plastic la cald la temperatura de 475°C (**HR3**) și tratament termic de călire de punere în soluție la diferite temperaturi de încălzire: 450°C (**ST1**), 475°C (**ST2**), 500°C (**ST3**) (figura 5.9), a arătat că în microstructura acestuia sunt prezente următoarele faze și compuși: α -Al, faza - η (MgZn₂); faza - S (Al₂CuMg); faza - T (Al₂Mg₃Zn₃); faza - θ (Al₂Cu₃) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe: Al₆(Fe,Mn), Al₅Si₂(Fe,Mn), Al₃(Fe,Mn,Cr), etc.

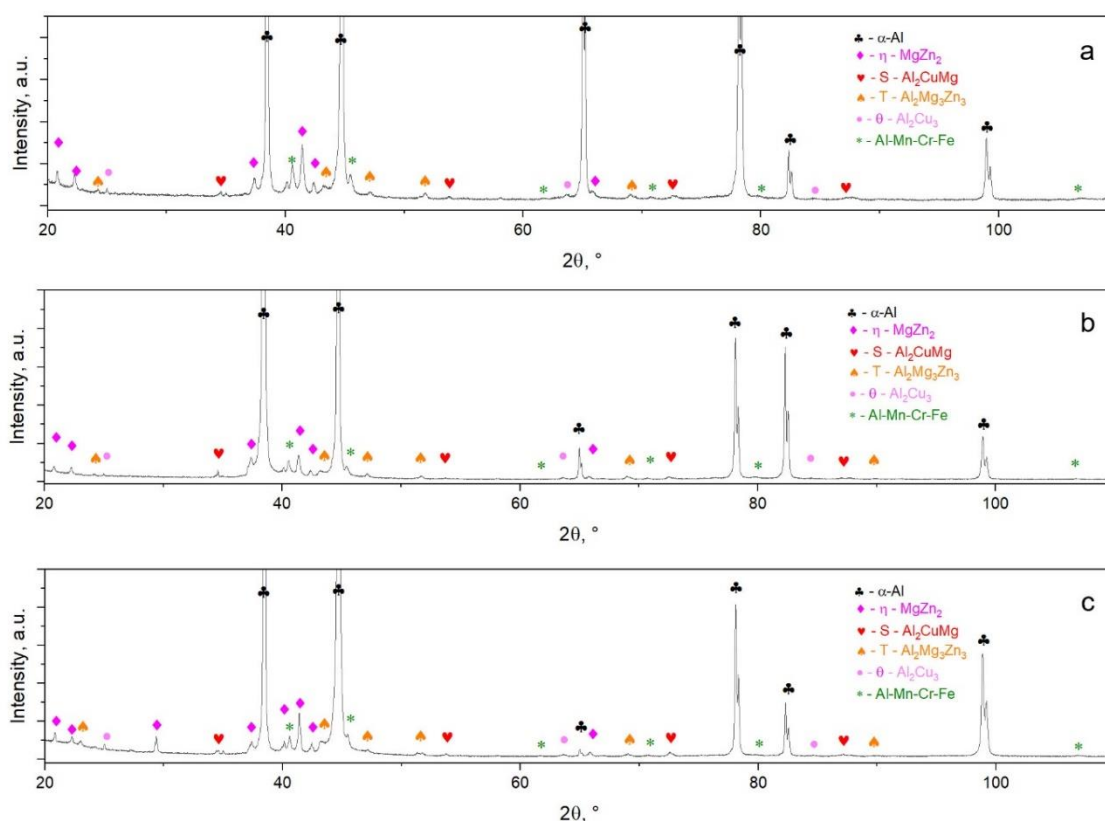


Figura 5.9. Spectre XRD aferente aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 475°C (HR3) și tratat prin călire de punere în soluție la 450°C (HR3-ST1) – a; 475°C (HR3-ST2) - b și 500°C (HR3-ST3) - c.

S-au stabilit parametrii cristalografici ai fazei de bază α -Al aferenți aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 475°C (**HR3**) și călit de punere în soluție la 500°C (**ST1**), 475°C (**ST2**) și 500°C (**ST3**) conform tabelului 5.5 și au fost identificate următoarele:

- faza de bază α -Al în starea structurală **HR3-ST1**: indexată în sistem cristalin cubic cu fețe centrate (CFC), cu un parametru de reșea $a = 4,0537(18)\text{\AA}$;

- faza de bază α -Al în starea structurală **HR3-ST2**: indexată în sistem cristalin cubic cu fețe centrate (CFC), cu parametru de rețea $a = 4,0544(7)\text{\AA}$;
- faza de bază α -Al în starea structurală **HR1-ST3**: indexată în sistem cristalin cubic cu fețe centrate (CFC), cu parametru de rețea $a = 4,0557(8)\text{\AA}$.

Odată cu creșterea temperaturii de călire de punere în soluție, parametru de rețea crește până la valoarea $a = 4,0557(8)\text{\AA}$, valoare pe care o atinge la proba **HR3-ST3**; comparativ cu proba **HR3** se prezintă o ușoară creștere a parametrului de rețea cristalină pentru proba cu temperaturile cele mai înalte, restul probelor prezentând o ușoară scădere. De asemenea, se poate observa că mărimea medie a domeniului cristalin coerent α -Al crește odată cu creșterea temperaturii de călire, până la valoarea $A = 1008(34)\text{ \AA}$, valoare pe care o atinge la proba **HR3-ST3**. În comparație cu proba deformată (**HR3**), proba laminată și călită (**HR3-ST3**) are dimensiunea mai mare, ceea ce rezultă că tratamentul termic de călire crește semnificativ mărimea medie a domeniului cristalin coerent, la această probă valoarea depășind $1000\text{ \AA}$. Deformația reziduală a celulei elementare α -Al, scade pe măsură ce temperatura de călire de punere în soluție crește. În comparație cu proba deformată (**HR3**) $\varepsilon = 0,060(3)\%$, proba deformată și călită (**HR3-ST1**), atinge o valoare mai mare, $\varepsilon = 0,066(5)\%$.

5.3.2. Evoluția caracteristicilor mecanice

Aliajul 7075 în stare deformată (*hot rolling – HR*) și călită (*solution treatment – ST*) a fost complet caracterizat din punct de vedere mecanic. Caracterizarea mecanică s-a efectuat cu ajutorul testelor de tracțiune (*tensile testing*) și a testelor de reziliență (*Charpy impact testing*). Pentru relevanță statistică toate testele mecanice au fost efectuate în duplicat. În figura 5.10 se prezintă aspectul curbelor tipice tensiune-deformație rezultate. Se observă că aliajul 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling – HR*) și călită (*solution treatment – ST*) prezintă o ductilitate ridicată, alungirea la rupere având o valoare mare (11,3-15%). De asemenea, se observă că limita maximă de rezistență depășește valoarea/pragul de 300MPa.

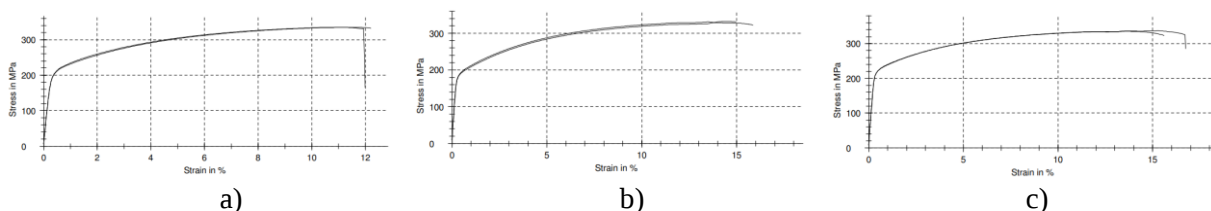


Figura 5.10. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 deformat plastic prin laminare la temperatura de 475°C (**HR3**) și călit de punere în soluție la 450°C- **HR3-ST1** (a); 475°C – **HR3-ST2** (b) și 500°C – **HR3-ST3** (c).

În ceea ce privesc probele analizate, se confirmă faptul că pentru fiecare probă testată a mai fost testată suplimentar încă o probă, în tabelul 5.6 fiind cuprinse valorile obținute din

media aritmetică a rezultatelor celor două probe. Această dublă testare s-a realizat pentru o mai bună acuratețe a datelor. Ca referință s-a introdus în tabel și rezultatul obținut la proba **HR3**.

Pentru testul de rezistență mecanică la tracțiune s-au obținut valori cuprinse în intervalul 230,5-236,5 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C și tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C (**HR3-ST3**). Proprietățile de rezistență mecanică au prezentat o ușoară scădere a valorilor pentru probele deformată și călite comparativ cu proba doar deformată (**HR3**).

Tabel 5.6. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 în stare deformată plastic prin laminare la temperatura de 475°C (**HR3**) și tratat prin călire de punere în soluție la 450°C (**HR3-ST1**); 475°C (**HR3-ST2**) și 500°C (**HR3-ST3**).

Număr probă	Proprietăți mecanice				
	Tracțiuni			Reziliență	
	Limita maximă de rezistență, R_m [MPa]	Limita de curgere, $R_{p0.2}$ [MPa]	Alungirea la rupere, A_{50} [%]	Energia absorbită la rupere, E [J]	Elasticitatea, El [J/cm ²]
HR3	344	215	16	6,5	17
HR3-ST1	335	214	11,3	9,2	23
HR3-ST2	330,5	193,5	14,3	10,6	26
HR3-ST3	336,5	223,5	15	6,7	16,5

La testarea limitei de curgere s-au obținut valori cuprinse în intervalul 193,5-223,5 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C și tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C (**HR3-ST3**). Analizând valorile obținute se constată că proprietățile limitei de curgere au prezentat o creștere doar la temperatura de călire de 500°C comparativ cu proba doar deformată (**HR3**), celelalte valori realizând o ușoară scădere. La testul de alungire s-au obținut valori cuprinse în intervalul 11,3-15%, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C și tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C (**HR3-ST3**). Din analiză se constată că proprietățile de alungire au prezentat o ușoară scădere a valorilor comparativ cu valoarea de referință a probei deformată (**HR3**). La testarea rezilienței, pentru testul de energie absorbită s-au obținut valori cuprinse în intervalul 6,7-10,6 (J), valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C și tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 475°C (**HR3-ST2**). La testarea rezilienței, pentru testul de elasticitate s-au obținut valori cuprinse în intervalul 16,5-26 J/cm², valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C și tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 475°C (**HR3-ST2**).

Se poate concluziona că un factor important pentru îmbunătățirea proprietăților la reziliență a materialului este aplicarea tratamentului de călire de punere în soluție, prin creșterea temperaturii de călire aproape de temperatura eutecticului.

5.4. Concluzii

Pentru a doua etapă a schemei de procesare termomecanică aplicată în prezentul studiu cu scopul de a investiga evoluțiile în microstructura și proprietățile mecanice ale aliajului 7075, s-au constatat următoarele concluzii:

- După tratamentul termic de călire de punere în soluție, odată cu creșterea temperaturii de la 450°C (**ST1**) la 500°C (**ST3**), fazele au o dimensiune mai mică și mai sfericizată; pe măsură ce temperatura de tratament crește, fazele solubile se dizolvă în soluția solidă.
- Gradul mare de deformare anterioară a aliajului conferă o structură marunțită și, ca urmare, viteza de dizolvare a precipitatelor secundare la temperatura de călire este mai mare.
- Analiza microstructurii optice a aliajului 7075 în stare deformată plastic la cald (**HR**) și călită pentru punere în soluție (**ST**) confirmă observațiile rezultate în urma analizei XRD fiind observate și în acest caz următoarele faze secundare în grăunții masei de bază (faza α -Al): faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe;
- Parametrii cristalografici ai fazei de bază α -Al aferenți aliajului 7075 deformat plastic la cald și călit pentru punere în soluție la diferite temperaturi au evoluat odată cu creșterea temperaturii de laminare și călire prin creșterea parametrului de rețea cristalină α -Al, creșterea dimenisunii medii a domeniului cristalin coerent α -Al și scăderea gradului de deformație reziduală a celulei elementare α -Al;
- În urma analizării curbelor tensiune-deformație se constată că aliajul 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling* – **HR**) și călită (*solution treatment* – **ST**) prezintă o ductilitate ridicată, alungirea la rupere având o valoare mare (7-15%), de asemenea, se observă că limita maximă de rezistență depășește valoarea/pragul de 300Mpa;
- Proprietățile mecanice ale aliajului 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling* – **HR**) și călită (*solution treatment* – **ST**) au evoluat astfel:
 - cea mai avantajoasă valoare s-a obținut la rezistența mecanică la tracțiune, la proba **HR3-ST3** (*laminare la cald: $T = 475^\circ\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$ și călire de punere în soluție $T = 500^\circ\text{C}$*) cu o valoare de RM = 337 MPa, cu 1,78% mai mare decât valoarea probei **HR3-ST2** (*laminare la cald: $T = 475^\circ\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$ și călire de*

- punere în soluție $T = 475^{\circ}\text{C}$) și cu 2,23% mai mică decât valoarea probei **HR3** (laminare la cald: $T = 475^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$); se observă că rezultatele probelor **HR3-ST1**, **HR3-ST2**, **HR3-ST3** au valori superioare celorlalte probe testate, ceea ce rezultă că odată cu creșterea temperaturii de laminare și călire valorile la rezistența mecanică cresc;*
- *cea mai avantajoasă valoare s-a obținut la limita de curgere, la proba **HR1-ST3** (laminare la cald: $T = 225^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$ și călire de punere în soluție $T = 500^{\circ}\text{C}$) cu o valoare de $R_{p0.2} = 259 \text{ MPa}$, cu 9,28% mai mare decât valoarea probei **HR1-ST1** (laminare la cald: $T = 225^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$ și călire de punere în soluție $T = 450^{\circ}\text{C}$) și cu 3,67% mai mare decât valoarea probei **HR1** (laminare la cald: $T = 225^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$); se observă că rezultatele probelor **HR1-ST1**, **HR1-ST2**, **HR1-ST3** au valori superioare celorlalte probe testate, ceea ce rezultă că laminarea la o temperatură mai joasă și călirea la temperatură ridicată influențează creșterea proprietăților la limita de curgere;*
 - *cea mai avantajoasă valoare s-a obținut la alungire, la proba **HR3-ST3** (laminare la cald: $T = 475^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$ și călire de punere în soluție $T = 500^{\circ}\text{C}$) cu o valoare de $A_{50} = 15\%$, cu 24,67% mai mare decât valoarea probei **HR3-ST1** (laminare la cald: $T = 475^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$ și călire de punere în soluție $T = 450^{\circ}\text{C}$) și cu 6,67% mai mică decât valoarea probei **HR3** (laminare la cald: $T = 475^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$); creșterea temperaturii de procesare termomecanică influențează pozitiv proprietățile de alungire, materialul devine mai ductil;*
 - *cele mai avantajoase valori s-au obținut la energia absorbită și elasticitate, la proba **HR3-ST2** (laminare la cald: $T = 475^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$ și călire de punere în soluție $T = 475^{\circ}\text{C}$) cu o valoare de $E = 11 \text{ J}$ și $E_l = 26 \text{ J/cm}^2$, cu 36,79% mai mare la E (energia absorbită la rupere) față de valoarea probei **HR3-ST3** (laminare la cald: $T = 475^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$ și călire de punere în soluție $T = 500^{\circ}\text{C}$) și cu 38,68% mai mare decât valoarea probei **HR3** (laminare la cald: $T = 475^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$) iar pentru E_l (elasticitate) cu 36,53% mai mare decât valoarea probei **HR3-ST3** (laminare la cald: $T = 475^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$ și călire de punere în soluție $T = 500^{\circ}\text{C}$) și cu 34,61% mai mare decât valoarea probei **HR3** (laminare la cald: $T = 475^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$); odată cu creșterea temperaturii de laminare și călire cresc valorile la reziliență; depășirea eutecticului la tratamentul de călire de punere în soluție scade considerabil proprietățile rezilienței materialului;*
 - *Odată cu creșterea temperaturii de laminare la cald și călire de punere în soluție, rezultatele testelor mecanice s-au îmbunătățit considerabil.*

Capitolul 6. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075

Pentru studiul influenței temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice ale aliajului 7075 s-a realizat a treia etapă experimentală:

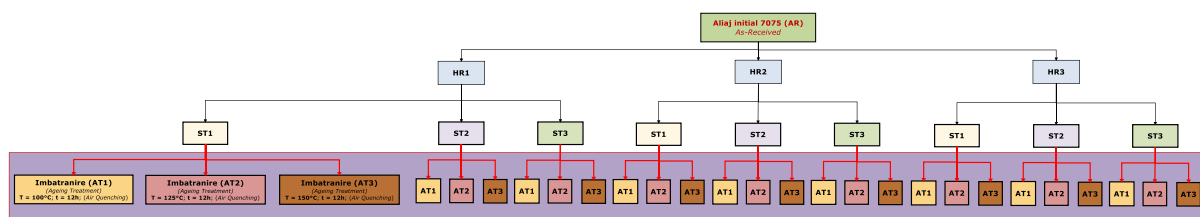


Figura 6.1. Schema de procesare termomecanică (a treia etapă) aplicată aliajului 7075 pentru determinarea influenței temperaturii tratamentului de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale și mecanice.

A treia etapă experimentală (vezi Fig. 6.1) constă în experimente de procesare termică dezvoltate la temperaturi sub, apropiate și peste temperatura de germinare (stare T6 – 120°C), deoarece aliajul 7075 cuprinde un interval redus de temperaturi pentru regiunea dintre sub-îmbătrânire (<100°C) și supra-îmbătrânire (>150°C). Având în vedere că prelucrarea termică poate influența microstructura aliajului, pentru a avea o bază de comparație, s-a ales să se aplice tratament termic de îmbătrânire artificială după prelucrare mecanică (deformare plastică la cald) și tratament termic de călire de punere în soluție, la temperaturile de 100°C (starea structurală – AT1), 125°C (starea structurală – AT2) și 150°C (starea structurală – AT3), durata de tratament fiind în toate cazurile de t = 12h.

6.1. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 225°C, și călitate pentru punere în soluție la 450°C-10min-WQ (HR1-ST1)

6.1.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale

Aliajul 7075, deformat în prelabil la cald la temperatura de 225°C (starea structurală – HR1), supus tratamentului de călire de punere în soluție la temperatura de 450°C (starea structurală – ST1) și tratamentului de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - AT1), 125°C (starea structurală – AT2) și 150°C (starea structurală – AT3), a fost complet caracterizat din punct de vedere microstructural. Caracterizarea

microstructurală a fost efectuată cu ajutorul tehnicii de investigare prin microscopie optică (*optical microscopy - OM*).

În fig. 6.2 este prezentată evoluția microstructurală după deformare plastică la cald la temperatura de 225°C (**HR1**), tratament termic de călire de punere în soluție la temperatura de 450°C (**ST1**), cu o durată de menținere de 10 minute și răcire în apă, și tratament de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C (starea structurală - **AT2**) și 150°C (starea structurală - **AT3**) cu o durată de menținere de $t = 12$ ore. Se poate observa că în masa de bază (faza α -Al) sunt prezente o serie de faze secundare și compuși, după cum urmează: faza - η (MgZn₂); faza - S (Al₂CuMg); faza - T (Al₂Mg₃Zn₃); faza - θ (Al₂Cu₃) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe. Se observă că faza majoritară rămâne faza de bază α -Al.

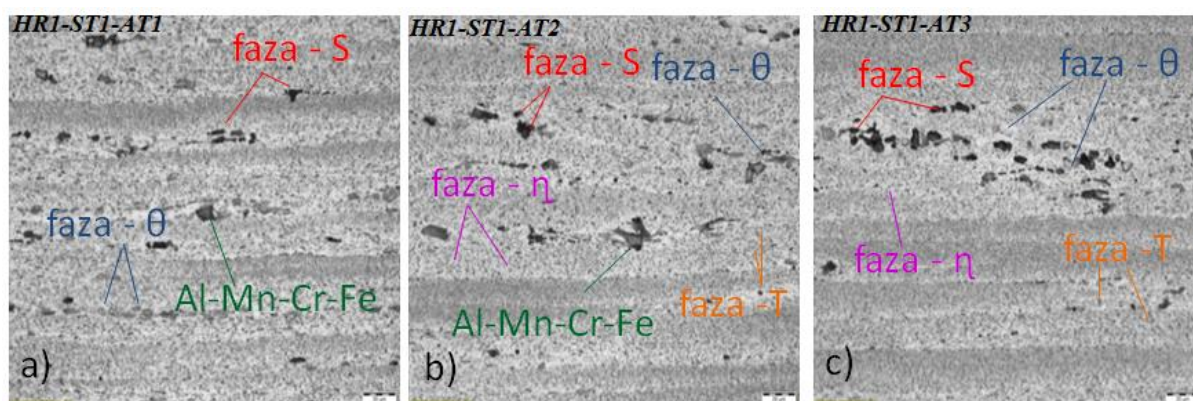


Figura 6.2. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare (**HR1** - 225°C), tratată prin călire de punere în soluție (**ST1** – 450°C) și îmbătrânită a) **HR1-ST1-AT1**; b) **HR1-ST1-AT2**; c) **HR1-ST1-AT3**;, la temperatura de 100°C (**AT1**), 125°C (**AT2**) și 150°C (**AT3**); X500.

Se poate observa că după tratamentul termic de îmbătrânire artificială, odată cu creșterea temperaturii de la 100°C (**AT1**) la 150°C (**AT3**), fazele devin din dispersate în întreaga masă în faze aglomerate în anumite zone, fapt care poate duce la o ușoară scădere a rezistenței materialului. Se observă din imagini că forma grăunților nu se modifică, aceștia având o formă alungită.

6.1.2. Evoluția caracteristicilor mecanice

Aliajul 7075 în stare deformată (*hot rolling* – **HR**), călită (*solution treatment* – **ST**) și îmbătrânită (*ageing treatment* - **AT**) a fost complet caracterizat din punct de vedere mecanic. Caracterizarea mecanică s-a efectuat cu ajutorul testelor de tracțiune (*tensile testing*) și a testelor de reziliență (*Charpy impact testing*). Pentru relevanță statistică toate testele mecanice au fost efectuate în duplicat.

În figura 6.3 se prezintă aspectul curbelor tipice tensiune-deformație rezultate. Se observă că aliajul 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling* – **HR**), călită (*solution treatment* – **ST**) și îmbătrânită (*ageing treatment* - **AT**) prezintă o ductilitate scăzută, alungirea la rupere având o valoare de 7%. De asemenea, se observă că limita maximă de rezistență depășește valoarea/pragul de 250MPa, pentru proba **HR1-ST1-AT1**(Fig. 6.3 – a) ajungând foarte aproape de valoarea/pragul de 300 MPa.

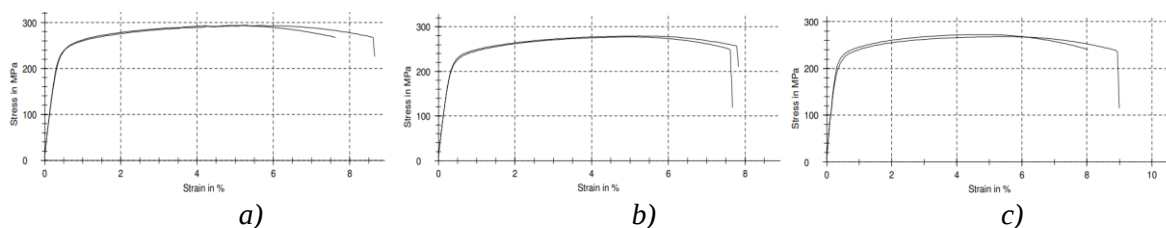


Figura 6.3. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 225°C, călită la 450°C și îmbătrânită la 100°C – **HR1-ST1-AT1** (a), 125°C – **HR1-ST1-AT2** (b) și 150°C – **HR1-ST1-AT3** (c).

În ceea ce privesc probele analizate, se confirmă faptul că pentru fiecare probă testată a mai fost testată suplimentar încă o probă, în tabelul 6.1 fiind cuprinse valorile obținute din media aritmetică a rezultatelor celor două probe. Această dublă testare s-a realizat pentru o mai bună acuratețe a datelor. Ca referință s-a introdus în tabel și rezultatul obținut la proba **HR1-ST1**. Pentru testul de rezistență mecanică la tracțiune s-au obținut valori cuprinse în intervalul 271-294 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 450°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR1-ST1-AT1**). Proprietățile de rezistență mecanică au prezentat o ușoară creștere a valorilor pentru proba (**HR1-ST1-AT1**) comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR1-ST1**), dar odată cu creșterea temperaturii de îmbătrânire aceste valori au scăzut.

Tabel 6.1. Caracteristicile mecanice pentru aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 225°C (**HR1**), călit de punere în soluție la 450°C (**ST1**), și îmbătrânit la 100°C (**AT1**), 125°C (**AT2**) și 150°C (**AT3**).

Număr probă	Proprietăți mecanice				
	Tracțiuni			Reziliență	
	Limita maximă de rezistență, R_m [MPa]	Limita de curgere, $R_{p0.2}$ [MPa]	Alungirea la rupere, A_{50} [%]	Energia absorbită la rupere, E [J]	Elasticitatea, El [J/cm ²]
HR1-ST1	285	234,5	7	5,5	13,5
HR1-ST1-AT1	294	244	7	5,3	13
HR1-ST1-AT2	279	232	7	6,4	16
HR1-ST1-AT3	271	227	7	5,9	15

La testarea limitei de curgere s-au obținut valori cuprinse în intervalul 227-244 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 450°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR1-ST1-AT1**). Analizând valorile obținute se constată că proprietățile limitei de curgere au prezentat o creștere doar la temperatura de îmbătrânire de 100°C comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR1-ST1**), celelalte valori realizând o ușoară scădere. La testul de alungire s-a obținut o medie a valorii de 7%, această valoare rămânând constantă ca și proba deformată și călită (**HR1-ST1**).

La testarea rezilienței, pentru testul de energie absorbită s-au obținut valori cuprinse în intervalul 5,3-6,4 (J), valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 450°C și îmbătrânită la temperatura de 125°C (**HR1-ST1-AT2**). La testarea rezilienței, pentru testul de elasticitate s-au obținut valori cuprinse în intervalul 13-16 J/cm², valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 450°C și îmbătrânită la temperatura de 125°C (**HR1-ST1-AT2**).

Se poate concluziona că în cazul probelor mai sus menționate (în prealabil deformate plastic prin laminare la temperatura de 225°C și călite pentru punere în soluție la temperatura de 450°C) îmbătrânirea realizată sub temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile mecanice (rezistență la tracțiune, limita de curgere) iar îmbătrânirea realizată aproape de temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile mecanice de reziliență.

6.2. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 225°C, și călite pentru punere în soluție la 475°C-10min-WQ (HR1-ST2)

6.2.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale

Aliajul 7075, deformat în prealabil la cald la temperatura de 225°C (starea structurală – **HR1**), supus tratamentului de călire de punere în soluție la temperatura de 475°C (starea structurală – **ST2**) și tratamentului de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C (starea structurală – **AT2**) și 150°C (starea structurală – **AT3**), a fost complet caracterizat din punct de vedere microstructural. Caracterizarea microstructurală a fost efectuată cu ajutorul tehnicii de investigare prin microscopie optică (*optical microscopy* - **OM**) . În fig. 6.4 este prezentată evoluția microstructurală după deformare plastică la cald la temperatura de 225°C (**HR1**), tratament termic de călire de

punere în soluție la temperatura de 475°C (**ST2**), cu o durată de menținere de 10 minute și răcire în apă, și tratament de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C (starea structurală - **AT2**) și 150°C (starea structurală - **AT3**) cu o durată de menținere de $t = 12$ ore. Se poate observa că în masa de bază (faza α -Al) sunt prezente o serie de faze secundare și compuși, după cum urmează: faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe. Se observă că faza majoritară rămâne faza de bază α -Al.

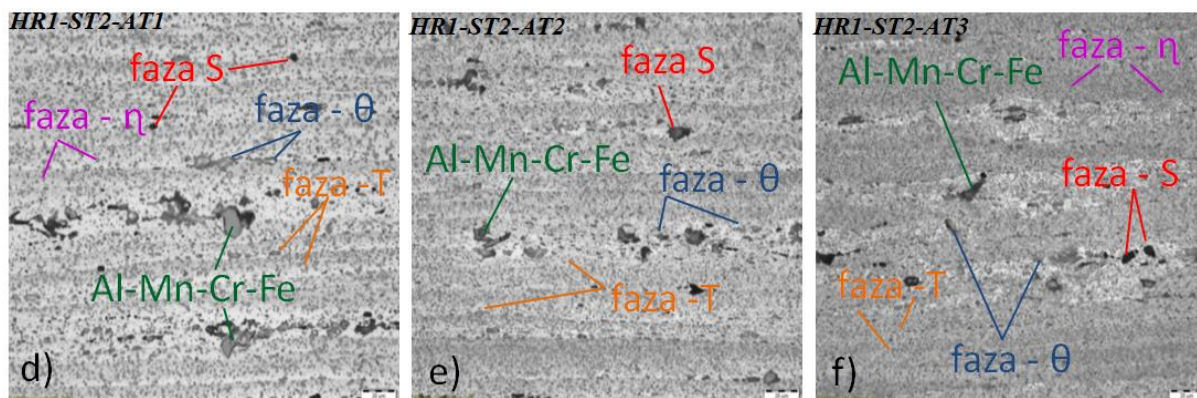


Figura 6.4. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare ($\text{HR1} - 225^\circ\text{C}$), tratată prin călire de punere în soluție ($\text{ST2} - 475^\circ\text{C}$) și îmbătrânită d) HR1-ST2-AT1 ; e) HR1-ST2-AT2 ; f) HR1-ST2-AT3 , la emperatura de 100°C (**AT1**), 125°C (**AT2**) și 150°C (**AT3**); X500.

Se poate observa că după tratamentul termic de îmbătrânire artificială, odată cu creșterea temperaturii de la 100°C (**AT1**) la 150°C (**AT3**), fazele au o dimensiune mai mică. La temperatură scăzută (sub temperatura de germinare) fazele sunt mai mari și mai aglomerate ceea ce poate conduce la o creștere a rezistenței materialului. Deasemenea, faza η durificatoare este mai evidențiată în figura 6.4 - d.

6.2.2. Evoluția caracteristicilor mecanice

Aliajul 7075 în stare deformată (*hot rolling* – **HR**), călită (*solution treatment* – **ST**) și îmbătrânită (*ageing treatment* - **AT**) a fost complet caracterizat din punct de vedere mecanic. Caracterizarea mecanică s-a efectuat cu ajutorul testelor de tracțiune (*tensile testing*) și a testelor de reziliență (*Charpy impact testing*). Pentru relevanță statistică toate testele mecanice au fost efectuate în duplicat.

În figura 6.5 se prezintă aspectul curbelor tipice tensiune-deformație rezultate. Se observă că aliajul 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling* – **HR**), călită (*solution treatment* – **ST**) și îmbătrânită (*ageing treatment* - **AT**) prezintă o ductilitate mai bună comparativ cu probele îmbătrânite anterior, alungirea la rupere având o valoare cuprinsă în intervalul 9-12%. De asemenea, se observă că limita maximă de rezistență depășește

valoarea/pragul de 300MPa, pentru proba **HR1-ST2-AT1** (Fig. 6.5 – a) ajungând foarte aproape de valoarea/pragul de 400 MPa.

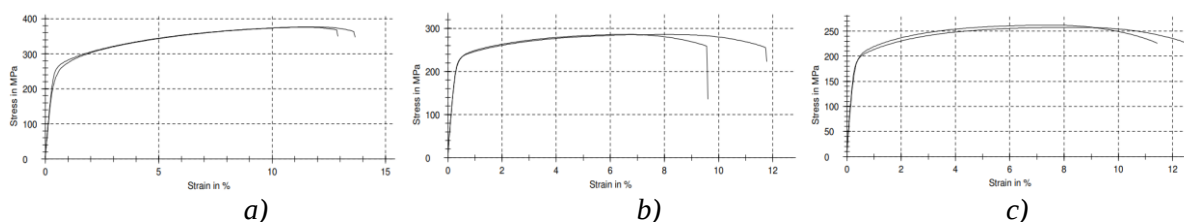


Figura 6.5. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 225°C, călită la 475°C și îmbătrânită la 100°C – HR1-ST2-AT1 (a), 125°C – HR1-ST2-AT2 (b) și 150°C – HR1-ST2-AT3 (c).

În ceea ce privesc probele analizate, se confirmă faptul că pentru fiecare probă testată a mai fost testată suplimentar încă o probă, în tabelul 6.2 fiind cuprinse valorile obținute din media aritmetică a rezultatelor celor două probe. Această dublă testare s-a realizat pentru o mai bună acuratețe a datelor. Ca referință s-a introdus în tabel și rezultatul obținut la proba **HR1-ST2**.

Pentru testul de rezistență mecanică la tracțiune s-au obținut valori cuprinse în intervalul 260-377 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 475°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR1-ST2-AT1**). Proprietățile de rezistență mecanică au prezentat o creștere a valorilor pentru proba (**HR1-ST2-AT1**) comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR1-ST2**), dar odată cu creșterea temperaturii de îmbătrânire valorile au scăzut.

Tabel 6.2. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 225°C (HR1), călit de punere în soluție la 475°C (ST2), și îmbătrânit la 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3).

Număr probă	Proprietăți mecanice				
	Tracțiuni			Reziliență	
	Limita maximă de rezistență, R_m [MPa]	Limita de curgere, $R_{p0.2}$ [MPa]	Alungirea la rupere, A_{50} [%]	Energia absorbită la rupere, E [J]	Elasticitatea, El [J/cm ²]
HR1-ST2	317,5	241,5	9,8	6,7	16
HR1-ST2-AT1	377	257	12	5,9	15
HR1-ST2-AT2	286	235	9	6,6	16
HR1-ST2-AT3	260	202	10	7,8	20

La testarea limitei de curgere s-au obținut valori cuprinse în intervalul 202-257 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 475°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR1-ST2-AT1**). Analizând valorile obținute se constată că

proprietățile limitei de curgere au prezentat o creștere doar la temperatura de îmbătrânire de 100°C comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR1-ST2**), celelalte valori realizând o ușoară scădere. La testul de alungire s-a obținut valori cuprinse în intervalul 9 -12%, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba **HR1-ST2-AT1**.

La testarea rezilienței, pentru testul de energie absorbită s-au obținut valori cuprinse în intervalul 5,9-7,8 (J), valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 475°C și îmbătrânită la temperatura de 150°C (**HR1-ST2-AT3**). La testarea rezilienței, pentru testul de elasticitate s-au obținut valori cuprinse în intervalul 15-20 J/cm², valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 475°C și îmbătrânită la temperatura de 150°C (**HR1-ST2-AT3**).

Se poate concluziona că în cazul probelor mai sus menționate (în prealabil deformate plastic prin laminare la temperatura de 225°C și călite pentru punere în soluție la temperatura de 450°C) îmbătrânirea realizată sub temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile mecanice (rezistență la tracțiune, limita de curgere, alungire) iar îmbătrânirea realizată peste temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile mecanice de reziliență .

6.3. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 225°C, și călite pentru punere în soluție la 500°C-10min-WQ (HR1-ST3)

6.3.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale

Aliajul 7075, deformat în prealabil la cald la temperatura de 225°C (starea structurală – **HR1**), supus tratamentului de călire de punere în soluție la temperatura de 500°C (starea structurală – **ST3**) și tratamentului de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C (starea structurală – **AT2**) și 150°C (starea structurală – **AT3**), a fost complet caracterizat din punct de vedere microstructural. Caracterizarea microstructurală a fost efectuată cu ajutorul tehnicii de investigare prin microscopie optică (*optical microscopy* - **OM**) .

În fig. 6.6 este prezentată evoluția microstructurală după deformare plastică la cald la temperatura de 225°C (**HR1**), tratament termic de călire de punere în soluție la temperatura de 500°C (**ST3**), cu o durată de menținere de 10 minute și răcire în apă, și tratament de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C (starea structurală – **AT2**) și 150°C (starea structurală – **AT3**) cu o durata de menținere de t =

12 ore. Se poate observa că în masa de bază (faza α -Al) sunt prezente o serie de faze secundare și compuși, după cum urmează: faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe. Se observă că faza majoritară rămâne faza de bază α -Al.

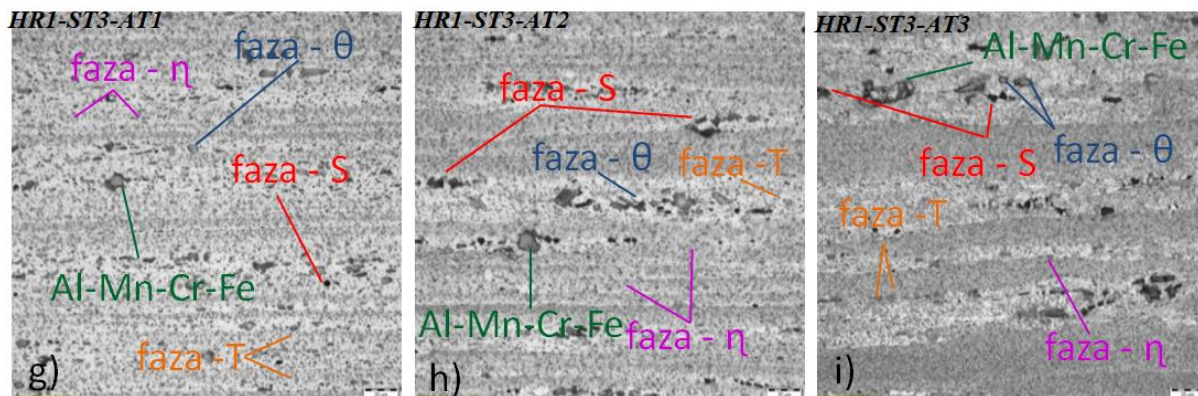


Figura 6.6. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare (HR1 - 225°C), tratată prin călire de punere în soluție (ST3 – 500°C) și îmbătrânită g) HR1-ST3-AT1; h) HR1-ST3-AT2; i) HR1-ST3-AT3; la temperatura de 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3); X500.

Se poate observa că după tratamentul termic de îmbătrânire, odată cu creșterea temperaturii de la 100°C (AT1) la 150°C (AT3), fazele au o dimensiune mai mare și mai sfericizată, de asemenea se observă o creștere a marimii grăunților, de formă alungită.

La temperatură scăzută (sub temperatura de germinare) distribuția omogenă a precipitatelor fazelor secundare este dispersată, de asemenea, faza η durificatoare este mai evidențiată în figura 6.5 - g.

6.3.2. Evoluția caracteristicilor mecanice

Aliajul 7075 în stare deformată (*hot rolling* – **HR**), călită (*solution treatment* – **ST**) și îmbătrânită (*ageing treatment* - **AT**) a fost complet caracterizat din punct de vedere mecanic. Caracterizarea mecanică s-a efectuat cu ajutorul testelor de tracțiune (*tensile testing*) și a testelor de reziliență (*Charpy impact testing*). Pentru relevanță statistică toate testele mecanice au fost efectuate în duplicat.

În figura 6.7 se prezintă aspectul curbelor tipice tensiune-deformație rezultate. Se observă că aliajul 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling* – **HR**), călită (*solution treatment* – **ST**) și îmbătrânită (*ageing treatment* - **AT**) prezintă o ductilitate mai bună comparativ cu probele îmbătrânite anterior, alungirea la rupere având o valoare cuprinsă în intervalul 10-13%. De asemenea, se observă că limita maximă de rezistență depășește valoarea/pragul de 300MPa.

În ceea ce privesc probele analizate, se confirmă faptul că pentru fiecare probă testată a mai fost testată suplimentar încă o probă, în tabelul 6.3 fiind cuprinse valorile obținute din media aritmetică a rezultatelor celor două probe. Această dublă testare s-a realizat pentru o mai bună acuratețe a datelor. Ca referință s-a introdus în tabel și rezultatul obținut la proba **HR1-ST3**.

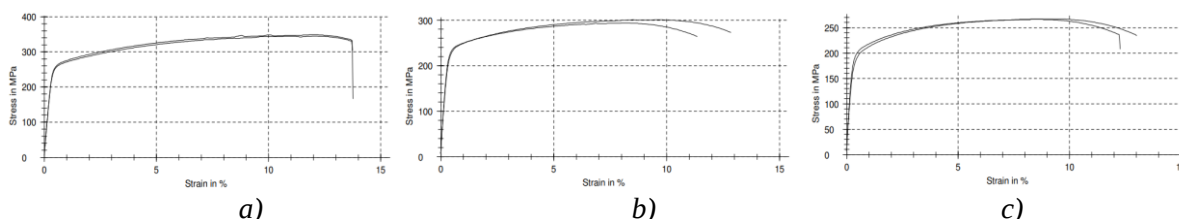


Figura 6.7. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 225°C, călită la 500°C și îmbătrânită la 100°C – HR1-ST3-AT1 (a), 125°C – HR1-ST3-AT2 (b) și 150°C – HR1-ST3-AT3 (c).

Pentru testul de rezistență mecanică la tracțiune s-au obținut valori cuprinse în intervalul 267-346 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR1-ST3-AT1**). Proprietățile de rezistență mecanică au prezentat o creștere a valorilor pentru proba (**HR1-ST2-AT1**) comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR1-ST3**), dar odată cu creșterea temperaturii de îmbătrânire valorile au scăzut.

Tabel 6.3. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 225°C (HR1), călit de punere în soluție la 500°C (ST3), și îmbătrânit la 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3).

Număr probă	Proprietăți mecanice				
	Tracțiuni			Reziliență	
	Limita maximă de rezistență, R_m [MPa]	Limita de curgere, $R_{p0.2}$ [MPa]	Alungirea la rupere, A_{50} [%]	Energia absorbită la rupere, E [J]	Elasticitatea, El [J/cm ²]
HR1-ST3	316	258,5	10	6,9	17
HR1-ST3-AT1	346	260	13	5,7	14
HR1-ST3-AT2	298	236	10	6,5	16
HR1-ST3-AT3	267	200	11	8,6	21

La testarea limitei de curgere s-au obținut valori cuprinse în intervalul 200-260 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR1-ST2-AT1**). Analizând valorile obținute se constată că proprietățile limitei de curgere au prezentat o creștere doar la temperatura de îmbătrânire de 100°C comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR1-ST3**), celelalte valori realizând o

scădere pe măsură ce temperatura de îmbătrânire crește. La testul de alungire s-a obținut valori cuprinse în intervalul 10-13%, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba **HR1-ST3-AT1**.

La testarea rezilienței, pentru testul de energie absorbită s-au obținut valori cuprinse în intervalul 5,7-8,6 (J), valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C și îmbătrânită la temperatura de 150°C (**HR1-ST3-AT3**). La testarea rezilienței, pentru testul de elasticitate s-au obținut valori cuprinse în intervalul 14-21 J/cm², valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 225°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C și îmbătrânită la temperatura de 150°C (**HR1-ST3-AT3**).

Se poate concluziona că în cazul probelor mai sus menționate (în prealabil deformate plastic prin laminare la temperatura de 225°C și călite pentru punere în soluție la temperatura de 500°C) îmbătrânirea realizată sub temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile mecanice (rezistență la tracțiune, limita de curgere, alungire) iar îmbătrânirea realizată peste temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile mecanice de reziliență.

6.4. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 350°C, și călite pentru punere în soluție la 450°C-10min-WQ (HR2-ST1)

6.4.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale

Aliajul 7075, deformat în prealabil la cald la temperatura de 350°C (starea structurală – **HR2**), supus tratamentului de călire de punere în soluție la temperatura de 450°C (starea structurală – **ST1**) și tratamentului de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C (starea structurală – **AT2**) și 150°C (starea structurală – **AT3**), a fost complet caracterizat din punct de vedere microstructural. Caracterizarea microstructurală a fost efectuată cu ajutorul tehnicii de investigare prin microscopie optică (*optical microscopy* - **OM**) .

În fig. 6.8 este prezentată evoluția microstructurală după deformare plastică la cald la temperatura de 350°C (**HR2**), tratament termic de călire de punere în soluție la temperatura de 450°C (**ST1**), cu o durată de menținere de 10 minute și răcire în apă, și tratament de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C (starea structurală – **AT2**) și 150°C (starea structurală – **AT3**) cu o durată de menținere de t = 12 ore. Se poate observa că în masa de bază (faza α -Al) sunt prezente o serie de faze

secundare și compuși, după cum urmează: faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe. Se observă că faza majoritară rămâne faza de bază α -Al.

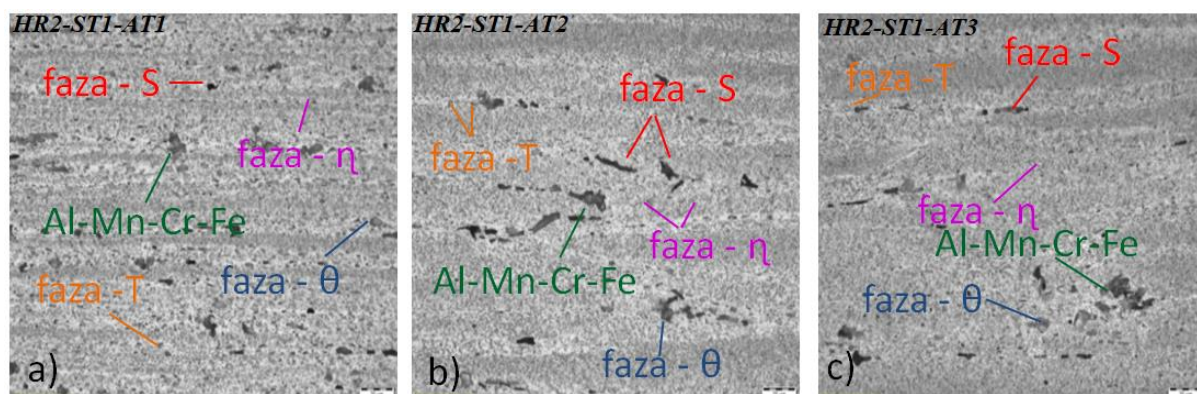


Figura 6.8. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare (HR2 - 350°C), tratată prin călire de punere în soluție (ST1 – 450°C) și îmbătrânită a) HR2-ST1-AT1; b) HR2-ST1-AT2; c) HR2-ST1-AT3; la temperatura de 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3); X500

Se poate observa că după tratamentul termic de îmbătrânire, odată cu creșterea temperaturii de la 100°C (AT1) la 150°C (AT3), fazele au o dimensiune mai mare și mai alungită, deasemenea se observă o creștere a marimii grăunților, de formă alungită.

La temperatură scăzută (sub temperatura de germinare) distribuția omogenă a precipitatelor fazelor secundare este mai dispersată, odată cu creșterea temperaturii fazele sunt mai aglomerate și mai apropiate.

6.4.2. Evoluția caracteristicilor mecanice

Aliajul 7075 în stare deformată (*hot rolling* – HR), călită (*solution treatment* – ST) și îmbătrânită (*ageing treatment* - AT) a fost complet caracterizat din punct de vedere mecanic. Caracterizarea mecanică s-a efectuat cu ajutorul testelor de tracțiune (*tensile testing*) și a testelor de reziliență (*Charpy impact testing*). Pentru relevanță statistică toate testele mecanice au fost efectuate în duplicat.

În figura 6.9 se prezintă aspectul curbelor tipice tensiune-deformație rezultate. Se observă că aliajul 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling* – HR), călită (*solution treatment* – ST) și îmbătrânită (*ageing treatment* - AT) prezintă o ductilitate mai scăzută comparativ cu probele îmbătrânite anterior, alungirea la rupere având o valoare cuprinsă în intervalul 10,2-11,2%. De asemenea, se observă că limita maximă de rezistență atinge valoarea/pragul de 250MPa.

În ceea ce privesc probele analizate, se confirmă faptul că pentru fiecare probă testată a mai fost testată suplimentar încă o probă, în tabelul 6.4 fiind cuprinse valorile obținute din

media aritmetică a rezultatelor celor două probe. Această dublă testare s-a realizat pentru o mai bună acuratețe a datelor. Ca referință s-a introdus în tabel și rezultatul obținut la proba **HR2-ST1**.

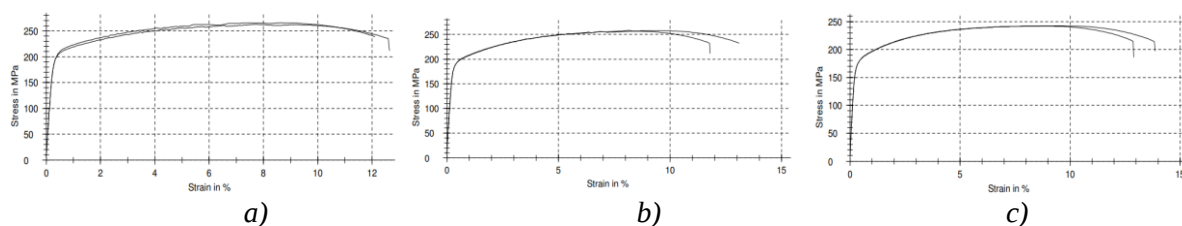


Figura 6.9. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 350°C, călită la 450°C și îmbătrânită la 100°C – HR2-ST1-AT1 (a), 125°C – HR2-ST1-AT2 (b) și 150°C – HR2-ST1-AT3 (c).

Pentru testul de rezistență mecanică la tracțiune s-au obținut valori cuprinse în intervalul 242-264 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 350°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 450°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR2-ST1-AT1**). Proprietățile de rezistență mecanică au prezentat o creștere a valorilor pentru proba (**HR2-ST1-AT1**) comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR2-ST1**), dar odată cu creșterea temperaturii de îmbătrânire valorile au prezentat o tendință descrescătoare.

Tabel 6.4. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 350°C (HR2), călit de punere în soluție la 450°C (ST1) și îmbătrânit la 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3).

Număr probă	Proprietăți mecanice				
	Tracțiuni			Reziliență	
	Limita maximă de rezistență, R_m [MPa]	Limita de curgere, $R_{p0.2}$ [MPa]	Alungirea la rupere, A_{50} [%]	Energia absorbită la rupere, E [J]	Elasticitatea, El [J/cm ²]
HR2-ST1	260,5	203,5	10,8	7,6	19
HR2-ST1-AT1	264	209	10,5	7,2	18
HR2-ST1-AT2	257	196	10,2	9,0	22
HR2-ST1-AT3	242	183	11,2	9,0	22

La testarea limitei de curgere s-au obținut valori cuprinse în intervalul 183-209 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 350°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 450°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR2-ST1-AT1**). Analizând valorile obținute se constată că proprietățile limitei de curgere au prezentat o creștere doar la temperatura de îmbătrânire de 100°C comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR2-ST1**), celelalte valori realizând o scădere pe măsură ce temperatura de îmbătrânire crește. La testul de alungire s-au obținut valori cuprinse în intervalul 10,2-11,2%, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba

HR2-ST1-AT3. Comparativ cu proba deformată și călită (**HR2-ST1**), odată cu creșterea temperaturii de îmbătrânire se observă o ușoară creștere a valorii la testul de alungire, materialul devine mai ductil.

La testarea rezilienței, pentru testul de energie absorbită s-au obținut valori cuprinse în intervalul 7,2-9 (J), valorile cele mai avantajoase fiind obținute la probele deformate plastic la cald la temperatura de 350°C, tratate termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 450°C și îmbătrânite la temperaturile de 125°C (**HR2-ST1-AT2**) și 150°C (**HR2-ST1-AT3**). La testarea rezilienței, pentru testul de elasticitate s-au obținut valori cuprinse în intervalul 18-22 J/cm², valorile cele mai avantajoase fiind obținute la probele deformate plastic la cald la temperatura de 350°C, tratate termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 450°C și îmbătrânite la temperaturile de 125°C (**HR2-ST1-AT2**) și 150°C (**HR2-ST1-AT3**).

Se poate concluziona că în cazul probelor mai sus menționate (în prealabil deformate plastic prin laminare la temperatura de 350°C și călite pentru punere în soluție la temperatura de 450°C) îmbătrânirea realizată sub temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile mecanice (rezistență la tracțiune, limita de curgere) iar îmbătrânirea realizată aproape și peste temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile mecanice de reziliență.

6.5. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 350°C, și călite pentru punere în soluție la 475°C-10min-WQ (HR2-ST2)

6.5.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale

Aliajul 7075, deformat în prealabil la cald la temperatura de 350°C (starea structurală – **HR2**), supus tratamentului de călire de punere în soluție la temperatura de 475°C (starea structurală – **ST2**) și tratamentului de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C (starea structurală – **AT2**) și 150°C (starea structurală – **AT3**), a fost complet caracterizat din punct de vedere microstructural. Caracterizarea microstructurală a fost efectuată cu ajutorul tehnicii de investigare prin microscopie optică (*optical microscopy* - **OM**) .

În fig. 6.10 este prezentată evoluția microstructurală după deformare plastică la cald la temperatura de 350°C (**HR2**), tratament termic de călire de punere în soluție la temperatura de 475°C (**ST2**), cu o durată de menținere de 10 minute și răcire în apă, și tratament de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C (starea structurală – **AT2**) și 150°C (starea structurală – **AT3**) cu o durată de menținere de t = 12 ore. Se poate observa că în masa de bază (faza α -Al) sunt prezente o serie de faze

secundare și compuși, după cum urmează: faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe. Se observă că faza majoritară rămâne faza de bază α -Al.

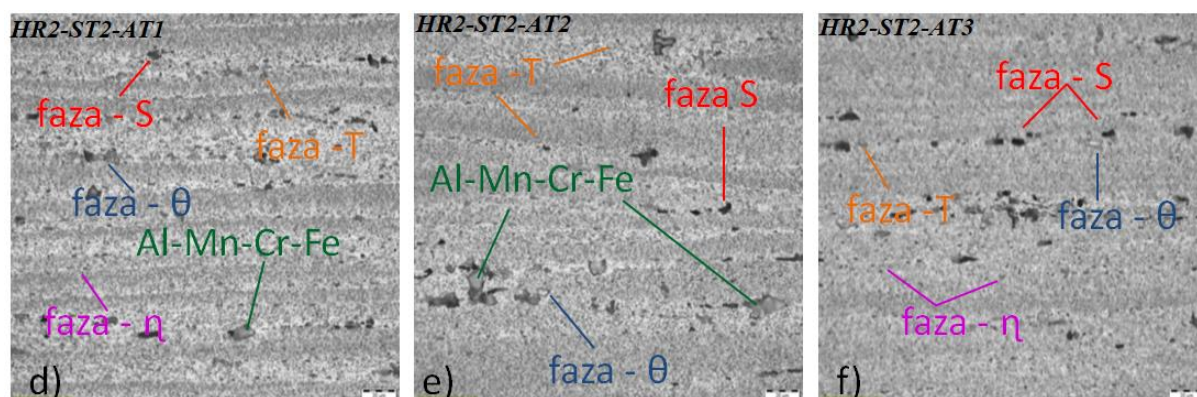


Figura 6.10. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare (HR2 - 350°C), tratată prin călire de punere în soluție (ST2 – 475°C) și îmbătrânită d) HR2-ST2-AT1; e) HR2-ST2-AT2; f) HR2-ST2-AT3; la temperatura de 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3); X500.

Se poate observa că după tratamentul termic de îmbătrânire artificială, odată cu creșterea temperaturii de la 100°C (AT1) la 150°C (AT3), fazele sunt disperse și au o dimensiune mai mare și mai sfericizată. Se observă din imagini că forma grăunților nu se modifică, aceștia având o formă alungită.

6.5.2. Evoluția caracteristicilor mecanice

Aliajul 7075 în stare deformată (*hot rolling* – **HR**), călită (*solution treatment* – **ST**) și îmbătrânită (*ageing treatment* - **AT**) a fost complet caracterizat din punct de vedere mecanic. Caracterizarea mecanică s-a efectuat cu ajutorul testelor de tracțiune (*tensile testing*) și a testelor de reziliență (*Charpy impact testing*). Pentru relevanță statistică toate testele mecanice au fost efectuate în duplicat.

În figura 6.11 se prezintă aspectul curbelor tipice tensiune-deformație rezultate. Se observă că aliajul 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling* – **HR**), călită (*solution treatment* – **ST**) și îmbătrânită (*ageing treatment* - **AT**) prezintă o ductilitate ușor crescută, alungirea la rupere având o valoare cuprinsă în intervalul 10-12%. De asemenea, se observă că limita maximă de rezistență atinge valoarea/pragul de 250 MPa.

În ceea ce privesc probele analizate, se confirmă faptul că pentru fiecare probă testată a mai fost testată suplimentar încă o probă, în tabelul 6.5 fiind cuprinse valorile obținute din media aritmetică a rezultatelor celor două probe. Această dublă testare s-a realizat pentru o mai bună acuratețe a datelor. Ca referință s-a introdus în tabel și rezultatul obținut la proba **HR2-ST2**.

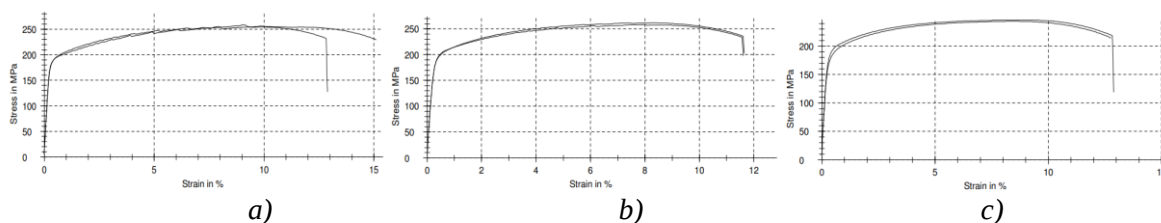


Figura 6.11. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 350°C, călită la 475°C și îmbătrânită la 100°C – HR2-ST2-AT1 (a), 125°C – HR2-ST2-AT2 (b) și 150°C – HR2-ST2-AT3 (c).

Pentru testul de rezistență mecanică la tracțiune s-au obținut valori cuprinse în intervalul 245-260 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 350°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 475°C și îmbătrânită la temperatura de 125°C (**HR2-ST2-AT2**). Proprietățile de rezistență mecanică au prezentat o creștere a valorilor pentru proba (**HR2-ST2-AT2**) comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR2-ST2**), dar odată cu creșterea temperaturii de îmbătrânire peste temperatura de germinare, valorile au prezentat o scădere.

Tabel 6.5. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 350°C (HR2), călit de punere în soluție la 475°C (ST2) și îmbătrânit la 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3).

Număr probă	Proprietăți mecanice				
	Tracțiuni			Reziliență	
	Limita maximă de rezistență, R_m [MPa]	Limita de curgere, $R_{p0.2}$ [MPa]	Alungirea la rupere, A_{50} [%]	Energia absorbită la rupere, E [J]	Elasticitatea, El [J/cm ²]
HR2-ST2	257	196,5	11,3	8,2	20,5
HR2-ST2-AT1	258	193	12	10,0	24
HR2-ST2-AT2	260	202	10	9,2	22
HR2-ST2-AT3	245	192	11	8,5	21

La testarea limitei de curgere s-au obținut valori cuprinse în intervalul 193-202 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 350°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 475°C și îmbătrânită la temperatura de 125°C (**HR2-ST2-AT2**). Analizând valorile obținute se constată că proprietățile limitei de curgere au prezentat o creștere doar la temperatura de îmbătrânire de 125°C comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR2-ST2**), celelalte valori realizând o ușoară scădere. La testul de alungire s-au obținut valori cuprinse în intervalul 10-12%, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba **HR2-ST2-AT1**. Comparativ cu proba deformată și călită (**HR2-ST2**), odată cu creșterea temperaturii de îmbătrânire se observă o ușoară scădere a valorilor la testul de alungire.

La testarea rezilienței, pentru testul de energie absorbită s-au obținut valori cuprinse în intervalul 8,5-10 (J), valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 350°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 475°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR2-ST2-AT1**). La testarea rezilienței, pentru testul de elasticitate s-au obținut valori cuprinse în intervalul 21-24 J/cm², valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 350°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 475°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR2-ST2-AT1**).

Se poate concluziona că în cazul probelor mai sus menționate (în prealabil deformate plastic prin laminare la temperatura de 350°C și călite pentru punere în soluție la temperatura de 475°C) îmbătrânirea realizată aproape de temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile mecanice (rezistență la tracțiune, limita de curgere) iar îmbătrânirea realizată sub temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile mecanice de reziliență și alungire, materialul devenind mai ductil.

6.6. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 350°C, și călite pentru punere în soluție la 500°C-10min-WQ (HR2-ST3)

6.6.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale

Aliajul 7075, deformat în prealabil la cald la temperatura de 350°C (starea structurală – **HR2**), supus tratamentului de călire de punere în soluție la temperatura de 475°C (starea structurală – **ST2**) și tratamentului de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C (starea structurală – **AT2**) și 150°C (starea structurală – **AT3**), a fost complet caracterizat din punct de vedere microstructural. Caracterizarea microstructurală a fost efectuată cu ajutorul tehnicii de investigare prin microscopie optică (*optical microscopy* - **OM**) .

În fig. 6.12 este prezentată evoluția microstructurală după deformare plastică la cald la temperatura de 350°C (**HR2**), tratament termic de călire de punere în soluție la temperatura de 500°C (**ST3**), cu o durată de menținere de 10 minute și răcire în apă, și tratament de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C (starea structurală – **AT2**) și 150°C (starea structurală – **AT3**) cu o durată de menținere de $t = 12$ ore. Se poate observa că în masa de bază (faza α -Al) sunt prezente o serie de faze secundare și compuși, după cum urmează: faza - η (MgZn₂); faza - S (Al₂CuMg); faza - T (Al₂Mg₃Zn₃); faza - θ (Al₂Cu₃) și

compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe. Se observă că faza majoritară rămâne faza de bază α -Al.

Se poate observa că după tratamentul termic de îmbătrânire artificială, odată cu creșterea temperaturii de la 100°C (AT1) la 150°C (AT3), fazele au o dimensiune mai mare și mai sfericizată. Se observă din imagini că forma grăunților nu se modifică, aceștia având o formă alungită.

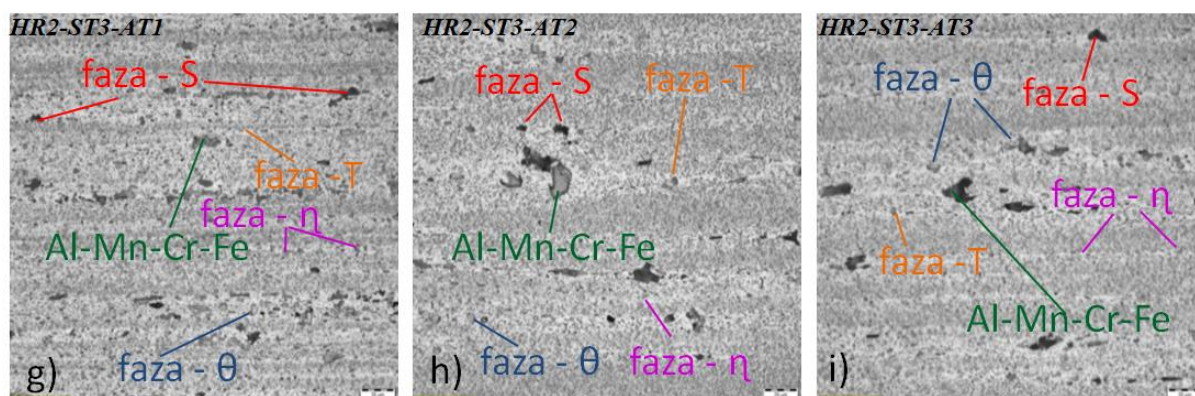


Figura 6.12. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare (HR2 - 350°C), tratată prin călire de punere în soluție (ST3 – 500°C) și îmbătrânită g) HR2-ST3-AT1; h) HR2-ST3-AT2; i) HR2-ST3-AT3; la temperatura de 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3); X500.

6.6.2. Evoluția caracteristicilor mecanice

Aliajul 7075 în stare deformată (hot rolling – **HR**), călită (solution treatment – **ST**) și îmbătrânită (ageing treatment - **AT**) a fost complet caracterizat din punct de vedere mecanic. Caracterizarea mecanică s-a efectuat cu ajutorul testelor de tracțiune (tensile testing) și a testelor de reziliență (Charpy impact testing). Pentru relevanță statistică toate testele mecanice au fost efectuate în duplicat.

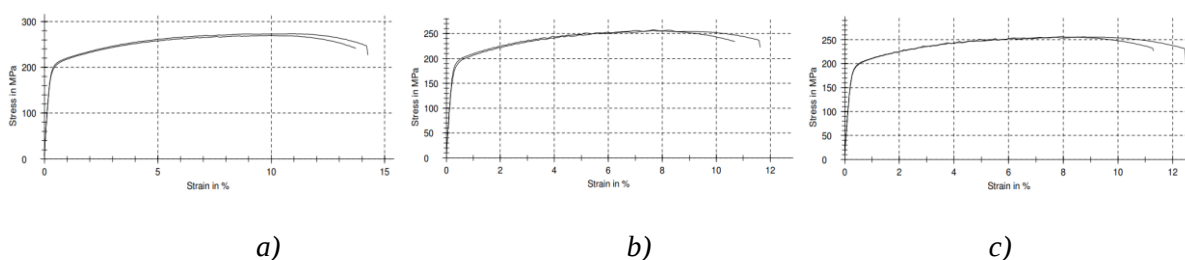


Figura 6.13. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 350°C, călită la 500°C și îmbătrânită la 100°C – HR2-ST3-AT1 (a), 125°C – HR2-ST3-AT2 (b) și 150°C – HR2-ST3-AT3 (c).

În figura 6.13 se prezintă aspectul curbelor tipice tensiune-deformație rezultate. Se observă că aliajul 7075 în stare deformată plastic la cald (hot rolling – **HR**), călită (solution treatment – **ST**) și îmbătrânită (ageing treatment - **AT**) prezintă o ductilitate constantă,

alungirea la rupere având o valoare cuprinsă în intervalul 9-12%. De asemenea, se observă că limita maximă de rezistență depășește valoarea/pragul de 250MPa.

În ceea ce privesc probele analizate, se confirmă faptul că pentru fiecare probă testată a mai fost testată suplimentar încă o probă, în tabelul 6.6 fiind cuprinse valorile obținute din media aritmetică a rezultatelor celor două probe. Această dublă testare s-a realizat pentru o mai bună acuratețe a datelor. Ca referință s-a introdus în tabel și rezultatul obținut la proba **HR2-ST3**.

Pentru testul de rezistență mecanică la tracțiune s-au obținut valori cuprinse în intervalul 256-272 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 350°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR2-ST3-AT1**). Proprietățile de rezistență mecanică au prezentat o creștere a valorilor pentru proba (**HR2-ST3-AT1**) comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR2-ST3**), dar odată cu creșterea temperaturii de îmbătrânire valorile au prezentat o scădere.

Tabel 6.6. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 350°C (HR2), călit de punere în soluție la 500°C (ST3) și îmbătrânit la 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3).

Număr probă	Proprietăți mecanice				
	Tracțiuni			Reziliență	
	Limita maximă de rezistență, R_m [MPa]	Limita de curgere, $R_{p0.2}$ [MPa]	Alungirea la rupere, A_{50} [%]	Energia absorbită la rupere, E [J]	Elasticitatea, El [J/cm ²]
HR2-ST3	245,5	188	9,8	9,2	22,5
HR2-ST3-AT1	272	206	12	7,9	20
HR2-ST3-AT2	257	196	9	8,8	22
HR2-ST3-AT3	256	199	10	8,0	20

La testarea limitei de curgere s-au obținut valori cuprinse în intervalul 199-206 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 350°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR2-ST3-AT1**). Analizând valorile obținute se constată că proprietățile limitei de curgere au prezentat o creștere după aplicarea tratamentului de îmbătrânire comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR2-ST3**). La testul de alungire s-au obținut valori cuprinse în intervalul 9-12%, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută tot la proba **HR2-ST3-AT1**. Comparativ cu proba deformată și călită (**HR2-ST2**) se observă o creștere a valorilor la testul de alungire, mai puțin la proba **HR2-ST3-AT2**.

La testarea rezilienței, pentru testul de energie absorbită s-au obținut valori cuprinse în intervalul 7,9-8,8 (J), valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la

cald la temperatura de 350°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C și îmbătrânită la temperatura de 125°C (**HR2-ST3-AT2**). La testarea rezilienței, pentru testul de elasticitate s-au obținut valori cuprinse în intervalul 20-22 J/cm², valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 350°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C și îmbătrânită la temperatura de 125°C (**HR2-ST3-AT2**).

Se poate concluziona că în cazul probelor mai sus menționate (în prealabil deformate plastic prin laminare la temperatura de 350°C și călite pentru punere în soluție la temperatura de 500°C) îmbătrânirea realizată sub temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile mecanice (rezistență la tracțiune, limita de curgere, alungire) iar îmbătrânirea realizată aproape de temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile mecanice de reziliență.

6.7. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 475°C, și călite pentru punere în soluție la 450°C-10min-WQ (**HR3-ST1**)

6.7.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale

Aliajul 7075, deformat în prealabil la cald la temperatura de 475°C (starea structurală – **HR3**), supus tratamentului de călire de punere în soluție la temperatura de 450°C (starea structurală – **ST1**) și tratamentului de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C (starea structurală – **AT2**) și 150°C (starea structurală – **AT3**), a fost complet caracterizat din punct de vedere microstructural. Caracterizarea microstructurală a fost efectuată cu ajutorul tehnicii de investigare prin microscopie optică (*optical microscopy* - **OM**) .

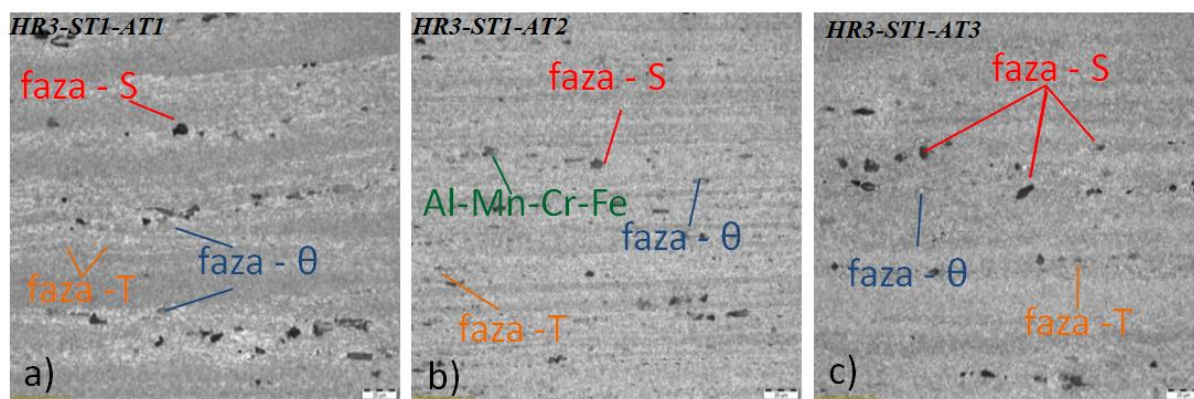


Figura 6.14. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare (**HR3** - 475°C), tratată prin călire de punere în soluție (**ST1** – 450°C) și îmbătrânită a) **HR3-ST1-AT1**; b) **HR3-ST1-AT2**; c) **HR3-ST1-AT3**;; la temperatura de 100°C (**AT1**), 125°C (**AT2**) și 150°C (**AT3**); X500.

În fig. 6.14 este prezentată evoluția microstructurală după deformare plastică la cald la temperatura de 475°C (**HR3**), tratament termic de călire de punere în soluție la temperatura de 450°C (**ST1**), cu o durată de menținere de 10 minute și răcire în apă, și tratament de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C (starea structurală - **AT2**) și 150°C (starea structurală - **AT3**) cu o durată de menținere de $t = 12$ ore. Se poate observa că în masa de bază (faza α -Al) sunt prezente o serie de faze secundare și compuși, după cum urmează: faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe. Se observă că faza majoritară rămâne faza de bază α -Al.

Se poate observa că după tratamentul termic de îmbătrânire artificială, odată cu creșterea temperaturii de la 100°C (**AT1**) la 150°C (**AT3**), fazele au o dimensiune mai mare și mai sfericizată. Se observă din imagini că forma grăunților nu se modifică, aceștia având o formă alungită.

6.7.2. Evoluția caracteristicilor mecanice

Aliajul 7075 în stare deformată (*hot rolling* – **HR**), călită (*solution treatment* – **ST**) și îmbătrânită (*ageing treatment* - **AT**) a fost complet caracterizat din punct de vedere mecanic. Caracterizarea mecanică s-a efectuat cu ajutorul testelor de tracțiune (*tensile testing*) și a testelor de reziliență (*Charpy impact testing*). Pentru relevanță statistică toate testele mecanice au fost efectuate în duplicat.

În figura 6.15 se prezintă aspectul curbelor tipice tensiune-deformație rezultate. Se observă că aliajul 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling* – **HR**), călită (*solution treatment* – **ST**) și îmbătrânită (*ageing treatment* - **AT**) prezintă o ductilitate crescută, alungirea la rupere având o valoare cuprinsă în intervalul 12-14%. De asemenea, se observă că limita maximă de rezistență depășește valoarea/pragul de 300 MPa.

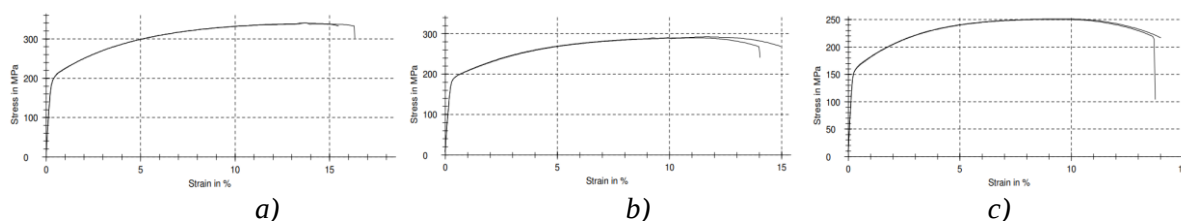


Figura 6.15. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 475°C, călită la 450°C și îmbătrânită la 100°C – HR3-ST1-AT1 (a), 125°C – HR3-ST1-AT2 (b) și 150°C – HR3-ST1-AT3 (c).

În ceea ce privesc probele analizate, se confirmă faptul că pentru fiecare probă testată a mai fost testată suplimentar încă o probă, în tabelul 6.7 fiind cuprinse valorile obținute din media aritmetică a rezultatelor celor două probe. Această dublă testare s-a realizat pentru o

mai bună acuratețe a datelor. Ca referință s-a introdus în tabel și rezultatul obținut la proba **HR3-ST1**.

Pentru testul de rezistență mecanică la tracțiune s-au obținut valori cuprinse în intervalul 251-341 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 450°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR3-ST1-AT1**). Proprietățile de rezistență mecanică au prezentat o creștere a valorilor pentru proba (**HR3-ST1-AT1**) comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR3-ST1**), dar odată cu creșterea temperaturii de îmbătrânire valorile au prezentat o scădere.

Tabel 6.7. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 475°C (HR3), călit de punere în soluție la 450°C (ST1) și îmbătrânit la 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3).

Număr probă	Proprietăți mecanice				
	Tracțiuni			Reziliență	
	Limita maximă de rezistență, Rm [MPa]	Limita de curgere, Rp _{0.2} [MPa]	Alungirea la rupere, A ₅₀ [%]	Energia absorbită la rupere, E [J]	Elasticitatea, El [J/cm ²]
HR3-ST1	335	214	11,3	9,2	23
HR3-ST1-AT1	341	207	14	8,6	21
HR3-ST1-AT2	292	195	13	8,4	21
HR3-ST1-AT3	251	166	12	10,9	27

La testarea limitei de curgere s-au obținut valori cuprinse în intervalul 166-207 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 450°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR3-ST1-AT1**). Analizând valorile obținute se constată că proprietățile limitei de curgere au prezentat o creștere doar la temperatura de îmbătrânire de 100°C comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR3-ST1**), celelalte valori realizând o scădere. La testul de alungire s-au obținut valori cuprinse în intervalul 12-14%, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută tot la proba **HR3-ST1-AT1**. Comparativ cu proba deformată și călită (**HR3-ST1**) se observă o creștere a valorilor la testul de alungire.

La testarea rezilienței, pentru testul de energie absorbită s-au obținut valori cuprinse în intervalul 8,4-10,9 (J), valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 450°C și îmbătrânită la temperatura de 150°C (**HR3-ST1-AT3**). La testarea rezilienței, pentru testul de elasticitate s-au obținut valori cuprinse în intervalul 21-27 J/cm², valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C,

tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 450°C și îmbătrânită la temperatura de 150°C (**HR3-ST1-AT3**).

Se poate concluziona că în cazul probelor mai sus menționate (în prealabil deformate plastic prin laminare la temperatura de 475°C și călite pentru punere în soluție la temperatura de 450°C) îmbătrânirea realizată sub temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile mecanice (rezistență la tracțiune, limita de curgere, alungire) iar îmbătrânirea realizată peste temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile mecanice de reziliență.

6.8. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 475°C, și călite pentru punere în soluție la 475°C-10min-WQ (**HR2-ST2**)

6.8.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale

Aliajul 7075, deformat în prealabil la cald la temperatura de 475°C (starea structurală – **HR3**), supus tratamentului de călire de punere în soluție la temperatura de 475°C (starea structurală – **ST2**) și tratamentului de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C (starea structurală – **AT2**) și 150°C (starea structurală – **AT3**), a fost complet caracterizat din punct de vedere microstructural. Caracterizarea microstructurală a fost efectuată cu ajutorul tehnicii de investigare prin microscopie optică (*optical microscopy* - **OM**).

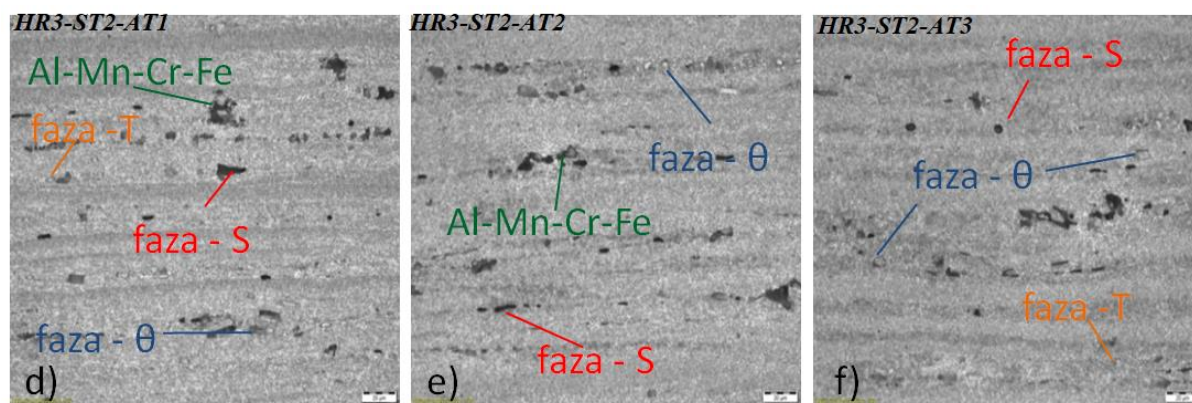


Figura 6.16. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare (**HR3** - 475°C), tratată prin călire de punere în soluție (**ST2** – 475°C) și îmbătrânită d) **HR3-ST2-AT1**; e) **HR3-ST2-AT2**; f) **HR3-ST2-AT3**;; la temperatura de 100°C (**AT1**), 125°C (**AT2**) și 150°C (**AT3**); X500.

În fig. 6.16 este prezentată evoluția microstructurală după deformare plastică la cald la temperatura de 475°C (**HR3**), tratament termic de călire de punere în soluție la temperatura de 475°C (**ST2**), cu o durată de menținere de 10 minute și răcire în apă, și tratament de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C

(starea structurală – **AT2**) și 150°C (starea structurală – **AT3**) cu o durată de menținere de $t = 12$ ore. Se poate observa că în masa de bază (faza α -Al) sunt prezente o serie de faze secundare și compuși, după cum urmează: faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe. Se observă că faza majoritară rămâne faza de bază α -Al.

Se poate observa că după tratamentul termic de îmbătrânire artificială, odată cu creșterea temperaturii de la 100°C (**AT1**) la 150°C (**AT3**), fazele au o dimensiune mai mică și mai sfericizată. Se observă din imagini că forma grăunților nu se modifică, aceștia având o formă alungită.

6.8.2. Evoluția caracteristicilor mecanice

Aliajul 7075 în stare deformată (*hot rolling* – **HR**), călită (*solution treatment* – **ST**) și îmbătrânită (*ageing treatment* – **AT**) a fost complet caracterizat din punct de vedere mecanic. Caracterizarea mecanică s-a efectuat cu ajutorul testelor de tracțiune (*tensile testing*) și a testelor de reziliență (*Charpy impact testing*). Pentru relevanță statistică toate testele mecanice au fost efectuate în duplicat.

În figura 6.17 se prezintă aspectul curbelor tipice tensiune-deformație rezultate. Se observă că aliajul 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling* – **HR**), călită (*solution treatment* – **ST**) și îmbătrânită (*ageing treatment* – **AT**) prezintă o ductilitate crescută, alungirea la rupere având o valoare cuprinsă în intervalul 11-14%. De asemenea, se observă că limita maximă de rezistență depășește valoarea/pragul de 300 MPa.

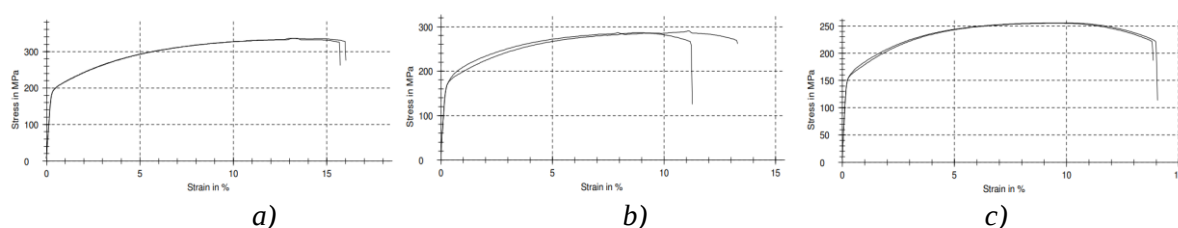


Figura 6.17. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 475°C, călită la 475°C și îmbătrânită la 100°C – HR3-ST2-AT1 (a), 125°C – HR3-ST2-AT2 (b) și 150°C – HR3-ST2-AT3 (c).

În ceea ce privesc probele analizate, se confirmă faptul că pentru fiecare probă testată a mai fost testată suplimentar încă o probă, în tabelul 6.8 fiind cuprinse valorile obținute din media aritmetică a rezultatelor celor două probe. Această dublă testare s-a realizat pentru o mai bună acuratețe a datelor. Ca referință s-a introdus în tabel și rezultatul obținut la proba **HR3-ST2**. Pentru testul de rezistență mecanică la tracțiune s-au obținut valori cuprinse în intervalul 256-336 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată

plastic la cald la temperatura de 475°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 475°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR3-ST2-AT1**). Proprietățile de rezistență mecanică au prezentat o creștere a valorilor pentru proba (**HR3-ST2-AT1**) comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR3-ST2**), dar odată cu creșterea temperaturii de îmbătrânire valorile au prezentat o scădere.

La testarea limitei de curgere s-au obținut valori cuprinse în intervalul 165-200 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 450°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR3-ST2-AT1**). Analizând valorile obținute se constată că proprietățile limitei de curgere au prezentat o creștere doar la temperatura de îmbătrânire de 100°C comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR3-ST2**), celelalte valori realizând o scădere. La testul de alungire s-au obținut valori cuprinse în intervalul 11-14%, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută tot la proba **HR3-ST2-AT1**. Comparativ cu proba deformată și călită (**HR3-ST2**) se observă o scădere a valorilor la testul de alungire.

Tabel 6.8. Caracteristicile mecanice pentru aliajului 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 475°C (HR3), călit de punere în soluție la 475°C (ST2) și îmbătrânit la 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3).

Număr probă	Proprietăți mecanice				
	Tracțiuni			Reziliență	
	Limita maximă de rezistență, Rm [MPa]	Limita de curgere, Rp _{0.2} [MPa]	Alungirea la rupere, A ₅₀ [%]	Energia absorbită la rupere, E [J]	Elasticitatea, El [J/cm ²]
HR3-ST2	330,5	193,5	14,3	10,6	26
HR3-ST2-AT1	336	200	14	8,6	22
HR3-ST2-AT2	288	185	11	10,6	26
HR3-ST2-AT3	256	165	12	11.3	29

La testarea rezilienței, pentru testul de energie absorbită s-au obținut valori cuprinse în intervalul 8,6-11,3 (J), valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 475°C și îmbătrânită la temperatura de 150°C (**HR3-ST2-AT3**). La testarea rezilienței, pentru testul de elasticitate s-au obținut valori cuprinse în intervalul 22-29 J/cm², valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 475°C și îmbătrânită la temperatura de 150°C (**HR3-ST2-AT3**).

Se poate concluziona că în cazul probelor mai sus menționate (în prealabil deformat plastic prin laminare la temperatura de 475°C și călite pentru punere în soluție la temperatura de 475°C) îmbătrânirea realizată sub temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile

mecanice (rezistență la tracțiune, limita de curgere, alungire) iar îmbătrânirea realizată peste temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile mecanice de reziliență.

6.9. Influența temperaturii tratamentului termic de îmbătrânire asupra caracteristicilor microstructurale ale aliajului 7075 deformat plastic la cald, la temperatura de 475°C, și călitate pentru punere în soluție la 500°C-10min-WQ (HR3-ST3)

6.9.1. Evoluția caracteristicilor microstructurale

Aliajul 7075, deformat în prelabil la cald la temperatura de 475°C (starea structurală – **HR3**), supus tratamentului de călire de punere în soluție la temperatura de 500°C (starea structurală – **ST3**) și tratamentului de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C (starea structurală – **AT2**) și 150°C (starea structurală – **AT3**), a fost complet caracterizat din punct de vedere microstructural. Caracterizarea microstructurală a fost efectuată cu ajutorul tehnicii de investigare prin microscopie optică (*optical microscopy - OM*) .

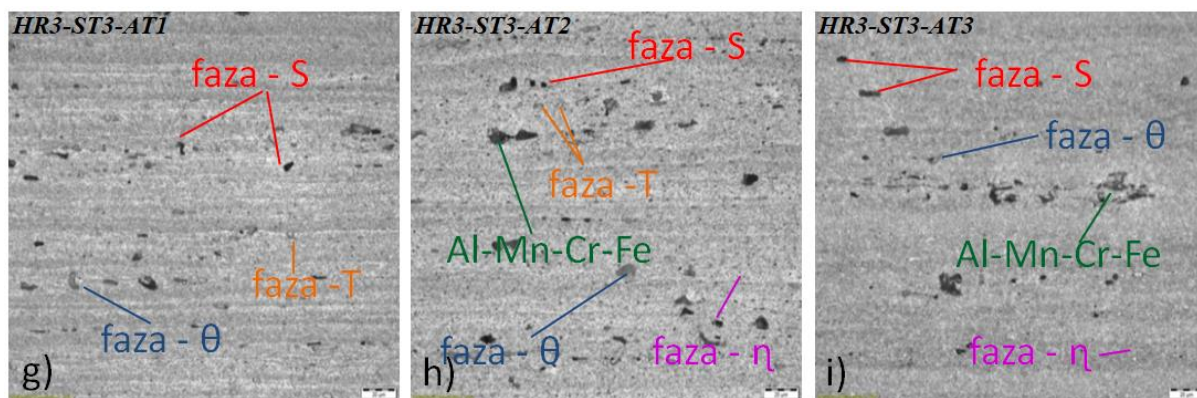


Figura 6.18. Imagine de microscopie optică pentru microstructura aliajului 7075 în stare deformată plastic prin laminare (HR3 - 475°C), tratată prin călire de punere în soluție (ST3 – 500°C) și îmbătrânită g) HR3-ST3-AT1; h) HR3-ST3-AT2; i) HR3-ST3-AT3; la temperatura de 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3); X500.

În fig. 6.18 este prezentată evoluția microstructurală după deformare plastică la cald la temperatura de 475°C (**HR3**), tratament termic de călire de punere în soluție la temperatura de 500°C (**ST3**), cu o durată de menținere de 10 minute și răcire în apă, și tratament de îmbătrânire la 3 temperaturi de tratament diferite: 100°C (starea structurală - **AT1**), 125°C (starea structurală – **AT2**) și 150°C (starea structurală – **AT3**) cu o durată de menținere de $t = 12$ ore. Se poate observa că în masa de bază (faza α -Al) sunt prezente o serie de faze secundare și compuși, după cum urmează: faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe. Se observă că faza majoritară rămâne faza de bază α -Al.

Se poate observa că după tratamentul termic de îmbătrânire artificială, odată cu creșterea temperaturii de la 100°C (**AT1**) la 150°C (**AT3**), fazele au o dimensiune mai mare și mai sfericizată. Se observă din imagini că forma grăunților nu se modifică, aceștia având o formă alungită.

6.9.2. Evoluția caracteristicilor mecanice

Aliajul 7075 în stare deformată (*hot rolling* – **HR**), călită (*solution treatment* – **ST**) și îmbătrânită (*ageing treatment* – **AT**) a fost complet caracterizat din punct de vedere mecanic. Caracterizarea mecanică s-a efectuat cu ajutorul testelor de tracțiune (*tensile testing*) și a testelor de reziliență (*Charpy impact testing*). Pentru relevanță statistică toate testele mecanice au fost efectuate în duplicat.

În figura 6.19 se prezintă aspectul curbelor tipice tensiune-deformație rezultate. Se observă că aliajul 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling* – **HR**), călită (*solution treatment* – **ST**) și îmbătrânită (*ageing treatment* – **AT**) prezintă o ductilitate crescută, alungirea la rupere având o valoare cuprinsă în intervalul 12-15%. De asemenea, se observă că limita maximă de rezistență atinge valoarea/pragul de 350 MPa.

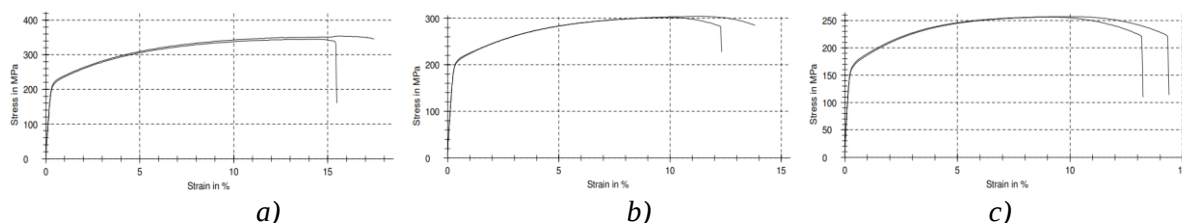


Figura 6.19. Curbele tensiune-deformație tipice pentru aliajul 7075 în stare deformată prin laminare la 475°C, călită la 500°C și îmbătrânită la 100°C – HR3-ST3-AT1 (a), 125°C – HR3-ST3-AT2 (b) și 150°C – HR3-ST3-AT3 (c).

În ceea ce privesc probele analizate, se confirmă faptul că pentru fiecare probă testată a mai fost testată suplimentar încă o probă, în tabelul 6.9 fiind cuprinse valorile obținute din media aritmetică a rezultatelor celor două probe. Această dublă testare s-a realizat pentru o mai bună acuratețe a datelor. Ca referință s-a introdus în tabel și rezultatul obținut la proba **HR3-ST3**.

Pentru testul de rezistență mecanică la tracțiune s-au obținut valori cuprinse în intervalul 257-350 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR3-ST3-AT1**). Proprietățile de rezistență mecanică au prezentat o creștere a valorilor pentru proba (**HR3-ST3-AT1**) comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR3-ST3**), dar odată cu creșterea temperaturii de îmbătrânire valorile au prezentat o scădere.

La testarea limitei de curgere s-au obținut valori cuprinse în intervalul 173-222 MPa, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C și îmbătrânită la temperatura de 100°C (**HR3-ST3-AT1**). Analizând valorile obținute se constată că proprietățile limitei de curgere au prezentat o creștere doar la temperatura de îmbătrânire de 100°C comparativ cu proba doar deformată și călită (**HR3-ST3**), celelalte valori realizând o scădere. La testul de alungire s-au obținut valori cuprinse în intervalul 12-15%, valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută tot la proba **HR3-ST3-AT1**. Comparativ cu proba deformată și călită (**HR3-ST3**) se observă o constanță a valorilor la testul de alungire, iar odată cu creșterea temperaturii de îmbătrânire scad valorile proprietăților.

Tabel 6.9. Caracteristicile mecanice pentru aliajul 7075 deformat plastic la cald la temperatura de 475°C (HR3), călit de punere în soluție la 500°C (ST3) și îmbătrânit la 100°C (AT1), 125°C (AT2) și 150°C (AT3).

Număr probă	Proprietăți mecanice				
	Tracțiuni			Reziliență	
	Limita maximă de rezistență, R_m [MPa]	Limita de curgere, $R_{p0.2}$ [MPa]	Alungirea la rupere, A_{50} [%]	Energia absorbită la rupere, E [J]	Elasticitatea, El [J/cm ²]
HR3-ST3	336,5	223,5	15	6,7	16,5
HR3-ST3-AT1	350	222	15	6,7	17
HR3-ST3-AT2	303	211	12	8,0	20
HR3-ST3-AT3	257	173	12	10,7	27

La testarea rezilienței, pentru testul de energie absorbită s-au obținut valori cuprinse în intervalul 6,7-10,7 (J), valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C și îmbătrânită la temperatura de 150°C (**HR3-ST3-AT3**). La testarea rezilienței, pentru testul de elasticitate s-au obținut valori cuprinse în intervalul 17-27 J/cm², valoarea cea mai avantajoasă fiind obținută la proba deformată plastic la cald la temperatura de 475°C, tratată termic prin călire de punere în soluție la temperatura de 500°C și îmbătrânită la temperatura de 150°C (**HR3-ST3-AT3**).

Se poate concluziona că în cazul probelor mai sus menționate (în prealabil deformate plastic prin laminare la temperatura de 475°C și călite pentru punere în soluție la temperatura de 500°C) îmbătrânirea realizată sub temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile mecanice (rezistență la tracțiune, limita de curgere, alungire) iar îmbătrânirea realizată peste temperatura de germinare îmbunătățește proprietățile mecanice de reziliență.

6.10. Concluzii

Pentru a treia etapă a schemei de procesare termomecanică aplicată în prezentul studiu cu scopul de a investiga evoluțiile în microstructura și proprietățile mecanice ale aliajului 7075, s-au constatat următoarele concluzii:

- După tratamentul termic de îmbătrânire artificială, odată cu creșterea temperaturii de la 100°C (**AT1**) la 150°C (**AT3**), dimensiunea și dispersia fazelor/compușilor variază.
- Analiza microstructurii optice a aliajului 7075 în stare îmbătrânită (*ageing treatment - AT*) confirmă observațiile rezultate în urma analizei XRD a celorlalte două etape experimentale anterioare fiind observate și în acest caz următoarele faze secundare în grăunții masei de bază (faza α -Al): faza - η (MgZn₂); faza - S (Al₂CuMg); faza - T (Al₂Mg₃Zn₃); faza - θ (Al₂Cu₃) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe;
- În urma analizării curbelor tensiune-deformație se constată că aliajul 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling – HR*), călită (*solution treatment – ST*) și în stare îmbătrânită (*ageing treatment - AT*) prezintă o ductilitate ridicată, alungirea la rupere având o valoare mare (7-15%), de asemenea, se observă că limita maximă de rezistență depășește valoarea/pragul de 350 Mpa;
- Proprietățile mecanice ale aliajului 7075 în stare deformată plastic la cald (*hot rolling – HR*), călită (*solution treatment – ST*) și îmbătrânită (*ageing treatment - AT*) au evoluat astfel:
 - cea mai avantajoasă valoare s-a obținut la rezistența mecanică la tracțiune, la proba **HR1-ST2-AT1** (*laminare la cald: T = 225°C; ϵ = 50%, călire de punere în soluție T = 475°C și îmbătrânire artificială T=100°C*) cu o valoare de RM = 377 MPa, cu 31,03% mai mare decât valoarea probei **HR1-ST2-AT3** (*laminare la cald: T = 225°C; ϵ = 50%, călire de punere în soluție T = 475°C și îmbătrânire artificială T=150°C*) și cu 15,78% mai mare decât valoarea probei **HR1-ST2** (*laminare la cald: T = 225°C; ϵ = 50%, călire de punere în soluție T = 475°C*); se observă că cele mai avantajoase rezultate (cu valori peste 300 Mpa) se întâlnesc la probele unde laminarea s-a realizat la temperaturi de 225°C și 450°C și îmbătrânirea artificială la temperatura de 100°C, ceea ce rezultă că odată cu scăderea temperaturii de îmbătrânire cresc valorile la rezistența mecanică.
 - cea mai avantajoasă valoare s-a obținut la limita de curgere, la proba **HR1-ST3-AT1** (*laminare la cald: T = 225°C; ϵ = 50%, călire de punere în soluție T = 500°C și îmbătrânire artificială la 100°C*) cu o valoare de Rp_{0.2} = 260 MPa cu 23,07% mai mare decât valoarea probei **HR1-ST3-AT3** (*laminare la cald: T =*

225°C; $\varepsilon = 50\%$, *călire de punere în soluție* $T = 500^\circ\text{C}$ și *îmbătrânire artificială la 150°C*) și cu 0,58% mai mare decât valoarea probei **HR1-ST3** (*laminare la cald: T = 225°C; $\varepsilon = 50\%$, călire de punere în soluție T = 500°C*); se observă că cele mai avantajoase rezultate (cu valori peste 240 MPa) se întâlnesc la probele unde laminarea s-a realizat la aceeași temperatură (225°C) și îmbătrânirea artificială la temperatura de 100°C, ceea ce rezultă că odată cu scăderea temperaturii de laminare și îmbătrânire cresc valorile la limita de curgere; procesarea termomecanică a dublat valorile obținute la limita de curgere față de valorile obținute la proba inițială (**AR**);

- cea mai avantajoasă valoare s-a obținut la alungire, la proba **HR3-ST3-AT1** (*laminare la cald: T = 475°C; $\varepsilon = 50\%$, călire de punere în soluție T = 500°C și îmbătrânire artificială la 100°C*) cu o valoare de $A_{50} = 15\%$, cu 20% mai mare decât valoarea probei **HR3-ST3-AT2** (*laminare la cald: T = 475°C; $\varepsilon = 50\%$, călire de punere în soluție T = 500°C și îmbătrânire artificială la 125°C*) și valoare identică cu proba **HR3-ST3** (*laminare la cald: T = 475°C; $\varepsilon = 50\%$, călire de punere în soluție T = 500°C*); odată cu creșterea temperaturii de laminare și scăderea temperaturii de îmbătrânire, cresc valorile alungirii materialului, acesta devenind mai ductil;
- în ceea ce privesc rezultatele la reziliență cele mai avantajoase valori s-au obținut la energia absorbită și elasticitate, la proba **HR3-ST2-AT3** (*laminare la cald: T = 475°C; $\varepsilon = 50\%$, călire de punere în soluție T = 475°C și îmbătrânire artificială la 150°C*) cu o valoare de $E = 11 \text{ J}$ și $E_l = 29 \text{ J/cm}^2$, cu 23,89% mai mare la E (energia absorbită) decât valoarea probei **HR3-ST2-AT1** (*laminare la cald: T = 475°C; $\varepsilon = 50\%$, călire de punere în soluție T = 475°C și îmbătrânire artificială la 100°C*) și cu 6,19% mai mare decât valoarea probei **HR3-ST2** (*laminare la cald: T = 475°C; $\varepsilon = 50\%$, călire de punere în soluție T = 475°C*) iar pentru E_l (elasticitate) cu 24,14% mai mare decât valoarea probei **HR3-ST2-AT1** (*laminare la cald: T = 475°C; $\varepsilon = 50\%$, călire de punere în soluție T = 475°C și îmbătrânire artificială la 100°C*) și cu 10,34% mai mare decât valoarea probei **HR3-ST2** (*laminare la cald: T = 475°C; $\varepsilon = 50\%$, călire de punere în soluție T = 475°C*); concluzia este că odată cu creșterea temperaturii de laminare, călire și îmbătrânire, cresc valorile la reziliență;

Capitolul 7. Concluzii generale și contribuții personale

7.1. Concluzii generale

Teza se ocupă central de investigarea modului în care parametrii de prelucrare termomecanică influențează microstructura aliajului, arătând astfel proprietățile mecanice ale aliajului 7075. Ca parametru cheie de influență în traseul prelucrării termomecanice, teza are în vedere temperatura, fiind un parametru cheie atât în prelucrarea mecanică prin deformare la cald, cât și în prelucrarea termică prin tratamente de punere în soluție și îmbătrânire.

Următoarele concluzii generale cheie reies din teză:

- Microstructura aliajului 7075 este constituită din următoarele faze/ compuși: : α -Al, faza - η (MgZn_2); faza - S (Al_2CuMg); faza - T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$); faza - θ (Al_2Cu_3) și compuși intermetalici de tip Al-Mn-Cr-Fe: $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$, $\text{Al}_5\text{Si}_2(\text{Fe,Mn})$, $\text{Al}_3(\text{Fe,Mn,Cr})$;
- Creșterea temperaturii de călire de punere în soluție de la 450°C (**ST1**) la 500°C (**ST3**) duce la dizolvarea diferitelor faze/compuși secundari, influențând comportamentul mecanic; fracția de greutate a fazelor/compușilor constituenți joacă un rol foarte important în comportamentul mecanic;
- Creșterea temperaturii de tratament la îmbătrânire, de la 100°C (**A1**) to 150°C (**A3**), duce la precipitarea/consolidarea diferitelor faze/compuși secundare, deasemenea, influențează comportamentul mecanic; fracția de greutate a fazelor/compușilor constituenți joacă un rol foarte important în comportamentul mecanic;
- Combinație adecvată de proprietăți de înaltă rezistență și de ductilitate ridicată poate fi obținută prin combinarea tratamentului de călire de punere în soluție cu tratamentul de îmbătrânire (trebuie aleasă cu atenție temperatura de călire de punere în soluție și temperatura și durata tratamentului de îmbătrânire):
 - în general, tratamentul de îmbătrânire duce la o mică scădere a proprietăților de rezistență și la o mică creștere a ductilității;
 - în general, atunci când se doresc proprietăți de rezistență: temperatura de călire de punere în soluție trebuie crescută și tratamentul de îmbătrânire trebuie scăzut;
 - în general, atunci când se doresc proprietăți de duritate: temperatura de călire de punere în soluție trebuie crescută și tratamentul de îmbătrânire trebuie crescut.

- Transformările de fază și mecanismele care produc durificarea prin precipitare ale aliajelor pe bază de aluminiu durificabile prin tratament termic stau la baza aplicabilității lor în domenii de lucru de mare răspundere cum ar fi cel al aparatului de zbor. Cele trei etape de tratament termic decisive sunt următoarele:
 - încălzirea pentru punerea în soluție a precipitatelor solubile,
 - răcirea rapidă pentru menținerea în soluția solidă a elementelor solubilizate,
 - reîncălzirea pentru o reprecipitare uniformă cu efect durificator.
- Din ciclul de tratamente termice aplicate (călire pentru punere în soluție și îmbătrânire) cele mai ample transformări au loc la îmbătrânire. Acestea constau în descompunerea prin difuzie a soluției solide suprasaturate obținută la călire. Formarea zonelor Guiner-Preston și a precipitatelor de tranziție până la obținerea precipitatului de echilibru reprezintă o succesiune de transformări caracterizate fiecare de proprietăți mecanice particulare. Studiile de microscopie optică privind structura nu pot fi aplicate decât din momentul în care precipitatele nu mai sunt în coerență cu matricea. Pentru situația extremă eficientă este microscopia electronică.
- Alegerea temperaturii optime de îmbătrânire reprezintă o particularitate a fiecărui aliaj, depășirea temperaturii respective, antrenând scăderi importante ale proprietăților rezistență mecanică.
- Mecanismele de durificare care intervin, durificare prin tensiuni interne (Mott-Nabarro), durificarea chimică sau durificarea prin dispersie sunt decisive în alegerea cu corectitudine a parametrilor de lucru.
- Proprietățile mecanice ale aliajului 7075 în timpul rutelor de prelucrare termomecanică au evoluat astfel:
 - la testul de rezistență mecanică la tracțiune cea mai avantajoasă valoare $R_M = 377 \text{ MPa}$, s-a obținut la proba **HR1-ST2-AT1** (*laminare la cald: $T = 225^\circ\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$, călire de punere în soluție $T = 475^\circ\text{C}$ și îmbătrânire artificială $T=100^\circ\text{C}$*) cu 35,81% mai mare decât cea mai scăzută valoare $R_M = 242 \text{ MPa}$, obținută la proba **HR2-ST1-A3** (*laminare la cald: $T = 350^\circ\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$, călire de punere în soluție $T = 450^\circ\text{C}$ și îmbătrânire artificială $T=150^\circ\text{C}$*);
 - la testul de limita de curgere cea mai avantajoasă valoare $R_{p0.2} = 260 \text{ MPa}$, s-a obținut la proba **HR1-ST3-AT1** (*laminare la cald: $T = 225^\circ\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$, călire de punere în soluție $T = 500^\circ\text{C}$ și îmbătrânire artificială la 100°C*) cu 44,42% mai mare decât cea mai scăzută valoare $R_{p0.2} = 144,5 \text{ MPa}$, obținută la proba **AR** (*stare inițială*);

- la testul de alungire cea mai avantajoasă valoare $A_{50} = 17,25\%$, s-a obținut la proba **AR** (*stare inițială*) cu 62,32% mai mare decât cea mai scăzută valoare $A_{50} = 6,5\%$, obținută la proba **HR3** (*laminare la cald: $T = 475^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$*),
- la testul de reziliență la energia absorbită și elasticitate cele mai avantajoase valori $E = 11 \text{ J}$ și $E_l = 29 \text{ J/cm}^2$ s-au obținut la proba **HR3-ST2-AT1** (*laminare la cald: $T = 475^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$, călire de punere în soluție $T = 475^{\circ}\text{C}$ și îmbătrânire artificială la 100°C)* cu 51,82% respectiv 55,17% mai mari decât cele mai scăzute valori $E = 5,3 \text{ J}$ și $E_l = 13 \text{ J/cm}^2$, obținute la proba **HR1-ST1-AT1** (*laminare la cald: $T = 225^{\circ}\text{C}$; $\varepsilon = 50\%$, călire de punere în soluție $T = 450^{\circ}\text{C}$ și îmbătrânire artificială la 100°C)*).

7.2. Contribuții personale

O serie de contribuții originale/personale, din punct de vedere al noutății, rezultate din această teză pot fi prezentate astfel:

- Realizarea unui studiu complex de literatură, axat pe aliajele pe bază de aluminiu, în principal pe aliajul 7075, care aparține clasei de aliaje pe baza de zinc, pentru a determina cei mai influenți parametri de prelucrare termomecanică la proiectarea unui traseu care combină prelucrarea mecanică și termică aplicată aliajului 7075, urmărind obținerea unei combinații adecvate de proprietăți mecanice.
- Dezvoltarea de programe experimentale originale având în vedere infrastructura de laborator existentă în vederea atingerii obiectivelor asumate.
- Investigarea efectelor induse de deformarea la cald în cazul aliajului 7075 într-un spațiu experimental variind de la o temperatură de 225°C până la 475°C .
- Investigarea efectelor induse de tratarea prin călire de punere în soluție asupra microstructurii și proprietăților mecanice expuse, într-o gamă de temperaturi de tratament variind de la 450°C la 500°C , cu aceeași durată de tratament de 2min/mm.
- Investigarea efectelor induse de un tratament de îmbătrânire aplicat după tratamentul de călire de punere în soluție asupra microstructurii și proprietăților mecanice prezentate.
- Obținerea probelor adecvate prelucrate termomecanic din aliaj 7075 pentru a fi utilizate în evaluarea efectelor induse de prelucrarea termomecanică pe baza programelor experimentale dezvoltate.
- Dezvoltarea procedurilor specifice de investigare și caracterizare aplicate probelor de aliaj 7075 prelucrate termomecanic în vederea obținerii de date despre microstructură și proprietăți mecanice axate pe OM, SEM, XRD și încercări de tracțiune.

7.3. Direcții viitoare de cercetare

Direcțiile viitoare de continuare a cercetărilor în domeniul prelucrării termomecanice și al caracterizării aliajului 7075 pot fi rezumate după cum urmează:

- Pe lângă metodele convenționale de examinare, cum ar fi microscopia optică (OM), microscopia electronică cu scanare (SEM), difracția de raze X (XRD), se pot implica și alte tehnici avansate de investigare, cum ar fi: microscopia electronică cu transmisie (TEM), difracția cu retrodifuziune a electronilor (EBSD) și alte metode descriptiv-analitice pentru a studia cu exactitate constituenții microstructurali ai aliajului (morfologia fazelor, cristalografie etc.), precipitarea în fază secundară, apariția mecanismelor de deformare (alunecare/înfrățire), propagarea dislocației etc. , despre oferirea de informații suplimentare în înțelegerea relației dintre proprietățile mecanice și microstructura.
- Într-o serie similară de investigații efectuate în cadrul programelor experimentale, se poate extinde studiul creșterii duratei de încălzire/tratament de punere în soluție/tratament de îmbătrânire artificială/naturală asupra evoluției microstructurii și proprietăților mecanice ale aliajului 7075. De asemenea, se poate lua în considerare influența condițiilor de răcire la călire.
- Este posibilă extinderea cercetării prin modificarea etapelor de prelucrare mecanică și de prelucrare termică a aliajului 7075 cu etape suplimentare de prelucrare, care pot oferi o combinație mai bună de proprietăți, extinzând astfel posibilele aplicații ale utilizatorului final.
- Este posibilă extinderea cercetării prin modificarea compoziției chimice a aliajului 7075 cu elemente/conținut suplimentar de aliere, ceea ce poate oferi o perspectivă mai bună asupra diferitelor aplicații posibile ale utilizatorilor finali.

Lista cu lucrările științifice publicate
(în domeniul tezei de doctorat)

A – Lucrări publicate în reviste cotate / indexate ISI
- prim-autor:

1. **Valeriu ANDREI**, Irina Varvara BALKAN, Marian TURCIN, *Hot-rolling deformation behaviour of 7075 aluminium alloy*, Buletinul UPB: Seria B Chimie și Știința Materialelor, vol. 85, Iss. 4, 2023.
2. **Valeriu ANDREI**, Marian TURCIN, Nicolae SERBAN, Irina Varvara BALKAN, *Simultaneous influence of rolling temperature and solubilization quenching conditions on structure and properties of a ZICRAL type aluminum alloy (class 7075)*, Buletinul UPB: Seria B Chimie și Știința Materialelor, vol. 85, Iss. 4, 2023.

B – Susținere publică în conferința internațională ROMAT 2022

3. **Valeriu ANDREI**, Carmen STANICA, Marian TURCU, Nicolae SERBAN, Marian TURCIN, Vasile Danut COJOCARU, *The influence of termomechanical processing parameters on the microstructural and mechanical properties of 7075 alloy*, International Conference on Materials Science and Technologies-RoMAT 2022 November 24-25, 2022, Bucharest, Romania, www.romat2022.ro.

Bibliografie

- [1] L. Cardenas; *Aluminiul și aliaje pe bază de aluminiu* , București 1981.
- [2] J. Emsley; *Nature's building blocks: an A-Z guide to the elements*, Oxford University Press, 2001.
- [3] R. Ricks, P. Evans; *Introduction to rollings*, Technology Strategy Consultants.
- [4] E. Cazimirovici, M.V.Suciu; *Laminarea materialelor metalice speciale*, Editura Bren București, 2000.
- [5] I. Carcea, *Aliaje neferoase de turnătorie*, Editura Performantica, Iași, 2009.
- [6] A. Alexandru; *Metalurgie fizică* , Editura Tehnopress, Iași, 2005.
- [7] M. Vasilescu, Dobrescu M. - *Tratamente termice aplicate aliajelor pe bază de aluminiu*, Editura POLITEHNICA PRESS, Bucuresti, 2009.
- [8] N.Geru, M.Bane, I. Riposan, G.Cosmeleata, M. Marin; *MATERIALE METALICE*. . Editura Tehnica, Bucuresti 1985.
- [9] Aluminium Asociation- SR-EN 485/2/2004 – Aluminium and aluminium Alloys - Sheet strip and plate- Mechanical Properties.
- [10] L.F. Moldolfo –Aluminium Alloys Structure and Properties-Butterworth 1976.
- [11] Suciu, M.V.; *Considerații privind deformabilitatea aliajelor de aluminiu de înaltă rezistență*, Metalurgia 36, nr.9, 1984.
- [12] T. Egami; The atomic structure of aluminum based metallic glasses and universal criterion for glass formation, Journal of Non-Crystalline Solids 205-207, 1996.
- [13] G. Buzdugan; *Rezistența materialelor*, ed. a IX-a revizuită, București: Ed. Tehnică, 1970, p. 468
- [14] G. Buzdugan; *Manualul inginerului mecanic*, Editura Tehnică, București, 1973, p. 743
- [15] N. Geru, M. Bane, I. Riposan, G. Cosmeleata, M. Marin. *MATERIALE METALICE*. . Editura Tehnica, Bucuresti 1985
- [16] Moise. Ienciu, Petru. Moldovan, Nicolae. Panait, Mihai. Buzatu. *ELABORAREA ȘI TURNAREA ALIAJELOR NEFEROASE SPECIALE*, Editura Didactică și Pedagogică București, 1985.
- [17] V. Pop, *Proprietățile fizice ale metalelor și aliajelor*, UBB Cluj, Facultatea de Fizică, 1997.
- [18] T. Dulamita, E, Florian *TRATAMENTE TERMICE SI TERMOCHIMICE*. Bucuresti, Ed didactica si pedagogica 1982.
- [19] Gâdea S, *Metalurgie fizică și studiul metalelor*, Ed. Didactică și Pedagogică București, 1981 vol II.
- [20] J.R. Davis, *Alloying: Understanding the Basics*, p351-416 , ASM International, 2001.
- [21] A.K. Shriwas , V. C. Kale, *Impact of Aluminum Alloys and Microstructures on Engineering Properties - Review*, IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering (IOSR-JMCE), Volume 13, 2016.
- [22] I. Sevim, S. Sahin, H. Cug, E. Cevik, *Effect of aging treatment on surface roughness, mechanical properties, and fracture behavior of 6xxx and 7xxx aluminum alloys*, Strength of Materials, Vol. 46, No. 2, March, 2014.
- [23] W. Huo, *Simultaneously enhanced mechanical strength and inter-granular corrosion resistance in high strength 7075 Al alloy*, J. Alloy. Compd.(2019).
- [24] N. Popescu, R. Saban, D. Bunea, I. Pencea. *ȘTIINȚA MATERIALELOR PENTRU INGINERIE MECANICĂ*. Editura Fair Partners, Bucuresti, 1999.
- [25] Suciu V, Suciu M., *Studiul materialelor*, Editura Fair parteners, București, 2008.
- [26] I. Fara, *Aluminiul de la materia primă la produse finite*, Editura tehnică, 2000.

-
- [27] SR-EN 515/1995- Aluminii și aliaje de aluminii, Produse deformabile, Simbolizarea stărilor.
- [28] Aluminum Association, *Welding Aluminum*, New York: Aluminum Association, 2nd ed., 1991.
- [29] M. Suciuc – Cercetări privind deformarea plastică și tratamentul termic al aliajelor de aluminii speciale destinate industriei aeronautice, teză de doctorat.
- [30] L.Katchanov, *Elements de la theorie de la plasticité*, Edition MIR, Moscou, 1975.
- [31] J.T. Staley - Metallurgical aspects affecting strength of heat treatable alloy products used in aerospace industry.
- [32] Mărginean, I Carcea, A. Ripoșan, I. Ibrahim. Viteza de răcire la solidificare - factor determinant în finisarea structurii aliajelor de aluminii. În Revista Metalurgia, 1999, nr. 5, p. 37-41.
- [33] A.Kathrein, I.Radu, P.Moldovan, *Elaborarea aliajelor metalelor neferoase*, Ed.Did. și Ped., București, 1978.
- [34] Potecașu F., Știința materialelor, Editura Europlus, Galați, 2006, ISBN 978-973-7845-27-6.
- [35] M. Suciuc, Cercetări privind determinarea parametrilor optimi de tratament termomecanic în vederea îmbunătățirii caracteristicilor mecanice ale aliajelor Al-ZnMg-Cu, destinate industriei aerospațiale, Buletinul U.P.București, 1985.
- [36] H. Vermeșan, G. Vermeșan, P. Mudura, A. Berar, Bazele teoretice ale tratamentelor termice, 2002.
- [37] F. Oprea, *Procedee speciale în metalurgia metalelor neferoase*, Editura Tehnica, 1974.
- [38] I. Carcea, - Bazele elaborării metalelor, aliajelor și superaliajelor neferoase, Editura Performantica, Iași, 2008.
- [39] S.Șontea, Vlădoi M, Zaharia N, Metale și aliaje neferoase de turnătorie. Editura Scrisul românesc, Craiova, 1981, pp. 160-181.
- [40] IMNR- Studiu de documentare privind capacitățile de producție și de prelucrare a metalelor neferoase, 1994.
- [41] Myriam Nicolas, Evolution de l'état de précipitation dans un alliage Al-Zn-Mg lors de traitements thermiques anisothermes et dans la zone affectée thermiquement de joints soudés, Institut National Polytechnique De Grenoble, 2002.
- [42] TCS Al-based Alloy Database (TCAL7) Technical Information Available Starting with Thermo-Calc Version 2020b.
- [43] Alina Daniela Necșulescu - Teză de doctorat „Utilizarea modelării matematice la analiza factorilor care influențează structura și proprietățile aliajelor de aluminii”.
- [44] New Heat Treating Progress No.4-5/March- April 2005, Heat Treatments for Age Hardenable Aluminum Alloys.
- [45] T. Dulămiță, *Tehnologia tratamentelor termice*, Editura didactică și pedagogică, București 1982.
- [46] I. Groza, Sechei P., Pridvornic M., Dragulin M., Deformarea plastică a metalelor și aliajelor neferoase, Editura Tehnică București, 1977.
- [47] I.G. Cartis, *Tratamente termice. Tehnologie și utilaje*, Editura Facla, 1982.
- [48] A. Teodorescu, *Tratamente termice în atmosfere controlate*, Editura Tehnica, 1964.
- [49] S. Gâdea, M. Petrescu, Metalurgie fizică și studiul metalelor, Editura didactică și pedagogică, București, 1979.
- [50] P Johne, *Machining of Aluminium Materials*, Dusseldorf: Aluminium-verlag, 1981.
-

-
- [51] B.E. Gore, S. Harnish, H. Padilla, B. J. Robinson, A. J. Beaudoin, J. A. Dantzig, I. M. Robertson, and H. Weiland, High Temperature Properties And Processing Of AA7050 TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2000.
 - [52] F. Zupanic, Structure and properties of aluminium alloys, Metals.
 - [53] Löffler, H., "Review: Decomposition processes in Al-Zn-Mg alloys". Journal of Materials Science, 1983.
 - [54] Carcea, I., Gheorghe M.- Aliaje neferoase-Aplicații practice, Editura Performantica, Iași, 2009.
 - [55] Colan H., Tudoran P., Ailincăi G., Marcu M., Drugescu E., Studiul metalelor, Ed. Didactică și Pedagogică București, 1983.
 - [56] D J Hatful, Production and Use of Coil Coated Strip, London: Metals Society, 1981.
 - [57] British Standards Institute, The Structural Use of Aluminium, BS8118: London.
 - [58] E. Schubert, M. Klassen, I. Zerneck, 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.
 - [59] Hatch, J. Metallurgy of heat treatment. In: Aluminum; Properties and Physical Metallurgy, pp. 134-199., 1984.
 - [60] J.T. Staley, Quench factor analysis of aluminum alloys, Mater. Sci. Technol. 3, 923-935, 1987.
 - [61] Mike Meier, Heat treatment of Aluminium Alloys, Department of chemical engineering and materials science. University of California, 2004.
 - [62] I. Polmear, Aluminium Alloys-A Century of Age Hardening, Materials Forum volume 28, published 2004.
 - [63] H. K. Rafi, G. D. Janaki Ram, G. Phanikumar, and K. Prasad Rao, "Microstructure and tensile properties of friction welded aluminum alloy AA7075-T6," Mater. Design, 31, 2375–2380 (2010).
 - [64] F. Haidara, M. C. Record, B. Duployer, D. Mangelinck, Phase formation in AlFe thinfilmsystems, Intermetallics 23 (2012) 143-147.
 - [65] Șaban R., Vasile T., Bunea D., Studiul și ingineria materialelor .Editura Didactică și Pedagogică, R.A.-București, 1995, pp. ;281.
 - [66] Aluminum standards and data 2006, The aluminum association.
 - [67] Mitelea, I., Wolfgang, T., Materials Science II, Editura Politehnica Timișoara, Romania, 2007.
 - [68] Dieter, G.E., Mechanical metallurgy, 1988, SI metric edition, McGraw-Hill, ISBN 0-07-100406-8.
 - [69] Surappa M. K., Aluminium matrix composites, Challenges and opportunities, Sadhana Vol. 28, Parts 1 & 2, February/April 2003, pp: 319–334.
 - [70] Hunt, W.A., Jr (1994) Discontinuously reinforced aluminum--the second generation. In: Processing and Fabrication of Advanced Materials III, pp. 663-681 (eds V.A. Ravi, T.S. Srivatsan and J.J. More), The Minerals, Metals and Materials Society.
 - [71] J. Nie, Physical Metallurgy of Light Alloys, D.E. Laughlin, K. Hono (Eds.), Physical Metallurgy (fifth ed.), Elsevier, Oxford (2014), pp. 2009-2156.
 - [72] ISO 2107:2007, Aluminium and Aluminium Alloys-Wrought Products -Temper Designation, January 15, 2007, International Organization for standardization
 - [73] A. Deschamps, F. Livet, Y. Brechet, Influence of predeformation on ageing in an Al–Zn–Mg alloy—I. Microstructure evolution and mechanical properties, Acta Mater., 47 (1) (1998), pp. 281-292
 - [74] Aluminum standards and data 2009. The aluminum association.
-

-
- [75] J.R. Davis, ASM Specialty Handbook: Aluminum and Aluminum Alloys, ASM International, 1993.
- [76] Mike Meier, Heat treatment of Aluminium Alloys, Department of chemical engineering and materials science. University of California, 2004.
- [77] K. Zheng, Y. Dong, D. Zheng, J. Lin, T.A. Dean, An experimental investigation on the deformation and post-formed strength of heat-treatable aluminium alloys using different elevated temperature forming processes, *J. Mater. Process. Technol.*, 268 (2019), pp. 87-96.
- [78] A.G. Leacock, C. Howe, D. Brown, O.-G. Lademo, A. Deering, Evolution of mechanical properties in a 7075 Al-alloy subject to natural ageing, *Mater. Des.*, 49 (2013), pp. 160-167.
- [79] Gâdea S., Geru N., Goraş G., Petrescu Maria., Aloman A., Mantea Ş., – Metalografie, Ed. Didactică şi Pedagogică Bucureşti, 1974 Ediţia a II-a.
- [80] J. Robson, O. Engler, C. Sigli, A. Deschamps, W. Poole, Advances in microstructural understanding of wrought aluminum alloys, *Metall. Mater. Trans. A*, 51 (9) (2020), pp. 4377-4389.
- [81] M. Zhang, T. Liu, Evolution of microstructure and properties of Al–Zn–Mg–Cu–Sc–Zr alloy during aging treatment, *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 658, 15 February 2016, Pages 946-951.
- [82] H. Yan, J.Z. Cui, L.X. Ma, Diffusion bonding of superplastic 7075 aluminum alloy, In: *Superplasticity in Metals, Ceramics, and Intermetallics*, Materials Research Society Symposium Proceedings, Vol. 196, pp. 1149-154 (eds M.J. Mayo, M. Kobayashi and J. Wadsworth), Materials Research Society, Pittsburgh, Pennsylvania, 1990.
- [83] ISO 209-1:2007, Aluminium and Aluminium Alloys-Chemical Composition, January 01, 2007, International Organization for standardization.
- [84] Florian Grabner , Manoj Kumar, Stabilization of 7xxx aluminium alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 740, 5 April 2018, Pages 167-173.
- [85] Bucci, R.J., Warren, C. and Starke, Jr., E.A., “The Need for New Materials in Aging Aircraft Structures”, RTO MP-25, RTO AVT Workshop on “New Metallic Materials for the Structure of Aging Aircraft”, Corfu, Greece, April 1999.
- [86] *Metals Handbook Ninth Edition, Metallography and Microstructures*, Volume 9, American Society for Metals, Metals Park, OH, USA, pp. 355-357, 2004.
- [87] Evans, B. (1990) Lighter, stiffer aluminum alloys. In: *Advanced Materials Technology International 1991*, pp. 32-37 (ed. G.B. Brook), Sterling Publications, London.
- [88] J.T. Staley, Microstructure and toughness of high strength alloys. Presented at ASTM Symposium on Properties Related to Toughness, Montreal, Canada, June 22-27, 1975.
- [89] J.R. Davis, *Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys*, , ASM International, 1999.
- [90] E.A Starke, G. Liitjering, Cyclic plastic deformation and microstructure. In: *Fatigue and Microstructure*, pp. 205-243 (ed. M. Meshii), American Society of Metals, Metals Park, OH, 1979.
- [91] Defectele Vizuale în Table şi Plăci din Aluminiu, Asociația de Aluminiu, Ediția a patra Februarie 2002.
- [92] J.E. Hatch, *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*, American Society for Metals, 198.
- [93] E.A.Starke, Heat treatable aluminum alloys. In: *Aluminum Alloys-Contemporary Research and Applications*, pp. 35-63 (eds A.K. Vasudevan and R.D. Doherty), Academic Press, San Diego, CA. ,1989.
-

-
- [94] M. Starink, S. Wang, A model for the yield strength of overaged Al–Zn–Mg–Cu alloys, *Acta Mater.*, 51 (17) (2003), pp. 5131-5150.
 - [95] T. Dursun, C. Soutis, Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys, *Mater. Des.* (1980–2015), 56 (2014), pp. 862-871.
 - [96] Edwards, L. and Endean, M., *Manufacturing with materials*, 1990, Butterworth Heinemann, ISBN 0-7506-2754-9.
 - [97] E. A. Starke, Jr and J. T. Staley, *Application of modern aluminum alloys to aircraft*, *Aerospace Sci. Vol. 32*, pp. 131-172, 1996.
 - [98] Beddoes, J. and Bibbly M.J., *Principles of metal manufacturing process*, 1999, Arnold, ISBN 0-470-35241-8.
 - [99] J.T. Staley, Metallurgical aspects affecting strength of heat-treatable alloy products used in the aerospace industry. In: *The 3rd International Conference on Aluminum Alloys, Their Physical and Mechanical Properties*, Vol. III, pp. 107-143 (eds L. Arnberg, O. Lohne, E. Nes and N. Ryum), The Norwegian Institute of Technology anti SINTEF Metallurgy, Trondheim, Norway, 1992.
 - [100] Rendings, K., “Metallic Structures Used in Aerospace During 25 years and Prospects”, In: *Back to the Future, Proceedings of the 15th Int. European Chapter Conference of the Society for the Advance of Material and Process Engineering*, Toulouse, France, pp. 49-65, SAMPE, 1994.
 - [101] J.R. Davis, *Aluminum and Aluminum Alloys*, in *Metals Handbook Desk Edition*, 2nd ed., ASM International, 1998, p 417–505.
 - [102] Zener, C., private communication to C.S. Smith'(1948) Grains, phases and interfaces: An interpretation of microstructures, *Trans. AIME*, 175, 15.
 - [103] Xiu-liang ZOU , Hong YAN , Xiao-hui CHEN; *Evolution of second phases and mechanical properties of 7075 Al alloy processed by solution heat treatment* Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Volume 27, Issue 10 2017, Pages 2146-2155.
 - [104] D. G. Altenpohl, *Aluminum: Technology, Applications and Environment: A Profile of a Modern Metal*, 6th edition, Wiley (1998).
 - [105] J.C. Williams, E.A. Starke Jr, *Progress in structural materials for aerospace systems*, *Acta Mater.*, 51 (19) (2003), pp. 5775-5799.
 - [106] J. F. Li, Z. W. Peng, C. X. Li, et al., “Mechanical properties, corrosion behaviors and microstructures of 7075 aluminium alloy with various aging treatments,” *Trans. Nonferrous Metals Soc. China*, 18, No. 4, 755–762 (2008).
 - [107] H. Hunsicker, Development of Al-Zn-Mg-CU alloys for aircraft, *hilos. Trans. R. Soc. Lond. Ser. A, Math. Phys. Sci.* (1976), pp. 359-376.
 - [108] The International Nickel Company Inc., *Properties of some metals and alloys*, 1982.
 - [109] Agapie M., Teză de doctorat: Structura aliajelor Zn-Al solidificate cu viteze mari de răcire, Universitatea Transilvania, Braşov, 2012.
 - [110] K. Zheng, Y. Dong, J.-H. Zheng, A. Foster, J. Lin, H. Dong, T.A. Dean, The effect of hot form quench (HFQ) conditions on precipitation and mechanical properties of aluminium alloys, *Mater. Sci. Eng.: A*, 761 (2019), Article 138017.
 - [111] J.A. Österreicher, G. Kirov, S.S. Gerstl, E. Mukeli, F. Grabner, M. Kumar, Stabilization of 7xxx aluminium alloys, *J. Alloy. Compd.*, 740 (2018), pp. 167-173.
 - [112] Rui Lin, Bo Liu, Junjie Zhang, Shengen Zhang; *Microstructure evolution and properties of 7075 aluminum alloy recycled from scrap aircraft aluminum alloys*; *Journal of Materials Research and Technology*, Volume 19, July–August 2022, Pages 354-367.
-

-
- [113] Lockheed L-1011 Tristar Statistics, Aviation- Safety.net, July 9. 2020.
- [114] D.G. Altenpohl, Aluminum: Technology, Applications, and Environment, 6th ed., The Aluminum Association Inc. and TMS, 1998.
- [115] Materiale ușoare, Înțelegerea elementelor de bază /ed. FC Campbell – ASM International, 2012.
- [116] M. Tajally, E. Emadoddin, Mechanical and anisotropic behaviors of 7075 aluminum alloy sheets, Mater. Des., 32 (3) (2011), pp. 1594-1599.
- [117] Myer kutz, Manual de selecție a materialelor.
- [118] Rajan Michael H.B., Ramabalan S., Dinaharan I., Vijay S.J., Synthesis and characterization of in situ formed titanium diboride particulate reinforced AA7075 aluminium alloys cast composites, Materials and Design 44 (2013), pp: 438-445;
- [119] Bedo T., Dăian M., Varga B., Stoicănescu M., Crișan A, Ciobanu I., A Simulation and Experiment Concerning the Solidification of an Al-Zn Alloy Casting, RECENT, Vol. 17, no. 2(48), July, 2016, pag. 83.
- [120] Merati, A., Tsang, J., Chang, C., Khomusi, S., Kourline, A., Kyle, K. and Eastaugh, G., “Final Report – Test Results for the Determination of Fatigue-Related Features of the Initial Discontinuity State (IDS) of 7075-T6 and 7079-T6 Aluminum Alloys”, IAR-NRC Internal Report LTR-SMPL2003-0002, National Research Coun.
- [121] P.A. Schuster, J.A. Österreicher, G. Kirov, C. Sommitsch, O. Kessler, E. Mukeli, Characterisation and comparison of process chains for producing automotive structural parts from 7xxx aluminium sheets, Metals, 9 (3) (2019), p. 305.
- [122] P. Dai, X. Luo, Y. Yang, Z. Kou, B. Huang, J. Zang, J. Ru, Thermal stability analysis of a lightweight al-zn-mg-cu alloy by tem and tensile tests, Mater. Charact., 153 (2019), pp. 271-283.
- [123] W. Huo, L. Hou, Y. Zhang, J. Zhang, Warm formability and post-forming microstructure/property of high-strength AA 7075–T6 Al alloy, Mater. Sci. Eng.: A, 675 (2016), pp. 44-54.
- [124] A. Azarniya, A.K. Taheri, K.K. Taheri, Recent advances in ageing of 7xxx series aluminum alloys: a physical metallurgy perspective, J. Alloy. Compd., 781 (2019), pp. 945-983.
- [125] <https://www.planetary.org/space-images/diagram-of-a-curiosity-wheel>.