



Universitatea POLITEHNICA din București  
FACULTATEA DE ȘTIINȚA ȘI INGINERIA MATERIALELOR  
București, Splaiul Independenței, nr. 313, Sector 6, cod poștal 060042  
<http://www.sim.pub.ro>



# TEZĂ DE DOCTORAT

## REZUMAT

### *Particularități ale comportării unor aliaje pe bază de titan la procesarea termomecanică*

**Autor:** Mohammed Hayder Ismail Alluaibi

**Coordonator științific:** Prof. Habil. Dr. Eng. Vasile Dănuț COJOCARU

#### COMISIA DE DOCTORAT

Președinte	Prof. Habil. Dr. Eng. Constantin Stelian STAN	De la	Universitatea POLITEHNICA din București
Conducător de doctorat	Prof. Habil. Dr. Eng. Vasile Dănuț COJOCARU	De la	Universitatea POLITEHNICA din București
Referent științific	Prof. Dr. Eng. Leandru- Gheorghe BUJOREANU	De la	Universitatea Tehnică “Gheorghe Asachi” din Iași
Referent științific	Prof. Dr. Eng. Anna NOCIVIN	De la	Universitatea Ovidius din Constanța
Referent științific	Prof. Dr. Eng. Doina RADUCANU	De la	Universitatea POLITEHNICA din București

**București, 2021**



## Cuprins

<b>Rezumat</b> .....	<b>I</b>
<b>Capitolul 1: Introducere</b>	
1.3. Enunțul problemei.....	1
1.4. Structura tezei.....	1
<b>Capitolul 2: Aspecte metalurgice ale titanului și aliajelor sale cu aplicațiile lor</b>	
2.1. Compoziția fizico-chimică a titanului și a aliajelor sale .....	2
2.2. Clasificarea aliajelor de titan.....	2
2.4. Transformări în stare solidă și natura fazelor aliajelor de titan.....	3
2.5. Cinetica cristalizării și evoluția microstructurală a titanului și a aliajelor sale.....	3
<b>Capitolul 3: Metode avansate de caracterizare a fenomenelor care apar în timpul prelucrării termomecanice a aliajelor pe bază de titan</b>	
3.1. O scurtă introducere .....	3
<b>Capitolul 4: Rute de prelucrare termomecanică a aliajelor pe bază de titan</b>	
4.1. O scurtă introducere .....	4
<b>Capitolul 5: Obiective și metodologia de cercetare</b>	
5.1. Întrebări și ipoteze de cercetare.....	4
5.2. Obiective de cercetare .....	5
5.3. Strategia de cercetare .....	5
5.4. Metodologia de cercetare .....	7
<b>Capitolul 6: Rezultate și discuții (Program experimental I)</b>	
6.1. Evoluția microstructurală în timpul prelucrării termomecanice .....	8
6.1.1. Analiza microstructurală a aliajului Ti-6246 inițial .....	8
6.1.2. Analiza microstructurală în cazul deformării la cald (HD) .....	10
6.1.3. Analiza microstructurală în cazul tratamentului de recoacere (AT) .....	12
6.2. Evoluția proprietăților mecanice în timpul prelucrării termomecanice .....	15
6.3. Concluzii .....	17
<b>Capitolul 7: Rezultate și discuții (Program experimental II)</b>	
7.1. Evoluția microstructurală în timpul prelucrării termomecanice .....	18
7.1.1. Analiza microstructurală în cazul deformării la cald (HD2).....	18
7.1.2. Analiza microstructurală în cazul tratamentului termic de punere în soluție (ST) .....	18
7.1.3. Analiza microstructurală în cazul tratamentului de îmbătrânire (A) .....	21
7.2. Comportamentul mecanic în timpul prelucrării termomecanice.....	23
7.2.1. Evoluția proprietăților mecanice în timpul prelucrării termomecanice.....	23
7.2.2. Analiza suprafețelor de fractură în cazul prelucrării termomecanice.....	25
7.2.2.1. Analiza suprafețelor de fractură în cazul aliajului inițial (AR) și a deformării la cald (HD2) .....	25
7.2.2.2. Analiza suprafețelor de fractură în cazul tratamentului termic de punere în soluție (ST) .....	26



7.2.2.3. Analiza suprafețelor de fractură în cazul tratamentului de îmbătrânire (A)	27
7.3. Concluzii	28
<b>Capitolul 8: Rezultate și discuții (Program experimental III)</b>	
8.1. Evoluția microstructurală în timpul prelucrării termomecanice	29
8.1.1. Analiza microstructurală în cazul deformării la cald (HD3)	29
8.1.2. Analiza microstructurală în cazul tratamentului termic de punere în soluție (ST)	30
8.1.3. Analiza microstructurală în cazul tratamentului de îmbătrânire (A)	33
8.2. Comportamentul mecanic în timpul prelucrării termomecanice	34
8.2.1. Evoluția proprietăților mecanice în timpul prelucrării termomecanice	34
8.2.2. Analiza suprafețelor de fractură în cazul prelucrării termomecanice	36
8.2.2.1. Analiza suprafețelor de fractură în cazul aliajului inițial (AR) și a deformării la cald (HD3)	36
8.2.2.2. Analiza suprafețe de fractură în cazul tratamentului termic de punere în soluție (ST)	37
8.2.2.3. Analiza suprafețe de fractură în cazul tratamentului de îmbătrânire (A)	38
8.3. Concluzii	40
<b>Capitolul 9: Concluzii generale, contribuții personale, recomandări și direcții de cercetare viitoare</b>	
9.1. Concluzii generale	41
9.2. Contribuții personale	43
9.3. Recomandări	43
9.4. Direcții de cercetare viitoare	44
<b>Bibliografie</b>	45
<b>Diseminarea rezultatelor</b>	47

## Rezumat

În această teză, au fost dezvoltate diferite programe experimentale axate pe proiectarea căilor de procesare termomecanice adecvate pentru a corela efectele induse de procesarea termomecanică cu microstructura și proprietățile mecanice ale aliajului Ti-6246 pentru a obține o combinație adecvată între rezistență și proprietățile de deformare. Programele experimentale dezvoltate au un nivel diferit de complexitate. Căile de procesare s-au bazat pe parametrul principal, care este temperatura  $\beta$ -transus a aliajului Ti-6246 situată aproape de 935°C. Experimentele de procesare mecanică dezvoltate sunt la temperaturi sub, apropiate și peste temperatura  $\beta$ -transus, în timp ce experimentele de procesare termică dezvoltate sunt la temperaturi sub, apropiate și peste temperatura  $\beta$ -transus. Rezultatele experimentale au evidențiat deformări de intensitate variabilă în grăunții și coloniile inițiale ale aliajului, în timp ce granulele deformate au fost complet recristalizate, iar coloniile deformate  $\alpha$ -Ti/ $\beta$ -Ti au fost complet regenerate prin diferite tratamente, cum ar fi tratamentul termic de recoacere, de punere în soluție și de îmbătrânire. Pentru a obține o deformare de intensitate ridicată, temperatura de deformare aleasă trebuie să fie peste temperatura  $\beta$ -transus, în timp ce pentru a obține proprietăți de rezistență și/sau de deformare ridicate, temperatura de deformare aleasă trebuie să fie sub temperatura  $\beta$ -transus.

**Cuvinte cheie:** Aliaj de titan (Ti-6246); Microstructură; Proprietăți mecanice; Prelucrare termomecanică; Suprafață de fractură; Microscopie optică; Microscopie prin scanare cu electroni; Difracție cu raze X.

## Capitolul 1: Introducere

### 1.3. Enunțul problemei

Deși mulți cercetători își propun să desemneze corelația dintre caracteristicile microstructurale și comportamentul mecanic pentru aliajele de titan, corelația exactă nu a fost pe deplin stabilită. De fapt, provocările care apar adesea pentru a stabili această corelație completă nu sunt un singur motiv, ci mai multe motive sau o combinație de mai mulți parametri care se influențează reciproc în ceea ce privește caracteristicile microstructurii și comportamentul mecanic. În plus față de aceste complexități, majoritatea caracteristicilor microstructurale se influențează reciproc așa cum dimensiunea grăunților  $\beta$  precedenți influențează dimensiunea coloniei  $\alpha$  rezultate, lățimea limitelor de grăunte ale stratului  $\alpha$ , cât și alte caracteristici. Datorită acestei intercorelații a caracteristicilor microstructurale, este aproape imposibil să se schimbe doar o caracteristică a microstructurii pentru a studia influența acesteia asupra comportamentului mecanic. Mai mult, pentru a obține dependențe funcționale ale caracteristicilor microstructurii care au un efect explicit asupra comportamentului mecanic, este necesar să se descrie caracteristicile microstructurii cu precizie și cantitativ pentru a obține o matrice de date completă despre aceste caracteristici.

În general, multe metode avansate de prelucrare prin deformare la cald, cum ar fi forjarea, laminarea, etc., împreună cu diferite tratamente termice, cum ar fi recoacerea, punerea în soluție, îmbătrânirea, etc., sunt aplicabile aliajelor de titan. În acest sens, unele dintre aceste procese termomecanice vor contribui la lucrarea prezentă a tezei prin controlul caracteristicilor microstructurii aliajului Ti-6246 în încercarea de a îmbunătăți proprietățile lor mecanice și este posibil să se utilizeze caracteristicile microstructurii ca variabile importante de intrare cu ajutorul datelor care vor fi obținute în timpul mai multor experimente ce vor conduce la formarea unor perspective despre microtextura aliajului Ti-6246 și stabilirea unor dependențe funcționale pentru comportamentul mecanic în funcție de caracteristicile microstructurale.

Caracteristicile microstructurii aliajului Ti-6246 vor fi studiate pe scală micrometrică utilizând microscopia optică și microscopia electronică cu scanare. Testele mecanice se vor efectua, de asemenea, pentru a caracteriza cu acuratețe diferitele caracteristici ale microstructurii și legătura strânsă între ele. Astfel, comportamentul mecanic al diferitelor compoziții poate fi prezis și aplicat aliajelor noi cu comportament mecanic dorit. Pot fi proiectate dependențe funcționale între caracteristicile microstructurale și comportamentul mecanic și este posibil să se utilizeze aceste dependențe funcționale pentru a dezvolta modele fizice.

### 1.4. Structura tezei

Structura tezei este organizată în două părți. Prima parte include partea teoretică, care este organizată în patru capitole. **Capitolul 1** constă din contextul general, revizuirea literaturii, enunțul problemei și structura tezei. **Capitolul 2** tratează aspectele fundamentale ale titanului și aliajelor sale. **Capitolul 3** tratează diferite aspecte tehnice care pot fi utilizate pentru titan și aliajele sale. **Capitolul 4** prezintă o revizuire detaliată a rutelor tipice de prelucrare termomecanică pentru titan și aliajele sale.

A doua parte include partea experimentală, care este organizată în cinci capitole. **Capitolul 5** prezintă o descriere detaliată a întrebărilor/ipotezelor cercetării, obiectivul cercetării, a strategiei de cercetare și metodologiei utilizate pentru desfășurarea programelor experimentale care includ sistemul de eșantionare a aliajelor și echipamentele utilizate în acest studiu.

**Capitolul 6** prezintă rezultatele și discuțiile cu privire la primul program experimental, cu concluziile referitoare la deformarea plastică la cald prin răsturnarea aliajului Ti-6246 cu un ciocan cu cădere liberă, urmată de un tratament de recoacere. **Capitolul 7** și **Capitolul 8** prezintă rezultatele și discuțiile celui de-al doilea și al treilea program experimental cu concluziile privind deformarea plastică la cald prin laminor și tratamentele de punere în soluție și îmbătrânire a aliajului Ti-6246. **Capitolul 9** oferă concluzii generale, contribuții personale, recomandări și direcții de cercetare viitoare legate de prezenta teză. Referințele și diseminarea rezultatelor sunt incluse la sfârșitul tezei.

## Capitolul 2: Aspecte metalurgice ale titanului și aliajelor sale cu aplicațiile lor

### 2.1. Compoziția fizico-chimică a titanului și a aliajelor sale

Elementele de aliere pentru aliajele de titan sunt clasificate după cum urmează (Walter et al., 1988; Ezugwu and Wang, 1997; Pederson, 2004; Pardhi, 2010; Guuo, 2012):

- 1) Stabilizatori de tip  $\alpha$ : constau în elemente care se dizolvă în faza Ti- $\alpha$ , iar cele mai frecvent adăugate la titan pentru creșterea rezistenței acestuia sunt oxigenul și aluminiul.
- 2) Stabilizatori de tip  $\beta$ : constau în elemente care se dizolvă în faza Ti- $\beta$ . Aceste elemente de stabilizare se pot împărți în izomorfe- $\beta$  precum Mo și V și eutectoide- $\beta$  ca Mn și Cr. Tabelul 2.1 prezintă exemple a diferitelor elemente stabilizatoare  $\alpha$ ,  $\beta$  și neutre, împreună cu poziția lor în rețeaua cristalină (interstițial sau substituțional).
- 3) Stabilizatori neutri: constau în elemente de Si, Sn și Zr și au o influență neglijabilă/modestă asupra temperaturii transus- $\beta$  datorită solubilității lor mari în fazele Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$ . Aceste elemente pot întări faza Ti- $\alpha$  sau uneori faza Ti- $\beta$ .

Tabelul 2.1

Poziția elementului de aliere în rețeaua cristalină (Lütjering and Williams, 2007; Cherukuri, 2008; Veiga et al., 2012)

Tipul rețelei de cristal	Stabilizator- $\alpha$				Stabilizator- $\beta$							Neutru	
					izomorf- $\beta$		eutectoid- $\beta$						
	Al	O	N	C	Mo	V	Fe	Cr	Mn	H	Ni	Sn	Zr
Substituțional	√				√	√						√	√
Interstițial		√	√	√			√	√	√	√	√		

### 2.2. Clasificarea aliajelor de titan

Aliajele de titan pot fi clasificate în cinci grupe:

- 1) Aliajele de titan de tip  $\alpha$  includ numai stabilizatori  $\alpha$  care influențează faza Ti- $\alpha$  din microstructură sau se pot combina cu elemente de aliere neutre (Weiss and Semiatin, 1999; Peters et al., 2003; Cherukuri, 2008; Veiga et al., 2012).
- 2) Aliajele de titan de tip aproape  $\alpha$  includ stabilizatori  $\alpha$  și cantități mici de stabilizatori- $\beta$  care scad temperatura transus- $\beta$  (Ezugwu and Wang, 1997; Weiss and Semiatin, 1999; Peters et al., 2003).

- 3) Aliajele de titan de tip ( $\alpha + \beta$ ) constau dintr-o microstructură bifazică cu cantități mari de stabilizatori Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  la temperatura ambiantă (Semiatin et al., 1997; Welsch et al., 1994; Peters et al. 2003; Liu, 2005; Mullen et al., 2007; Veiga et al., 2012).
- 4) Aliajele de titan de tip aproape  $\beta$  includ stabilizatori- $\beta$  și cantități mici de stabilizatori - $\alpha$  care cresc temperatura transus- $\beta$  (Welsch et al., 1994; Weiss and Semiatin, 1998; Liu, 2005).
- 5) Aliajele de titan de tip  $\beta$  includ cantități foarte mari de stabilizatori- $\beta$  care stabilizează faza Ti- $\beta$  la temperatura ambiantă (Pardhi, 2010; Ahmed et al., 2012).

#### **2.4. Transformări în stare solidă și natura fazelor aliajelor de titan**

Natura fazelor aliajelor de titan de tip ( $\alpha + \beta$ ) se poate împărți în faze de echilibru și de neechilibru. Principalele faze de echilibru sunt: fazele Ti- $\alpha$ , Ti- $\alpha_2$  și Ti- $\beta$ . Unele dintre fazele importante de neechilibru sunt: fazele Ti- $\alpha'$  și Ti- $\alpha''$  (Donachie, 2000; Liu, 2005; Guuo, 2012).

#### **2.5. Cinetica cristalizării și evoluția microstructurală a titanului și a aliajelor sale**

La fel ca multe alte metale (de exemplu, Ca, Fe, Co, Zr, Sn, Ce și Hf), titanul poate forma diferite structuri cristaline. Cu toate acestea, fiecare structură cristalină este stabilă într-un anumit interval de temperatură (Leyens and Peters, 2003). Titanul pur (nealiat) se poate clasifica în două forme alotropice principale. Prima formă reprezintă temperatura scăzută (până la  $882 \pm 2^\circ\text{C}$ ), cunoscută sub numele de structură cristalină hexagonală. Această formă se referă la faza Ti- $\alpha$ . A doua formă reprezintă temperatura ridicată (peste  $882^\circ\text{C}$ ) și o structură cristalină hexagonală transformată într-o structură cristalină cubică cu volum centrat, care se referă la faza Ti- $\beta$  (Partridge, 1967; Flower, 1990; Askeland et al., 2010; Richardson, 2016). Aliajul Ti-6246 conține ceva mai mulți stabilizatori  $\beta$  decât aliajul Ti-64 și are astfel mai mult echilibru al fazei Ti- $\beta$  la temperatura ambiantă. Există o anumită confuzie în literatura științifică cu privire la aliajul Ti-6246, deoarece acest aliaj este uneori numit aliaj de titan de tip ( $\alpha + \beta$ ) (Boyer et al., 1994; Bein and Béchet, 1996; Jackson et al., 2001) sau un aliaj de titan de tip aproape  $\beta$  (Walter et al., 1988; Donachie, 2000; Roder et al., 2003). De fapt, aparține grupului de aliaje de titan de tip ( $\alpha + \beta$ ), în funcție de componentele chimice ale aliajului.

### **Capitolul 3: Metode avansate de caracterizare a fenomenelor care apar în timpul prelucrării termomecanice a aliajelor pe bază de titan**

#### **3.1. O scurtă introducere**

Acest capitol tratează în principal procesele de deformare în vrac (a se vedea Figura 3.1), care includ prelucrarea mecanică, pe lângă unele tratamente termice, cum ar fi tratamentul de recoacere, soluție și îmbătrânire, care se vor aplica în prezentul studiu de cercetare, unde aceste instrumente se vor combina pentru a studia efectul procesării termomecanice aplicate pe aliajul Ti-6246, care va fi utilizat în prezentul studiu de cercetare pentru a realiza o combinație adecvată de microstructură și proprietăți mecanice.

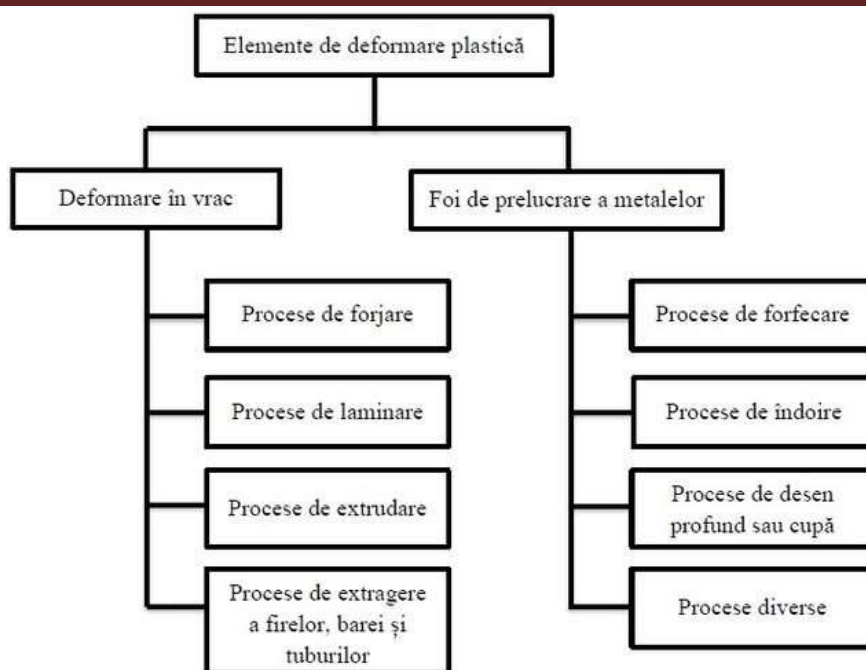


Figura 3.1 Clasificarea elementelor de deformare plastic (Groover, 2007; Irthia, 2013).

## Capitolul 4: Rute de prelucrare termomecanică a aliajelor pe bază de titan

### 4.1. O scurtă introducere

Există mai multe prelucrări termomecanice efectuate pe aliaje pe bază de titan. Temperatura transus- $\beta$  este un punct central în subiectul procesării termomecanice, deoarece servește la determinarea transformărilor de fază Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  (Joshi, 2006). Răspunsul aliajelor de titan ( $\alpha$ , aproape- $\alpha$ , ( $\alpha + \beta$ ), aproape- $\beta$ /aliaje metastabile- $\beta$  și  $\beta$ ) la procesarea termomecanică depinde de compoziția chimică a aliajului, care joacă un rol important în evoluția proprietăților mecanice în cadrul microstructurii aliajului și a tipului de prelucrare termomecanică aplicată responsabil pentru modificările din microstructura aliajului în ceea ce privește morfologiile microtexturii, dimensiunea grăunților și evoluția transformărilor de fază, precum și influențarea limitelor de grăunte în structura aliajului. Prelucrarea termomecanică este definită ca un proces metalurgic care combină procesarea mecanică/deformarea plastică prin forjare, laminare, compresie etc. și procesarea termică/tratamente termice, cum ar fi recoacerea, punerea în soluție, îmbătrânirea etc. cu variabile similar sau diferite de temperatură, durată și viteză de răcire într-o singură rută de procesare. Prin aceste trei variabile, este posibil să se inducă o evoluție mare a proprietăților microstructurale/mechanice.

## Capitolul 5: Obiective și metodologia de cercetare

### 5.1. Întrebări și ipoteze de cercetare

Prezenta teză se concentrează pe următoarele întrebări principale de cercetare:



- Care sunt caracteristicile microstructurale ale aliajului Ti-6246 obținut atunci când se aplică prelucrări termomecanice suplimentare?
- Care sunt transformările fazice care apar în aliajul Ti-6246 în timpul procesării termomecanice?
- Care sunt dependențele funcționale dintre microstructură - proprietăți mecanice prezentate ale aliajului Ti-6246 induse de prelucrarea termomecanică?

## 5.2. Obiective de cercetare

Principalele obiective ale acestei teze pot fi rezumate după cum urmează:

- 1) Pentru a îmbogăți cunoștințele și a obține o înțelegere suplimentară a aliajului Ti-6246 în ceea ce privește evoluția microstructurală în timpul procesării termomecanice și influența microstructurii asupra proprietăților mecanice prezentate.
- 2) Pentru a studia influența procesării mecanice (prin deformarea plastică la cald realizată mai jos, aproape și peste temperatura transus- $\beta$ ) asupra evoluției proprietăților de rezistență și plasticitate în aliajul Ti-6246.
- 3) Pentru a studia influența procesării termice (prin tratamentele de punere în soluție efectuate mai jos, aproape și peste temperatura transus- $\beta$  și prin tratamente de îmbătrânire) asupra rezistenței și evoluției proprietăților de plasticitate în aliajul Ti-6246.
- 4) Pentru a optimiza proprietățile mecanice ale aliajului Ti-6246 prin combinarea procesării prin deformare (deformare la cald) cu tratamentele termice (de punere în soluție și tratamente de îmbătrânire) pentru a obține o combinație adecvată de proprietăți de rezistență și plasticitate.
- 5) Pentru a atinge obiectivele tezei, au fost utilizate diferite instrumente de investigație. Aceste instrumente sunt: microscopul optic (MO), microscopul electronic cu scanare (MES), spectroscopul cu raze X cu dispersie energetică (SDE/SXDE), difracția cu raze X (DRX) și diferite testări mecanice, cum ar fi rezistența la tracțiune și testarea micro-durității.

## 5.3. Strategia de cercetare

Strategia de cercetare s-a axat pe proiectarea rutelor de procesare termomecanică adecvate pentru a corela efectele induse de procesarea termomecanică asupra microstructurii și a proprietăți mecanice prezentate, urmărind obținerea unei combinații adecvate de rezistență și plasticitate. Parametrul principal care a fost luat în considerare la proiectarea rutelor de procesare termomecanică aplicate este temperatura transus- $\beta$  a aliajului Ti-6246 (situat aproape de 935°C), unde experimentele de procesare mecanică dezvoltate sunt la temperaturi sub, apropiate și peste temperatura transus- $\beta$ , precum și experimentele de procesare termică dezvoltate la temperaturi sub, apropiate și peste temperatura transus- $\beta$ .

Primul program experimental (a se vedea Figura 5.1) constă în prelucrarea mecanică (prin deformări la cald - HD) a aliajului inițial (AR) Ti-6246 într-un interval larg de temperatură, de la mult sub la mult peste temperatura transus- $\beta$ , cum ar fi: 800°C (HD1), 900°C (HD2), 1000°C (HD3) și 1100°C (HD4). În toate cazurile, deformarea la cald a fost efectuată prin testarea la sonetă, asigurând aceeași energie potențială de deformare. Având în vedere că prelucrarea termică poate influența drastic microstructura aliajului, pentru a avea o bază de comparație, s-a ales să se aplice același tratament termic după prelucrarea mecanică, adică tratamentul de recoacere (AT1 - AT4) a fost efectuat la 950°C (ușor peste temperatura transus- $\beta$  ~ 935°C).

Durata tratamentului a fost fixată la 30 minute înainte de răcirea lentă a probelor tratate termic (răcirea cuptorului). Toate stările structurale obținute au fost investigate din punct de vedere microstructural și mecanic pentru a determina corelația dintre parametrii de procesare termomecanică aplicați, caracteristicile microstructurale obținute și proprietățile mecanice prezentate.

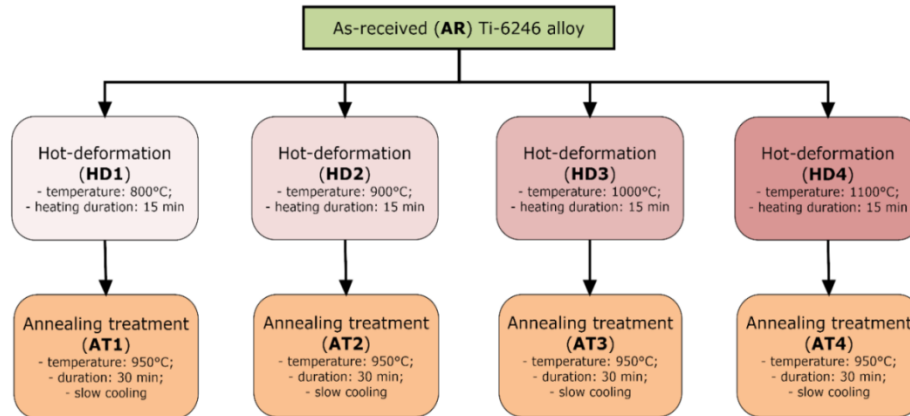


Figura 5.1 Reprezentarea schematică a primului program experimental de prelucrare termomecanică aplicat aliajului Ti-6246.

Pe baza rezultatelor obținute din primul program experimental, s-a ales continuarea procesării termomecanice a aliajului Ti-6246, cu scopul de a investiga în profunzime corelația dintre procesarea termomecanică aplicată aproape de temperatura transus- $\beta$ , caracteristicile microstructurale obținute și proprietăți mecanice prezentate. S-a ales investigarea procesării mecanice la următoarea temperatură: 900°C (aproape sub temperatura transus- $\beta$  ~ 935°C) și 1000°C (peste temperatura transus- $\beta$  ~ 935°C) pentru a aplica tratamentul cu punere în soluție (ST) la următoarele temperaturi: 800°C (mult sub temperatura transus- $\beta$  ~ 935°C), 900°C (aproape sub temperatura transus- $\beta$  ~ 935°C) și 1000°C (peste temperatura transus- $\beta$  ~ 935°C), urmată de un tratament final de îmbătrânire (A) la 600°C.

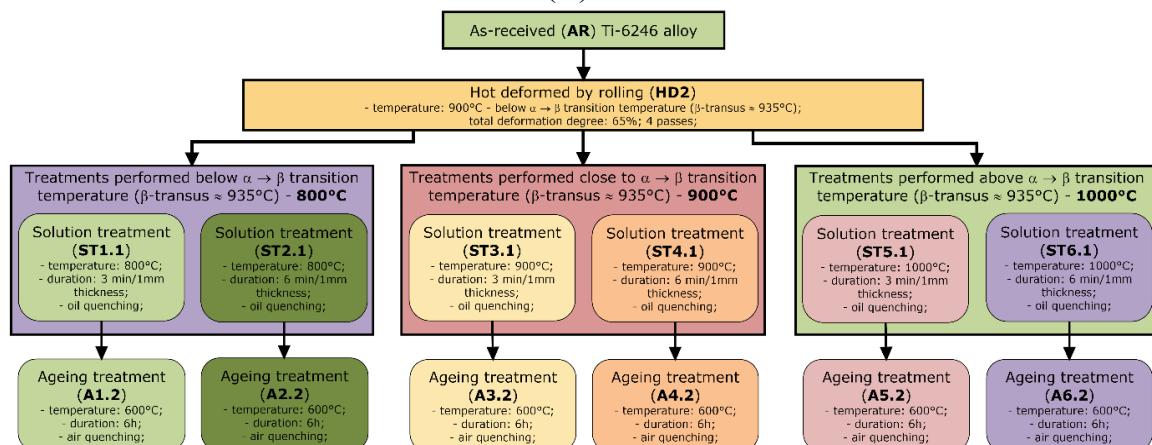
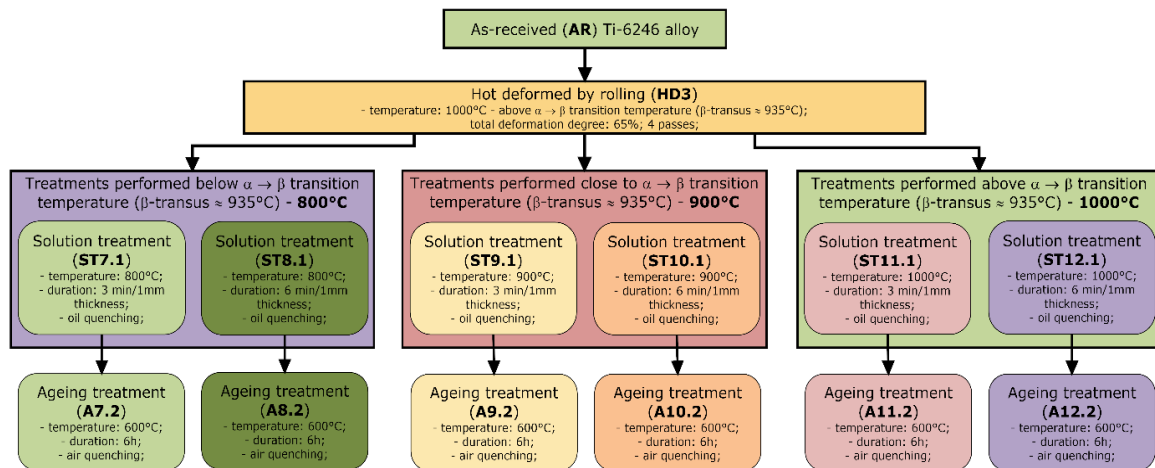


Figura 5.2 Reprezentarea schematică a celui de-al doilea program experimental de prelucrare termomecanică aplicat aliajului Ti-6246.

Al doilea program experimental (a se vedea Figura 5.2) constă în prelucrarea mecanică, prin laminare la cald, la 900°C (HD2) a aliajului Ti-6246 inițial (AR). După laminare la cald, primul set de probe procesate HD2 au fost tratate cu punere în soluție (ST) la 800°C, cu durate diferite de tratament: 3min/mm din grosimea probei (ST1.1) și 6min/mm din grosimea probei (ST2.1). Prelucrarea termică a continuat cu un tratament final de îmbătrânire (A) efectuat la 600°C, cu o durată de tratament de 6h, rezultând următoarele stări: A1.2 (ST1.1 + A) și A2.2 (ST2.1 + A

). Al doilea set de probe procesate HD2 au fost tratate cu punere în soluție (ST) la 900°C, cu durate diferite de tratament: 3min/mm din grosimea probei (ST3.1) și 6min/mm din grosimea probei (ST4.1). Prelucrarea termică a continuat cu un tratament final de îmbătrânire (A) efectuat la 600°C, cu o durată de tratament de 6h, rezultând următoarele stări: A3.2 (ST3.1 + A) și A4.2 (ST4.1 + A). În cele din urmă, al treilea set de probe procesate HD2 au fost tratate cu punere în soluție (ST) la 1000°C, cu durate diferite de tratament: 3min/mm din grosimea probei (ST5.1) și 6min/mm din grosimea probei (ST6.1). Prelucrarea termică a continuat cu un tratament final de îmbătrânire (A) efectuat la 600°C, cu durata tratamentului de 6h, rezultând următoarele stări: A5.2 (ST5.1 + A) și A6.2 (ST6.1 + A). Toate stările structurale obținute au fost investigate din punct de vedere microstructural și mecanic pentru a determina corelația dintre parametrii de procesare termomecanică aplicați, caracteristicile microstructurale obținute și proprietăți mecanice prezentate.



**Figura 5.3** Reprezentarea schematică a celui de-al treilea program experimental de prelucrare termomecanică aplicat aliajului Ti-6246.

Al treilea program experimental (vezi Figura 5.3) constă în prelucrarea mecanică, prin laminare la cald, la 1000°C (HD3) a aliajului Ti-6246 inițial (AR). După procesarea mecanică la 1000°C (HD3), a fost aplicată o cale de procesare termică similară, ca în cel de-al doilea program experimental, pentru a compara datele obținute. Primul set de probe procesate HD3 au fost tratate cu punere în soluție (ST) la 800°C, cu durate diferite de tratament: 3min/mm din grosimea probei (ST7.1) și 6min/mm din grosimea probei (ST8.1). Prelucrarea termică a continuat cu tratamentul final de îmbătrânire (A) efectuat la 600°C, cu durata tratamentului de 6h, rezultând următoarele stări: A7.2 (ST7.1 + A) și A8.2 (ST8.1 + A). Al doilea set de probe procesate HD3 au fost tratate cu punere în soluție (ST) la 900°C, cu durate diferite de tratament: 3min/mm din grosimea probei (ST9.1) și 6min/mm din grosimea probei (ST10.1). Prelucrarea termică a continuat cu tratamentul final de îmbătrânire (A) efectuat la 600°C, cu durata tratamentului de 6h, rezultând următoarele stări: A9.2 (ST9.1 + A) și A10.2 (ST10.1 + A). În cele din urmă, al treilea set de probe procesate HD3 au fost tratate cu punere în soluție (ST) la 1000°C, cu durate diferite de tratament: 3min/mm din grosimea probei (ST11.1) și 6min/mm din grosimea probei (ST12.1). Prelucrarea termică a continuat cu tratamentul final de îmbătrânire (A) efectuat la 600°C, cu durata tratamentului de 6h, rezultând următoarele stări: A11.2 (ST11.1 + A) și A12.2 (ST12.1 + A). Toate stările structurale obținute au fost investigate din punct de vedere microstructural și mecanic pentru a determina corelația dintre parametrii de procesare termomecanică aplicați, caracteristicile microstructurale obținute și proprietăți mecanice prezentate.

## 5.4. Metodologia de cercetare

Aliajul comercial de titan cu compoziția chimică Ti-6%, Al-2%, Sn-4%, Zr-6%, Mo (Ti-6246) a fost obținut de la *S.C. ZIROM TITANIUM S.A.*, (Giurgiu, România). Apoi, probele au fost prelevate și prelucrate din aliajul de bază conform unui sistem studiat pentru a investiga modul în care procesarea termomecanică influențează proprietățile microstructurale și mecanice ale aliajului Ti-6246. Probele au fost pregătite pentru investigații analitico-descriptive folosind diferite dispozitive și echipamente, cum ar fi: Microscopie electronică cu scanare (MES) - TESCAN VEGA II - XMU (TESCAN, Brno, Republica Cehă); Microscopie Optică (MO) - OLYMPUS, Model - BX 51M; Difractometru Malvern Panalytical Empyrean (Malvern Panalytical BV, Almelo, Olanda) pentru investigațiile microstructurale. De asemenea, s-au folosit INSTRON 3382 (INSTRON, Norwood, MA, SUA); Echipament INNOVATEST Falcon 500 (INNOVATEST Europe BV, Maastricht, Olanda) pentru investigațiile mecanice.

## Capitolul 6: Rezultate și discuții (Program experimental I)

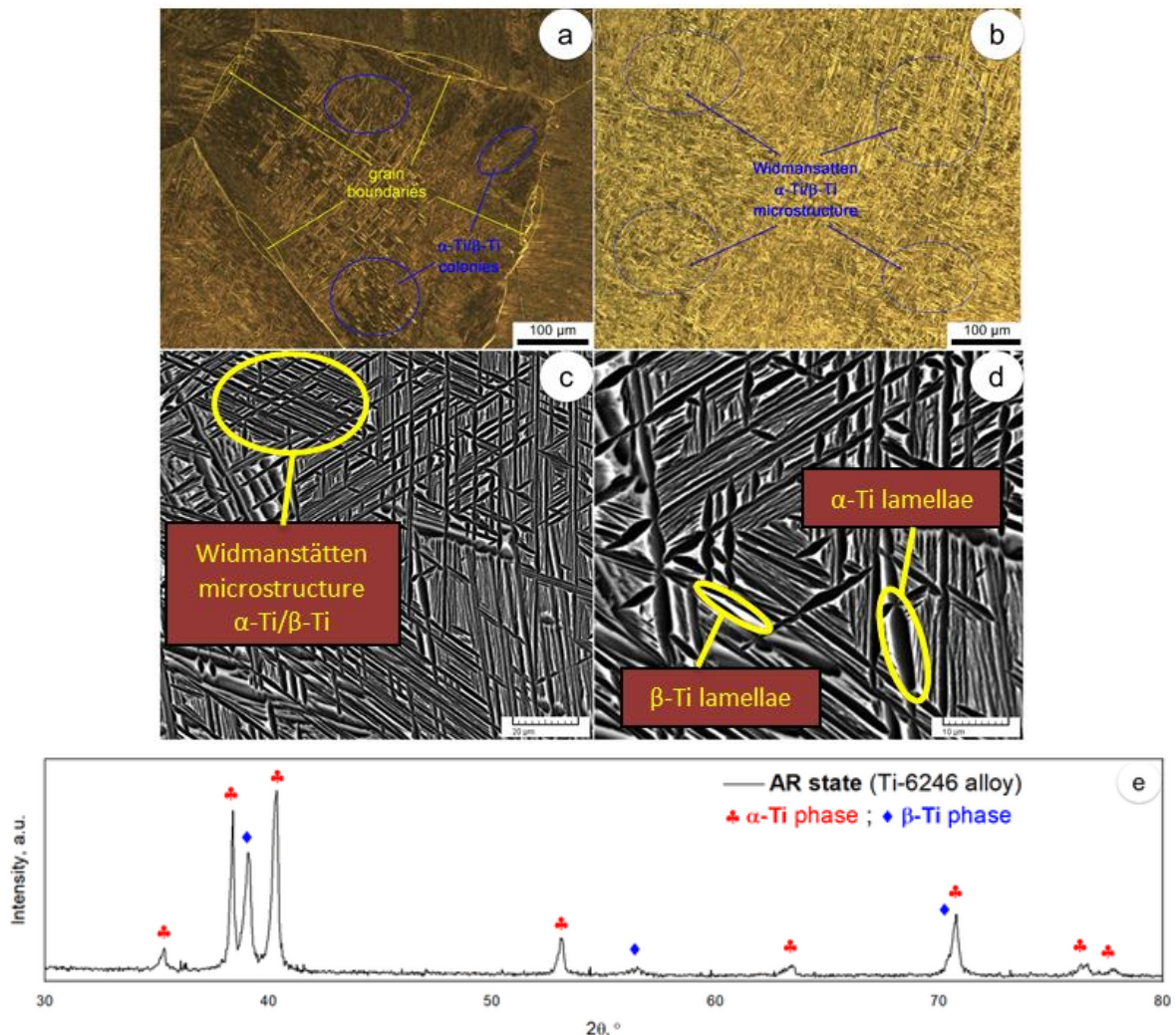
### 6.1. Evoluția microstructurală în timpul prelucrării termomecanice

#### 6.1.1. Analiza microstructurală a aliajului Ti-6246 ca-primit

Figura 6.1 prezintă imagini de microscopie optică (MO) ale aliajului Ti-6246 inițial (AR). Se poate observa că microstructura constă dintr-un număr mare de grăunți de dimensiuni milimetrice, cu o mărime medie de grăunte care depășește 2mm, iar pe lângă grăunții de dimensiuni milimetrice, microstructura arată prezența unei mici fracțiuni de grăunți sub-milimetrice, cu mărimea medie de grăunte de aproape 500 $\mu$ m (vezi Figura 6.1.a). Toți grăunții arată prezența mai multor colonii, care posedă orientări spațiale diferite, formate din structuri alternative de două faze diferite de lamele fine/plăci, tipice morfologiei de tip Widmanstätten/țesut de coș (vezi Figura 6.1.b). Figura 6.1 prezintă, de asemenea, imagini microstructurale tipice SEM-BSE (SEM - electroni retrodifuzati) din aliajul Ti-6246 inițial (AR) la diferite mărimi. Se poate observa că grăuntele este format din colonii adiacente de structuri alternative de lamele/plăci cu aceeași orientare (vezi Figura 6.1.c). Se poate identifica prezența a două faze constitutive, prima - colorată în gri deschis (indicând prezența elementelor de aliere cu un număr atomic mai mare) și, a doua - colorată în gri-închis (indicând prezența elementelor de aliere cu un număr atomic mai mic) (vezi Figura 6.1.d). Ambele faze prezintă o grosime medie a lamelei/plăcilor sub 1 $\mu$ m (vezi Figura 6.1.d). Analiza DRX arată că fazele observate sunt identificate ca faza Ti- $\alpha$  și respectiv Ti- $\beta$  (vezi Figura 6.1.e). Faza Ti- $\alpha$  a arătat o structură cristalină hexagonală și cu parametri de rețea apropiați de  $a = 0.294\text{nm}$  și  $c = 0.467\text{nm}$ , în timp ce faza Ti- $\beta$  a arătat o structură cristalină cubică cu volum centrat și cu parametri de rețea apropiați de  $a = 0.327\text{nm}$ .

Hărțile de dispersie ale principalelor elemente de aliere (Ti, Al, Sn, Zr, Mo și Fe) din microstructură sunt prezentate în Figura 6.3.b la Figura 6.3.g. Analiza EDS a hărților de dispersie indică, de asemenea, prezența a două faze constitutive principale, prima îmbogățită în elemente stabilizatoare  $\alpha$ , cum ar fi: Ti (Figura 6.3.b) și Al (Figura 6.3.c), și epuizate în elemente stabilizatoare  $\beta$ , cum ar fi: Mo (Figura 6.3.d) și Zr (Figura 6.3.e), a doua îmbogățită în elemente stabilizatoare  $\beta$ , cum ar fi: Mo (Figura 6.3.d) și Zr (Figura 6.3.e), și epuizate în elemente de stabilizare  $\alpha$ , cum ar fi: Ti (Figura 6.3.b) și Al (Figura 6.3.c). Toate celelalte elemente de aliere prezintă o distribuție aproape uniformă în cadrul microstructurii (Sn- Figura

6.3.f și Fe - Figura 6.3.g). Pe baza analizei EDS, se poate presupune că faza Ti- $\alpha$  îmbogățită în Ti și Al, deci colorată în gri închis, în timp ce faza Ti- $\beta$  îmbogățită în Mo și Zr, deci colorată în gri deschis. Figura 6.3.h prezintă spectrele EDS ale aliajului Ti-6246 în cazul AR. Compoziția chimică calculată este prezentată în Tabelul 6.1. În ansamblu, analiza microstructurală arată că aliajul Ti-6246 obținut prin ruta VAR de sinteză dublă constă dintr-o microstructură omogenă cu grăunai de dimensiuni milimetrice, fiecare grăunte arătând prezența mai multe colonii coerente de structuri alternative de lamele/plăci de Ti- $\alpha$  /Ti- $\beta$ . Nu au fost detectate segregări sau alte defecte, cum ar fi porozitățile, incluziunile etc.

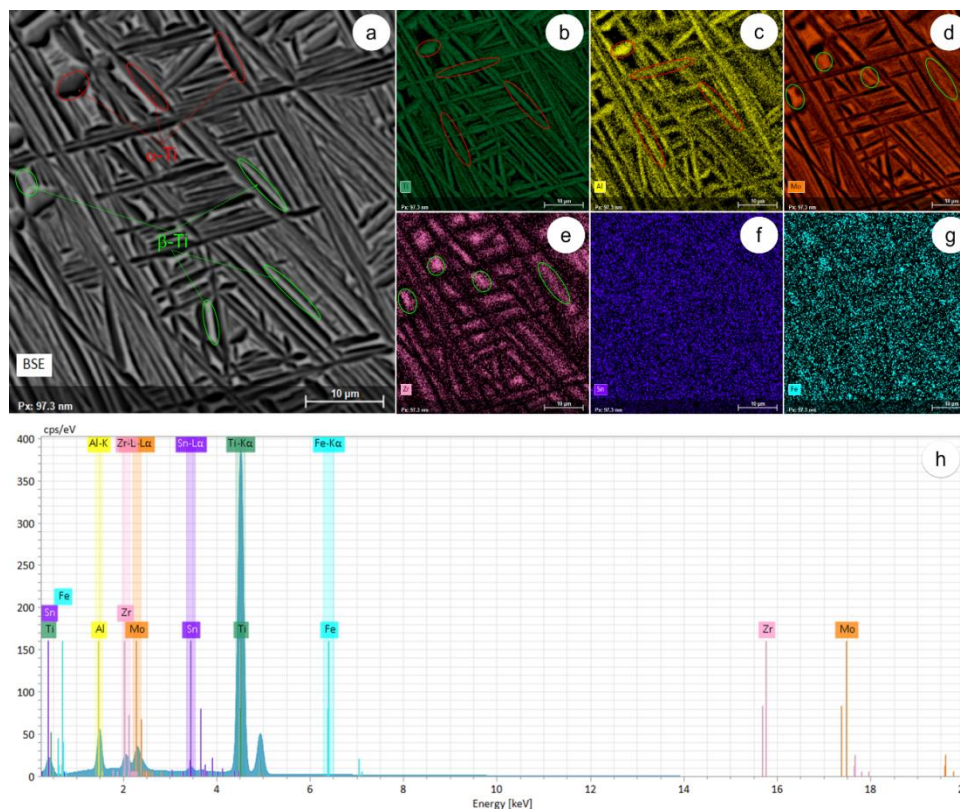


**Figura 6.1** Imagini ale aliajului inițial (AR); Imagini MO în diferite zone de investigație (a și b); Imagini MES în diferite mărimi (c și d); Imagine spectră DRX (e).

Tabelul 6.1

Compoziția chimică a aliajului ca-primit (AR) Ti-6246

Element	%, wt.	%, at	Eroarea absolută [%]	Eroarea relativă [%]
Ti	81.54	82.55	2.44	2.76
Al	6.33	11.36	0.33	4.77
Sn	1.85	0.75	0.05	2.94
Zr	3.91	2.08	0.16	3.79
Mo	6.24	3.15	0.24	3.54
Fe	0.14	0.12	0.12	2.77

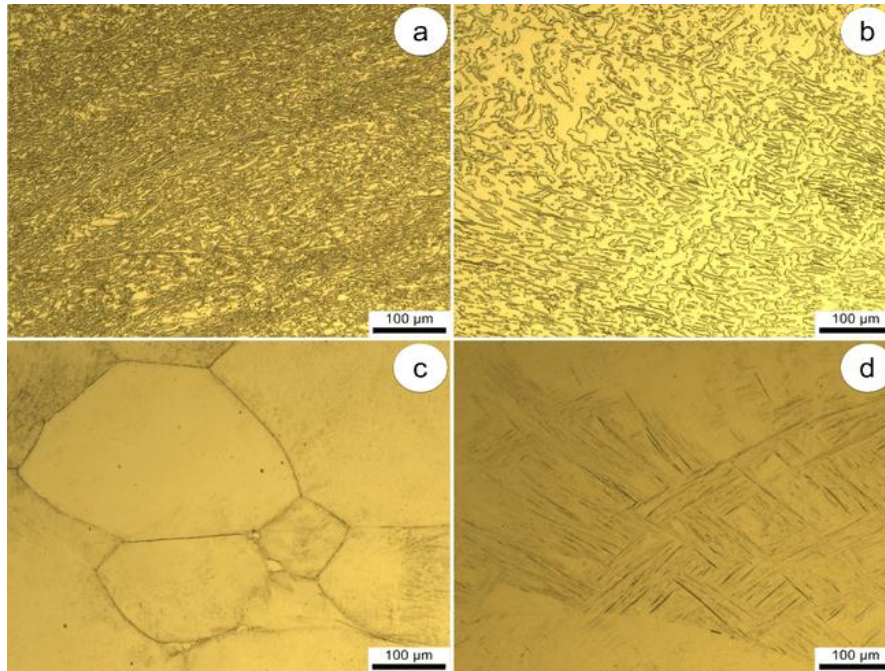


**Figura 6.2** Hărți de distribuție a principalelor elemente de aliere în aliajul inițial Ti-6246 (AR): imagine microstructurală MES-BSE (a); Harta de distribuție MES-EDS a Ti (b); Al (c); Mo (d); Zr (e); Sn (f); Fe (g); spectrul global EDS (h).

### 6.1.2. Analiza microstructurală în cazul deformării la cald (HD)

Figura 6.3 prezintă imagini tipice ale microstructurii aliajului Ti-6246 de către MO în cazul deformării la cald (HD) la diferite temperaturi. Având în vedere cazul de deformare la cald (HD1) (vezi Figura 6.3.a), efectuat la 800°C mult sub temperatura transus- $\beta$  a aliajului Ti-6246 ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), timp de 15 minute, cu un grad de deformare totală de 57%, se poate observa o deformare scăzută a texturii inițiale a coloniilor Ti- $\alpha$  /Ti- $\beta$  de-a lungul direcției de forjare (FD) care arată orientarea spațială preferată ce diferă de aliajul Ti-6246 (AR) datorită temperaturii scăzute a deformării, indicând o deformare scăzută a grăunților inițiali ce prezintă o morfologie alungită aliniată cu direcția de forjare. De asemenea, nu s-au observat faze secundare generate din fazele inițiale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$ . Analizând cazul de deformare la cald (HD2) (vezi Figura 6.3.b), efectuată la 900°C sub temperatura transus- $\beta$  a aliajului Ti-6246 ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), timp de 15 minute, cu un grad total de deformare de 60%, se poate observa o deformare mai mare a texturii inițiale a coloniilor Ti- $\alpha$  /Ti- $\beta$  de-a lungul direcției de forjare comparativ cu cazul deformării la cald (HD1), unde coloniile deformate prezintă o orientare spațială preferată ce diferă de aliajul Ti-6246 (AR) datorită temperaturii apropiate de deformare de temperatura transus- $\beta$ , presupunând că grăunții inițiali s-au deformat într-un grad mai ridicat decât grăunții inițiali deformați la cald (HD1) și prezintă, de asemenea, o morfologie alungită aliniată cu direcția de forjare. Nu s-au observat faze secundare în acest caz. Prin examinarea cazului de deformare la cald (HD3) (vezi Figura 6.3.c), efectuat la 1000°C peste temperatura transus- $\beta$  a aliajului Ti-6246 ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), timp de 15 minute, cu un grad de deformare totală de 62%, se poate observa apariția recristalizării grăunților inițiali deformați și deformarea mare a coloniilor inițiale Ti- $\alpha$  /Ti- $\beta$  de-

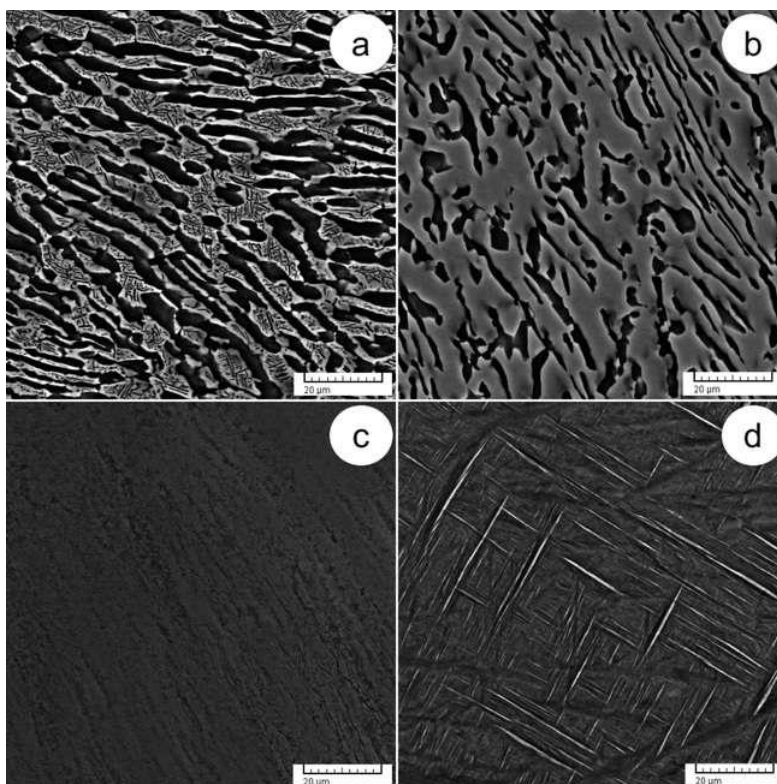
a lungul FD, comparativ cu aliajul Ti-6246 (AR) datorită temperaturii mai ridicate de deformare comparativ cu cazurile de deformare la cald (HD1 și HD2). Nu s-au observat faze secundare în cazul deformării la cald (HD3). În ceea ce privește cazul de deformare la cald (HD4) (vezi Figura 6.3.d), efectuat la 1100°C mult peste temperatura transus- $\beta$  a aliajului Ti-6246 ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), timp de 15 minute, cu un grad total de deformare de 64%, se poate observa, pe de o parte, deformarea mare a coloniilor inițiale Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  din grăuntele inițial deformat de-a lungul direcției de forjare a aliajului Ti-6246 (AR) datorită temperaturii de deformare mai ridicate comparativ cu cazurile de deformare la cald (HD1, HD2 și HD3), și pe de altă parte, s-a observat faza secundară Ti- $\alpha$  aparținând sistemului cristalin ortorombic cu structuri groase de tip lamelar/acicular dispersate în matricea fazei Ti- $\beta$ .



**Figura 6.3** Imagini MO în cazul deformării la cald (HD1) la 800°C (a); cazul deformării la cald (HD2) la 900°C (b); cazul deformării la cald (HD3) la 1000°C (c); cazul deformării la cald (HD4) la 1100°C (d).

Figura 6.4 prezintă imagini MES-BSE tipice ale microstructurii aliajului Ti-6246 pentru cazurile de deformare la cald (HD) la diferite temperaturi. În cazul deformării la cald (HD1), se poate observa prezența unor structuri lamelare/plăci grosiere asemănătoare ale fazelor inițiale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  de-a lungul direcției de forjare ce prezintă o orientare spațială preferată diferită de aliajul AR Ti-6246 pe lângă morfologiile grosiere aleatoare/neregulate ale ambelor faze inițiale, așa cum s-a observat, structurile lamelare fine secundare ale fazei inițiale Ti- $\alpha$  s-dispersându-se în faza inițială Ti- $\beta$  (vezi Figura 6.4.a); pe baza acestor observații se poate spune că grăunții inițiale au o deformare redusă, prezentând o morfologie alungită cu direcția de forjare, iar limitele de grăunte care separă coloniile deformate sunt groase. Nu s-au observat faze secundare în cazul deformării la cald (HD1). În cazul deformării la cald (HD2), se pot observa structuri de lamele/plăci, asemănătoare fazei inițiale Ti- $\alpha$  dispersate în matricea inițială a fazei Ti- $\beta$  de-a lungul FD cu grosime relativ mai subțire și orientări spațiale diferite comparativ cu aliajul Ti-6246 (AR), observându-se absența structurilor lamelare fine secundare ale fazei inițiale Ti- $\alpha$  dispersate în faza inițială Ti- $\beta$  în comparație cu cazul deformării la cald (HD1) (Fig. 6.4.b), conform acestor observații putându-se afirma că grăunții inițiali au un grad de deformare mai mare, cu o morfologie alungită aliniată cu direcția de forjare, iar limitele de

grăunte ce separă coloniile deformate sunt mai subțiri în comparație cu cazul deformării la cald (HD1). În acest caz nu s-au observat faze secundare induse termic.



**Figura 6.4** Imagini MES-BSE în cazul deformării la cald (HD1) la 800°C (a); cazul deformării la cald (HD2) la 900°C (b); cazul deformării la cald (HD3) la 1000°C (c); cazul deformării la cald (HD4) la 1100°C (d).

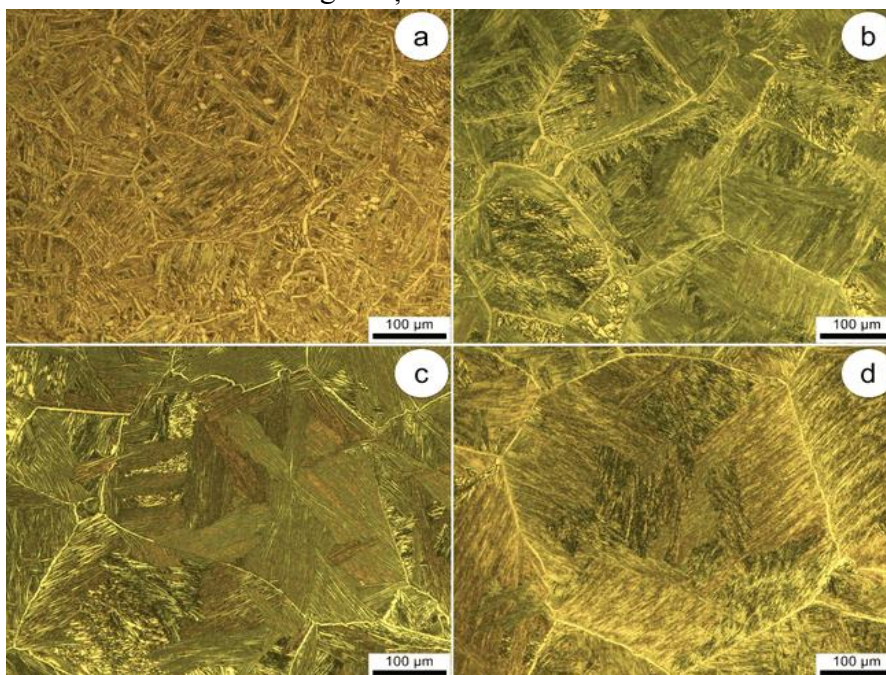
În cazul deformării la cald (HD3), se poate observa deformarea puternică a grăunților inițiali și deformarea ridicată a coloniilor adiacente Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  din grăunți în comparație cu aliajul Ti-6246 (AR) și cazurile de deformare la cald (HD1 și HD2) care au avut loc sub temperatura transus- $\beta$ , unde aceste colonii se separă prin limite subțiri datorită temperaturii ridicate de deformare (1000°C) și a deformării ridicate aplicate, iar aceste colonii au orientări spațiale care diferă de orientările inițiale ale coloniilor Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  (vezi Figura 6.4.c). Fazele secundare nu sunt prezente în cadrul microstructurii. În cazul deformării la cald (HD4), poate fi observată deformarea coloniilor Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  din grăunte, iar aceste colonii se separă prin limite subțiri în comparație cu aliajul Ti-6246 (AR) și sunt aliniat în mod similar cu cazul deformării la cald (HD3) datorită temperaturii ridicate de deformare (1100°C) și aplicării deformării grele. Coloniile deformate au orientări spațiale care nu sunt similare cu aliajul Ti-6246 (AR) (vezi Figura 6.4.d). De asemenea, se observă în microstructură și prezența fazei Ti- $\alpha$ ' secundare indusă termic. Faza secundară Ti- $\alpha$ ' aparține sistemului cristalin ortorombic cu structuri asemănătoare lamelare/aciculare cu orientări paralele și care prezintă o orientare spațială preferată cu faza Ti- $\beta$  inițială în funcție de relația specială Burgers între fazele Ti- $\beta$  / Ti- $\alpha$ '.

### 6.1.3. Analiza microstructurală în cazul tratamentului de recoacere (AT)

Figura 6.5 prezintă imagini MO tipice ale microstructurii aliajului Ti-6246 în cazurile de tratament de recoacere (AT) la aceleași temperaturi. În cazul tratamentului cu AT1 (vezi Figura 6.5.a), efectuat la 950°C peste de temperatura transus- $\beta$  a aliajului Ti-6246 ( $\approx$  935°C), timp de 30 de minute, după cazul HD1 efectuat la 800°C mult sub temperatura transus- $\beta$ , se poate observa că grăunții deformați se recrystalizează complet împreună cu textura coloniilor Ti- $\alpha$ /Ti-



$\beta$  deformate care s-au regenerat complet ca structuri sub formă de lamele subțiri/plăci în comparație cu cazul HD1. Aceste colonii deformate separate prin limitele de grăunte au orientări spațiale diferite în interiorul grăunților. Fazele secundare induse din fazele inițiale nu au fost observate din cauza răcirii lente aplicate în cazul tratamentului cu AT1. În cazul tratamentului cu AT2 (vezi Figura 6.5.b), efectuat la 950°C peste de temperatura transus- $\beta$  a aliajului Ti-6246 ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), timp de 30 de minute, după cazul HD2 efectuat la 900°C puțin sub temperatura transus- $\beta$ , este posibil să se observe recristalizarea completă a grăunților deformați și regenerarea completă în textură a coloniilor deformate Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  cu alternarea structurilor subțiri lamelare separate de limitele de grăunte cu morfologii de tipul Widmanstätten cu diferite orientări spațiale în interiorul grăunților comparativ cu cazul HD2. Pot fi observate o creștere a mărimii grăunților și o scădere a grosimii structurilor lamelare în comparație cu cazul tratamentului cu AT1 și nu se observă faze secundare în microstructură din cauza condițiilor aplicate de AT. În cazul tratamentului cu AT3 (vezi Figura 6.5.c), efectuat la 950°C peste temperatura transus- $\beta$  a aliajului Ti-6246 ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), timp de 30 de minute, după cazul HD3 efectuat la 1000°C peste temperatura transus- $\beta$ , se poate observa recristalizarea completă în grăunții deformați în afară de regenerarea completă a coloniilor deformate Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  din cazul HD3 cu structuri alternative subțiri lamelare/aciculare, separate prin limitele de grăunte ce prezintă orientări spațiale preferate. Se poate observa creșterea continuă a mărimii grăunților și scăderea grosimii structurilor asemănătoare lamelare/ aciculare în comparație cu cazul tratamentului cu AT2 și formarea morfologiei Widmanstätten. De asemenea, nu se observă faze secundare în cadrul microstructurii din cauza duratei adecvate a AT și a vitezei mici de răcire aplicată care tinde să formeze grăunți mari.

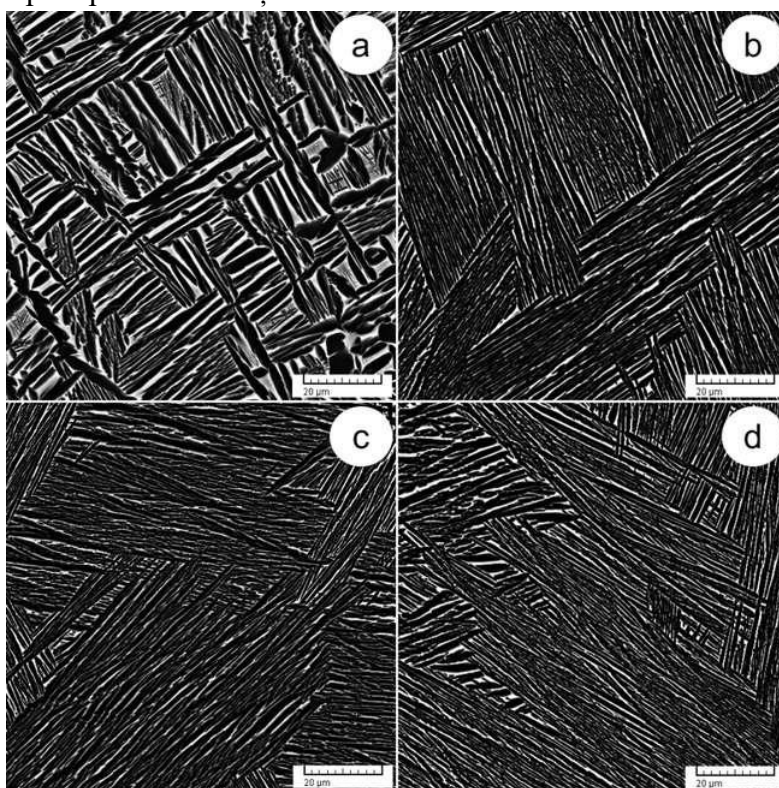


**Figura 6.5** Imagini MO în cazul tratamentului de recoacere (AT1) la 950°C (a); cazul tratamentului de recoacere (AT2) la 950°C (b); caz tratamentul de recoacere (AT3) la 950°C (c); cazul tratamentului de recoacere (AT4) la 950°C (d).

În cazul tratamentului cu AT4 (vezi Figura 6.5.d), efectuat la 950°C peste de transus- $\beta$  a aliajului Ti-6246 (935°C), timp de 30 de minute, după cazul HD4 efectuat la 1100°C cu mult peste temperatura transus- $\beta$ , este posibil să se observe recristalizarea completă a grăunților deformați împreună cu coloniile de Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  care s-au regenerat complet în cazul HD4, ce

formează alternativ structuri lamelare subțiri /aciculare separate de limite de grăunte care prezintă orientări spațiale preferate, iar microstructura include morfologii de tipul Widmanstätten. Grăunții prezintă încă o creștere în dimensiune comparativ cu cazurile AT menționate anterior, cu o dispersie fină a structurilor lamelare/aciculare. Faza secundară Ti- $\alpha$ ' a revenit la faza inițială Ti- $\beta$  datorită condițiilor suficiente ale AT.

Figura 6.6 prezintă imagini MES-BSE tipice ale microstructurii aliajului Ti-6246 pentru cazurile de tratament de recoacere (AT) la aceeași temperatură aplicată. Observațiile cazului de tratament AT1 (a se vedea Figura 6.6.a) sunt recristalizarea completă a grăunților deformați și rafinarea coloniilor deformați Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  separate de limitele de grăunte care formează structuri alternative de lamele subțiri/plăci comparativ cu cazul HD1. Coloniile Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  prezintă orientări spațiale preferate în interiorul grăunților. Dispersia fină a structurii lamelare în matricea fazei Ti- $\beta$  este încă prezentă ca și în cazul HD1, pentru a optimiza textura coloniilor deformați Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  și apariția morfologiei Widmanstätten, iar fazele secundare nu s-au găsit în acest caz în timpul aplicării condițiilor AT.



**Figura 6.6** Imagini MES-BSE ale cazului tratamentului de recoacere (AT1) la 950°C (a); cazul tratamentului de recoacere (AT2) la 950°C (b); cazul tratamentului de recoacere (AT3) la 950°C (c); cazul tratamentului de recoacere (AT4) la 950°C (d).

Având în vedere cazul tratamentului cu AT2 (a se vedea Figura 6.6.b), se pot observa grăunți complet recristalizați care pot fi observați în cazul HD2 și colonii deformați Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  care se finalizează complet alternând cu structuri subțiri lamelare separate de limitele de grăunte cu orientări spațiale preferate în interiorul grăunților, de asemenea, creșterea mărimii granulelor poate fi observată în comparație cu cazul tratamentului AT1 datorită vitezei mici de răcire. După cum s-a observat, are loc optimizarea texturii coloniilor Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  deformați și prezența morfologiei Widmanstätten în microstructură comparativ cu cazul HD2. Acest caz nu a experimentat prezența fazelor secundare induse termic din fazele inițiale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  ca urmare a condițiilor AT aplicate. Examinând cazul tratamentului cu AT3 (vezi Figura 6.6.c), este

posibil să observăm că grăunții deformați recrystalizează complet și coloniile Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  deformatate s-au regenerat complet în comparație cu cazul HD3, iar acest caz conține structuri subțiri lamelare/aciculare separate de limita de grăunte care prezintă orientări spațiale preferate, iar grăunții au crescut în continuare în dimensiune comparativ cu cazul tratamentului cu AT2. Pe lângă prezența morfologiei Widmanstätten, se poate observa o optimizare semnificativă în textura coloniilor deformatate Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  și o creștere a grosimii acestora comparativ cu cazul HD3. În cadrul microstructurii acestui caz, nu s-au observat faze secundare din cauza condițiilor aplicate de AT. Când se analizează cazul tratamentului cu AT4 (vezi Figura 6.6.d), se poate observa recrystalizarea completă a grăunților deformați și regenerarea completă a coloniilor deformatate Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  în comparație cu cazul HD4 și formarea structurilor subțiri lamelare/aciculare alternative, separate de limita de grăunte cu orientări spațiale preferate, pe lângă creșterea continuă a dimensiunii grăunților în comparație cu cazurile de AT menționate anterior. De asemenea, se poate observa zona mare de joncțiune a grăunților. Are loc optimizarea coloniilor Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  deformatate și creșterea grosimii acestora în comparație cu cazul HD4 pot vedea, pe lângă prezența morfologiei Widmanstätten, și întoarcerea fazei secundare Ti- $\alpha$ '' apărute în cazul HD4 la faza inițială Ti- $\beta$  datorită condițiilor AT aplicate.

## 6.2. Evoluția proprietăților mecanice în timpul prelucrării termomecanice

Prin ingineria curbelor de solicitare-tensiune obținute din testarea la tracțiune pentru toate cazurile prelucrate termomecanic, pe lângă micro-duritate (HV1) s-au determinat următoarele proprietăți mecanice: rezistența finală la tracțiune ( $\sigma_{UTS}$ ), rezistența la curgere de 0.2% ( $\sigma_{0.2\%}$ ), alungirea la rupere ( $\epsilon_f$ ) în timpul testării la tracțiune. Tabelul 6.2 prezintă valorile proprietăților mecanice luate în considerare.

Tabelul 6.2

Proprietăți mecanice înregistrate pentru aliajul Ti-6246 prelucrat în primul program experimental

Starea structurală	Proprietăți mecanice			
	Microduritate, HV1	Limita maximă de rezistență, $\sigma_{UTS}$ [MPa]	Limita de curgere, $\sigma_{0.2\%}$ [MPa]	Alungirea la rupere, $\epsilon_f$ [%]
Ca-primit ( <b>AR</b> )	305.2±16.9	1057±14	967±11	12.9±1.8
Deformat la cald la 800°C ( <b>HD1</b> )	331.4±7.1	1101±12	972±11	3.5±0.8
Deformat la cald la 900°C ( <b>HD2</b> )	291.6±4.6	1015±11	908±12	5.1±0.5
Deformat la cald la 1000°C ( <b>HD3</b> )	292.1±9.2	1007±12	901±10	5.5±0.4
Deformat la cald la 1100°C ( <b>HD4</b> )	295.4±5.1	1001±11	901±12	5.8±0.5
HD1 + Tratamentul de recoacere: T = 950°C; t = 30min; FQ <sup>(a)</sup> ( <b>AT1</b> )	323.1±14.2	1184±13	1051±13	8.3±1.1
HD2 + Tratamentul de recoacere: T = 950°C; t = 30min; FQ <sup>(a)</sup> ( <b>AT2</b> )	333.7±20.2	1191±12	1057±15	8.2±0.9
HD3 + Tratamentul de recoacere: T = 950°C; t = 30min; FQ <sup>(a)</sup> ( <b>AT3</b> )	341.3±18.5	1208±13	1063±13	7.5±1.1
HD4 + Tratamentul de recoacere: T = 950°C; t = 30min; FQ <sup>(a)</sup> ( <b>AT4</b> )	356.5±25.1	1221±11	1072±12	6.2±0.8
(a) Răcirea cuptorului (FQ).				

Proprietățile de rezistență în cazul HD1 au crescut ușor, în timp ce plasticitatea a scăzut semnificativ în comparație cu aliajul Ti-6246 (AR), ca urmare a precipitațiilor lamelare fine ale fazei Ti- $\alpha$  în faza Ti- $\beta$ , împreună cu apariția defectelor în microstructură, confirmând observațiile microstructurale MO și MES-BSE (Figura 6.3.a și 6.4.a). Proprietățile de rezistență în cazul HD2 au scăzut, iar plasticitatea a crescut comparativ cu cazul HD1, datorită gradului de deformare mai mare în microstructură, rezultând în absența precipitațiilor lamelare fine ale fazei Ti- $\alpha$  în faza Ti- $\beta$ , și scăderea fracției volumetrică a fazei Ti- $\alpha$  și creșterea fracțiunii volumetrică a fazei Ti- $\beta$ , confirmând observațiile microstructurale MO și MES-BSE (Figura 6.3.b și 6.4.b). Microdurețea în cazul HD3 a prezentat o creștere foarte ușoară comparativ cu cazul HD2 datorită mecanismului de durificare, în timp defectele din microstructură au crescut, provocând o creștere a durezzații materialului. În testul de tracțiune, proprietățile de rezistență au scăzut ușor, în timp ce plasticitatea a crescut ușor în comparație cu cazul HD2 datorită procesării termomecanice efectuate în câmpul fazei Ti- $\beta$ , micșorând fracția volumetrică a fazei Ti- $\alpha$  și măbind fracția volumetrică a fazei Ti- $\beta$ , susținând observațiile microstructurale MO și MES-BSE (Figura 6.3.c și 6.4.c). Cazul HD4 efectuat în câmpul de fază Ti- $\beta$  a arătat o creștere continuă a fracției volumetrică a fazei Ti- $\beta$  și o scădere a fracției volumetrică a fazei Ti- $\alpha$  în plus față de generarea de particule de întărire a fazei secundare Ti- $\alpha$  dispersată în matricea fazei Ti- $\beta$ , pe baza acestor observații, cazul HD4 prezentând o ușoară creștere a micro-dureității și plasticității și o ușoară scădere a proprietăților de rezistență, susținând observațiile microstructurale MO și MES-BSE (Figura 6.3.d și 6.4.d).

În cazurile de tratament de recoacere (AT), proprietățile mecanice au prezentat evoluții importante în funcție de analiza microstructurii (vezi Figura 6.5 și 6.6) și, dacă condițiile de tratament sunt suficiente, duc la recristalizarea grăunților deformați, precum și regenerarea coloniilor deformate Ti- $\alpha$ / Ti- $\beta$ , scăderea defectelor microstructurii deformate și creșterea proprietăților de rezistență și plasticitate în comparație cu cazurile deformate la cald (HD). De asemenea, viteza mică de răcire a împiedicat generarea fazelor secundare în cadrul microstructurii. Microdurețea în cazul tratamentului AT1 a scăzut ușor comparativ cu cazul HD1 din cauza eliminării tensiunilor. Proprietățile de rezistență și plasticitate ale testării la tracțiune au crescut ca urmare a recristalizării și regenerării microstructurii aliajului în condițiile aplicate de AT, în conformitate cu observațiile microstructurale MO și MES-BSE (Figura 6.5.a și 6.6.a). Proprietățile de rezistență și plasticitate au crescut în cazul tratamentului AT2 comparativ cu cazul HD2 și AT1 datorită aplicării AT peste temperatura de tranziție a aliajului pentru microstructura deformată, apropiată de temperatura de tranziție a aliajului, ducând la modificarea deformărilor care apar în microstructură și nu avut loc o creștere mare a proprietăților de rezistență comparativ cu cazul tratamentului AT1 datorită dimensiunii mari a grăunților, unde din punct de vedere mecanic, proprietățile mecanice favorizează grăunți mai mici dacă se doresc proprietăți de rezistență mai mari, susținând observațiile microstructurale MO și MES-BSE (Figura 6.5.b și 6.6.b). Proprietățile de rezistență și plasticitate au crescut în cazul tratamentului AT3 comparativ cu cazul HD3 datorită efectului condițiilor AT aplicate, modificând microstructura deformată a aliajului Ti-6246, arătând o îmbunătățire a proprietăților mecanice. În plus, cazul de tratament AT3 a prezentat plasticitate mai mică comparativ cu cazurile de tratament AT1 și AT2 datorită structurilor lamelare grosiere ale fazei Ti- $\alpha$ , crescând rezistența materialului și scăzând proprietatea de plasticitate, confirmând observațiile microstructurale MO și MES-BSE (Figura 6.5.c și 6.6.c). Microdurețea a crescut în cazul tratamentului AT4 comparativ cu cazul HD4 și cazul AT3, datorită condițiilor AT

aplicate. Proprietățile de rezistență și plasticitate au crescut în cazul tratamentului cu AT4 comparativ cu cazul HD4, în timp ce plasticitate a scăzut în acest caz comparativ cu cazurile de tratament de recoacere menționate mai sus datorită structurilor lamelare mai grosiere ale fazei Ti- $\alpha$  din matricea fazei Ti- $\beta$ , pe lângă degradarea fazei secundare Ti- $\alpha$  și întoarcerea la faza inițială Ti- $\beta$ , provocând acest comportament și confirmând observațiile microstructurale MO și MES-BSE (Figura 6.5.d și 6.6.d).

### 6.3. Concluzii

A fost aplicată o rută de procesare termomecanică în studiu prezent pentru a investiga evoluțiile care au loc în microstructura și proprietățile mecanice ale aliajului Ti-6246. Concluziile sintetizate sunt prezentate după cum urmează:

- În timpul deformărilor plastice la cald, efectuate la temperaturi diferite de la 800°C la 1100°C, s-au produs deformări de severitate diferită în grăunții inițiali, pe lângă deformări în textura fazelor constitutive Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  ale aliajului Ti-6246, unde în cazurile de deformare la cald realizate sub temperatura transus- $\beta$  la 800°C și 900°C, deformările au fost scăzute comparativ cu deformările efectuate peste temperatura transus- $\beta$  la 1000°C și 1100°C, prin urmare este posibil să se continue cu deformarea la cald efectuată la temperaturi nu prea îndepărtate de temperatura de tranziție a aliajului (temperatura  $\beta$ -transus  $\approx$  935°C) în programele experimentale ulterioare pentru a investiga efectele deformării la cald asupra proprietăților mecanice finale ale materialului. Aceste deformări cresc defectele din microstructura aliajului. În consecință, proprietățile de rezistență și plasticitate au scăzut. Nici o fază secundară nu a precipitat în cazurile de deformare la cald, cu excepția celei efectuate la 1100°C, unde faza secundară Ti- $\alpha$  generată din faza inițială Ti- $\beta$ .
- În timpul tratamentelor de recoacere, efectuate la o temperatură fixă de 950°C, cu o durată de tratament de 30 de minute și răcire lentă, grăunții deformați și textura coloniilor deformate Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  s-au modificat, micșorând defectele din microstructura aliajului Ti-6246 comparativ cu cazurile de deformare la cald. În consecință, proprietățile de rezistență și plasticitate au crescut. Nu au precipitat faze secundare în cazurile tratamentelor de recoacere.

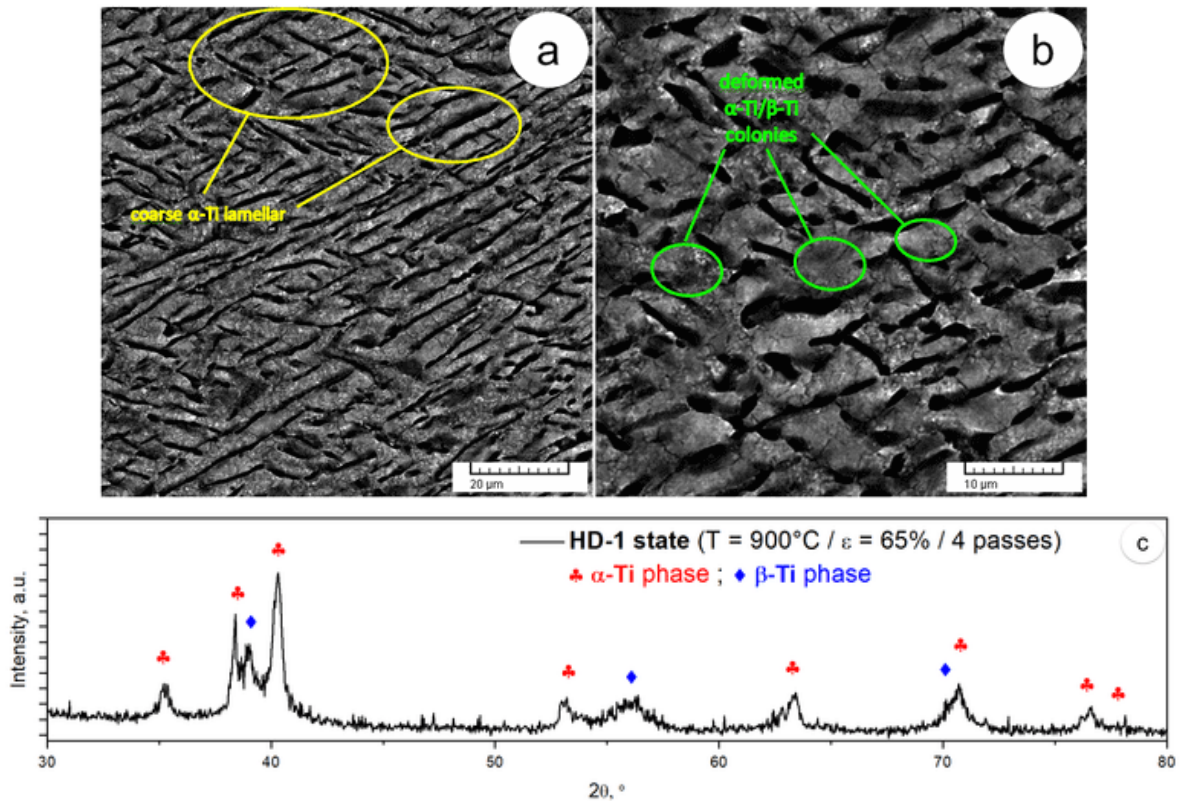
## Capitolul 7: Rezultate și discuții (Program experimental II)

### 7.1. Evoluția microstructurală în timpul prelucrării termomecanice

#### 7.1.1. Analiza microstructurală a cazului de deformare la cald (HD2)

Figura 7.1 prezintă imaginile microstructurale tipice MES-BSE la diferite mărimi și imaginea spectrelor DRX ale aliajului Ti-6246 deformat la cald (HD2). Se poate observa deformarea scăzută a grăunților inițiali care prezintă morfologie alungită de-a lungul RD (vezi Figura 7.1.a), din cauza temperaturii de deformare (900°C) realizată sub temperatura apropiată de temperatura transus- $\beta$  a aliajului Ti-6246, care este de 935°C și deformarea ridicată aplicată (gradul de deformare totală  $\approx$  59%). Deși limitele de grăunte nu sunt prezentate în Figura 7.1, se poate spune că tind să se alinieze de-a lungul RD, iar coloniile deformate Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  sunt separate prin limite groase. Coloniile inițiale grosiere Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  prezintă orientări spațiale diferite de coloniile inițiale din cazul (AR) și este posibil să se vadă deformarea ridicată a

texturii coloniilor secundare Ti- $\alpha$ / Ti- $\beta$  cu o grosime medie de aproximativ 15 $\mu$ m (vezi Figura 7.1.b). Spectrele DRX în cazul HD2 (vezi Figura 7.1.c) arată că vârfurile de difracție ale fazelor Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  caracterizate prin lățimi mari (lărgirea vârfului), indicând o mărime mică a grăunților pentru ambele faze Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$ .

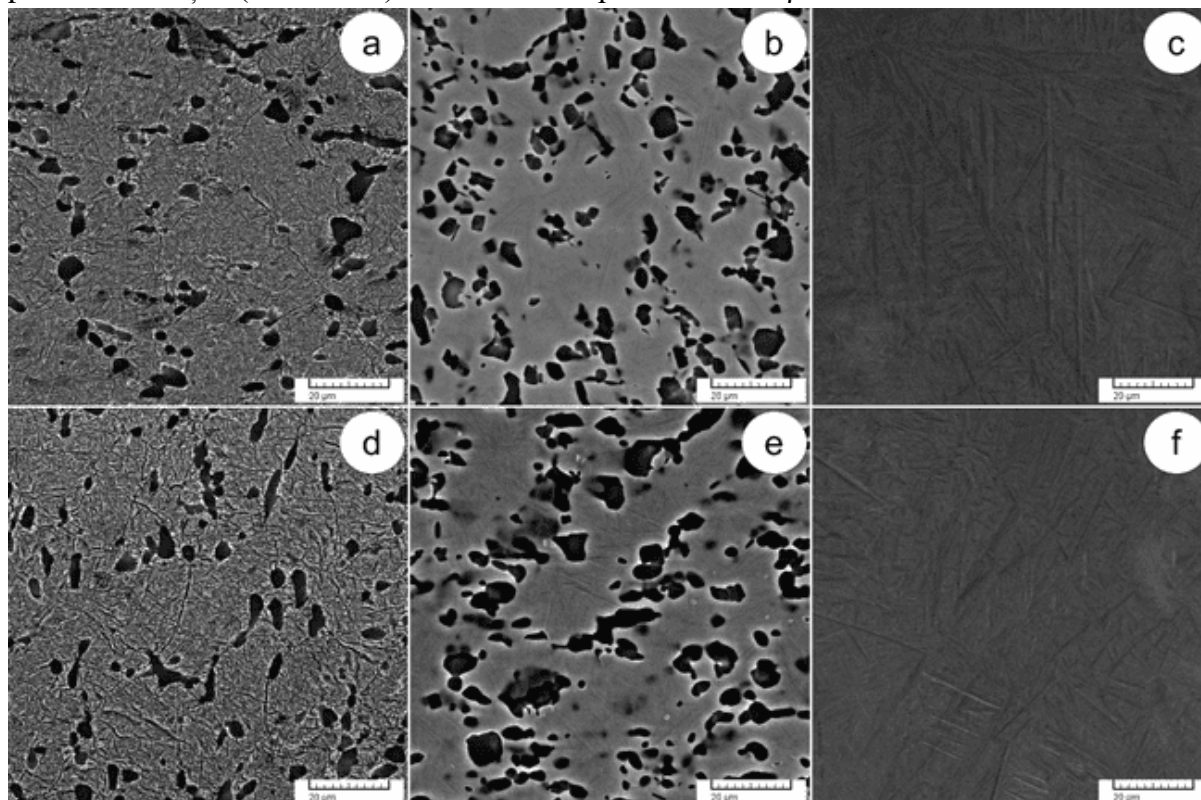


**Figura 7.1** Imagini MES-BSE în cazul deformării la cald (HD2) la diferite mărimi (a și b); Spectrele DRX ale cazului HD2 (c).

### 7.1.2. Analiza microstructurală în cazul de tratamentului de punere cu soluție (ST)

Figura 7.2 prezintă imagini microstructurale tipice MES-BSE ale aliajului Ti-6246 tratat cu punere în soluție (ST) la diferite temperaturi și durate. În cazul tratamentului ST 1.1 (vezi Figura 7.2.a), realizat cu mult sub temperatura transus- $\beta$  (935°C), este posibil să observăm că grăunții deformați s-au recrystalizat complet. Pe lângă prezența urmelor de limite ale coloniilor deformați anterior, atât fazele Ti- $\alpha$ , cât și cele Ti- $\beta$  au fost complet regenerate sub formă de structuri subțiri de lamele/plăci, care prezintă orientarea spațială preferată, în plus față de morfologiile grosiere aleatorii/neregulate ale faza inițiale Ti- $\alpha$ . Acest caz a evidențiat, de asemenea, o prezență a structurii aciculare cu textură fină identificată ca o fază Ti- $\alpha'$ , iar această fază a apărut împreună cu fazele inițiale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  ca urmare a răcirii rapide la temperatura ambiantă. Faza secundară Ti- $\alpha'$  posedă sistemul cristalin HCP ca și în cazul sistemului cristalin al fazei inițiale Ti- $\alpha$  și prezintă o orientare spațială preferată cu faza inițială Ti- $\alpha$  bazată pe relația specială Burgers între fazele  $\alpha$ -Ti/ Ti- $\alpha'$ . În cazul tratamentului ST 3.1 (vezi Figura 7.2.b), efectuat sub temperatura apropiată de temperatura transus- $\beta$  ( $\approx$  935°C), se poate observa că grăunții deformați s-au recrystalizat semnificativ, rezultând în formarea aleatorie/neregulată de morfologii grosiere ale fazei inițiale Ti- $\alpha$  pe lângă urmele structurale de lamele/plăci subțiri ale fazelor inițiale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$ . Grosimea medie a lamelor Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  prezintă o grosime mai mare comparativ cu cazul de tratament ST 1.1. Se poate observa că faza secundară Ti- $\alpha'$ , cu o morfologie asemănătoare plăcilor, fin dispersată, în faza inițială Ti- $\alpha$ , ca o consecință a răcirii

rapide la temperatura ambiantă. Observațiile cazului de tratament ST 5.1 (vezi Figura 7.2.c), efectuate peste temperatura transus- $\beta$  ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), constau în faptul că microstructura posedă o morfologie tip basket-weave, iar o răcire rapidă de la  $1000^\circ\text{C}$  până la temperatura ambiantă produce o microstructură care conține un amestec structural de dispersie lamelară/aciculară fină și plăci paralele de dimensiuni mari. Aceste plăci paralele reprezintă o fază secundară Ti- $\alpha'$  formată datorită răcirii rapide la temperatura ambiantă a fazei Ti- $\beta$ . Faza Ti- $\alpha'$  are un sistem cristalin ortorombic cu orientare spațială preferată și faza inițială Ti- $\beta$  bazată pe relația specială Burgers între fazele Ti- $\beta$ /Ti- $\alpha'$ . Merită menționat faptul că faza inițială Ti- $\alpha$  cu morfologii grosiere aleatoare/neregulate s-a topit complet în acest caz datorită tratamentului de punere în soluție (caz ST 5.1) efectuat în câmpul de fază Ti- $\beta$ .

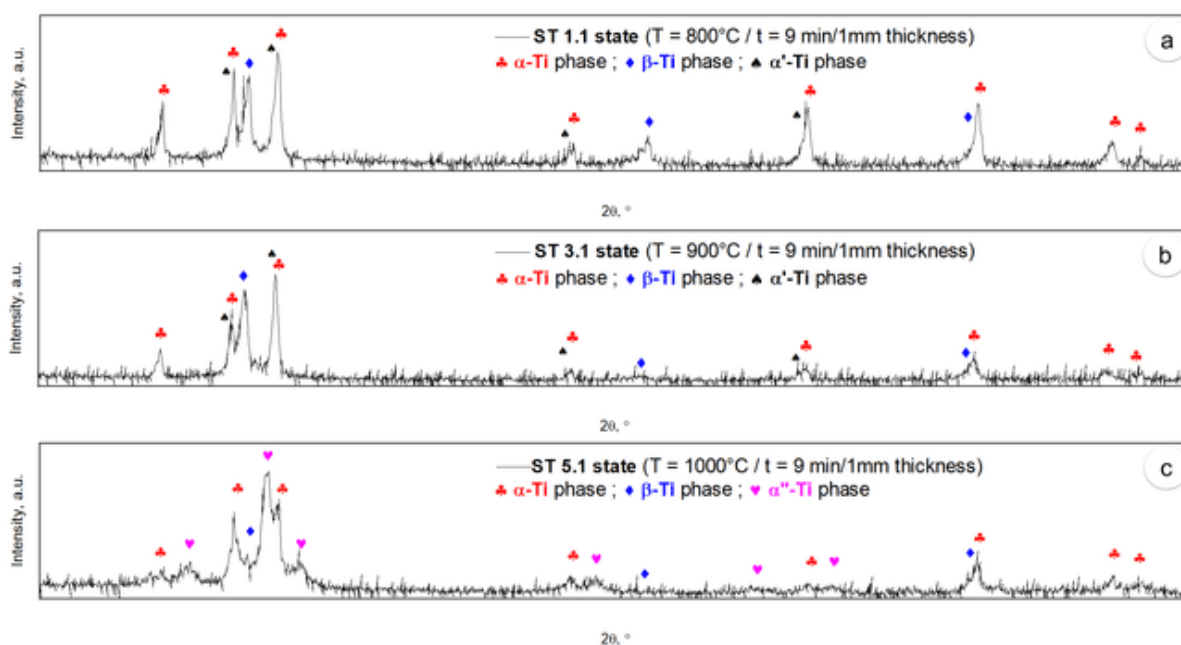


**Figura 7.2** Imagini MES-BSE ale tratamentului de punere în soluției la  $800^\circ\text{C}$  (ST 1.1) cazul (a); tratamentul de punere în soluție la  $900^\circ\text{C}$  (ST 3.1) cazul (b); tratamentul de punere în soluție la  $1000^\circ\text{C}$  (ST 5.1) cazul (c); tratamentul de punere în soluție la  $800^\circ\text{C}$  (ST 2.1) cazul (d); tratamentul de punere în soluție la  $900^\circ\text{C}$  (ST 4.1) cazul (e); tratamentul de punere în soluție la  $1000^\circ\text{C}$  (ST 6.1) cazul (f).

În cazul tratamentului ST 2.1 (vezi Figura 7.2.d), efectuat cu mult sub temperatura transus- $\beta$  ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), se poate observa că grăunții deformați s-au recristalizat complet. Ambele faze Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  au fost complet regenerate ca structuri alternative sub formă de lamele subțiri/plăci cu orientare spațială preferată și morfologii grosiere aleatorii/neregulate ale fazei inițiale Ti- $\alpha$ , în plus față de prezența urmelor de limite ale coloniilor deformate anterior. Faza secundară Ti- $\alpha'$  cu sistemul cristalin HCP ca și în cazul sistemului cristalin inițial a fazei Ti- $\alpha$ , s-a format datorită răcirii rapide la temperatura ambiantă cu fazele inițiale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  și conține o dispersie fină a structurii aciculare în cadrul fazei Ti- $\alpha$ , care prezintă orientare spațială preferată cu faza Ti- $\alpha$  pe baza relației speciale Burgers între fazele Ti- $\alpha$ /Ti- $\alpha'$ . În cazul tratamentului ST 4.1 (vezi Figura 7.2.e), efectuat sub temperatura apropiată de temperatura transus- $\beta$  ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), este posibil să se observe că grăunții deformați s-au recristalizat în mod semnificativ, iar microstructura conține morfologii aleatorii/neregulate grosiere ale fazei inițiale Ti- $\alpha$  și urme

structurale de lamele/plăci subțiri ale fazelor inițiale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$ . Acest caz prezintă grosimea medie a lamelilor Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  mai mare decât grosimea lamelilor Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  din cazul tratamentului ST 2.1. Se poate observa apariția fazei secundare Ti- $\alpha'$ , cu dispersie fină a morfologiei plăcilor din faza inițială Ti- $\alpha$ , datorită răcirii rapide la temperatura ambiantă. Analizând cazul tratamentului ST 6.1 (vezi Figura 7.2.f), efectuat peste temperatura transus- $\beta$  (935°C), se poate observa că microstructura posedă o morfologie de tip basket-weave. În timpul răcirii rapide de la temperatura de 1000°C până la temperatura ambiantă, microstructura este formată dintr-un amestec structural de dispersie fină lamelară/aciculară și plăci paralele de dimensiuni mari formate în microstructură. Aceste plăci paralele aparținând fazei secundare Ti- $\alpha'$  formate datorită răcirii rapide în câmpul de fază Ti- $\beta$ , iar faza Ti- $\alpha'$  are sistemul cristalin ortorombic și prezintă o orientare spațială preferată cu faza inițială Ti- $\beta$  în funcție de relația specială Burgers între fazele Ti- $\beta$ / Ti- $\alpha'$ . Trebuie luată în considerare absența completă a fazei inițiale Ti- $\alpha$ , conținând în acest caz morfologii grosiere aleatorii/neregulate datorită încălzirii peste transus- $\beta$  ( $\approx$  935°C).

Fig. 7.3 prezintă spectrele DRX tipice ale stărilor tratamentului de punere în soluție (ST) la diferite temperaturi. În cazul tratamentului ST 1.1, efectuat mult sub temperatura transus- $\beta$  ( $\approx$  935°C), se pot observa vârfuri de difracție aparținând fazelor Ti- $\beta$ , Ti- $\alpha$  și Ti- $\alpha'$  (vezi Figura 7.3.a). Faza Ti- $\beta$  cristalizează în sistemul cristalin BCC, cu parametri de rețea apropiați de  $a = 0,327$  nm. Fazele Ti- $\alpha$  și Ti- $\alpha'$  cristalizează în sistemul cristalin HCP și ambele prezintă parametri de rețea apropiați (aproșiți de  $a = 0.294$ nm și  $c = 0.467$ nm) și, astfel, dificil de distins între ei. Diferențele între parametrii rețelei se datorează suprasaturării elementelor stabilizatoare- $\beta$  în faza Ti- $\alpha'$  comparativ cu faza Ti- $\alpha$ .



**Figura 7.3** Spectrele DRX ale tratamentului de punere în soluției la 800°C (ST 1.1) cazul (a); tratamentul de punere în soluție la 900°C (ST 3.1) cazul (b); tratamentul de punere în soluție la 1000°C (ST 5.1) cazul (c).

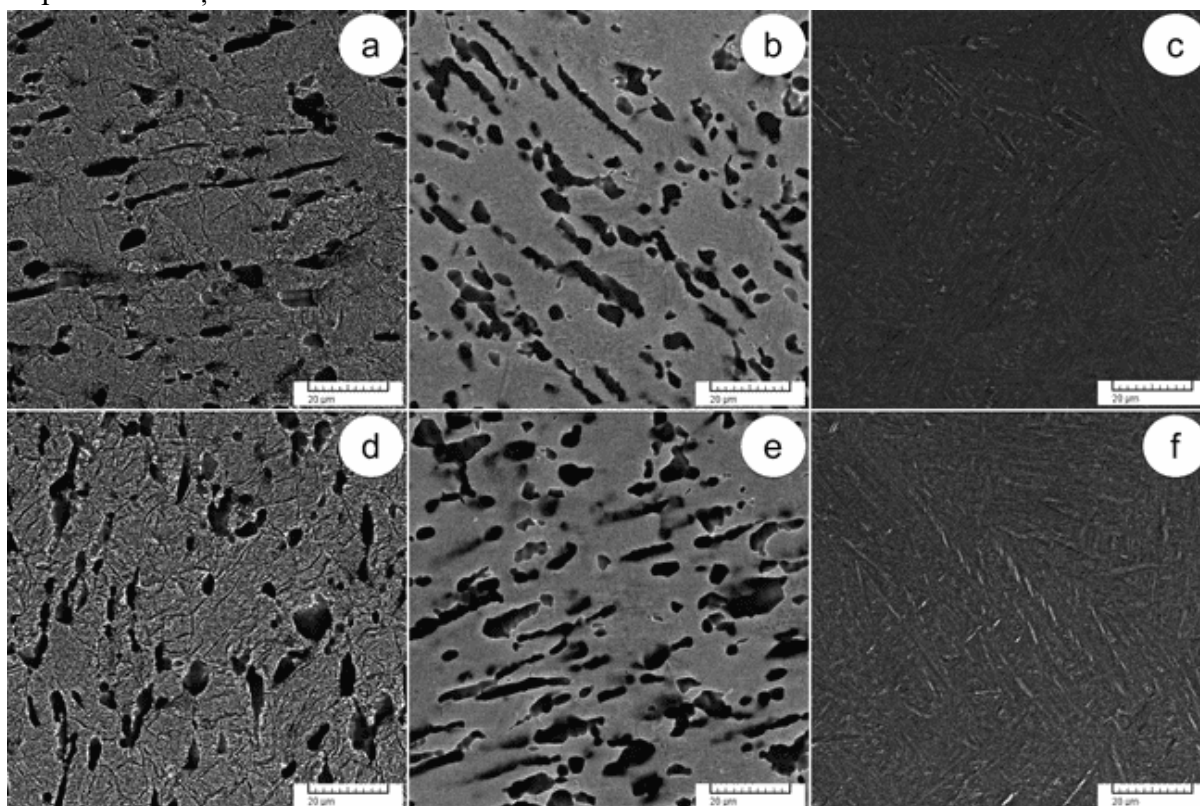
În cazul tratamentului ST 3.1, efectuat sub temperatura de tranziție a aliajului ( $\approx$  935°C), se pot vedea vârfuri de difracție aparținând fazelor Ti- $\beta$ , Ti- $\alpha$  și Ti- $\alpha'$  (vezi Figura 7.3.b). Analizând intensitățile relative ale vârfurilor de difracție, se poate observa tendința texturii fazei de-a lungul anumitor direcții cristalografice, sugerând creșterea preferată a grăunților cristalografici



la toate fazele, susținând observațiile microstructurale MES-ESB (vezi Figura 7.2.b). În cazul tratamentului ST 5.1, efectuat peste temperatura transus- $\beta$  ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), se pot observa vârfuri de difracție aparținând fazelor Ti- $\alpha$ , Ti- $\beta$ , Ti- $\alpha''$  și posibil faza Ti- $\alpha'$  (vezi Figura 7.3.c). Datorită încălzirii la  $1000^\circ\text{C}$ , adică în câmpul de fază Ti- $\beta$ , în timpul răcirii rapide la temperatura ambiantă, a fost generată faza Ti- $\alpha''$ . Faza Ti- $\alpha''$  cristalizează în sistemul cristalin ortorombic, cu parametri de rețea apropiați de  $a = 0.296\text{nm}$ ,  $b = 0.496\text{nm}$  și  $c = 0.468\text{nm}$ . Datorită parametrilor de rețea apropiați ai fazelor Ti- $\alpha$  și Ti- $\alpha'$ , a fost luată în considerare doar faza Ti- $\alpha$ . Analizând intensitățile relative ale vârfurilor de difracție, se pot observa direcții de textură care arată creșterea preferată a tuturor fazelor din grăunții cristalografici, susținând observațiile microstructurale MES-ESB (vezi Figura 7.2.c). În toate cazurile, dacă se analizează lățimea vârfurilor de difracție (vârfurile se extind) se poate observa că vârfurile indică grăunți de dimensiuni mici pentru toate fazele observate, susținând observațiile microstructurale MES-BSE (vezi Figura 7.2.a - c).

### 7.1.3. Analiza microstructurală în cazul tratamentului de îmbătrânire (A)

Figura 7.4 prezintă imagini microstructurale tipice MES-ESB ale aliajului Ti-6246 supus tratamenetului de îmbătrânire (A) la temperatură și durată stabilite după tratamentul de punere în soluție (ST). Microstructura cazului de tratament ST 1.1 + A 1.2 (vezi Figura 7.4.a) arată același concept morfologic comparativ cu cazul de tratament ST 1.1 constând în dispersia texturală a fazelor inițiale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  descrise anterior ca morfologii grosiere aleatorii/neregulate ale fazei inițiale Ti- $\alpha$  și structuri alternative sub formă de lamele subțiri/plăci ale fazelor inițiale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  care prezintă o orientare spațială preferată, așa cum se pot observa și urmele de limite ale coloniilor.



**Figura 7.4** Imagini MES-BSE ale tratamentului de îmbătrânire la  $600^\circ\text{C}$  (A 1.2) cazul (a); tratament de îmbătrânire la  $600^\circ\text{C}$  (A 3.2) cazul (b); tratament de îmbătrânire la  $600^\circ\text{C}$  (A 5.2) cazul (c); tratament de îmbătrânire la  $600^\circ\text{C}$  (A 2.2) cazul (d); tratament de îmbătrânire la  $600^\circ\text{C}$  (A 4.2) cazul (e); tratament de îmbătrânire la  $600^\circ\text{C}$  (A 6.2) cazul (f).

În aplicarea tratamentului de îmbătrânire, faza secundară Ti- $\alpha'$  cu textură aciculară fină nu a fost observată, indicând faptul că tratamentul de îmbătrânire efectuat la 600°C cu o durată de tratament de 6h este suficient pentru a induce transformarea fazei secundare Ti- $\alpha'$  în faza inițială Ti- $\alpha$ . Cazul tratamentului ST 3.1 + A 3.2 (vezi Fig. 7.4.b) prezintă același aspect morfologic în comparație cu cazul tratamentului ST 3.1 în ceea ce privește morfologiile grosiere aleatoare/neregulate ale fazei inițiale Ti- $\alpha$  dispersate în matricea fazei Ti- $\beta$ , dar, pe de altă parte, este posibil să observăm că structurile asemănătoare lamelor/plăcilor din fazele inițiale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  sunt de dimensiuni delicatese în cadrul microstructurii în comparație cu cazul ST 3.1. Faza secundară Ti- $\alpha'$  se transformă în faza inițială Ti- $\alpha$  în timpul aplicării tratamentului de îmbătrânire. Analizând cazul de tratament ST 5.1 + A 5.2 (vezi Figura 7.4.c), se poate observa că microstructura prezintă morfologia tipului de țesut de coș și implică structuri lamelare subțiri/plăci alternative a fazelor Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$ . Nu s-au observat faze secundare Ti- $\alpha'$ /Ti- $\alpha''$  în microstructura acestui caz, deoarece tratamentul de îmbătrânire a transformat fazele secundare Ti- $\alpha'$ /Ti- $\alpha''$  în fazele inițiale Ti- $\alpha$  / Ti- $\beta$ .

Imaginile MES-BSE ale cazului de tratament ST 2.1 + A 2.2 (vezi Figura 7.4.d) afișează același caracter morfologic cu cazul de tratament ST 2.1 constând din dispersia texturală a fazelor inițiale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$ . Această dispersie texturală include prezența urmelor de limite ale coloniilor și morfologii grosiere aleatorii/neregulate ale fazei inițiale Ti- $\alpha$ , în plus față de structurile alternative sub formă de lamele subțiri/plăci ale fazelor inițiale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  cu orientare spațială preferențiată. Tratamentul îmbătrânirii induce faza secundară Ti- $\alpha'$  să se transforme în faza inițială Ti- $\alpha$ , ceea ce înseamnă că temperatura și durata tratamentului de îmbătrânire sunt suficiente pentru ca aceste transformări să aibă loc. Microstructura cazului de tratament ST 4.1 + A 4.2 (vezi Figura 7.4.e) prezintă aceeași natură morfologică cu cazul de tratament ST 4.1 în ceea ce privește morfologiile grosiere aleatorii/neregulate ale fazei inițiale Ti- $\alpha$  dispersate în matricea fazei Ti- $\beta$  luând în considerare a dimensiunile mici ale structurilor de tip lamelă/placă a fazelor inițiale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  din microstructură în comparație cu cazul de tratament ST 4.1. De asemenea, tratamentul de îmbătrânire determină transformarea fazei secundare Ti- $\alpha'$  în faza inițială Ti- $\alpha$ . Având în vedere cazul de tratament ST 6.1 + A 6.2 (vezi Figura 7.4.f), se poate observa că microstructura conține morfologii tip coș-țesut și structuri lamelare/aciculaer fine pe lângă plăcile paralele mari ca dimensiune din microstructură, ca o consecință a răcirii rapide la temperatura de 1000°C până la temperatura ambiantă. Fazele secundare Ti- $\alpha'$ /Ti- $\alpha''$  care au apărut în interiorul microstructurii au revenit la fazele inițiale Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  în timpul tratamentului de îmbătrânire datorită condițiilor adecvate tratamentului de îmbătrânire.

## 7.2. Comportamentul mecanic în timpul prelucrării termomecanice

### 7.2.1. Evoluția proprietăților mecanice în timpul prelucrării termomecanice

Parametrii înregistrați ai proprietăților mecanice: rezistență la tracțiune finală ( $\sigma_{UTS}$ ), rezistență la curgere de 0.2% ( $\sigma_{0.2\%}$ ), alungirea la rupere ( $\epsilon_f$ ) în timpul testării la tracțiune și micro-duritate (HV1). Tabelul 7.1 prezintă valorile parametrilor înregistrați pentru proprietățile mecanice. Cazul deformării la cald a prezentat o creștere relativ mare a micro-durității în comparație cu starea inițială a aliajului Ti-6246 ca urmare a mecanismului de durificare, ceea ce duce la formarea de defecte în microstructură, oferind o întărire suplimentară a aliajului Ti-6246. În cazul testării la tracțiune, proprietățile de rezistență ( $\sigma_{UTS}$  and  $\sigma_{0.2\%}$ ) au crescut ușor în cazul

deformării la cald datorită efectelor deformării scăzute a grăunților inițiali și a texturii alternative a lamelelor/plăcii din faza Ti- $\alpha$  încorporată în matricea fazei Ti- $\beta$ , în timp ce plasticitatea ( $\epsilon_f$ ) a scăzut semnificativ, ca urmare a durificării materialului în comparație cu starea inițială a aliajului Ti-6246, confirmând observațiile microstructurale MES-BSE.

O scădere a micro-durității se observă în cazurile tratamentului ST 1.1 și ST 2.1 comparativ cu cazul de deformare la cald datorită scăderii densității defectelor în microstructură (fenomen de detensionare). La temperatura soluției de 800°C (cazurile de tratament ST 1.1 și ST 2.1), microstructura include fazele inițiale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$ , iar recristalizarea are loc numai în faza Ti- $\alpha$  și restructurarea fazei Ti- $\beta$ . În timpul răcirii rapide, faza inițială Ti- $\alpha$  generează faza secundară Ti- $\alpha'$ , iar faza Ti- $\beta$  nu are transformări fazice secundare. Prin urmare, proprietățile de rezistență și plasticitate arată o creștere semnificativă a testării la tracțiune. Microduritatea cazurilor de tratament ST 3.1 și ST 4.1 a arătat o scădere marcantă datorită densității mai mici a defectelor (fenomen de detensionare) comparativ cu cazurile de tratament ST 1.1 și ST 2.1. La temperatura soluției de 900°C (cazurile de tratament ST 3.1 și ST 4.1), transformarea inițială a fazei Ti- $\alpha$  în faza secundară Ti- $\alpha'$  continuă până când faza Ti- $\alpha'$  are un volum fracțional mai mare comparativ cu tratamente anterioare (cazuri ST 1.1 și ST 2.1) pe lângă fazele inițiale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  din microstructura aliajului, crescând proprietățile rezistenței și plasticității în testarea la tracțiune (vezi Tabelul 7.1). Microduritatea crește ușor în cazurile de tratament ST 5.1 și ST 6.1 comparativ cu cazurile de tratament ST 3.1 și ST 4.1, datorită dispersiei particulelor secundare de fază Ti- $\alpha'$  în matricea fazei Ti- $\beta$ , în cadrul microstructurii aliajului Ti-6246, crescând duritatea materialului. La temperatura soluției de 1000°C (cazurile de tratament ST 5.1 și ST 6.1), microstructura se află într-o singură fază Ti- $\beta$ . În timpul răcirii rapide, faza secundară Ti- $\alpha'$  generată din faza inițială Ti- $\beta$  și transformările Ti- $\beta \rightarrow \text{Ti-}\alpha \rightarrow \text{Ti-}\alpha'$  pot apărea în microstructură. Proprietățile mecanice au fost influențate în mod semnificativ datorită precipitațiilor în faza Ti- $\alpha'$ , deoarece proprietățile de rezistență au scăzut și plasticitate a crescut la testarea la tracțiune.

Cazurile de tratament ST 1.1 + A 1.2 și ST 2.1 + A 2.2 au cunoscut o ușoară creștere a micro-durității comparativ cu cazurile de tratament ST 1.1 și ST 2.1 datorită tratamentului de îmbătrânire aplicat. Pe de altă parte, cazurile de tratament (ST 1.1 + A 1.2 și ST 2.1 + A 2.2) au arătat o scădere a proprietăților de rezistență la testarea la tracțiune și o creștere a plasticității datorită revenirii fazei secundare Ti- $\alpha'$  la faza inițială Ti- $\alpha$ , dând acest efect asupra proprietăților mecanice comparativ cu cazurile de tratament (ST 1.1 și ST 2.1).

Tabelul 7.1

## Proprietăți mecanice înregistrate pentru aliajul Ti-6246 prelucrat în al doilea program experimental

Starea structurală	Proprietăți mecanice			
	Microduritate, HV1	Limita maximă de rezistență, $\sigma_{UTS}$ [MPa]	Limita de curgere, $\sigma_{0.2\%}$ [MPa]	Alungirea la rupere, $\epsilon_f$ [%]
Ca-primit (AR)	305.2±16.9	1057±14	967±11	12.9±1.8
Deformat la cald la 900°C (HD2)	399.8±13.7	1154±14	996±13	3.8±0.8
Tratamentul soluției: T = 800°C; t = 9min/3mm; OQ (ST1.1)	373.5±5.4	1165±13	1008±12	5.3±1.1
Tratamentul soluției: T = 800°C; t = 18min/3mm; OQ (ST2.1)	354.3±8.9	1221±12	1071±14	5.8±0.9
Tratamentul soluției: T = 900°C; t = 9min/3mm; OQ (ST3.1)	301.8±5.8	1357±14	1174±12	6.9±1.2

Tratamentul soluției: T = 900°C; t = 18min/3mm; OQ (ST4.1)	291.6±9.2	1395±11	1184±12	7.2±1.1
Tratamentul soluției: T = 1000°C; t = 9min/3mm; OQ (ST5.1)	320.4±5.9	984±13	785±13	9.7±1.2
Tratamentul soluției: T = 1000°C; t = 18min/3mm; OQ (ST6.1)	306.8±8.1	1074±10	844±11	10.4±1.4
ST1.1 + Tratament îmbătrânire: T = 600°C; t = 6h; AQ (A1.2)	397.8±9.1	1089±11	966±13	8.1±1.3
ST2.1 + Tratament îmbătrânire: T = 600°C; t = 6h; AQ (A2.2)	402.2±5.7	1088±13	959±10	8.3±1.4
ST3.1 + Tratament îmbătrânire: T = 600°C; t = 6h; AQ (A3.2)	428.1±5.3	1284±12	1101±14	15.4±1.2
ST4.1 + Tratament îmbătrânire: T = 600°C; t = 6h; AQ (A4.2)	430.1±5.5	1289±10	1097±12	15.6±1.3
ST5.1 + Tratament îmbătrânire: T = 600°C; t = 6h; AQ (A5.2)	442.6±3.7	1170±11	986±13	6.9±1.2
ST6.1 + Tratament îmbătrânire: T = 600°C; t = 6h; AQ (A6.2)	454.2±6.7	1176±13	992±11	7.1±1.4

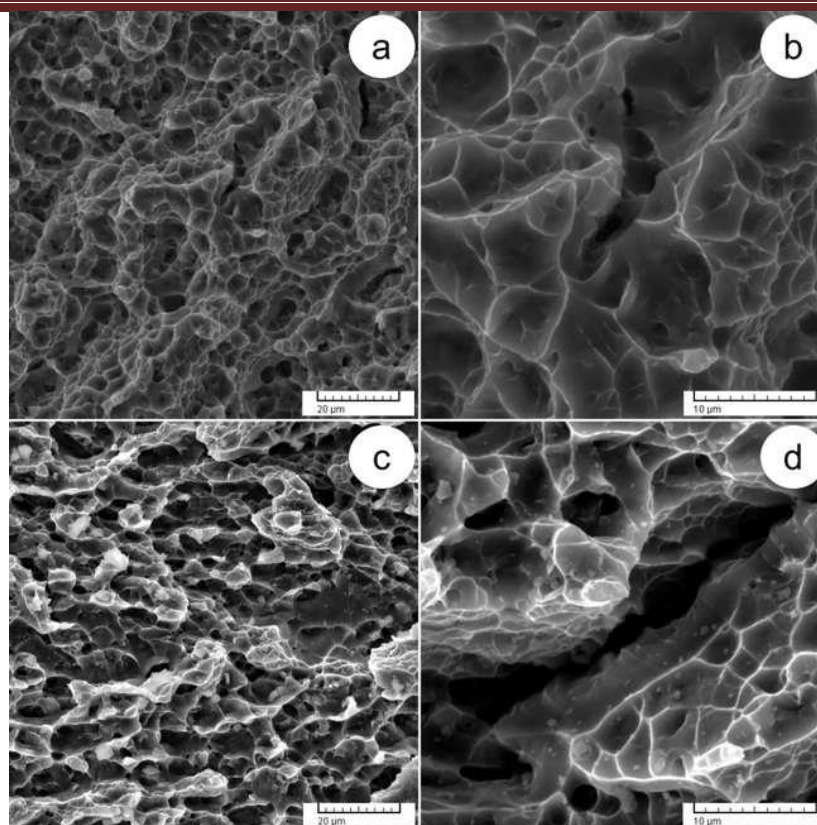
În cazurile de tratament ST 3.1 + A 3.2 și ST 4.1 + A 4.2, microduratea a crescut semnificativ în comparație cu cazurile de tratament ST 3.1 și ST 4.1 în condițiile tratamentului de îmbătrânire. În cazul testării la tracțiune, s-a observat o scădere semnificativă a proprietăților de rezistență în cazurile de tratament ST 3.1 + A 3.2 și ST 4.1 + A 4.2 comparativ cu cazurile de tratament ST 3.1 și ST 4.1 și proprietatea de plasticitate cu cea mai mare alungire a fracturii în cazul prelucrărilor termomecanice. Motivul acestei scăderi a proprietăților de rezistență a testării la tracțiune se datorează condițiilor suficiente pentru tratamentul de îmbătrânire care transformă faza secundară Ti- $\alpha'$  în faza inițială Ti- $\alpha$ , reducând rezistența materialului. Cazurile de tratament ST 5.1 + A 5.2 și ST 6.1 + A 6.2 au arătat o creștere considerabilă a micro-durității comparativ cu cazurile de tratament ST 5.1 și ST 6.1, motivul poate fi probabilitatea de a genera particule de fază Ti- $\alpha$ /Ti- $\omega$  în matricea de fază Ti- $\beta$  din interiorul microstructurii aliajelor Ti-6246, iar aceste particule asigură o durificare suplimentară a materialului. În cazul testării la tracțiune, cazurile de tratament ST 5.1 + A 5.2 și ST 6.1 + A6.2 au arătat o creștere mare a proprietăților de rezistență și o scădere mare a proprietății de plasticitate comparativ cu cazurile de tratament ST 5.1 și ST 6.1. Deși este posibilă absența fazei secundare Ti- $\alpha'$  este posibilă precipitarea foarte fină la dimensiunea nanometrică în faza Ti- $\beta$  generată din faza  $\alpha$ -Ti/ $\omega$ -Ti, servind la durificarea materialului (mecanismul de durificare la îmbătrânire).

### 7.2.2. Analiza suprafețelor de fractură în cazul prelucrării termomecanice

În funcție de examinarea suprafețelor de fractură obținute după testarea la tracțiune, se poate evalua comportamentul la fractură al aliajului Ti-6246 indus de efectul aplicării căii de procesare termomecanică asupra probelor testate.

#### 7.2.2.1. Analiza suprafețe de fractură ale cazuri de aliaj primit (AR) și deformare la cald (HD2)

Figura 7.5 prezintă imagini ale suprafețelor de fractură obținute la diferite mărimi pentru aliajul Ti-6246 inițial (AR) (Figura 7.5.a și b) și cazul de deformare la cald (HD2) la 900°C (Figura 7.5. c și d).



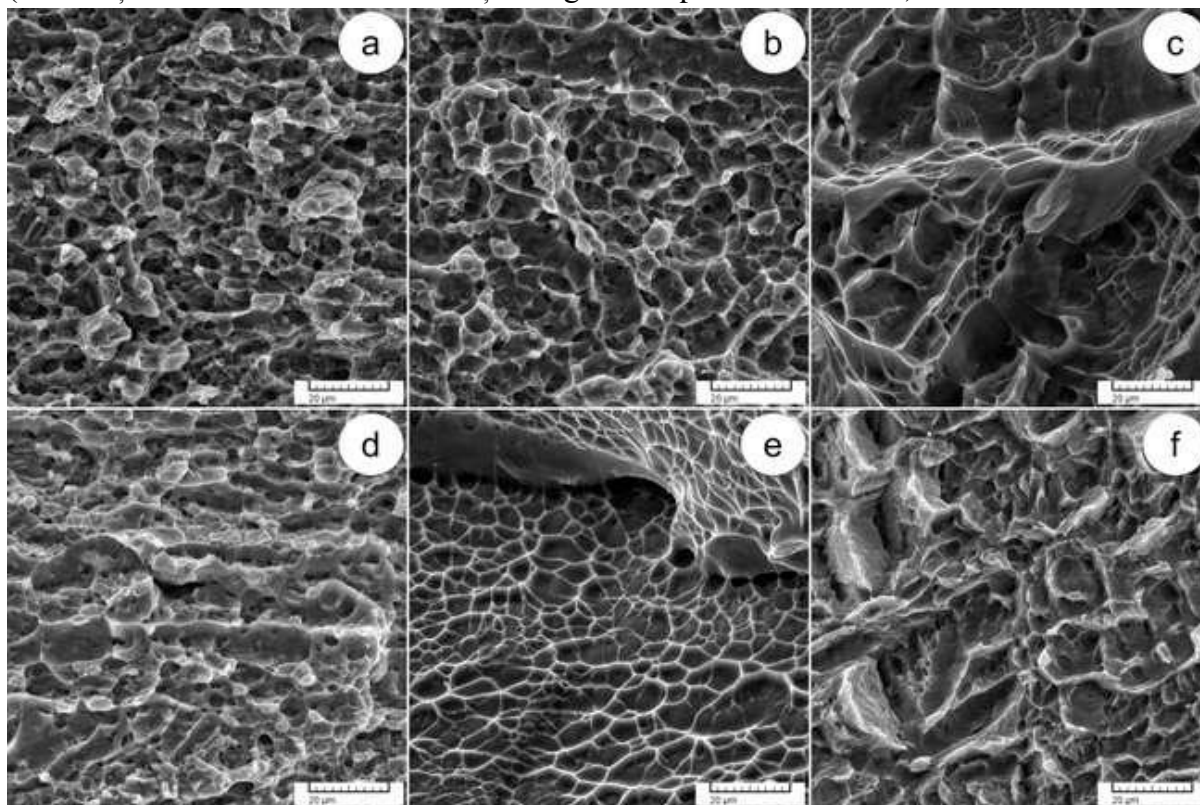
**Figura 7.5** Imagini MES-SE ale suprafețelor de fractură după testarea la tracțiune a aliajului Ti-6246 în cazul AR la diferite mărimi (a și b); cazul HD2 la diferite mărimi (c și d).

În analiza aliajului AR, suprafețele fracturii prezintă o morfologie poroasă, având o densitate mare de goluri și pori (Figura 7.5.a), prezentând o plasticitate evidentă, așa cum s-a observat și prezența mecanismului de coalescență a golurilor (Figura 7.5 .b). În general, aliajul AR prezintă un comportament plastic, confirmând observațiile mecanice (rezistență ridicată de  $1057\pm 14\text{MPa}$  și alungire mare la fractură de  $12.9\pm 1.8\%$ ). În cazul probei deformate la cald (HD2) la o temperatură de  $900^\circ\text{C}$ , zonele poroase sunt prezente lângă zonele cu fisuri mici dense și suprafețele de clivaj. Zonele poroase includ goluri mici și pori de mică adâncime, cu densitate mai mică, comparativ cu aliajul inițial (Figura 7.5.c). Zonele de clivaj ale golurilor (Figura 7.5.d) indică limitele coloniilor Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  deformate anterior. În general, cazul HD2 arată un amestec de comportament fragil-ductil, confirmând observațiile mecanice (rezistență moderată de  $1154\pm 14\text{MPa}$  și alungire redusă la fractură de  $3.8\pm 0.8\%$ ).

#### 7.2.2.2. Analiza suprafețelor de fractură în cazul de tratamentului de punere în soluție (ST)

Figura 7.6 prezintă micrografiile tipice MES-ES ale suprafețelor de fractură tratate cu punere în soluție (ST) ale aliajului Ti-6246 la diferite temperaturi și durate. Observațiile morfologice ale suprafețelor de fractură în cazul tratamentului ST 1.1 (vezi Figura 7.6.a) relevă prezența suprafețelor/zonelor mici de clivaj și a fisurilor mici adiacente zonelor poroase care conțin goluri și pori de dimensiuni mici. Prin aceste observații morfologice (suprafețe de clivaj, crăpături/fisuri și zone poroase), cazul de tratament ST 1.1 prezintă plasticitate limitată și posedă un comportament mixt fragil - ductil. Micrografia SEM-SE a cazului de tratament ST 3.1 (vezi Figura 7.6.b) prezintă observații morfologice aproape similare cu cazul tratamentului ST 1.1, dar cu suprafețe de clivaj de dimensiuni mai mari și zone poroase mai puțin dense.

Zonele poroase au, de asemenea, goluri de dimensiuni mici și pori de mică adâncime, ca în cazul ST 1.1, prezentând o plasticitate redusă/limitată (alungirea fracturii) și un comportament mixt fragil-ductil în cazul tratamentului ST 3.1. Aspectele morfologice observate pentru suprafețele de fractură în cazul tratamentului ST 5.1 (vezi Figura 7.6.c) sunt predominant suprafețe de clivaj mari, iar zonele poroase sunt minime și conțin încă goluri de dimensiuni mici și pori puțin adânci. În general, cazul tratamentului ST 5.1 prezintă un comportament evident fragil și plasticitate moderată, susținând observațiile din analiza proprietăților mecanice (rezistență moderată de  $984 \pm 13$  MPa și alungire la rupere de  $9.7 \pm 1.2\%$ ).



**Figura 7.6** Imagini MES-SE ale suprafețelor de rupere după testarea la tracțiune a aliajului Ti-6246 în cazul (ST 1.1) (a); cazul (ST 3.1) (b); cazul (ST 5.1) (c); cazul (ST 2.1) (d); cazul (ST 4.1) (e); cazul (ST 6.1) (f).

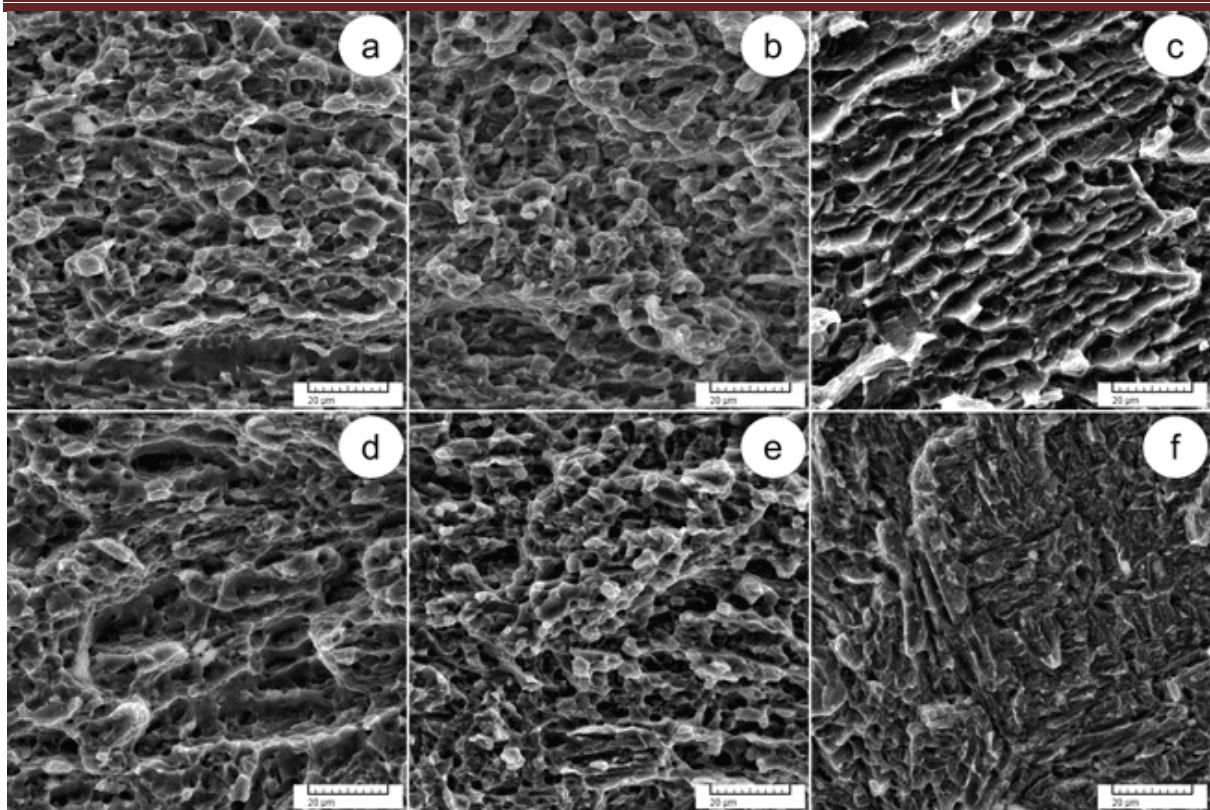
Analizând suprafața de rupere a cazului de tratament ST 2.1 (vezi Figura 7.6.d), se poate observa prezența suprafețelor/zonelor mici de clivaj și a fisurilor mici adiacente zonelor poroase. Zonele poroase conțin goluri de dimensiuni mici și pori de mică adâncime, iar una dintre fisurile mici este, de asemenea, vizibilă. Conform observațiilor morfologice (suprafețe de clivaj, fisuri și zone poroase), se poate observa că, cazul de tratament ST 2.1 are plasticitate limitată și posedă un comportament mixt fragil-ductil. În analiza suprafeței de frupere a cazului de tratament ST 4.1 (vezi Figura 7.6.e), caracteristicile morfologice arată suprafețe mari de clivaj cu densitate mai mare și zone poroase cu densitate mai mică comparativ cu cazul de tratament ST 2.1, de asemenea, s-a observat că zonele poroase conțin goluri puțin adânci, iar golurile de dimensiuni mici fiind minime, confirmă plasticitatea redusă/limitată (alungirea fracturii), iar acest caz arată un comportament mixt fragil-ductil. Având în vedere cazul tratamentului ST 6.1 (vezi Figura 7.6.f), se poate observa că suprafața fracturii include predominant suprafețe mari de clivaj și zone poroase puține, deoarece aceste zone conțin goluri de dimensiuni mici și pori puțin adânci comparativ cu cazurile de tratament ST 2.1 și ST 4.1. În general, cazul tratamentului ST 6.1 prezintă, prin observații morfologice, un comportament

fragil pronunțat și o plasticitate moderată, confirmând observațiile de investigare a proprietăților mecanice (rezistență moderată de  $1074 \pm 10$ MPa și alungire la rupere de  $10.4 \pm 1.4\%$ ).

### 7.2.2.3. Analiza suprafețe de fractură a cazuri de îmbătrânire (A)

Figura 7.7 prezintă micrografii tipice MES-ES ale suprafețelor de rupere tratate la îmbătrânire (A) ale aliajului Ti-6246 la temperatură și durată constante după tratamentul de punere în soluție (ST). Observând suprafețele de fractură în cazul tratamentului ST 1.1 + A 1.2 (vezi Figura 7.7.a), observațiile morfologice prezintă suprafețele de clivaj și fisurile de dimensiuni mici adiacente zonelor poroase. În zonele poroase, golurile sunt mici, iar porii sunt puțin adânci, concluzionând că plasticitatea este limitată, iar acest lucru este în concordanță cu observațiile investigației mecanice, oferind comportamentul mixt fragil-ductil în cazul tratamentului ST 1.1 + A 1.2. Având în vedere suprafața fracturii în cazul tratamentului ST 3.1 + A 3.2 (vezi Figura 7.7.b), se poate observa că suprafețele de clivaj sunt de densitate mai mică comparativ cu cazurile de tratament ST 3.1 și ST 1.1 + A1.2 și sunt mici ca mărime, situate adiacent zonelor poroase, iar aceste zone poroase au pori adânci și goluri de dimensiuni mici, cu intensitate mai mare comparativ cu cazurile de tratament ST 3.1 și ST 1.1 + A1.2, și se poate concluziona că în cazul tratamentului ST 3.1 + A 3.2 există plasticitate ridicată pe baza observațiilor morfologice prezentate în conformitate cu observațiile mecanice. Suprafața de rupere în cazul tratamentului ST 5.1 + A 5.2 (vezi Figura 7.7.c) prezintă suprafețe mici de clivaj în comparație cu cazul tratamentului ST 5.1, zonele poroase sunt minime comparativ cu cazurile de tratament ST 1.1 + A 1.2 și ST 3.1 + A 3.2. În interiorul zonelor poroase, golurile sunt mici, porii sunt puțin adânci, iar zonele de clivaj ale golurilor sunt, de asemenea, observate, indicând plasticitate mai mică și rezistență mai mare în comparație cu cazul tratamentului ST 5.1, iar motivul poate fi atribuit dispersiei particulelor de întărire a fazei Ti- $\alpha$ /Ti- $\omega$  din faza Ti- $\beta$ , conferind acest comportament materialului, iar acest lucru este compatibil cu observațiile mecanice discutate anterior.

Observațiile morfologice ale cazului de tratament ST 2.1 + A 2.2 (vezi Figura 7.7.d) prezintă dimensiuni mici ale suprafețelor de clivaj și a fisurilor de lângă zonele poroase. În zonele poroase, se pot observa goluri de dimensiuni mici, pori mici și coalescența golurilor, permițând o plasticitate limitată, așa cum se menționează în observațiile mecanice, iar cazul tratamentului ST 2.1 + A 2.2 prezintă un comportament mixt de tip fragil-ductil. În cazul tratamentului ST 4.1 + A 4.2 (vezi Figura 7.7.e), observațiile morfologice ale suprafeței de rupere arată prezența suprafețelor de clivaj de dimensiuni mici cu densitate mai mică în comparație cu cazurile de tratament ST 4.1 și ST 2.1 + A 2.2 lângă zonele poroase. Zonele poroase includ goluri de dimensiuni mici și pori de mică adâncime cu o densitate mai mare în comparație cu cazurile de tratament ST 4.1 și ST 2.1 + A 2.2 și, conform observațiilor morfologice, cazul de tratament ST 4.1 + A 4.2 a dezvăluit o plasticitate ridicată în concordanță cu observațiile mecanice. În cazul tratamentului ST 6.1 + A 6.2 (vezi Figura 7.7.f), se poate observa că suprafețele de clivaj sunt de dimensiuni mici și au o densitate mai mică comparativ cu cazul tratamentului ST 6.1, zonele poroase fiind la minim în comparație cu cazurile de tratament ST 2.1 + A 2.2 și ST 4.1 + A 4.2. În zonele poroase, se pot observa pori adânci, goluri de dimensiuni mici și zone de coalescență ale golurilor, prezentând plasticitate mai mică și rezistență mai mare, comparativ cu cazul tratamentului ST 6.1, iar acest comportament se poate datora precipitării particulelor de întărire a fazei Ti- $\alpha$ /Ti- $\omega$  în faza Ti- $\beta$ , susținând observațiile mecanice menționate anterior.



**Figura 7.7** Imagini MES-SE ale suprafețelor de rupere după testarea la tracțiune a aliajului Ti-6246 în cazul (A 1.2) (a); cazul (A 3.2) (b); cazul (A 5.2) (c); cazul (A 2.2) (d); cazul (A 4.2) (e); cazul (A 6.2) (f).

### 7.3. Concluzii

A fost studiată evoluția microstructurii și a proprietăților mecanice ale aliajului Ti-6246 în diferite etape de procesare termomecanică. Calea de procesare include o etapă de deformare a microstructurii sub temperatura transus- $\beta$  la 900°C urmată de tratamentul de punere în soluție și etape de îmbătrânire pentru a evalua comportamentele structurale și mecanice rezultate din această cale de procesare. Următoarele concluzii se pot rezuma după cum urmează:

- La temperatura soluției de 800°C, plasticitatea crește și faza secundară Ti- $\alpha'$  este generată în microstructură, crescând proprietățile de rezistență comparativ cu cazul deformării la cald (HD2), în timp ce la temperatura soluției de 900°C, faza secundară Ti- $\alpha'$  continuă să apară în microstructură alături de creșterea fracțiunii volumetrice a fazei Ti- $\beta$ , crescând proprietățile de rezistență și plasticitate în comparație cu cazul de deformare la cald (HD2) și cazurile de tratament de punere în soluție efectuate la 800°C.
- La temperatura soluției de 1000°C, faza secundară Ti- $\alpha''$  este generată din faza inițială Ti- $\beta$  în microstructură, iar proprietățile de rezistență scad în comparație cu cazul HD2 și cazurile de tratament de punere în soluție efectuate la 800°C și 900°C, în timp ce plasticitatea crește în comparație cu cazul HD2 și cazurile de tratament de punere în soluție efectuate la 800°C și 900°C datorită tratamentului efectuat în câmpul fazei Ti- $\beta$ .
- Cazurile de tratament de punere în soluție efectuate la temperaturi de 800°C, 900°C și 1000°C cu durata tratamentului de 18 minute și răcire rapidă au prezentat o creștere a proprietăților de rezistență și plasticitate comparativ cu cazurile de tratament de punere în soluție efectuat în aceleași condiții, dar cu durata tratamentului de 9 minute.
- În timpul tratamentului de îmbătrânire au apărut modificări semnificative cu privire la transformările fazice (Ti- $\alpha'$ / Ti- $\alpha''$  → Ti- $\alpha$ / Ti- $\beta$  și Ti- $\beta$  → Ti- $\alpha$ /Ti- $\omega$ ) și fenomenele de



detensionare și îmbătrânire-durificare. Tratamentul de îmbătrânire efectuat la o temperatură de 600°C cu o durată de tratament de 6h și stingerea aerului după tratamentele de punere în soluție realizate sub temperatura transus- $\beta$  (la 800°C și 900°C) cu durate diferite de tratament, au arătat o scădere a rezistenței și o creștere a plasticității în comparație cu cazurile de tratament de punere în soluție, în special în cazul tratamentului de îmbătrânire realizat după tratamentul de punere în soluție aproape de temperatura transus- $\beta$  ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ) care prezintă cea mai mare plasticitate. Pe de altă parte, tratamentul de îmbătrânire efectuat la o temperatură de 600°C cu o durată de tratament de 6h și stingerea aerului după tratamentul de punere în soluție realizat peste temperatura transus- $\beta$  (la 1000°C) cu durate diferite de tratament, prezintă o creștere a rezistenței și o scădere a plasticității comparativ cu cazurile de tratament de punere în soluție.

- Tratamentul de îmbătrânire poate reduce ușor proprietățile de rezistență sau plasticitate, dar fără un tratament de îmbătrânire, acest echilibru între proprietățile mecanice nu poate fi atins, în cazul în care se dorește o combinație mai bună între proprietățile de rezistență și plasticitate.

## Capitolul 8: Rezultate și discuții (Program experimental III)

### 8.1. Evoluția microstructurală în timpul prelucrării termomecanice

#### 8.1.1. Analiza microstructurală a cazului de deformare la cald (HD3)

Figura 8.1 prezintă imagini microstructurale tipice MES-BSE la diferite mărimi și imagini spectrale DRX din aliajul Ti-6246 deformat la cald (HD3).

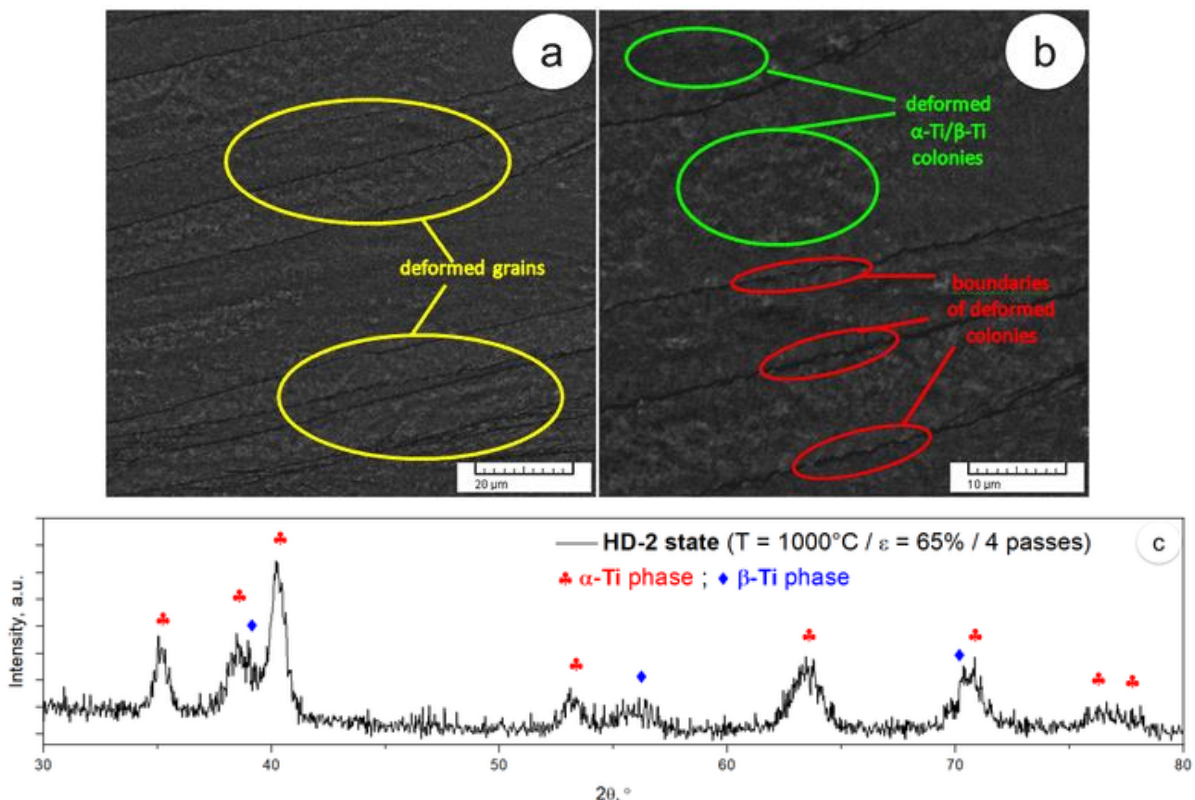
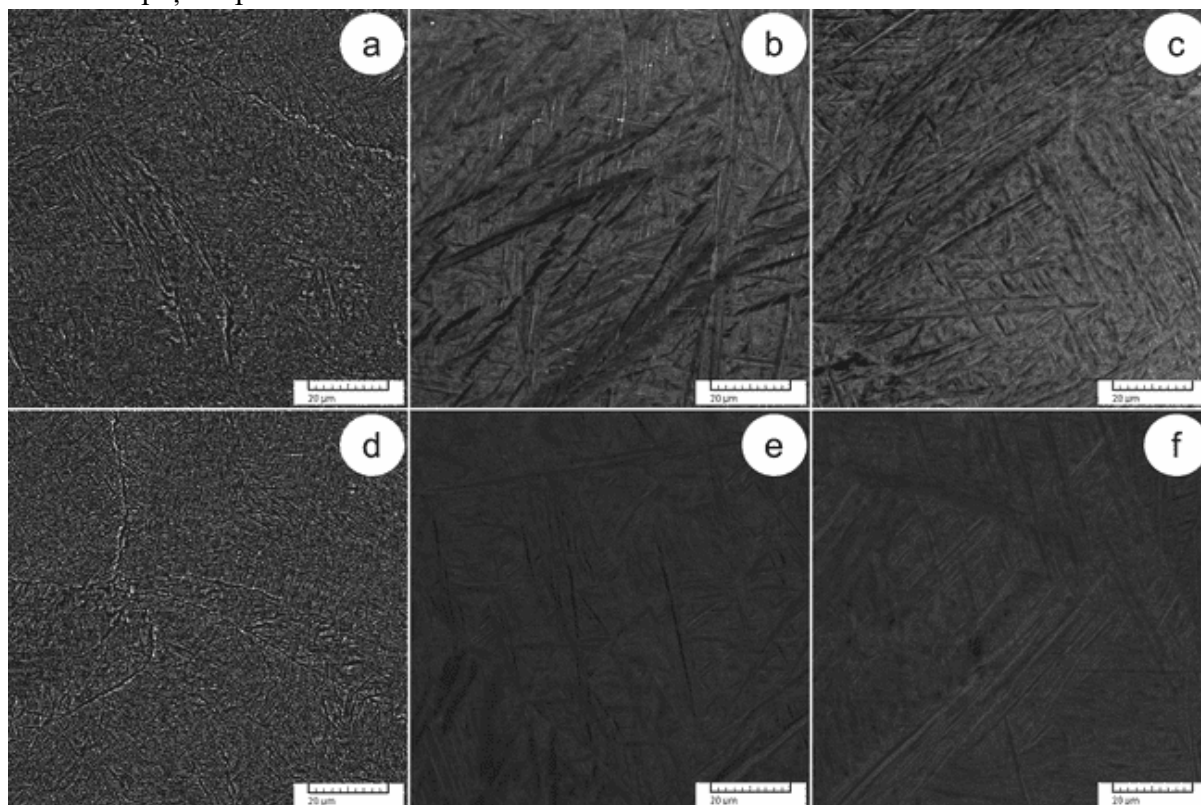


Figura 8.1 Imagini MES-BSE ale cazii deformate la cald (HD3) în diferite mărimi (a și b); Spectrele DRX ale cazului HD3 (c).

Se poate observa că grăunții inițiali sunt puternic deformați, prezentând morfologie alungită de-a lungul RD și este posibil să se facă aceeași observație și în cazul limitei de grăunte, care tinde să se alinieze de-a lungul RD (vezi Figura 8.1.a). Datorită temperaturii ridicate de deformare de  $1000^{\circ}\text{C}$  (peste  $\text{transus}\beta = 935^{\circ}\text{C}$ ) și a deformării ridicate aplicate (gradul de deformare totală  $\approx 60\%$ ), coloniile adiacente Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  sunt intens deformat, prezentând o morfologie alungită, cu o grosime medie apropiată de  $15\mu\text{m}$ . Coloniile Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  deformat se separă cu limite subțiri, care apar datorită deformării intense aplicate și diferenței de orientare spațială inițială a coloniilor Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  (vezi Figura 8.1.b). Spectrele DRX ale stării HD-3 (vezi Figura 8.1.c) arată că vârfurile de difracție ale fazelor Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  caracterizate prin lățimi mari (lărgirea vârfurilor), indicând o mărime mică a grăunților pentru ambele fazele Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$ .

### 8.1.2. Analiza microstructurală a cazuri de tratament cu soluție (ST)

Figura 8.2 prezintă imagini microstructurale tipice MES-BSE ale aliajului Ti-6246 tratat cu punere în soluție (ST) la diferite temperaturi și durate. În cazul tratamentului ST 7.1 (vezi Fig. 8.2.a), realizat cu mult sub temperatura  $\text{transus}\beta$  ( $\approx 935^{\circ}\text{C}$ ), se poate observa pe de-o parte că grăunții puternic deformați s-au recristalizat complet, și pe de altă parte se poate observa prezența urmelor de limite ale coloniilor deformat anterior. Ambele faze Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  se regenerează complet ca structuri alternative sub formă de lamele subțiri/plăci, care prezintă orientare spațială preferată.



**Figura 8.2** Imagini MES-BSE ale tratamentului de punere în soluție la  $800^{\circ}\text{C}$  - cazul ST 7.1 (a); tratamentul de punere în soluție la  $900^{\circ}\text{C}$  - cazul ST 9.1 (b); tratamentul de punere în soluție la  $1000^{\circ}\text{C}$  - cazul ST 11.1 (c); tratamentul de punere în soluție la  $800^{\circ}\text{C}$  - cazul ST 8.1 (d); tratamentul de punere în soluție la  $900^{\circ}\text{C}$  - cazul ST 10.1 (e); tratamentul soluției la  $1000^{\circ}\text{C}$  - cazul ST 12.1 (f).

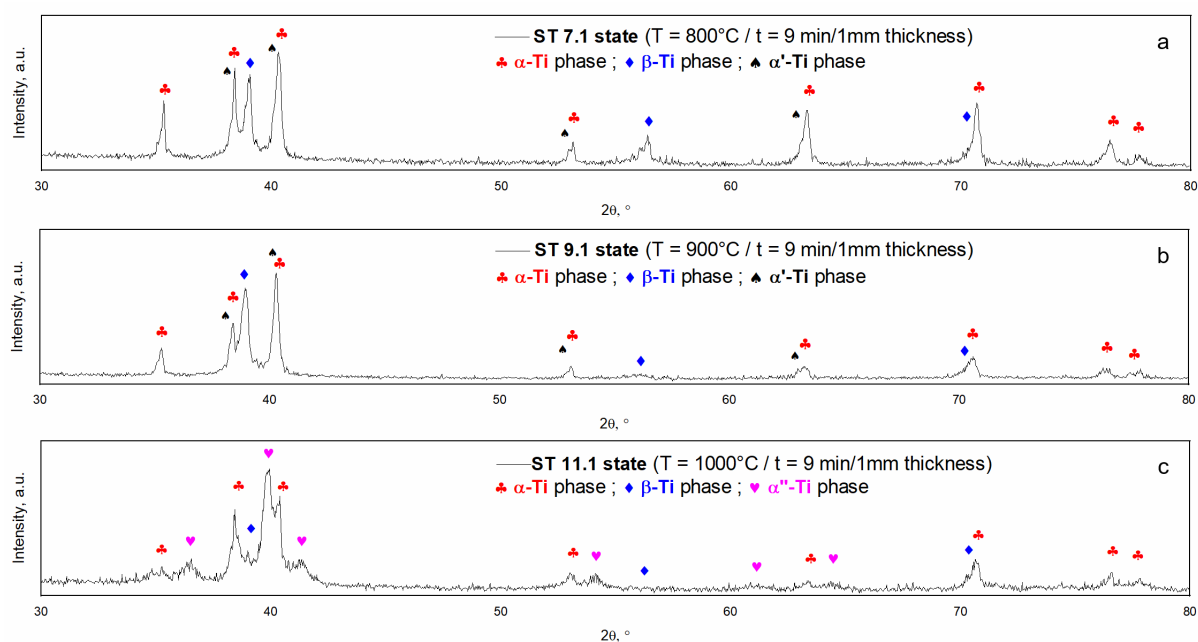
Pe lângă fazele Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$ , se poate observa prezența unei faze aciculare fine dispersate, identificată ca fază Ti- $\alpha'$ , generată din cauza răcirii rapide la temperatura ambiantă. Faza Ti- $\alpha'$  prezintă o orientare preferată cu faza Ti- $\alpha$  datorită relației speciale Burgers între fazele Ti- $\alpha$ /

Ti- $\alpha'$ . În cazul tratamentului ST 9.1 (vezi Figura 8.2.b), efectuat sub temperatura apropiată de temperatura transus- $\beta$  ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), se poate observa că grăunții puternic deformați s-au recristalizat complet, generând o morfologie de tip țesut de coș. Morfologia țesut de coș arată prezența lamelelor Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  interconectate/paralele, prezentând lamele cu grosime mai mare atunci când se compară cu starea ST 7.1. Când se compară grosimea medie a Ti- $\alpha$  cu o lamelă Ti- $\beta$ , se poate observa că lamela Ti- $\alpha$  prezintă o grosime mult mai mare, sugerând că încălzirea la temperatura de tratament ST 9.1 favorizează recristalizarea fazei Ti- $\alpha$ . De asemenea, se poate observa prezența fazei Ti- $\alpha'$  în interiorul lamelei Ti- $\alpha$ , care prezintă o morfologie asemănătoare plăcilor. Faza Ti- $\alpha'$  este generată datorită răcirii rapide la temperatura ambiantă. Analizând cazul tratamentului ST 11.1 (vezi Figura 8.2.c), realizat peste temperatura transus- $\beta$  ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), se poate observa că microstructura prezintă, de asemenea, o morfologie de tip țesut de coș. Răcirea rapidă de la  $1000^\circ\text{C}$  la temperatura ambiantă induce formarea unei microstructuri constând dintr-un amestec de dispersie fină lamelară/aciculară și plăci mai mari paralele. Plăcile paralele au fost identificate ca fază Ti- $\alpha''$  și s-au format datorită răcirii rapide la temperatura ambiantă a fazei Ti- $\beta$ . Faza Ti- $\alpha''$  prezintă orientarea spațială preferată cu faza Ti- $\beta$  datorită relației speciale Burgers dintre fazele Ti- $\beta$  /Ti- $\alpha''$ .

Observațiile în cazul tratamentului ST 8.1 (vezi Figura 8.2.d), realizat cu mult sub temperatura transus- $\beta$  ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), fac referire la recristalizarea completă a grăunților puternic deformați, cu prezența urmelor de limite ale coloniilor deformate anterior și regenerarea concomitentă completă la textura fazelor inițiale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  cu structurile similare lamelare/plăcii subțiri alternative, care reprezintă orientarea spațială preferată. Faza Ti- $\alpha'$  a fost observată cu o structură aciculară fină generată ca urmare a răcirii rapide și dispersată în faza inițială Ti- $\alpha$  cu aceeași orientare preferată a texturii fazei inițiale Ti- $\alpha$ . În tratamentul cazului ST 10.1 (vezi Figura 8.2.e), efectuat sub temperatura apropiată de temperatura transus- $\beta$  ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), se poate vedea recristalizarea completă a grăunților puternic deformați cu textura lamelară a Ti- $\alpha$  și fazele Ti- $\beta$  combinate în paralel în direcții intersectate spațial pentru a forma o morfologie similară de tipul țesut de coș. Această textură lamelară cu o morfologie tip țesut de coș prezintă o grosime mai mare în comparație cu grosimea texturii lamelare în cazul tratamentului ST 8.1, indicând faptul că tratamentul apropiat de temperatura transus- $\beta$  a dus la recristalizarea în textura fazei Ti- $\alpha$  mai mult decât în textura fazei Ti- $\beta$ . Mai mult, faza Ti- $\alpha'$  cu o morfologie asemănătoare plăcilor, generată din faza Ti- $\alpha$  poate fi observată în timpul răcirii rapide la temperatura ambiantă. În cazul tratamentului ST 12.1 (vezi Figura 8.2.f), efectuat peste temperatura transus- $\beta$  ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), se observă că microstructura are o morfologie de tip țesut de coș. De asemenea, s-a observat că microstructura este compusă din structuri lamelare/aciculare fine și plăci mari paralele. Rezultă formarea fazei Ti- $\alpha''$  cu plăci mari paralele din răcirea rapidă la  $1000^\circ\text{C}$  în câmpul fazei Ti- $\beta$  la temperatura ambiantă. Dispersia acestei faze în faza inițială Ti- $\beta$  arată orientarea spațială preferată a acestei faze în funcție de relația Burgers între fazele Ti- $\beta$  / Ti- $\alpha''$ .

Fig. 8.3 prezintă spectrele tipice DRX ale stărilor soluției tratate (ST) la diferite temperaturi. În cazul tratamentului ST 7.1, efectuat cu mult sub temperatura transus- $\beta$  ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), se pot observa vârfuri de difracție aparținând fazelor Ti- $\beta$ , Ti- $\alpha$  și Ti- $\alpha'$  (vezi Figura 8.3.a). Faza Ti- $\beta$  cristalizează în sistemul cristalin BCC, cu parametri de rețea apropiați de  $a = 0.327$  nm. Fazele Ti- $\alpha$  și Ti- $\alpha'$  cristalizează în sistemul cristalin HCP și ambele prezintă parametri de rețea apropiați (apropiați de  $a = 0.294$  nm și  $c = 0.467$  nm) și, fiind astfel, dificil de distins între ei.

Diferențele între parametrii rețelei se datorează suprasaturării elementelor stabilizatoare  $\beta$  în faza Ti- $\alpha'$  comparativ cu faza Ti- $\alpha$ .



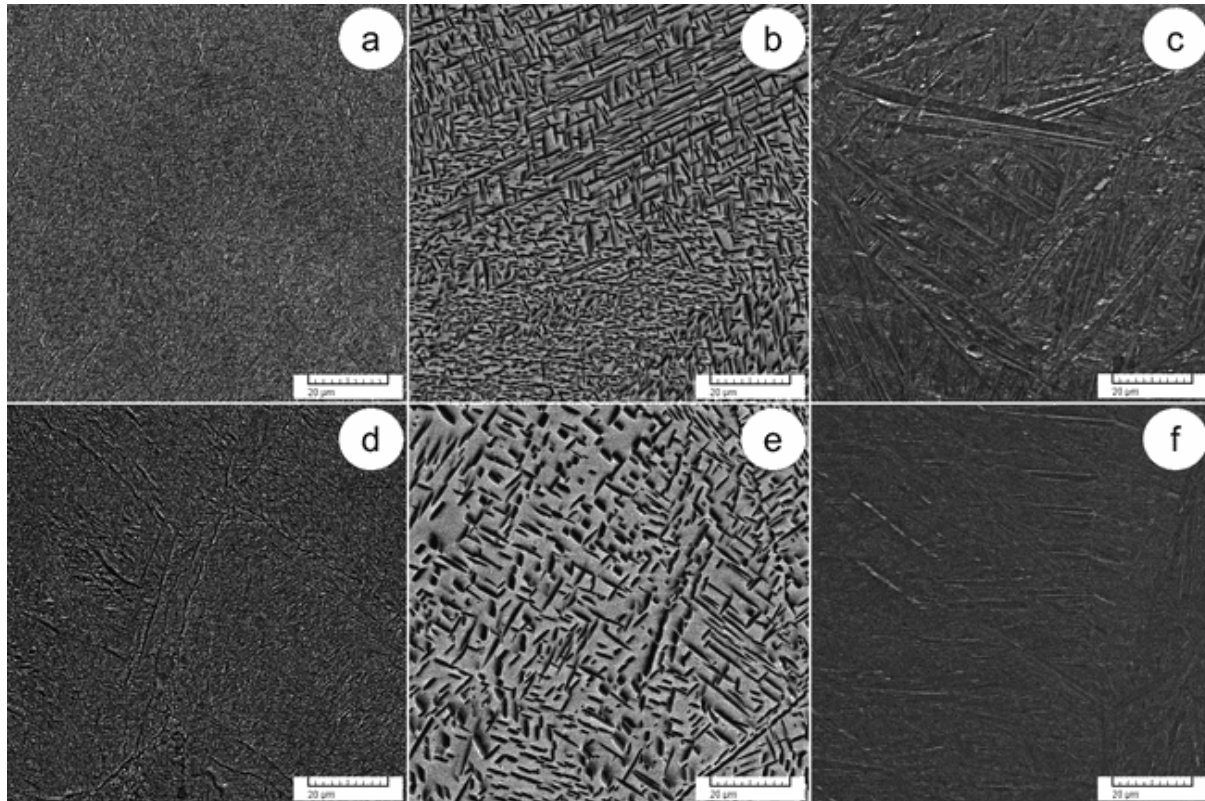
**Figura 8.3** Spectrele DRX ale tratamentului de punere în soluție la 800°C - caz ST 7.1 (a); tratamentul de punere în soluție la 900°C - caz ST 9.1 (b); tratamentul de punere în soluție la 1000°C - caz ST 11.1 (c).

În cazul tratamentului ST 9.1, efectuat sub temperatura de tranziție a aliajului ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), se pot observa vârfuri de difracție aparținând fazelor Ti- $\beta$ , Ti- $\alpha$  și Ti- $\alpha'$  (vezi Figura 8.3.b). Analizând intensitățile relative ale vârfurilor de difracție, se poate observa tendința texturii fazei de-a lungul anumitor direcții cristalografice, sugerând creșterea preferată a grăunților în toate fazele, susținând observațiile microstructurale MES-ESB (vezi Figura 8.2.b). În cazul tratamentului ST 11.1, efectuat peste temperatura transus- $\beta$  ( $\approx 935^\circ\text{C}$ ), se pot observa vârfuri de difracție aparținând fazelor Ti- $\beta$ , Ti- $\alpha$  și Ti- $\alpha''$  și eventual faza Ti- $\alpha'$  (vezi Figura 8.3.c). Datorită încălzirii la 1000°C, adică în câmpul de fază Ti- $\beta$ , în timpul răcirii rapide la temperatura ambiantă, se generează faza Ti- $\alpha''$ . Faza Ti- $\alpha''$  cristalizează în sistemul cristalin ortorombic, cu parametri de rețea apropiați de  $a = 0.296\text{nm}$ ,  $b = 0.496\text{nm}$  și  $c = 0.468\text{nm}$ . Datorită parametrilor de rețea apropiați ai fazelor Ti- $\alpha$  și Ti- $\alpha'$ , în timpul analizei, a fost luată în considerare doar faza Ti- $\alpha$ . Analizând intensitățile relative ale vârfurilor de difracție, se pot observa direcții de textură care arată creșterea preferată a tuturor fazelor din grăunții cristalografici, susținând observațiile microstructurale MES-ESB (vezi Figura 8.2.c). În toate cazurile, dacă se analizează lățimea vârfurilor de difracție (vârfurile se extind) se poate observa că vârfurile indică grăunți de dimensiuni reduse pentru toate fazele observate, susținând observațiile microstructurale MES-ESB (vezi Figura 8.2.a - c).

### 8.1.3. Analiza microstructurală în cazul tratamentului de îmbătrânire (A)

Figura 8.4 prezintă imagini microstructurale tipice MES-BSE ale aliajului supus tratamentului termic de îmbătrânire (A) Ti-6246 la temperatură și durată fixate după tratamentul de punere în soluție (ST). Microstructura cazului de tratament ST 7.1 + A 7.2 (vezi Figura 8.4.a) prezintă aceeași abordare morfologică în comparație cu cazul de tratament ST 7.1 care conține structuri alternative sub formă de lamele/plăci subțiri cu faze Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$ , pe lângă absența/degradarea fazei Ti- $\alpha'$  care prezintă textură aciculară fină în timpul tratamentului de îmbătrânire,

confirmând că temperatura de îmbătrânire efectuată la 600°C cu o durată de tratament de 6h este suficientă pentru a induce transformarea secundară a fazei Ti- $\alpha'$  în faza inițială Ti- $\alpha$ .



**Figura 8.4** Imagini MES-BSE ale tratamentului de îmbătrânire la 600°C - cazul A 7.2 (a); tratament de îmbătrânire la 600°C - cazul A 9.2 (b); tratament de îmbătrânire la 600°C - cazul A 11.2 (c); tratament de îmbătrânire la 600°C - cazul A 8.2 (d); tratament de îmbătrânire la 600°C - cazul A 10.2 (e); tratament de îmbătrânire la 600°C - cazul A 12.2 (f).

În cazul tratamentului ST 9.1 + A 9.2 (vezi Figura 8.4.b), este posibil să se observe urmele limitelor coloniilor recrystalizate și conținutul microstructurii dintr-un amestec de lamele/plăci groase de dimensiuni mari și mici dispersate în interiorul matricei fazei Ti- $\beta$ . De asemenea, dispersia morfologiei globulare a fazei Ti- $\alpha$  este vizibilă clar în matricea fazei Ti- $\beta$ , iar tratamentul de îmbătrânire a cauzat degradarea fazei Ti- $\alpha'$  și transformarea acesteia în faza Ti- $\alpha$ , adică faza Ti- $\alpha$  nu a fost observată în microstructură. Imaginile MES-BSE ale cazului de tratament ST 11.1 + A 11.2 (vezi Figura 8.4.c) arată că microstructura posedă o morfologie de tip țesut de coș și include structuri similare lamelilor/plăcilor subțiri alternative de faze Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$ . Se poate observa că tratamentul de îmbătrânire a dus la transformarea fazelor Ti- $\alpha'$ / Ti- $\alpha''$  în faze Ti- $\alpha$  / Ti- $\beta$ , adică nu au fost observate urme ale fazelor Ti- $\alpha'$ / Ti- $\alpha''$  în microstructură.

Analizând cazul tratamentului ST 8.1 + A 8.2 (vezi Figura 8.4.d), se poate vedea același concept morfologic constând din structuri de lamele/plăci subțiri alternative ale fazelor Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  ca în cazul tratamentului ST 8.1, și pot vedea, de asemenea, urmele limitelor coloniilor recrystalizate. Modificarea microstructurii poate fi observată notând faptul că faza Ti- $\alpha'$  care are o structură aciculară fină nu mai este observată din cauza condițiilor suficiente de tratament de îmbătrânire pentru a transforma faza Ti- $\alpha'$  în faza Ti- $\alpha$ . În cazul tratamentului ST 10.1 + A 10.2 (vezi Figura 8.4.e), se pot detecta urme de limite ale coloniilor recrystalizate și microstructura care prezintă lamele/plăci groase alternative ale fazei Ti- $\alpha$  în matricea fazei Ti- $\beta$ . În plus, este posibil să se observe aspectul morfologic similar cu faza Ti- $\alpha$  de tip globular

dispersată în matricea fazei Ti-β. Tratatamentul de îmbătrânire induce transformarea fazei secundare Ti-α' în faza inițială Ti-α, indicând faptul că condițiile tratamentului de îmbătrânire sunt suficiente pentru a finaliza această transformare. Observațiile din imaginile SEM-BSE ale cazului de tratament ST 12.1 + A 12.2 (vezi Figura 8.4.f) indică prezența unei morfologii de tip țesut de coș și o dispersie fină a structurilor de tip lamelă/placă a fazelor α Ti-α și Ti-β. Mai mult, tratamentul de îmbătrânire a servit la degradarea fazelor secundare Ti-α' și Ti-α'' și a revenit la fazele inițiale Ti-α și Ti-β datorită condițiilor adecvate aplicate aliajului Ti-6246, fără indicii vizibile ale fazelor Ti-α' și Ti-α''.

## 8.2. Comportamentul mecanic în timpul prelucrării termomecanice

### 8.2.1. Evoluția proprietăților mecanice în timpul prelucrării termomecanice

Au fost luate în considerare următoarele proprietăți mecanice: rezistența maximă la tracțiune ( $\sigma_{UTS}$ ), rezistența la curgere de 0.2% ( $\sigma_{0.2\%}$ ), alungirea la rupere ( $\epsilon_f$ ) în timpul testării la tracțiune și micro-duritate (HV1). Tabelul 8.1 prezintă valorile calculate ale proprietăților mecanice considerate. A apărut o creștere relativ mare a proprietății de micro-duritate (HV1) în cazul deformării la cald în comparație cu starea aliajului inițial Ti-6246, ca urmare a durificării. Se poate observa de asemenea, o scădere a proprietăților de rezistență ( $\sigma_{UTS}$  and  $\sigma_{0.2\%}$ ) și plasticitate ( $\epsilon_f$ ) în cazul deformării la cald, în comparație cu aliajul Ti-6246 primit. Această scădere se asociază cu influența deformărilor mari ale grăunților inițiali și deformarea densă concomitentă a texturii similare lamele/plăci până la alternarea fazelor Ti-α și Ti-β, ducând la o creștere ridicată a densității defectelor în microstructura aliajului, crescând astfel duritatea materialului datorită mișcării mai reduse a defectelor și durificării materialului (prelucrarea de durificare). Se poate observa o scădere a proprietății de micro-duritate în cazurile de tratament ST 7.1 și ST 8.1 datorită fenomenului de detensionare, comparativ cu cazul deformării la cald (HR). Microstructura tratată la 800°C este constituită din fazele inițiale Ti-α și Ti-β care se împletesc (cazurile tratamentelor ST 7.1 și ST 8.1), iar recristalizarea are loc doar în faza Ti-α, în timp ce faza Ti-β este restructurată în timpul încălzirii. Faza inițială Ti-α generează faza secundară Ti-α' și nu există transformări în faza Ti-β în timpul răcirii rapide. În consecință, se observă o creștere a rezistenței ( $\sigma_{UTS}$  and  $\sigma_{0.2\%}$ ) și a plasticității ( $\epsilon_f$ ). Are loc o scădere notabilă a proprietății de micro-duritate în cazul tratamentelor ST 9.1 și ST 10.1, ca o consecință a efectului ridicat al detensionării, comparativ cu cazul tratamentelor ST 7.1 și ST 8.1. În microstructura tratată la 900°C (cazul tratamentului ST 9.1 și ST 10.1), transformările inițiale ale fazei Ti-α continuă până la faza secundară Ti-α' în timpul răcirii rapide, făcând ca faza Ti-α' să aibă un volum fracțional mai mare comparativ cu tratamentele anterioare (cazuri ST 7.1 și ST 8.1) împreună cu Ti-α și Ti-β în microstructura aliajului, rezultând o creștere a proprietăților de rezistență ( $\sigma_{UTS}$  and  $\sigma_{0.2\%}$ ) și plasticitate ( $\epsilon_f$ ). Proprietatea de micro-duritate a cazurilor de tratament ST 11.1 și ST 12.1 indică o ușoară creștere datorită prezenței particulelor de întărire aparținând fazei secundare Ti-α'' în matricea fazei inițiale Ti-β, ceea ce înseamnă o întărire crescută a materialului în comparație cu cazurile de tratament ST 9.1 și ST 10.1. Microstructura este constituită doar din faza Ti-β când este tratată la 1000°C (cazurile de tratament ST 11.1 și ST 12.1), datorită sistemului cristalin HCP aparținând fazei Ti-α transformat în sistemul cristalin BCC aparținând fazei Ti-β. În plus, în timpul răcirii rapide, are loc transformarea din faza inițială Ti-β în faza secundară Ti-α', iar transformările Ti-β → Ti-α → Ti-α' pot apărea în microstructura aliajului. Faza secundară Ti-α'' a influențat semnificativ

proprietățile mecanice, deoarece proprietățile de rezistență ( $\sigma_{UTS}$  and  $\sigma_{0.2\%}$ ) și plasticitate ( $\epsilon_f$ ) au scăzut în comparație cu cazurile de tratament ST 9.1 și ST 10.1.

Tabelul 8.1

**Proprietăți mecanice înregistrate pentru aliajul Ti-6246 prelucrat în al treilea program experimental**

Starea structurală	Proprietăți mecanice			
	Microduritate, HV1	Limita maximă de rezistență, $\sigma_{UTS}$ [MPa]	Limita de curgere, $\sigma_{0.2\%}$ [MPa]	Alungirea la rupere, $\epsilon_f$ [%]
Ca-primit (AR)	305.2±16.9	1057±14	967±11	12.9±1.8
Deformat la cald la 1000°C (HD3)	417.8±6.1	1012±11	902±14	3.2±0.6
Tratamentul soluției: T = 800°C; t = 9min/3mm; OQ (ST7.1)	385.1±10.1	1113±14	985±10	5.3±0.8
Tratamentul soluției: T = 800°C; t = 18min/3mm; OQ (ST8.1)	351.2±4.7	1163±10	1021±12	5.8±0.7
Tratamentul soluției: T = 900°C; t = 9min/3mm; OQ (ST9.1)	312.4±17.1	1205±12	1014±13	8.1±1.2
Tratamentul soluției: T = 900°C; t = 18min/3mm; OQ (ST10.1)	299.7±12.5	1239±11	1055±11	8.2±0.9
Tratamentul soluției: T = 1000°C; t = 9min/3mm; OQ (ST11.1)	339.8±21.3	961±12	747±15	7.2±0.9
Tratamentul soluției: T = 1000°C; t = 18min/3mm; OQ (ST12.1)	304.5±10.6	998±11	794±12	7.8±1.1
ST7.1 + Tratament îmbătrânire: T = 600°C; t = 6h; AQ (A7.2)	325.2±11.9	1144±13	991±12	6.5±0.9
ST8.1 + Tratament îmbătrânire: T = 600°C; t = 6h; AQ (A8.2)	402.4±4.7	1057±10	908±10	6.5±1.0
ST9.1 + Tratament îmbătrânire: T = 600°C; t = 6h; AQ (A9.2)	425.2±4.5	1279±15	1161±14	10.1±1.3
ST10.1 + Tratament îmbătrânire: T = 600°C; t = 6h; AQ (A10.2)	437.8±11.5	1188±12	1038±12	10.5±1.1
ST11.1 + Tratament îmbătrânire: T = 600°C; t = 6h; AQ (A11.2)	442.6±9.6	1044±12	919±13	5.7±0.9
ST12.1 + Tratament îmbătrânire: T = 600°C; t = 6h; AQ (A12.2)	452.9±6.9	1096±14	955±11	5.9±1.0

Microduratea tratamentului ST 7.1 + A 7.2 a prezentat o scădere în comparație cu microduratea tratamentului ST 7.1 datorită fenomenului de reducere a tensiunii care micșorează densitatea defectelor din microstructura aliajului și reduce duritatea materialului, în timp ce creșterea microduratei în cazul tratamentului ST 8.1 + A 8.2 comparativ cu microduratea în cazul tratamentului ST 8.1 se datorează efectului tratamentului de îmbătrânire. Luând în considerare cazul tratamentului ST 7.1 + A 7.2 pe de o parte, care arată o ușoară creștere a proprietăților de rezistență ( $\sigma_{UTS}$  and  $\sigma_{0.2\%}$ ) și plasticitate ( $\epsilon_f$ ) comparativ cu cazul tratamentului ST 7.1 ca urmare a efectelor induse de tratamentul îmbătrânirii și modificarea microstructurii (vezi Figura 8.4.a), pe de altă parte, atunci când se compară cazul de tratament ST 8.1 + A 8.2 cu cazul de tratament ST 8.1, se înregistrează o scădere a rezistenței ( $\sigma_{UTS}$  and  $\sigma_{0.2\%}$ ) și o creștere a plasticității ( $\epsilon_f$ ) datorită degradării volumului fracționat al fazei Ti- $\alpha$  și a revenirii sale la faza Ti- $\alpha$  în timpul tratamentului de îmbătrânire (vezi Figura 8.4.d). Proprietatea micro durității în cazurile de tratament ST 9.1 + A 9.2 și ST 10.1 + A 10.2 a crescut semnificativ în comparație cu cazurile de tratament ST 9.1 și 10.1, ca urmare a aplicării tratamentului de îmbătrânire. Văzând cazul tratamentului ST 9.1 + A 9.2, proprietățile de rezistență ( $\sigma_{UTS}$  and  $\sigma_{0.2\%}$ ) și ductilitate ( $\epsilon_f$ ) au crescut în comparație cu cazul tratamentului ST 9.1 datorită inducerii tratamentului de îmbătrânire pentru a finisa microstructura aliajului (vezi Figura 8.4.b). În ceea

ce privește cazul tratamentului ST 10.1 + A 10.2, pot fi observate o ușoară scădere a proprietăților de rezistență ( $\sigma_{UTS}$  and  $\sigma_{0.2\%}$ ) și o creștere a proprietății de plasticitate ( $\epsilon_f$ ) în comparație cu cazul tratamentului ST 10.1 pe baza rolului pe care îl joacă tratamentul de îmbătrânire în degradarea fazei Ti- $\alpha'$ , revenind la faza Ti- $\alpha$  împreună cu grosimea structurii lamelor/plăcilor în ambele cazuri (vezi Figura 8.4.b și e), indicând cea mai ridicată valoare a plasticității dintre cazurile procesate termomecanic. O creștere semnificativă a microdurității este observată în cazurile de tratament ST 11.1 + A 11.2 și ST 12.1 + A 12.2 comparativ cu cazurile de tratament ST 11.1 și ST 12.1. Motivul este atribuit probabilității de apariție a particulelor de întărire aparținând fazei Ti- $\alpha$ /Ti- $\omega$  dispersate în matricea fazei Ti- $\beta$ . Ceea ce se observă și în cazurile de tratament ST 11.1 + A 11.2 și ST 12.1 + A 12.2 este o creștere mare a proprietăților de rezistență ( $\sigma_{UTS}$  and  $\sigma_{0.2\%}$ ), corespunzătoare unei scăderi mari a proprietății de plasticitate ( $\epsilon_f$ ) comparativ cu cazurile de tratament ST 11.1 și 12.1. Deși are loc degradarea fazei secundare Ti- $\alpha'$  și revenirea la faza inițială Ti- $\alpha$  (vezi Figura 8.4.c și 8.4.f), această creștere/scădere a rezistenței/plasticității se poate datora precipitațiilor foarte fine de dimensiuni nanometrice generate din faza Ti- $\alpha$ /Ti- $\omega$  în faza Ti- $\beta$ , deoarece aceste precipitate reprezintă particule de întărire a materialului (mecanismul îmbătrânire).

### **8.2.2. Analiza suprafeței de rupere în cazul prelucrării termomecanice**

Prin examinarea suprafețelor de rupere obținute după testarea la tracțiune, se poate evalua influența aplicării căii de procesare termomecanică asupra comportamentului fracturii în probele testate.

#### **8.2.2.1. Analiza suprafețelor de rupere în cazul de aliajului inițial (AR) și deformării la cald (HD3)**

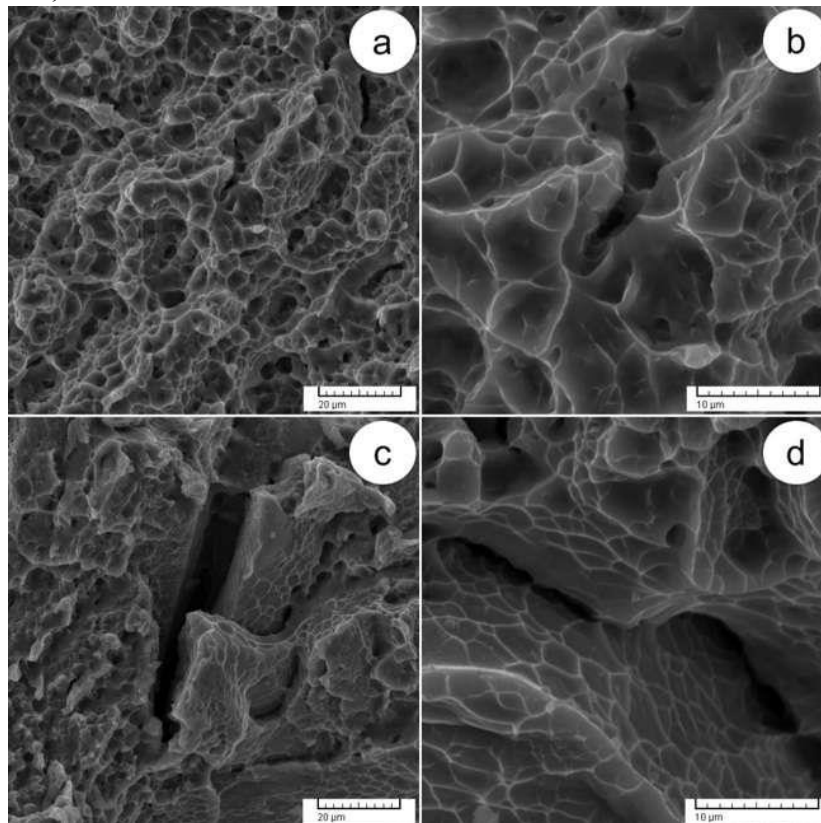
Figura 8.5 prezintă imagini specifice, la mărimi diferite, ale suprafețelor de rupere obținute în cazul probei inițiale (AR) (Figura 8.5.a și b) și în cazul probei deformate la cald (HD3) la 1000°C (Figura 8.5.c și d). În cazul AR, se poate observa că analiza suprafețelor de rupere prezintă o morfologie fibroasă cu o densitate mai mare de goluri și pori (Figura 8.5.a), indicând o ductilitate pronunțată. Se observă mecanismul clivajului golurilor (Figura 8.5.b). În general, cazul probei AR prezintă un comportament plastic, confirmând observațiile făcute în timpul analizei proprietăților mecanice (rezistență ridicată de 1057±14MPa și alungire mare la rupere de 12.9±1.8%). Cazul probei deformate la cald (HD3) la 1000°C arată, pe lângă zonele fibroase, prezența crăpăturilor/fisurilor mari și a zonelor/suprafețelor de clivaj. În zonele fibroase, se pot observa goluri mici și pori de adâncime, cu o densitate scăzută în comparație cu cazul AR (Figura 8.5.c), de asemenea, zonele de coalescență a golurilor (Figura 8.5.d) indicând limitele coloniilor Ti- $\alpha$ / Ti- $\beta$  deformate anterior. În general, cazul probei HD3 arată un amestec de comportament fragil-ductil, confirmând observațiile făcute în timpul analizei proprietăților mecanice (rezistență moderată de 1012±11MPa și alungire la rupere mică de 3.2±0.6%).

#### **8.2.2.2. Analiza suprafeței de rupere în cazul de tratamentul termic de punere în soluție (ST)**

Figura 8.6 prezintă imagini tipice MES-ES ale suprafețelor de fractură tratate cu soluție (ST) ale aliajului Ti-6246 la diferite temperaturi și durate. Analizând cazul tratamentului ST 7.1 (vezi Figura 8.6.a) efectuat la 800°C cu o durată de tratament de 3min/1mm din grosimea



probei, se poate observa că suprafețele de rupere evidențiază prezența unei suprafețe mari de clivaj, fisuri mari și zone fibroase mici.

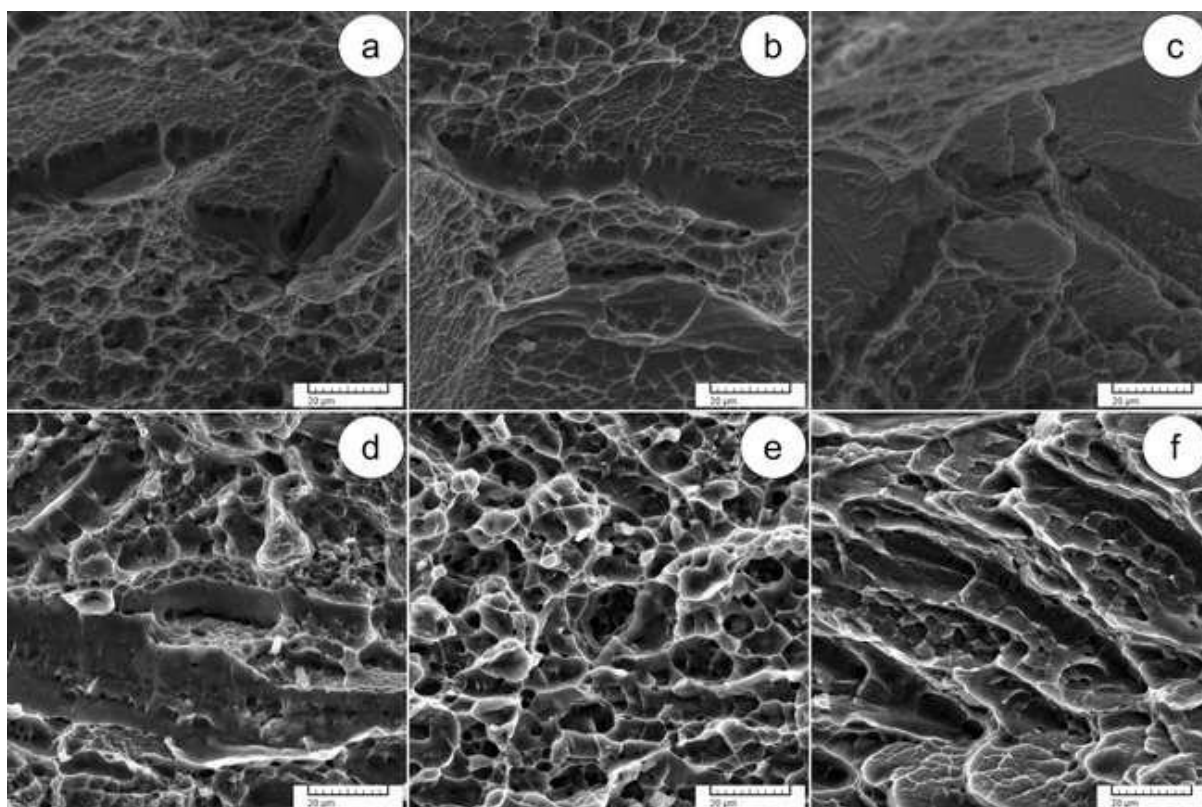


**Figura 8.5** Imagini MES-SE ale suprafețelor de rupere după testarea la tracțiune a aliajului Ti-6246 în cazul AR la diferite mărimi (a și b); cazul HD3 la diferite mărimi (c și d).

Zonele fibroase indică prezența porilor puțin adânci și a golurilor de dimensiuni mici, iar golurile prezintă zone de coalescență, de asemenea, observate, indicând ductilitate limitată. Analizând dimensiunea tuturor aspectelor morfologice (suprafețe de clivaj, fisuri și suprafețe fibroase), se poate concluziona că, cazul de tratament ST 7.1 prezintă un amestec de comportament fragil-ductil. În cazul tratamentului ST 9.1 (vezi Figura 8.6.b) efectuat la 900°C cu o durată de tratament de 3mins/1mm din grosimea probei, se poate observa că suprafețele de rupere prezintă aspecte morfologice similare cu cazul tratamentului ST 7.1, dar cu suprafețe de clivaj de dimensiuni mai mari și zone fibroase de dimensiuni mai mici. Zonele fibroase indică prezența unor goluri de dimensiuni mici și pori superficiali în comparație cu cazul ST 7.1, confirmând plasticitatea redusă/limitată (alungirea până la rupere) obținută în acest caz în comparație cu cazul ST 7.1. Cazul tratamentului ST 11.1 (vezi Figura 8.6.c), efectuat la 1000°C cu o durată de tratament de 3mins/1mm din grosimea probei, arată că aspectele morfologice observate pe suprafețele de rupere sunt în mare parte suprafețe de clivaj, iar zonele fibroase sunt minime. Analiza aprofundată a zonelor fibroase arată încă prezența golurilor de dimensiuni mici și a porilor de mică adâncime. În general, cazul tratamentului cu S T11.1 arată un comportament fragil pronunțat și plasticitate redusă/limitată, confirmând observațiile făcute în analiza proprietăților mecanice (rezistență moderată de 961±12MPa și alungire la rupere redusă de 7.2±0.9%).

Observațiile cazului de tratament ST 8.1 (vezi Figura 8.6.d) efectuat la 800°C cu o durată de tratament de 6 mins/1mm din grosimea probei indică faptul că suprafețele de rupere conțin o suprafață de clivaj mare și fisuri de dimensiuni mari/mici, împreună cu zonele fibroase mici

conțin goluri de dimensiuni mici și pori superficiali, pe lângă prezența mecanismului de coalescență a golurilor, iar pe baza examinării morfologice, se poate constata că, cazul tratamentului ST 8.1 prezintă plasticitate limitată și caracter mixt al comportamentului fragil-ductil. Analiza suprafeței de rupere în cazul tratamentului ST 10.1 (vezi Figura 8.6.e) efectuat la 900°C cu o durată de tratament de 6mins/1mm din grosimea probei prezintă unele aspecte morfologice similare tratamentului ST 8.1, unde suprafețele de clivaj sunt mici în dimensiuni, iar zonele fibroase au densitate mai mare. În zonele fibroase, se găsesc, de asemenea, goluri de diferite dimensiuni și proi de dimensiune mică. Se poate observa că acest caz are plasticitate limitată comparativ cu cazul ST 8.1. Examinând imaginile MES-ES ale cazului de tratament ST 12.1 (vezi Figura 8.6.f) realizat la 1000°C cu o durată de tratament de 6 mins/1mm din grosimea probei, se poate sublinia faptul că observațiile morfologice ale suprafeței de rupere implică în principal scindarea suprafeței. Având în vedere zonele fibroase, acestea încă conțin pori puțin adânci și goluri de dimensiuni mici, dar cu o densitate mult mai mică comparativ cu cazurile de tratament ST 8.1 și ST 10.1. Cazul tratamentului ST 12.1 prezintă un comportament fragil și o plasticitate redusă/limitată, susținând observațiile făcute în analiza proprietăților mecanice (rezistență moderată de 998±11MPa și alungire la rupere redusă de 7.8±1.1%).

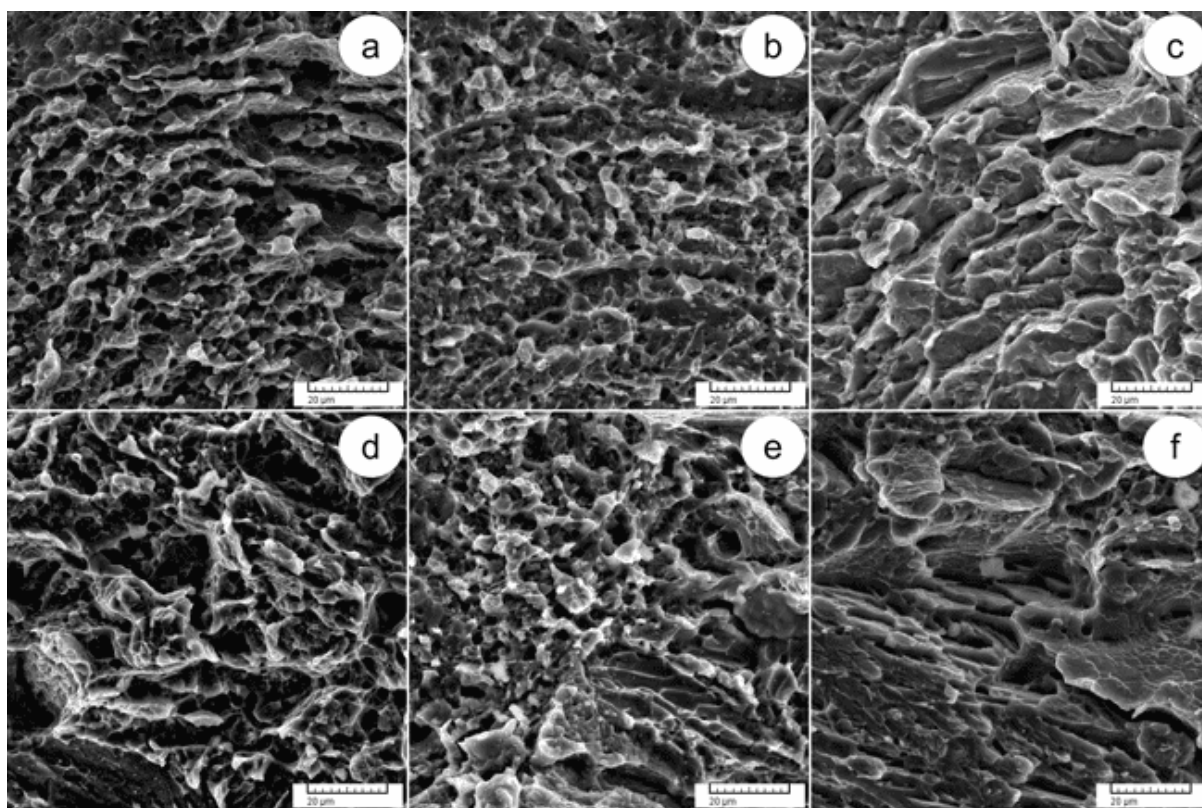


**Figura 8.6** Imagini MES-SE ale suprafețelor de rupere după testarea la tracțiune a aliajului Ti-6246 în cazul ST 7.1 (a); cazul ST 9.1 (b); cazul ST 11.1 (c); cazul ST 8.1 (d); cazul ST 10.1 (e); cazul ST 12.1 (f).

### 8.2.2.3. Analiza suprafeței de rupere în cazul tratamentului termic de îmbătrânire (A)

Figura 8.7 prezintă imagini tipice MES-ES ale suprafețelor de rupere supuse tratamentului de îmbătrânire (A) ale aliajului Ti-6246 la temperatură și durată constante, după tratamentul de punere în soluție (ST). Analiza imaginilor MES-ES în cazul de tratamentului de îmbătrânire (ST 7.1 + A 7.2 - vezi Figura 8.7.a) demonstrează apariția suprafețelor de clivaj de dimensiuni mici cu densitate mare, precum și golurile de densitate mai mare și de dimensiuni mici și porii puțin adânci din zonele fibroase comparativ cu cazul tratamentului de punere în soluție (ST

7.1), cu observarea zonelor de coalescență a golurilor. Acest caz are un comportament mixt de tip fragil-ductil.



**Figura 8.7** Imagini MES-SE ale suprafețelor de rupere după testarea la tracțiune a aliajului Ti-6246 în cazul A 7.2 (a); cazul A 9.2 (b); cazul A 11.2 (c); cazul A 8.2 (d); cazul A 10.2 (e); cazul A 12.2 (f).

Cazul tratamentului de îmbătrânire (ST 9.1 + A 9.2 - vezi Figura 8.7.b) prezintă suprafețe mari de clivaj și zone fibroase. Morfologia zonelor fibroase arată prezența golurilor dense de dimensiuni mici, a porilor mici și a coalescenței golurilor, indicând o creștere a plasticității în comparație cu cazul tratamentului de punere în soluție (ST 9.1). În cazul tratamentului de îmbătrânire (ST 11.1 + A 11.2 - vezi Figura 8.7.c), se poate observa o densitate mai mare a suprafețelor de clivaj de dimensiuni mari și mici și zone mai mari ale fenomenului de coalescență a golurilor, pe lângă creșterea limitată a golurilor și porilor, înregistrând o scădere a plasticității în comparație cu cazul tratamentului de punere în soluție (ST 11.1), deoarece suprafețele de clivaj de dimensiuni mici pot fi rezultatul precipitării fazei Ti- $\alpha$ /Ti- $\omega$  în faza Ti- $\beta$ , crescând comportamentul fragil al aliajului Ti-6246.

Observațiile privind cazul tratamentului de îmbătrânire ST 8.1 + A 8.2 (vezi Figura 8.7.d) scot în evidență prezența unor suprafețe de clivaj de dimensiuni mici, cu densitate mare. În plus față de suprafețele de clivaj în acest caz, porii mici și golurile de densitate mare și de dimensiuni mici se găsesc și în zonele fibroase, prezentând o creștere limitată a plasticității în comparație cu cazul tratamentului de punere în soluție ST 8.1. Natura mecanică a acestui caz este de tip fragil-ductil. Analizând suprafața de rupere pentru cazul tratamentului de îmbătrânire ST 10.1 + A 10.2 (vezi Figura 8.7.e), se pot observa suprafețe mari de clivaj, zone fibroase dense și mecanisme de coalescență a golurilor. În zonele fibroase, pot fi observate goluri și pori de dimensiuni mici, indicând o creștere a plasticității în comparație cu cazul de tratament cu punere în soluție ST 10.1. Având în vedere cazul tratamentului de îmbătrânire ST 12.1 + A

12.2 (vezi Figura 8.7.f), se poate observa că suprafața de rupere conține în mare parte fațete de clivaj. Se poate observa, de asemenea, că zonele fibroase conțin goluri cu densitate redusă, pori puțin adânci și aspecte mai mari ale mecanismului de coalescență a golurilor, rezultând o scădere a plasticității în comparație cu cazul tratamentului cu soluție ST 12.1. Precipitarea fazei Ti- $\alpha$ /Ti- $\omega$  în faza Ti- $\beta$  poate avea un rol în formarea fațetelor de clivaj de dimensiuni mici, rezultând un comportament fragil.

### 8.3. Concluzii

Consecințele deformării la cald peste temperatura transus- $\beta$  la 1000 °C, urmată de tratamentul de punere în soluție și de îmbătrânire, asupra evoluției proprietăților microstructurale și mecanice ale aliajului Ti-6246 sunt cercetate pentru a evalua efectele care rezultă din aplicarea traseului de procesare termomecanică prezent, iar concluziile rezumate sunt după cum urmează:

- Cazurile de tratament de punere în soluție (ST), efectuate la temperaturi sub temperatura de tranziție a aliajului Ti-6246 (la 800°C), cresc proprietatea de plasticitate, iar faza Ti- $\alpha'$  este generată pe lângă fazele principale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$ , contribuind la o creștere relativ mare a proprietăților de rezistență comparativ cu cazul deformării la cald a aliajului Ti-6246. Se concluzionează, de asemenea, că faza Ti- $\alpha'$  este generată pe lângă fazele principale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  în cazurile de tratament de punere în soluție (ST), efectuate aproape de temperatura de tranziție a aliajului Ti-6246 (la 900°C) și a prezentat cele mai mari proprietăți de rezistență și plasticitate dintre cazurile de tratament de punere în soluție.
- Când tratamentul de punere în soluție se efectuează la temperaturi peste temperatura de tranziție a aliajului Ti-6246 (la 1000°C), faza Ti- $\alpha'$  generată pe lângă fazele principale Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  conduce la o scădere a proprietăților de rezistență comparativ cu cazurile de deformare la cald și cazurile de tratament cu punere în soluție, efectuate sub temperatura de tranziție a aliajului, iar aceste cazuri prezintă, de asemenea, plasticitate limitată.
- Cazurile de tratament de punere în soluție efectuate la temperaturi de 800°C, 900°C și 1000°C cu durata tratamentului de 18minute și răcire rapidă au prezentat o creștere a proprietăților de rezistență și plasticitate comparativ cu cazurile de tratament de punere în soluție efectuat în aceleași condiții, dar cu durata tratamentului de 9minute.
- Când tratamentul de îmbătrânire se efectuează la 600°C timp de 6 ore cu stingerea aerului, au loc transformări fazice Ti- $\alpha'$ /Ti- $\alpha''$  → Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  și Ti- $\beta$  → Ti- $\alpha$ /Ti- $\omega$  cu comportament de detensionare și durificare, ducând la diverse consecințe pentru evoluția proprietăților mecanice ale aliajului Ti-6246 care servesc la echilibrarea proprietăților mecanice.
- În tratamentul de îmbătrânire, proprietățile de rezistență și plasticitate pot fi ușor crescute sau scăzute, deoarece tratamentul de îmbătrânire încearcă să ofere o combinație mai bună ale proprietăților mecanice.

## Capitolul 9: Concluzii generale, contribuții personale, recomandări și direcții de cercetare viitoare

### 9.1. Concluzii generale

Teza se ocupă în mod central de investigarea modului în care parametrii de procesare termomecanică influențează microstructura aliajului, arătând astfel proprietățile mecanice ale aliajului Ti-6246. Ca parametru cheie de influență a rutei de procesare termomecanică, teza are în vedere temperatura transus- $\beta$ , fiind un parametru cheie atât în procesarea mecanică prin deformare la cald, cât și în procesarea termică prin tratamente de recoacere, de punere în soluție și îmbătrânire. Din teză, se pot extrage următoarele concluzii generale:

- Prelucrarea mecanică prin deformare plastică la cald, la temperaturi cuprinse între 800°C - 1100°C (de la mult sub la mult peste temperatura transus- $\beta$  us  $\approx$  935°C), cum ar fi: 800°C (mult sub transus- $\beta$   $\approx$  935°C), 900°C (sub aproape de transus- $\beta$   $\approx$  935°C), 1000°C (peste transus- $\beta$   $\approx$  935°C) și 1100°C (mult peste  $\beta$ -transus  $\approx$  935°C). În deformarea la cald efectuată sub temperatura transus- $\beta$  (la 800°C și 900°C), s-au produs deformări de intensitate scăzută în grăunții inițiali și în coloniile microstructurale Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  în comparație cu intensitatea deformării observată la deformarea la cald efectuată peste temperatura transus- $\beta$  (la 1000°C și 1100°C). *Prin urmare, se poate presupune că atunci când se prevede o deformare de înaltă intensitate, temperatura de deformare aleasă trebuie să fie peste temperatura transus- $\beta$ .*
- Creșterea temperaturii de deformare la cald de la 800°C la 1100°C duce la o scădere a proprietăților de rezistență ale aliajului (rezistență finală la tracțiune, rezistență la curgere și micro-duritate) și o creștere a proprietăților de plasticitate ale aliajului (alungirea până la rupere) datorită modificării induse de raportul de faze Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  a aliajului, iar creșterea temperaturii peste transus- $\beta$  crește fracția de fază Ti- $\beta$ . Comportamentul observat în cazul proprietăților mecanice expuse este deținut de cristalografia fazelor constitutive ale aliajului, în care faza Ti- $\alpha$  aparține sistemului HCP, în timp ce faza Ti- $\beta$  sistemului BCC, ce prezintă o plasticitate/ductilitate intrinsecă mai mare, dar o rezistență mai mică.
- Aplicarea unui tratament termic de recoacere (AT) la o temperatură peste temperatura transus- $\beta$ , după deformarea la cald, influențează fracțiunile fazelor Ti- $\alpha$  și Ti- $\beta$  din aliajul Ti-6246, rezultând o consolidare a coloniile constitutive Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  și, de asemenea, scade densitatea defectelor interne cu un efect semnificativ asupra proprietăților mecanice prezentate. Nu s-au observat precipitări pentru fazele secundare. Atunci când se compară rezultatele obținute cu cele obținute înainte de tratamentul de recoacere, se poate observa că toate proprietățile mecanice cresc în general. Cea mai mare creștere observată a proprietăților de rezistență a fost în cazul deformării la cald la 1100°C (HD4) urmată de tratamentul de recoacere (AT4) (adică rezistența finală la tracțiune de la  $1001 \pm 11$ MPa la  $1221 \pm 11$ MPa), în timp ce cea mai mare creștere observată în cazul plasticității a fost în cazul deformării la cald la 800°C (HD1) urmată de tratamentul de recoacere (AT1) (adică alungirea la rupere de la  $3.5 \pm 0.8\%$  la  $8.3 \pm 1.1$ ). *În general, se poate presupune că prin aplicarea tratamentului de recoacere la o temperatură apropiată de transus- $\beta$ , se poate conduce comportamentul mecanic către o combinație adecvată de proprietăți mecanice.*

- Când se aplică un tratament termic de punere în soluție (ST) la temperaturi mult sub (800°C), sub (900°C) și peste (1000°C) temperatura transus- $\beta$  pe probe deformate la cald la 900°C (HD2), coloniile constitutive Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  sunt consolidate datorită temperaturii tratamentului de punere în soluție și, de asemenea, au loc transformări ale fazelor Ti- $\alpha'$  și Ti- $\alpha''$ , datorită răcirii rapide la temperatura ambiantă. S-a demonstrat că atunci când durata tratamentului este mărită de la 3min/1mm la 6min/1mm din grosimea probelor, aceasta duce la o creștere notabilă a proprietăților de rezistență, dar la o creștere neglijabilă a proprietăților de plasticitate (adică ST1.1 comparativ cu ST2.1: rezistență finală la tracțiune 1165±13MPa până la 1221±12MPa, alungire la rupere 5.3±1.1% până la 5.8±0.9%). De asemenea, cele mai mari proprietăți de rezistență obținute au fost observate în cazul tratamentului cu punere în soluție (ST) efectuat aproape de temperatura transus- $\beta$  (adică ST3.1 - 1357±14MPa și ST4.1 - 1395±11MPa), în timp ce au fost observate cele mai mari proprietăți de plasticitate în cazul tratamentului cu punere în soluție (ST) efectuat peste temperatura transus- $\beta$  (adică ST5.1 - 9.7±1.2% și ST6.1 - 10.4±1.4%). *În ansamblu, se poate presupune că atunci când se prevăd proprietăți de rezistență, temperatura de soluție aleasă trebuie să fie apropiată de temperatura transus- $\beta$ , în timp ce atunci când se prevăd proprietăți de plasticitate, temperatura de soluție aleasă trebuie să fie peste temperatura transus- $\beta$ .*
- Când se aplică un tratament termic final prin tratament de îmbătrânire (A) la o temperatură mult sub transus- $\beta$  la 600°C la probele tratate cu punere în soluție (ST), coloniile constitutive Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  sunt consolidate datorită temperaturii tratamentului de îmbătrânire și, de asemenea, readuc fazele secundare Ti- $\alpha'$  și Ti- $\alpha''$  la fazele inițiale Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$  datorită temperaturii și duratei tratamentului de îmbătrânire, reducerii tensiunilor și durificării. În cazul tratamentului de îmbătrânire efectuat pe probe tratate cu punere în soluție la temperaturi sub și apropiate de transus- $\beta$  (ST1.1, ST2.1, ST3.1 și ST4.1), s-a demonstrat că proprietățile de rezistență sunt în scădere (adică ST1.1 - 1165±13MPa la A1.2 - 1089±11MPa), iar proprietățile de plasticitate sunt în creștere (adică ST1.1 - 5.3±1.1% la A1.2 - 8.1±1.3%). În cazul tratamentului de îmbătrânire efectuat pe probele tratate cu punere în soluție la temperaturi peste transus- $\beta$  (ST5.1 și ST6.1), s-a demonstrat că proprietățile de rezistență sunt în creștere (adică ST5.1 - 984±13MPa până la A5.2 - 1170±11MPa), iar proprietățile de plasticitate sunt în scădere (adică ST5.1 - 9.7±1.2% până la A5.2 - 6.9±1.2%). *În general, se poate presupune că prin aplicarea unui tratament de îmbătrânire la o temperatură sub transus- $\beta$ , se poate conduce comportamentul mecanic către o combinație adecvată de proprietăți mecanice.*
- Când se aplică un tratament termic cu punere în soluție (ST) la temperaturi sub (800°C), sub (900°C) și peste (1000°C) față de temperatura transus- $\beta$  pe probele deformate la cald la 1000°C (HD3), rezultate similare au fost concluzionate în ceea ce privește aspectul microstructural și proprietățile mecanice, ușor mai mici în comparație cu cele obținute în cazul deformării la cald la 900°C (HD2) și a probelor tratate cu punere în soluție (ST). Se poate observa că atât rezistența cât și plasticitatea sunt puțin mai mici (adică rezistența finală la tracțiune: ST11.1 - 961±12MPa comparativ cu ST5.1 - 984±13MPa; alungirea la rupere: ST11.1 - 7.2±0.9% comparativ cu ST5.1 - 9.7±1.2%). *Prin urmare, se poate presupune că atunci când se prevăd proprietăți de rezistență*

*ridicată și/sau de plasticitate ridicată, temperatura de deformare aleasă trebuie să fie sub temperatura transus- $\beta$ .*

- În timpul aplicării unui tratament termic final îmbătrânire (A) la o temperatură mult sub temperatura transus- $\beta$  la 600°C pe probele tratate cu punere în soluție (ST) și probele deformate la cald la 1000°C (HD3), rezultate similare au fost, de asemenea, concluzionate în ceea ce privește aspectul microstructural și proprietățile mecanice, ușor mai mici în comparație cu cele obținute în cazul probelor de deformare la cald la 900°C (HD2) și probelor tratate cu punere în soluție (ST). *Prin urmare, se poate presupune că atunci când se prevăd proprietăți de rezistență ridicată și/sau de plasticitate ridicată, temperatura de deformare aleasă trebuie să fie sub temperatura transus- $\beta$ .*
- Pe baza rezultatelor obținute în ceea ce privește datele microstructurale și mecanice, se poate proiecta în mod corespunzător o rută de procesare termomecanică constând în deformare la cald urmată de recoacere primară și/sau tratament de punere în soluție și tratament de îmbătrânire secundară pentru a obține o combinație adecvată de proprietăți mecanice (adică atât rezistență ridicată, cât și plasticitate ridicată).

## 9.2. Contribuții personale

O serie de contribuții originale/personale, ca și noutate, care rezultă din această teză pot fi prezentate după cum urmează:

- Efectuarea unui studiu de literatură complex, axat pe aliaje pe bază de titan, în principal pe aliajul Ti-6246, care aparține clasei ( $\alpha + \beta$ ) a aliajelor de titan, pentru a determina cei mai influenți parametri de procesare termomecanică la proiectarea unei rute care combină prelucrarea mecanică și termică aplicată aliajului Ti-6246, având ca scop obținerea unei combinații adecvate de proprietăți mecanice.
- Dezvoltarea de programe experimentale originale luând în considerare infrastructura de laborator existentă pentru a atinge obiectivele asumate.
- Investigarea efectelor induse de deformarea la cald în cazul aliajului Ti-6246 într-un spațiu experimental, variind de la o temperatură mult sub transus- $\beta$  (800°C) până la mult peste transus- $\beta$  (1100°C).
- Investigarea efectelor induse de tratamentul de punere în soluție asupra microstructurii prezentarea proprietăților mecanice, într-o gamă largă de temperaturi de tratament cuprinse între 800°C și 1000°C, cu durate diferite de tratament de 3min/mm și 6min/mm.
- Investigarea efectelor induse de un tratament de îmbătrânire secundar aplicat după tratamentul de punere în soluție primară asupra microstructurii și prezentarea proprietăților mecanice.
- Obținerea probelor corespunzătoare prelucrate termomecanic din aliaj Ti-6246 pentru a fi utilizate în evaluarea efectelor induse de prelucrarea termomecanică pe baza programelor experimentale dezvoltate.
- Dezvoltarea procedurilor specifice de investigație și caracterizare aplicate probelor de aliaj Ti-6246 prelucrate termomecanic pentru a obține date despre microstructură și proprietăți mecanice axate pe testarea MO, MES, DRX, tracțiune și micro-duritate.

## 9.3. Recomandări

Experimentele efectuate în cazul aliajului Ti-6246 au arătat că este posibil să se obțină o combinație adecvată de proprietăți mecanice (adică rezistență ridicată și plasticitate ridicată)

atunci când se aplică o rută de procesare termomecanică bine aleasă. Se pot prezenta următoarele recomandări generale:

- Când intenția este doar de deformare a aliajului Ti-6246, procesarea prin deformare la cald trebuie efectuată la o temperatură peste transus- $\beta$ , datorită cristalografiei fazelor constitutive ale aliajului Ti- $\alpha$ /Ti- $\beta$ , faza Ti- $\alpha$  aparține sistemului HCP, în timp ce faza Ti- $\beta$  sistemului BCC, care prezintă o plasticitate/ductilitate intrinsecă mai mare.
- Când intenția este de a deforma aliajul Ti-6246, dar și de a obține proprietăți de rezistență ridicată, atunci procesarea prin deformare la cald trebuie efectuată în două etape: 1) prima etapă la o temperatură peste transus- $\beta$  pentru a atinge o intensitate ridicată a deformării ; 2) a doua etapă la o temperatură sub sau apropiată de transus- $\beta$  pentru a obține forma finală dorită, după deformarea la cald, este urmată de aplicarea unui tratament termic primar constând în tratamentul de recoacere sau punere în soluție, efectuat la o temperatură apropiată o temperatură transus- $\beta$ , care va crește proprietățile de rezistență și plasticitate. Dacă este necesară o plasticitate mai mare, atunci tratamentul de îmbătrânire trebuie efectuat ca tratament secundar, care va crește în continuare proprietățile de plasticitate, dar va scădea ușor proprietățile de rezistență.

#### 9.4. Direcții de cercetare viitoare

Direcțiile viitoare pentru continuarea cercetărilor în domeniul prelucrării termomecanice și caracterizarea aliajului Ti-6246 pot fi rezumate după cum urmează:

- În plus față de metodele convenționale de examinare, cum ar fi microscopia optică (MO), microscopia electronică cu scanare (MES), difracția cu raze X (DRX), se pot implica alte tehnici avansate de investigație, cum ar fi: microscopia electronică de transmisie (MET), difracție de retrodifuziune de electron (DRE) și alte metode descriptiv-analitice pentru a studia cu precizie componentele microstructurale ale aliajului (morfologie de fază, cristalografie etc.), precipitarea fazei secundare, apariția mecanismelor de deformare (alunecare/maclare), propagarea dislocării etc. , despre oferirea de informații suplimentare pentru înțelegerea relației proprietăților mecanice cu microstructura.
- Într-o serie similară de investigații efectuate în cadrul programelor experimentale, se poate extinde studiul creșterii duratei tratamentului de recoacere/punere în soluție asupra evoluției microstructurii și a proprietăților mecanice prezentate ale aliajului Ti-6246. De asemenea, se poate lua în considerare influența condițiilor de răcire, considerând că recristalizarea dinamică și statică are loc în aceste condiții presupuse, introducând un nou nivel de complexitate în procedura de analiză.
- Este posibilă extinderea cercetării prin modificarea etapelor de prelucrare mecanică și procesare termică a aliajului Ti-6246 cu etape de procesare suplimentare, care pot oferi o combinație mai bună de proprietăți, extinzând astfel posibile aplicații ale utilizatorului final.
- Este posibilă extinderea cercetării prin modificarea compoziției chimice a aliajului Ti-6246 cu elemente/conținuturi suplimentare de aliere, ceea ce poate oferi o perspectivă mai bună asupra diferitelor aplicații posibile pentru utilizatorii finali.



## Bibliografie

- Ahmed, Y. M., Sahari, K. S. M., Ishak, M., Khidhir, B. A. Titanium and its Alloy, *International Journal of Science and Research (IJSR)*, Vol. 3, Iss. 10, 2012, pp. 1351-1361.
- Askeland, D. R., Fulay, P. P., Wright, W. J. *The Science and Engineering of Materials*, Cengage Learning, Inc., USA, 2010, p. 949.
- Bein, S., Béchet, J. Phase transformation kinetics and mechanisms in titanium alloys Ti-6.2.4.6,  $\beta$ -CEZ and Ti-10.2.3., *Journal de Physique IV Colloque, J. Phys. IV France*, Vol. 06, No. C1, 1996, pp. C1-99 - C1-108.
- Boyer, R., Collings, E. W., Welsch, G., Lampman, S. *Materials properties handbook: Titanium alloys*, 1st Ed., ASM International, Materials Park, OH, USA, 1994, p 788.
- Cherukuri, B. *Microstructural stability and thermomechanical processing of boron modified beta titanium alloys*, (Ph.D. thesis), Department of Mechanical and Materials Engineering, Wright State University, USA, 2008.
- Donachie, M. J. *Titanium: A technical guide*, 2nd Ed., ASM International, Materials Park, OH, USA, 2000, p. 216.
- Ezugwu, E. O., Wang, Z. M. Titanium alloys and their machinability - A review, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 68, Iss. 3, 1997, pp. 262-274.
- Flower, H. M. Microstructural development in relation to hot working of titanium alloys, *Materials Science and Technology*, Vol. 6, No. 11, 1990, pp. 1082-1092.
- Groover, M. P. *Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, Processes, and Systems*, 4th Ed., John Wiley & Sons, Inc., USA, 2007, p. 1025.
- Guo, Y. *Microstructure characterisation of linear friction welded titanium alloys using EBSD and TEM*, (Ph.D. thesis), University of Birmingham, Birmingham, UK, 2012.
- Ishida, T., Wakai, E., Makimura, S., Casella, A. M., Edwards, D. J., Prabhakaran, R., Senor, D. J., Ammigan, K., Bidhar, S., Hurh, P. G., Pellemoine, F., Densham, C. J., Fitton, M. D., Bennett, J. M., Kim, D., Simos, N., Hagiwara, M., Kawamura, N., Meigo, S., Yonehara, K. Tensile behavior of dual-phase titanium alloys under high-intensity proton beam exposure: Radiation-induced omega phase transformation in Ti-6Al-4V, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 541, 2020, p. 152413.
- Jackson, M., Dashwood, R. J., Christodoulou, L., Flower, H. M. Thermomechanical processing of titanium alloys: the Application of a novel technique to examine sub- $\beta$  transus isothermal forging of Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo, in: *Titanium Alloys at Elevated Temperature: Structural Development and Service Behaviour*, editor by M. R. Winston, and A. Strang, 1st Ed., Institute of Materials (IOM) Communications Ltd, UK, London, 2001, pp. 89-101.
- Joshi, V. A. *Titanium alloys: an atlas of structures and fracture features*, CRC Press -Taylor & Francis Group, 6000 Broken Sound Parkway NW, Suite 300 Boca Raton, FL 33487-2742, 2006.
- Leyens, C., Peters, M. *Titanium and titanium alloys - Fundamentals and Applications*, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, Germany, 2003.
- Liu, A. F. *Mechanics and Mechanisms of Fracture: An Introduction*, 1st Ed., ASM International, Materials Park, OH, USA, 2005.
- Lütjering, G., Williams, J. C. *Titanium*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Germany, 2007, p. 449.
- Mullen, M. J., Griebel, A. H., Tartaglia, J. M. Fracture surface analysis, *Advanced Materials and Processes (ASM International)*, Stork Climax Research Services, Wixom, Michigan, Vol. 165, Iss. 11, 2007, pp. 21-23.
- Pardhi, Y. U. *Microstructure evolution and its effect on fatigue performance in inertia welds of Titanium and Nickel based alloys*, (Ph.D. thesis), University of Birmingham, Birmingham, UK, 2010.
- Partridge, P. G. The crystallography and deformation modes of hexagonal close-packed metals, *Metallurgical Reviews*, Vol. 12, No. 1, 1967, pp. 169-194.
- Pederson, R. *The microstructures of Ti-6Al-4V and Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo and their relationship to processing and properties*, (Ph.D. thesis), Department of Applied Physics and Mechanical Engineering, Division of Engineering Materials, Luleå University of Technology, Sweden, 2004.
- Peters, M., Hemptenmacher, J., Kumpfert, J., Leyens, C. Structure and properties of titanium and titanium alloys, in: *Titanium and Titanium Alloys*, 1st Ed., Editor by Leyens, C., and Peters, M., Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, Germany, 2003, pp. 1-36.
- Richardson, M. D. *Microstructural and Mechanical Property Development in Metastable Beta Titanium Alloys*, (Ph.D. thesis), Department of Materials Science and Engineering, University of Sheffield, UK, 2016.
- Roder, O., Helm, D., Lütjering, G. *Titanium '03: Science and Technology*, Proceedings of the 10th World Conference on Titanium, Held at the CCH-Congress Center, Hamburg, Germany July, Proceeding currently in press, Wiley VCH, Vol. 1, 2003, pp. 13-18.
- Semiatin, S. L., Seetharaman, V., Weiss, I. The thermomechanical processing of alpha/beta titanium alloys, *Journal of The Minerals, Metals & Materials (JOM)*, Vol. 49, Iss. 6, 1997, pp. 33-39.
- Veiga, C., Davim, J. P., Loureiro, A. G. R. Properties and applications of titanium alloys: A brief review, *Reviews on advanced materials science*, Vol. 32, No. 2, 2012, pp. 133-148.
- Walter, J. L., Jackson, M. R., Sims, C. T. *Titanium and its Alloys: Principles of Alloying Titanium*, 1st Ed., ASM International, Metals Park, Ohio, USA, 1988.

- Weiss, I., Semiatin, S. L. Thermomechanical processing of alpha titanium alloys - an overview, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 263, Iss. 2, 1999, pp. 243-256.
- Weiss, I., Semiatin, S. L. Thermomechanical processing of beta titanium alloys - an overview, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 243, Issues 1-2, 1998, pp. 46-65.
- Welsch, G., Boyer, R., Collins, E. W. *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*, ASM International, Materials Park, OH, USA, 1994.

## Diseminarea rezultatelor

### A) Lucrări științifice publicat în revista cu factor de impact ridicat:

1. **Mohammed Hayder ALLUAIBI**, Elisabeta Mirela COJOCARU, Adrian RUSEA, Nicolae Șerban, George Coman and Vasile Dănuț COJOCARU. *Microstructure and Mechanical Properties Evolution during Solution and Ageing Treatment for a Hot Deformed, above  $\beta$ -transus, Ti-6246 Alloy*, **Metals**, 2020, Vol. 10, No. 9, p. 1114.

### B) Lucrări științifice publicat în revista ISI:

1. **Mohammed Hayder ALLUAIBI**, Adrian RUSEA, Vasile Danut COJOCARU. *Influence of thermomechanical processing at temperatures above  $\beta$ -transus on the microstructural and mechanical characteristics of the Ti-6246 alloy*, **University Politehnica of Bucharest Scientific Bulletin Series B - Chemistry and Materials Science**, 2018, Vol. 80, No. 1, pp. 245-258.
2. **Mohammed Hayder ALLUAIBI**, Saleh Sabah ALTURAIHI, Elisabeta Mirela COJOCARU and Ion CINCA. *Microstructural evolution during thermomechanical processing of Ti-6246 titanium alloy*, **University Politehnica of Bucharest Scientific Bulletin: Series B - Chemistry and Materials Science**, 2019, Vol. 81, No. 1, pp. 225-234.
3. Saleh Sabah ALTURAIHI, **Mohammed Hayder ALLUAIBI**, Elisabeta Mirela COJOCARU and Doina RADUCANU. *Microstructural changes occurred during hot-deformation of SDSS F55 (super-duplex stainless steel) alloy*, **University Politehnica of Bucharest Scientific Bulletin Series B - Chemistry and Materials Science**, 2019, Vol. 81, No. 1, pp. 149-160.
4. **Mohammed Hayder ALLUAIBI**, Saleh Sabah ALTURAIHI, Adrian RUSEA, Elisabeta Mirela COJOCARU. *The response of microstructure and mechanical properties of Ti-6246 alloy to thermomechanical processing*, **University Politehnica of Bucharest Scientific Bulletin: Series B - Chemistry and Materials Science**, 2021, Vol. 83, No. 2, pp. 231-242.

### C) Lucrări științifice publicat la conferințe internaționale din indexul Scopus și

#### Clarivate:

1. **Mohammed Hayder ALLUAIBI** and Vasile Dănuț COJOCARU. *Effect of thermomechanical processing and heat treatment on the microstructure evolution of the Ti-6246 alloy*, **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, Istanbul**, Turkey, Vol. 454, 2018.
2. **Mohammed Hayder ALLUAIBI**, Saleh Sabah ALTURAIHI, Doina RADUCANU, Adrian RUSEA, Ion CINCA, Anna NOCIVIN, Vasile Danut COJOCARU. *Microstructure investigation and mechanical properties of Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo alloy processed by hot rolling and solution treatment*, **Metal**, Brno, Czech Republic, 2020.